

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Université Mouloud MAMMERRI Tizi-Ouzou
Faculté de génie de construction
Département génie mécanique

Mémoire de fin d'études

En vue d'obtention du diplôme Master Académique

en génie mécanique

Spécialité : Comportement et mise en forme des matériaux



Thème

**Etude de l'influence des traitements thermique
sur la résistance a l'usure des aciers à outils de
type X155CrVMo12.1**

Proposé et dirigé par :

KEHAL Abdelkrim

Présenté par :

OUSSADANE Nassim

Soutenu devant le jury composé de :

FERHOUM Rabah.....Président

DJERIDI Rachid.....Examineur

SEDJAL Hamid.....Examineur

PROMOTION : 2013/2014

Remerciements

Je tiens à remercier en premier lieu Monsieur A. KEHAL pour la confiance qu'il m'a accordée en acceptant de m'encadrer, pour ses conseils tant au niveau scientifique et technique, je le remercie chaleureusement.

De même je tiens à remercier les travailleurs des différents laboratoires (entreprise BCR, oued aissi, génie mécanique et hassnaoua) où j'ai pu réaliser mes essais en rapport avec ma présente étude.

Que les membres de jurys trouvent ici l'expression de ma profonde reconnaissance pour avoir accepté d'évaluer mon travail.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail

A mes très chers parents a qui je souhaite une longue vie.

A mon cher frère Ramdane et sa femme zohra

A mes sœurs Kahina et Nassima

A khalti zira et ses deux fils Nafaa et samir

A tous mes cousins et cousines

A tous mes amis(es) sans exceptions en particulier Assia H

deby, djimi ,siham.

Nassim

Listes des figures

Figure 1 : Influence de diverses teneurs en chrome sur les teneurs limites en carbone conduisant à la formation d'austénite pure [5].....	18
Figure 2 : Courbe TTT X155CrVMo12.1 [7].....	23
Figure 3 : Influence des éléments d'alliage sur la position du domaine de température Ac [6]	24
Figure 4 : Influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde [6]	25
Figure 5 : Représentation schématique de l'évolution structurale des aciers à outils au cours de l'austénitisation [8]	29
Figure 6 : Structure de recuit de l'acier X37CrMoV5-1 avec forte précipitation de carbures proeutectoides (à éviter) [8]	29
Figure 7 : Structure optimale de recuit de l'acier X37CrMoV5-1 pour les propriétés d'emploi après traitement thermique [8]	30
Figure 8 : Structure de recuit de l'acier rapide HS6-5-2 obtenue dans le cas d'un lingot de petites dimensions (150 kg) [8].....	30
Figure 9 : Structure de recuit de l'acier rapide HS6-5-2 obtenue dans la partie centrale d'un lingot de 1 200 kg [8].....	31
Figure 10 : Influence des températures d'austénitisation et de recuit sur la grosseur de grain d'un acier HS6-5-2 [8]	32
Figure 11 : Maintien en temps et en température [8]	37
Figure 12 : Temps de refroidissement nécessaire pour atteindre 500°C dans le cas de cylindres en acier de différents diamètres, trempés à l'air à partir de 1 000 °C [8]	38
Figure 13 : Durée de maintien nécessaire pour homogénéiser la température de cylindres en acier de différents diamètres, lors de la trempe par étape en bain de sel à 200 et 500 °C depuis environ 1 000 °C [8].....	39
Figure 14 : Influence des éléments carburigènes sur le durcissement secondaire à 550 C d'un acier d'outillage à 0,5 % de carbone [8]	42
Figure 15 : Nomogrammes de Payson pour la détermination des équivalences temps-température dans les traitements de revenu [8]	43

Figure 16 : Contraintes de cisaillement développées dans la tôle [11]	45
Figure 17 : Phases dans l'opération de découpage.....	45
Figure 18 : Comparaison entre la courbe d'effort calculée par un modèle élastoplastique avec endommagement de type Gurson et la courbe expérimentale [12]	47
Figure 19 : Système d'efforts en découpage [11]	48
Figure 20 : Contraintes en découpage et dégradation de l'outil [11].....	48
Figure 21 : courbe d'effort en découpage [11].....	49
Figure 22 : Exemple d'évolution de la courbe d'effort en fonction de l'usure de l'outil (comptée a partir du nombre de coups de presse).Cas d'une tôle en acier au silicium de 0.5 mm d'épaisseur [11].....	51
Figure 23 : aspect des poinçons après un million de coups de presse [11]	52
Figure 24 : profils d'usure des poinçons après un million de coups de presse	52
Figure 25 : Classement de la performance en découpage d'huiles entières : mesure du coefficient de frottement (μ_f) en fonction du nombre de coups de presse suivant un protocole d'application du lubrifiant [14]	54
Figure 26 : Huiles évaporables : relation entre composition et sensation au toucher	54
Figure 27 : Evolution type de l'usure des outils de découpage [11]	56
Figure 28 : Aspect de l'arête de coupe d'un poinçon avant et après usure progressive [11]	56
Figure 29 : Aspect de l'arête de coupe d'une matrice écaillée [11].....	57
Figure 30 : exemple d'évolution avec l'usure de l'outil des dimensions d'un trou d'écopé [11]	58
Figure 31 : Evolution de l'effort de poinçonnage avec l'usure de l'outil [11]	59
Figure 32 : Evolution de l'effort de dévêtissage avec l'usure de l'outil .acier inoxydable type X10CrNi18-10 état recuit [11]	59
Figure33 : Four des traitements thermique	61
Figure34 : Duromètre pour les essais de dureté	62
Figure35 : Microscope optique	63
Figure36 : Polisseuse a deux disques de marque « KNUTH-ROTOR2 »	64
Figure37 : Polisseuse de finition	64
Figure38 : Microscope électronique à balayage (MEB)	65
Figure39 : dispositif expérimental de l'usure	66

Figure 40 : le microdromètre.....	67
Figure 41 : gamme de traitement thermique de l'entreprise ORFFE.....	69
Figure 42 : dureté en fonction d la température d'austénitésation	71
Figure 43 : Microstructures de l'acier à l'état trempé sans revenu (x100) a : 990°C , b : 1025°C , c :1040°C	72
Figure 44 : dureté en fonction de la température du deuxième revenu.....	75
Figure 45 : Microstructures d'échantillons austénites à 1025°C (x100) et ayant subi des revenu à a- 200°C b- 300°C c- 450°C d- 500°C e- 525°C.....	76
Figure 46 : Perte de masse en fonction de la température de revenu.....	79
Figure 47 : Perte de masse en fonction de la dureté.....	79
Figure 48: résultat du MEB.....	81
Figure 49: résultat du MEB.....	81

Les tableaux

Tab 1 : d'aciers à outils de la classe1	6
Tab 2 : nuances d'aciers à outils pour le travail à chaud [1].....	8
Tab 3 : nuances d'aciers rapides au tungstène [1].....	12
Tab 4 : nuances d'aciers rapides au molybdène.....	12
Tab 5 : Caractéristiques des carbures primaires pouvant être présents dans les aciers à outils Après austénitisation [5]	26
Tabl 6 : Amplitude du cycle d'effort (phase d'expulsion-dévêtissage pour3 Configurations d'essais) [11]	51
Tab 7 : Evolution des caractéristiques de la pièce découpée [11].....	58
Tab 8: la Fourchette de la composition chimique de l'acier X155CrVMo12.1	68
Tab 9: Résultats de dureté après tempe	71
Tab 10: Résultats de dureté après tempe.....	73
Tab 11 : des résultats de dureté	74
Tab 12 : Dureté HRC après deuxième 2 ^{eme} revenu	75
Tab 13 : Perte de masse des quatre échantillons	79

Sommaire

Introduction

Chapitre I

I.1/ Définition.....	4
I.2/ Propriétés générales dès l'acier a outil	4
I.3/Classification des aciers a outils	5
I.3.1/ Aciers à outils de la classe1	5
I.3.2/Aciers à outils de la classe 2	6
I.3.2.1/Aciers au manganèse et au manganèse-vanadium.....	7
I.3.2.2/ Aciers au chrome	7
I.3.2.3/ Aciers au chrome-molybdène	7
I.3.2.4/ Aciers au chrome-tungstène	8
I.3.2.5/ Aciers au nickel-chrome	8
I.3.3/ Aciers à outils de la classe	38
I.3.4/ Aciers à outils de la classe	49
I.3.4.1/ Aciers rapides courants.....	10
I.3.4.2/ Aciers rapides au tungstène-molybdène	10
I.3.4.3/ Aciers extra-rapides	11
I.3.4.4/ Aciers rapides spéciaux au cobalt.....	11
I.3.4.5/ Aciers rapides à haute teneur en vanadium	11
I.3.4.6/ Aciers au molybdène-cobalt	11
a. Aciers rapides au tungstène	12
b. Aciers rapides au molybdène	12

I.4/ Les propriétés d'emploi des aciers à outils	13
I.5/ Critères de mise en œuvre.....	13
I.5.1/Structure à l'état recuit	14
I.5.2/Usinabilité.....	14
I.5.3/Réponse au traitement thermique	14
I.5.4/Aptitude à la rectification	14
I.5.5/Traitement de surface	15
I.5.6/ Modes de mise hors service	15
I.6.1/Ténacité des aciers à outils indéformables	15
I.6.2/Influence de la microstructure sur la résistance aux chocs.....	16
I.6.3/Effets des carbures.....	16
I.7/Rôle des éléments d'alliages.....	16
I.7.1/Silicium.....	17
I.7.2/Chrome	17
I.7.3/Molybdène	18
I.7.4/Vanadium.....	19
I.7.5/Manganèse	19
I.8/Carbures.....	19

Chapitre II

II.1/ But des traitements des aciers à outils.....	21
II.2/ Paramètres d'optimisation des traitements thermiques	21
II.2.1/ Conditions de chauffage.....	21
II.2.2/ Temps de maintien à la température d'austénitisation	22
II.2.3/ Régime de refroidissement.....	22

II.2.4/ Effet des éléments d'alliages	24
II.2.5/ Carbures primaires	25
II.3/ Structures et propriétés	26
II.4.1/ Effet de la température d'austénitisation sur la microstructure.....	31
II.4.1.1 Aciers à outils peu alliés.....	31
II.4.1.2/ Aciers à outils alliés	31
II.4.2/ Effet de la température de recuit	32
II.4.3/ Effet de la Température d'austénitisation sur la dureté.....	33
II.4.4/ Grosseur de grain.....	33
II.4.5/ Trempabilité	34
II.5/ Différent types de traitements thermiques appliqués aux aciers à outils	35
II.5.1/ Les traitements de recuit.....	35
II.5.1.1/ Recuit complet	35
II.5.1.2/ Recuit de détente	35
II.5.2/ Traitements de durcissement	36
II.5.2.1/ Montée en température (préchauffage)	36
II.5.2.2/ Maintien en temps et en température	36
II.5.2.3/ Trempe en différents milieux de refroidissement.....	37
a) La trempe à l'air.....	37
b) La trempe en four	38
c) La trempe à l'eau ou à l'huile	38
d) La trempe par étape en bain de sel.....	38
II.5.4/ Revenu [H]	40
II.5.4.1/ Transformations de la martensite et de l'austénite résiduelle	40

II.5.4.2/ Séquence de précipitation des carbures	41
II.5.4.3/Conditions de revenu.....	42
II.5.4.3.1/ Température de revenu et temps de maintien.....	42
II.5.4.3.2/ Revenu de détente	43

Chapitre III

III.1/ Mécanismes du découpage à la presse	45
III.2/ Efforts et contraintes sur l’outil et la presse.....	47
III.2.1/ Courbe d’effort en découpage.....	49
III.2.2/ Description	49
III.2.3/ Analyse.....	50
III.3/ Paramètres liés à l’usure de l’outil	53
III.3.1/ Lubrification.....	53
III.4/ Usure des outils.....	55
III.4.1/ Différents types de dégradations.....	55
a) L’usure progressive.....	55
b) Le collage et le grippage.....	55
c) La rupture.....	56
d) La déformation sous contrainte.....	57
III.4.2/ Conséquences de l’usure	58
III.5/ Conclusion	59

Chapitre IV méthodes expérimentale

IV.1/ Introduction.....	61
IV.2/ Traitements thermiques.....	61
IV.3/ Dureté.....	62
IV.4/ Microstructure.....	63
IV.4.1/ Examen par microscopie optique : (MO)	63
IV.4.2/ Examen par microscopie électronique à balayage (MEB)	65
IV.5/ L’usure	66
IV.6/ La microdureté.....	67

Chapitre V résultats et interprétation des résultats

V.1/ Introduction	68
V.2/ Matériau	68
V.2.1/ Composition chimique	68
V.2.2/ Etat de livraison de l'acier	68
V.3/ Gamme des traitements thermiques appliqués	69
V.4/ Choix des paramètres des traitements thermiques	71
V.4.1/ Les conditions de trempe	71
V.4.2/ résultats de dureté	71
V.4.3/ Les résultats métallographique après trempe	72
V.4.4/ Micro dureté des phases métallographiques	73
V.5/ Interprétation des résultats de la trempe.....	73
V.5.1/ Durete.....	73
V.5.2/ Métallographie et micro dureté	74
V.6/ Résultats de revenu	74
V.6.1/ Dureté après 1 ^{ere} revenu	74
V.6.2/ Dureté après deuxième 2 ^{eme} revenu	75
V.6.3/ Les résultats métallographiques	75
V.7/ Interprétation des résultats de revenu	76
V.7.1/ Le premier revenu	76
V.7.2/ Le second revenu.....	77
V.7.3/ Structure de revenu	78
V.8/ Résultats de l'usure	79
V.9/ Interprétations des résultats de l'usure	80
V.10/ Observation au microscope à balayage	80
Conclusion générale.....	82
Bibliographie	

Introduction générale

La qualité de l'outil est directement liée 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) 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 des outillages de découpe (poinçon matrice) de la tôle d'inox, à l'entreprise BCR de bordj mmail.

La tenue en service de ces outils de découpe 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 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 œuvre, 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 X155CrVMo12.1 est actuellement le matériau employé à l'entreprise BCR pour la fabrication des poinçons et matrices. 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.

Le but de ce travail consiste à l'étude de l'évolution de entre en fonction de la microstructure, propriétés mécaniques et d'usure en fonction des traitements thermiques et ce afin d'améliorer au mieux le comportement du matériau au cours du service permettant ainsi de porter des améliorations en terme de durée de vie.

Afin d'atteindre cet objectif, différentes étapes ont été adoptées :

Une recherche bibliographique présentée au premier chapitre qui a pour but de définir le cadre théorique de l'étude dont nous allons définir l'acier en étude point de vue métallurgique (composition chimique, propriétés mécanique et domaine d'utilisation) et son classement par rapport à d'autre acier à outils selon la norme DIN

Un deuxième chapitre qui a comme objectif l'illustration des différentes méthodes expérimentales utilisées le long de cette étude

Et le dernier chapitre sera consacré pour la présentation des résultats expérimentaux et leurs interprétations

En fin une conclusion globale dont nous allons l'essentielle des points scientifique déduite par cette étude purement pratique

I.1/ Définition

Les aciers à outils sont des aciers au carbone et alliés contenant plus de 0,5 % C. Ils sont caractérisés par :

- Une dureté élevée (60 à 65) HRC.
- Une grande résistance à l'usure.
- Une forte résistance mécanique.

Dans le cas général; ce sont des aciers hypereutectoïdes et lédéburitiques, dont la structure après trempe et revenu à basse température se compose de martensite et de carbures. Pour les outils qui demandent une ductilité relativement élevée (matrices de formage à chaud), on emploie des aciers hypoeutectoïdes. Après trempe et revenu à haute température, ils acquièrent une structure de sorbite[1].

I.2/ Propriétés générales des l'acier a outil

Par rapport aux aciers de construction mécanique les aciers à outils se diffèrent par leur conditions et domaine d'utilisations exigeant des critères d'emploi par fois contradictoire entre eux.

Par exemple pour un acier à outils de qualité, on recherche l'optimum entre dureté et ténacité sans fixer de limite inférieure, alors que pour un acier de construction mécanique c'est une aptitude suffisante à l'emploi avec des caractéristiques spécifiques bien déterminées qui est privilégiée, comme la tenue à la fatigue, la résistance à la rupture brutale, l'aptitude à suivre un cycle thermomécanique au cours de la mise en œuvre et l'usinabilité.

Par ailleurs, l'acier à outils est sollicité dans la plupart des cas au niveau de sa surface qui doit supporter les contraintes les plus sévères alors que les sollicitations d'un acier de construction mécanique intéressent le matériau dans son ensemble.

La recherche de dureté explique la présence combinée de carbone, en premier lieu, mais également d'éléments d'addition favorisant la trempabilité (capacité d'obtenir une dureté homogène même sur de grosses sections). Ces éléments peuvent être carburigènes (générant des carbures dans la matrice) afin d'obtenir une résistance à l'usure ou une tenue à chaud.

I.3/Classification des aciers a outils[1]

On distingue actuellement quatre classes d'aciers à outils :

- Classe 1 : aciers au carbone pour travail à froid.
- Classe 2 : aciers alliés pour travail à froid.
- Classe 3 : aciers pour travail à chaud
- Classe 4 : aciers à coupe rapide

I.3.1/ Aciers à outils de la classe 1

Ce sont des aciers au carbone destinés pour le travail à froid. Cette classe d'aciers est utilisée pour l'outillage à main. Les aciers au carbone doivent assurer, après trempe et revenu à basse température, une dureté élevée de l'arête tranchante des outils (60 à 65)HRC, nettement supérieure à celle du métal usiné, ainsi qu'une bonne tenue à l'usure pour conserver l'état de l'arête tranchante.

La faible stabilité de l'austénite surfusionnée affaiblit la pénétration de trempe des aciers à outils au carbone. La pénétration de trempe totale lors du refroidissement à l'eau ne s'obtient que pour des dimensions inférieures à (10 à 12) mm des outils.

C'est pourquoi les nuances contenant entre 0,5 et 1,2 % de carbone, s'emploient généralement pour des outils de petites dimensions (limes, forets aléseurs, ...).

Dans le cas où les outils subissent en service des charges dynamiques, il est recommandé d'utiliser des aciers hypoeutectoïdes et eutectoïdes traités thermiquement, de manière à obtenir une structure de type troostite.

Pour les outils, (comme les fraises, tirets, scies, grattoirs, ...), on emploie des aciers hypereutectoïdes (1 à 1,3) % C traités et à structure composée de martensite et de carbures.

Les aciers au carbone présentent les avantages suivants :

- Prix modéré.
- Faible dureté et bon usinage à l'état recuit.

- Bonne aptitude à la transformation à l'état recuit.

Quelques nuances d'aciers à outils de la classe 1, avec des exemples d'applications, sont exposées dans le tableau ci-après.

Nuances AFNOR	Température moyenne (°C)			Dureté HRC	Applications
	Recuit	Trempe	Revenu		
XC 50	750 à 780	830 E	150 à 300	54	Outils de forage, fourches, râpeaux.
XC 60	750 à 780	825 E 850H	200 à 300	60 à 63 60 à 62	Petites matrices, outils de chocs, barres.
XC 70	750 à 780	800 E 850 H	150 à 250	61 à 63	Scie à bois, marteaux, fers de rabots.
XC 80	750 à 780	800 E 800 H	150 à 250	63 à 64 62	Matrices, cisailles, poinçons, estampes, scies circulaires.
XC 90	750 à 780	790 E 790 H	150 à 300	63 à 64 63	Burins, tourneurs, coutellerie, matrices, chirurgie.
XC 100	700 à 750	790	150 à 250	63 à 65	Ciseaux, burins, poinçons, touches à froid
XC 110	700 à 750	780 E	150 à 250	64 à 65	Matrices à chaud, Outils pour meules.
XC 120	700 à 750	180 E	150 à 250	65	Calibres, jauges, burins, outils à bois.
Recuit : recuit d'adoucissement, E : eau, H : huile					

Tab 1 : d'aciers à outils de la classe 1 [1]

I.3.2/Aciers à outils de la classe 2

Ce sont les aciers à outils pour travail à froid. Les aciers à outils alliés pour travail à froid, de même que les aciers à outils au carbone ne sont pas très résistants, et de ce fait, sont employés pour la coupe des matériaux relativement doux et à de faibles vitesses de coupe, la température en service ne dépasse pas 2350°C.

Les aciers à outils alliés au chrome, vanadium, molybdène, font preuve d'une grande stabilité de l'austénite surfusionnée et par suite d'une grande pénétration de trempe.

Le traitement thermique comporte une trempe à l'huile et un revenu à 200°C afin de réduire les déformations et les gauchissements des outils. Les aciers à outils pour travail à froid sont de plusieurs sortes.

I.3.2.1/Aciers au manganèse et au manganèse-vanadium

Les teneurs moyennes sont de l'ordre de 0.8 % C, 2,1 % Mn et de 0 à 0,25 % V. Les aciers de cette classe sont appelés aciers indéformables. Ils ont pour principale

Caractéristique, une bonne indéformabilité au traitement thermique due à une température de trempe relativement basse. On les trempe, soit à l'huile, soit au bain de sels par trempe étagée. Ils forment une solution commode pour les outils de précision et de mesure, ne demandant pas une résistance particulière à l'usure (poinçons, matrices de découpage, calibre vérificateurs, instruments de mesure...).

I.3.2.2/ Aciers au chrome

La composition moyenne comporte les additions suivantes : (1 à 2,1) % C, (0,2 à 1,3) %Cr, (0 à 0,25) % V. Les aciers à faible teneur en chrome présentent une faible trempabilité et sont employés pour de petits outils à fabriquer en grande série (mèches, tarauds, ...), et pour des pièces demandant une bonne tenue au choc ou à la flexion (extracteurs, butées,...).

Les nuances, à plus forte teneur en chrome (13 %) et contenant du vanadium, sont très indéformables et très résistantes à la flexion et sont destinées à la fabrication, par exemple, de filières, mandrins d'étirage, galets de formage, matrices d'extension à froid, molettes de coupes, fraises et outils à bois.

I.3.2.3/ Aciers au chrome-molybdène

La composition moyenne de ces aciers comporte : (1 à 1,5) % C, (5 à 12) % Cr, (0,9 à 1,1) % Mo, (0,1 à 0,4) % V. Les aciers de ce type se déforment très peu à la trempe et sont employés pour les mêmes catégories d'outils que précédemment.

I.3.2.4/Aciers au chrome-tungstène

Ces aciers contiennent en général, les teneurs suivantes : (0,4 à 1,1) % C, 0,9 % Mn, (0,85 à 1,1) % Cr, (1 à 2) % W. Ces aciers sont d'un emploi très général, ils sont durs, tenaces et d'un assez grand pouvoir trempant. Leur application est très variée, outils coupants (forets, mèches, cisailles.), alésoirs, tarauds, filières, poinçons, matrices, etc.

I.3.2.5/Aciers au nickel-chrome

Ces aciers contiennent 0,35 % C, 1,7 % Cr, 3,75 % Ni. C'est une nuance particulière, réservée pour les outillages d'estampage à froid, comportant des gravures de grande finesse et d'un prix élevé.

I.3.3/ Aciers à outils de la classe 3

Ce sont des aciers à outils pour travail à chaud Dans cette catégorie d'aciers, on peut distinguer deux classes principales :

- Les aciers au Cr-W-Mo-V.
- Les aciers au Ni-Cr-Mo.

Quelques nuances d'aciers à outils pour le travail à chaud sont mentionnées, à titre d'exemple, dans le tableau suivant :

N° d'ordre	% C	% Cr	% W	% Mo	% V	% Ni
1	0,6	0,9	1,85	0,2	0,15	-
2	0,4	5	1,3	1,4	0,4	-
3	0,3	2,5	9	0,3	0,4	-
4	0,55	0,85	-	0,45	-	1,75
5	0,4	1,5	-	0,5	-	4,3

Tab 2 : nuances d'aciers à outils pour le travail à chaud[1]

La nuance au Cr-W, repérée sous le numéro 1 dans le tableau précédent, possède une grande résistance à l'état traité, une haute limite de fatigue notamment aux chocs répétés et une bonne stabilité au revenu jusqu'à 500°C. On l'emploie comme outillage travaillant aux chocs à des températures moyennes : poinçons de perçage, lames de cisailles à chaud, petites matrices diverses.

La deuxième nuance qui contient 5 % Cr, est un acier indéformable pour outillage travaillant à chaud. Il est réservé aux emplois demandant à la fois une haute résistance à la compression et une bonne tenue aux chocs thermiques entre 300 et 600°C.

La troisième nuance contenant une très forte teneur en tungstène (9 %), est caractérisée par une grande dureté et une bonne tenue à l'usure. Cet acier peut être utilisé jusqu'à la température de 650°C.

Les deux autres nuances au nickel-chrome-molybdène ont une excellente pénétration de trempe et sont employés pour les grosses matrices d'estampage à chaud.

I.3.4/Aciers à outils de la classe 4

Cette classe contient les aciers à coupe rapide. Les aciers à coupe rapide ou simplement les aciers rapides sont caractérisés par :

- Une bonne tenue à chaud.
- Une bonne dureté.
- Une résistance mécanique et une tenue à l'usure élevée.
- La propriété de garder la structure martensitique à chaud à 600°C.

L'utilisation des aciers de coupe par rapport aux aciers à outils ordinaires, permet d'augmenter sensiblement la vitesse de coupe de 2 à 4 fois et la tenue de l'outil de 10 à 30 fois.

L'élément d'alliage principal est le tungstène. Plus la teneur en tungstène est élevée, plus les qualités de coupe de ces aciers sont meilleures et ceci jusqu'à environ 23%. Au-delà de cette teneur, le tungstène semble n'avoir aucun effet.

Les teneurs en chrome sont en général, de l'ordre de 4 à 4,5 %. Le molybdène peut remplacer le tungstène et la tenue à chaud de ces aciers s'améliore en présence de vanadium et de cobalt.

Les aciers rapides contiennent des carbures lédéburitiques. A l'état recuit, ils sont constitués de ferrite alliée et de carbures de type M₆C, M₂₃C₆, MC, M₃C dont le principal acier dans les aciers rapides est le M₆C, la ferrite comporte la plus grande partie dissoute de chrome.

La structure d'un acier moulé comporte un eutectique complexe qui ressemble à la lédéburite et qui se dépose aux joints de grains.

Pour assurer une bonne tenue à chaud, les outils rapides sont soumis à une trempe de 1200 à 1300°C pour avoir une meilleure dissolution des carbures secondaires, et obtenir au chauffage, de l'austénite hautement alliée au Cr, W, Mo, et V. Ceci assure, après trempe, une structure martensitique à haute stabilité, donc une bonne tenue à chaud. La trempe est suivie d'un revenu multiple à haute température.

Les nuances commerciales d'aciers rapides peuvent se classer comme suit.

I.3.4.1/Aciers rapides courants

Ces Aciers sont aussi appelés 'aciers 18-4-1' et ils contiennent environ 18 % W, 4 % Cr, 1 % V. Ils sont employés pour les outils coupants à grande vitesse (forets, tarauds, alésoirs, ...), ainsi que pour le petit outillage demandant une grande résistance à l'usure à chaud et sans chocs thermiques (matrices spéciales, filières,..).

I.3.4.2/ Aciers rapides au tungstène-molybdène

La teneur moyenne de ces aciers est de 6 % W, 6 % Mo, 4 % Cr et 2 % V. Le molybdène remplace, en partie, le tungstène. Une teneur donnée de molybdène peut remplacer une teneur, à peu près, double de tungstène

I.3.4.3/ Aciers extra-rapides

Ces aciers contiennent en moyenne 18 % W, 4 % Cr, 1 % Mo et 2 % V. Ils sont utilisés pour outils de finition devant présenter des arêtes aiguës et une grande constante de profil (peignes à fileter les tubes, fraises, broches, alésoirs, ...).

I.3.4.4/ Aciers rapides spéciaux au cobalt

Ce sont des aciers rapides qui contiennent, en plus de la teneur moyenne, environ entre 2 et 15 % Co. Ils sont destinés à être utilisés dans des conditions de travail très sévères.

- Usinage de métaux durs (aciers traités, fontes trempes).
- Vitesses de coupes très élevées (tours automatiques, tours à barres).
- Section du copeau forte (dégrossissage, rabotage).

I.3.4.5/ Aciers rapides à haute teneur en vanadium

La teneur en vanadium atteint 5 %. Le carbure de vanadium est à l'origine de la supériorité de ces aciers, en ce qui concerne, la tenue à la coupe.

I.3.4.6/ Aciers au molybdène-cobalt

Ce sont des aciers à coupe rapide; de dureté exceptionnelle (59 à 70) HRC, permettant d'usiner les alliages à haute résistance massique et les alliages réfractaires.

Dans les tableaux suivants, nous avons rapporté quelques nuances d'aciers rapides :

- Aciers rapides au tungstène.
- Aciers rapides au molybdène.

a. Aciers rapides au tungstène :

Analyse		HB état recuit	Rm (dan/mm ²)	Applications	Matériaux
Elément	%				
C	0,8	235	80	Tarauds, fraises à fileter, mèches hélicoïdales.	Aciers avec Rm < 90 daN/mm ²
W	18,5	-	-		
V	1,0	277	95		
C	0,8	235	80	Outils soumis à de gros efforts, grandes vitesses de coupe, fortes passes	Aciers, fontes à résistance élevée, acier moulé, fonte malléable.
W	18,5	-	-		
Mo	0,8	277	95		
V	1,7				
Co	5,0				
C	0,75	277	95	Outils pour conditions de travail sévères, dégrossissage.	Moulage des aciers, aciers inoxydables au Cr-Ni.
W	18,5	-	-		
Mo	0,8	321	110		
V	1,7				
Co	10,0				

Tab 3 : nuances d'aciers rapides au tungstène[1]

b. Aciers rapides au molybdène :

Analyse		HB état recuit	Rm (dan/mm ²)	Applications	Matériaux
Elément	%				
C	1,2	235	90	Outils soumis à des contraintes élevées, dégrossissage et finition sur tours.	Aciers austénitiques et alliages de grande résistance.
W	9,5	-	-		
Mo	4,0	277	95		
V	3,5				
Co	10,5				
C	0,8	235	90	Scies à métaux, scies circulaires, mèches hélicoïdales.	Aciers de résistance Rm < 90 daN/mm ²
W	6,7	-	-		
Mo	5,2	277	95		
V	2,0				
C	0,8	235	90	Outils extra-tenaces : tarauds, mèches.	Aciers de résistance Rm < 90 daN/mm ²
W	2,0	-	-		
Mo	9,2	277	95		
V	1,3				
C	1,2	240	90	Fraises, alésoirs, roulettes à découper, à racler	Aciers, fontes, bronzes, laitons, alliages d'aluminium.
W	6,5	-	-		
Mo	5,2	300	95		
V	3,5				

Tab 4 : nuances d'aciers rapides au molybdène[1]

I.4/ Les propriétés d'emploi des aciers à outils

On distinguera les caractéristiques à la température ambiante et les caractéristiques à chaud. 5 principaux critères sont retenus :

- La ténacité : résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures.
- La dureté : résistance du matériau à la pénétration. Pour les aciers à outils pour travail à chaud, on s'intéresse également à l'évolution de la dureté en fonction de la température de revenu.
- La résistance à la fatigue thermique : résistance aux effets de chauffages et refroidissements successifs qui peuvent générer des fissures. Cette caractéristique est influencée par la cinétique d'oxydation, les propriétés physiques et mécaniques (notamment diffusivité thermique qui influence le gradient thermique, module d'Young et coefficient de dilatation linéaire) et par la microstructure.
- La résistance à l'usure caractérisée par la faculté, pour la surface de l'outil, de conserver son état initial le plus longtemps possible sans endommagement lors de son utilisation. Sans rentrer dans les différents aspects de ce sujet, on peut dire qu'entrent en compte la taille des grains, le taux d'austénite résiduelle, la surface utile (quantité, répartition, géométrie...) et la dureté des carbures primaires. L'indication du tungstène équivalent permet une estimation de la résistance à l'usure liée à la composition chimique.
- La tenue à la corrosion. Ce sujet qui est fonction du milieu ambiant n'est pas développé ici, nous retiendrons simplement l'usage de chrome dans la composition chimique.

Au delà de ces propriétés d'emploi, il faut prendre en compte les conditions de mise en œuvre lors de la fabrication de l'outil, notamment l'élaboration, l'usinage, le traitement thermique, le traitement de surface, la rectification et l'obtention d'une texture superficielle. L'acier doit par exemple présenter une bonne trempabilité pour que la structure soit homogène sur de très grandes épaisseurs après le traitement thermique.

I.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.[2] [3]

I.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.

I.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.

I.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.

I.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 moule utilisée. Cette caractéristique

peut être chiffrée d'une manière globale par un indice de moulabilité qui représente, le rapport du volume de métal enlevé au volume d'abrasif utilisé.

I.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

I.5.6/ 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).

I.6.1/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

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.[2]

I.6.2/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.

I.6.3/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 sphéroidisation de leur forme, améliorent nettement la résistance aux chocs des aciers à outils au chrome.[4]

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 toute en gardant de meilleures propriétés de dureté et d'usure.

I.7/Rôle des éléments d'alliages [5]

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.

I.7.1/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%.

I.7.2/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 ci dessous), 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.

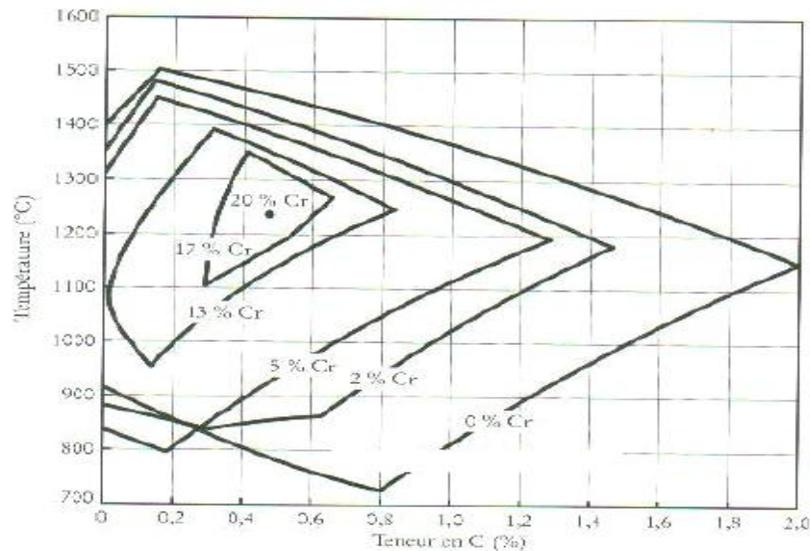


Figure 1 : Influence de diverses teneurs en chrome sur les teneurs limites en carbone.

Conduisant à la formation d'austénite pure [5]

I.7.3/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 trempé 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 trempé.

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

I.7.4/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_23C_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.

I.7.5/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.

I.8/Carbures [5]

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 ($\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Mn}_3\text{C}$), le chrome jusqu'à 25%, le molybdène jusqu'à 3% et le tungstène rien que 0,8 à 1%.

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 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$; le carbure Cr_{23}C_6 jusqu'à 35% du fer en formant un carbure $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$.

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.

II.1/ But des traitements des aciers à outils

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

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

➤ Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e ,

A % en donnant une meilleure tenue de l'élément.

➤ Amélioration de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure et aux chocs.

* De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.

* de supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant d'être soumis à une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

II.2/ Paramètres d'optimisation des traitements thermiques

II.2.1/ Conditions de chauffage [1]

L'appareil de chauffage doit permettre :

- D'atteindre et de maintenir toutes les parties de la pièce à une température déterminée et avec une précision de l'ordre de plus ou moins 5°C.

- D'éviter une dénaturation du métal et principalement une décarburation dans le cas des aciers.

- De présenter des possibilités de préchauffage lorsque la température à atteindre est élevée.

Pour les différents chauffages, on peut choisir les vitesses suivantes :

- Chauffage lent : 3 à 10°C/min.

- Chauffage technique conventionnel (normal) : 50°C/s.

- Chauffage rapide : > 50°C/s.

En général seul le chauffage dans une enceinte fermée possédant une régulation automatique de température est susceptible d'offrir la solution cherchée

II.2.2/ Temps de maintien à la température d'austénitisation [5]

Pour obtenir une grosseur de grains donnée, le temps de maintien à cette température dépend de la taille et de la forme des outils, de la composition chimique de l'acier utilisé et de la température de traitement. Le temps de maintien doit assurer une homogénéité de la température d'austénitisation dans la totalité du volume de l'outil et une remise en solution suffisante des carbures. Pour les aciers à outils alliés et les aciers d'outillage à froid lédeburitiques traités en four à atmosphère, la règle précédemment indiquée de 30 min de maintien par 25 mm d'épaisseur peut convenir, à condition que les températures d'austénitisation n'excèdent pas 1 050°C. Entre 1 050 et 1 250°C, températures utilisées pour les aciers à outils les plus alliés et les aciers rapides, il est plus intéressant, pour éviter l'oxydation et la décarburation, d'utiliser des bains de sel et la règle la plus habituellement adoptée est un maintien de 2 min pour 15 mm d'épaisseur lorsque la température de trempe est supérieure ou égale à 1 200°C, et 4 min pour 15 mm d'épaisseur lorsque la température de trempe est inférieure à 1 200°C.

II.2.3/ Régime de refroidissement [7]

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. Donc le point le plus important pour la détermination du régime de refroidissement de la pièce est celui de l'état de structure souhaitée à obtenir. Bien sûr, on cherche toujours à refroidir rapidement pour avoir une productivité élevée, mais on doit prendre en considération les dangers de fissuration et d'étirage des pièces.

La vitesse de refroidissement nécessaire à l'obtention d'un état de structure est déterminée selon le diagramme TTT (Température, Transformation, 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 A1 ;
- 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 (Courbe TTT pour X155CrVMo12.1).

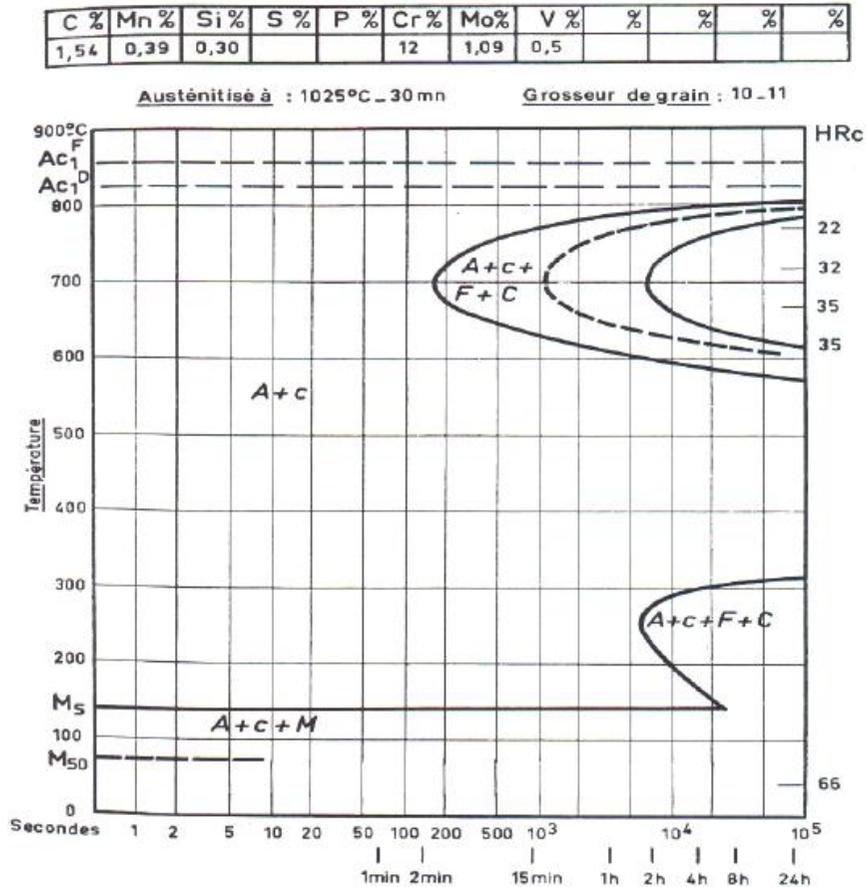


Figure 2 : Courbe TTT X155CrVMo12.1 [7]

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.

II.2.4/ Effet des éléments d'alliages

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 alphagènes, 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.

Tous ces éléments tendent à élever les points de transformation ferrite → austénite au chauffage. Par contre, les éléments gammagènes, favorables à la formation d'austénite, tels que le manganèse et le nickel, tendent à abaisser les points de transformation (Voir figure 3)

[6]

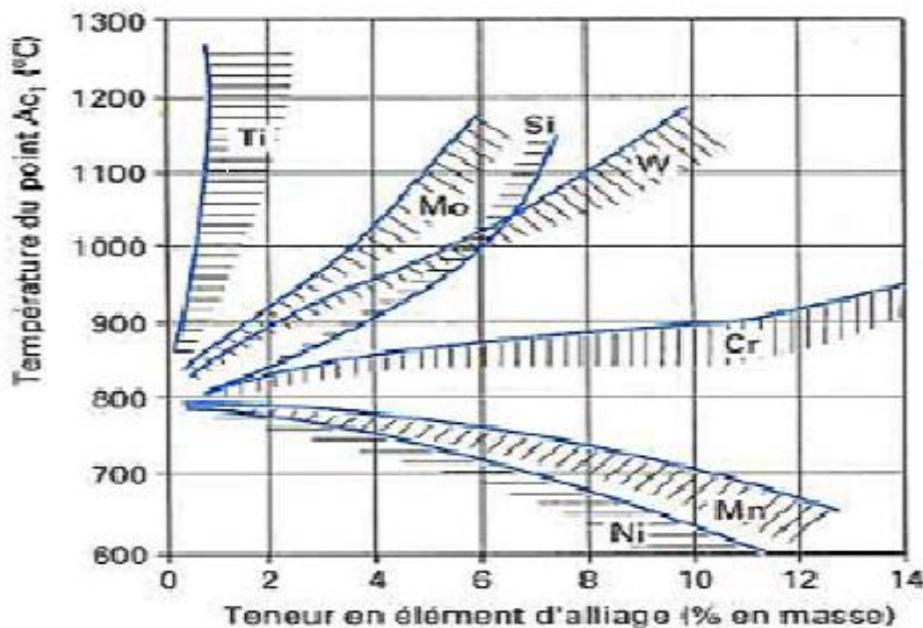


Figure 3 : Influence des éléments d'alliage sur la position du domaine de température Ac [6]

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 4).

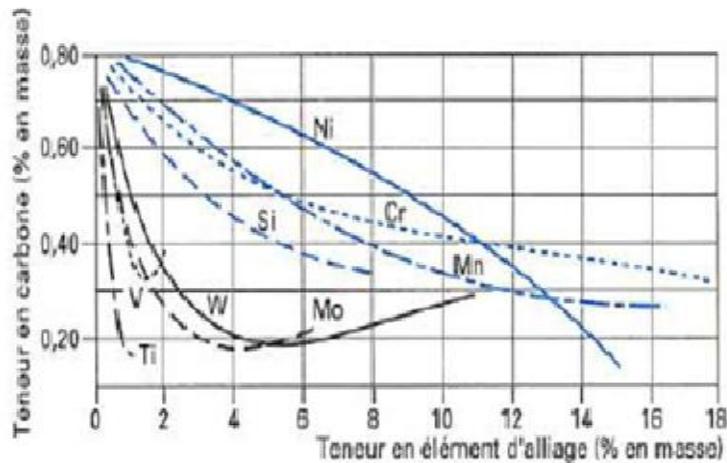


Figure 4 : Influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde [6]

D'autre parts 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 .

II.2.5/ Carbures primaires :[5]

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 derniers 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 M7C3 qui subsiste après chauffage aux environs de 1000° 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.

Le tableau 5, 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.

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

Tab 5 : Caractéristiques des carbures primaires pouvant être présents dans les aciers à outils Après austénitisation [5]

II.3/ Structures et propriétés

La structure des aciers à outils à l'état recuit est constituée par un agrégat de ferrite plus ou moins alliée et de carbures dont la nature dépend de la composition chimique initiale de l'acier. Ces carbures sont :

- M3C, cémentite plus ou moins substituée, dans le cas des aciers non alliés pour travail a froid, des aciers allés pour travail à froid contenant peu d'éléments carburigènes (Cr, Mo, W et V) et des aciers alliés pour travail a chaud contenant du nickel (par exemple 55NiCrMoV7);

- M7C3 dans le cas des aciers à outils alliés pour travail a froid résistant à l'usure (X100CrMoV5, X153CrMoV12 et X210Cr12) ;

– M23C6 et M6C dans le cas des aciers d'outillage à chaud alliés au chrome et au tungstène (par exemple X30WCrV9-3) ;

– M23C6, M6C et MC dans le cas des aciers à coupe rapide et des quelques aciers d'outillage à chaud très alliés (X38CrMoV5-3, 38CrCoWV18-17-17).

-Pour les aciers d'outillage à froid non alliés hypoeutectoides, la structure la plus favorable au niveau de l'usinabilité est celle qui correspond à une perlite lamellaire fine, car ce constituant favorise la rupture du copeau et diminue les efforts sur l'outil.

-Pour les aciers d'outillage à froid non alliés hypereutectoides, la structure qui donne en général les meilleures conditions d'usinabilité est celle pour laquelle les lamelles de cémentite ont été fragmentées et globulisées ; ce résultat est particulièrement net dans les opérations de dégrossissage au tour.

-Comme l'addition d'éléments d'alliage, même en quantité relativement faible, empêche la formation de perlite lamellaire, tous les aciers à outils, à l'exception des aciers à outils au carbone, ont des structures de recuit à carbures globulisés. Ces carbures, plus abrasifs que la cémentite Fe_3C , réduisent l'usinabilité des aciers à outils, et cela d'autant plus qu'ils sont plus nombreux, plus grossiers et répartis d'une manière plus hétérogène (cas des aciers à outils lédeburitiques). La structure de recuit optimale pour l'usinage correspond, pour un acier donné, à des états de précipitation et de globulisation des carbures les plus complets possible.[6]

-Dans le cas des aciers d'outillage à chaud alliés (famille des aciers à 5 % Cr ou 9 % W notamment), l'utilisateur doit vérifier que la structure de recuit ne contient pas de carbures proeutectoides aux joints de grains, car ce type de carbures ne peut pas être remis en solution lors du traitement d'austénitisation et entraîne une chute sensible des caractéristiques mécaniques de l'acier après trempe. Nous donnons à titre indicatif, sur les figures 6 et 7, deux structures de recuit extrêmes dans le cas de l'acier X37CrMoV5-1, l'une avec un réseau de carbures proeutectoides très marqué absolument irrecevable par l'utilisateur, l'autre avec une précipitation homogène de carbures globulaires qui correspond à la structure optimale. Le passage de la structure de la figure 6 à celle de la figure 7 se fait en jouant, d'une part, sur les conditions d'élaboration et la ségrégation d'éléments d'alliage, ainsi que sur les conditions de

transformation à chaud, d'autre part, sur les conditions de refroidissement après les cycles de transformation à chaud. Il a été clairement démontré ces dernières années que l'effet le plus néfaste sur les propriétés mécaniques est la ségrégation des éléments d'alliages qui peut se traduire, non seulement par un réseau de carbures proeutectoides, mais aussi par la présence de carbures primaires alignés dans les zones les plus ségréguées. Certains producteurs d'aciers à outils (Bohler-Uddeholm),

Thyssen-Krupp, DEW Stahl) ont réalisé récemment une nouvelle charte d'évaluation des produits prenant en compte cet effet de la ségrégation des éléments d'alliage en vue de l'établissement de critères d'acceptation ou de refus selon les conditions de travail des outillages. Cette charte a été établie par le German Iron and Steel Institute sous la dénomination « Stahl-Eisen-Prüfblatt N 1614 ».

-Dans le cas des aciers à outils lédeburitiques (aciers rapides et aciers d'outillage à froid à 12 % Cr), la structure de recuit la mieux adaptée pour l'utilisateur correspond à une répartition de carbures la plus homogène possible. Le producteur d'acier veillera à livrer des structures correctes en jouant sur la taille du lingot, le procédé d'élaboration et le taux de corroyage lors de la transformation à chaud. Les figures 8 et 9 donnent, à titre indicatif, deux cas très différents de structures de recuit obtenues dans l'acier rapide HS6-5-2.

La taille et la quantité de carbures en amas ont une incidence néfaste très marquée sur les propriétés d'emploi de l'acier après traitement thermique. Dans la mesure du possible, la structure présentée sur la figure 9 est à éviter.

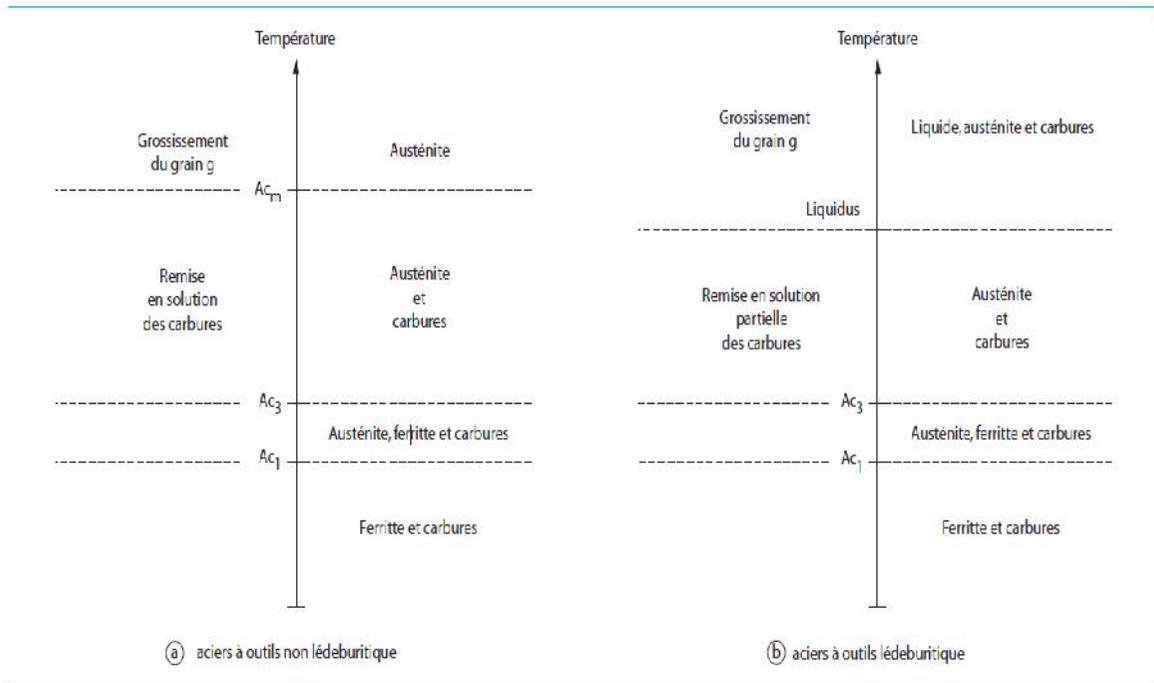


Figure 5 : Représentation schématique de l'évolution structurale des aciers à outils au cours de l'austénitisation [8]

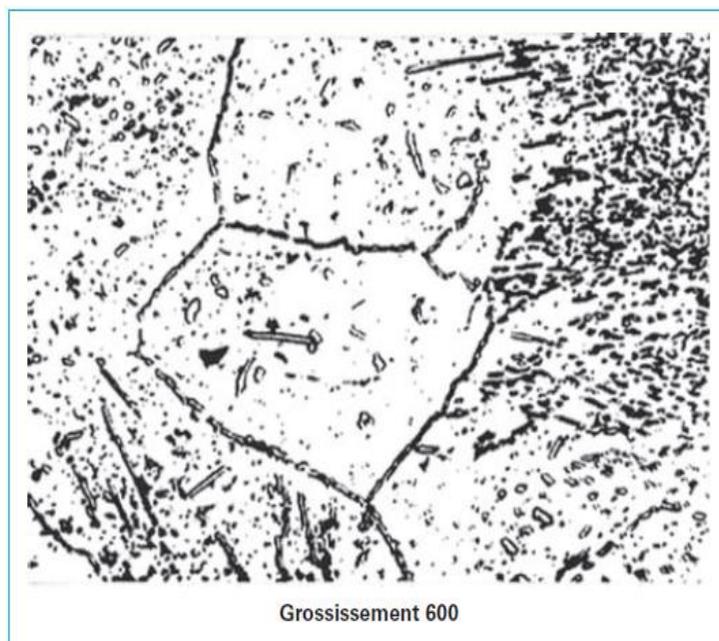


Figure 6 : Structure de recuit de l'acier X37CrMoV5-1 avec forte précipitation de carbures proeutectoides (à éviter) [8]

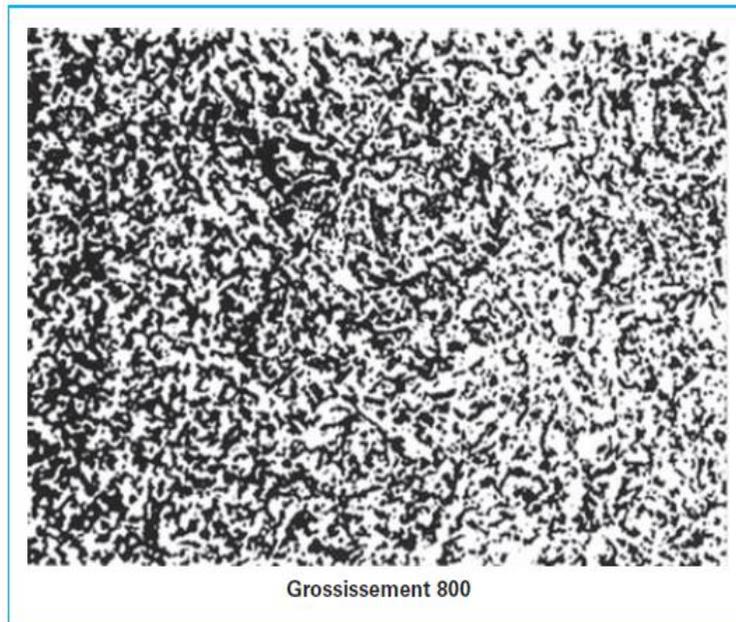


Figure 7 : Structure optimale de recuit de l'acier X37CrMoV5-1 pour les propriétés d'emploi après traitement thermique [8]

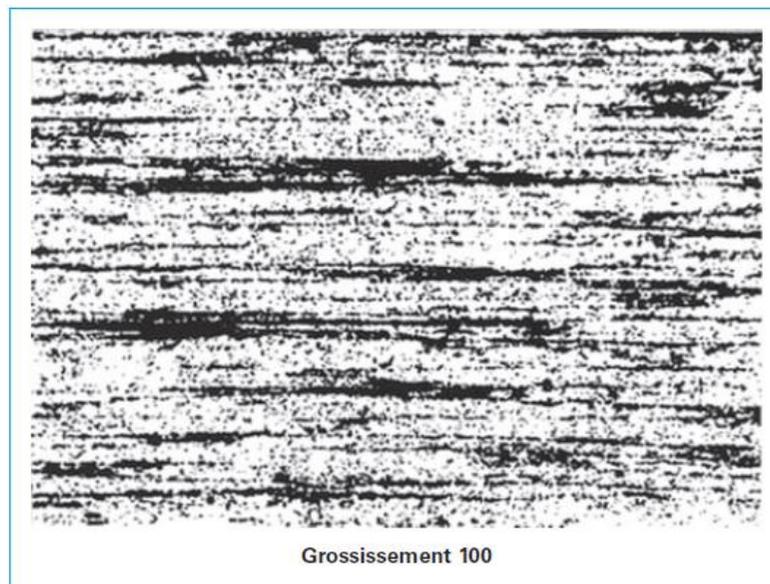


Figure 8 : Structure de recuit de l'acier rapide HS6-5-2 obtenue dans le cas d'un lingot de petites dimensions (150 kg) [8]

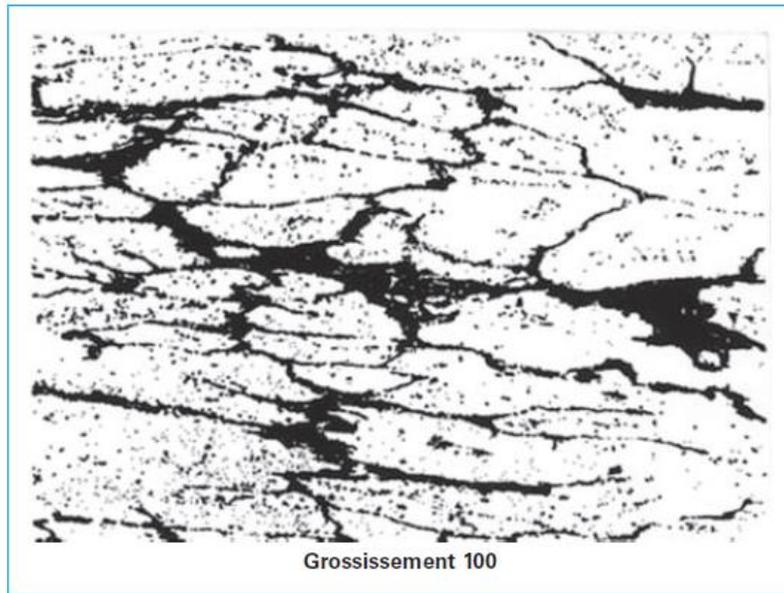


Figure 9 : Structure de recuit de l'acier rapide HS6-5-2 obtenue dans la partie centrale d'un lingot de 1 200 kg [8]

II.4.1/ Effet de la température d'austénitisation sur la microstructure

II.4.1.1 Aciers à outils peu alliés

La structure de ces aciers à l'état recuit est constituée par de la ferrite et des carbures du type M₃C (cémentite plus ou moins substituée) ; la remise en solution de ce type de carbures est aisée dans le domaine austénitique, et la température de trempe est choisie en général 50°C au-dessus du point correspondant à la fin de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$.

Cette température est un bon compromis entre une mise en solution suffisante des carbures et une taille de grains correcte. Le temps de maintien à cette température doit assurer une homogénéité des conditions d'austénitisation dans la totalité du volume de l'outil. La règle habituelle de 30 min de maintien par 25 mm d'épaisseur pour des fours à atmosphère classiques est tout à fait satisfaisante dans le domaine de température 750 à 900°C.[8]

II.4.1.2/ Aciers à outils alliés

Pour les aciers à outils alliés et les aciers à outils lédeburitiques, la température d'austénitisation est plus élevée car la mise en solution des carbures M₇C₃, M₂₃C₆, M₆C et MC de la structure à l'état recuit est beaucoup plus difficile. Les conditions de remise en solution de ces carbures dépendent de trois paramètres : la température de recuit, la température d'austénitisation et le temps de maintien à cette dernière température.

La variation des conditions d'austénitisation se traduit par des modifications de la quantité de carbures dissous, de la grosseur du grain et de la quantité d'austénite résiduelle après trempe. On conçoit aisément que le traitement de recuit puisse influencer sur ces paramètres, car la remise en solution des carbures lors de l'austénitisation dépend de l'état de précipitation et de globulisation des carbures après recuit.

L'influence du recuit sera d'autant plus importante que la remise en solution des carbures à haute température sera plus difficile.[8]

II.4.2/ Effet de la température de recuit

Nous donnons, à titre indicatif, sur la figure 6 les courbes de variation de la grosseur de grain de l'acier rapide HS6-5-2 en fonction de la température d'austénitisation et de la température de recuit. Cette figure présente les indications de grosseurs de grains Snyder-Graff pour chaque courbe, illustrant ainsi trois zones de traitement :

- **températures de recuit faibles** : précipitation de carbures fins se remettant facilement en solution et ne gênant pas le grossissement du grain g ;
- **températures de recuit élevées** : précipitation de gros carbures coalescés, longs à se dissoudre mais ne gênant pas le grossissement du grain g ;
- **températures de recuit intermédiaires** : précipitation de nombreux carbures globulisés difficiles à remettre en solution et gênant le grossissement du grain g.

On voit ainsi que les conditions optimales de recuit passent de 820 à 870°C lorsque la température d'austénitisation croit de 1 190 à 1 260°C.

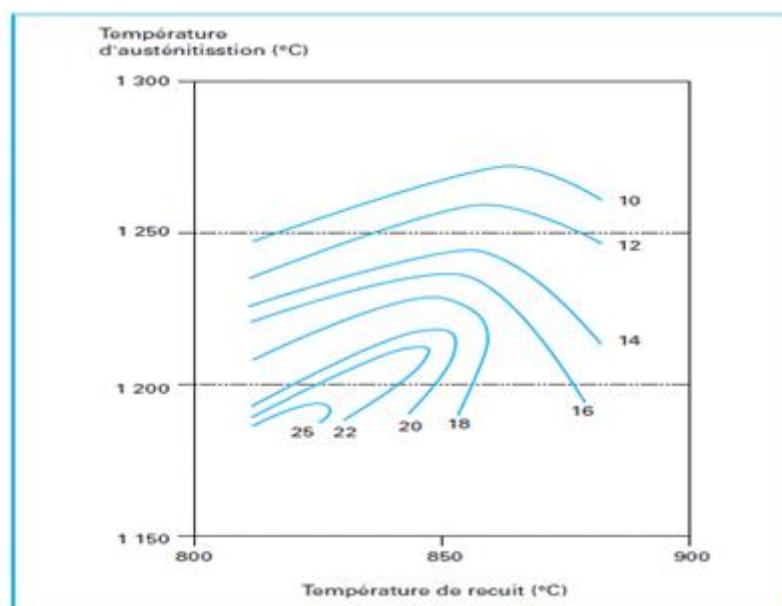


Figure 10 : Influence des températures d'austénitisation et de recuit sur la grosseur de grain d'un acier HS6-5-2 [8]

II.4.3/ Effet de la Température d'austénitisation sur la dureté

Pour la plupart des nuances d'aciers à outils alliés et lédeburitiques, la courbe de variation de la dureté en fonction de la température d'austénitisation présente un maximum qui varie, selon la teneur en éléments d'alliage, entre 950 et 1 200°C. Au-delà de la température correspondant au maximum de dureté, la remise en solution du carbone et des éléments carburigènes abaisse suffisamment M_s et M_f pour qu'il y ait de plus en plus d'austénite résiduelle : dans le même temps, la grosseur de grain croît. La température d'austénitisation, en général choisie, se situe légèrement au-delà du maximum de dureté ; c'est celle qui donne après revenu les propriétés d'emploi optimales de l'acier. Dans le cas des aciers rapides, la règle qui vient d'être évoquée est valable pour l'utilisation en outils de coupe, et les carbures qui subsistent après trempe sont constitués essentiellement par MC et M_6C ; pour des outillages de mise en forme, la température d'austénitisation choisie peut varier suivant les propriétés requises (dureté, ténacité) entre 1 000 et 1 160°C ; dans ces conditions, la mise en solution des carbures $M_{23}C_6$ présents à l'état recuit est loin d'être complète.

II.4.4/ 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. Toute fois, 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.

II.4.5/ Trempabilité

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 :

- conditions 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.

Cet ensemble conditionne les échanges thermiques avec la surface de la pièce en acier. La sévérité du milieu peut se caractériser par une échelle de valeurs H définies par le rapport de coefficient de transmission de la chaleur entre la pièce et le milieu de trempe et de la conductivité thermique du milieu de trempe. Ces valeurs de dimension L^{-1} sont comprises entre 0,02 pour la trempe à l'air calme et 2,0 pour la trempe à l'eau salée.

Il faut rappeler qu'il existe 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 ; cette intensité croît rapidement avec la teneur en carbone jusque vers 0,6 %, puis de plus en plus lentement au-delà ;
- **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

II.5/ Différent types de traitements thermiques appliqués aux aciers à outils

les traitements thermiques des aciers à outils présente en réalité la phase la plus critique dans le cycle de fabrication car elle a pour but d'assurer aux aciers une microstructure et un état des contraintes internes dont dépendent les propriétés d'emploi comme la dureté, la ténacité, la résistance à l'usure et à la fatigue sous toutes ses formes (mécanique, thermique, de surface). De petites variations des paramètres de traitement peuvent se traduire par des écarts importants au niveau du comportement en service. Le choix des traitements thermiques influence directement sur la durée de vie de l'outil et par conséquent sur son coût total qui est en pratique conditionné par les exigences requises au cours du service. Dans ce qui suit nous présentons les principaux cycles de traitements appliqués à cette catégorie d'acier.

II.5.1/ Les traitements de recuit**II.5.1.1/ Recuit complet :**

Ce traitement est utilisé dans les cas suivants :

- reprise en usinage par outil coupant d'une ébauche préalablement traitée : l'ébauche est alors recuite, usinée, puis à nouveau traitée ;
- traitement thermique mal conduit nécessitant un second cycle de trempe et revenu ;
- ébauches reprises par contre forgeage chez des sous-traitants et qui sont livrées sans aucune garantie de structure optimale de recuit

II.5.1.2/ Recuit de détente :

Il est effectué entre l'usinage de la première ébauche et l'usinage de la deuxième ébauche ou l'opération de finition (rectification par exemple). Pour les aciers où les propriétés mécaniques de résistance à la déformation à chaud et au fluage de l'acier sont plus fortes. Il est conseillé de au lieu de faire un traitement à une température inférieure à AC1 où l'élimination des contraintes ne dépasse guère les 90% d'appliqué un traitement de pré trempe Qui consiste en une austénitisation à basse température (860 à 920 °C), suivie par un refroidissement à l'air, à l'huile, ou par étape, et un revenu à haute température immédiatement au-dessous de Ac1 (700 à 750 °C), [8]

II.5.2/ Traitements de durcissement

Composé de trois étapes essentielles à savoir :

II.5.2.1/ Montée en température (préchauffage)

Au cours du chauffage, on assiste à une sorte de pétrissage de la peau de l'outil lié au gradient thermique créé dont l'ampleur croît avec la rapidité du chauffage. Si ce pétrissage ne crée pas un risque de fissuration, il engendre par contre des modifications des géométries de la pièce qui constituent une part non négligeable des déformations dues au traitement thermique. Le passage des points de transformation est une étape qui doit être conduite avec précautions : en effet, la plupart des aciers à outils ont une faible conductivité thermique qui entraîne la présence de gradients thermiques importants pour les vitesses usuelles de chauffage par exemple En four à moufle Les pièces seront placées dans le four (température inférieure à 300°C) de manière que leur montée en température soit simultanée à celle du four, avec au moins un palier vers 850°C de durée minimale 30 min par 25 mm d'épaisseur

II.5.2.2/ Maintien en temps et en température

D'un point de vue pratique, la durée de maintien est la somme de la durée théorique fixée suivant les critères métallurgiques (remise en solution plus ou moins complète des carbures dans l'austénite) et du temps nécessaire pour que les outillages atteignent la température du four jusqu'au cœur. Malgré les incertitudes causées par la méconnaissance de la variation des coefficients d'échange thermique avec la température, des règles empiriques permettent d'estimer de façon simple le temps de montée en température des pièces jusque dans le domaine 700-1 000 °C (température de départ :20 °C) :

- Dans le cas d'un four à moufle, le temps de chauffage d'une pièce d'épaisseur e (mm) est de $1,5 e$ (min) ;
- Dans le cas d'un four à bain de sel, ce même temps est de $0,3 e$.

Ces temps sont à augmenter de 20 % si les pièces sont portées en température avec des emballages de charbon de bois ou de tournure de fonte, qui permettent d'éviter la décarburation

Les températures d'austénitisation moyennes sont déterminées en fonction de la composition chimique. Et ce en tenant compte de l'état structural initial et cela d'autant plus que l'acier est

plus riche en éléments d'alliages carburigènes. Plus les carbures spéciaux seront globulisés, plus il sera difficile de les mettre en solution.

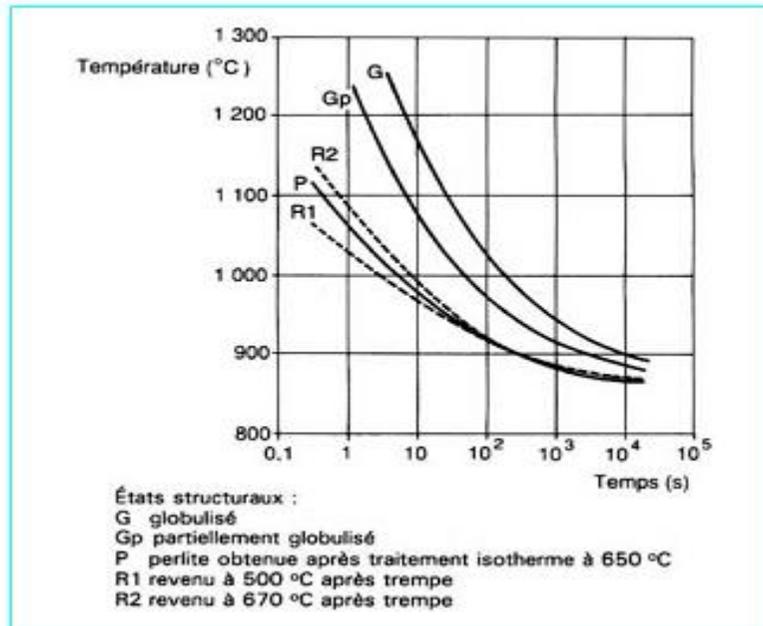


Figure 11 : Maintien en temps et en température [8]

La figure 11 illustre cette influence dans le cas d'un acier peu allié (Y 42 CD 4) où on voit que les écarts peuvent être importants.

II.5.2.3/ Trempe en différents milieux de refroidissement

Les modes de trempe applicables dépendent de la nature de l'acier, notamment de sa trempabilité et des dimensions de l'outil. Les milieux de trempe les plus utilisés sont :

a) La trempe à l'air (calme ou pulsé) est le cas le plus simple à mettre en œuvre et il doit être choisi en priorité dans le cas des aciers à outils de bonne trempabilité, car les risques de déformations sont d'autant plus grands que le mode de refroidissement est plus rapide. Pour guider l'utilisateur dans le choix des nuances capables d'être trempées à l'air, la figure 12 donne le temps nécessaire pour atteindre 500 °C par trempe à l'air calme, à partir de 1 000 °C, de cylindres de différents diamètres.

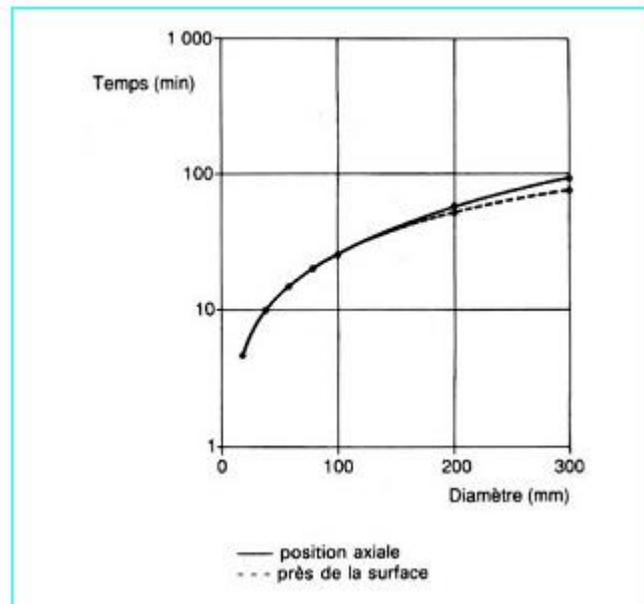


Figure 12 : Temps de refroidissement nécessaire pour atteindre 500°C dans le cas de cylindres en acier de différents diamètres, trempés à l'air à partir de 1 000 °C [8]

b) La trempe en four sous vide équipé de dispositifs d'injection de gaz peut être estimée en première approximation comme équivalente à la trempe à l'air calme.

c) La trempe à l'eau ou à l'huile est relativement plus délicate à mettre en œuvre car le temps de transfert du milieu d'austénitisation au milieu de trempe ne doit pas excéder quelques dizaines de secondes pour les outils de volume important transportés par palan.

Dans le cas des aciers d'outillage à froid peu alliés dont la trempabilité est faible, il est impératif d'assurer le refroidissement le plus rapide possible pour obtenir une dureté convenable.

d) La trempe par étape en bain de sel ou en lit fluidisé est appliquée, d'une part, aux aciers qui présentent un domaine de stabilité de l'austénite suffisant entre 400 et 600 °C, d'autre part, aux aciers qui sont caractérisés par un point de transformation martensitique relativement bas (<180 °C). Ce traitement a pour but d'homogénéiser la température de la pièce avant la trempe et de réduire les risques de déformation et de tapures (diminution du choc thermique). Les températures d'étape sont généralement comprises entre 450 et 550 °C pour le premier type d'aciers, et entre 180 et 220 °C pour le second type d'aciers, avec un temps de maintien qui doit être adapté aux dimensions de la pièce à traiter. Les courbes de la figure 13 donnent à titre indicatif, pour des cylindres de diamètres croissants, le temps

nécessaire à l'homogénéisation de la température de la pièce dans des bains à 200 et 500 °C lorsque la température d'austénitisation est voisine de 1 000 °C.

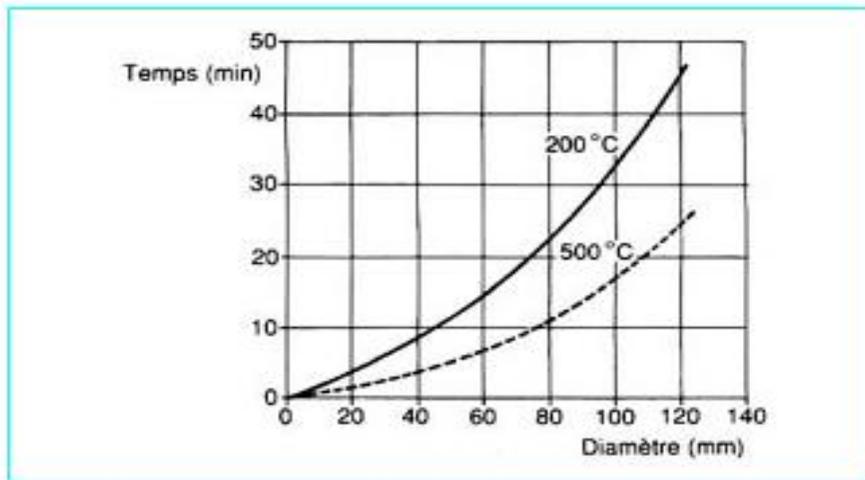


Figure 13 : Durée de maintien nécessaire pour homogénéiser la température de cylindres en acier de différents diamètres, lors de la trempe par étape en bain de sel à 200 et 500 °C depuis environ 1 000 °C [8]

La composition des bains est choisie pour assurer une fluidité suffisante à la température visée afin que les échanges thermiques soient efficaces. Ceux-ci peuvent être sensiblement améliorés par une agitation. Une composition très souvent citée est la suivante :

- 50 à 60 % de KNO₃
- 40 à 50 % de NaNO₂
- 0 à 10 % de NaNO₃

ce mélange fond vers 140°C et est utilisable entre 160 et 500°C. Lorsque le chauffage pour austénitisation est aussi réalisé en bain de sels fondus, il est important de vérifier si le mélange des deux bains réalisés lors de la trempe ne crée pas de danger. Après le maintien en bain de sel à la température choisie, le refroidissement s'effectue généralement à l'air. Toutefois, si l'on veut éviter toute transformation partielle dans le domaine bainitique dans le cas des aciers d'outillage à chaud et des aciers rapides notamment, où l'étape se fait vers 520°C, il y a lieu d'arrêter le traitement par immersion de la pièce dans l'huile

D'une manière générale, à l'exception des aciers à outils au carbone qui ont une très faible trempabilité, la trempe par étape est toujours recommandée, à condition que les dimensions de la pièce à traiter le permettent, car ce mode de trempe, tout en réduisant le risque de déformations ou de tapures, permet d'obtenir des propriétés d'emploi de l'acier (ténacité notamment) comparables à celles que l'on obtient avec la trempe à l'huile.

II.5.4/ Revenu [H]

L'étude du revenu des aciers à outils a fait l'objet de nombreux travaux et il est difficile d'affirmer aujourd'hui que tous les phénomènes sont parfaitement connus. La complexité du problème est grande, en raison de la structure de ces aciers à l'état brut de trempe, constituée par un mélange de martensite (ou de bainite) et d'austénite résiduelle avec en plus, dans les aciers les plus alliés, des carbures non dissous. Au cours du traitement de revenu, des transformations se produisent dans la martensite, mais aussi dans l'austénite résiduelle, en supposant que les carbures non dissous n'interviennent pas dans ces phénomènes. Ces transformations sont très étroitement imbriquées les unes aux autres, si bien que l'interprétation des mécanismes d'évolution de dureté observés est extrêmement délicate.

II.5.4.1/ Transformations de la martensite et de l'austénite résiduelle

Ces transformations se traduisent respectivement par des contractions ou des dilatations qui, dans le cas des aciers les plus alliés, se poursuivent jusqu'au niveau du point Ac1. Il existe globalement trois ou cinq étapes selon l'importance des éléments d'addition.

***La première étape**, observée dès 50°C jusque vers 200°C, s'accompagne d'une contraction du métal. Il s'agit de la précipitation du carbure ϵ dans la martensite et cette précipitation entraîne un retard à l'adoucissement de la structure brute de trempe.

* **La deuxième étape**, entre 200 et 350°C, s'accompagne également d'une contraction. Il s'agit de la remise en solution du carbure ϵ et de la précipitation de la cémentite Fe_3C sur le bord des aiguilles de martensite, parallèlement aux plans de macles, et à l'intérieur de ces dernières, en structure de Widmansta"tten. Ce phénomène s'accompagne d'un abaissement sensible de la dureté de l'acier.

* **La troisième étape**, qui se situe dans un intervalle de température très variable selon la composition de l'acier, correspond à la déstabilisation de l'austénite résiduelle. Ce phénomène a lieu dès 150°C dans l'acier au carbone et seulement à partir de 450°C dans les aciers à outils les plus alliés tels que les aciers rapides, ou les aciers d'outillage à froid à haute teneur en chrome ($Cr > 5 \%$). La déstabilisation de l'austénite résiduelle est la conséquence d'une modification de sa composition chimique par suite de la précipitation des carbures (plus aisée que la transformation en bainite ou perlite) et d'une remontée du point M_s qui provoque la transformation en martensite ou en bainite secondaire au cours du refroidissement ultérieur. Ce phénomène, qui est une phase très importante du revenu, s'accompagne d'une dilatation d'autant plus forte que le taux d'austénite résiduelle dans la structure initiale est plus élevé. Au-delà de la déstabilisation, se produit la transformation, au cours du chauffage, de l'austénite résiduelle en agrégats ferrite-carbures, à partir d'une température variant selon la nuance d'acier entre 350 et 600°C; ce phénomène s'accompagne également d'une dilatation.

* **La quatrième étape**, spécifique des aciers à outils riches en éléments d'alliage carburigènes, est liée à l'échange du carbone entre la cémentite et les carbures spéciaux. Ce phénomène s'accompagne également d'une forte dilatation.

***La cinquième étape**, également spécifique des aciers à outils les plus alliés, débute à 600°C et se poursuit jusqu'au point Ac_1 . Il s'agit de la coalescence des carbures spéciaux et de l'évolution vers la structure de l'état recuit. Cette dernière étape s'accompagne d'une contraction importante.

II.5.4.2/ Séquence de précipitation des carbures [8]

D'assez nombreux travaux ont été effectués sur les carbures précipités dans les aciers à outils au cours des traitements de revenu, sans que l'on puisse constater un accord parfait entre les auteurs. Les phénomènes sont extrêmement complexes en raison de la finesse des précipités et la présence simultanée de plusieurs éléments carburigènes tels que le chrome, le vanadium, le tungstène et le molybdène.

Cette précipitation de carbures spéciaux, quatrième étape du revenu, se situe dans un même domaine de température que la déstabilisation de l'austénite résiduelle et entraîne soit un retard à l'adoucissement de l'acier, soit un durcissement secondaire important; l'influence des éléments carburigènes tels que W, Mo, V et Cr sur ce phénomène est représentée sur les

courbes de la figure 14 pour un groupe d'aciers contenant 0,5 % de carbone ; il apparaît clairement sur ces courbes que l'influence des éléments à carbures sur le durcissement secondaire des aciers à outils se classe, dans l'ordre de croissant, de la manière suivante en fonction de l'élément considéré : vanadium, molybdène, tungstène, chrome.

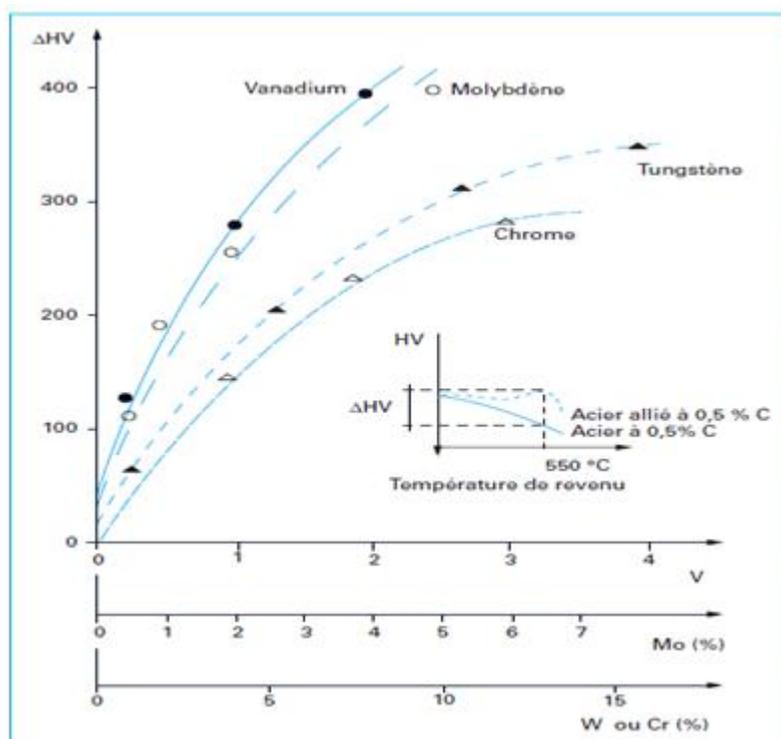


Figure 14 : Influence des éléments carburigènes sur le durcissement secondaire à 550 °C d'un acier d'outillage à 0,5 % de carbone [8]

II.5.4.3/Conditions de revenu [8]

II.5.4.3.1/ Température de revenu et temps de maintien

Dans la pratique, le traitement de revenu n'offre pas de difficultés particulières, pourvu que la température et la durée soient choisies judicieusement suivant la nature de l'acier et le but visé. Les courbes d'évolution de la dureté en fonction de la température de revenu ont été représentées pour toutes les nuances d'aciers à outils. Ces courbes sont valables pour des structures initiales martensitiques et des durées de maintien effectives en température de 1 h. Si l'on veut connaître la loi d'évolution du niveau de dureté de l'acier en fonction du temps de maintien, il existe une équivalence entre les 2 paramètres temps et température qui dérive de la loi très générale d'Hollomon et Jaffe. Cette loi permet d'intégrer dans une seule et même variable M la température T et le temps t suivant la relation :

$$M = T(20 + \lg t)$$

Avec : T (K) et t (s)

Une telle représentation permet d'avoir une seule courbe de dureté en fonction de la température de revenu et du temps de maintien ; quant aux équivalences temps-température, elles peuvent être déterminées très facilement à l'aide de nomogrammes représentées sur la figure 15.

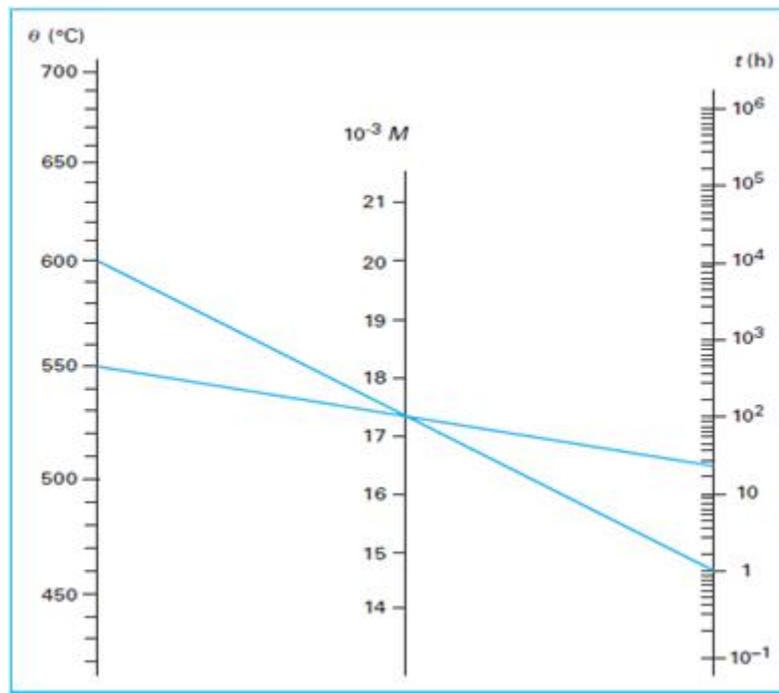


Figure 15 : Nomogrammes de Payson pour la détermination des équivalences temps-température dans les traitements de revenu [8]

II.5.4.3.2/ Revenu de détente

Ce traitement a pour but de détendre les contraintes apportées par le dernier usinage ou le réaffutage. L'élévation de température et la baisse de limite d'élasticité du matériau qui en résulte permettent de les relaxer. Cet effet de relaxation est en général insignifiant aux basses températures (inférieures ou égales à 200°C), mais n'est plus négligeable pour les températures supérieures à 500°C.

A titre indicatif, dans le cas de l'acier X37CrMoV5-1, la relaxation des contraintes résiduelles est de :

- 50 % après un revenu de 1 h à 400°C ;
- 90 % après un revenu de 2 h à 500°C.

On admet généralement qu'à partir de 650°C les contraintes sont totalement relaxées. L'opération de détensionnement est donc sensiblement identique à un revenu : même temps de maintien, température inférieure de 20 à 30°C (50°C dans le cas où ce traitement suit une

rectification, en raison de l'état des contraintes superficielles). Elle est surtout efficace lorsqu'elle peut être effectuée à haute température (vers 450 à 500°C), c'est-à-dire lorsque le dernier revenu a été fait au-dessus de 500°C (avant usinage).[8]

III.1/ Mécanismes du découpage à la presse [11]

Le découpage à la presse suit un mécanisme différent de celui des autres procédés de découpage. Ce n'est donc ni un procédé thermique, ni un procédé abrasif, mais un procédé purement **Mécanique**, suivant un mécanisme de cisaillement de la tôle. Sous l'action de deux lames de découpage dont l'une agit en opposition au mouvement de l'autre et dont l'espace entre les arêtes de coupe (jeu) détermine l'intensité des contraintes de cisaillement (figure 16). On distingue habituellement **trois phases** dans l'opération de découpage (figure 17) :

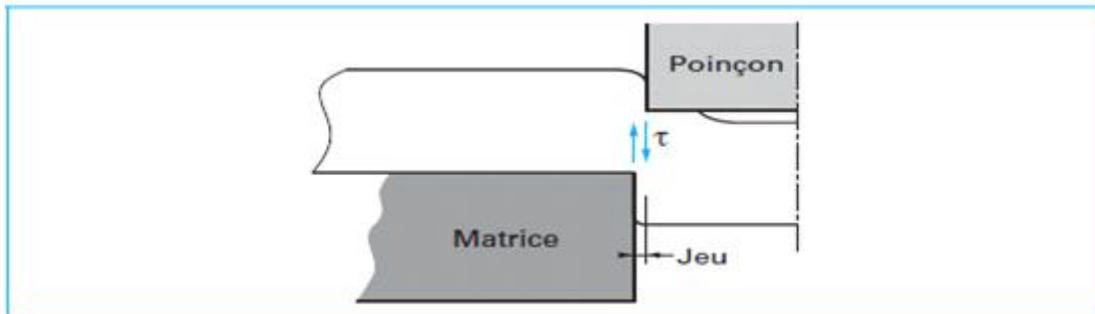


Figure 16 : Contraintes de cisaillement développées dans la tôle [11]

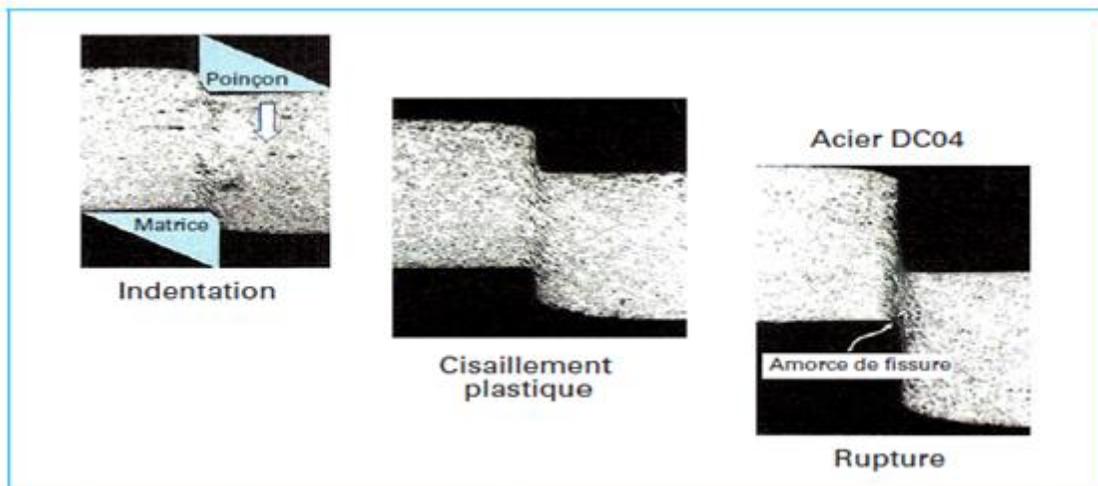


Figure 17 : Phases dans l'opération de découpage

- **phase 1 : indentation du poinçon dans la tôle**

. Le poinçon, qui commence à pénétrer dans la tôle, crée un bombé à l'entrée du bord découpé.

- **phase 2 : cisaillement plastique**

. Le poinçon commence à créer une surface sur le bord découpé, parallèle au flanc du poinçon. Cette surface est d'aspect lisse.

- **phase 3 : rupture**

Avant que le poinçon n'ait traversé complètement l'épaisseur de la tôle, une fissure s'initie au niveau des arêtes de coupe de l'outil .Ces fissures se rejoignent rapidement pour créer la rupture. La zone correspondante du bord découpé est appelée « zone arrachée »

On peut observer sur la figure 17 les grains de la matière de la tôle. Pendant le découpage, ces grains subissent une rotation et s'allongent fortement dans la zone cisailée. Au fur et à mesure que le poinçon pénètre dans la tôle, l'intensité de la déformation croît. C'est pour cette raison que, dans beaucoup de modèles mécaniques de la phase de rupture, la déformation plastique équivalente est utilisée pour déterminer le critère de rupture (amorce des fissures). Avec des arêtes d'outil usées, il faudra donc, pour une même intensité de déformation, une pénétration du poinçon plus élevée pour provoquer la rupture.

Cette rupture s'amorcera pour une pénétration du poinçon plus faible lorsque la valeur critique de traction de cette contrainte sera plus vite atteinte. C'est le cas lorsque le jeu de découpage augmente. Par contre, une arête de coupe usée en forme arrondie aura tendance à diminuer l'intensité en traction de la contrainte et à augmenter ainsi la pénétration du poinçon avant l'apparition de la rupture.

Quel que soit le modèle utilisé, on constate que la phase de rupture est la plus difficile à simuler, même en prenant en compte un endommagement progressif du matériau dans la zone cisailée [9] [10]. On observe habituellement des écarts entre la courbe d'effort calculée et celle mesurée expérimentalement figure 18. Pour mieux coïncider avec la courbe expérimentale, des ajustements du modèle sont nécessaires.

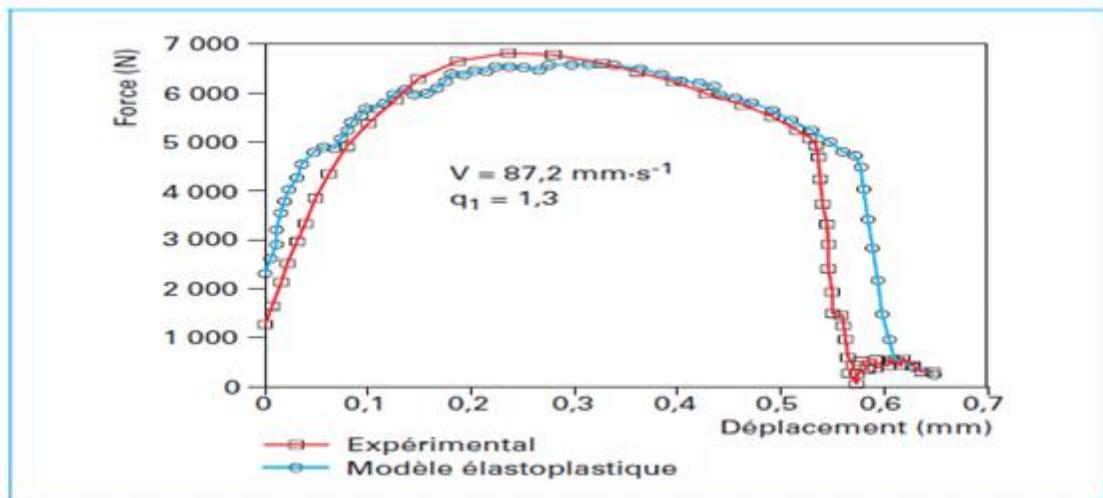


Figure 18 : Comparaison entre la courbe d'effort calculée par un modèle élastoplastique avec endommagement de type Gurson et la courbe expérimentale [12]

III.2/ Efforts et contraintes sur l'outil et la presse [11]

Parmi tous les procédés de mise en forme courants, les efforts les plus élevés sont situés, en général, au niveau des opérations de découpage. Il est donc important de pouvoir évaluer ces efforts pour dimensionner l'outil et déterminer ainsi les efforts globaux de la presse. Le système d'effort en découpage est présenté sur la figure 19

Les efforts verticaux sont les plus importants et font l'objet de cette présentation. On notera cependant que l'effort horizontal peut être significatif : cet effort, variable avec le jeu de découpage et l'usure de l'outil, peut atteindre environ le tiers de l'effort vertical.

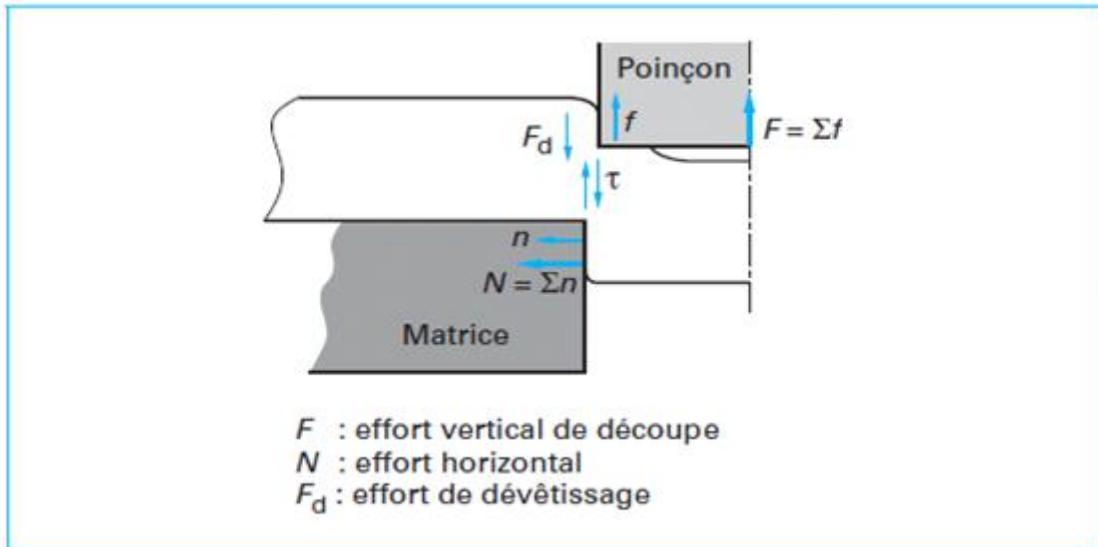


Figure 19 : Système d'efforts en découpage [11]

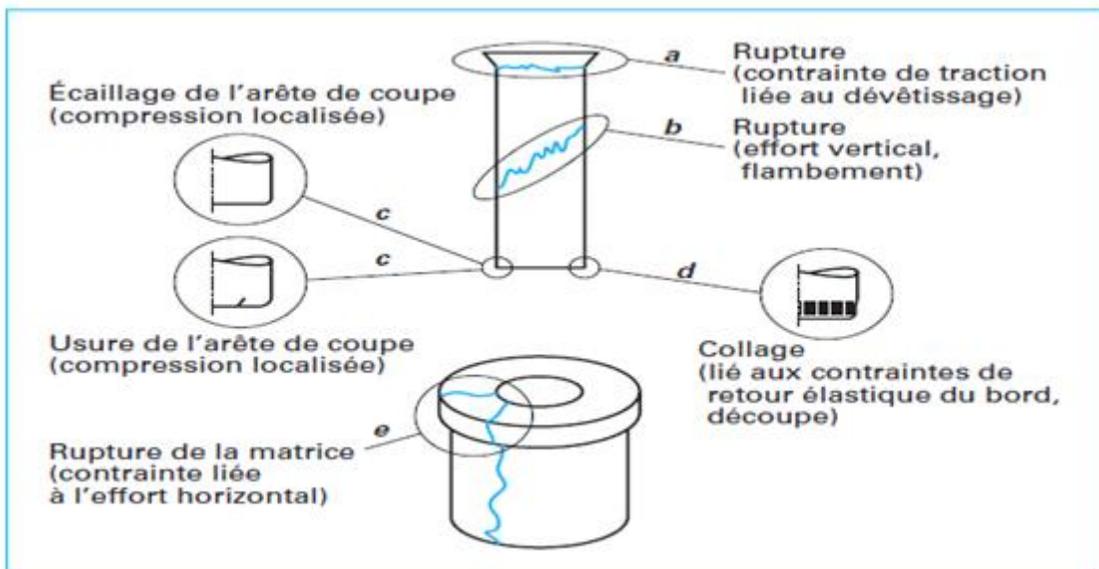


Figure 20 : Contraintes en découpage et dégradation de l'outil [11]

III.2.1/ Courbe d'effort en découpage

L'analyse du cycle d'effort en découpage est riche d'enseignement sur le mécanisme de l'opération de découpage et permet de réaliser un suivi précis de l'usure de l'outil en production ainsi qu'une évaluation de l'influence de paramètres du procédé sur cette usure.[13]

III.2.2/ Description

À condition de pouvoir équiper l'outil de capteurs d'effort situés au-dessus des poinçons de découpage, il est possible d'obtenir un signal précis concernant l'effort de découpage en fonction de la pénétration du poinçon figure 21.

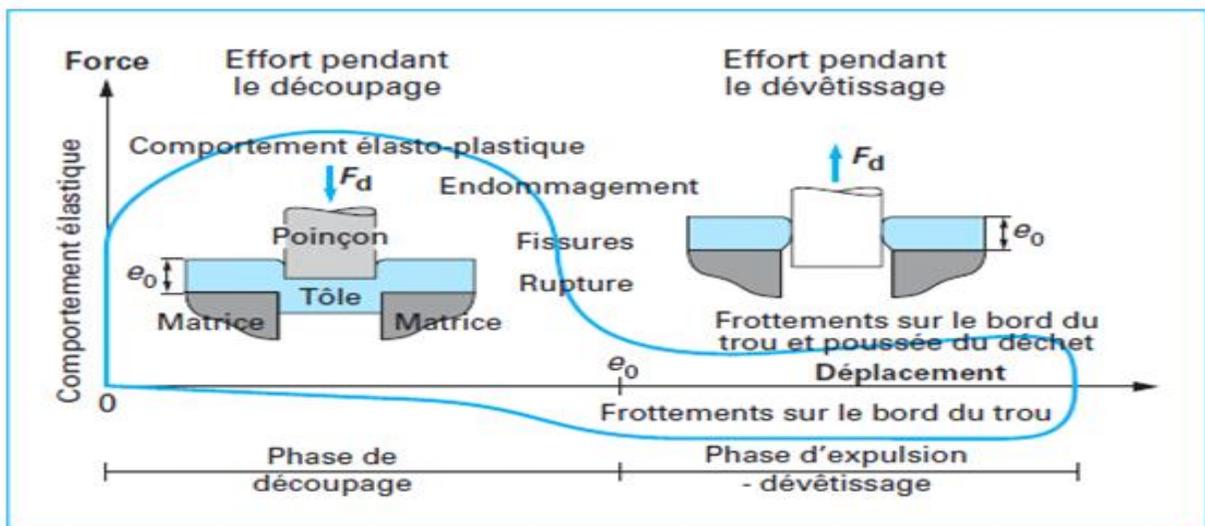


Figure 21 : courbe d'effort en découpage [11]

On distingue **deux phases** sur la courbe d'effort :

Effort pendant le découpage, où la séparation de la partie découpée et le reste de la tôle n'est pas encore réalisée. Dans cette phase, on distingue :

- la montée verticale de l'effort (déplacement égal à 0) qui correspond au comportement purement élastique de la tôle,
- l'évolution non linéaire de l'effort avec passage par une valeur maximale, correspondant au comportement élastoplastique du matériau,
- la chute brutale de l'effort pouvant être dissociée en :

- phase d’endommagement,
- phase de fissuration avec propagation des fissures conduisant à la rupture et à la séparation de la partie découpée ;

- **effort pendant la phase d’« expulsion-dévêtissage »** qui concerne le mouvement du poinçon dans le trou découpé. On distingue deux étapes :

- **la phase d’expulsion de la débouchure**, la partie découpée passant en matrice, également appelée « déchet » ou « copeau ». Le poinçon continue de descendre après avoir fini le découpage de manière à pousser la partie découpée dans la matrice à une certaine profondeur. Cette étape est nécessaire pour libérer le plan matrice de tout obstacle pouvant empêcher l’avance de la bande et pour éviter les remontées de débouchure . L’effort rémanent résulte du frottement des bords découpés sur les flancs du poinçon et de la poussée de la partie découpée qui frotte sur l’intérieur de la matrice,

- **la phase de dévêtissage du poinçon de la tôle**. Le poinçon remonte après avoir atteint le point mort bas (PMB) de la presse. L’effort rémanent résulte uniquement ici du frottement des bords découpés sur les flancs du poinçon.

Le cycle d’effort d’expulsion-dévêtissage est important à connaître car on constate que cette phase de l’effort est à l’origine de l’usure principale des poinçons et des matrices de découpage, usure qui se manifeste essentiellement sur les flancs du poinçon et sur les bords intérieurs de la matrice. De ce fait, c’est cette partie de la courbe d’effort qu’il est préférable d’exploiter pour suivre efficacement l’usure des outils.[14]

III.2.3/ Analyse [11]

La figure 22 montre une évolution importante du signal d’effort en fonction de l’usure.

L’analyse de l’amplitude du cycle d’effort (amplitude d’effort maximale dans la phase d’expulsion-dévêtissage, correspondant à la différence entre les efforts d’expulsion et de dévêtissage) met en évidence la forte valeur obtenue pour le cas 2 (tableau 6).

La forte amplitude du cycle d’effort est le signe d’une très forte usure du poinçon, comme on peut l’observer sur la figure 23.

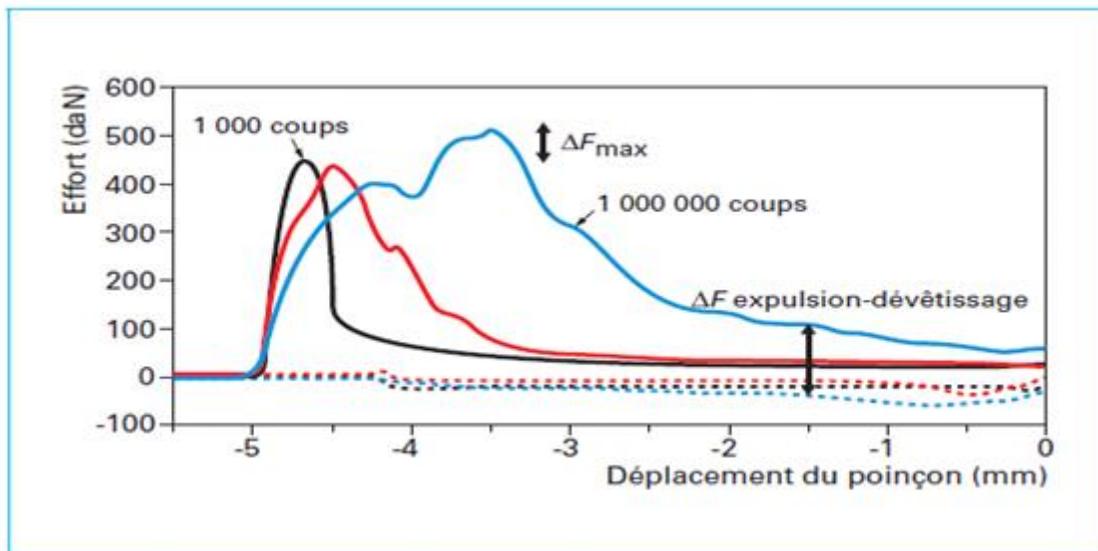


Figure 22 : Exemple d'évolution de la courbe d'effort en fonction de l'usure de l'outil (comptée à partir du nombre de coups de presse). Cas d'une tôle en acier au silicium de 0.5 mm d'épaisseur [11]

Type de tôle	Amplitude du cycle d'effort à 1 000 coups (daN)	Amplitude du cycle d'effort à 1 000 000 coups (daN)
Cas 1	38	79
Cas 2	46	144
Cas 3	27	59

Tableau 6 : Amplitude du cycle d'effort (phase d'expulsion-dévêtissage pour 3 Configurations d'essais) [11]

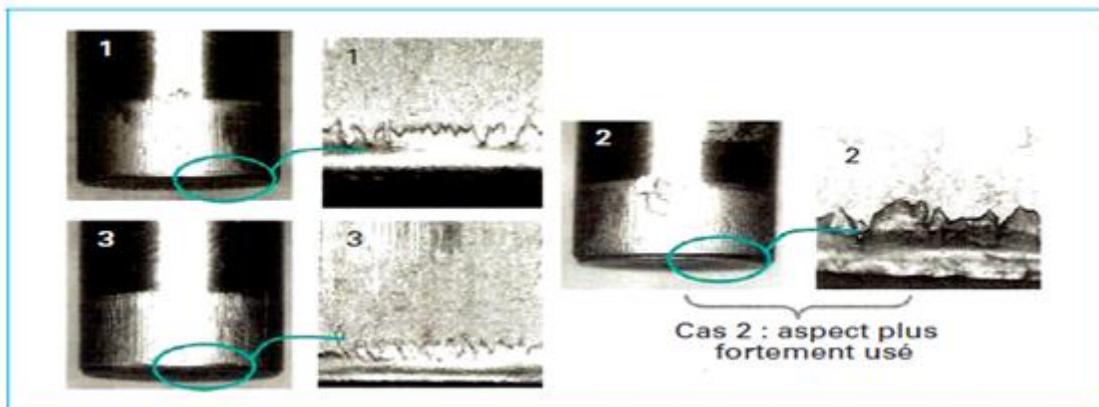


Figure 23 : aspect des poinçons après un million de coups de presse [11]

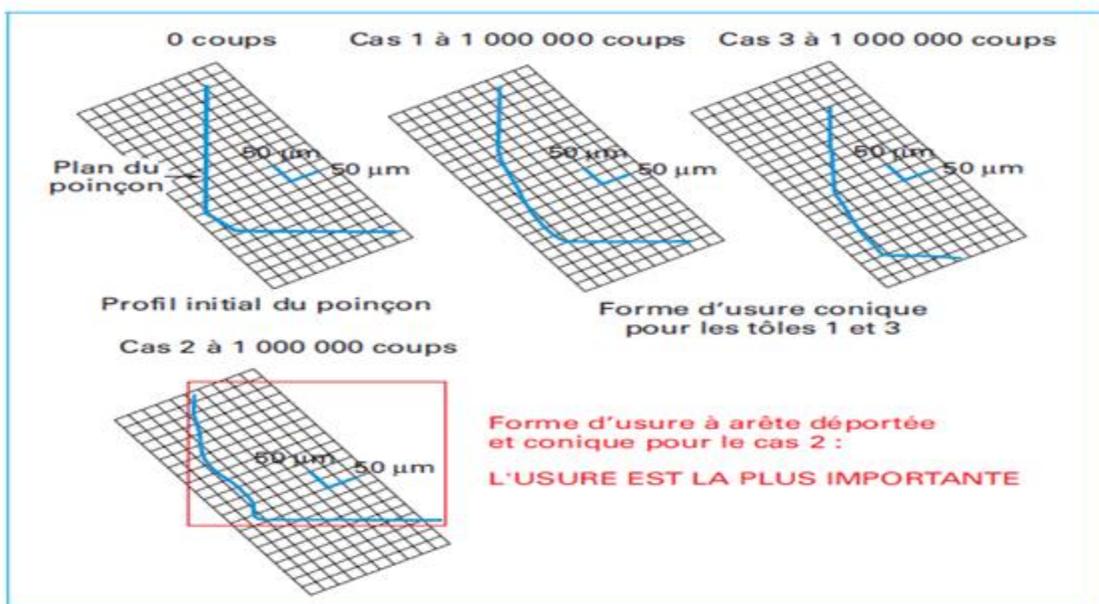


Figure 24 : profils d'usure des poinçons après un million de coups de presse

Le profil d'usure du poinçon lié au cas 2 est de type « arête vive déportée » qui correspond à un mode d'usure observé en découpage comme parmi les plus sévères (figure19).[11]

III.3/ Paramètres liés à l'usure de l'outil

III.3.1/ Lubrification

La lubrification des outils, bien que l'on cherche à la réduire fortement actuellement, voire à l'éliminer pour des raisons économiques (réduction ou suppression du dégraissage des pièces), est d'autant plus importante dans le procédé de découpage que les contraintes exercées par la tôle sur les flancs de l'outil sont élevées. Son action reste donc essentielle pour accroître la durée de vie de l'outil.[15]

Le lubrifiant joue un rôle d'interface entre l'outil et la tôle (3e corps). Pour être performant en découpage, il doit contenir des additifs dits « extrême pression ». Les principaux additifs sont les phosphorés, les souffrés et les chlorés. Ces derniers, pour des raisons de coût de traitement et de recyclage, sont, la plupart du temps, écartés du choix des entreprises bien que souvent plus performants.

De nouveaux additifs sont actuellement en développement pour tenter de se substituer au chlore. On distingue principalement les **huiles entières**, les **huiles solubles** et les **évaporables** (ou évanescentes) :

* **Les huiles entières** (additif avec base minérale ou hydrocarbure) sont les plus courantes. Selon leurs formulations chimiques, leurs performances sont variables, comme illustré sur la figure 25.

Le critère de performance est important dans le choix de l'huile. Comparativement aux autres huiles, les huiles entières donnent, en général, les meilleurs résultats.

* **Les huiles solubles** (mélange stable d'huile entière – 10 à 30 % – et d'eau) sont souvent utilisées pour leur capacité à refroidir l'outil.

* **Les huiles évaporables** (composées d'additifs et d'un solvant évaporable) permettent de réduire la quantité d'huile présente sur la pièce. En fonction de la quantité d'extrait sec (concentré d'additif), la pièce peut être directement livrée au client sans dégraissage (figure 23).

Ce dernier type de lubrifiant a connu un fort développement depuis ces dix dernières années, mais le projet de réglementation des COV (composés organiques volatils) devrait en limiter l'utilisation.

Tout autant que la nature, la quantité de lubrifiant appliquée sur la tôle est importante en découpage.

Par **exemple**, pour le découpage de tôles en aciers inoxydables X10CrNi18-10, l'augmentation de la quantité de lubrifiant peut supprimer un début de grippage du poinçon.

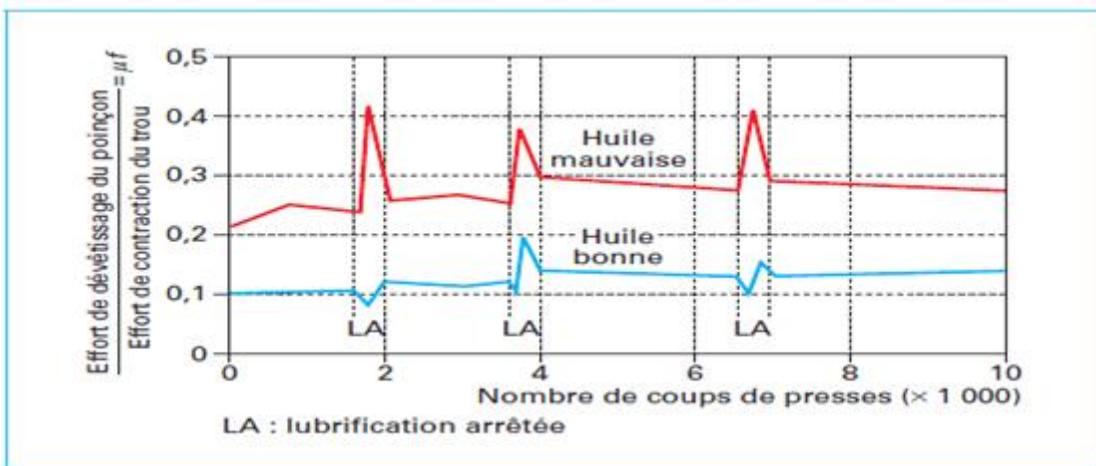


Figure 25 : Classement de la performance en découpage d’huiles entières : mesure du coefficient de frottement (μ_f) en fonction du nombre de coups de presse suivant un protocole d’application du lubrifiant [14]

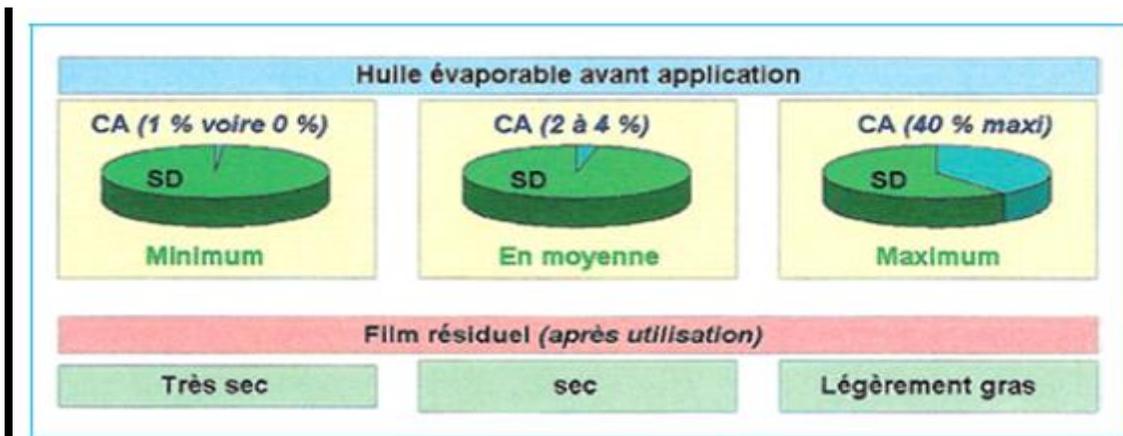


Figure 26 : Huiles évaporables : relation entre composition et sensation au toucher

III.4/ Usure des outils

Dès le premier coup de presse, l'outil se modifie. Il s'accommode au tout début de la fabrication (phase de rodage), puis il évolue en général lentement au cours de la production jusqu'à une certaine limite à partir de laquelle l'usure s'accélère figure 27. Le phénomène d'usure peut être plus ou moins rapide en fonction du type de dégradation rencontré. Les caractéristiques de la pièce découpée vont alors être influencées par cette usure et les efforts de découpage vont également évoluer [11]

III.4.1/ Différents types de dégradations [11]

On distingue habituellement quatre modes principaux de dégradation de l'outil en service sous presse : l'**usure progressive**, le **collage et grippage**, la **rupture** locale ou généralisée et la **déformation sous contrainte** de service.

a) L'**usure progressive** est le résultat d'enlèvement progressif de matière par des particules ou des protubérances dures qui heurtent la surface de l'outil ou glissent contre elle. La figure 28 représente l'aspect d'un poinçon avant et après usure progressive.

b) Le **collage et le grippage** sont deux étapes successives résultant du transfert du métal de la tôle vers la surface de l'outil (collage) et qui sont liées aux fortes pressions de contact et aux frottements élevés dans les zones de contact qui génèrent une augmentation de température pouvant aller jusqu'à la fusion du métal constituant la tôle (grippage). Les phénomènes de collage mènent donc souvent au grippage, défaut majeur provoquant l'interruption de la fabrication.

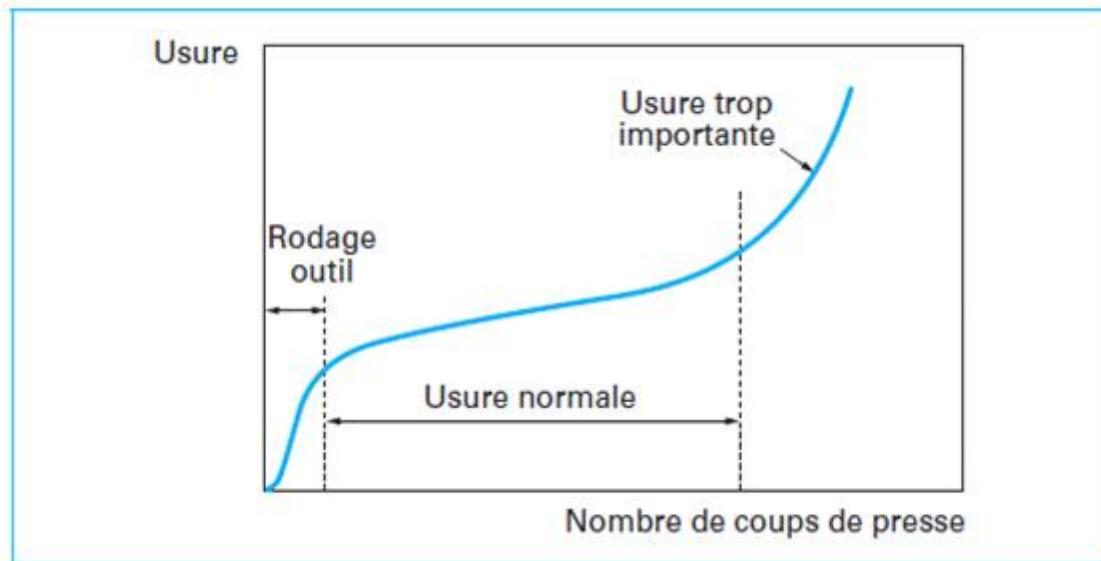


Figure 27 : Evolution type de l'usure des outils de découpage [11]



Figure 28 : Aspect de l'arête de coupe d'un poinçon avant et après usure progressive [11]

c) **La rupture** peut être localisée sur l'arête de coupe du poinçon ou de la matrice (écaillage) ou conduire à la séparation d'une partie importante de l'outil (rupture). Elle peut être brutale (effet d'une surcharge accidentelle ou d'un mauvais dimensionnement de l'outil) ou progressive.

Dans tous les cas, elle entraîne l'arrêt de la production. La figure 29 présente l'aspect d'une matrice écaillée

d) **La déformation sous contrainte** se caractérise par un enfoncement de la surface travaillante de l'outil (matage) ou par une flexion latérale du poinçon (flambement) du fait de contraintes trop élevées par rapport à la résistance de l'outil.

Face à des défauts de fabrication (pièce et/ou outil), il est important de développer une démarche progressive en commençant par l'analyse des causes. Cette analyse doit reposer sur la détermination des modes de dégradation de l'outil. À partir de la compréhension des mécanismes à l'origine du défaut, on pourra alors trouver des solutions, comme par exemple sur l'outil ou le process :

- matériaux à outil : ténacité, résistance à l'usure, limite d'élasticité, nature des matériaux en vis-à-vis... ;
- sollicitation : localisation des zones de frottement, longueur du frottement, niveau des contraintes, effet des concentrations de contrainte... ;
- conception de l'outil : guidage, rigidité, jeux, rayons, gamme de mise en forme... ;
- process : lubrification, réglages de la presse et des périphériques, maintenance de l'outil... ;
- pièce : matériau de la tôle, tolérances des caractéristiques géométriques, forme...



Figure 29 : Aspect de l'arête de coupe d'une matrice écaillée [11]

III.4.2/ Conséquences de l'usure

La dégradation de l'outil va avoir des conséquences sur les caractéristiques de la pièce fabriquée et sur les efforts développés pendant l'opération de découpage.

Concernant la pièce fabriquée, le sens d'évolution des principales caractéristiques avec l'usure de l'outil est donné dans le tableau 7

En particulier, on notera que la dimension à plat peut varier de manière importante avec l'usure de l'outil, comme le montre la (figure 30).

Les efforts de découpage et de dévêtissage vont également être modifiés avec l'usure. L'effort maximal de découpage augmente de manière sensible (figure 31). Cette augmentation peut atteindre 15 % de l'effort avec l'outil neuf.

L'effort de dévêtissage est celui qui évolue le plus vite avec l'usure de l'outil. Il représente seulement 1 à 2 % de l'effort de découpage avec un outil neuf mais peut atteindre, avec l'usure de l'outil, 15 % de l'effort de découpage (figure 32).

Caractéristiques	Bavure	Géométrie du bord découpé			Dimension		Écrouissage du bord
		H_b	H_c	H_a	Trou	Débouchure	
Sens d'évolution avec l'usure	↗	↗	↗	↘	↘	↗	↗

Tableau 7 : Evolution des caractéristiques de la pièce découpée [11]

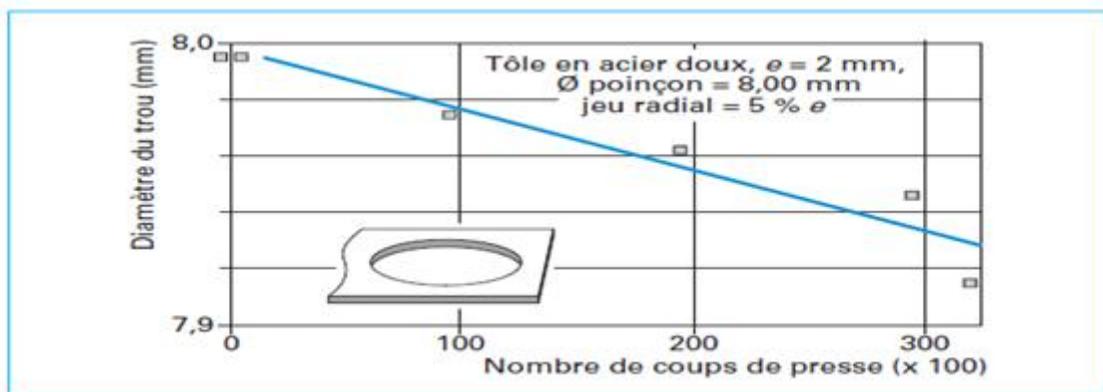


Figure 30 : exemple d'évolution avec l'usure de l'outil des dimensions d'un trou d'écopé [11]

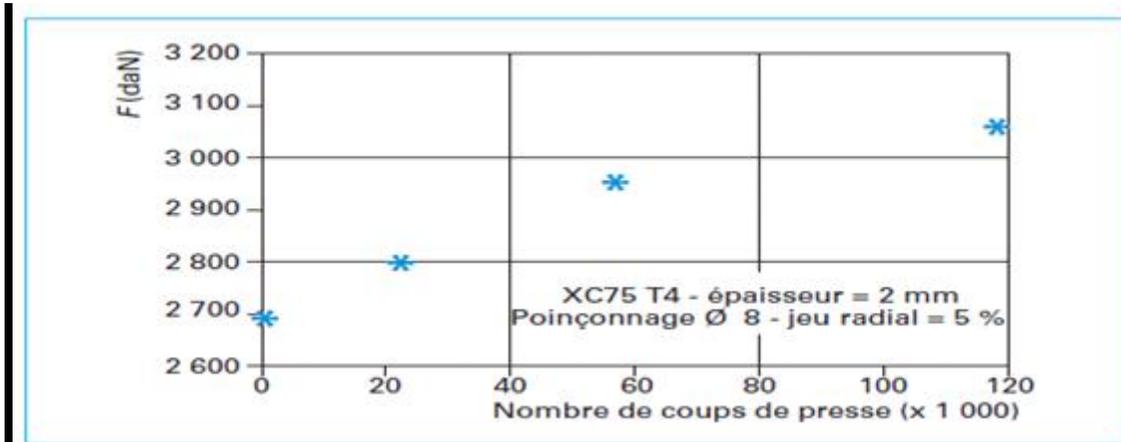


Figure 31 : Evolution de l'effort de poinçonnage avec l'usure de l'outil [11]

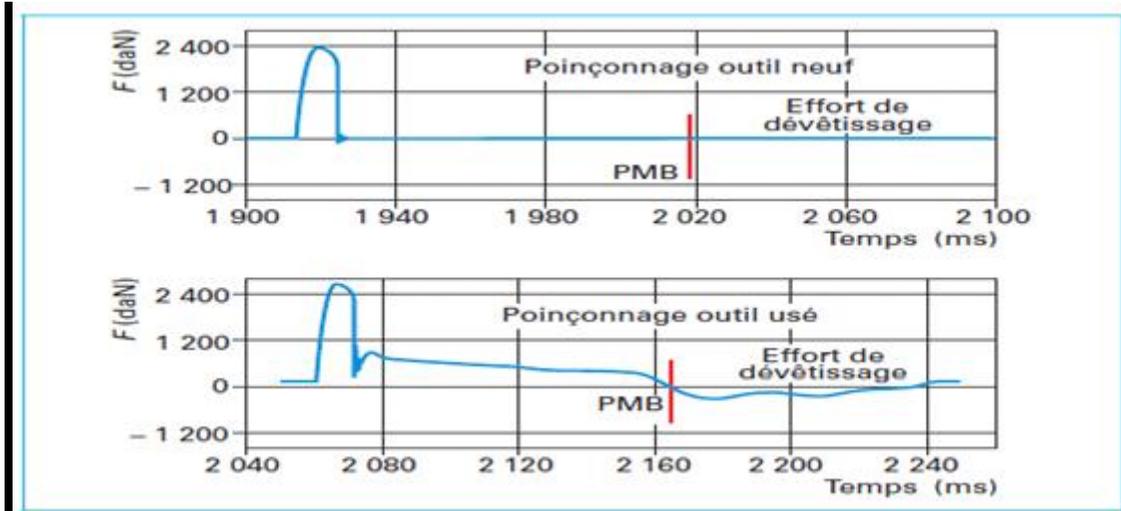


Figure 32 : Evolution de l'effort de dévêtissage avec l'usure de l'outil .acier inoxydable type X10CrNi18-10 état recuit [11]

III.5/ Conclusion

Le découpage traditionnel réalisé sur presse est une opération importante dans la mise en forme des tôles. Effectuée seule ou accompagnant une opération de formage comme l'emboutissage et le pliage, elle influence fortement la qualité des pièces fabriquées.

Le découpage a la particularité d'être la seule opération de mise en forme mettant en jeu la rupture de la tôle. De ce fait, le mécanisme de l'opération est complexe, conduisant à l'obtention d'une géométrie de bord découpé particulière, avec notamment la présence d'une bavure.

Les efforts développés par l'outil sont, en général, plus élevés que l'emboutissage ou le pliage, avec pour conséquence des usures plus importantes dans ces parties de l'outil. C'est pour cette raison que l'on constate que la maintenance des outils de presse est souvent consacrée à l'entretien et à la remise en état des postes de découpage.

Les paramètres influents de l'opération de découpage sont nombreux, depuis la nuance de la tôle jusqu'au jeu de découpage, en passant par la qualité du matériau à outil ou de la lubrification, et leur maîtrise est importante pour assurer une fabrication de pièces de qualité.

Avec l'usure de l'outil, de nombreuses caractéristiques de la pièce vont changer, dont notamment la bavure et les dimensions des parties découpées. Les efforts vont augmenter, en particulier l'effort de dévêtissage dont l'importance a été soulignée dans le mécanisme de développement de l'usure du poinçon.

La maîtrise de la qualité d'une pièce découpée nécessite de bien développer chacune des phases du projet, depuis la conception de l'outil (choix du jeu, nature du matériau à outil, architecture de l'outil...) jusqu'à la réalisation sur presse (préparation et maintenance de l'outil, réglages, maîtrise de la lubrification...) en passant par la prise en compte de la tôle (cas des nuances à haute résistance, précision des épaisseurs...). Tout n'étant pas prévisible sur un outil de presse, il pourra être nécessaire de développer des améliorations de l'outil. Pour cela, une approche d'analyse et de résolution du défaut la plus rationnelle possible sera nécessaire.

IV.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.

IV.2/ Traitements thermiques

C'est un four à mufler à une résistance électrique alimenté sous une tension de 380V et de puissance 11kw allant jusqu'à 1200°C en température de chauffage, construit en tôles profilées robustes, il est isolé avec de la laine d'alumine pour le rendre plus léger et isolé thermiquement. Un contact électrique coupe le circuit de résistances dès l'ouverture de la porte pour éviter au manipulateur toute décharge électrique. Ses dimensions sont : la largeur utile : 300mm, la hauteur utile : 250mm, la profondeur utile 400mm



Figure33 : Four des traitements thermique

IV.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.

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon carré de dimension 10x10x5 mm.



Figure34 : Duromètre pour les essais de dureté

IV.4/ Microstructure

L'examen métallographique a pour but principal, la mise en évidence de la structure de l'échantillon ; l'évolution de la forme, la distribution, la quantité et l'identité des constituants. Il existe deux méthodes d'examens métallographiques, la microscopie optique et la microscopie électronique.

IV.4.1/ Examen par microscopie optique : (MO)

Le microscope optique a un pouvoir de résolution de l'ordre de 0,2 micromètre, il permet d'obtenir des grossissements allant jusqu'à 1000 fois.

Il est constitué des parties principales suivantes : une source lumineuse qui émis des rayons grâce au condenseur et à la lentille de l'objectif qui éclaire l'échantillon observé par un faisceau de lumière parallèle, les rayons réfléchis par l'échantillon sont repris par la lentille de l'objectif , qui en donne la première image intermédiaire grâce à un miroir semi réfléchissant, l'observateur peut obtenir une image finale et agrandie de l'échantillon à travers la lentille oculaire et à travers de son œil, on peut aussi obtenir une image réelle qui sera projeter sur un écran ou sur une plaque photographique. (Voir la photo)

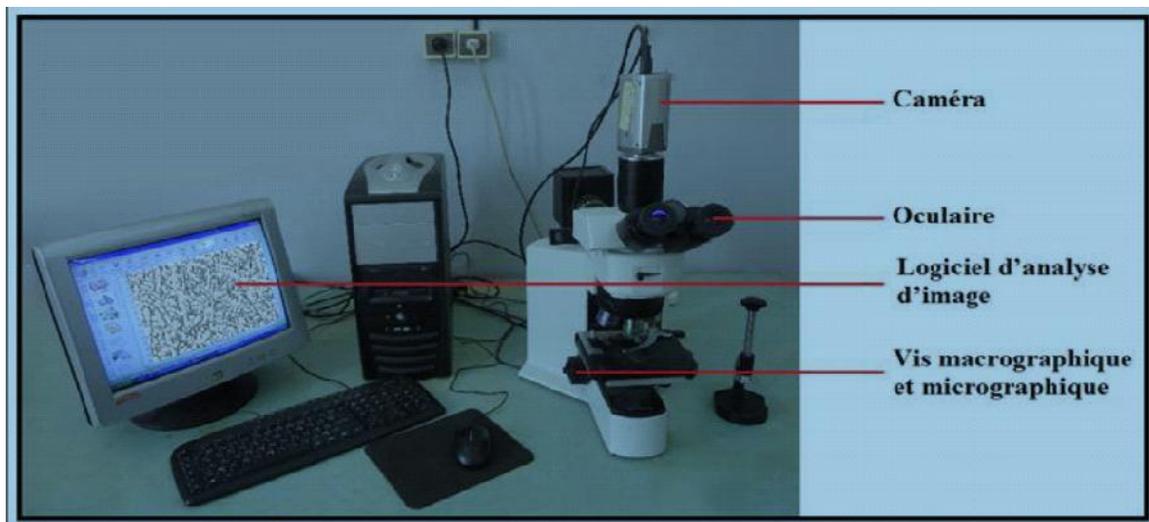


Figure35 : Microscope optique

Pour effectuer l'examen métallographique avec le microscope optique, cela nécessite une suite d'opérations allant du prélèvement à effectuer sur le produit, à l'attaque chimique.

* Prélèvement de l'échantillon et préparation de la surface d'examen :

L'échantillon est découpé de façon à obtenir une surface d'examen, généralement comprise entre 1 et 10 cm² avec un état de surface usuel ; brut de tronçonnage ; ayant subi une passe sur bande abrasive.

* Le polissage mécanique :

Il se fait par le frottement de l'échantillon sur des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus fine, on prend en considération, l'arrosage lors du polissage, et cette opération se fait sur les polisseuses de marque « KNUTH-ROTOR2 ».



Figure36 : Polisseuse a deux disques de marque « KNUTH-ROTOR2 ».

* Le polissage de finition :

Le polissage mécanique est suivi d'un polissage de finition qui est destiné à améliorer l'état de la surface à analyser.



Figure37 : Polisseuse de finition

*** Attaque chimique :**

Après le polissage de finition, l'échantillon est lavé puis séché, puis il est soumis ensuite à une attaque chimique, pendant 5 minutes avec la solution villila qui se compose de (2.5g de chlorure ferrique, 5g d'acide picrique, 2 ml d'acide chlorhydrique et de 90 ml d'alcool ethylique), pour faire disparaître l'éclat miroir mais sans trop noircir la surface à observer.

IV.4.2/ Examen par microscopie électronique à balayage (MEB) :

C'est un microscope environnemental de type ASEM XL30 de marque PHILIPS. Il est constitué d'un canon à électrons primaire, reproduisant une énergie constante généralement comprise entre 1 et 35 Kev, un système de lentilles condensatrices permettant de réduire la taille du faisceau d'électrons primaires de la lentille de l'objectif dont le rôle est de réduire de nouveau la taille de faisceau d'électrons primaire et de le focaliser sur un échantillon massif grâce au module de balayage, ce faisceau d'électrons primaire balaye une région de largeur (l) de l'échantillon. Un des signaux produit par le bombardement de l'échantillon par les électrons primaires est capté par un détecteur approprié et amplifié, ce signal amplifié le module de la brillance d'un écran cathodique de largeur (L) et dont la fréquence de balayage est identique à celle utilisé pour le balayage de faisceau d'électrons primaires sur l'échantillon, ce qui veut dire qu'à tout point de coordonnées (x, y) de la zone balayée de l'échantillon correspond à un point homologue de coordonnées (x, y) sur l'écran cathodique et le grossissement obtenu est égale au rapport L/l.



Figure38 : Microscope électronique à balayage (MEB)

IV.5/ L'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.

Le dispositif utilisé se compose d'un plateau (mandrin) tournant dans un plan horizontal dont la vitesse est constante 1000 tr/min, pour un temps de 60 min. sur lequel l'échantillon en étude peut être placé.

Les pions installés sont en acier outil aillons subis de différents traitements thermique trempé à 1025°C+double revenu aux températures suivantes 400°C, 450°C, 475°C, 525°C . Une charge P est appliquée verticalement sur le pion par l'intermédiaire d'un bras. La charge appliquée était égale à 6 kg. La rotation du disque - échantillon crée le phénomène d'usure abrasive par frottement.

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

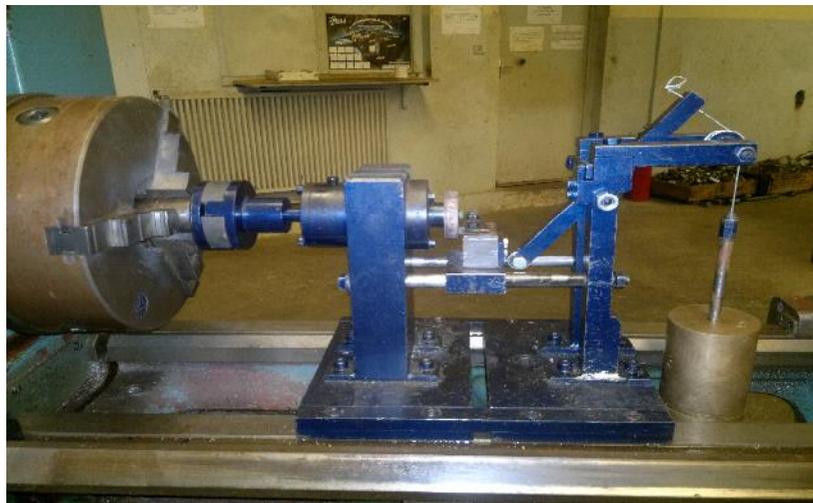


Figure39 : dispositif expérimental de l'usure.

IV.6/ La microdureté

Elle a été réalisée grâce à un microdromètre, ce dernier est muni d'un pénétrateur en diamant en forme pyramidale d'angle à sommet de 136° d'un sélecteur de charge de 50gf, une table sur laquelle on pose l'éprouvette. Ce dernier affiche automatiquement le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur ainsi que sa microdureté correspondante. Il possède les caractéristiques suivantes : tension $T=220V$, Fréquence $f=50Hz$



Figure 40 : le microdromètre

V.1/ Introduction

Dans ce chapitre nous présentons en détail les différents résultats mesurés tant en terme qualitatif que quantitatif et ce en vue de l'étude du comportement tribologique et mécanique en fonction des traitements thermiques de l'acier de coupe à froid **X155CrVMo12.1** utilisé au niveau des ateliers de l'entreprise ORFEE de Bordj menail

V.2/ Matériau

Il s'agit d'un acier normalisé de type **X155CrVMo12.1** destiné pour le travail à froid sa microstructure est lédéburrétique, offrant la possibilité de durcissement secondaire et ce pour une grande polyvalence d'applications. Peu sujet à la distorsion, très stable à l'usure, avec une bonne ténacité. Il est très stable au revenu, même à des températures de trempe élevées et peut ainsi, bien qu'étant un alliage de travail à froid, être bien nitruré en plus, sans perte de dureté

V.2.1/ Composition chimique

La composition chimique inumérée dans le tableau 1 est donnée suivant la fiche technique du fabricant Bohler il s'agit de la norme allemande DIN

% En masse	% C	% Si	% M n	% S	% P	% C r	%Mo	%V
DIN	1.45	0.10	0.15	≤ 0.03	≤ 0.03	11	0.90	0.25
	à	à	à			à	à	à
	1.75	0.40	0.45			13	1.4	0.45

Tab 8: la Fourchette de la composition chimique de l'acier X155CrVMo12.1

V.2.2/ Etat de livraison de l'acier

L'acier est livrai sous forme de barre rectangulaire disque et barre rond à l'état recuit où la dureté ne dépasse pas la valeur de 240HB cette valeur permet un usinage aisé et sans difficultés. Selon la fiche technique du fabricant ce recuit est effectué à une température de 850°C à 960°C.

V.3/ Gamme des traitements thermiques appliqués

La gamme de traitement thermique appliquée au niveau de l'entreprise ORFEE est composée par un cycle de de trempe à l'huile où le maintien est précédé par un palier de préchauffage à 650°C et ce dans le but d'homogénéiser la température dans tous le volume de des pièces et d'évité tous chocs thermiques pouvant causant des fissure ou de tapures sur les surface des pièces, une fois la température de trempe est atteinte entre 960°C ET 1040°C le maintien est limité à 30mn et ce afin d'éviter toutes décarburation superficiel des pièces mécaniques (chute de dureté) après refroidissement, qui peut être dans un bain de sel ou à l'huile ou même par jet de gaz inerte un traitement de revenu est appliqué, où le choix de la température est fonction de la dureté désirée. Le revenu peut être double ou même triplée suivant le degré de stabilité et de ténacité escompté et même chose pour le régime de refroidissement qui est tributaire des conditions d'utilisation (air, huile ou dans le four) figure 41

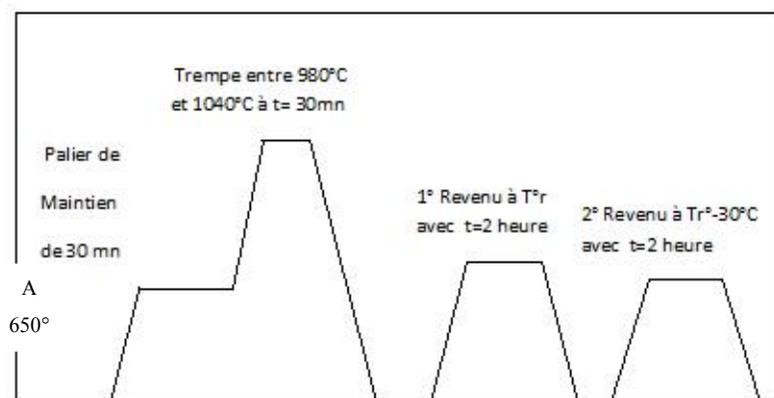
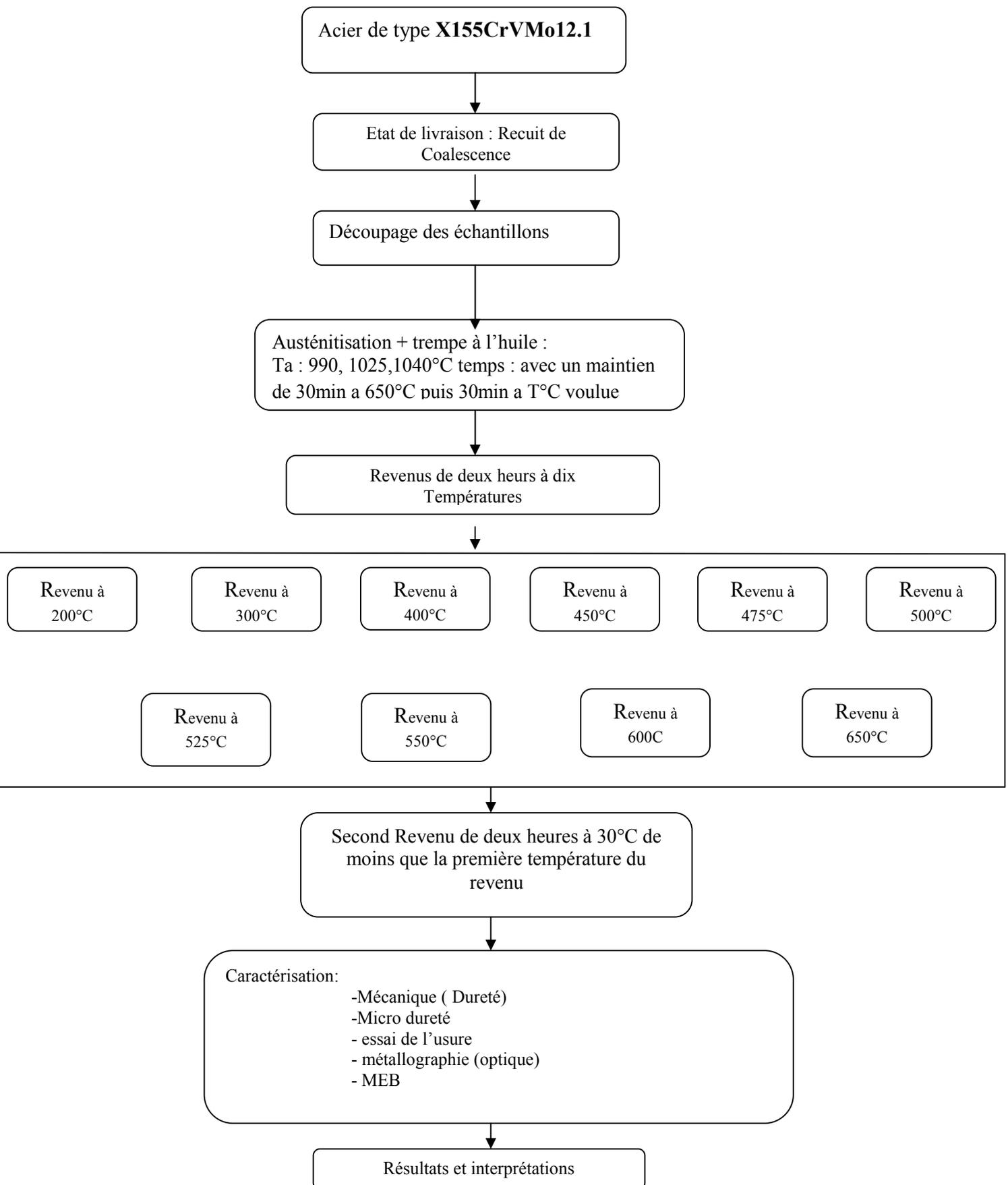


Figure 41 : gamme de traitement thermique de l'entreprise ORFEE

Le schéma ci-dessus représente le processus expérimental qui a été appliqué lors de notre étude. Donc on a varié un seul paramètre (température) lors de la trempe et le revenu



V.4/ Choix des paramètres des traitements thermiques :

V.4.1/ Les conditions de trempe

L'ensemble des considérations théoriques de notre acier nous permet d'être plus sélectifs 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 : 990, 1025, 1040°C, précédées d'un préchauffage à 650°C avec un maintien de 30minutes et maintien de 30minutes à la température choisie.

Donc le traitement concerne trois échantillons cela nous permettra après caractérisation la température de d'austénitisation optimale

V.4.2/ résultats de dureté

Température de trempe °C	Dureté HRC
990	49
1025	56
1040	53

Tab 9: Résultats de dureté après trempe

Le tracé de la courbe de la dureté en fonction de la température d'austénitisation est représenté dans la figure 42

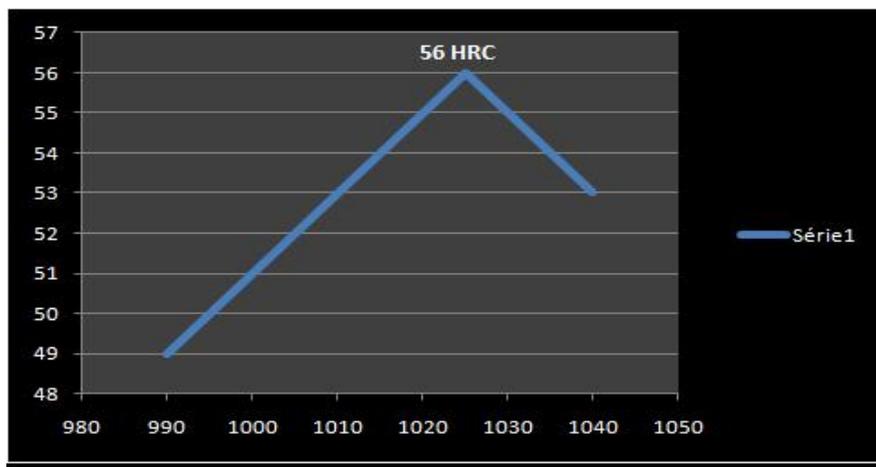


Figure 42 : dureté en fonction de la température d'austénitisation

V.4.3/ Les résultats métallographique après trempe

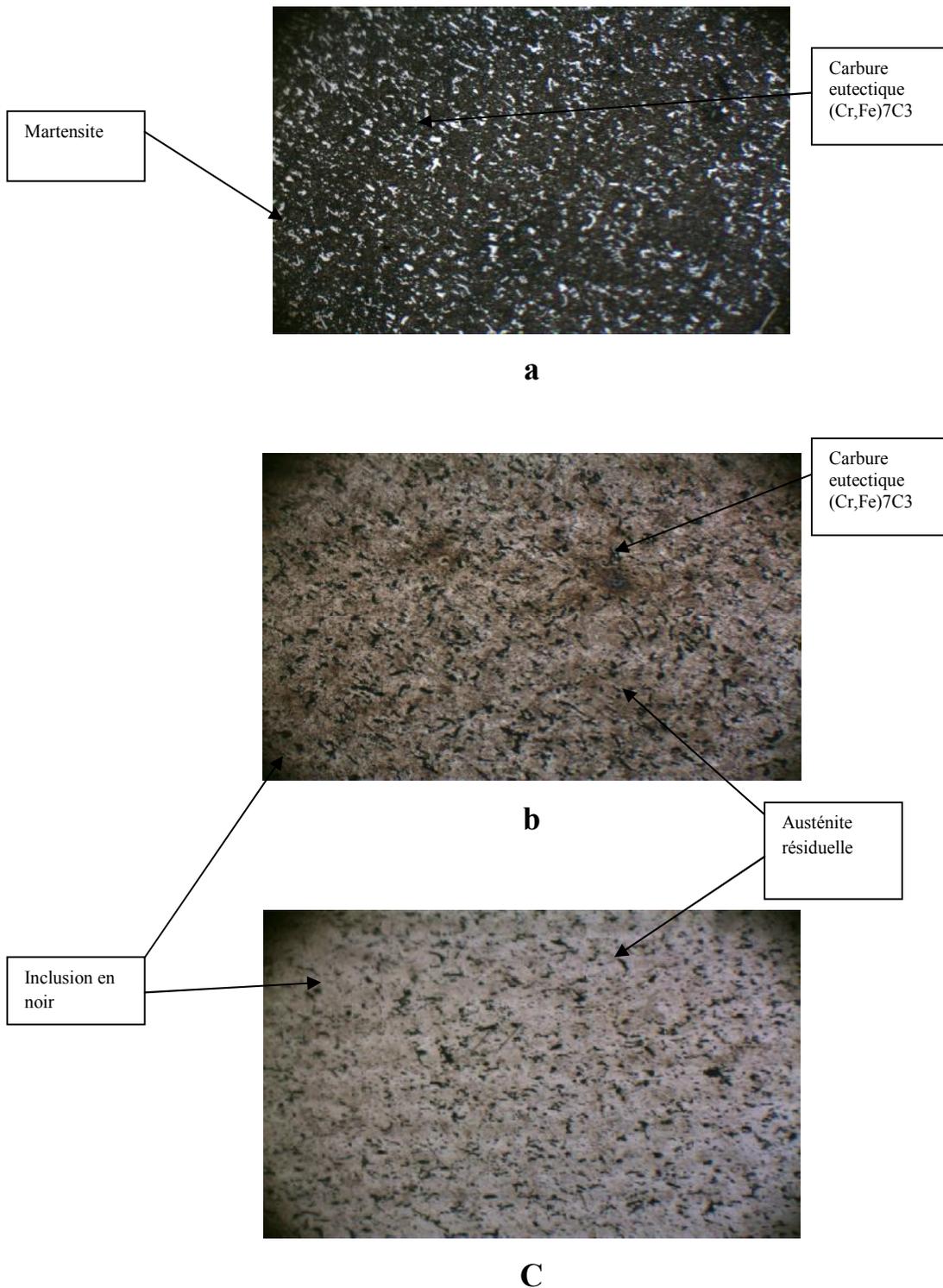


Figure 43 : Microstructures de l'acier à l'état trempé sans revenu (x100)

a : 990°C , b : 1025°C , c : 1040°C

V.4.4/ Micro dureté des phases métallographiques

Phases métallographiques après trempe à 1025°C	Carbure	Matrice	Inclusions
Micro dureté HV	473	623	169

Tab 10: Résultats de dureté après tempe

V.5/ Interprétation des résultats de la trempe :**V.5.1/ Dureté**

Selon les cycles de traitements thermiques présentés dans le schématique du processus expérimental, il est à rechercher une microstructure présentant une dureté maximale favorable une bonne résistance à l'usure des aciers.

Il est bien connu que les propriétés optimales de mise en service des outils, telles que la dureté et la ténacité dépendent de la température d'austénitisation.

Dans la Figure 42 sont reportés les résultats de mesure des duretés obtenus en fonction des températures d'austénitisation réalisées dans une gamme variant de 990 à 1040 °C, avec un pas de 35 °C pendant un temps de maintien de 30 minutes pour le préchauffage et 30 minutes a la température d'austénitisation .

Il est bien observable, qu'aux températures inférieures à 1025 °C, le niveau de dureté est faible en raison de la mise en solution incomplète des carbures dans la phase austénitique.

Le niveau de dureté maximal 56 HRC correspond à la température d'austénitisation 1025°C. Cependant sa valeur peut être modifiée par les traitements ultérieurs de revenus. Et Dans tous les cas, la valeur de la dureté dépend des fractions volumiques de l'austénite transformée d'une part en martensite et d'autre part en austénite résiduelle

Au-delà de 1025°C, l'augmentation de la température d'austénitisation provoque une diminution importante de la dureté atteignant la valeur de 42 HRC. Cette baisse de dureté peut être expliquée par le degré relatif de grossissement des grains austénitiques.

V.5.2/ Métallographie et micro dureté

La figure 40 illustre les observations métallographiques après attaque chimique au villega, de ces micrographies on observe une nette évolution de la matrice de la microstructure sous l'effet de la variation de la température d'austénitisation. elle passe d'une matrice sombre martensite avec une microdurete de 623 HV à une matrice qui indique la formation d'austénite, ce passage d'état est dû au grossissement des grains d'austénite du au dissolution des éléments chimiques libre ou sous forme de petite particule de carbure. Des particules en couleur noire apparaissent au niveau des micrographies (b) et (c) de la figure 40 et qui normalement existe également au niveau de la micrographie (a), ces dernières ont été caractérisées avec l'outil de mesure de la micro dureté où on a pu déciller qu'il s'agit d'une phase solide de faible valeur de dureté 169 HV cela indique qu'il s'agit d'inclusion non métalliques formées au cours du processus d'élaboration au four à arc. elle existe toujours dans les matériaux d'aciers obtenue par fusion.

V.6/ Résultats de revenu

Le traitement de revenu concerne dix échantillons. Après un traitement de trempe à la température idéal 1025°C, les échantillons ont étaient revenus aux températures: 200, 300, 400, 450, 475, 500, 525, 550, 600, 650°C.

Le chauffage s'effectuait pendant un maintien de deux heures suivi d'un refroidissement à l'air libre.

V.6.1/ Dureté après 1^{ère} revenu

T°C	200°C	300°C	400°C	450°C	475°C	500°C	525°C	550°C	600°C	650°C
Revenu										
Dureté HRC	53	48.5	49.75	52	51.37	51.12	49.75	45	40.37	37.8

Tab 11 : des résultats de dureté

Les résultats du tableau 11 sont représentés dans le figure si dessus nous permis d'obtenir la courbe suivante

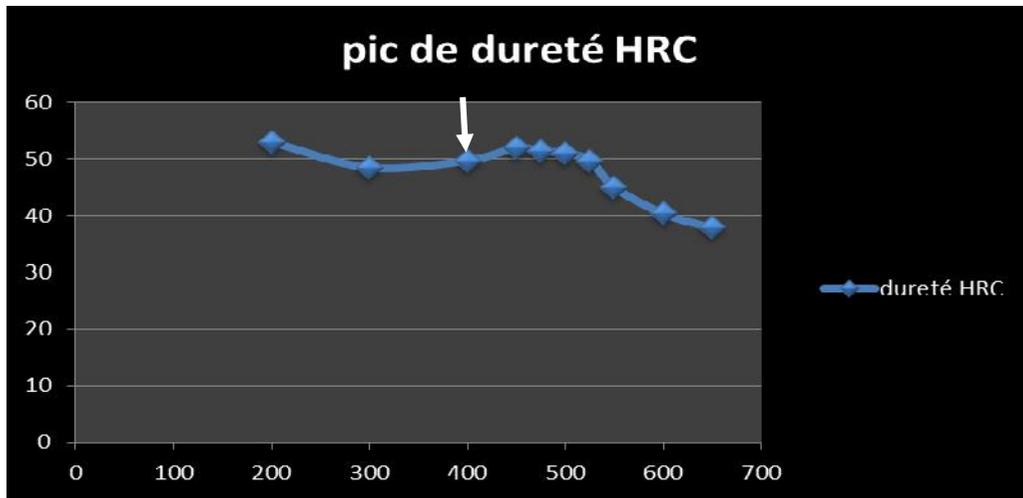


Figure 44 : dureté en fonction de la température du deuxième revenu

V.6.2/ Dureté après deuxième 2^{ème} revenu :

T°C Revenu	200°C	300°C	400°C	420°C	445°C	470°C	495°C	525°C	570°C	620°C
Dureté HRC	51,5	50	50,5	53	52	52	48	45	42	37

Tab 12 : Dureté HRC après deuxième 2^{ème} revenu

V.6.3/ Les résultats métallographiques



a



b

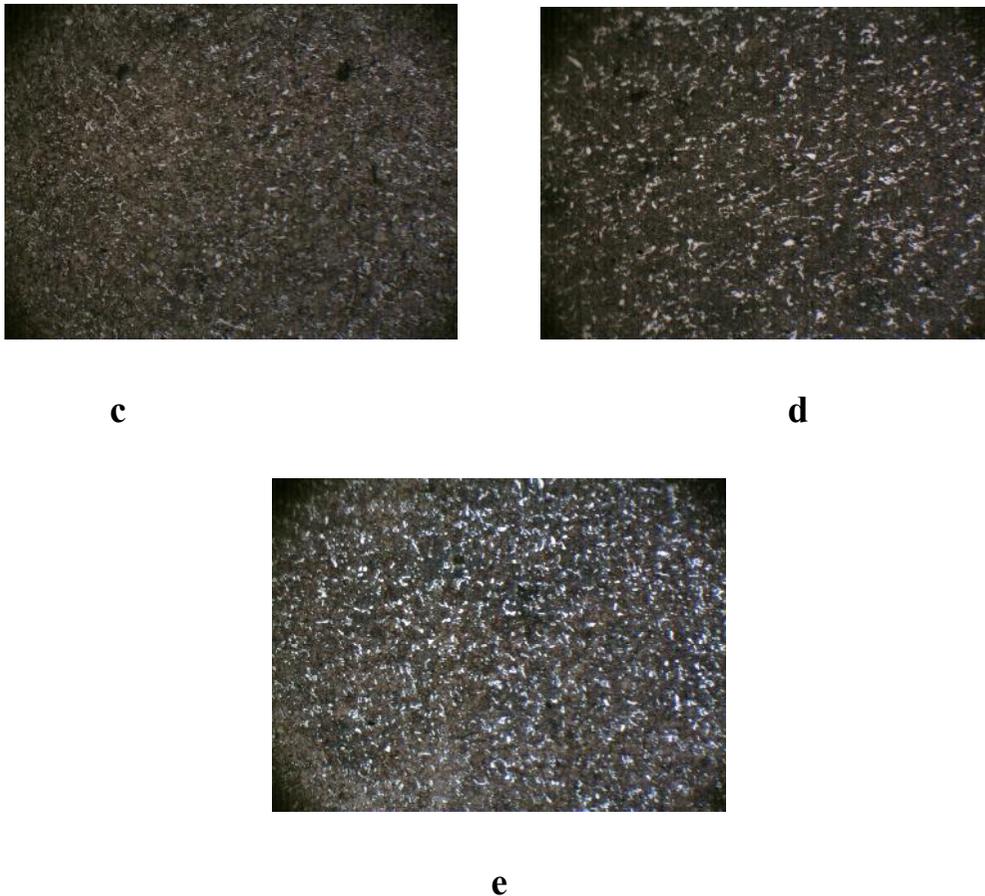


Figure 45 : Microstructures d'échantillons austénites à 1025°C (x100) et ayant subi des revenu à a- 200°C b- 300°C c- 450°C d- 500°C e- 525°C

V.7/ Interprétation des résultats de revenu:

V.7.1/ Le premier revenu

La Figure 44 montre la résistance au revenu évaluée à partir de la courbe de dureté de revenu à température ambiante en fonction des températures de revenu considérées. On peut constater dans la fourchette de 400 à 500 ° C (désigné par les flèches), une augmentation de la dureté de 49,75 HRC à 52 HRC. Cette augmentation est associée à trois différentes transformations se déroulant lors du revenu:

- une déstabilisation de l'austénite qui est sensibilisée par le revenu et qui se transforme au moment du refroidissement,
- une transformation en martensite revenue,
- une précipitation de carbures associée au phénomène de durcissement secondaire.

Il est intéressant de remarquer qu'à la température 450 °C, l'échantillon affiche un durcissement significatif de 52 HRC (valeur maximale) correspondant au mécanisme de durcissement secondaire qui devrait normalement conduire à une précipitation fine et homogène de carbures. Cette étape correspond à l'échange de carbone entre la cémentite et les carbures.

Au-delà de la température de 525 °C, la valeur de la dureté affiche une chute atteignant 37 HRC pour une température de revenu de 650 °C. Il en ressort que l'augmentation de la température de revenu au-delà de 500 °C contribue à la coalescence des carbures ainsi formés, ce qui influe négativement sur la dureté.

V.7.2/ Le second revenu

La trempe martensitique contribue à l'obtention d'une dureté élevée mais en contre partie rend l'acier fragile (faible ténacité), inapte à des applications industrielles. C'est pourquoi un traitement de revenu ultérieur est requis pour l'obtention d'une microstructure composée principalement de martensite revenue induisant des propriétés mécaniques appropriées à de telles applications.

Lors du ou des revenus, certaines transformations se produisent en premier lieu dans la martensite, et en deuxième lieu dans l'austénite résiduelle. Après le premier revenu effectué dans la gamme de température de 200 et 650 °C, les échantillons montrent le début du processus de précipitation qui a pour effet d'induire un durcissement structural.

Lors du premier revenu, la fraction volumique de l'austénite résiduelle se transformant en carbures, dans une martensite revenue, provoque ce que l'on appelle le "durcissement secondaire". En outre, les contraintes résiduelles de trempe sont relâchées et la densité des dislocations formées après trempe est diminuée. Tous ces mécanismes multiples conduisent à une diminution de la valeur de la dureté de 56 HRC (après trempe) à 52 HRC.

La température du second revenu qui se fait à des températures inférieure de 30°C sur les températures du premier revenu a pour but d'avoir une stabilité thermique de la structure obtenue après le premier revenu et d'éviter la coalescence des carbures secondaires

V.7.3/ Structure de revenu

Les structures obtenues après revenus de deux heures à des températures respectivement de 200 à 525°C représentent en fait l'état de référence de nos échantillons à tester.

Les micrographies de la figure 45 représentent les structures de revenu obtenues. Les inclusions du carbure primaire $(Cr,Fe)_7C_3$ sont maintenues dans tous structures.

Par revenu à 200°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 non décelable au microscope optique mais énoncé dans la littérature. On peut donc schématiser la structure de revenu à 200°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)

Au-delà de 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. la structure, apparaissent moins foncée à cause de la présence de la ferrite, et 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.

V.8/ Résultats de l'usure

Traitements thermiques	Poix initial (g)	Poix après usure (g)	P (g) x 1/1000
Tr+REV400°C	3.70680	3.69718	6.67
Tr+REV450°C	4.31682	4.31237	4.45
Tr+REV475°C	4.25396	4.21883	21.61
Tr+REV525°C	4.37171	4.36340	8.31

Tab 13 : Perte de masse des quatre échantillons

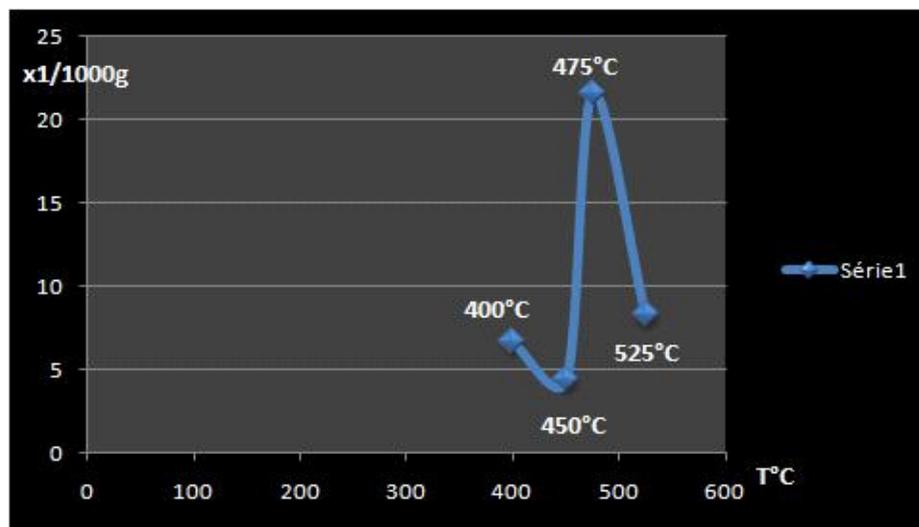


Figure 46 : Perte de masse en fonction de la température de revenu

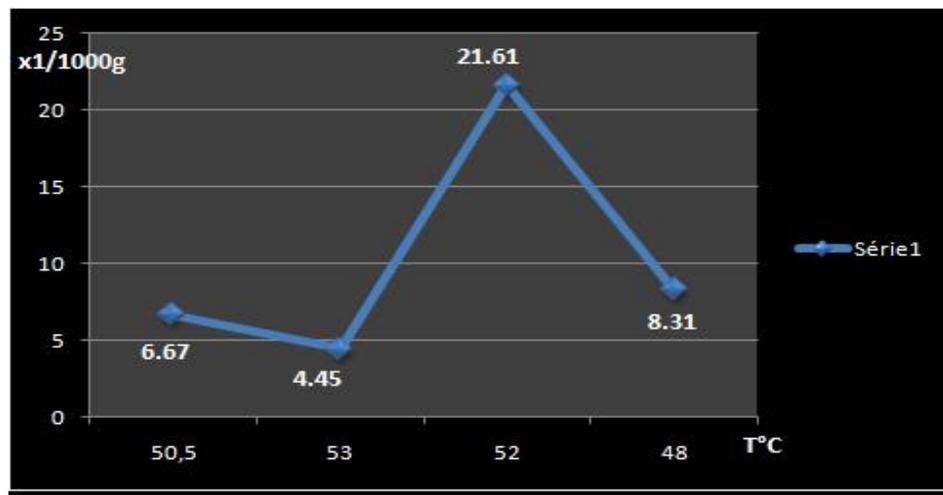


Figure 47 : Perte de masse en fonction de la dureté

V.9/ Interprétations des résultats de l'usure

Pour la température d'austénitisation de 1025°C, on remarque que les meilleures résistances à l'usure ont été enregistrées à basse température de revenu (400°C et 450°C) Figure 46. 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 450 à 475°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 et faible cohésion.

.A 525°C, la perte de masse est faible, et semble être liée à des précipités de carbures secondaires alliées qui sont caractérisés par une grande dureté par rapport à la cémentite.

Par ailleurs l'étude de la relation entre la dureté et la perte de masse nous montre que la résistance à l'usure n'est pas une relation systématique à la dureté des aciers à outil. et c'est ce qu'on remarque dans figure 47 où on a une proportionnalité que sur trois point de dureté et de perte de masse par contre à une dureté de 52 HRC on a obtenu une faible résistance à l'usure et ce malgré cette valeur de dureté est relativement supérieure à celles obtenues au basse température de revenu. Cette grande perte masse est du à d'autre facteurs du tribosysteme, mais sans doute cette arrachement exagéré de matière est dû soit au mauvais accrochage des constituants de la microstructure soit à la faible micro dureté de la matrice et ce en comparaisant avec les autres microstructures de l'état revenu

V.10/ Observation au microscope à balayage

L'échantillon ayant donné les meilleurs résultats de dureté et de résistance à l'usure a été observé au MEB, cet outil de contrôle nous a permis de bien décrire la topographie des constituants microstructuraux de l'échantillon en acier X155CDV12 austénité à 1025°C avec double revenu à 450°C.

Les figures 48 et 49 illustrent ces micrographies, avec un grossissement (50 et 10 µm) on remarque clairement l'accrochage des carbures eutectiques sous forme allongée dans la matrice et même cas pour les carbure secondaire qui se sont formés au cours du revenu ces dernières apparaissent sous forme de petites grains arrondis et dispersés dans la matrice. La matrice est constituée d'une phase de martensite dure avec une morphologie sous forme d'aiguillée et orientée dans le plusieurs sens

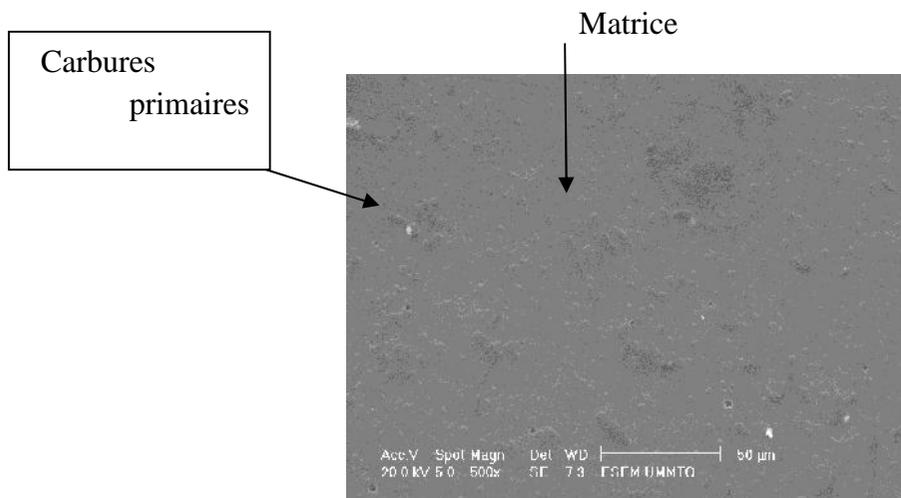


Figure 48: résultat du MEB

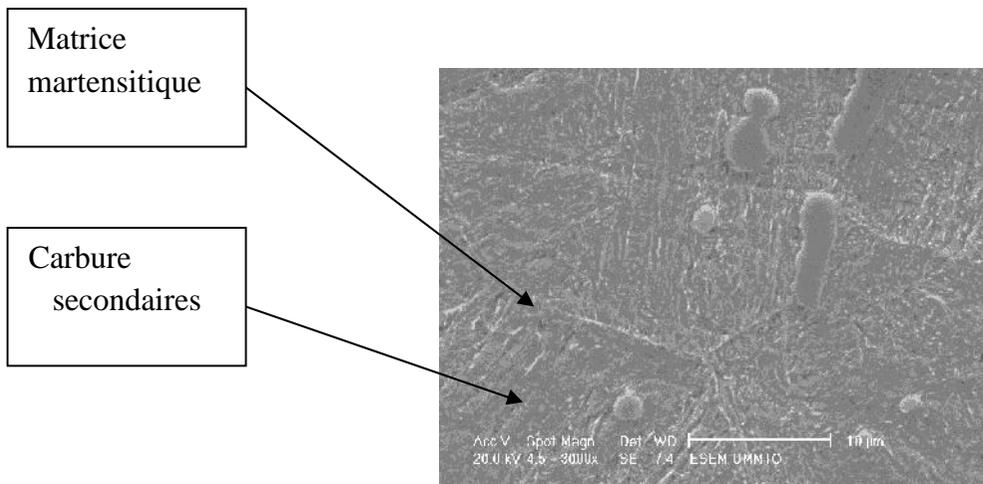


Figure 49: résultat du MEB

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

L'usure par frottement abrasive au cours des opérations de mise en forme est un mal inévitable pour les outils de coupe à froid qui sont en contact directe avec les matériaux à maitre en œuvre (tôles de différentes épaisseurs). Cela pose non seulement des problèmes d'usure avec le temps, mais des ruptures par effritement et /ou écaillage des arrêtes de coupe du système « pinceau - matrices ». La détérioration prématurée de ces pièces cause des arrêts techniques prolongés et engendre des pertes économiques pour les ateliers de travail des matériaux en tôles.

Ce problème est posé par l'entreprise ORFEE filiale de BCR de Bordj Menail spécialisée dans la fabrication des cuillères, fourchettes, coutellerie et d'autre produit de cuisine. Le matériau de base utilisé pour la mise au point des outils de coupe au niveau de cette entreprise est l'acier X153CDV12-1, matériau largement utilisé pour le travail à froid avec ou sans lubrification.

L'étude qu'on a effectuée a comme objectif la recherche des conditions de traitements thermiques optimales permettant d'obtenir un acier ayant un bon compromis entre la résistance à l'usure et ténacité.

Pour réaliser l'étude proprement dite nous avons préparé une quantité suffisante d'échantillon (par découpe, usinage, polissage) avec quoi on a appliquée dix-neuf cycles thermiques à savoir :

- Trois cycles pour le traitement de trempe à des températures 980°C, 1020°C et 1040°C
- Une première série de revenu à différentes températures
- Un deuxième revenu sur les mêmes échantillons déjà revenu

Les essais de caractérisation ont été réalisés suivant les étapes suivantes:

1. Choix de la température d'austénitisation permettant d'obtenir la dureté la plus élevée
2. Après le double revenu on a réalisé un test d'usure sur les échantillons ayant donnée de bonne valeur de dureté
3. Caractérisation métallographique au microscope optique
4. Observation au microscope à balayage de l'échantillon ayant donné de meilleures propriétés d'usure et de dureté

CONCLUSION GENERALE

Les études effectuées nous ont permis de conclure que :

- 1- les paramètres du cycle thermique, tout particulièrement celui de la température d'austénitisation, la température de revenu ainsi que le double revenu ont une importance primordiale, sur les propriétés structurales et mécaniques de l'acier X153CDV12-1.
- 2- 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.
- 3- 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.
- 4- 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.
- 5- 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.
- 6- Le test d'usure nous a permis d'étudier le comportement tribologique après le traitement de revenu où les meilleurs résultats de la résistance à l'usure sont obtenus pour les échantillons trempés à 1025°C et revenus à 400°C et 450°C
- 7- En termes de compromis entre dureté acceptable qui n'altère pas la ténacité et une bonne résistance à l'usure et suite aux différentes caractérisations, on a relevé un comportement qualifiable pour l'échantillon testé suivant les conditions : Température d'austénitisation 1025°C avec un double revenu à 450°C, cet échantillon et selon l'observation au microscope à balayage est composé d'une matrice de martensite et carbure secondaire ainsi que du carbure primaire.

Bibliographie

- [1]. SAID BENSAADA-Traitements thermiques, classification et désignation des aciers et fontes
- [2]. ROBERT LEVEQUE et CREUSOT-LOIRE - les aciers à outils indéformables- revue Aciers spéciaux N°37 Mars 1987 p 18-29.
- [3]. F.CONVERT, F.LECRDISEY et A.PAILLEUX –Guide des Aciers à outils pour travail à froid sur presse. Volume 1 1978.
- [4]. 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.
- [5]. HABIRECHE Mohamed Mémoire de magistère - AMELIORATION DE LA LONGEVITE ET DU COMPORTEMENT MECANIQUE D’UN ACIER A OUTIL POUR TRAVAIL A FROID , UNIVERSITE DE SAAD DAHLEB DE BLIDA 2009
- [6]. ROBERT LEVEQUE - Aciers à outils - M330 Techniques de l’ingénieur 1979.
- [7]. G.MURRY, R.LEVEQUE, M.GRAFF, R.MORTIER - Conseils pour le traitement thermique des Aciers à outils – Editeur OTUA 1982.
- [8]. ROBERT LEVEQUE – traitements thermiques dans la masse des aciers à outils M1134 Techniques de l’ingénieur
- [9]. HAMBLI (R.) et POTIRON (A.) . – Modélisation et simulation du découpage des tôles. [BM 7 505] Travail des matériaux – Assemblage (2004).
- [10]. BEN ISMAIL (A.) – Modélisation de la découpe des tôles magnétiques. Corrélation entre l’état mécanique et les propriétés magnétiques.
- [11]. André MAILLARD – découpage des tôles à la presse bm7500 M330 Techniques de l’ingénieur

[12]. BEN ISMAIL (A.). – Modélisation de la découpe des tôles magnétiques. Corrélation entre l'état mécanique et les propriétés magnétiques. Thèse de Doctorat. Université technologique de Compiègne (2007).

[13]. MAILLARD (A.). – Développements en découpage : classement des lubrifiants et influence de l'état de surface du substrat sur les performances de revêtements durs. Rapport d'étude du CETIM, n : 182560 (1994).

[14]. MAILLARD (A.) et GASNIER (J.) – Performance evaluation of lubricants during blanking. 19th Biennial Congress IDDRG (1996).

[15] FELDER (E) – Lubrification en mise en forme – Principes généraux et choix.
[BM 7 530] Travail des matériaux – Assemblage (2006)