

THESE

Présentée pour obtenir

LE DIPLOME DE DOCTORAT EN-SCIENCES
SPECIALITE : GENIE MECANIQUE

PAR

CHAOUCH Djamel

**ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT
MECANIQUE DE L'ACIER FAIBLEMENT ALLIE 42CD4**

Soutenue le **16 Janvier 2012** devant le jury composé de:

Président:	Hebbar Ahmed	Professeur	Université de Mostaganem
Examineur:	Guechichi Hocine	Maître de conférences	Université de Mostaganem
Examineur:	Benamar Ali	Professeur	ENSET Oran
Examineur:	Amrouche Abdelouaheb	Professeur	Université de Lille
Examineur:	Guessasma Sofiane	Chargé de recherche H.D.R	INRA - Nantes
Rapporteur:	Sadok Ahmed	Professeur	Université de Mostaganem
Invité :	Bendoukha Mohamed	Maître de conférences	Université de Mostaganem

ملخص

يهدف هذا العمل إلى دراسة الخصائص الميكانيكية للفولاذ الذي يحتوي على نسب ضعيفة من عناصر الإضافة، لتصنيع قطع الغيار الميكانيكي. نحن نعتبر هذا النهج التجريبي القائم على اختبار القوة، والصلابة والصدمات للحصول على الخواص الميكانيكية كالاستطالة، مقاومة الشد والطاقة. تعتمد هذه الدراسة على المعالجة الحرارية بعمليات السفاية و إعادة التسخين بين 200 و 600 درجة مئوية و هذا لمعرفة تغيرات ميكانيكية في المادة المعالجة.

تحديد الطاقة بواسطة اختبار الصدمات يسمح بالحصول على قاعدة بيانات تجريبية، والتي من المرجح أن تنفيذ نماذج لدراسة هذه الطاقة وفقا لمعايير مختلفة : الإجهاد، البنية المجهرية للمادة المعالجة (42CD4) ومعدل الضغط. قد لوحظ تشتت كبير في قياس الصدمات و هذا راجع لأسباب التالية : البنية المجهرية للمادة المعالجة، ظروف المعالجة الحرارية، معدل الإجهاد، سرعة التحميل و الشروط بيئة الاختبار. نحن نعتبر هذا، وسيلة لتصميم التجارب. هذا الأسلوب يسمح للتعبير و الحصول على نماذج رياضية معبرة على سلوك هذه الخاصية بدلالة الخواص التي شملتها الدراسة.

RESUME

Le but de cette étude est d'analyser les caractéristiques mécaniques de l'acier faiblement allié 42CrMo4, destiné à la fabrication des pièces mécaniques (boulons de serrage). Nous considérons une approche expérimentale basée sur les essais de dureté, de traction et de résilience. Les caractéristiques mécaniques recherchées concernent la limite d'élasticité, l'allongement et la résistance à la traction ainsi que l'énergie de rupture obtenue par mesure de résilience. Nous présentons la variation des paramètres caractéristiques en fonction des traitements de revenu appliqués entre 200 et 600° C. Ces traitements mettent en évidence l'influence du phénomène de revenu.

La détermination de l'énergie de rupture par essais de résilience permet l'obtention d'une base de donnée expérimentale, susceptible de mettre en œuvre des modèles capables d'étudier cette énergie en fonction de différents paramètres : la triaxialité des contraintes, la microstructure de l'acier faiblement allié 42 CD 4 et la vitesse de sollicitation. Des dispersions importantes ont été observées dans les mesures de résilience. Celles-ci proviennent des causes liées aux hétérogénéités chimiques ou microstructurales de l'acier, aux conditions de traitements thermiques, à la présence d'entailles qui favoriseraient le taux de triaxialité des contraintes, à la vitesse de sollicitation et aux conditions de montage et d'environnement de l'essai. Nous considérons pour cela, une méthode dite des plans d'expériences. Cette méthode permet la détermination puis la compréhension des relations exprimant l'énergie de rupture en fonction des différents paramètres étudiés.

ABSTRACT

The aim of this study is to analyse the mechanical properties of low alloy steel 42CrMo4, used for the manufacture of bolts and threaded rods by Oil Company. We consider an experimental approach based on tensile, impact fracture toughness and hardness tests. The mechanical properties investigated concern the tensile strength, the elongation and the ultimate tensile strength as well as the rupture energy obtained through resilience measurements. Tempering treatments are varied from 200 to 600°C in order to investigate the influence of microstructure. We show the variation of the relevant parameters as a function of the tempering treatment. These treatments reveal the influence of tempering.

The determination of rupture energy through resilience tests helps develop an experimental data bank likely to implement models capable of studying this energy as a function of various parameters such as stress triaxiality, microstructure of a low alloy steel 42 CD 4 and stress rate. Significant dispersions in the resilience determination were observed. They stem from the chemical or microstructural heterogeneities of the steel under investigation, thermal treatment conditions, stress rate, the presence of cracks which may favour stress triaxiality and from setup and environmental conditions of the tests. The experimental design allows the determination and the understanding of relationships expressing rupture energy as a function of the various parameters investigated.

REMERCIEMENTS

Je suis heureux de présenter mes remerciements à tous ceux qui, par leur aide scientifique, technique ou morale, m'ont apporté leur soutien pour parvenir à la réalisation de ce travail, en particulier, Monsieur Hebbar Ahmed, Professeur au Département de Mécanique, Université de Mostaganem, pour avoir accepté de présider le jury de ma thèse. Je ne saurais lui exprimer combien je lui en suis reconnaissant.

Monsieur Sadok Ahmed, Professeur au Département de Mécanique, Université de Mostaganem, Directeur de mémoire de thèse, qu'il trouve mes sincères remerciements pour m'avoir proposé un sujet aussi passionnant et pour son soutien permanent. Son expérience ainsi que sa grande disponibilité sont des qualités que j'ai particulièrement appréciées. Je le remercie infiniment.

J'adresse mes sincères remerciements à Monsieur Amrouche Abdelwaheb, Professeur à l'Université d'Artois de Lille, d'avoir fait le déplacement pour assister à mon jury de thèse. Je remercie également Monsieur Benamar Ali, Professeur à l'ENSET Oran, pour avoir examiné ce mémoire et pour avoir accepté de participer au jury.

Je remercie par ailleurs Monsieur Guechichi Hocine, Maître de Conférences au Département de Mécanique, Université de Mostaganem, pour avoir accepté d'examiner ce travail et faire partie de mon jury. La présence de Monsieur Guechichi dans mon jury de thèse me fait beaucoup d'honneur.

Ma gratitude va également à Monsieur Guessasma Sofiane, Professeur à l'Université de Nantes, pour l'intérêt qu'il a porté à mon travail et pour ses conseils éclairés en simulation numérique.

Je remercie également Monsieur Bendoukha Mohamed, Maitre de Conférences à l'Université de Mostaganem d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse en qualité de membre invité.

Ce travail a été réalisé grâce à la collaboration du personnel de l'Unité BCR Oued-Rhiou. Sans eux ce travail n'aurait jamais été possible, je les remercie tous, sans les nommer pour m'avoir aidé à réaliser ce travail de thèse.

J'ai une pensée profonde et sincère à l'égard du corps professoral du Département de Mécanique où j'ai préparé un ingénieur, un magister et aujourd'hui, je soumis au sein de ce même Département et avec beaucoup d'émotion et d'humilité mon mémoire de thèse de doctorat. Je les remercie tous pour l'effort constant, déployé durant toutes ces années.

Mon ami Cherigui Mohamed, mon compagnon de parcours scientifique, qu'il trouve les expressions du cœur, pour m'avoir aidé à chaque fois que j'avais besoin, je le remercie pour sa patience et sa compréhension durant toute cette période.

Remerciements	
Introduction générale	1
Chapitre I: Etude bibliographique	
I.1 Introduction	4
I.2 Caractéristiques microstructurales des aciers à l'état trempé	4
I.2.1 Traitement trempé	5
I.2.2 Transformation martensitique	5
I.2.3 Transformation au refroidissement	6
I.2.4 Facteur influençant les transformations	8
I.2.4.1 Influence des éléments d'addition sur les cinétiques de décomposition de l'austenite	8
I.2.4.2 Aptitude des éléments d'additions à donner naissance à des combinaisons chimiques	9
I.3 Traitement de revenu	11
I.3.1 Effets de revenu	12
I.3.2 Fragilisation de revenu	13
I.3.2.1 Aspects fondamentaux du phénomène de fragilité de revenu	13
I.4 Transition fragile-ductile	17
I.4.1 Influence des différents paramètres sur la transition fragile-ductile	17
I.4.1.1 Influence de la température	17
I.4.1.2 Effet d'entaille	18
I.4.1.3 Influence des facteurs métallurgiques	20
I.5 Macrographie de la rupture	20
I.5.1 Rupture plate	20
I.5.2 Rupture inclinée	21
I.5.3 Rupture mixte	21
I.6 Micrographie de la rupture	22
I.6.1 Rupture fragile	22

I.6.2 Rupture ductile	22
I.7 Conséquences mécaniques des transformations microstructurales	23
I.8 Aspects théoriques de l'analyse statistique	23
I.8.1 Objectifs de l'analyse statistique	23
I.8.2 Notion de la modélisation mathématique	24
I.8.2.1 Codages des facteurs.....	25
I.8.3 Différents types des plans d'expériences	25
I.8.3.1 Plan d'expérience de premier ordre 2^K	25
I.8.3.2 Plan d'expérience simplifié de type 2^{K-P}	26
I.8.3.3 Plan d'expérience de deuxième ordre 3^K	26
I.8.3.4 Plan composé $2^k.3^n$	27
I.8.4 Analyse de régression	27
Bibliographie	31

Chapitre II: Matériau et analyse expérimentale

II.1 Introduction	37
II.2 Matériau et caractérisation de la microstructure	37
II.2.1 Matériau étudié	37
II.2.2 Influence des éléments d'addition	40
II.2.2.1 Effet du carbone	40
II.2.2.2 Effet du chrome	40
II.2.2.3 Effet du molybdène	41
II.2.2.4 Effet du Tungstène	41
II.2.2.5 Effet du Silicium	41
II.2.2.6 Effet de Manganèse	42
II.2.3 Traitements thermiques	42
II.2.4 Analyse microstructurale	43
II.3 Méthodes expérimentales	44
II.3.1 Essai de traction	44

II.3.1.1 Type d'éprouvette	44
II.3.1.2 Description de l'essai	44
II.3.2 Essai de dureté	45
II.3.3 Essai de résilience	47
II.3.3.1 Principe de l'essai	48
II.3.3.2 Description de la machine d'essai	49
II.3.3.3 Eprouvette d'essai	49
II.4 Analyse statistique du comportement mécanique	52
II.4.1 Analyse expérimentale.....	52
II.4.1.1 Influence des paramètres	52
II.4.2 Principe de l'essai	54
Bibliographie	55
Chapitre III: Résultats et discussions	
III.1 Introduction	58
III.2 Caractéristiques mécaniques à l'état trempé	58
III.2.1 Effet de la teneur en carbone	59
III.2.2 Influence des éléments d'alliages	60
III.2.3 Morphologie de la martensite formée par trempe de l'acier 42CD4	61
III.2.3.1 Composition chimique	63
III.2.3.2 Apparition de la martensite Ms	63
III.2.4 Macrographie de la rupture de l'acier 42CD4 à l'état trempé	64
III.3 Caractéristiques mécaniques à l'état de revenu	66
III.3.1 Choix du plan d'expériences	70
III.3.2 Analyse statistique.....	72
III.3.2.1 Représentation graphique et discussion	76
III.3.3 Macrographie de la rupture de l'acier 42CD4 à l'état de revenu	82
Bibliographie	84

Chapitre IV: Modélisation du comportement de rupture de l'acier 42CD4

IV.1 Introduction	88
IV.2 Distribution des contraintes en fond d'entaille	88
IV.2.1 Distribution élastique des contraintes en fond d'entaille	88
IV.2.2 Comportement plastique en fond d'entaille	90
IV.3 Modélisation par éléments finis	90
IV.3.1 Présentation du logiciel de calcul	91
IV.3.2 Comportement de rupture de l'acier 42CD4 à l'état de revenu 400°C	91
IV.3.3 Comparaison des formules analytiques pour la distribution des contraintes en fond d'entaille	97
IV.3.4 Etude de la zone de transition fragile-ductile par la méthode des contraintes	98
IV.3.4.1 Influence de la température d'essai sur la zone transition fragile-ductile	99
IV.3.4.2 Distribution des contraintes en fond d'entaille à 150°C...	103
Bibliographie	108
Conclusions générales et perspectives.....	109

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux ont de tout temps constitué une plate forme de développement technologique. Les aciers, en particulier, restent privilégiés dans presque tous les domaines d'application technique et technologiques. On peut citer à ce titre l'industrie mécanique, chimique, pétrochimique, pharmaceutique et nucléaire. Du fait de sa grande résistance, sa bonne aptitude à l'usinage et de sa grande compétitivité, l'acier est l'un des matériaux de construction le plus utilisé. En modifiant sa composition chimique et les conditions de son obtention, il est possible de varier ses propriétés. Les sidérurgistes savent adapter les propriétés aux exigences spécifiques des utilisateurs.

Toutefois, les propriétés mécaniques optimales des aciers dits « améliorés » ne sont atteintes qu'à la suite des traitements thermiques. Ces aciers sont généralement utilisés à l'état trempé - revenu. Dans ces traitements après la trempe, le plus souvent effectués à l'huile, les conditions de revenu (température T et le temps de maintien t) sont déterminants.

Les traitements de revenu ont pour but de faire évoluer la structure martensitique ou martensito-bainitique, obtenue au sein de l'acier à l'état trempé, de manière à avoir une ductilité suffisante ainsi qu'une résilience et une ténacité satisfaisante.

En effet, de nombreuses applications nécessitent l'utilisation d'un acier présentant une bonne résistance à l'adoucissement aux températures de fonctionnement. On peut citer, à titre d'exemple, les pignons, roulements et arbres à cames.

Il nous apparait nécessaire de rappeler ici que la plupart des pièces soumises à des sollicitations mécaniques ont un rôle important car leurs propriétés conditionnent la tenue au frottement, à l'usure et à la fatigue. De ce fait, les matériaux retenus pour fabriquer de telles pièces devront obligatoirement présenter d'excellentes propriétés mécaniques, en mode de sollicitation monotone telles que sa limite d'élasticité, sa limite et son allongement

à la rupture, sa dureté, sa résilience ainsi les caractéristiques mécaniques en fatigue sont bien évidemment prise en considération.

A l'heure actuelle, tous les métallurgistes et mécaniciens reconnaissent l'intérêt d'avoir des relations entre les différents paramètres mécaniques.

Le but de cette étude est de conduire une approche expérimentale du comportement mécanique de l'acier faiblement allié 42CD4, d'établir une corrélation possible entre les différents paramètres, susceptibles de répondre aux besoins des utilisateurs.

Nous adoptons le plan suivant pour présenter notre travail.

Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique. Nous présentons les effets des traitements thermiques de trempe et de revenu sur l'état microstructural de l'acier étudié 42CD4 et son comportement mécanique en traction.

Le deuxième chapitre traite l'étude de l'acier 42CD4 et l'analyse des méthodes expérimentales considérées. Nous discuterons l'influence des éléments d'addition et donnerons un aperçu sur les différentes méthodes d'essais de traction, de dureté et de résilience.

Le troisième chapitre présente les résultats expérimentaux sur le matériau 42CD4. Nous examinons l'effet des traitements thermiques de trempe et de revenu sur l'état microstructural de l'acier étudié et son comportement mécanique. L'expérience montre que des dispersions relativement importantes sont observées lorsque l'on mesure l'énergie de rupture par essais de résilience dans un matériau donné. Pour cela, nous avons utilisé une méthode de planification des expériences dites méthode des plans d'expériences. Au moyen de cette méthode, il est possible d'obtenir un maximum de renseignements avec un minimum d'expériences. Le but de cette approche expérimentale réalisée dans ce travail est d'obtenir des données expérimentales qui permettront de valider la mise en œuvre des modèles et la simulation de l'essai

Le quatrième chapitre est consacré à l'étude du comportement du matériau dans la plage de sollicitations auquel il est soumis lors d'un essai Charpy. Le comportement de l'acier 42CD4 sera donc étudié sur une gamme de températures jusqu'à l'obtention de la zone de la transition fragile-ductile ainsi que l'identification des paramètres associés. On présente l'identification des paramètres tels que le champ de contraintes en avant de l'entaille à partir des éprouvettes Charpy par la méthode des éléments finis.

Nous terminerons ce travail par des conclusions générales.

Chapitre I

Etude bibliographique

I.1. Introduction

Le choix d'un matériau dépend essentiellement de sa composition chimique et des conditions de son élaboration. Les traitements thermiques de revenu lui confèrent des changements notables au niveau de sa structure propre.

L'utilisation de l'acier 42CD4 dans le secteur industriel de l'automobile et de l'aéronautique est en constante diminution en raison de sa faible dureté pour les applications nécessitant des chargements élevés [1-3]. Pour pallier aux problèmes posés, des efforts considérables ont été déployés par divers auteurs [4-7], dans le souci d'améliorer les caractéristiques mécaniques.

Divers auteurs [8, 9], ont étudié l'effet des traitements thermiques de revenu sur les propriétés mécaniques ainsi que l'évolution de la microstructure obtenue par microscope électronique sur l'acier faiblement allié 41C4 et 42CD4. Une fragilité par revenu a été constatée, peut être attribuée à la composition chimique et en particulier à la teneur en molybdène (Mo).

De nombreuses études [10], ont été effectuées sur l'acier 42CD4, en considérant l'examen de l'effet des phases ductiles et fragiles de la microstructure sur les propriétés mécaniques. La résistance à la traction de la microstructure ferrite-martensite-bainite (FMB) augmente notablement en comparaison à celle de la microstructure avant l'application des traitements thermiques.

I.2. Caractéristiques microstructurales des aciers à l'état trempé

Les aciers faiblement alliés sont en général utilisés à l'état trempé et revenu. Leur niveau de résistance est essentiellement dû à la trempe. Il résulte des caractéristiques particulières du mode de décomposition de l'austénite qui se produit lors d'un refroidissement rapide. A l'état trempé, ces aciers contiennent un grand nombre de défauts cristallins ponctuels et de dislocations qui leurs confèrent une résistance mécanique augmentée. Par conséquent, la ductilité tend à être réduite, c'est pour cette raison que ces aciers ne sont jamais utilisés à l'état trempé, mais subissent toujours des

traitements de revenu. Ces traitements permettent de modifier et d'ajuster les propriétés mécaniques de l'acier : limite élasticité, résistance à la traction, ténacité, dureté et résilience aux besoins de l'utilisation.

I.2.1. Traitement de trempe

La trempe consiste en un refroidissement rapide d'un acier austénitisé et a pour but de donner à l'acier la plus grande dureté possible par la formation de la martensite. En fonction de la vitesse de refroidissement et de la composition chimique, l'austénite se transforme en martensite, bainite ou troostite [11]. Ainsi, on obtient :

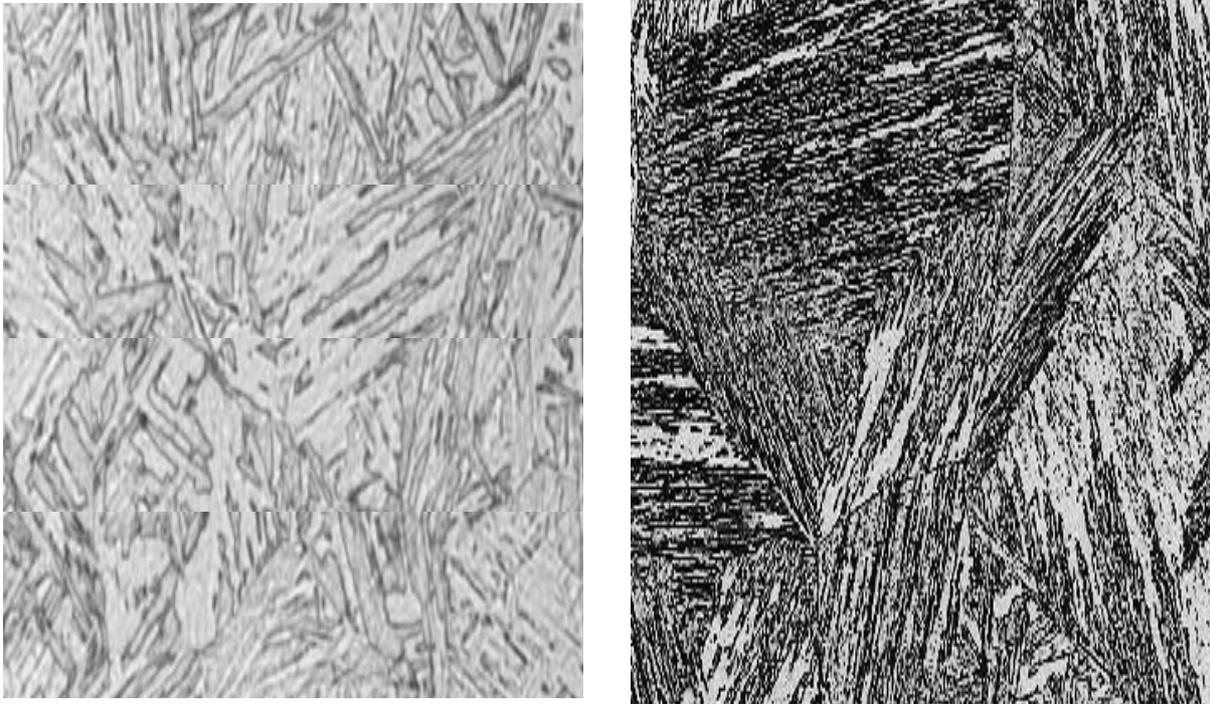
- La troostite est obtenue lorsque le refroidissement est moyennement rapide.
- La bainite s'obtient lorsque le refroidissement est assez rapide.
- La martensite apparaît au cours d'un refroidissement est très rapide.

Après l'opération de trempe, des modifications parfois notables sur les caractéristiques mécaniques sont obtenues : la résistance à la rupture (R_r), la limite élastique (R_e) et la dureté (HRC) s'améliorent. L'allongement (A%) et la résilience (K) chutent.

I.2.2. Transformation martensitique

Le terme transformation martensitique est à l'origine associé à la transformation qui se produit lors de la trempe des aciers : l'austénite formée à haute température se transforme en martensite, par refroidissement rapide, sans diffusion. Cette structure est une solution solide sursaturée en carbone dans le fer α . Cette sursaturation entraîne une distorsion de la maille cristalline qui diffère alors de celle du fer α (cubique centré) et devient quadratique. En effet, dans les aciers, comme dans un grand nombre d'alliage à base de fer, on peut rencontrer deux principaux types de morphologie de martensite, (**figure I.1**), [12].

- Une morphologie en lattes (lath martensite).
- Une morphologie en plaquettes (plate martensite).



a) Martensite en latte

b) Martensite en plaquette

Figure I.1 : structure de martensite

I.2.3. Transformation au refroidissement

En général, les cycles thermiques des opérations de traitements thermiques se sont simplement constitués de chauffage et de refroidissement. On peut utiliser pour cela les diagrammes, pour prévoir les plages de température de transformation de phase ainsi que l'état métallurgique final obtenu à partir d'un état austénitique initial [13, 14]. Il s'agit des diagrammes TTT (Transformation-Température-Temps) qui permettent de décrire la transformation de l'austénite en fonction du temps à une température donnée. Les diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu) résument les résultats d'un refroidissement en continu tel qu'il a lieu lors d'une trempe dans les différents milieux tels que l'eau, l'huile, l'air comprimé, l'air tout court. A titre d'exemple, les diagrammes TTT et le TRC de l'acier 42CD4 sont présentés sur la **figure I.2** et **I.3**, [15].

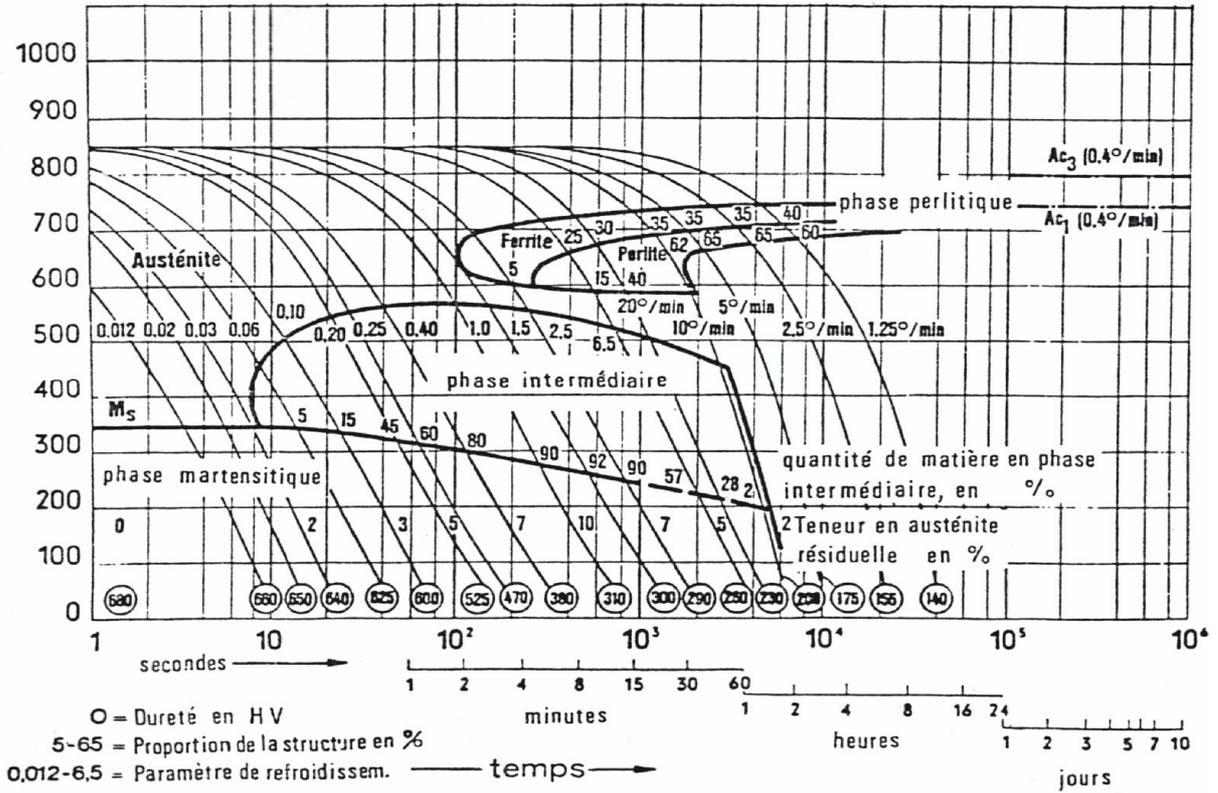


Figure I.2 : diagramme T.R.C de l'acier 42CD4

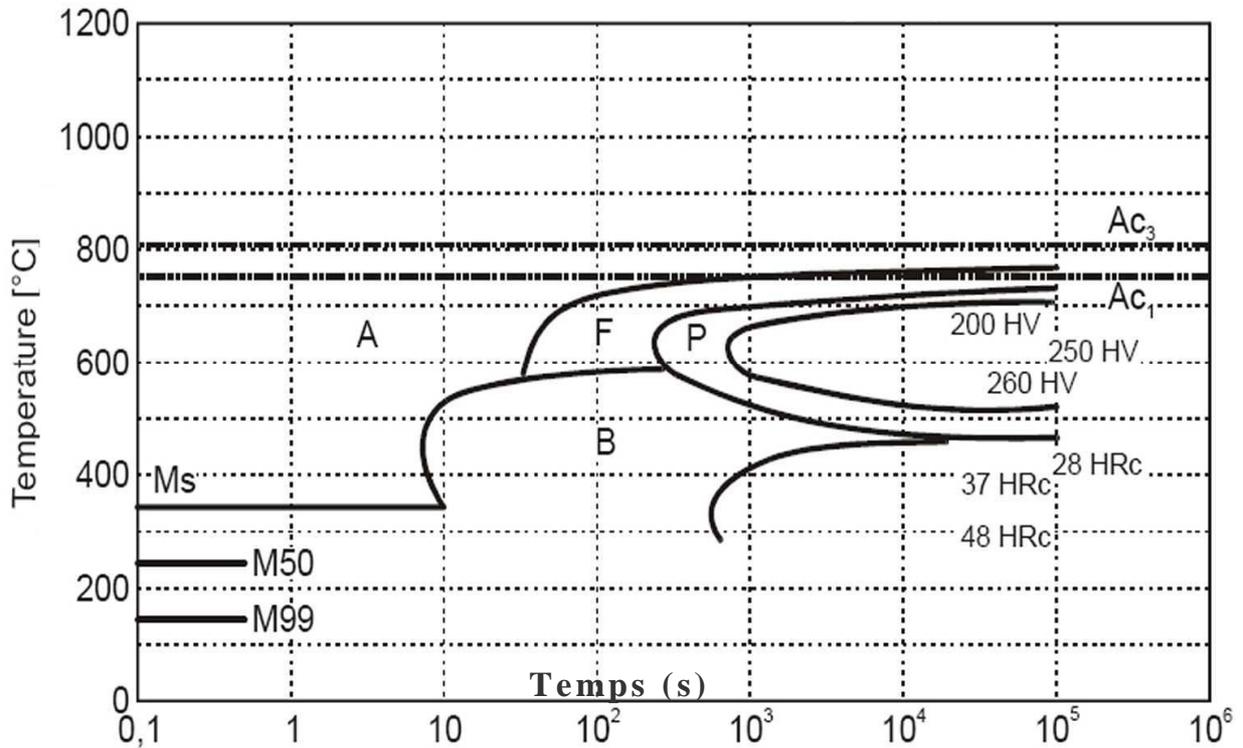


Figure I.3 : diagramme T.T.T de l'acier 42CD4

Sur le diagramme TRC, on observe, selon la vitesse de refroidissement, différents types de microstructures pouvant être obtenues lors de la composition de l'austénite :

- Pour des vitesses de refroidissement très lentes, on obtient des structures ferrito-perlitiques.
- Des structures martensitiques se forment pour des vitesses de refroidissement très rapides.
- Pour des vitesses de refroidissement intermédiaires, des structures bainitiques sont susceptibles de se constituer.

I.2.4. Facteurs influençant les transformations

I.2.4.1. Influence des éléments d'addition sur les cinétiques de décomposition de l'austénite

L'effet le plus important est celui de l'influence des éléments d'addition sur les cinétiques de décomposition. Ces cinétiques dépendent de la nature des phases en présence après refroidissement, la morphologie de celle-ci et par suite le niveau de résistance atteint par l'acier [16]. Ces cinétiques de décomposition sont présentées d'une manière classique par ces diagrammes TTT ou TRC.

Pour illustrer l'influence des éléments d'addition de l'acier étudié 42CD4 tel que le chrome, le molybdène ainsi que le manganèse, nous avons considéré les deux diagrammes TTT. Le premier est relatif à l'acier 35NCDV12, **figure I.4**, alors que le second concerne l'acier faiblement allié 42CD4, **figure I.3**, [17].

La courbe TTT relative à l'acier 42CD4 montre les domaines perlitiques et bainitiques partiellement séparés. Les deux "nez" de perlite et de bainite sont nettement visibles, respectivement à des températures de 625°C et 425°C correspondant à la valeur minimale des temps d'incubation des transformations perlitiques et bainitiques 260 et 8 secondes environ. C'est l'effet de chrome qui fait apparaître sur les courbes des diagrammes TTT deux nez distincts. Ces courbes ont alors une forme en ε. En revanche le molybdène (présent dans l'acier ici étudié : 0.19%) à un effet ralentisseur [18], plus

marqué sur la transformation perlitique que sur la transformation bainitique. Le nez de la courbe supérieure et par suite plus déplacé vers la droite que celui de la courbe inférieure. Ceci est particulièrement nette sur le diagramme TTT de l'acier 35 NCDV12.

Les valeurs du **tableau I.1** sont déduites directement à partir du diagramme TTT pour les deux aciers 42CD4 et 35 NCDV 12.

Tableau I.1 : données correspondantes au diagramme TTT des deux aciers

structure	42CD4		35 NCDV 12	
	Température (°C)	Temps (s)	Température (°C)	Temps (s)
nez de perlite	625	260	600	5400
nez de bainite	425	8	400	200

I.2.4.2. Aptitude des éléments d'additions à donner naissance à des combinaisons chimiques

Il existe des éléments d'addition qui peuvent avoir une affinité chimique plus ou moins importante vis-à-vis du carbone. Ces éléments sont susceptibles de former des carbures métalliques au cours des traitements thermiques appliqués. Ces éléments sont en général des éléments alphas. Ils sont classés par ordre d'affinité croissante pour le carbone : le chrome, le molybdène, le tungstène, le vanadium et le zirconium. On peut noter que les deux premiers éléments sont ceux qui constituent la composition chimique de l'acier faiblement allié dans cette étude [18, 19].

Baker et Nutting [20], ont été les premiers à s'intéresser aux séquences de précipitation des carbures lors de trempe de l'acier (2.25 Cr-1Mo). Par revenu à 680°C pendant 6h, ils ont obtenu Fe_3C , Mo_2C et Cr_7C_3 dans la matrice ferrite. Murphy et Branch [21] ont obtenu M_2C , M_3C avec la présence des carbures de type $M_{23}C_6$ pour l'acier (2.25Cr -1Mo), au cours du revenu de l'acier trempé tandis que Craig [22], a observé des

carbures qui contiennent à la fois du fer et un ou plusieurs éléments carburigènes du type Fe_2MoC pour les aciers CrMo trempé à une température supérieure à $650^{\circ}C$ [22].

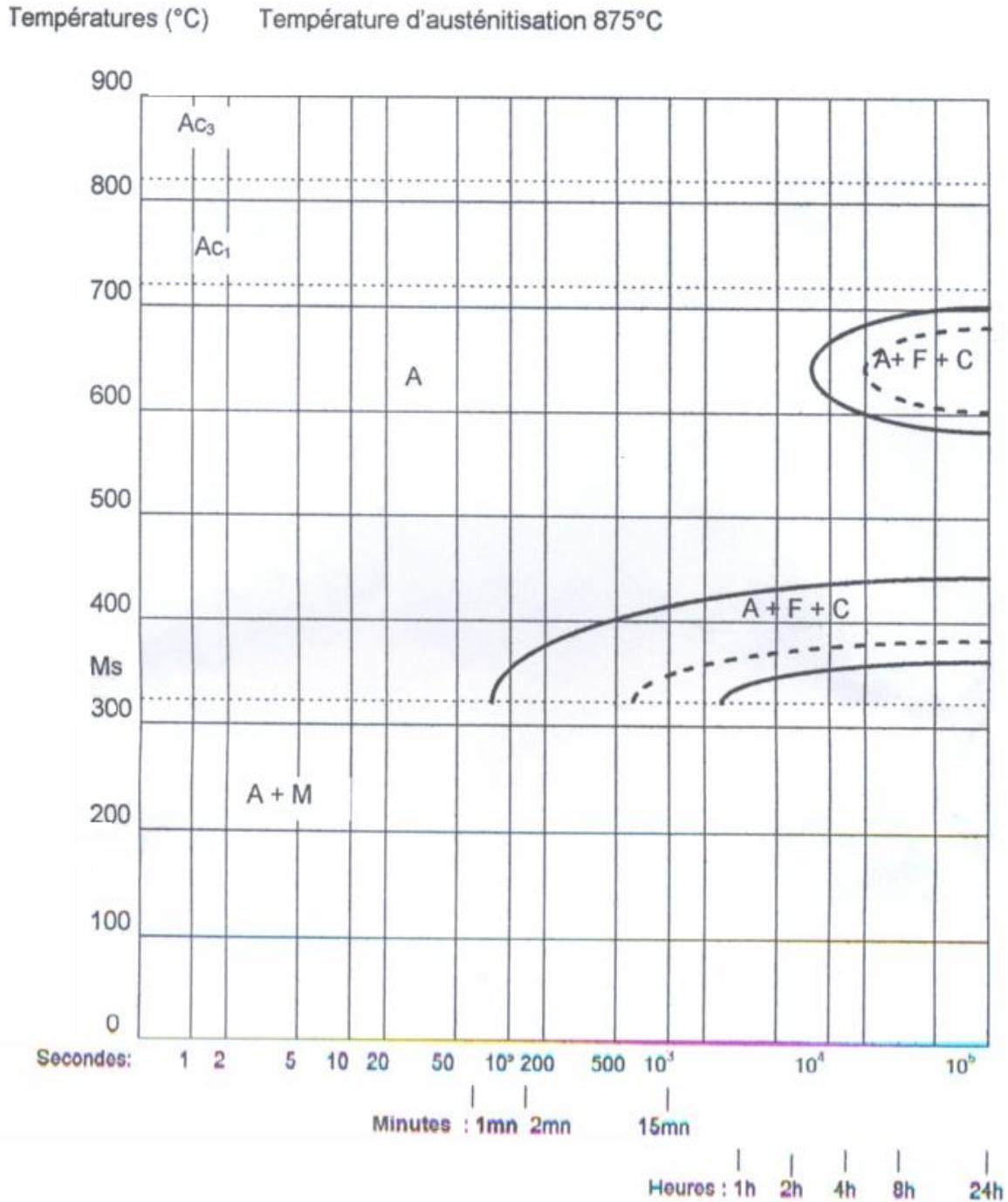


Figure I.4 : diagramme T.T.T de l'acier 35NCDV12

I.3. Traitement de revenu

Le revenu est un traitement thermique qui se réalise après la trempe. Il permet de contrôler exactement les propriétés mécaniques de l'acier en réduisant dans une certaine mesure sa dureté et sa résistance à la traction, mais en augmentant sa ductilité [23-25]. La **figure I.5** montre le diagramme de revenu correspond à celui d'un acier d'amélioration que l'on utilise pour la réalisation des pièces de construction fortement sollicitées (arbres, engrenages). Il s'agit de l'acier 40NiCrMo6 qui à la composition : 0.4%C, 1.4% Ni, 0.8% Cr et 0.4% Mo.

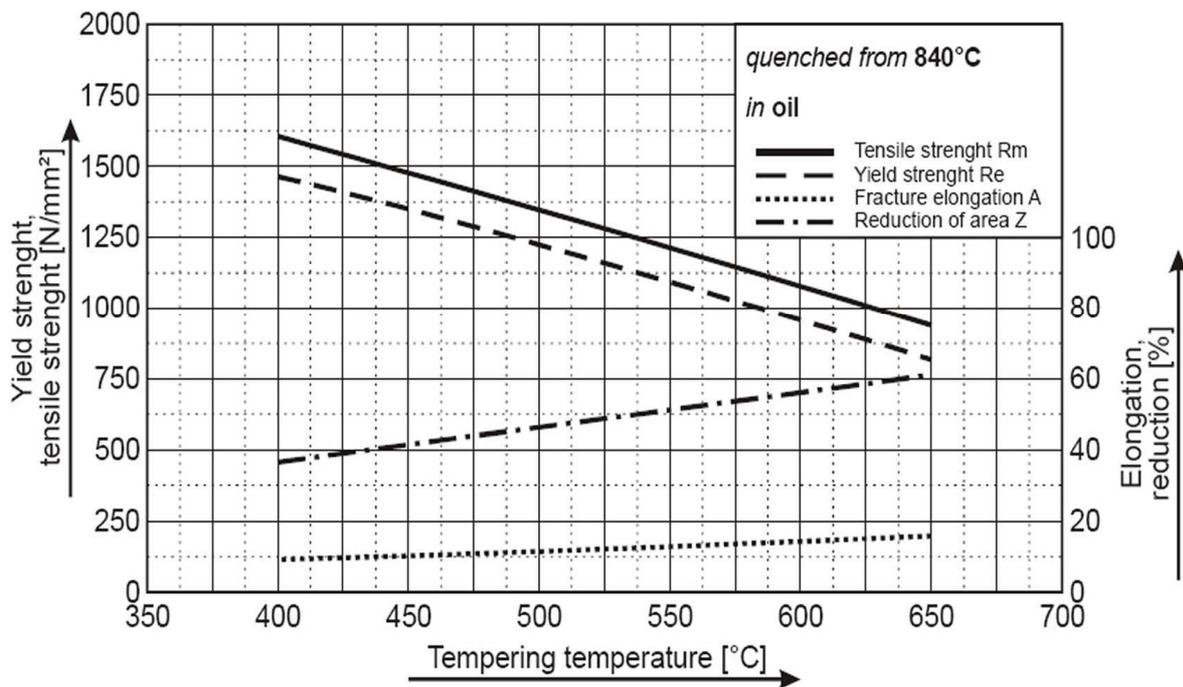


Figure I.5 : évolution des caractéristiques mécaniques de l'acier 40NiCrMo6 en fonction de la température de revenu

Le revenu consiste à chauffer l'acier trempé à une température inférieure à A_{c1} , c'est-à-dire en dessous de la température d'austénisation. Elle varie en fonction du type d'acier et des résultats désirés. On maintient à cette température pendant un certain temps puis on refroidit.

I.3.1. Effets de revenu

Plusieurs travaux [26-28] ont été consacrés au phénomène de revenu des aciers. Ces travaux ont abouti à la classification des différents processus que l'on peut rencontrer en fonction des températures croissantes de revenu. Ces processus peuvent être regroupés de la manière suivante :

- **Stade I** : Dans le domaine des basses températures (revenu 200°C), il se produit un rejet du carbone du réseau de la martensite et la précipitation du carbure ϵ [Fe_2C] aux joints de macles de la martensite.
- **Stade II** : Dans ce stade, la décomposition de l'austénite résiduelle s'effectue dans un domaine de température variable selon la composition de l'acier, se situant habituellement entre 200 et 400°C.
- **Stade III** : Entre 300 et 450°C, il y a formation de la cémentite Fe_3C et disparition des carbures ϵ . La cémentite apparaît sous forme des plaquettes.
- **Stade IV** : Une nouvelle étape apparaît à des températures supérieures à 450°C. Il y a remplacement de Fe_3C par des carbures alliés, d'une plus grande stabilité que la cémentite. Ces carbures peuvent être de composition chimiques simples (le carbone étant associé à un seul type d'élément métallique, cas de Cr_7C_3 ou Mo_2C par exemple) ou de compositions chimiques complexes (le carbone étant associé à plusieurs types d'éléments métalliques à fortes affinités pour le carbone, cas de Fe_2MoC). Il en résulte que les dispersions des carbures alliés sont plus fines que celles de cémentite et plus résistantes à la coalescence. Aux températures supérieures à (550 – 600°C), la coalescence intervient et entraîne une chute de la dureté.

I.3.2. Fragilisation de revenu

I.3.2.1. Aspects fondamentaux du phénomène de fragilité de revenu

D'une manière générale, le phénomène de fragilité de revenu (ou Temper Martensite Embrittlement, TME) qui affecte les aciers, lorsqu'ils sont soumis à des traitements de revenu après trempe dans le domaine (250-400°C), est connu depuis de nombreuses années [29, 30]. Elgamal [17] a mis en évidence une fragilité de revenu dans l'acier 35NCD16 se manifestant à la température de 300°C et dans l'acier 45SCD6 présentant à 400°C associée à une chute de l'énergie de rupture par choc. Les faciès fractographiques sont cependant différents pour ces deux aciers à la température de fragilisation : cassure à cupules pour l'acier 35NCD16 et de type intergranulaire prédominant pour l'acier 45SCDS6.

Horn et Ritchie [31] ont étudié deux nuances d'aciers appartenant au système NiCrMo, l'acier AISI 4340 et l'acier 300M. Le premier présente une fragilité de revenu vers 300°C alors que le second a une fragilité vers 400°C. Dans ce dernier cas, les faciès fractographiques observés après revenu à 400°C ne sont pas de type intergranulaires (**figure I.6**) mais correspondent à une rupture transgranulaire (**figure I.7**).

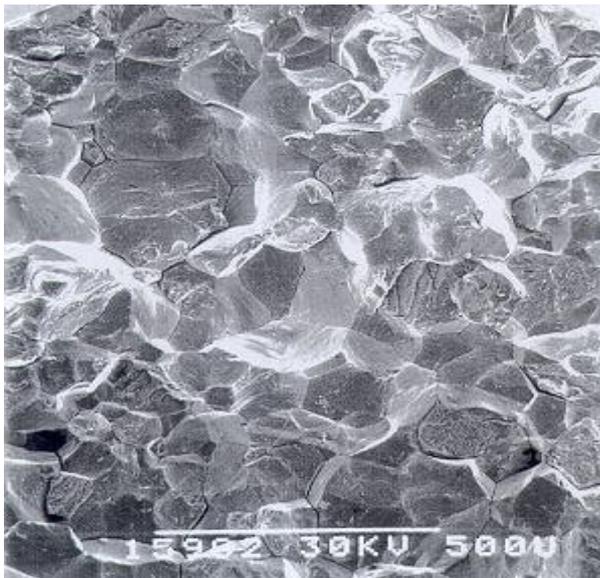


Figure I.6 : rupture intergranulaire

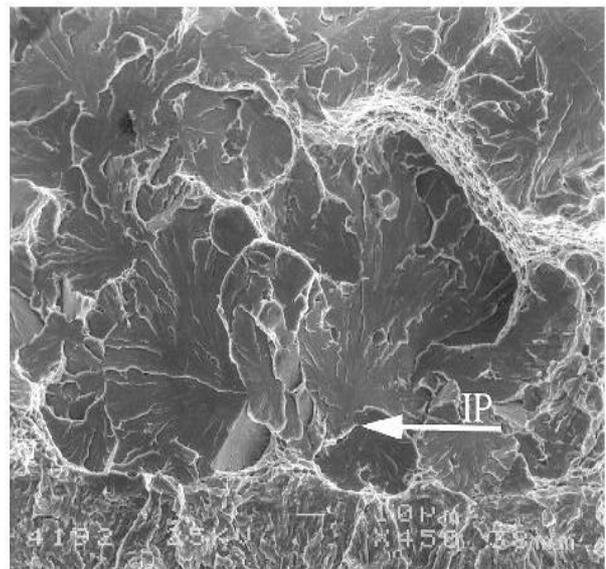


Figure I.7 : rupture transgranulaire

Les caractéristiques de ce type de fragilisation sont les suivantes :

- Il se traduit par l'apparition d'un minimum relatif sur les courbes de variation de l'énergie de rupture par choc en fonction de la température de revenu (essai de résilience).
- Il s'accompagne surtout d'un changement de faciès micrographique. La rupture qui présente normalement un caractère ductile (rupture à cupules) devient de type fragile, intergranulaire (rupture selon les joints de grains) pour des éprouvettes ayant subi un revenu à la température critique de fragilisation.

L'interprétation de ce phénomène de fragilisation de revenu nécessite de prendre en compte les aspects suivantes :

a) Précipitation des carbures au cours des revenus

Il convient de noter que le phénomène de fragilisation de revenu se manifeste pour des températures de revenu qui coïncident avec le domaine de température où se forment les plaquettes de cémentite en remplacement du carbure ϵ . C'est pour cette raison, qu'à l'origine, un certain nombre de chercheurs ont pensé que la cause de cette fragilisation était la précipitation de fines plaquettes de cémentite le long des joints de grains de l'austénite [17, 31].

b) Rôle des impuretés

De nombreux auteurs ont établi un lien entre ces phénomènes de fragilité de revenu et la ségrégation fragilisant aux joints de grains de l'austénite d'éléments tels que P, S, Sb, Sn, [32-34], quoiqu'il y ait incertitude en ce qui concerne le moment où s'effectue cette ségrégation, à savoir durant le traitement d'austénisation ou durant les traitements de revenu. Cette ségrégation accentuerait une fragilisation potentielle en fournissant des chemins préférentiels de cheminement de la rupture.

L'analyse de ces phénomènes de ségrégations intergranulaires a été étudiée récemment et en particulier les interactions entre éléments chimiques.

A. Salemi et A. Zadeh [5] ont étudié l'effet de la température de revenu sur les propriétés mécanique et la morphologie de la rupture de l'acier de type NiCrMoV (**figure I.8**) qui a la composition chimique: 0,34% C, 0,26% Mn, 0,26% Si, 1,29% Cr, 0,57% Mo. Ces auteurs ont suggéré que la fragilisation pourrait être attribuée à la composition chimique de cet acier tel que Mn, Si et Mo. La teneur entre Mn et Si ($\%Mn + \%Si = 0,54\%$) est inférieure aux teneurs minimales ($\%Mn + \%Si = 0,73 - 1,04\%$) [35, 36] pour confirmer la présence de ce phénomène. En outre, une quantité très sensible de Mo (0,57%) permet de minimiser la présence de ce phénomène.

Les techniques modernes d'analyse des surfaces ont fourni des informations précieuses concernant les problèmes de ségrégation chimique aux interfaces. Elles ont permis en particulier de tester la validité ou la non validité de certaines hypothèses avancées [8, 9].

Les paramètres que nous avons mentionné tels que les rôles spécifiques de la précipitation des carbures, de la ségrégation des impuretés doivent être pris en considération en vue d'établir un modèle cohérent d'interprétation des différents cas de fragilisation intergranulaire.

En plus de ces paramètres de nature physico-chimiques, les facteurs strictement mécaniques ne peuvent être négligés. Ceux-ci peuvent contrôler les phénomènes d'amorçage des micro-fissures. Ils contrôlent également le processus de propagation de la rupture, les mécanismes de décohesion à l'échelle microstructurale, par suite, les faciès de rupture et le cheminement géométrique de la cassure. Ceux-ci peuvent être profondément influencés par le mode de chargement (état de contrainte plane, ou de formation plane), la nature du chargement (monotone ou cyclique) ou la vitesse de chargement.

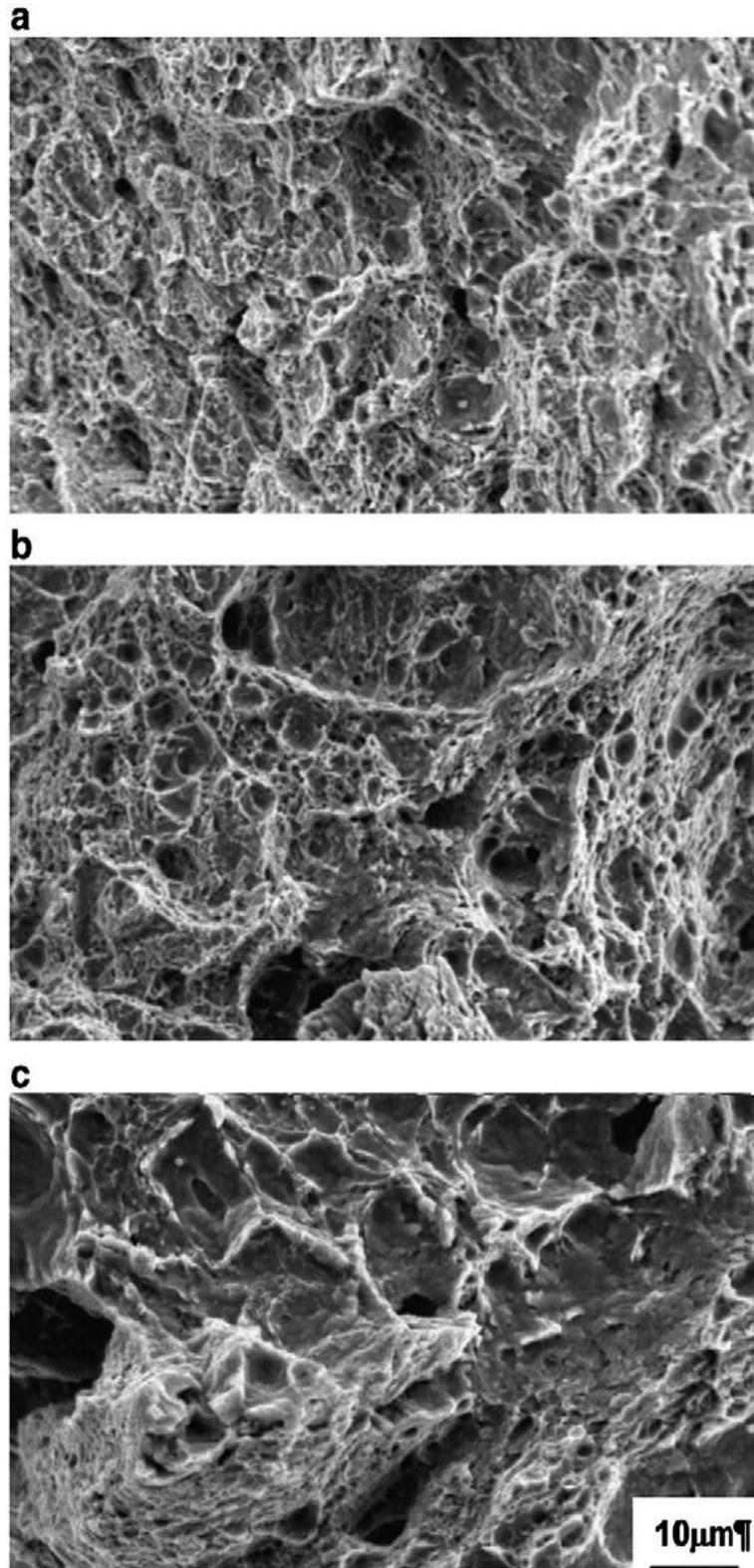


Figure I.8 : morphologie de la rupture de l'acier NiCrMo en fonction de la température de revenu (300, 500, 600°C)

I.4. Transition fragile-ductile

Le domaine de transition fragile-ductile des aciers est habituellement caractérisé par la courbe de résilience (**figure I.9**) [37]. Cette courbe est obtenue à l'aide de l'essai Charpy, réalisé dans un large domaine de température. Certains métaux présentent une transition dans leur comportement vis-à-vis de la rupture, passant d'une rupture fragile, est caractérisé par une faible valeur de l'énergie consommée à une rupture ductile (fortes énergies). La gamme de température intermédiaire correspond au domaine de transition fragile-ductile.

L'analyse de ces phénomènes a été très étudiée récemment [37-39], en particulier sur les aciers qui travaillent en fonction de la variation de la température comme par exemple les composants des réacteurs nucléaires (cuves, tuyauteries, pompes).

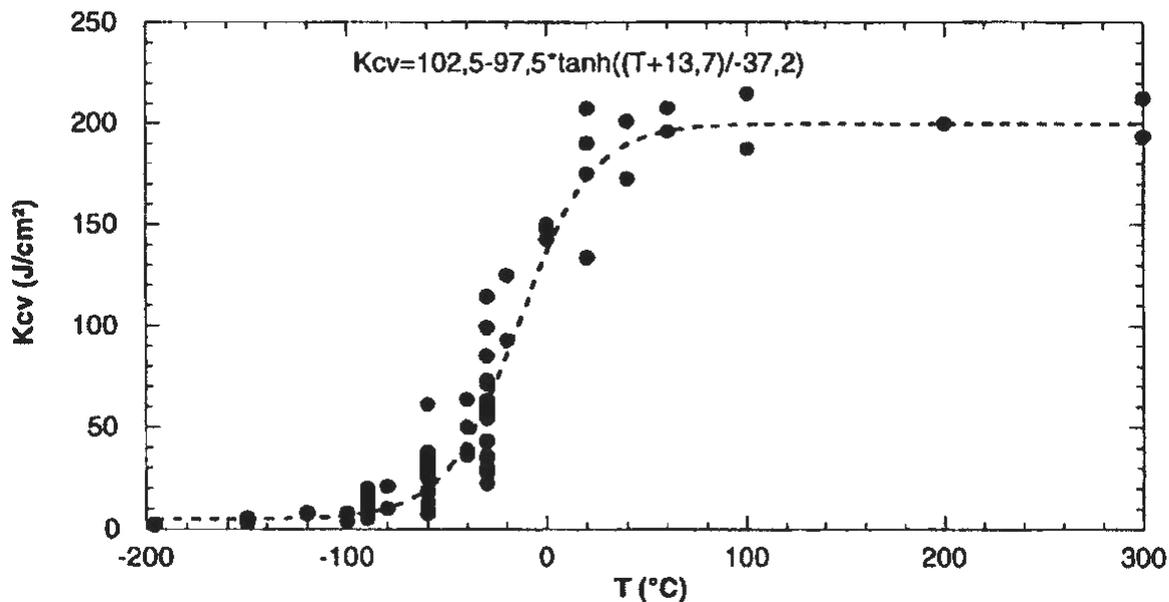


Figure I.9 : courbe de résilience d'un acier de cuve REP A508C13

I.4.1. Influence des différents paramètres sur la transition fragile- ductile

I.4.1.1. Influence de la température

L'existence de la transition rupture fragile-ductile a conduit à contrôler la résistance à la rupture fragile par des essais de résilience. Quand la température de l'essai varie, il en est de même de l'énergie de rupture. La courbe énergie

de rupture-température présente une transition à variation rapide d'énergie entre deux zones correspondant au domaine des ruptures ductiles, à énergie élevée, et au domaine des ruptures fragile, à énergie faible [40].

Un tel changement de comportement repose sur les faits suivants : quand la température décroît, le mouvement des dislocations assistées thermiquement, devient de plus en plus difficile. Par conséquent, la cission nécessaire pour mettre en mouvement les dislocations croît. A une température suffisamment basse, la valeur de la cission critique de glissement est si élevée que les tensions qui s'exercent simultanément sur les plans cristallographiques sont suffisantes pour entraîner la décohésion brutale du matériau (rupture par clivage), avant qu'une déformation plastique généralisée ait pu se produire.

I.4.1.2. Effet d'entaille

La présence d'une entaille conduit à un confinement de la déformation plastique ; ce qui augmente localement le taux de triaxialité des contraintes.

L'effet sur la température de transition ne peut s'expliquer par le seul coefficient de concentration de contraintes. Il est nécessaire de faire intervenir ici le degré de triaxialité des contraintes.

D'après le critère de Von Mises, la condition pour qu'une déformation plastique se produise est :

$$(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 \geq Re^2 \quad I.1$$

Où :

σ_I , σ_{II} et σ_{III} Sont les contraintes principales du champ de contraintes σ_{ij} , telles que :

$$\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III} \quad I.2$$

Re est la limite d'élasticité du matériau en traction.

On peut faire varier la triaxialité des contraintes en modifiant soit la profondeur de l'entaille ou son acuité, soit la forme du barreau d'essai (**tableau I.2**). En faisant varier la profondeur de l'entaille sans changer sa forme, Sourdillon [40], a observé pour certains matériaux et dans certaines limites ($3 < b < 8 \text{ mm}$), une loi de ténacité de la forme :

$$K = K_1 + \alpha b \tag{I.3}$$

Avec K : l'énergie absorbée par la rupture du barreau.

b : la hauteur restante sous entaille

α : coefficient dépendant du matériau et de son état.

En faisant varier le rayon à fond d'entaille, sans changer sa profondeur, J.Pomey [40] a montré dans le cas des aciers doux, une proportionnalité entre l'énergie de rupture K et le rayon d'entaille ρ :

$$K = K_o + \beta \rho \tag{I.4}$$

Avec K_o l'énergie absorbée pour ($\rho = 0$)

β coefficient dépendant du matériau.

De manière générale, plus la triaxialité des contraintes est forte, plus la température de transition est élevée.

Tableau I.2 : caractéristiques géométriques de différents types d'éprouvettes Charpy

Type d'éprouvette	Rayon d'entaille ρ	Angle d'entaille	Profondeur d'entaille a
Charpy V	0,25 mm	45°	2 mm
DVM	1 mm	0	3 mm
Mesnager U	1 mm	0	5 mm
Préfissurée	0	0	5 mm

I.4.1.3. Influence des facteurs métallurgiques

Le paramètre métallurgique le plus important est la taille des grains. Une diminution de celle-ci augmente la limite d'élasticité et entraîne une baisse de la température de transition, comme l'indique la loi de Cottrell – Petch [41], (**figure I.10**).

D'autres paramètres jouent un rôle primordial dans les conditions d'apparition de la rupture, tels que les éléments d'alliage. Cet effet décale la température de transition vers les hautes températures comme le carbone et le phosphore, ou vers les basses températures comme les éléments gammagènes (manganèse, Nickel...).

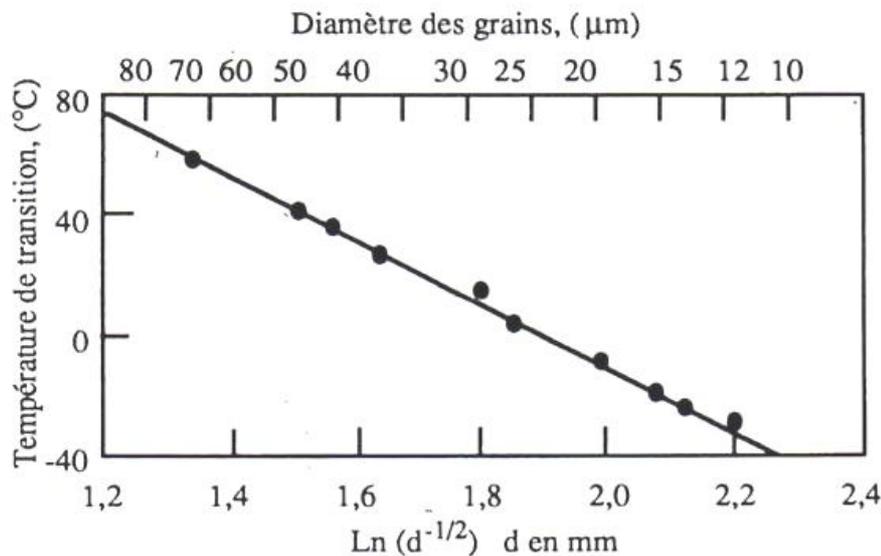


Figure I.10 : effet de la taille du grain sur la température de transition fragile – ductile d'un acier à 0,11% de carbone

I.5. Macrographie de la rupture

Lorsqu'une pièce est rompue en service, elle présente des surfaces de rupture ayant une topographie plus ou moins complexe (**figure I.11**). Parmi les surfaces de rupture, on distingue différents types [42-44]:

I.5.1. Rupture plate

La **figure (I.11-a)**, correspond à une surface de rupture à grains perpendiculaires à la direction de la contrainte principale maximale. On rencontre ce type de rupture dans

des applications se produisant avec une faible déformation plastique à fond de fissure. C'est le cas typique des ruptures fragiles.

I.5.2. Rupture inclinée

La **figure (I.11-b)**, relative à un matériau très ductile, s'accompagne d'une déformation plastique, c'est-à-dire, une rupture à nerfs avec striction importante avant la rupture.

I.5.3. Rupture mixte

Cette rupture est une combinaison des deux ruptures précédentes, **figure (I.11-c)**. Ce type de rupture s'observe sur des éprouvettes d'essais ou des pièces épaisses pour lesquelles la rupture est plate au centre et inclinée sur la périphérie.

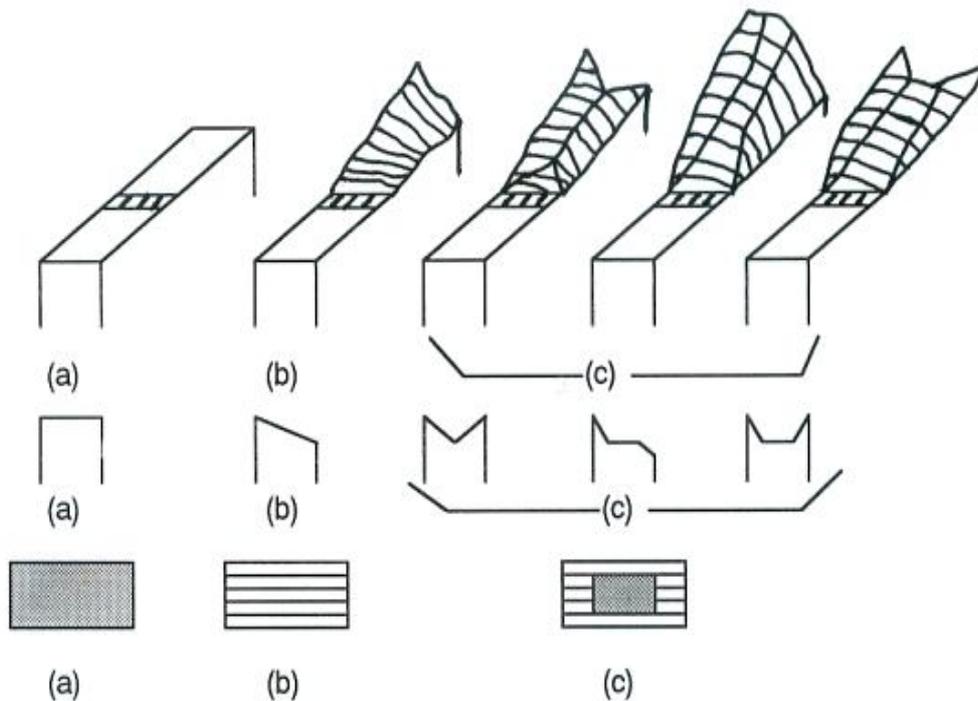


Figure I.11 : caractéristiques géométriques des surfaces de rupture

- a) rupture plate (facile à grains)
- b) rupture inclinée (facile à nerfs)
- c) rupture à caractère mixte (faciles mixtes)

I.6. Micrographie de la rupture

On distingue à ce titre deux principaux mécanismes élémentaires de rupture.

I.6.1. Rupture fragile

La rupture fragile se manifeste au niveau des liaisons intra-atomiques sans déformation plastique macroscopique importante. Elle intervient lorsque l'énergie de déformation locale due aux sollicitations extérieures devient égale à l'énergie nécessaire de décohésion atomique. La rupture est caractérisée par une propagation très rapide de fissures (consommation d'énergie faible). Cette propagation peut être de caractère trans-granulaire ou inter-granulaire. Sur un plan macroscopique, la cassure présente donc un aspect brillant, à facettes correspondant à chaque grain du matériau.

I.6.2. Rupture ductile

Dans ce mode de rupture, la déformation plastique est en général importante. La rupture apparaît au niveau des cavités. L'allongement de ces cavités dans le sens de la déformation engendre une striction ou cisaillement, puis conduit à la rupture finale.

Les défauts responsables de l'amorçage dans la rupture ductile sont :

- Eléments d'addition dans les alliages,
- Inclusions,
- Précipités (par traitements thermiques),
- Les joints de grains.

A l'échelle macroscopique, la cassure a un aspect fibreux. On note la naissance de micro – reliefs appelés cupules.

En général, la morphologie de la surface de rupture dépend évidemment de l'état microstructural de l'alliage, qui résulte des traitements thermiques appliqués, ainsi que des conditions d'environnement dans lesquelles la rupture s'est produite. Mais en outre,

les faciès observés peuvent être en fonction des paramètres strictement mécaniques, tel que l'état de contraintes appliquées, de la vitesse d'application de ces contraintes.

I.7. Conséquences mécaniques des transformations microstructurales

L'influence des transformations microstructurales sur le comportement mécanique du matériau peut être classée comme suit :

- Lors des transformations microstructurales, on peut obtenir un mélange des différentes phases métallurgiques avec des proportions volumiques et des caractéristiques mécaniques différentes. Par conséquent, les transformations microstructurales modifient les caractéristiques du matériau. Plus précisément, les caractéristiques élastiques (module d'Young et coefficient de Poisson), sont peu affectées par les transformations de phases [45, 46], tandis que les caractéristiques plastiques (la limite d'élasticité par exemple) et le coefficient de dilatation thermique sont fortement influencés.
- Les transformations microstructurales s'accompagnent d'expansions volumiques, celles-ci se traduisent par des déformations de transformation qui doivent être prise en compte dans la déformation totale du matériau.
- Les transformations microstructurales, sous contraintes, peuvent conduire à des déformations irréversibles même si ces contraintes sont inférieures à la limite d'élasticité du matériau. Ce phénomène est appelé la plasticité de transformation.

I.8. Aspects théoriques de l'analyse statistique

I.8.1. Objectifs de l'analyse statistique

L'expérience montre que des dispersions relativement importantes sont observées lorsque l'on mesure l'énergie de rupture par les essais de résilience dans un matériau donné. Ces dispersions proviennent des causes liées aux hétérogénéités chimiques ou microstructurales de l'acier, aux conditions de traitements thermiques, à la présence d'entailles qui favoriseraient le taux de triaxialité des contraintes, à la vitesse de

sollicitation et aux conditions de montage et d'environnement de l'essai. A partir de ces paramètres influents sur la mesure de résilience, nous considérons, une méthode dite des plans d'expériences. Cette méthode de planification des expériences est une méthode utilisée pour l'analyse et le traitement des données dans le domaine technologique [47, 48, 49]. Elle permet de donner une meilleure optimisation de ces essais, d'obtenir des données expérimentales pouvant conduire à des modèles de calcul pour mieux caractériser le matériau étudié. Pour cela, il faut suivre des règles mathématiques et adopter une démarche rigoureuse.

I.8. 2. Notion de la modélisation mathématique

En l'absence de toute information sur la fonction qui lie la réponse aux facteurs, on se donne à priori, une loi d'évolution dont la formulation la plus générale est la suivante :

$$Y = \varphi (X_1, X_2, X_3, \dots, X_L) \quad \text{I.5}$$

Cette fonction est trop générale et il est d'usage d'en prendre un développement limité de Taylor. Si les dérivées du développement de Taylor peuvent être considérées comme constantes, le développement précédent prend la forme d'un polynôme de degré plus au moins élevé [50, 51].

$$Y = b_0 + b_i X_i + b_j X_j + b_{ij} X_{ij} + E \quad \text{I.6}$$

- Y : est la grandeur à laquelle s'intéresse l'expérimentateur, c'est la réponse ou la grandeur d'intérêt. Elle est mesurée au cours de l'expérimentation et elle est obtenue avec une précision donnée.
- X_i : représente le niveau attribué au facteur i. C'est la valeur de la coordonnée du facteur i retenue par l'expérimentateur pour réaliser un essai, cette valeur est parfaitement connue.
- X_j : représente le niveau attribué au facteur j.

- $\mathbf{b}_0, \mathbf{b}_i, \mathbf{b}_j, \mathbf{b}_{ij}$: sont les coefficients du modèle mathématique adopté à priori. Ils ne sont pas connus et doivent être calculés à partir des résultats expérimentaux.

L'intérêt de modéliser la réponse par un polynôme est de pouvoir utiliser tous les résultats de l'algèbre matricielle. Il est possible d'utiliser d'autres fonctions mathématiques. Toutefois, l'usage montre que les polynômes permettent de résoudre la plupart des problèmes et ceux qui ont la faveur des expérimentateurs.

I.8. 2 .1. Codages des facteurs

D'habitude, tous les paramètres d'entrées ont différentes unités de mesure, pour faciliter le traitement des données. On codifie les valeurs des paramètres, les coordonnées deviennent sans dimension. Le codage se fait comme suit :

La valeur moyenne \mathbf{X}_{i0} est appelée « niveau de base » des $i^{\text{ème}}$ facteurs. La valeur absolue de la moitié de l'intervalle de mesure est appelée « intervalle de variation » des $i^{\text{ème}}$ facteurs $\Delta\mathbf{X}_i$. La détermination des ces deux valeurs est comme suit :

$$\mathbf{X}_{i0} = \frac{\mathbf{X}_{i,\max} + \mathbf{X}_{i,\min}}{2} \tag{I.7}$$

$$\Delta\mathbf{X}_i = \frac{\mathbf{X}_{i,\max} - \mathbf{X}_{i,\min}}{2} \tag{I.8}$$

I.8.3. Différents types des plans d'expériences

I.8.3.1. Plan d'expérience de premier ordre 2^k

Pour deux facteurs, le domaine d'études est un carré complet. Le modèle mathématique est un modèle du premier degré par rapport à chaque facteur. Le modèle est :

$$\mathbf{Y} = \mathbf{b}_0 + \mathbf{b}_1\mathbf{X}_1 + \mathbf{b}_2\mathbf{X}_2 + \mathbf{b}_{12}\mathbf{X}_1\mathbf{X}_2 + \mathbf{E} \tag{I.9}$$

Avec :

Y : réponse,

b₀ : valeur de la réponse au centre du domaine d'étude,

b₁ : effet du facteur 1,

b₂ : effet du facteur 2,

b₁₂ : interaction entre les facteurs 1 et 2,

E : résidu,

I.8.3.2. Plans d'expériences simplifiés de type 2^{k-p}

Pour l'étude de quatre, cinq ou plusieurs paramètres, les plans d'expériences de type 2^k nécessitent un nombre important d'expériences, à cause des interactions de faibles influences. Il y'a possibilité de réduire le nombre d'expériences. Un plan de type 2^5 nécessite 82 expériences, il pourra être alors remplacé par un plan simplifié de type 2^{5-2} par exemple, pour devenir un plan de type 2^3 , nécessitant huit expériences seulement ; avec une précision peu réduite [47].

I.8.3.3 Plans d'expériences de deuxième ordre 3^k

Nous avons considéré jusqu'ici des facteurs prenant deux niveaux seulement. Nous allons étudier dans ce paragraphe les facteurs prenant plus de deux niveaux. Le modèle mathématique adopté dans les paragraphes précédents était du premier degré par rapport à chacune des variables. Si ce modèle du premier degré est validé, il est rarement nécessaire de poursuivre l'expérimentation. Par contre, s'il n'est pas validé il faut passer à un modèle de degré plus élevé.

Le modèle mathématique est analogue à la relation **I.10**, à laquelle on ajoute un terme carré.

$$\left\{ \begin{aligned} \mathbf{Y} &= \mathbf{b}_0 + \sum \mathbf{b}_i \mathbf{X}_i + \sum \mathbf{b}_{ij} \mathbf{X}_i \mathbf{X}_j + \sum \mathbf{b}_{ijk} \mathbf{X}_i \mathbf{X}_j \mathbf{X}_k + \dots \\ &+ \sum \mathbf{b}_{ik} \mathbf{X}_i \dots \mathbf{X}_k + \sum \mathbf{b}_{ii} \mathbf{X}_i^2 \end{aligned} \right\} \quad \text{I.10}$$

Dans le cas d'un plan à deux facteurs, la formule s'écrit de la façon suivante :

$$\mathbf{Y} = \mathbf{b}_0 + \mathbf{b}_1 \mathbf{X}_1 + \mathbf{b}_2 \mathbf{X}_2 + \mathbf{b}_{12} \mathbf{X}_1 \mathbf{X}_2 + \mathbf{b}_{11} \mathbf{X}_1^2 + \mathbf{b}_{22} \mathbf{X}_2^2 \quad \text{I.11}$$

Il y a six inconnues à déterminer. Le plan d'expériences fournit un certain nombre de la réponse \mathbf{Y} . L'interprétation du plan consiste donc à trouver les coefficients, et par suite à résoudre un système de « n » équations.

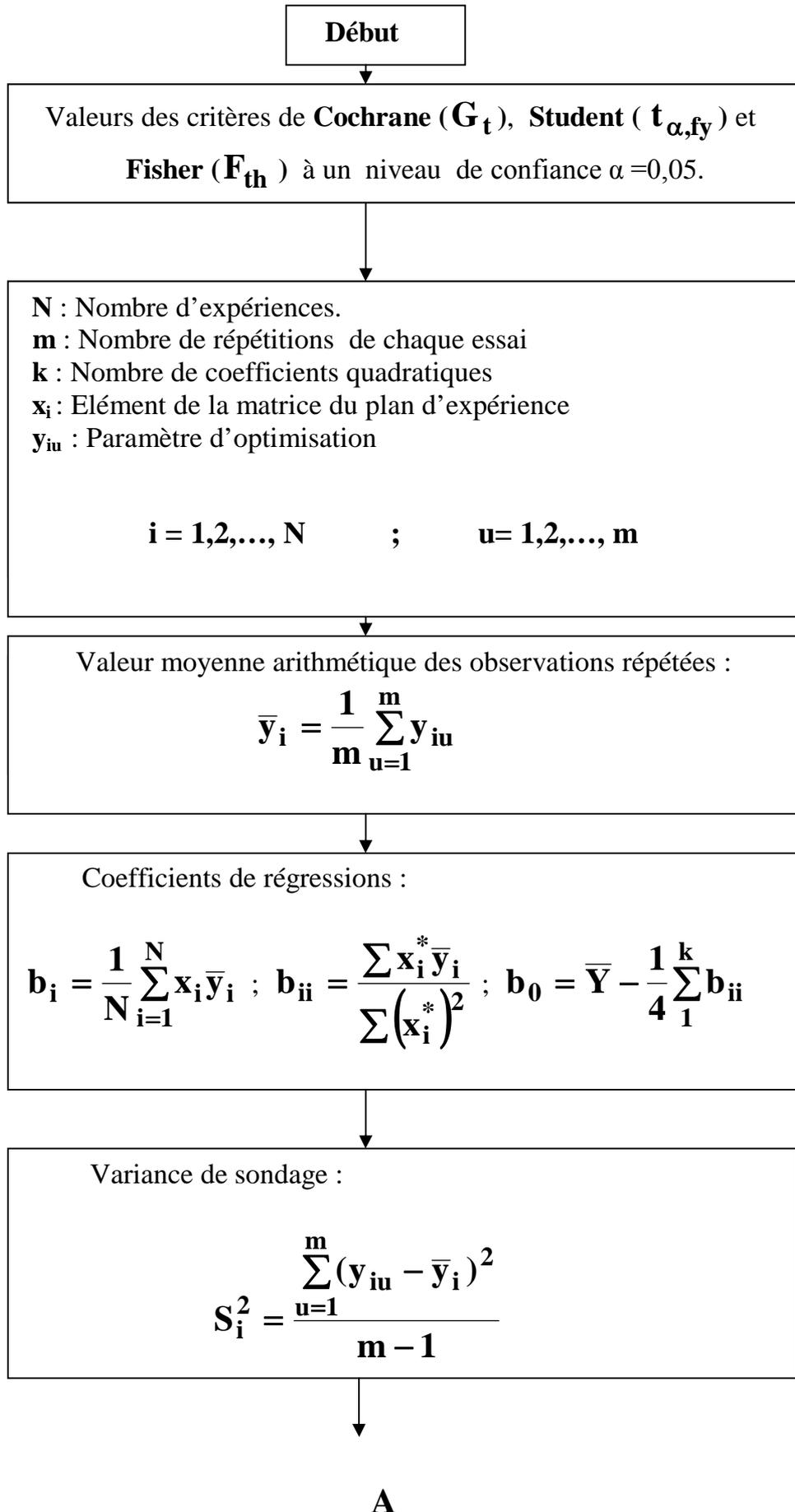
I.8.3.4 Plan composé $2^k \cdot 3^n$

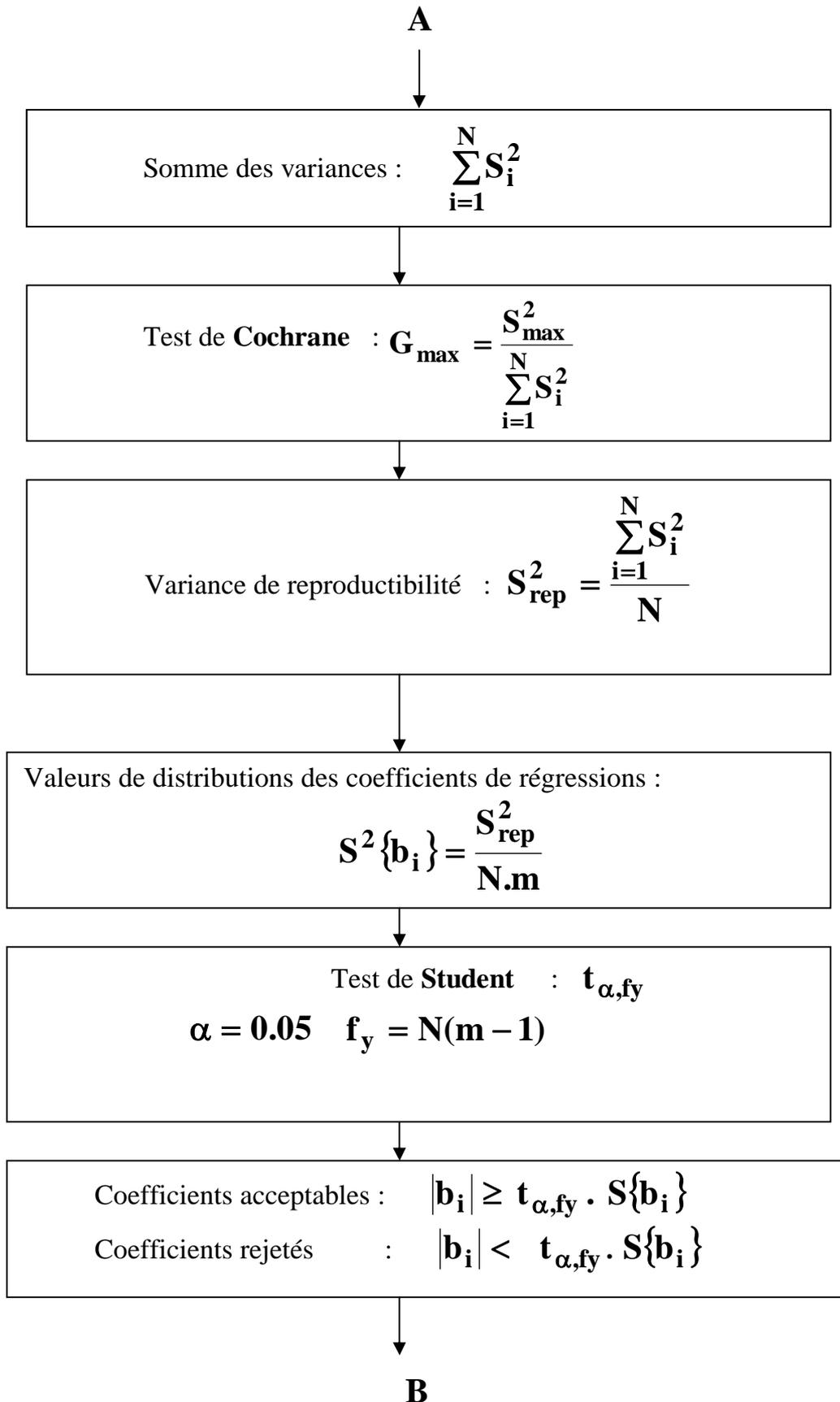
On utilise, un plan de ce type lorsque certains facteurs influents ont deux niveaux et les autres ont trois niveaux, et également pour la présentation des effets quadratiques de quelques paramètres seulement et non pas les autres.

I.8.4 Analyse de régression

C'est une analyse statistique des résultats, qui consiste à tester la signification de tous les coefficients de régression par comparaison à l'erreur de reproductibilité et à vérifier l'adéquation du modèle mathématique obtenu, voir algorithme, **figure I.12**. On peut diviser cette analyse en deux parties :

1. Tester la signification des coefficients de régression par le test de **Student**.
2. Vérifier si l'équation de régression est adéquate avec le test de **Fisher**.





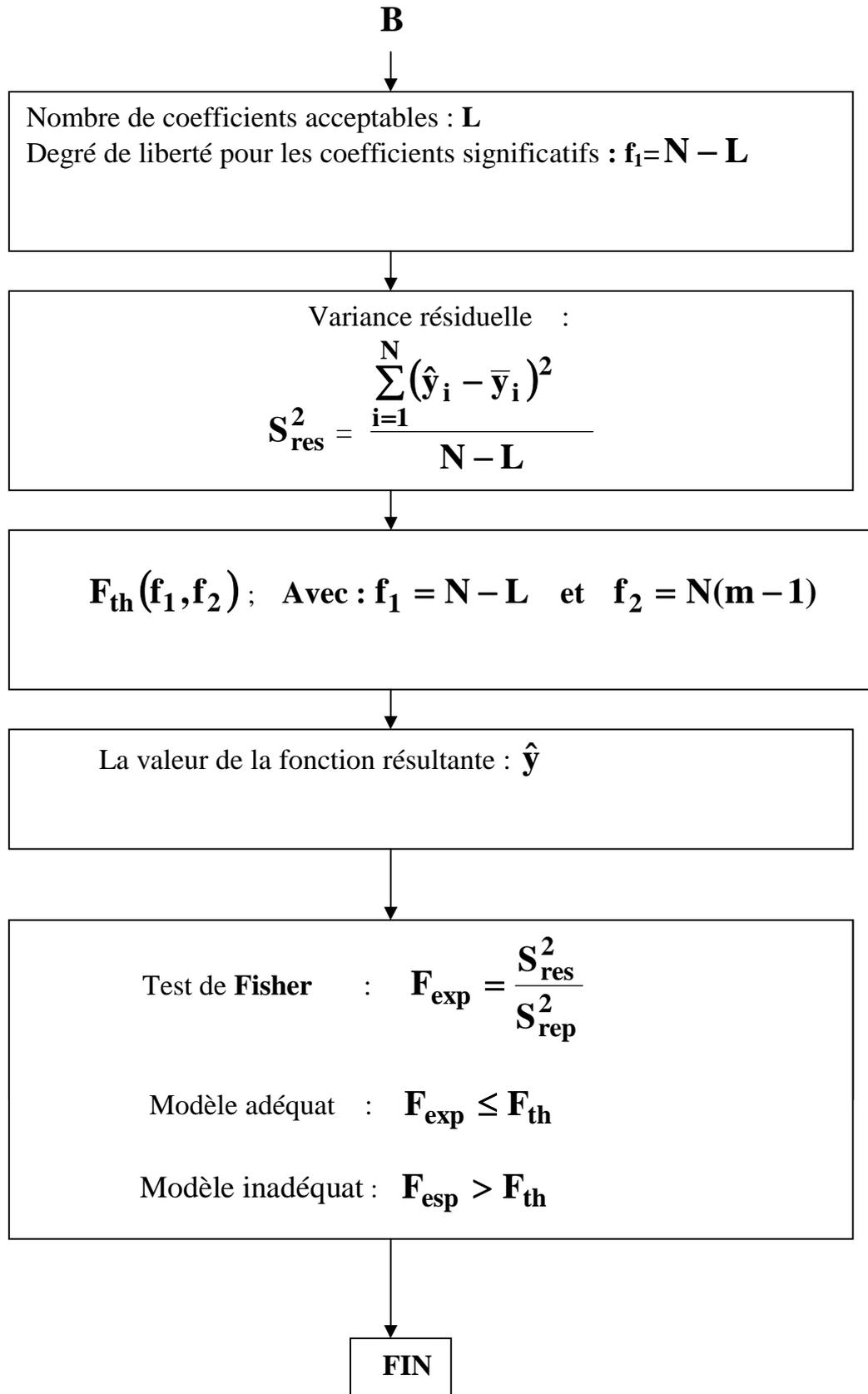


Figure I.12: algorithme de calcul

Bibliographie

- [1] KM. Rajan, Effect of heat treatment of perform on the mechanical properties of flow formed AISI 4130 steel tubes, *J Mater Process Technol.* 125 (2002) 503-11.
- [2] R. Bjorhovde, Development and use of high performance steel, *J Constr Steel Res.* 60 (2003) 1-8.
- [3] D. Chaouch, Etude de la fissuration par fatigue d'aciers faiblement et fortement alliés – analyse expérimentale et approche numérique. Thèse de magister, Université Ibn Baddis – Mostaganem, Algeria. (2005).
- [4] FA. Arwish, L. Pereira, ML. Graca, Tempered martensite embrittlement in AISI 4140 low alloy steel, *Mater Sci Eng. A132* (1991) L5–9.
- [5] A. Salemi, A. Abdollah-zadeh, The effect of tempering temperature on the mechanical properties and fracture morphology of a NiCrMoV steel, *Materials Characterization.* 59 (2008) 484-487.
- [6] U. Sánchez-Santana, C. Rubio-Gonzàles, G. Mesmacque and A. Amrouche, Influence of fatigue damage in dynamic tensile properties of AISI 4140T steel, *Materials and structures.* (2009) 331-340.
- [7] J. Maciejewski, C. Regulski, Fracture assessment of martempered and quenched and tempered alloy steel, *J Fail. Anal. And Preven.* 9 (2009) 397-408.
- [8] M. Bayrak, F. Ozturk, M. Demirezen, Z. Evis, Analysis of Tempering Treatment on Material Properties of DIN 41Cr4 and DIN 42CrMo4 Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance.* 16 (2007) 597-600.
- [9] M.Gogic, L. Kosec, P. Matkovic, The effect of tempering temperature on mechanical properties and microstructure of low alloy Cr and CrMo steel, *Journal of Materials Science.* 33 (1998) 395-403.

- [10] S. Sankaran, V. Subramanya Sarma, K. A. Padmanabhan, G. Jaeger and A. Koethe, High cycle fatigue behaviour of a multiphase microalloyed medium carbon steel: a comparison between ferrite–pearlite and tempered martensite microstructures, *Material Science and Engineering A*. 362 (1-2) (2003) 249-256.
- [11] J. Barralis, G. Maeder, *Précis de métallurgie : élaboration, structures-propriétés et normalisation*, Nathan, Avril 1990.
- [12] N. T. Trinh, *Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers*, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique (ENSTA), ParisTech, 16 Juin 2008.
- [13] S. Denis, E. Gautier, A. Simon, G. Beck, *Stress phase transformations interaction, basics principle, modelling, and calculation of internal stresses*. *Material sciences and technology*, vol 1, 805-814, 1985.
- [14] N. Cavallo, *Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage*, thèse de doctorat, INSA Lyon, 1998.
- [15] I. Yu. Pyshmintsev, G. Yu. Eismontd, V.Yu. Yudin, D. V. Shaburov, V. B. Zakharov, *Hardening of large forgings in water-air mixture*, *Metal science and heat treatment*, N° 3, pp. 24-28, March 2003.
- [16] J. Giusti, *Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique. Application au soudage et à la trempe des aciers*, Thèse de doctorat, Université Paris 6, 1981.
- [17] A. A. Gamal, *Etude des processus physiques et physico-chimiques intervenant au cours des traitements de revenu d'aciers à haute résistance. Etude de leurs incidences sur les propriétés mécaniques, la ténacité et l'apparition des phénomènes de fragilité*, Thèse de docteur ingénieur, Université Paris VI, Mai 1980.

- [18] Y. Zhang, S. Zhao, J. Liang, H. Zhang, J. Li, Rietveld quantitative analysis of carbides precipitation in normalized-tempered 2.25Cr-1Mo-0.25V steel, Journal of Wuhan University of Technology-Mater, Vol. 24, N° 6, pp 922-926, Dec 2009.
- [19] F. Zemzemi, Caractérisation de modèles de frottement aux interfaces pièce-outil – copeau en usinage : application au cas de l’usinage des aciers et de l’inconel 718, Thèse de doctorat, Ecole centrale de Lyon, 4 Décembre 2007.
- [20] R. G. Baker, J. Nutting, The tempering of 21/4Cr-1Mo steel after quenching and normalizing , Journal of the Iron and steel institute, 192, pp. 69-107, 1959.
- [21] M. C. Murphy, G. D. Branch, Metallurgical changes in 2.25CrMo steels during creep-rupture test, Journal of the Iron and steel institute, pp. 546-561, July 1971.
- [22] B. D. Craig, The effect of phosphorus content on the hydrogen stress cracking of high strength 4130 steel, Metallurgical transactions A, Vol. 31, 1982.
- [23] D. Nobili, P. Guyot, Influence du revenu et de la dimension de grain sur les propriétés mécaniques du S.A.P, Journal of nuclear materials, Vol. 12, 1964.
- [24] A. Sadok, Z. Semari, Influence des traitements de revenu sur les caractéristiques mécaniques d’un acier rapide, Annales de Chimie Science des Matériaux, vol. 26, pp. 13-20, 2001.
- [25] D. Chaouch, A. Sadok, Caractérisation mécanique de l’acier faiblement allié 42CrMo4, Annales de Chimie Science des Matériaux, vol. 35/5, pp. 303-309, 2010.
- [26] R. Pesci, Etude micromécanique et caractérisation expérimentale du comportement et de l’endommagement de l’acier de cuve 16MND5 à base température, Thèse de doctorat, Arts et Métiers (ENSAM), 2004.

- [27] S. Bugat, Comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : Une approche micromécanique, Thèse de doctorat, Ecole des mines de Paris, 6 Décembre 2000.
- [28] D. Chaouch, A. Sadok, S. Benyebka et A. Chaouch, Monotonic and cyclic behavior of steel 42CD4, International Journal of Applied Engineering Research, vol.3/10,pp. 1252-1266,2008.
- [29] A. Raoul, Rupture intergranulaire fragile d'un acier faiblement allié induite par la ségrégation d'impuretés aux joints de grains : influence de la microstructure, Rapport de thèse de l'université de Paris XI Orsay, 1999.
- [30] S. Carassou, Déclenchement du clivage dans un acier faiblement allié : rôle de l'endommagement ductile localisé autour des inclusions, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2000.
- [31] A. Ataiwi, P. Lehr, Influence des traitements thermiques de revenu après trempe sur le comportement mécanique sous sollicitations monotones ou cycliques de l'acier à haute résistance 35NCDV12, Rapport de recherche ENSTA N° 195, Janvier 1985.
- [32] C. Geney, Etude expérimentale et modélisation par approche locale de la rupture ductile de trois aciers inoxydables austénitiques et d'un acier 16MND5.
- [33] Yu. A. Nikolaev and A. V. Nikolaeva, Embrittlement of low-alloyed steels due to impurity segregation at intergranular boundaries, Materials sciences, 207-209, 1996.
- [34] A. V. Nikolaeva , Yu. A. Nikolaev and Yu. R. Kevorkyan, Grain-boundary segregation of phosphorus in low-alloy steel, Atomic Energy, Vol. 91, N° 1, 2001.
- [35] N. Bandyopadhyay, C. McMahon, The micro-mechanisms of tempered martensite embrittlement in 4340 type steels, metal Trans A. 14A (1983) 1313-25.
- [36] Spink GM, Reversible temper embrittlement of rotor steels, Metall Trans A. 8A (1977) 135-43.

- [37] S. Renevey, Approches globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié, Thèse de doctorat, Université de Paris-Sud, 23 Septembre 1997.
- [38] N. Bilger, Etude micromécanique de l'effet de la présence d'amas d'inclusions sur la transition fragile-ductile d'aciers nucléaires, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique, 22 octobre 2003.
- [39] A. Lambert, Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage, Ecole des Mines de Paris, 3 mai 2001.
- [40] D. Froiçois, Essais de rupture, Techniques de l'ingénieur, M126.
- [41] A. Zaoui, A. Pineau, et D. François, Comportement mécanique des matériaux – Elasticité et Plasticité, Hermes, Paris, 1992.
- [42] O. Robouille, Mécanique de la rupture, Rapport de CNAN, Paris, 1992.
- [43] E. Hornbogen, Résistance mécanique et microstructure, Extrait de dislocations et déformations plastiques, Ecole d'été d'Yrivals, publié sous la direction de P.Groch, L.P.Kubin et J.L.Martin, Edition CNRS (3-4 Septembre 1979).
- [44] E. Barrarosa, P. Lehr, Méthode numérique pour le traitement des données d'essais de fissuration en fatigue par traction - compression et par flexion, Rapport de recherche N° 129, ENSTA, Juin 1980.
- [45] J. B. Leblond, G. Mottet et J.C. Devaux, A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformation-I. Derivation of general relations, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 34, 395-409, 1986.
- [46] F. Waeckel, Une loi de comportement thermo-métallurgique des aciers pour le calcul mécanique des structures, Thèse de doctorat, ENSAM de Paris, 1994.

- [47] A. Habbar, Méthode statistique de planification extrémale des expériences, Polycopié, Université de Mostaganem 2006.
- [48] J. Goupy, Les plans d'expériences, Revue Modulad. 34 (2006) 74-116.
- [49] S. Vivier, Strategy of optimisation with methods of experimental designs and application to electronic devices modelled by finite elements, Ph. D thesis, Ecole centrale de Lille, France (2002).
- [50] F. Gillon, Modélisation et optimisation par les plans d'expériences d'un moteur à commutations électroniques, Thèse de doctorat, Université de Lille, 1997.
- [51] E. Scheffler, Introduction on the statistical experiments planning, German publishing house for raw material industry, Leipzig, 1986.

Chapitre II

Matériau et analyse expérimentale

II.1. Introduction

La connaissance des propriétés mécaniques permet de mieux choisir les matériaux pour les diverses applications industrielles. L'amélioration de leurs propriétés caractéristiques dépend de leur composition chimique et par suite de leur état microstructural obtenu à partir des traitements thermiques.

II.2. Matériau et caractérisation de la microstructure

II.2.1. Matériau étudié

Le matériau utilisé pour cette étude est un acier faiblement allié, destiné principalement à la fabrication des pièces mécaniques (écrou et tiges filetées), par l'industrie mécaniques en Algérie, en particulier la SONATRACH et BCR (Oued-Rhiou), **figure II.1**. Cet acier contient des principaux éléments d'addition tels que le chrome et le molybdène ayant une teneur ne dépassant pas 5% [1]. Selon la norme AFNOR, ce matériau est connu sous l'appellation : 42CD4 (**tableau II.1**).

Tableau II.1 : correspondance avec les autres normes

UNI 7845	DIN 17200	ISO 683-1	AFNOR 35-552	AISI-SAE
42CrMo4	42CrMo4	42CrMo4	42CD4	4140

La composition chimique obtenue par spectrométrie est donnée par **tableau II.2**. La **figure II.2**, montre l'appareil de spectromètre alors que les caractéristiques mécaniques de cet sont données dans le **tableau II.3**.

L'acier 42 CD 4 est un acier faiblement allié au chrome et molybdène.

Le chrome est un grand formateur de carbure. La résistance à la traction des aciers croît de 8 – 10 Kg/mm² pour 1% de chrome, l'allongement augmente aussi mais pas dans la même proportion alors que la résistance aux chocs diminue.

Le molybdène participe à la formation de carbures susceptibles de renforcer la résistance mécanique, notamment à chaud, de plus, il limite la fragilité.

Certains éléments tels que P, S, B peuvent avoir un effet néfaste sur les propriétés mécaniques mais, dans certains cas, une gestion fine de leurs concentrations peut avoir un effet bénéfique. Les effets du bore et du phosphore font l'objet d'un grand nombre de publications actuellement, [2-5]. Le phosphore en faible quantité aurait un effet bénéfique sur la tenue des joints de grains au fluage et en fatigue.



Figure II.1: fabrication des écrous et tiges filetées

Cette nuance présente une limite de rupture élevée, une bonne résistance au fluage ainsi qu'une très bonne résistance à la fatigue et à l'usure. Cet acier est utilisé principalement pour la fabrication des pièces fortement sollicitées. En raison de ses bonnes propriétés de résistance à l'usure et de sa grande résistance à la traction. Selon la littérature, [6-9], ce matériau peut être utilisé pour la réalisation des vis, goujons etc....

Tableau II.2: composition chimique de l'acier 42 CD 4 obtenue au moyen d'un spectromètre

Method: Fe-10
 Comment: Low alloy steel
 Sample Name: Supposé 42CrMo4

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
	%	%	%	%	%	%	%	%
1	0.423	0.200	0.771	0.0185	0.0748	1.08	0.160	0.190
2	0.417	0.199	0.766	0.0155	> 0.120	1.07	0.166	0.182
3	0.424	0.201	0.763	0.0153	0.0735	1.07	0.162	0.185

	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
	%	%	%	%	%	%	%	%
1	0.0222	0.0096	0.216	0.0020	0.0033	0.0033	< 0.0050	0.0012
2	0.0217	0.0102	0.214	0.0019	0.0031	0.0034	0.0051	0.0014
3	0.0257	0.0100	0.217	0.0020	0.0031	0.0033	< 0.0050	0.0013

	B	Fe					
	%	%					
1	0.00061	96.8					
2	0.00063	96.8					
3	0.00063	96.8					

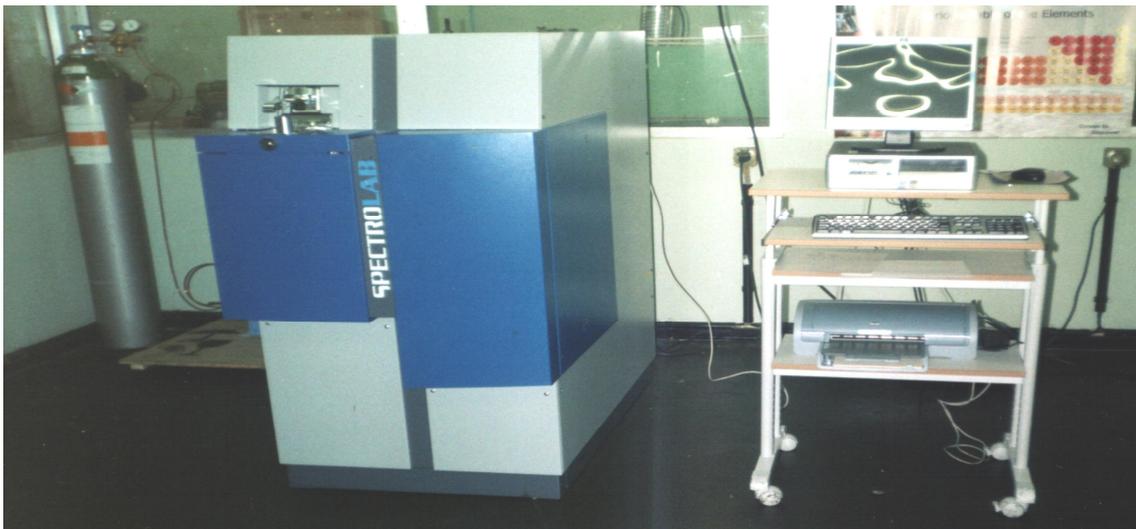


Tableau II.3: caractéristiques mécaniques conventionnelles [10]

Module de Young E (MPa)	Module de glissement μ (MPa)	Limite d'élasticité R_e (MPa)	Résistance à la traction R_m (MPa)	Allongement à la rupture A%	Dureté HB
210000	81000	570 à 900	800 à 1300	13 à 10	250 à 445

II.2.2. Influence des éléments d'addition

Pour leurs emplois, ces aciers doivent posséder les propriétés suivantes :

- Une grande dureté, pour résister aux déformations lors du travail par enfoncement, ou par cisaillement du métal, ou par pénétration
- Une bonne résistance à l'usure
- Une absence de fragilité, notamment dans les utilisations pour lesquelles la pièce est soumise à des changements de température brusques et répétés
- Une bonne trempabilité pour que la structure soit homogène sur une très grande épaisseur après traitements thermiques de trempé.

Cet ensemble des propriétés peut être atteint par l'addition des éléments d'alliage. On distingue à cet effet :

II.2.2.1. Effet du carbone

Le carbone est l'élément d'alliage de l'acier ayant la teneur la plus importante et aussi celui qui a le plus d'influence. C'est un élément qui participe activement à la formation des carbures. C'est un élément à grand pouvoir abrasif. Il en résulte que l'augmentation de la teneur en carbone accroît la dureté, la charge à la rupture et la limite élastique, par contre l'allongement, la striction et la résilience diminuent.

II.2.2.2. Effet du chrome

Le chrome est un élément carburigène, il augmente la dureté, la trempabilité et favorise l'obtention d'un grain fin. Des additions de chrome améliorent les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion. Cet élément est très employé, en teneur variant de (0,25 à 30%), suivant l'application précise que l'on veut obtenir. Il se combine de préférence avec le carbone et le carbure qui en résulte, le type M_3C , $((Fe, CO)_3 C, (Fe, Co)_7, (Fe, Cr)_{23} C_6)$, est un carbure mixte, dur et stable [10].

II.2.2.3. Effet du Molybdène

Le molybdène est un élément d'addition principal dans la composition chimique étudiée. Il élève la résistance à la traction et à la fatigue, augmente la dureté et la trempabilité, tout en diminuant l'allongement. Sa présence conduit à la formation de petites particules résistantes à l'abrasion et évite le grossissement des grains austénitiques à haute température.

II.2.2.4. Effet du tungstène

Le tungstène est un élément alphasène et carburigène. Il augmente la résistance à l'usure par abrasion. Le tungstène possède une vaste gamme de propriétés intéressantes. Ce métal très dense, a le point de fusion le plus élevé de tous les métaux (3410°C). Il se caractérise par un coefficient de dilatation thermique bas, une grande résistance à la traction à des températures élevées, une résistance supérieure à la corrosion et une bonne conductivité thermique et électrique. Le tungstène est un métal le plus dur des métaux réfractaires et le carbure de tungstène qu'il développe compte parmi les plus durs des carbures. Les carbures de tungstène sont peu sensibles au revenu d'où son avantage dans les aciers devant résister à chaud.

II.2.2.5. Effet du silicium

Le silicium est un élément alphasène et un désoxydant, permet également d'améliorer la trempabilité de l'alliage et accroît la résistance à l'usure abrasive. La trempabilité est l'aptitude d'un acier à se transformer en martensite dans la masse d'une pièce. Grâce à cette propriété, on peut augmenter la dureté après traitement thermique d'un acier. Il faut toutefois garder à l'esprit qu'une augmentation de dureté se fait très souvent au détriment de la ductilité. Il améliore la résistance à l'oxydation des aciers au chrome.

II.2.2.6. Effet du manganèse

Le manganèse est un élément désoxydant et désulfurisant, tout comme le silicium, il augmente la trempabilité d'un acier et élève à la fois la limite d'élasticité et la ténacité. L'apport de manganèse fait décroître la conductivité thermique de l'acier le contenant, ce qui peut être un atout ou une faiblesse en fonction de l'utilisation voulue. Il se combine au soufre.

Divers auteurs [5, 11], ont montré l'effet du phosphore sur la morphologie de la phase δ . Elle présente pour les faibles teneurs, des particules fines alignées, de formes irrégulières, comportant de nombreux défauts de structure. Pour les fortes teneurs en phosphore, elle se présente sous forme de lattes. L'effet bénéfique ne serait pas dû à cette morphologie mais plus à un problème de diffusion. Le phosphore ségrège aux joints de grains. Pour les fortes teneurs, la fragilisation est bien connue alors que pour les plus faibles teneurs, la présence de phosphore piège les autres éléments fragilisant, en particulier le niobium et le molybdène et conduit alors à un effet bénéfique.

II.2.3. Traitements thermiques

Pour modifier les caractéristiques mécaniques des aciers ou alliages soumis aux différentes contraintes citées précédemment, l'industrie métallurgique effectue des traitements thermiques sur les matériaux après fabrication.

Le traitement thermique d'une pièce consiste à lui faire subir des transformations de structure grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques: dureté, ductilité, limite d'élasticité, etc. Dans le cas des aciers faiblement alliés, il s'agit la plupart du temps d'effectuer un cycle de trempe suivi d'un ou plusieurs revenus [12-14].

Les éprouvettes cylindriques de traction et de résilience usinées ont subi un traitement d'austénisation à 850°C pendant 30 mn, dans un four au niveau de la BCR, suivi de :

- Trempe à l'huile.
- Trempe à l'huile suivie d'un revenu à 200°C pendant 1 h, puis refroidissement à l'air;
- Trempe à l'huile suivie d'un revenu à 300°C pendant 1 h, puis refroidissement à l'air;
- Trempe à l'huile suivie d'un revenu à 400°C pendant 1 h, puis refroidissement à l'air;
- Trempe à l'huile suivie d'un revenu à 500°C pendant 1 h, et refroidissement à l'air ;
- Trempe à l'huile suivie d'un revenu à 600°C pendant 1 h, puis refroidissement à l'air;

II.2.4. Analyse microstructurale

Le but de l'examen métallographique (microstructurale) des métaux est de définir leur structure en l'observant avec un microscope optique.

La préparation des éprouvettes destinées à l'étude microscopique est divisée en plusieurs étapes.

Après avoir prélevé l'échantillon de la pièce à étudier, on doit d'abord polir la surface à examiner. Ce polissage se fait successivement sur des papiers abrasifs de plus en plus fins (de 100 à 15 μm), puis avec des abrasifs (de 15 à 0,05 μm) en utilisant un lubrifiant liquide (eau). Ces abrasifs sont généralement des poudres d'alumine. En effet, pour pouvoir observer les détails microscopiques de la structure, il faut éliminer les rayures.

La microstructure de l'acier 42CD4 est observée après polissage mécanique, les surfaces ont été attaquées chimiquement, pendant 15s, avec une solution composée de 3

% d'acide nitrique et d'éthanol. Cette attaque permet de révéler la morphologie microstructurale de l'acier 42CD4.

II.3. Méthodes expérimentales

II.3.1. Essai de traction

II.3.1.1. Type d'éprouvette

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques lisses à têtes filetées, de diamètre ($\Phi = 10$ mm), de longueur utile $L_o = 50$ mm et de longueur calibrée $L_c = 60$ mm. Le plan de définition de ces éprouvettes est donné, **figure II.3**.

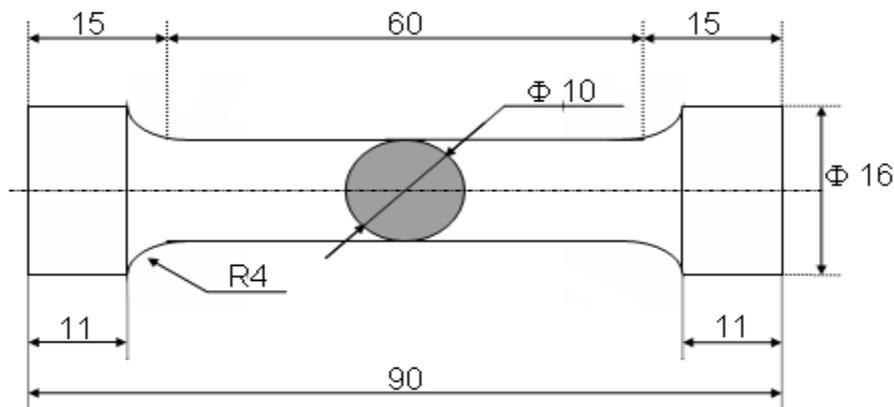


Figure II.3: éprouvette de traction

L'acier 42CD4 considéré dans cette étude nous a été fourni par la B.C.R, sous forme de barres rondes de diamètres 28 mm. Des éprouvettes de traction à section cylindrique ont été réalisées à partir de ces barres.

II.3.1.2. Description de l'essai

Les essais de traction ont été effectués sur une machine de traction, au niveau de l'unité de BCR, (KARL FRANK GMBH, de type 83431 Werk –Nr 10650). La machine de traction est composée de deux mors, l'un sur une traverse fixe, l'autre sur une traverse mobile, **figure II.4**. Entre les deux mors, l'éprouvette est fixée. Ensuite, deux systèmes de

mesure sont nécessaires, l'un pour mesurer l'effort appliqué, l'autre pour le dispositif d'enregistrement, pour établir des diagrammes «force – allongement ».

L'essai consiste à mettre une éprouvette sous un effort de traction croissant et continu jusqu'à atteindre le stade de la rupture en vue d'établir un diagramme (effort – allongement), puis de déterminer ensuite les caractéristiques mécaniques.

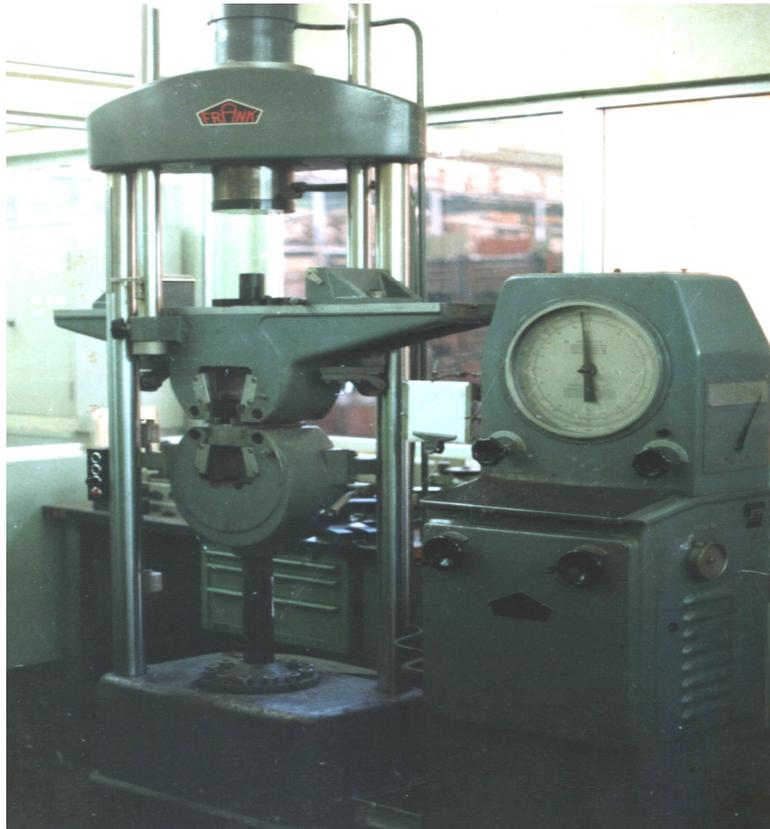


Figure II.4: machine de traction

II.3.2. Essai de dureté

La dureté est la faculté de résistance qu'offre un corps à sa pénétration par un autre corps. Selon la forme et la nature du pénétrateur, on distingue :

- L'essai BRINELL
- L'essai ROCKWELL
- L'essai VICKERS

Les mesures de dureté ont été effectuées sur une machine KARL FRANK GMBH. WEINHEIM-BIRKENAU au niveau de la B.C.R (**figure II.5**). Il s'agit de la dureté Rockwell (HRC). C'est l'essai de dureté le plus connu mondialement. Dans ce cas, la dureté, contrairement à Brinell et Vickers, est obtenue par lecture directe d'une longueur d'enfoncement d'un pénétrateur, bille acier ou cône diamant, **tableau II.4**. Une précharge (F_0) permet de faire une empreinte initiale et, par là, d'éliminer les incertitudes propres aux défauts de la surface.

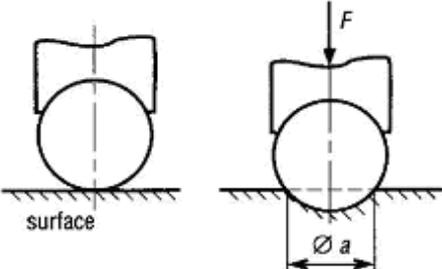
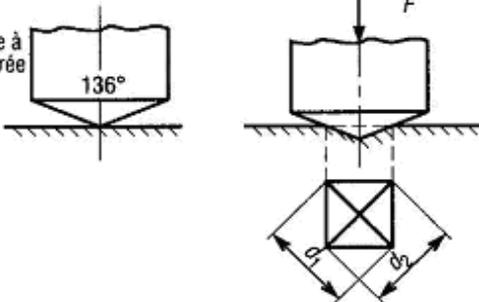
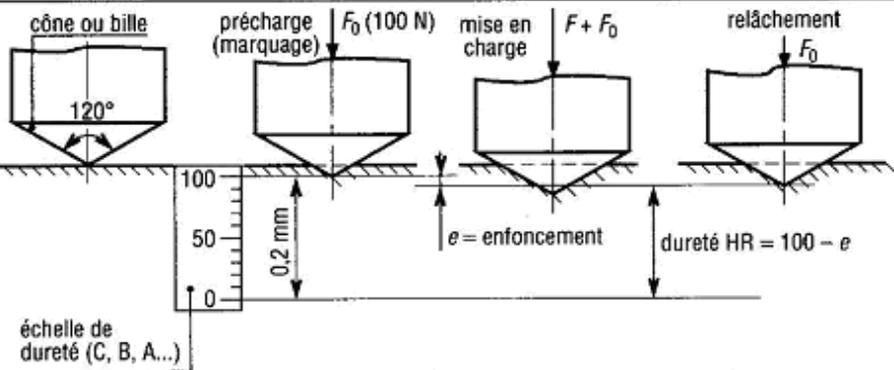
On parle d'essai ROCKWELL lorsque le pénétrateur est :

- une bille de diamètre 1/16 de pouce en acier très dur, sur laquelle on applique une charge de 600 N. on note : HRf ;
- une bille de diamètre 2/16 de pouce en acier très dur, sur laquelle on applique une charge de 1000 N. on note : HRb ;
- un cône en diamant d'angle égal à 120° et ayant une extrémité sphérique de rayon 0,2 mm, sur lequel on applique une charge de 1500 N. on notera : HRC.



Figure II.5: machine de l'essai de dureté Rockwell

Tableau II.4 : principaux essais de dureté

essai	symbole	principe et conduite de l'essai	
Brinell	HB	 <p>bille $\varnothing d$ surface $\varnothing a$</p>	$HB = \frac{0,102 \times 2F}{S}$ <p>avec</p> $S = \frac{\pi d}{2} (d - \sqrt{d^2 - a^2})$ <p>(F en N, a et d en mm)</p>
Vickers	HV	 <p>pyramide à base carrée 136° d_1 d_2</p>	$HV = 0,189 \frac{F}{d^2}$ <p>avec</p> $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$ <p>(F en N, d_1 et d_2 en mm)</p>
Rockwell	HR { HR _C HR _B ... }	 <p>cône ou bille 120° précharge (marquage) F_0 (100 N) mise en charge $F + F_0$ relâchement F_0 0,2 mm $e = \text{enfoncement}$ dureté HR = 100 - e échelle de dureté (C, B, A...)</p>	

II.3.3. Essai de résilience

L'essai de flexion par choc sur éprouvette entaillée Charpy a pour but de mesurer la résistance d'un matériau à la rupture brutale. Il est fréquemment appelé essai de résilience Charpy ou même essai Charpy. Il porte le nom de l'ingénieur français Georges Charpy (1865-1945) qui en fût l'un des principaux théoriciens et promoteurs. Il mit en particulier au point la machine qui permet de réaliser l'essai et qui est appelée Mouton Charpy.

Pendant longtemps, il y a eu en France deux normes distinctes pour "l'essai de résilience Charpy de l'acier" (NF A 03-56, novembre 1978) et "l'essai de flexion par choc de l'acier sur éprouvette bi-appuyée (entaille en V)" (NF A 03-161, juin 1978).

Depuis octobre 1990, il n'y a plus qu'une seule norme, valable dans toute l'Union Européenne, "matériaux métalliques – Essai de flexion par choc sur éprouvettes Charpy" (NF EN 10045-1, indice de classement A 03-011). À l'occasion de la procédure de révision périodique. Cette norme a été confirmée récemment. Son texte est à la base de la norme internationale ISO 148-1, [15].

II.3.3.1. Principe de l'essai

Le but de l'essai de résilience Charpy est de mesurer la résistance d'un métal sous une sollicitation dynamique. L'essai consiste à rompre l'éprouvette sous l'effet de choc du marteau du mouton – pendule. Cette éprouvette entaillée en son milieu repose sur deux appuis. La mesure obtenue est une énergie qui correspond à la différence entre les énergies initiales et finales du pendule. L'énergie nécessaire à la déformation et à la rupture de l'éprouvette est obtenue après correction des pertes liées au frottement en faisant des essais à vides. Le principe de cet essai est illustré sur la **figure II.6**, montrant ainsi le mécanisme d'élévation de la vitesse.

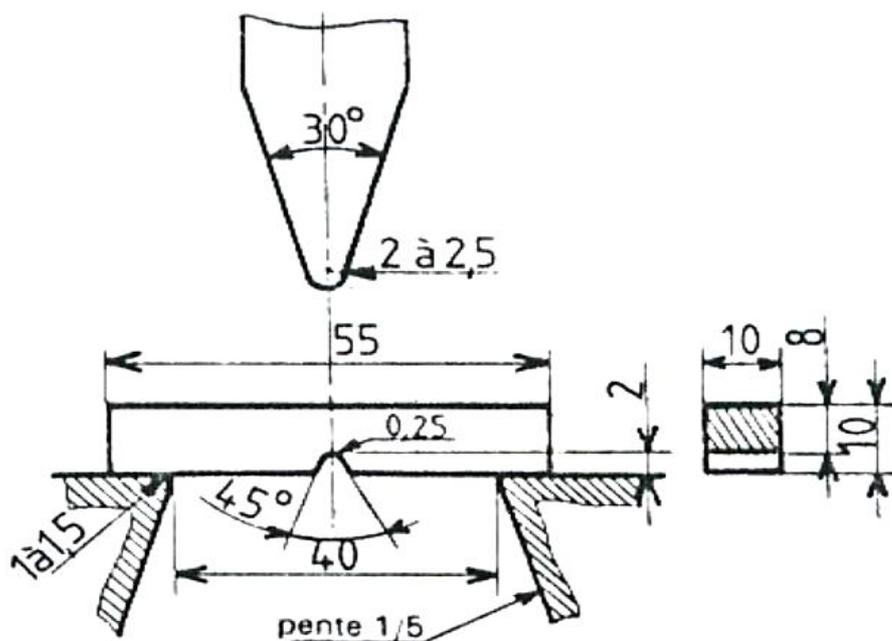


Figure II.6: dispositif support d'un barreau d'essai

II.3.3.2. Description de la machine d'essai

Le mouton - pendule est constitué d'un socle fixé dans le sol comme le montre la **figure II.7**.

Dans sa partie supérieure, un bras articulé, terminé par un marteau sur lequel peut-être fixé des poids.

Le bras et son marteau peuvent être levés à la hauteur de travail grâce à un mécanisme d'élévation. Pour que le marteau puisse tomber, il faut déclencher avec les deux mains, la sécurité qui se trouve sur le bras.

Le couteau fixé sur le marteau vient frapper l'éprouvette placée horizontalement dans le plan de symétrie de l'entaille et sur la partie inférieure du socle, ensuite arrête le couteau à l'aide du frein.

Un cadran de lecture indique la valeur de l'énergie de départ relative à la hauteur du marteau et à son poids, puis après rupture l'énergie dépensée.

Le cadran est gradué en [Kpm], ($1 \text{ Kpm} \approx 10 \text{ J}$), il est directement gradué en énergie absorbée.

II.3.3.3. Eprouvtes d'essai

Les facteurs les plus importants peuvent être la dimension et la forme de l'entaille (géométrie et forme de l'entaille).

On distingue les éprouvettes ISO avec entailles en U et en V avec des dimensions et des tolérances d'usinage permises pour l'essai Charpy, **figure II.8**.

Dans le cas de notre travail, les éprouvettes que nous avons utilisées répondent à la norme de ISO avec une entaille en V. les éprouvettes ont été réalisées à partir d'un barre cylindrique de $\varnothing 20 \text{ mm}$, de l'acier 42CD4.

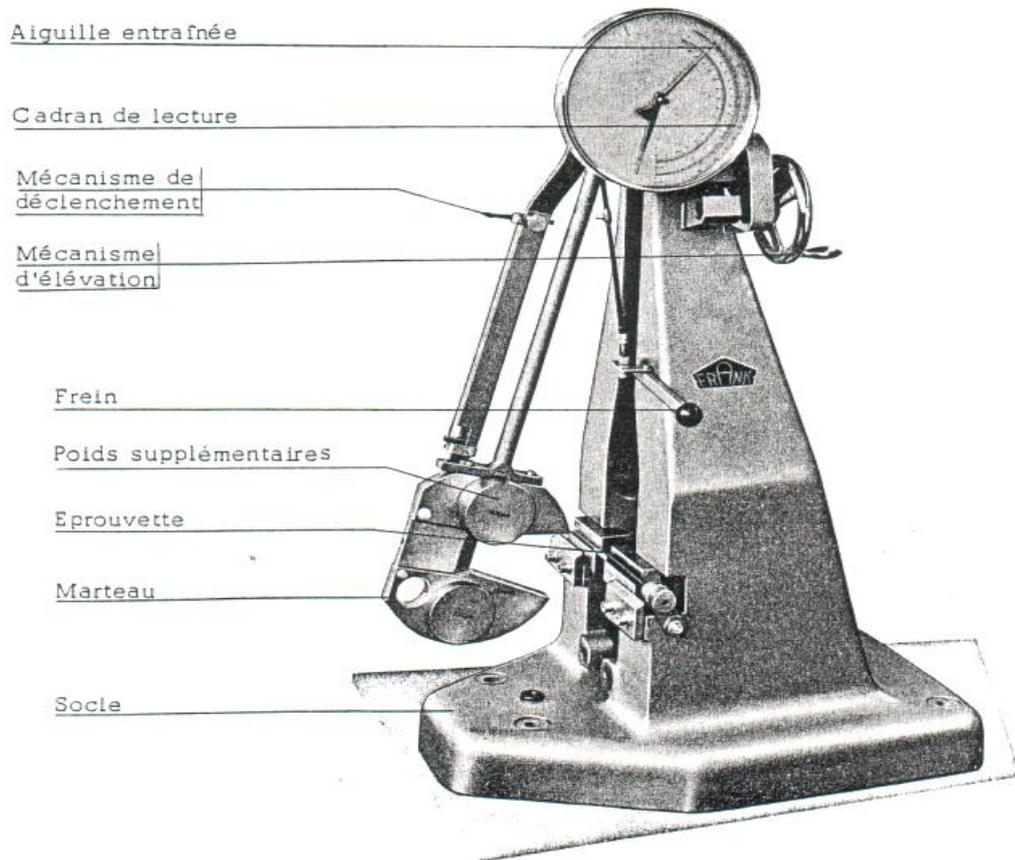
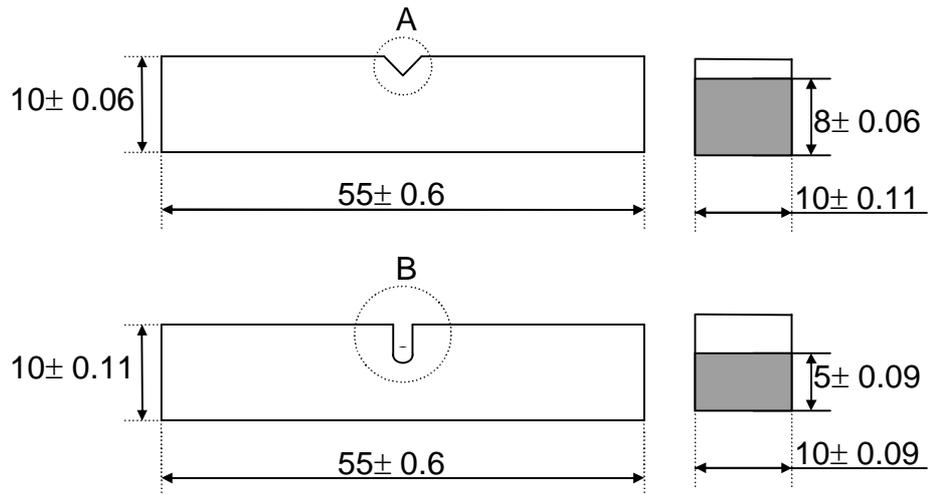
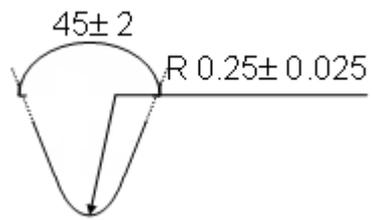


Figure II.7 : essai de Charpy



Détail A



Détail B

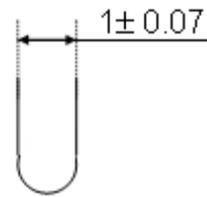


Figure II.8: éprouvettes de résilience

II.4. Analyse statistique du comportement mécanique

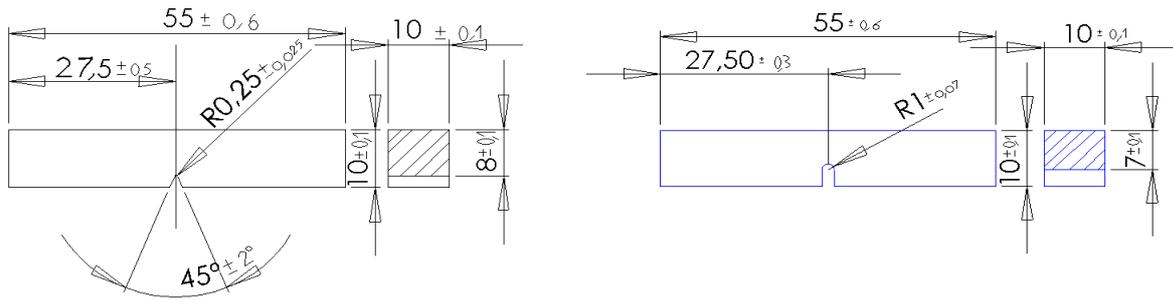
La connaissance des caractéristiques mécaniques permet de mieux choisir l'utilisation des matériaux dans les divers domaines d'application. L'essai de résilience est utilisé pour caractériser la capacité d'un matériau au choc. Le travail développé repose essentiellement sur l'application d'outils statistiques à des valeurs de résilience en fonction des traitements thermiques, de la géométrie de l'entaille et de la vitesse du marteau de l'essai de résilience. A partir de ces paramètres influents sur la mesure de la résilience, nous avons modélisé cet essai pratiqué sur l'acier faiblement allié 42CD4, au moyen d'une méthode dite des plans d'expériences. Cette méthode de planification des expériences est une méthode multifactorielle, utilisée pour l'analyse et le traitement des données dans le domaine technologique [16-18]. Elle permet de donner une meilleure optimisation de ces essais, d'obtenir des données expérimentales pouvant conduire à des modèles de calcul pour mieux caractériser le matériau étudié.

II.4.1. Analyse expérimentale

II.4.1.1. Influence des paramètres

a) Effet de la triaxialité des contraintes

La variation de la triaxialité des contraintes provient d'une modification de la profondeur de l'entaille ou de la forme (géométrie) de l'éprouvette d'essais. Dans cette étude, les éprouvettes ont été découpées à partir d'une barre cylindrique de 20 mm de diamètre, d'un acier faiblement allié 42CD4. Les formes et les dimensions des éprouvettes sont données conformément aux normes AFNOR A03-156, [19]. Les entailles des éprouvettes ont été réalisées au moyen d'une fraiseuse à scie manuelle. L'effet de l'entaille sur la résilience est étudié en considérant deux types d'éprouvettes, **figure II.9**: une éprouvette à entaille en V (ISO-V) et une éprouvette à entaille en U (DVM).



$$\frac{a}{\rho} = \frac{2}{0,25} = 8 \text{ (Sans unité)}$$

$$\frac{a}{\rho} = \frac{3}{1} = 3 \text{ (Sans unité)}$$

Figure II.9 : éprouvettes de résilience utilisées

b) Effet de la microstructure

La microstructure d'un matériau dépend de sa composition chimique et des traitements thermiques qu'ils lui sont conférés. Les traitements thermiques de revenus mettent en jeu des processus physiques et physico-chimiques, qui présentent chacun leur cinétique particulière et qui par suite se manifestent dans un domaine de température donné. La présence d'éléments alphas et carburigènes de l'acier faiblement allié 42CD4 tels que Chrome (Cr : 1,07%), Molybdène (Mo : 0,182%), Manganèse (Mn : 0,766%), modifient notablement les structures obtenues après les différents traitements thermiques [20, 21].

Les éprouvettes de résilience (U-V), ont subi un traitement d'austénitisation de 30 min à 850°C, suivi d'une trempe à l'huile. L'évolution des états microstructuraux obtenus lors des traitements du revenu de l'acier étudié a été analysée dans ce travail. Les domaines des températures considérées sont 200°C, 400°C et 600°C, **figure II.10**.

c) Effet de la vitesse de sollicitation

Une augmentation de la vitesse de sollicitation de l'éprouvette, conduit à un décalage de la courbe de résilience vers les températures supérieures et également vers une augmentation du niveau d'énergie du plateau ductile [22]. Les éprouvettes d'essais sont soumises à différentes vitesses de sollicitation:

- Vitesse minimale : $V_{\min} = 4,01\text{m/s}$
- Vitesse moyenne : $V_{\text{moy}} = 4,91\text{m/s}$
- Vitesse maximale: $V_{\max} = 5,53\text{m/s}$

II.4.2. Principe de l'essai

Les éprouvettes (U et V) ont subi des essais de résilience après traitements thermiques de revenu. Ces essais ont été réalisés sur une machine de type Charpy (**figure II.7**). Ils correspondent en fait à la norme AFNOR, connu sous l'appellation des essais de résilience ou de résistance aux chocs.

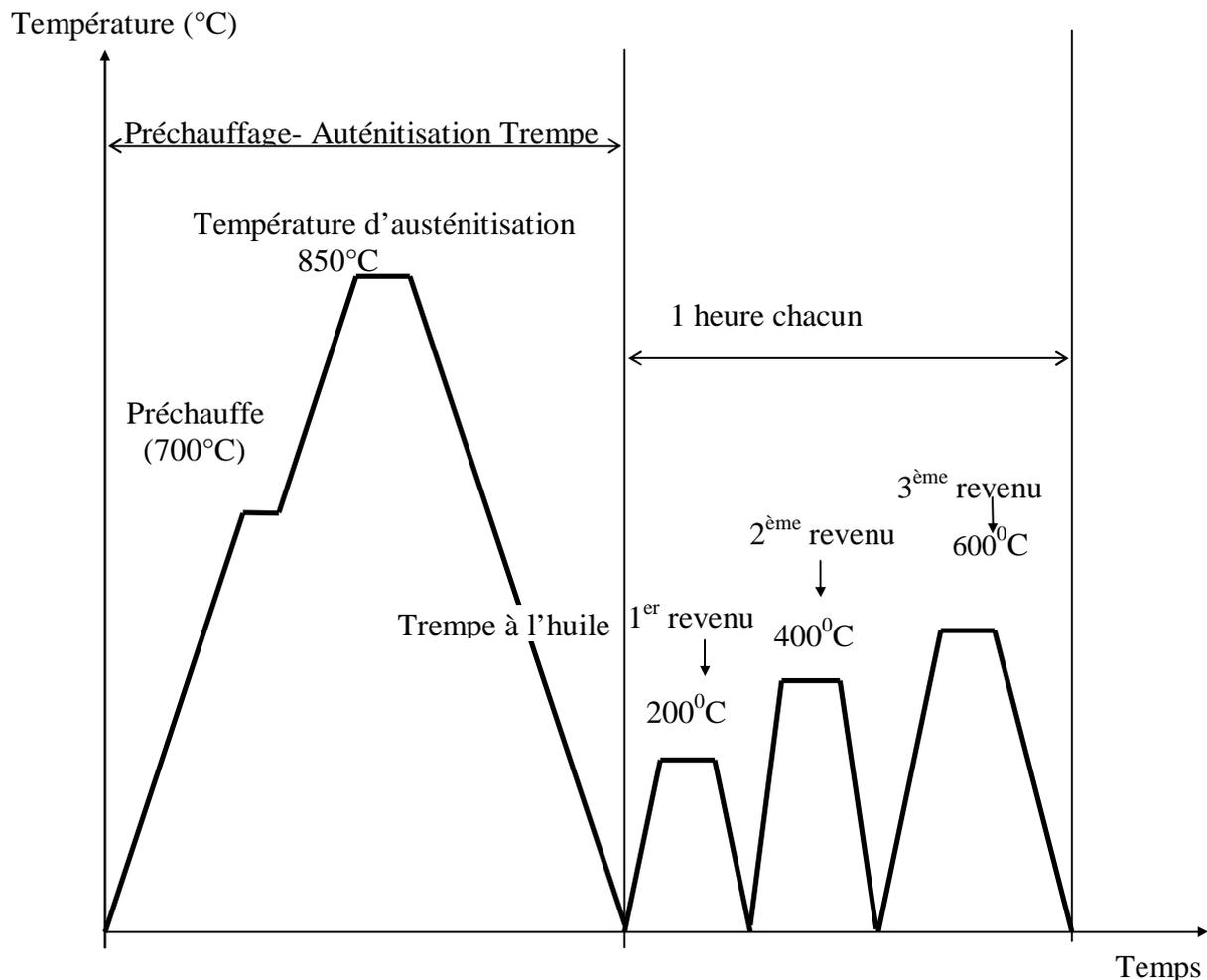


Figure II.10 : schéma des traitements thermiques appliqués à l'acier étudié

Bibliographie

- [1] J. Barralis, G. Maeder, Précis de métallurgie: Elaboration, structures-propriétés et normalisation, Nathan, Avril 1990.
- [2] F. Alexandre, Aspects probabilistes et microstructuraux de L'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage INCO 718, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 12 Mars 2004.
- [3] F. Chrisien, Fragilité intergranulaire de l'acier 17-4 PH en cours de vieillissement, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes, 28 novembre 2001.
- [4] M. Gauvent, Optimisation de la durée de vie d'un outil de coupe pour l'industrie du bois. Analyse et compréhension des modes d'usure. Mise au point de solutions innovantes avec tests industriels, Thèse de Doctorat, Université Henri Poincaré – Nancy I, 15 Février 2006.
- [5] Q. Auzoux, Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austénitiques- Influence de l'écrouissage sur L'endommagement intergranulaire, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 23 Janvier 2004.
- [6] J. Massol, Etude des assemblages boulonnés à chargement faiblement excentré soumis à des sollicitations de fatigue, Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, 30 mars 1992.
- [7] BRAND A. - BESSET B, La rupture différée et la tenue en fatigue d'assemblages avec boulonnerie en aciers au Bore et pour traitements thermiques de classe 8-8 et 12-9, CETIM - Etude n° 102230 - Rapport final - Juin 1988.
- [8] Norme européenne, norme française des éléments de fixation, caractéristiques mécaniques des éléments de fixation, NF EN 20898-1 et NF EN 20898-2 ; AFNOR Décembre 1991.

- [9] C. Pagés, Comportement de revêtements céramiques sur outil en tournage a sec de finition, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 14 novembre 2003.
- [10] Documentation technique de la BCR, Bibliothèque de la BCR Oued-Rhiou.
- [11] T. Ogura, Temper embrittlement diagram of NiCr steel doped with phosphorus, Metallurgical and materials transactions A. 12 (1982) 2205-2207.
- [12] S. DENIS, J. C. Chevrier and G. Beek, Etude des contraintes résiduelles introduites par la trempe dans des cylindres en TA6ZrD (685), Journal of the Less Common Metals, vol. 69 (1980) pp. 265-276.
- [13] D. NOBILI and P. Guyot, Influence du revenu et de la dimension de grain sur les propriétés mécaniques du S.A.P, Journal of Nuclear Materials, vol. 12 (1964) pp.
- [14] A. SADOK and Z. Semari, Influence des traitements de revenu sur les caractéristiques mécaniques d'un acier rapide, Annales de Chimie Science des Matériaux, vol. 26 (2001) pp. 13-20.
- [15] O. C.A. Bisanti, Titanic : Une autopsie métallurgique, Sciences Industrielles, 16 octobre 2001.
- [16] Nalimov V.V., Tschernova N.A., Statistical methods of extreme planing of the experiments, Naouka, Moscow, 1965.
- [17] Scheffler E., Introduction on the statistical experiments planning, German publishing house for raw material inndustry, Leipzig, 1986.
- [18] Vivier S., Strategy of optimisation with methods of experimental designs and application to electronic devices modelled by finite elements, Ph. D thesis, Ecole centrale de Lille, France 2002.
- [19] François D., « Essais mécaniques des métaux. M120, traité matériaux métalliques », Technique de l'ingénieur, octobre 1996.

- [20] D. Chaouch, A. Sadok, Caractérisation mécanique de l'acier faiblement allié 42CrMo4, *Anales de chimie-Science des Matériaux*, Vol 35/5 – 2010 – pp. 303-309.
- [21] A. Abdollah-Zadeh, A. Salemi, H. Assadi, Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite–bainite –martensite microstructure, *Materials Science and Engineering A* 483–484 (2008) 325–328.
- [22] Tanguy B., Besson J., Pineau A., Modélisation de l'essai charpy : application à la transition ductile -fragile d'un acier bainitique 16 MND 5, Centre des matériaux, Ecole des Mines de Paris, 2004.

Chapitre III

Résultats et discussions

III.1. Introduction

La recherche d'une meilleure optimisation de la relation microstructure - propriétés mécaniques, conduit à une analyse de l'ensemble des propriétés caractéristiques, obtenues à partir des essais de traction, de dureté et de résilience en fonction traitements thermiques de revenu. L'influence des principaux éléments d'addition contenus dans les compositions chimiques de ces aciers est très discutée dans ce travail.

Nous exprimerons la variation de la limite d'élasticité (R_e), de l'allongement (A%), de la charge maximale atteinte en traction (R_m), de la dureté (HV) et de la résilience (KV et (KCV) en fonction des revenus 200, 400 et 600°C. La recherche de ces propriétés est liée surtout à l'utilisation pratique de ce matériau à la fabrication des écrous à l'unité BCR.

Dans ce chapitre, seront analysés les différents aspects capables de prédire, le comportement en service.

III.2. Caractéristiques mécaniques à l'état trempé

Le **tableau III.1** donne les caractéristiques mécaniques à l'état trempé de l'acier étudié, comparées à celles d'un acier à haute résistance [1].

Tableau III.1 : caractéristiques mécaniques des aciers faiblement alliés à l'état trempé

Nuances	HV	A%	Z (%)	R_e (MPa)	R_m (MPa)	KV (Joule)
42CD4	630	0,3	2	1500	1782	8
41C4	300	-----	15	962	1110	
45SCD6	800	6	-----	1900	2100	2

A l'état trempé, les aciers présentent un niveau de résistance élevé, caractéristique de la présence de la structure martensitique. Dans le cas de l'acier 42CD4 et des autres aciers de la même famille, les valeurs du **tableau III.1** précisent le niveau de résistance atteint. Plusieurs mécanismes interviennent simultanément et contribuent séparément au durcissement de l'acier. Le plus important de ces mécanismes est l'effet du carbone et des autres éléments qui constituent la composition chimique de l'acier étudié.

III.2.1. Effet de la teneur en carbone

Le carbone est l'élément qui présente l'effet le plus marquant sur la dureté de la martensite. Il apporte la capacité de durcissement en participant à la précipitation de carbure de fer, Fe_3C ou M_3C (M étant un élément d'alliage Cr, Mn, Mo,.....).

La **figure III.1** présente la variation de la dureté de la martensite des aciers au carbone en fonction de leur teneur [2]. La dureté augmente ici rapidement, d'une manière linéaire, pour les premières teneurs en carbone, puis plus lentement à partir de 0,7%. Le ralentissement de l'effet du durcissement du carbone pour les teneurs supérieures à 0,7% est dû à la présence d'une quantité croissante d'austénite résiduelle. Cette phase peut être sous la forme d'une couche très mince et continue entre les lattes de martensite. En outre, il existe une tendance de diminution de la dureté pour les teneurs élevées en carbone. La présence d'éléments alliant favorise la rétention de l'austénite.

Les valeurs de dureté observées dans ce travail (**tableau III.1**) à savoir 630 HV pour l'acier 42CD4 et 800 HV pour l'acier 45SCD6. La dureté est plus élevée pour l'acier 45SCD6, est dû à sa teneur plus forte en carbone par rapport à l'acier étudié.

L'élévation de la concentration de carbone se traduit donc par la diminution des températures de début et fin de transformation martensitique (M_s et M_f). En conséquence, la transformation de l'austénite en martensite est de moins en moins complète, la proportion de martensite diminue au bénéfice de l'austénite résiduelle.

L'austénite résiduelle est constituée de dureté faible (150 HV), elle est très défavorable à la dureté mais une bonne résistance à la fatigue en flexion [3]. Mais il faut tenir compte, de la décomposition de l'austénite résiduelle, soit au cours du revenu, soit pendant le refroidissement consécutif à ce traitement.

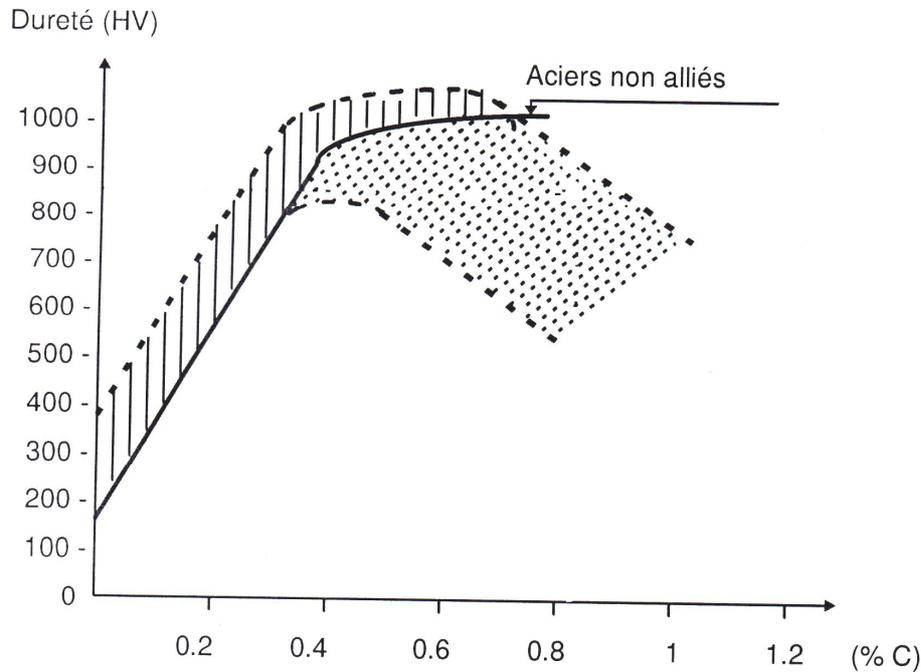


Figure III.1 : effet des éléments d'alliage sur la dureté des aciers alliés [1]

III.2.2. Influence des éléments d'alliages

Le rôle des éléments métalliques présents dans les aciers alliés est de ralentir les mécanismes de décomposition de l'austénite et de favoriser la transformation martensitique au détriment des transformations perlitiques ou bainitiques.

Les recherches effectuées [1-5] font que le molybdène est maintenant le plus employé dans les aciers à haute résistance, en vue de maintenir une bonne résistance aux chocs aux températures élevées. Le succès des additions de molybdène est dû à plusieurs causes. L'une d'entre elles est l'élimination pratique de toutes les tendances à la fragilité de revenu vers (450 - 500°C), après trempe, dans les aciers au chrome-nickel et dans d'autres aciers spéciaux. Le second effet est l'amélioration de la trempabilité bainitique. C'est le cas de l'acier 42CD4 comparable à celle de l'acier 41C4. La résistance à la traction et la dureté de l'acier 42CD4 ont été 10% supérieures à celle de l'acier 41C4. Elle est due à

l'effet bénéfique de molybdène, ce qui améliore la trempabilité de l'acier et la diminution des grains de l'austénite [4, 5].

Selon la composition chimique de l'acier 41C4 (0,017 % de P ; 0,11% de Mo), l'effet du phosphore favorise le grossissement des grains et conduit à une augmentation de la fragilité de revenu.

La **figure III.2** montre la taille des grains d'austénite de deux aciers alliés 41C4 et 42CD4.

III.2.3. Morphologie de la martensite formée par trempe de l'acier 42CD4

Les transformations de phases des aciers sont gouvernées par la possibilité de diffusion de carbone. Toutes les variations de la concentration moyenne en carbone modifient donc les transformations de phase. Le carbone stabilisant l'austénite, plus la teneur en carbone est forte, plus la ferrite a besoin de temps pour se former. Dans ce cas, les diagrammes TTT et TRC sont décalés vers les temps longs. Les autres éléments de l'alliage (molybdène, chrome..) jouent un rôle similaire, puisque leur solubilité est différente entre les deux phases. Des relations empiriques linéaires ont été établies définissant les températures de début et fin de transformation en fonction de la teneur en carbone et en éléments d'alliage. Par exemple, les formules d'Andrews [6] donnent les températures de début (A_{c1}) et de fin (A_{c3}) de l'austénitisation et la température de début de transformation martensitique (M_s) pour les aciers faiblement alliés contenant moins de 0,6% de carbone.

La **figure III.3** montre les caractéristiques microstructurales de l'acier 42CD4, à l'état trempé (austénitisation de 30 mn à 850°C, suivi d'une trempe à l'huile), telle qu'elle se manifeste en microscope optique. Cette figure n'indique pas vraiment la morphologie de cet acier. Toutefois, il existe des facteurs qui sont susceptibles de conditionner l'apparition de l'une ou l'autre de ces morphologies microstructurales.

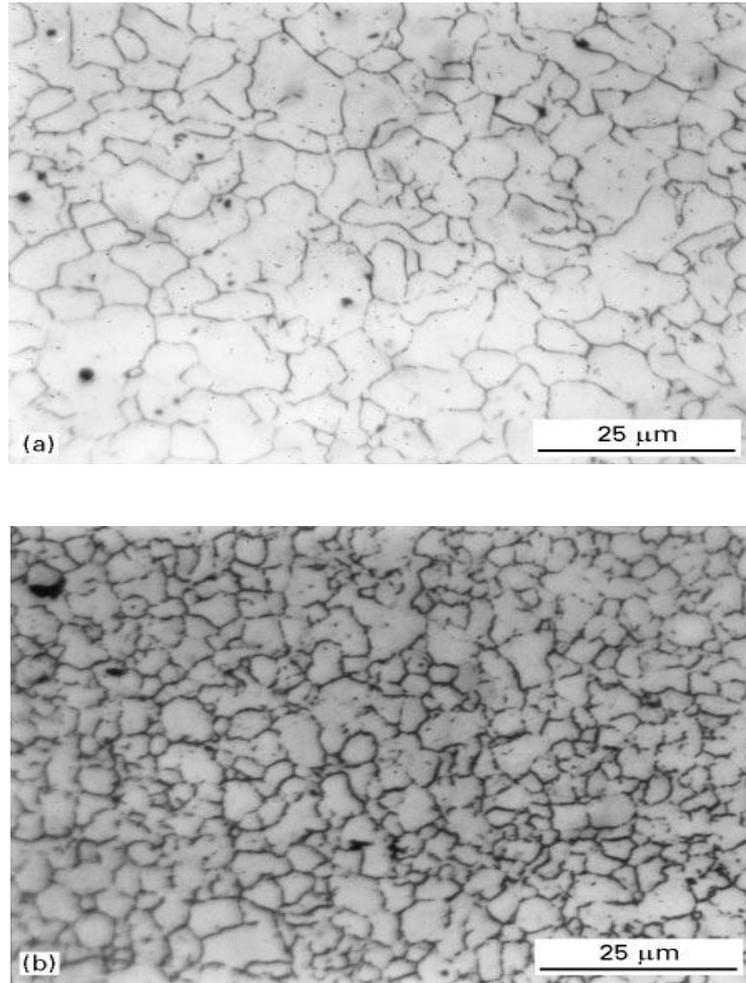


Figure III.2 : austénite à l'état trempé : a) acier 41C4, b) acier 42CD4 [5]



Figure III.3 : acier 42CD4 à l'état trempé

III.2. 3.1. Composition chimique

Divers auteurs [7-9] ont établi un lien entre les teneurs des éléments d'alliages et la morphologie de la martensite de l'acier. L'augmentation de la teneur en élément alliant entraîne le passage d'une morphologie en lattes à une morphologie en plaquettes. Le **tableau II.2** illustre cette situation.

Tableau II.2 : morphologie de la martensite formée par trempe pour les différents aciers

Type d'aciers	Domaine de composition	Températures Ms	Morphologie de la martensite
Fe-C	C < 0,3	> 350°C	Martensite en lattes
	C > 0,3	250°C	Martensite en plaquettes
Fe-5Ni-0,25C		315°C	Martensite en lattes
Fe-3Mn-0,25C		315°C	Martensite en lattes
Fe-5Cr			Martensite en lattes
Fe-7Mn-0,25C		190°C	Martensite en plaquettes

III.2.3.2. Apparition de la martensite Ms

Des nombreux auteurs [1, 10] indiquent que la martensite en lattes est généralement rencontrée dans le cas d'alliages ayant des points Ms élevés. En revanche, la martensite en plaquettes est observée pour des alliages ayant des températures Ms relativement basses.

Le diagramme TTT de l'acier 42CD4 donne les températures de début et fin de transformation austénitique ($Ac_1 = 700^\circ\text{C}$, $Ac_3 = 800^\circ\text{C}$) et la température de début de transformation martensitique est élevée ($Ms = 320^\circ\text{C}$). Il en résulte que la microstructure

de l'acier 42CrMo4 à l'état trempé est essentiellement une martensite en latte. La morphologie de l'acier 42CD4 à l'état trempé selon le travail de H. Behnken et V. Hauk [11] indique des aiguilles de martensite ayant une forme en lattes noyée dans une matrice bainitique, **figure III.4**. Ce type d'observation a été confirmé par M.Gogic, L. Kosec, et P. Matkovic [5].

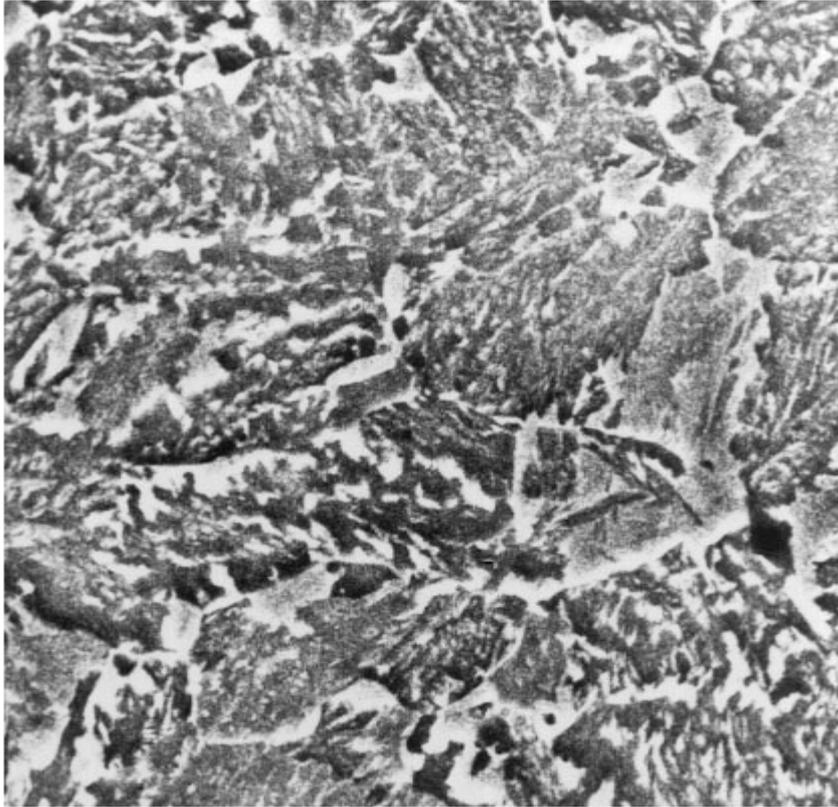


Figure III.4 : micrographie en MEB montrant la microstructure de l'acier 42CD4 [5]

III.2.4. Macrographie de la rupture de l'acier 42CD4 à l'état trempé

Les **figures III.5** et **III.6** présentent les faciès de rupture de l'acier 42CD4 pris par des photos sur des éprouvettes rompues après les essais de traction et de résilience à l'état trempé.

A l'état trempé, la **figure III.5**, montre une rupture entièrement plate. La cassure présente un aspect brillant avec pratiquement l'absence de déformation plastique. La section demeure inchangée. On a constaté que la concentration des contraintes dans les

congés était tellement élevée et que ces éprouvettes ont cassé avant même que le matériau avait atteint son état réel de résistance.

L'état trempé est supposé être le plus résistant de tous les états de traitements thermiques étudiés. Ce haut niveau de résistance est principalement dû à la transformation martensitique.



Figure III.5 : macrographie de rupture d'éprouvettes de traction, état trempé

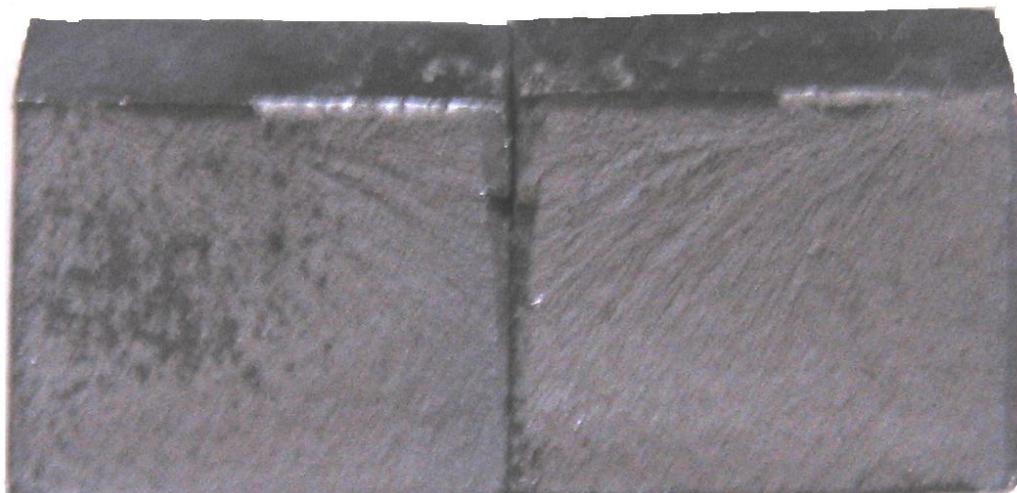


Figure III.6 : macrographie de rupture d'éprouvettes de résilience, état trempé

III.3. Caractéristiques mécaniques à l'état de revenu

Les caractéristiques mécaniques obtenues sur cet acier en fonction des traitements de revenu sont rassemblées dans le **tableau III.3**. Dans ce tableau, sont reportées les valeurs de la limite d'élasticité (Re), de la charge maximale à la rupture (Rr), de l'allongement à rupture (A%) déduites de l'essai de traction, de la dureté Rockwell (HRC) ainsi que l'énergie de rupture par choc (KV), obtenue par résilience.

Tableau III.3 : caractéristiques mécaniques en fonction des traitements thermiques des revenus

Etat	Re (MPa)	Rr (MPa)	A (%)	Z (%)	KV (Joule)	HRC
Trempe à huile	1500	1782	0,3	2	8,58	56
200°C	1488	1719	8	51	28,13	49,5
300°C	1370	1616	9,4	24,3	22,17	45
400°C	1140	1240	16	53	33,37	35
500°C	903	1044	19,6	32,7	61,73	32
600°C	871	1000	21	59	107,25	29

La variation de la dureté HRC en fonction de la température de revenu est représentée sur la **figure III.7**. Les données relatives à l'état trempé sont introduites à titre de comparaison. On constate sur cette figure, une décroissance des valeurs de la dureté à mesure que la température des revenus augmente.

A l'état trempé, l'acier 42CD4 est biphasé [11]. Il est constitué en grande partie de bainite contenant une quantité de martensite en latte. Le rejet de carbone de ces deux phases constitue le principal facteur contrôlant toutes les transformations microstructurales de l'acier étudié. Une faible variation de la dureté à basse température entre l'état trempé (56 HRC) et le revenu à 200°C (49,5 HRC) est constatée. Les valeurs relatives à la limite d'élasticité et la résistance à la traction varient dans le même sens, **tableau III.3**. Dans ce domaine de températures, les atomes de carbone sont susceptibles de migrer compte tenu de leur haute mobilité, ont tendance à se déplacer vers des sites préférentiels, tels que les champs de déformation existant au voisinage immédiat des

dislocations présentes au sein des lattes de martensite [12, 13]. Ces dislocations constituent pour les atomes de carbone des sites d'énergie plus faibles que ceux du réseau cristallin. Cette migration des atomes de carbone vers ces sites constituerait le premier stade du revenu. La diminution des valeurs de dureté HRC se poursuit aux températures comprises entre (200 – 600°C), d'une manière importante, traduit vraisemblablement le début de la globulisation des précipités des carbures de type Fe_2C , puis dans une moindre mesure la diminution de la densité des dislocations présentes au sein des lattes de martensite et par suite leur arrangement en parois, ce qui en principe devraient se manifester à des températures de l'ordre de 600°C et au-delà, [14, 15].

La variation de la limite d'élasticité et de la résistance à la rupture en fonction de la température des revenus est représentée sur la **figure III.8**. On note que le traitement de la trempe et de revenu à 200°C se situent à un niveau supérieur, ce qui laisse supposer que la structure n'a pas beaucoup évolué au cours du revenu à 200°C. Les valeurs élevées de (R_e et R_r), à ces températures, pourraient provenir du taux d'écroûissage élevé, induit lors de l'usinage et de la préparation des éprouvettes. La formation des précipités susceptibles de développer des caractéristiques mécaniques élevées ne s'est pas encore constituée à cette température. Les caractéristiques conventionnelles de résistance à la traction et de la limite d'élasticité tentent de se stabiliser entre 200°C et 300°C, puis une sensible diminution est observée jusqu'aux températures (500°C - 600°C), montrant ainsi un comportement d'adoucissement dans le cas de cet acier. Au delà de la température de revenu 500°C, ces courbes amorcent une nette diminution qui se traduit par une sensible augmentation de la ductilité du matériau. Cette plasticité serait conditionnée par la formation d'une précipitation différente de celle qui s'est formée à des températures inférieures [16, 17]. Des interprétations ont été données par certains auteurs [18, 19], montrant que l'augmentation de cette résistance serait la conséquence d'une précipitation fine au sein de l'austénite résiduelle, ce qui conduirait à une plus grande stabilité de cette phase. Cette augmentation pourrait être également due à un réarrangement des dislocations dans la ferrite. Ces interprétations ne peuvent être retenues entièrement dans

le cas de l'acier étudié, puisque celui-ci ne contient vraisemblablement que très peu d'austénite résiduelle. On peut également penser que le début du rejet du carbone du réseau de la martensite sursaturée en carbone puisse conduire à une précipitation très fine de carbures donnant lieu à un effet de durcissement structural. En outre, il a été suggéré que l'évolution de ces deux propriétés pourrait être attribuée à la précipitation des carbures alliés en particulier Mo_2C , [5]. En raison de leur stabilité et fine distribution, ces précipités influent sur la résistance de la structure morphologique de revenu.

L'énergie de rupture par choc ou résilience a été mesurée sur des éprouvettes à entaille en V. On observe une grande dispersion des résultats concernant l'énergie de rupture de l'acier 42 CD 4. Nous considérons que les différences enregistrées sont dues d'abord à la nature du matériau, aux conditions de traitements thermiques, à la présence d'entailles qui favoriseraient le taux de traxialité des contraintes et à la vitesse d'impact du mouton pendule.

A l'état trempé, l'énergie de rupture par choc est faible (8,58 Joules). Le traitement de revenu à 200°C enregistre une augmentation sensible de cette énergie (28,13 Joules). Au-delà de cette température, cette valeur décroît et présente ensuite un minimum relatif pour la température de revenu de 300°C (22,17 Joules) avant de croître à nouveau pour atteindre 107,25 Joules pour une température de revenu à 600°C. Ce comportement témoigne d'un phénomène de fragilisation par revenu, bien que l'aspect général des cassures des éprouvettes ne le confirme pas assez nettement (**figure III.9**).

De nombreux auteurs [16, 17, 20, 21], ont établi un lien entre la fragilité par revenu et une ségrégation aux joints de grains de l'austénite par des éléments tels que le phosphore et le soufre. L'existence d'une fragilité de revenu à 300°C de l'acier étudié peut être attribuée à la composition chimique. La teneur entre Mn et Si ($\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 0,96\%$) est supérieure aux teneurs minimales, ($\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 0,73 - 1,04$), [22, 23]. Des quantités importantes de Mn et Si (0,96%) peuvent renforcer la ségrégation d'impuretés à des joints de grain. En outre, une faible teneur de Mo (0,185%) dans cet acier permet d'augmenter la sensibilité à la fragilité de revenu. L'interaction avec les impuretés liées au Mo peut renforcer les précipitations au niveau des joints de grain et conduit à l'apparition de ce phénomène. En raison des fortes dispersions des résultats, l'effet d'entaille ayant une

influence directe sur les valeurs des essais de résilience a été mis en évidence. Pour cela, nous avons utilisé une méthode de planification des expériences dite méthode des plans d'expériences pour tenter de résoudre ce problème.

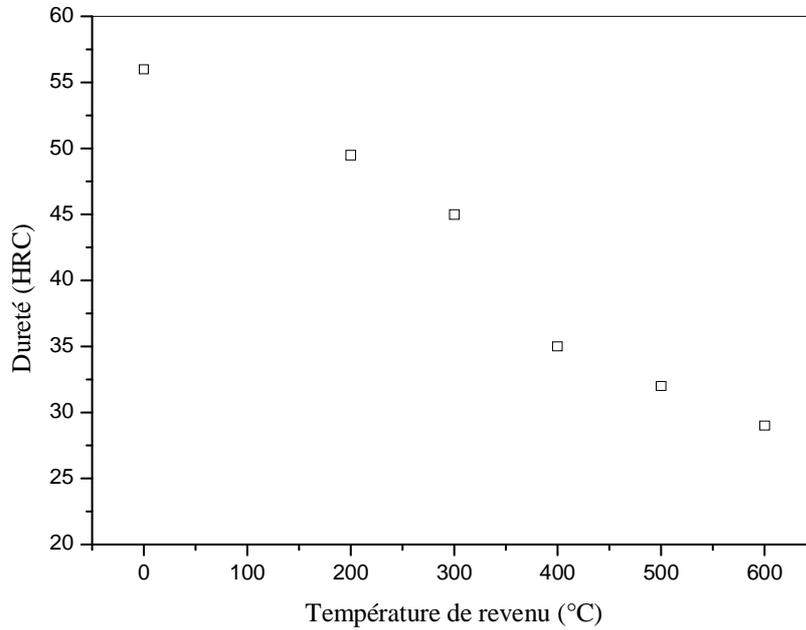


Figure III.7 : variation de la dureté HRC en fonction de la température de revenu

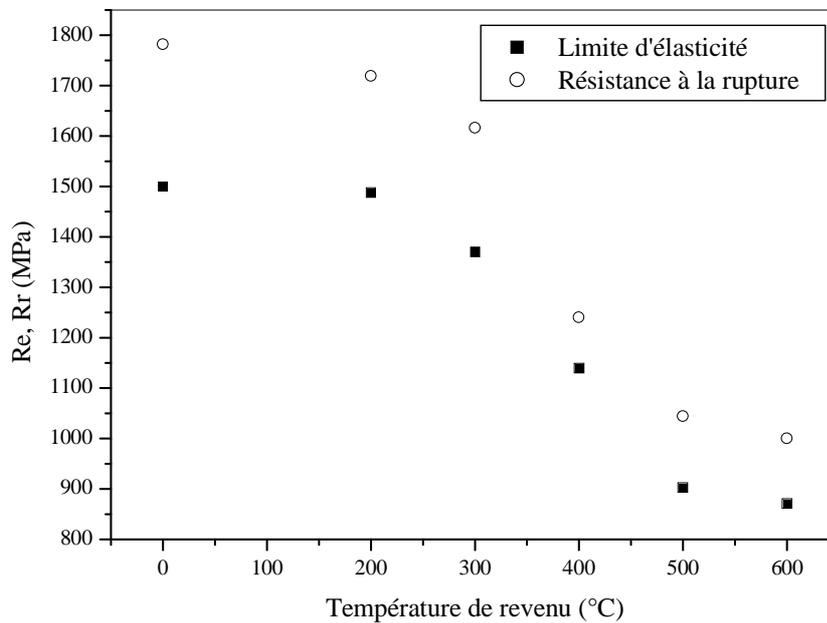


Figure III.8 : variation de la résistance à la rupture et la limite d'élasticité en fonction de la température de revenu

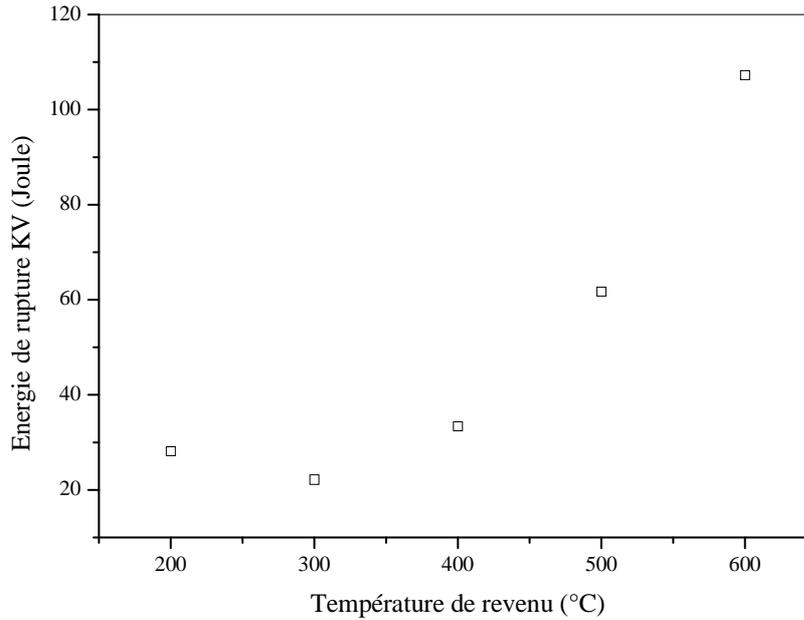


Figure III.9 : variation de l'énergie de rupture KV en fonction de la température de revenu

III.3.1. Choix du plan d'expériences

Divers auteurs [24, 25], ont révélé l'intérêt des différentes méthodes expérimentales conduisant à l'interprétation scientifique des résultats obtenus par l'expérience. L'approche que nous préconisons dans cette étude est la recherche de la précision des mesures de résilience réalisée sur l'acier 42 CD 4, sous l'influence de trois paramètres :

- La triaxialité des contraintes (X_1), varie sur deux niveaux : [3 ; 8].
- La microstructure du matériau (X_2), varie sur trois niveaux : [200; 400 ; 600°C].
- La vitesse de sollicitation (X_3), varie sur trois niveaux : [4,01; 4,91; 5,53 m/s].

Pour les niveaux choisis des paramètres (X_1 , X_2 , X_3), nous aurons besoin d'un plan de type $2^1 \cdot 3^2 = 18$ expériences. L'ensemble des essais a été triplé pour chaque condition expérimentale (18 exp. \cdot 3 = 54 expériences). La valeur finale est obtenue en faisant la moyenne des trois mesures. La planification des expériences prend la forme qu'indique le **tableau III.4**.

Tableau III.4 : plans d'expériences en variable naturelle

N ⁰ (essai)	K: Type éprouvette	T : Température de revenu (°C)	V: Vitesse de sollicitation (m/s)
1	V	600	5,53
2	U	600	5,53
3	V	400	5,53
4	U	400	4,77
5	V	200	4,77
6	U	200	4,77
7	V	600	4,01
8	U	600	4,01
9	V	400	4,01
10	U	400	5,53
11	V	200	5,53
12	U	200	5,53
13	V	600	4,77
14	U	600	4,77
15	V	400	4,77
16	U	400	4,01
17	V	200	4,01
18	U	200	4,01

III.3.2. Analyse statistique

Il convient, d'effectuer une estimation de la variance et de contrôler la validité de la régression, en se basant sur les tests statistiques et en se référant aux critères de Cochran et de Student [25, 26].

L'analyse de l'équation de régression se fait à l'aide de la méthode suivante :

La moyenne des résultats des essais est déterminée par la formule III.1:

$$\bar{y}_i = \frac{1}{m} \sum_{u=1}^m y_{iu} \quad \text{III.1}$$

Où : $i = 1, 2, \dots, N$

$u = 1, \dots, m$

$N = 18, m = 3$; Avec N : le nombre d'expériences,

m : le nombre de répétitions de chaque essai,

On désigne ensuite la variance de sondage au moyen de la formule III.2 :

$$S_i^2 = \frac{\sum_{u=1}^m (y_{iu} - \bar{y}_i)^2}{m-1} \quad \text{III.2}$$

Le calcul de la somme des variances de sondage donne alors:

$$\sum_{i=1}^N S_i^2 = 3505,19 \quad \text{pour } N = 18$$

Le rapport de Cochran est donné par:

$$G_{\max} = \frac{S_{\max}^2}{\sum_{i=1}^N S_i^2} \quad \text{III.3}$$

Où S_{\max}^2 : représente la valeur maximale des variances de sondage,

$$S_{\max}^2 = 1004,67 \quad \text{et} \quad \sum_{i=1}^N S_i^2 = 3505,19$$

Donc : $G_{\max} = 0,286$

La valeur tabulée du critère de Cochran avec un seuil de 0,05 est :

$$G_t(N, m-1) = G_t(18,2)$$

$G_t = 0,29614$ où G_t : représente la valeur tabulée du test de Cochran,

L'application du test de Cochran donne:

Du fait que $G_{\max} < G_t$, il devient alors que les variances de sondage sont homogènes.

Le calcul de la variance de reproductibilité s'effectue par application de la formule III.4 :

$$S_{rep}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N S_i^2}{N} \quad \text{III.4}$$

$$\sum_{i=1}^N S_i^2 = 3505,19 \quad N = 18$$

$$\text{Donc : } S_{rep}^2 = 194,733$$

Le calcul des coefficients de régression se fait au moyen de la formule III.5 :

$$b_i = \frac{\sum_{i=1}^N x_i \bar{y}_i}{N} \quad b_{ii} = \frac{\sum x_i^* \bar{y}_i}{\sum (x_i^*)^2} \quad b_0 = \bar{Y} - \frac{1}{4} \sum_1^k b_{ii} \quad \text{III.5}$$

Tableau III. 5 : les coefficients de régression

b_0	b_1	b_2	b_3	b_{12}
5 0,067	0,615	29,149	5,951	6,657
b_{23}	B_{13}	b_{123}	b_2^*	b_3^*
3,741	0,542	-0,760	34,306	-0,79

On obtient enfin le modèle mathématique que donne le polynôme III.6 :

$$Y_1 = 5,067 + 0,615X_1 + 29,149X_2 + 5,951X_3 + 6,657X_1X_2 + 3,741X_2X_3 + 0,542X_1X_3 - 0,760X_1X_2X_3 + 34,306X_2^* - 0,79X_3^* \quad \text{III.6}$$

La signification des différents coefficients de régression est donnée comme suit :

Si $|b_i| \geq \Delta b_i$, on dit que les coefficients sont significatifs.

L'intervalle de confiance des coefficients de régression pour $\alpha = 0,05$ est :

$$\Delta b_i = \pm t_{\alpha, f_y} \cdot S\{b_i\} \quad \text{III.7}$$

t_{α, f_y} : représente la valeur du test de Student pour $\alpha = 0,05$ et $f_y = N(m - 1) = 36$. On

obtient $t_{\alpha, f_y} = 1,6892$

Le calcul de la dispersion des coefficients de régression est donné au moyen de la formule III.8 :

$$S^2\{b_i\} = \frac{S_{rep}^2}{Nm} \quad \text{III.8}$$

Pour : $m = 3$ $N = 18$ et $S_{rep}^2 = 194,733$

On a donc : $S\{b_i\} = 1,899$

Avec : $t_{\alpha, f_y} = 1,6892$

Donc : $\Delta b_i = 3,208$

La comparaison des coefficients avec Δb_i donne ce qui suit:

$$|b_0| = 50,067 \geq 3,208 \quad b_0 \text{ est significatif.}$$

$$|b_1| = 0,615 < 3,208 \quad b_1 \text{ n'est pas significatif.}$$

$$|b_2| = 29,149 \geq 3,208 \quad b_2 \text{ est significatif.}$$

$$|b_3| = 5,951 \geq 3,208 \quad b_3 \text{ est significatif.}$$

$$|b_{12}| = 6,657 \geq 3,208 \quad b_{12} \text{ est significatif.}$$

$$|b_{13}| = 0,542 < 3,208 \quad b_{13} \text{ n'est pas significatif.}$$

$$|b_{23}| = 3,741 \geq 3,208 \quad b_{23} \text{ est significatif.}$$

$$|b_{123}| = 0,760 < 3,208 \quad b_{123} \text{ n'est pas significatif.}$$

$$|b_2^*| = 34,306 \geq 3,208 \quad b_2^* \text{ est significatif.}$$

$$|b_3^*| = 0,79 < 3,208 \quad b_3^* \text{ n'est pas significatif.}$$

On retient le modèle ayant uniquement les coefficients de régression significatifs, donné par la relation III.9.

$$Y_1 = 27,196 + 29,149X_2 + 5,951X_3 + 6,657 X_1X_2 + 3,741 X_2X_3 + 34,306 X_2^2 \quad \text{III.9}$$

Le calcul des \hat{y}_i s'effectue en remplaçant les valeurs des facteurs indépendants (X_1, X_2, X_3) dans le modèle mathématique à coefficients significatifs III.9. On trouve pour la première ligne:

$$\hat{y}_1 = 27,196 + 29,149 + 5,951 + 6,657 + 3,741 + 34,306 = 107$$

On poursuit la même procédure de calcul pour les autres valeurs des \hat{y}_i .

Le calcul de la variance résiduelle se fait par la formule III.10 :

$$S_{res}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N (\hat{y}_i - \bar{y}_i)^2}{N-L} \quad \text{III.10}$$

Où L : est le nombre des coefficients significatifs.

Avec : N = 18 et L = 6

$$\text{Donc : } S_{res}^2 = 382,147$$

Le test de Fisher pour l'adéquation du modèle est donné comme suit :

Le test de Fisher [24, 25], est déterminé pour un niveau de probabilité donné dans le but de vérifier l'adéquation du modèle exprimant la réponse (Y) en fonction des paramètres considérés (X_1, X_2, X_3).

$$F_{\text{exp}} = \frac{S_{\text{res}}^2}{S_{\text{rep}}^2} \quad \text{III.11}$$

Avec : $S_{\text{res}}^2 = 382,147$ et $S_{\text{rep}}^2 = 194,733$ donc $F_{\text{exp}} = 1,962$

Pour que le modèle III.9 soit vérifié il faut que : $F_{\text{exp}} < F_{\text{th}}$

$F_{\text{th}}(f_1, f_2)$ est déterminé pour (N-L, N (m-1)) c- a- d pour (12, 36) du test de Fisher donne :
 $F_{\text{th}} = \{2,00 - 2,09\}$

Puisque $F_{\text{exp}} < F_{\text{th}}$, le test de Fischer est vérifié. Le modèle III.9 proposé décrit alors le phénomène d'une manière satisfaisante.

III.3.2.1. Représentation graphique et discussion

Le polynôme de régression maintient à chaque fois un des paramètres par sa valeur constante pour mettre en évidence l'influence des autres paramètres sur la résilience de l'acier faiblement allié 42CD4. Par cette méthode, nous avons tracé les graphes décrivant la variation de Y en fonction des trois Paramètre (X_1, X_2, X_3).

Pour une valeur moyenne de la vitesse de sollicitation du mouton pendule $X_3 = 4,91$ m/s (**figure III.10**), le modèle mathématique III.9 prend la forme suivante :

$$Y(X_i, b_i) = 27,196 + 29,149X_2 + 6,657X_1X_2 + 34,306X_2^2 \quad \text{III.12}$$

Avec une variation croissante de la concentration des contraintes de 3 à 8, l'énergie de rupture du matériau 42CD4 décroît linéairement et rapidement lorsque la température de revenu croit de 200°C à 280°C, puis non linéaire jusqu' à la température 300°C. Cette énergie augmente d'une façon linéaire et lente, lorsque la température de revenu varie de 300°C à 600°C (**figure III.10**). Cette figure, montre d'après l'expérience que l'acier 42CD4 est insensible aux entailles à une température de revenu 400°C. La sensibilité aux entailles est liée aux plans réticulaires à l'intérieur du grain [27]. On peut considérer

également que l'obstacle à l'avancement linéaire ou non linéaire d'une fissure dans une microstructure d'un acier est le joint de grain. C'est pourquoi la caractéristique importante pour l'énergie de la rupture, sur le plan quantitatif, est le nombre de joints de grains interceptés au niveau de la microstructure de l'acier étudié.

$$X_3=0$$

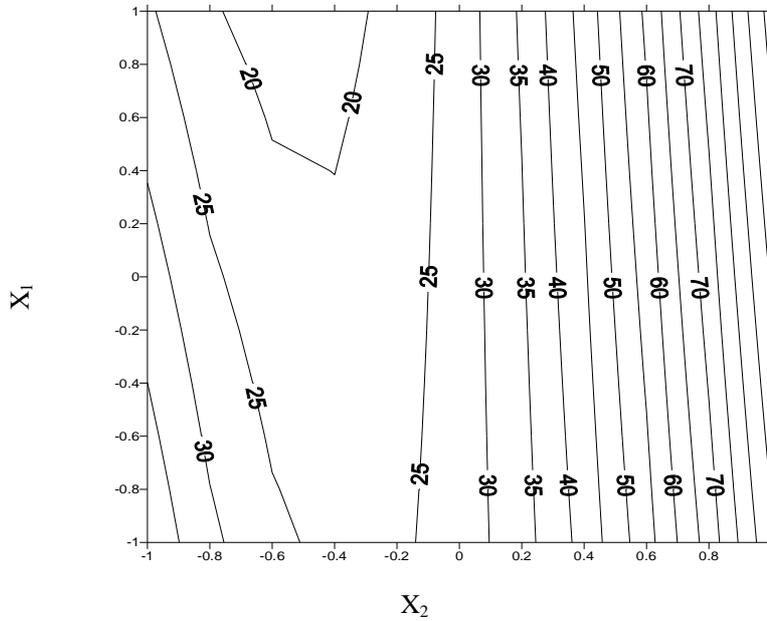


Figure III.10 : influence de la température de revenu et de la triaxialité des contraintes sur la résilience

Le maintien de la température de revenu pour une valeur moyenne $X_2 = 400^\circ\text{C}$ (**figure III.11**), permet d'obtenir un modèle de la forme :

$$Y(X_i, b_i) = 27,196 + 5,951X_3 \tag{III.13}$$

La **figure III.11**, exprime l'évolution de l'énergie de rupture de l'acier étudié 42CD4 en fonction de la vitesse de sollicitation (X_3) et de la triaxialité des contraintes (X_1).

La surface de réponse correspondant à l'énergie de rupture, montre dans ce cas, qu'une augmentation de la vitesse de sollicitation, engendre une augmentation de cette l'énergie de rupture sans aucune influence de la concentration des contraintes pour une température de revenu 400°C .

La première explication donnée à cet effet est l'élévation locale de la température due à la sollicitation très rapide pendant le choc de l'éprouvette avec le marteau. Cette élévation de température pourrait conduire à un adoucissement des propriétés mécaniques du matériau. Il apparaît donc que l'énergie obtenue à partir d'un essai Charpy, pour une microstructure donnée, est une propriété de plusieurs facteurs tels que l'effet de la vitesse, l'élévation locale de la température et le taux de plasticité du matériau.

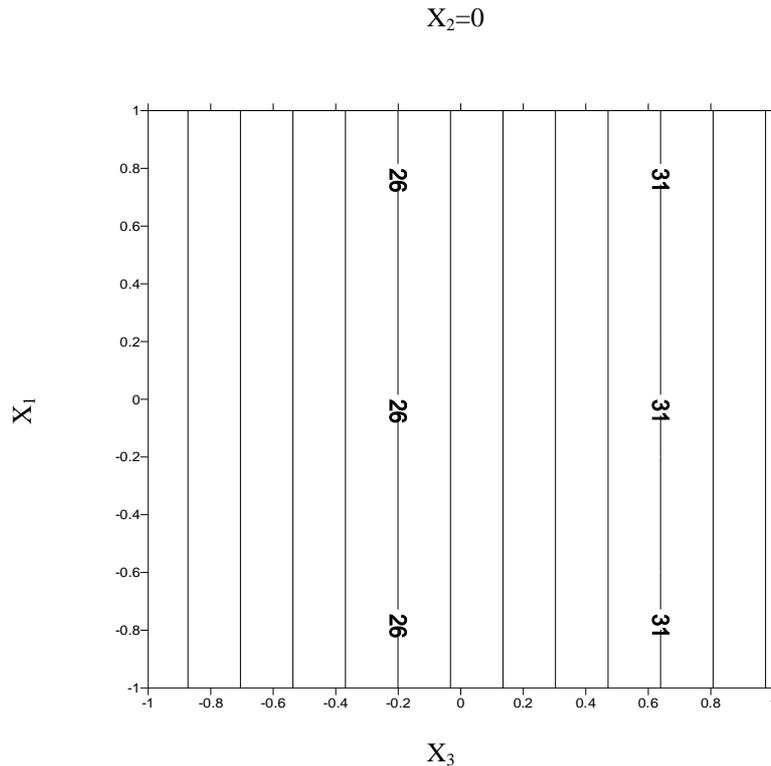


Figure III.11 : influence de la vitesse de sollicitation et la triaxialité des contraintes sur la résilience

Pour une valeur moyenne de la concentration des contraintes $X_1 = 5,5$ le modèle III.9 prend la forme suivante :

$$Y(X_i, bi) = 27,196 + 29,149X_2 + 5,951X_3 + 3,741X_2X_3 + 34,306X_2^2 \quad \text{III.14}$$

La **figure III.12** donne la représentation graphique du modèle III.14 exprimant la variation de l'énergie de rupture en fonction de la température de revenu (X_2) et de la vitesse de sollicitation (X_3).

Une variation décroissante de la vitesse de sollicitation (X_3) de 5,53 à 4,01 m/s conduit à une décroissance de l'énergie de rupture de l'acier 42CD4 d'une façon rapide et non linéaire, lorsque la température de revenu augmente de 200°C à 300°C.

Ensuite, cette énergie augmente sensiblement d'une façon lente et linéaire lorsque la température de revenu varie de 300°C à 600°C.

Sur le plan pratique, les traitements thermiques présentent une importance particulière, du fait que les aciers alliés sont toujours utilisés à l'état trempé et revenu.

Les **figures III.10** et **III.12**, révèlent une décroissance de l'énergie de rupture de l'acier étudié dans le domaine des températures 200 à 300 °C. L'énergie de rupture KV pour une température de revenu à 200°C est égale à 21,56 Joules. En revanche, une augmentation sensible est observée lorsque la température de revenu varie de 300 à 600 °C. L'énergie de rupture KV pour un revenu à 600 °C est égale à 107,25 Joules.

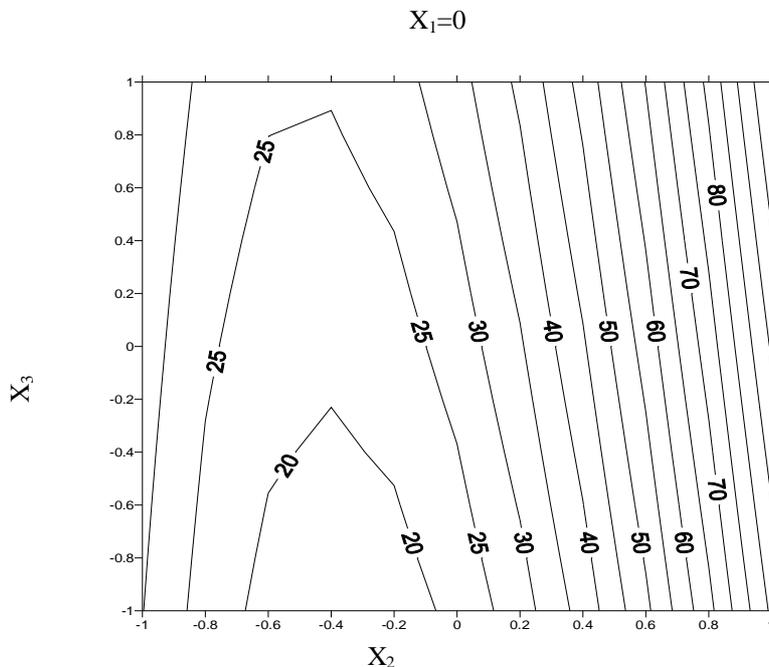


Figure III.12 : évolution de l'énergie de rupture de l'acier 42 CD 4 en fonction de la température de revenu et de la vitesse de sollicitation

Des constatations à partir de nos résultats laissent penser à un phénomène lié à la fragilisation par revenu, bien que l'aspect général des cassures des éprouvettes ne montre pas les traces d'une rupture fragile. De nombreux auteurs [28, 29], ont établi un lien entre ces phénomènes de fragilité de revenu et une ségrégation fragilisante aux joints de grains de l'austénite, d'éléments tels que S, P, Sb, Sn.

Un des effets des joints de grains sur la ténacité des aciers est celui de leur orientation, particulièrement quand ces joints de grains sont orientés dans la direction de propagation de la fissure. En raison des désorientations entre les différents grains adjacents et des ségrégations entre le front de fissure et les joints de grains, sont des sources supplémentaires de consommation d'énergie de rupture. Il convient de noter alors que l'acier 42CD4 présente une teneur en soufre beaucoup plus importante ($S = 0,0748\%$). La présence d'amas de MnS serait également importante. Ces amas devraient avoir une certaine densité en inclusions pour pouvoir être potentiellement critiques, ce qui peut expliquer le rôle actif des inclusions de sulfure de manganèse. Pour l'acier étudié, la fragilisation de revenu se manifeste pour une température de 300°C associée à une chute de l'énergie de rupture par choc. Cette température correspond à un domaine où le carbone précipite sous forme de carbure type Fe_3C . Les carbures ainsi formés s'opposent au mouvement des dislocations ce qui conduit à une structure présentant moins de résistance.

La méthode des plans d'expériences a permis de donner une comparaison des valeurs des énergies de rupture en fonction de la température des revenus sur cet acier, en utilisant respectivement trois types d'éprouvettes (Charpy V, DVM et Mesnager U). Les entailles des éprouvettes sont données successivement: 2, 3 et 5mm. Les trois évolutions de l'énergie de rupture en fonction de la température de revenu sont représentées dans la **figure III.13**.

Une variation de la profondeur de l'entaille provoque une diminution importante de l'énergie de rupture à la température de revenu 300°C : 28,82 Joules pour l'éprouvette de type DVM ayant un rayon d'entaille de 1 mm avec une profondeur de 3 mm. Une éprouvette de type Mesnager ayant un rayon d'entaille de 1 mm et une profondeur de 5 mm donne une énergie de rupture de 26,16 Joules alors que cette énergie est de 22,17

Joules pour les éprouvettes Charpy V avec un rayon d'entaille de 0,25 mm. On constate que toutes les courbes se croisent à la température 400°C avec une énergie de rupture de 33,37 Joules. Ce point serait une transition pour les valeurs des énergies.

Les valeurs maximales des énergies de rupture sont enregistrées pour le traitement de revenu à 600°C : 93,95 Joules dans le cas des éprouvettes DVM, 99,27 Joules pour les éprouvettes de type Mesnager et 107,25 Joules pour les éprouvettes Charpy V. Au-delà de cette température, le matériau emmagasine plus d'énergie et devient donc plus plastique comme le montre les valeurs des allongements (tableau III.3). La figure III.13 présente les différentes valeurs des énergies pour les différentes éprouvettes utilisées en fonction de la température de revenu. La relation III.15 obtenue par modélisation au moyen de la méthode des plans d'expériences permet le lissage de cette figure III.13.

$$E = 0,000858T^2 - 0,595T - 5,32 \frac{a}{\rho} + 0,013 \left(\frac{a}{\rho} \right) T + 134,087 \quad \text{III.15}$$

Où

E : énergie de rupture (Joules)

T : température de revenu (°C)

a : profondeur de l'entaille (mm)

ρ : rayon d'entaille (mm)

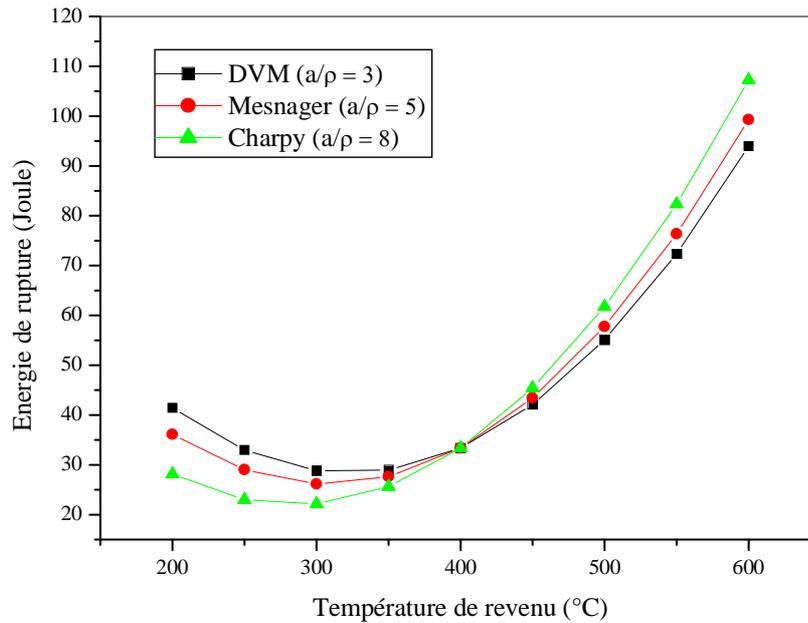


Figure III.13 : évolution de l'énergie de rupture en fonction de la température de revenu pour trois type d'éprouvettes

III.3.3. Macrographie de la rupture de l'acier 42CD4 à l'état de revenu

L'observation à l'œil nu ou au moyen d'une loupe, révèle une rupture plate au centre de la section et inclinée au niveau de la périphérie, caractéristique des lèvres ductiles, sont observées (**figure III.14** et **figure III.15**). On constate que la rupture est dans tous les cas (état revenu) est de type ductile. Ce type de rupture est associé généralement à l'existence d'inclusions et à de gros précipités à partir desquels se produit la décohésion.



Figure III.14 : macrographie montrant le faciès de rupture d'éprouvettes de résilience, revenu à 400°C



Figure III.15 : macrographie montrant le faciès de rupture d'éprouvettes de traction, revenu à 400°C, 600°C

Bibliographie

- [1] A. A. Gamal, Etude des processus physiques et physico-chimiques intervenant au cours des traitements de revenu d'aciers à haute résistance. Etude de leurs incidences sur les propriétés mécaniques, la ténacité et l'apparition des phénomènes de fragilité, Thèse de docteur ingénieur, Université Paris VI, Mai 1980.

- [2] K.J. Irvine, F.B. Pickering and T. Gladman, Grain – redined C-Mn steels, JISI, vol 205, 1967.

- [3] N. Bouaouadja, Comportement à la rupture des carbures cimentites , Thèse de doctorat, Université des sciences appliquées de Lyon, 1988.

- [4] B. D. Craig, The effect of phosphorus content on the hydrogen stress cracking of high strength 4130 steel, Metallurgical transactions A, Vol. 31, 1982.

- [5] M.Gogic, L. Kosec, P. Matkovic, The effect of tempering temperature on mechanical properties and microstructure of low alloy Cr and CrMo steel, Journal of Materials Science. 33 (1998) 395-403.

- [6] J. Barralis, G. Maeder, Précis de métallurgie : élaboration, structures-propriétés et normalisation, Nathan, Avril 1990.

- [7] R. L. Patterson et C.M. Wayman, Electron microscopy studies of butterfly martensite - Elsevier Acta Met. vol 14, 1966.

- [8] G. Thomas, Retained austenite and tempered martensite embrittlement, vol 2, 1971.

- [9] D. Hang et G. Thomas, Morphology and substructure of martensite in two Fe-Mn-Ni alloys, Met. Trans. Vol 2, 1971.

- [10] N. T. Trinh, Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique (ENSTA), ParisTech, 16 Juin 2008.
- [11] H. Behnken, V. Hauk, Micro-residual stresses caused by deformation, heat, or their combination during friction welding, Elsevier, Materials Science and Engineering A. 289 (2000) 60-69.
- [12] T. Demir, M. Ubeyli, Y. Ro, Investigation on the ballistic impact behavior of various alloys against 7.62 mm armor piercing projectile, Mater. Des. 24 (2003) 503-507.
- [13] C. Li, Z. Guangying, intergranular fracture of low-alloy cast steel, Mater. Charact. 36 (1996) 65-72.
- [14] Lee DG, Lee K, L. S, Effects of tempering on microstructure, hardness, and fracture toughness of VC/steel surface composite fabricated by high-energy electron beam irradiation, Surf. Coat. Technol. 201 (2006) 1296-1301.
- [15] K. Euh, Y. Kim, K. Shin, S. Lee, N.J. Kim, Effect of tempering on hardness improvement in a VC/steel surface-alloyed material fabricated by high-energy electron beam irradiation, Materials Science and Engineering A. 346 (2003) 228-236.
- [16] D. Chaouch, S. Guessasma, A. Sadok, Finite element simulation coupled to optimisation stochastic process to assess the effect of heat treatment on the mechanical properties of 42CrMo4 steel, Materials and Design, JMAD 3815, 25 May 2011
- [17] S.G. Druce, Effects of austenitisation heat treatment on the fracture resistance and temper embrittlement of MnMoNi steels, Acta Metallurgica. 34 (2) (1986) 219-232.

- [18] M.J. Balart J.F. Knott, Low temperature fracture properties of DIN 22NiMoCr37 steel in fine-grained bainite and coarse-grained tempered embrittled martensite microstructures, *Engineering Fracture Mechanics*. 75 (8) (2008) 2400-2513.
- [19] B.V. Narasimha, G. Thomas, Structure property relations and the design of Fe-4Cr-C base structural steels for high strength and toughness, *Met. Trans.* 11A (1980) 441-457.
- [20] T. Ogura, Temper embrittlement diagram of NiCr steel doped with phosphorus, *Metallurgical and materials transactions A*. 12 (1982) 2205-2207.
- [21] J.Perhacova, D. Grman, M. Svoboda, J. Patschheider, A. Vyrostkova and J. Janovec, Microstructural aspects of phosphorus grain boundary segregation in low alloy steels, *Materials letters*. 47 (2001) 44-49.
- [22] N. Bandyopadhyay, C. McMahon, The micro-mechanisms of tempered martensite embrittlement in 4340 type steels, *metal Trans A*. 14A (1983) 1313-25.
- [23] Spink GM, Reversible temper embrittlement of rotor steels, *Metall Trans A*. 8A (1977) 135-43.
- [24] Goupy J., *Modelling by the experimental designs*, Eng, Tech, 1999.
- [25] Tchuidjan R., Ndzana B., « Les plans d'expériences dans le choix d'un système et réseau de distribution d'énergie électrique », *AJST, Science and engineering series*, vol. 3, n^o 1, p. 98-104, 2002.
- [26] Cochran W. G., Cox G. M., *Experimental design*, Wiley, New York, 1977.
- [27] S. Carassou, Déclenchement du clivage dans un acier faiblement allié : rôle de l'endommagement ductile localisé autour des inclusions, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2000.

- [28] A. Raoul, Rupture intergranulaire fragile d'un acier faiblement allié induite par la ségrégation d'impuretés aux joints de grains : influence de la microstructure, Rapport de thèse de l'université de Paris XI Orsay, 1999.
- [29] Pluinage G., Krasowsky A. J., Krassiko V. W., « Influence de divers paramètres mécaniques et métallurgiques sur la ténacité dynamique d'aciers pour gazoducs », Mémoires et études scientifiques, Revue de métallurgie, Mars 1992.

Chapitre IV

Modélisation du comportement de rupture de l'acier 42CD4

IV.1. Introduction

La température de transition fragile – ductile constitue un outil de dimensionnement contre le risque de rupture fragile est encore largement utilisé car il est basé sur une très longue expérience. L'équivalence entre la température de transition donnée par un essai Charpy est celle donnée par un essai classique de mécanique de rupture est toujours une question d'actualité. La résolution de ce problème nécessite de bien connaître la distribution des contraintes en fond d'entaille ou de fissure et son influence sur la contrainte de rupture.

La modélisation de l'essai Charpy est nécessaire pour comprendre et décrire le champ de contraintes en avant de l'entaille et son évolution avec l'apparition de la déchirure ductile.

IV.2. Distribution des contraintes en fond d'entaille

IV.2.1. Distribution élastique des contraintes en fond d'entaille

Lorsque le comportement est élastique, le maximum de la contrainte d'ouverture en fond d'entaille est donné par l'expression de la façon suivante [1] :

$$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} = K_{\sigma} \sigma_N \quad \text{IV.1}$$

Avec

K_{σ} Coefficient élastique de concentration de contrainte

($K_{\sigma} = 4,25$ pour la géométrie Charpy)

σ_N Contrainte nominale : $(6Pw / b(w-a)^2)$

- P Charge appliquée
- w Hauteur de l'éprouvette
- a Longueur de la fissure
- b Epaisseur de l'éprouvette

Le **tableau IV.1**, regroupe les différentes formulations permettant de décrire la répartition des contraintes élastiques en fond d'entaille donnée par la bibliographie [2-7].

Tableau IV. 1 : expressions des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille

THIMOSHENKO 1951	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{3\rho} \right)^{-4} \right]$ <p>ρ : rayon d'entaille</p> <p>Entaille circulaire dans une plaque infinie soumise à la traction.</p>
NEUBER 1961	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$
CHEN et PAN 1978	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}}$
USAMI 1985	$\sigma_{yy} = \frac{K_t \sigma_N}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-4} \right]$
GLINKA et NEWPORT 1987	$\sigma_{yy} = K_t \sigma_N \left[1 - 0,235 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} - 1,33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 1,28 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{\frac{3}{2}} + 0,337 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 \right]$
KEWEIN et JIAWEN 1992	$\sigma_{yy} = K_t \sigma_{\max} \left(1 + \frac{mx}{\rho} \right)^{-\frac{1}{2}}$; m est une constante

IV.2.2. Comportement plastique en fond d'entaille

Le maximum de la contrainte étant atteint en fond d'entaille, c'est à cet endroit que va se créer la première zone plastique. Lorsque la zone plastique reste confinée en fond d'entaille, l'état de contrainte dans cette zone plastique peut être calculé à l'aide d'une expression analytique de Hill [8]. Cette expression est donnée par la relation :

$$\sigma_{yy} = 2K \left[1 + \ln\left(1 + \frac{x}{\rho}\right) \right] \quad \text{IV.2}$$

$$\sigma_{yy}^{\max} = 2K \left[1 + \ln\left(1 + \frac{X}{\rho}\right) \right] \quad \text{IV.3}$$

Avec

K Limite d'écoulement en cisaillement (Tresca : $K = \frac{\sigma_y}{2}$, Mises : $K = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}}$)

x Distance à partir du fond de l'entaille

X Taille de la zone plastique

ρ Rayon de l'entaille

Cette expression est valable jusqu'à ce que la plasticité envahisse totalement l'éprouvette (chargement limite).

IV.3. Modélisation par éléments finis

La réalisation de simulation numérique s'appuie principalement sur la notion des éléments finis, nous avons utilisé pour nos calculs le logiciel de calcul par élément finis COSMOS Works. La méthode des éléments finis divise un modèle en un grand nombre de petites entités de formes simples appelées éléments, et remplace ainsi un problème

complexe par un ensemble de problèmes simples qui doivent être résolus simultanément.

IV.3.1. Présentation du logiciel de calcul

Le logiciel COSMOS Works formule les équations qui gouvernent le comportement de chaque élément en tenant compte de sa connectivité aux autres éléments. Ces équations traduisent les relations entre la réponse et les propriétés des matériaux, les déplacements imposés et les chargements connus. Un programme organise ensuite ces équations sous forme d'un système d'équations algébriques simultanées et résout ses inconnues.

Dans une analyse de contraintes, le solveur détermine les déplacements de chaque nœud, puis calcule les déformations et enfin les contraintes (**figure IV.1**).

IV.3.2. Comportement de rupture de l'acier 42CD4 à l'état de revenu 400°C

Différentes simplifications géométriques ont été effectuées pour définir le modèle par éléments finis, l'éprouvette de résilience entaillée en V (**figure IV.2**). La construction du modèle a été effectué à l'aide du logiciel SolidWorks puis transféré sur COSMOSWorks qui nous permettra d'accéder aux informations sur les états de contraintes et de déformations du modèle.

Les caractéristiques mécaniques et physiques de l'acier 42CD4 sont reportées dans le tableau suivant :

Tableau IV.2 : propriétés mécaniques et physiques de l'acier 42CD4 à l'état de revenu 400°C

E (MPa)	Re (MPa)	Rr (MPa)	Module de cisaillement (MPa)	Densité (Kg/m ³)	Conductivité thermique (W/m.k)	Chaleur spécifique (J/Kg.K)
210000	1140	1240	74000	7750	40	580

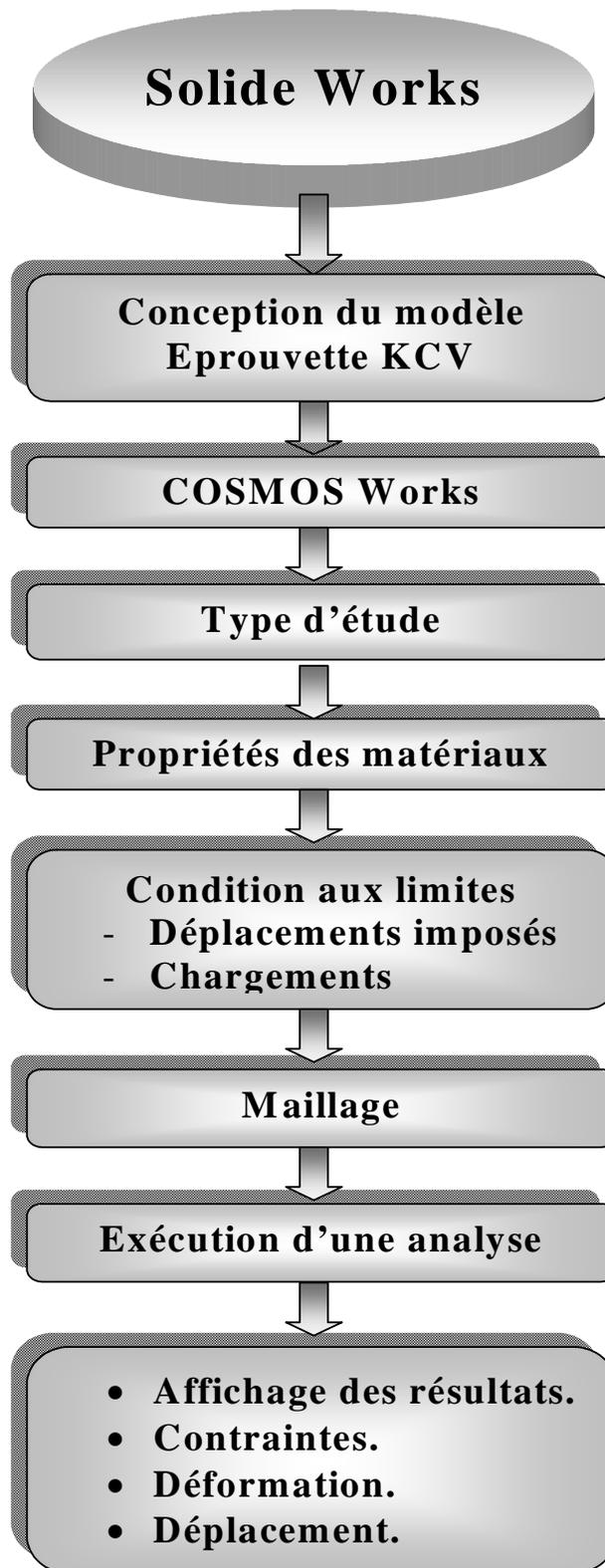


Figure IV.1: démarche adoptée pour la simulation de l'essai Charpy

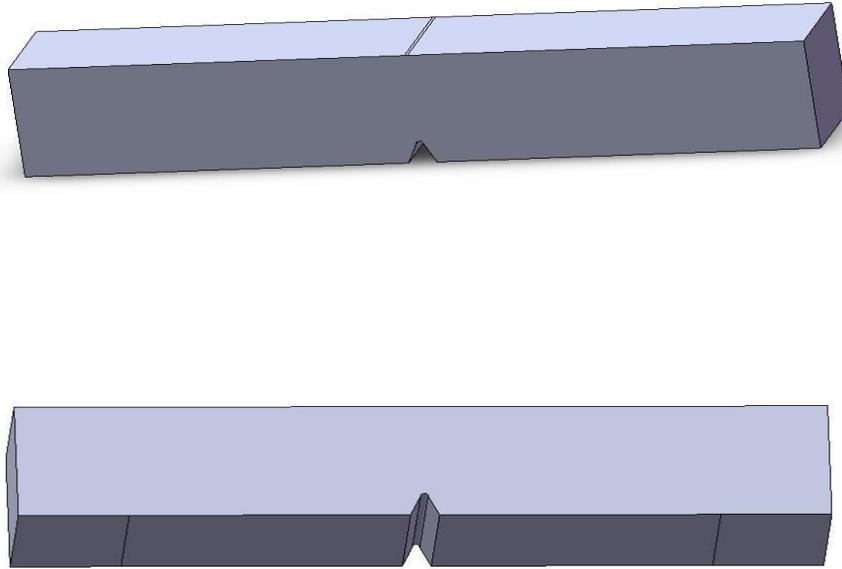


Figure IV.2: modèle par éléments finis pour une éprouvette de résilience entaillée en V

Au voisinage de l'entaille, les distributions des contraintes ont été obtenues par calcul aux éléments finis. Pour déterminer les contraintes locales, nous avons utilisé un maillage de haute qualité qui génère des éléments tétraédriques paraboliques volumiques qui est défini par 4 nœuds aux sommets, 6 nœuds médians et 6 arêtes. Plusieurs tailles de maille ont été testées. Une étude paramétrique a montré qu'une taille de maille $h*L= 500*125 \mu\text{m}^2$ offrait un bon compromis entre la résolution des gradients mécaniques sur éprouvette KCV et le temps calcul avec le maillage 3D, (**figure IV.3**).

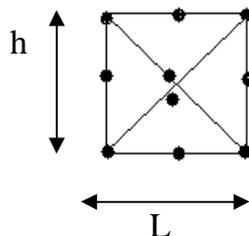


Figure IV.3: élément volumique parabolique

Nous avons représenté successivement en **figures (IV.5, IV.6, IV.7)**, les grandeurs mécaniques avec indication des niveaux.

Les distributions obtenues sont normalisées successivement avec la contrainte appliquées (σ_N : contrainte nominale) et avec la géométrie de l'éprouvette KCV. Les contraintes principales σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} sont tracées suivant une ligne passant par la zone de concentration de contraintes au niveau d'entaille jusqu'au bord extérieur de l'éprouvette ($x=w-a$), **figure IV.4**. A partir du fond d'entaille ($x=0$), les trois contraintes principales atteignent leurs valeurs maximales et après elles décroissent jusqu'à l'axe de révolution de l'éprouvette.

Au delà de 0,5 mm de la pointe de la fissure, la triaxialité des contraintes est presque constante par la profondeur relative de 20 %. Donc, la nocivité a tendance à rendre la triaxialité maximale et constante sur le ligament.

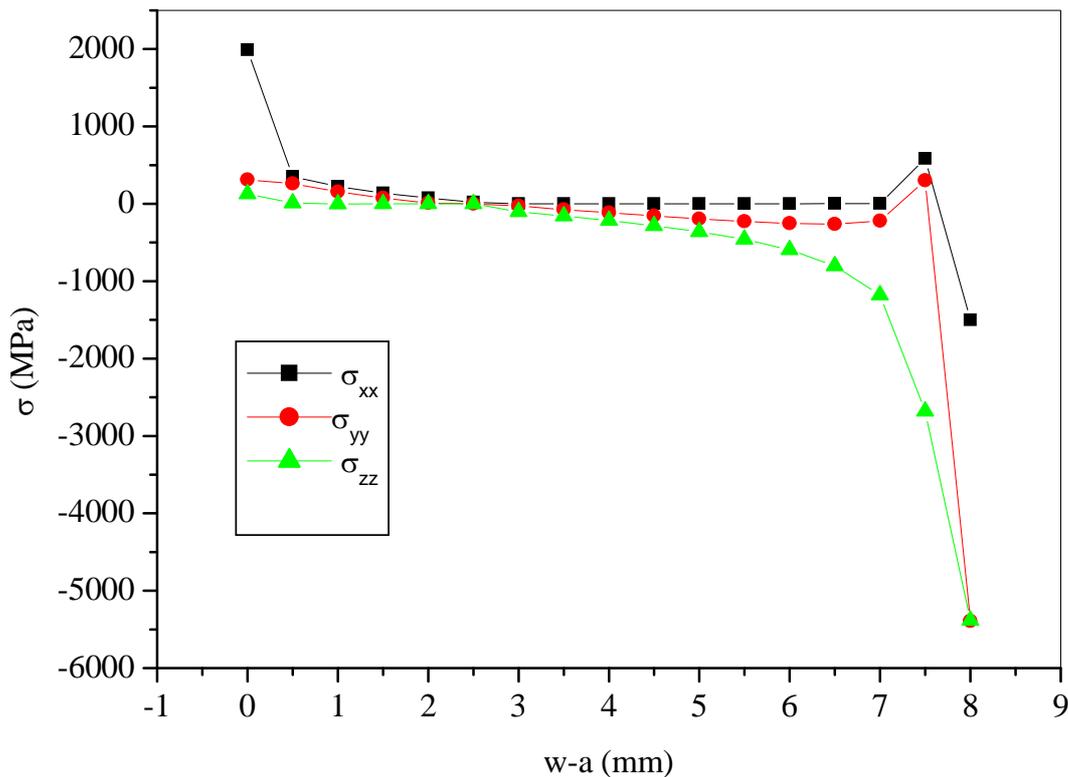


Figure IV.4 : variation du champ de contrainte en fond d'entaille V sur ligament (w-a)

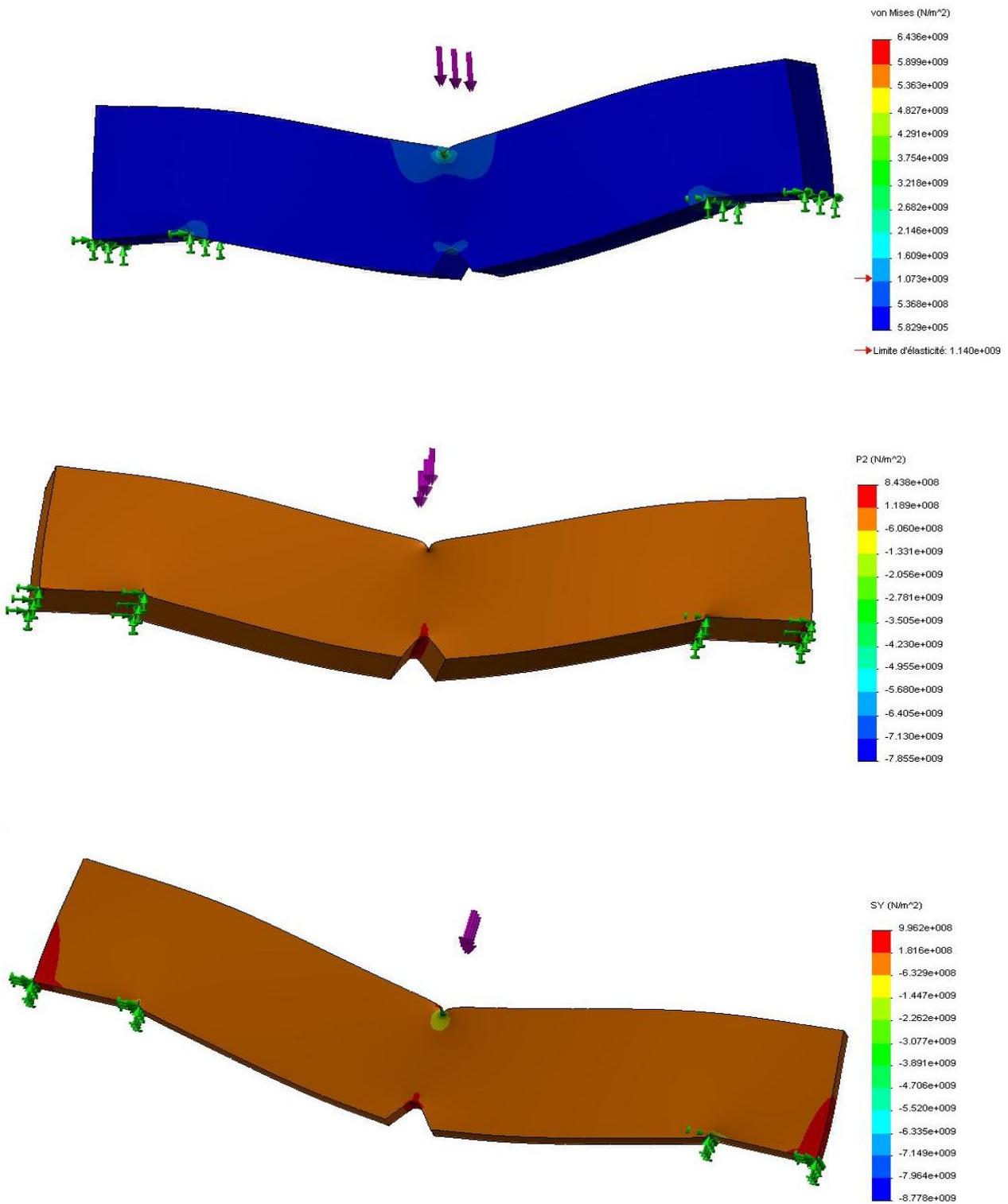


Figure IV.5 : distribution des contraintes en voisinage de l'entaille

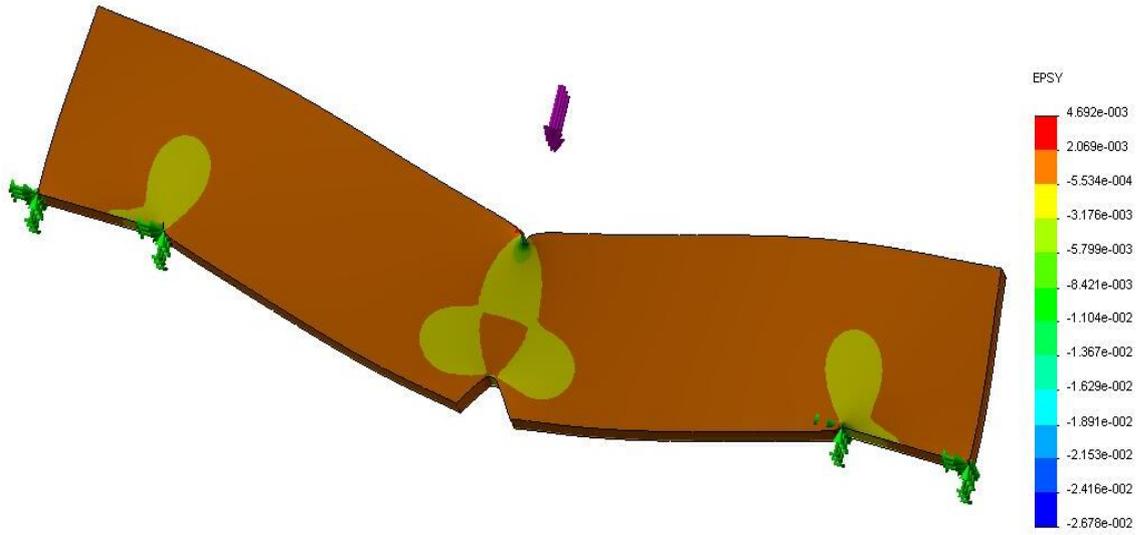


Figure IV.6 : déformation suivant l'axe Y de l'éprouvette entaillée en V

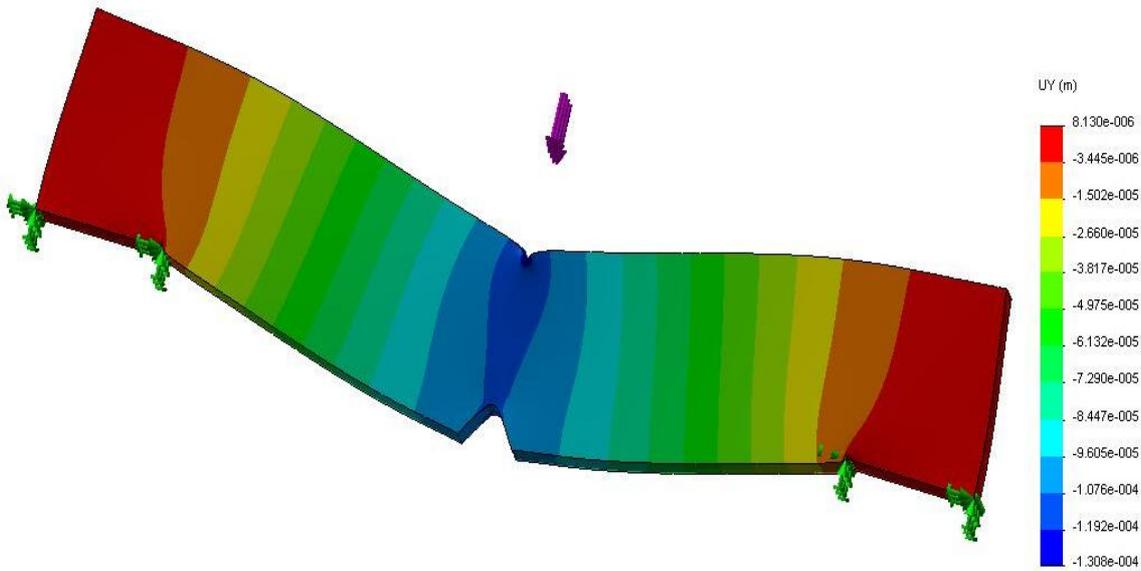


Figure IV.7 : déplacement suivant l'axe Y de l'éprouvette entaillée en V

IV.3.3. Comparaison des formules analytiques pour la distribution des contraintes en fond d'entaille

La **figure IV.8** représente la distribution des contraintes calculée à l'aide de quelques modèles répertoriés dans le **tableau IV.1** dans les conditions suivantes :

- éprouvettes Charpy en V
- rayon d'entaille 0,5 mm
- largeur 10 mm
- épaisseur 10 mm
- longueur 55 mm
- contrainte nominale 2578 MPa

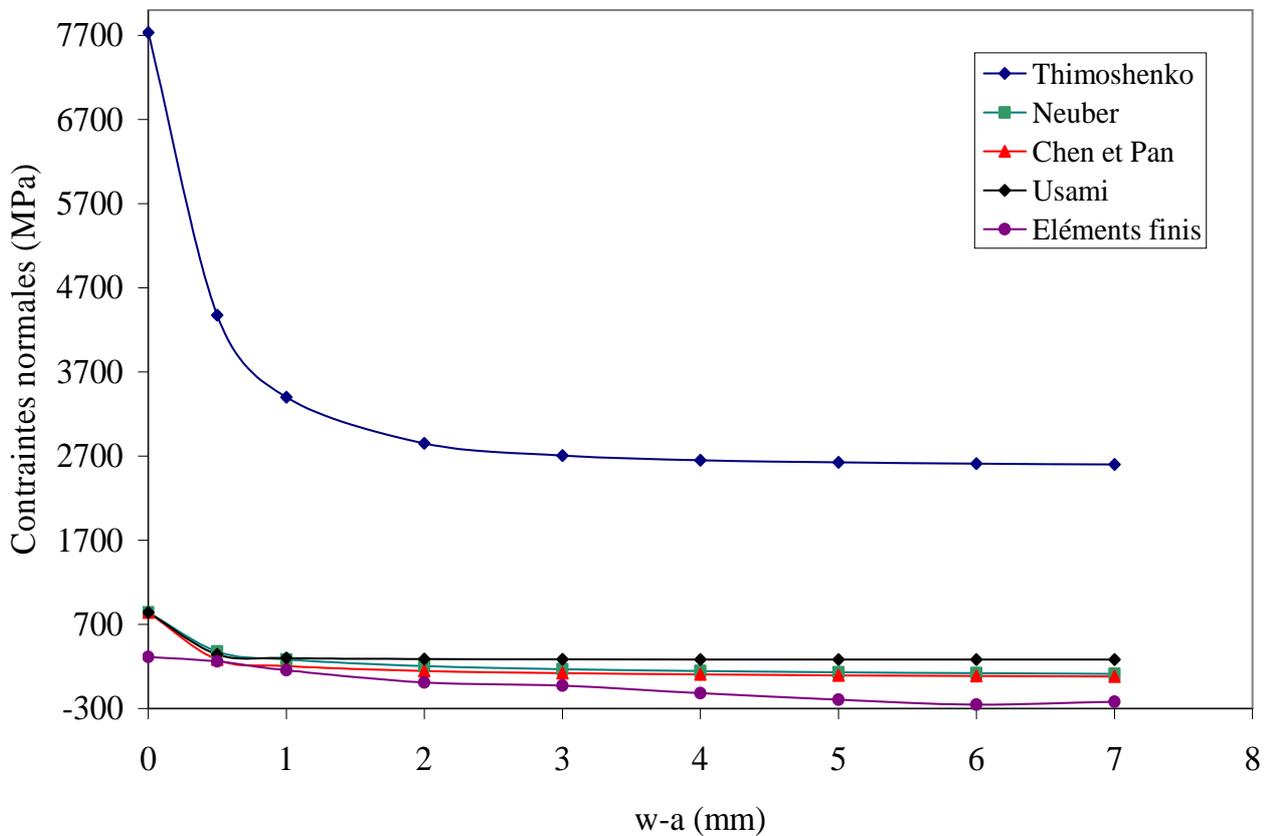


Figure IV.8: distribution des contraintes élastiques normales au plan d'entaille.

Il apparaît de manière générale que les expressions de NEUBER, CHEN-PAN et USAMI donnent des résultats satisfaisants. Le modèle de THIMOSHENKO surestime fortement la distribution des contraintes. Pour un intervalle de ligament compris entre 0,5 et 2 mm la distribution de CHEN –PAN est une bonne approximation des valeurs obtenues par un calcul aux éléments finis. Au – delà de cette valeur, il existe un écart avec les résultats obtenus par calcul aux éléments finis de l'ordre de 20%.

IV.3.4. Etude de la zone de transition fragile-ductile par la méthode des contraintes

Nous avons considéré qu'un matériau donné pouvait adopter soit un comportement fragile, soit un comportement plus ou moins ductile. Nous ne sommes toute fois pas demandés si un même matériau pouvait manifester un changement de comportement selon ses conditions d'utilisation. Un certain nombre de paramètres favoriseraient ce changement que nous allons mettre en considération.

Puisque la résistance à la rupture d'un matériau manifestant une transition fragile-ductile varie quand la température diminue, quand la vitesse de sollicitation augmente ou quand un défaut métallurgique ou mécanique est présent. La façon la plus logique d'évaluer cette variation consiste à l'utilisation d'essai Charpy qu'est très économique pour déterminer cette température de transition. La température du matériau est la variable qu'on peut modifier, par refroidissement ou par réchauffement de l'éprouvette avant l'essai.

La simulation de l'essai Charpy dans le domaine de la transition fragile-ductile est abordée dans cette partie. Les données expérimentales déterminées pendant l'étude, c'est-à-dire la résistance à la traction, la limite d'élasticité, le module Young, l'énergie de rupture ainsi les propriétés physiques servent de base de comparaison et de validation des résultats obtenus par la simulation.

Le domaine de la transition fragile-ductile peut être décomposé en deux parties. La première partie correspond au déclenchement du clivage après peu ou pas de

déchirure ductile. Pour la seconde partie, le clivage se déclenche après propagation de la déchirure ductile. Celle-ci se produit sur l'ensemble de l'éprouvette lorsque la température du plateau ductile est atteinte.

La détermination de la contrainte de clivage repose sur la connaissance de la contrainte maximale en fond d'entaille. On cherche donc la température d'essai pour laquelle on a une rupture par clivage au chargement appliqué.

IV.3.4.1. Influence de la température d'essai sur la zone transition fragile-ductile

L'éprouvette de résilience présente en fond d'entaille des gradients mécaniques importants. L'application de critère de rupture à partir de la description par éléments finis des champs locaux nécessite une bonne description de ces gradients. Le logiciel COSMOSWorks prend en charge les critères de ruine appropriés.

L'analyse est réalisée selon l'organigramme schématisé en dessous, **figure IV.9**. L'étude exprime l'effet de la température d'essai sur la valeur des grandeurs locales (la plus grande contrainte principale σ_{yy} , contrainte de Von Mises, contrainte σ_y).

On reporte dans le **tableau IV.3**, les valeurs maximales des grandeurs locales calculées aux points de Gauss dans la zone sous l'entaille en V.

Tableau IV.3: valeurs maximales des contraintes en fond d'entaille en fonction de la température d'essai

Température, T (°C)	σ_{yy} (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{xx} (MPa)	σ_{zz} (MPa)	σ Von Mises MPa
-200	$1,831 \cdot 10^3$	$1,758 \cdot 10^9$	$4,459 \cdot 10^3$	$1,041 \cdot 10^3$	$6,406 \cdot 10^3$
-150	$1,610 \cdot 10^3$	$1,578 \cdot 10^9$	$4,106 \cdot 10^3$	$9,404 \cdot 10^3$	$6,409 \cdot 10^3$
-100	$1,390 \cdot 10^3$	$1,397 \cdot 10^9$	$3,752 \cdot 10^3$	$8,397 \cdot 10^3$	$6,415 \cdot 10^3$
-50	$1,169 \cdot 10^3$	$1,219 \cdot 10^9$	$3,399 \cdot 10^3$	$7,553 \cdot 10^2$	$6,424 \cdot 10^3$
0	$9,484 \cdot 10^2$	$1,050 \cdot 10^9$	$3,046 \cdot 10^3$	$6,718 \cdot 10^2$	$6,436 \cdot 10^3$
50	$7,625 \cdot 10^2$	$9,925 \cdot 10^2$	$2,692 \cdot 10^3$	$5,879 \cdot 10^2$	$6,452 \cdot 10^3$
100	$6,377 \cdot 10^2$	$9,892 \cdot 10^2$	$2,470 \cdot 10^3$	$5,024 \cdot 10^2$	$6,470 \cdot 10^3$
150	$6,097 \cdot 10^2$	$9,858 \cdot 10^2$	$2,305 \cdot 10^3$	$4,898 \cdot 10^2$	$6,492 \cdot 10^3$
155	$6,151 \cdot 10^2$	$9,855 \cdot 10^2$	$2,289 \cdot 10^3$	$4,885 \cdot 10^2$	$6,494 \cdot 10^3$
160	$6,206 \cdot 10^2$	$9,852 \cdot 10^2$	$2,273 \cdot 10^3$	$4,872 \cdot 10^2$	$6,497 \cdot 10^3$
200	$6,645 \cdot 10^2$	$9,825 \cdot 10^2$	$2,146 \cdot 10^3$	$4,758 \cdot 10^2$	$6,517 \cdot 10^3$

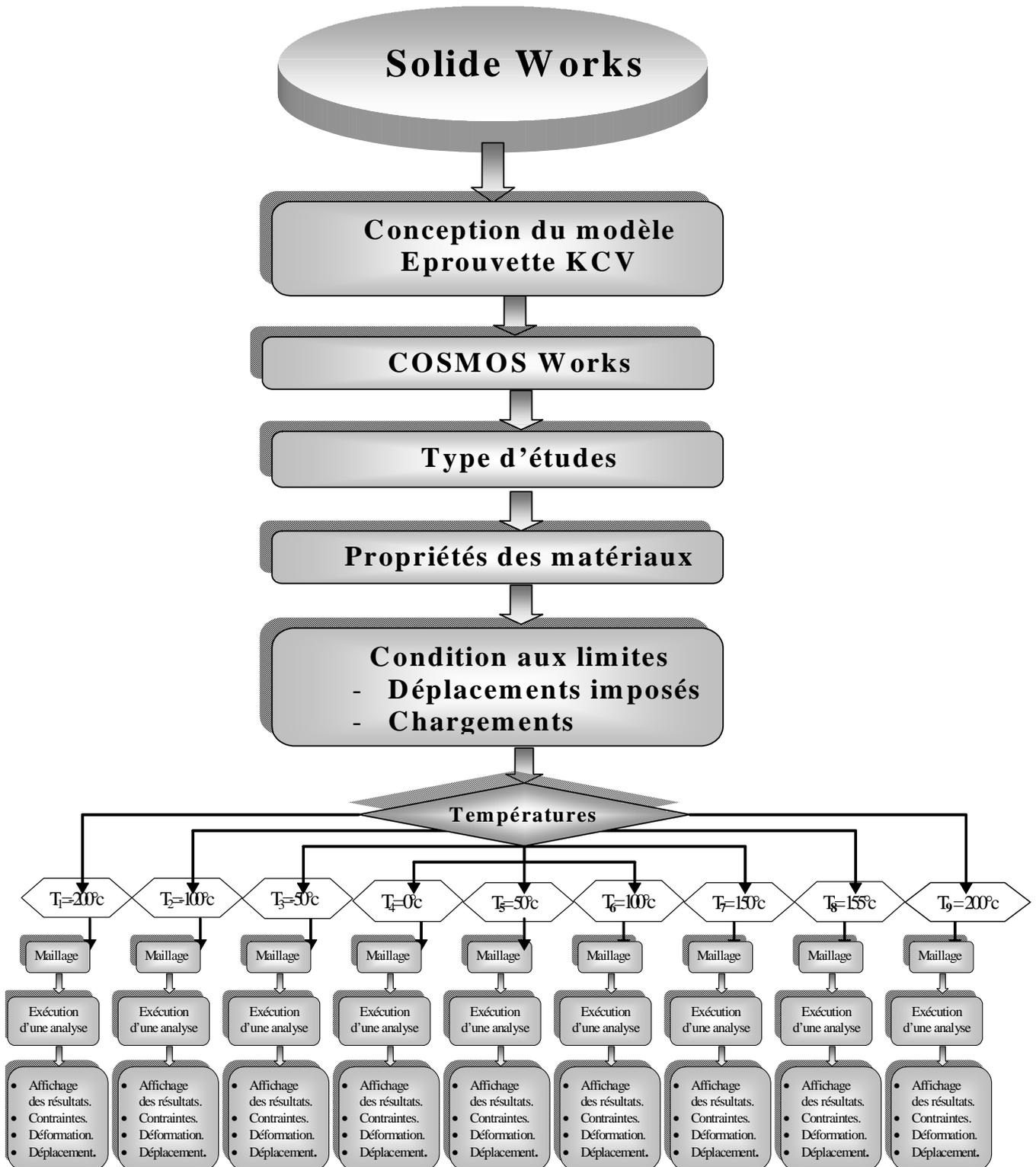


Figure IV. 9 : démarche adoptée pour la simulation de la zone transition fragile -ductile

A partir de cette analyse, il apparaît qu'une bonne description des champs mécaniques en fond d'entaille de l'éprouvette Charpy peut être obtenue en fonction de la température d'essai. L'évolution des contraintes principales σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} en fond d'entaille en fonction de la température d'essai est reportée sur la **figure IV.10**.

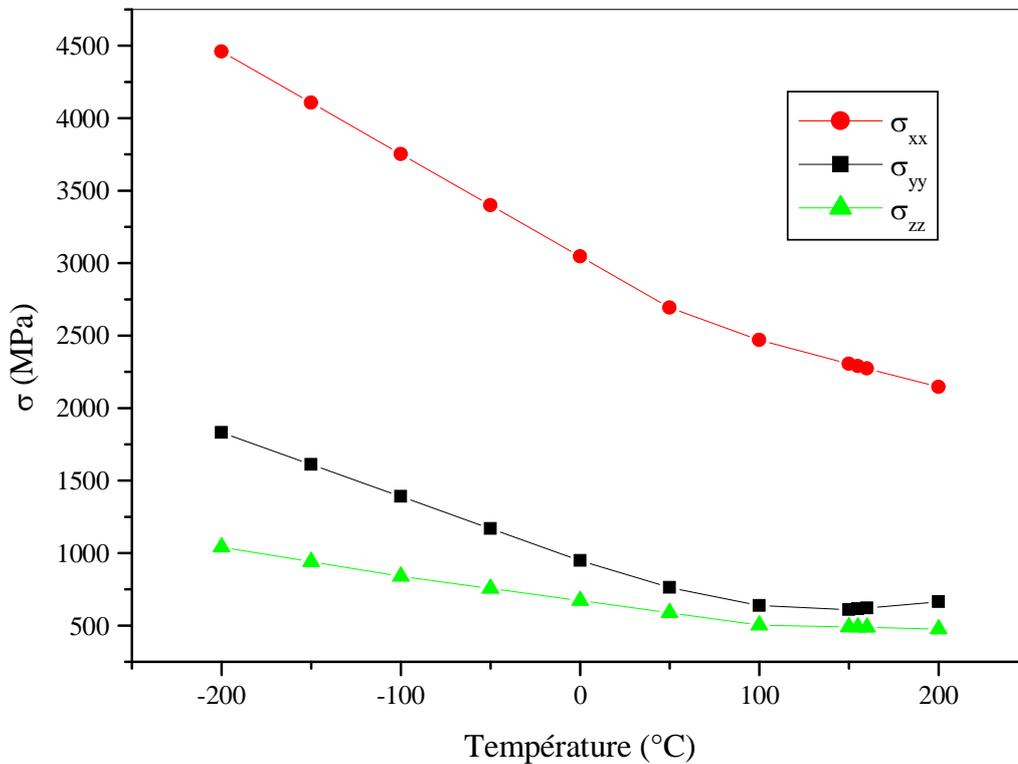


Figure IV.10 : évolution des contraintes principales en fond d'entaille en fonction de la température d'essai

On constate que la contrainte maximale diminue avec l'augmentation de la température d'essai jusqu'à 150°C, puis augmente proportionnellement avec l'augmentation de cette dernière. Les valeurs des contraintes σ_{xx} restent les plus importantes, mais pas point de négliger les autres contraintes σ_{yy} et σ_{zz} . C'est la triaxialité qui permet de prendre en considération les valeurs des trois contraintes à la fois.

A basse température, la contrainte de clivage est inférieure à la limite élastique du métal. La rupture s'effectue de façon fragile, c'est-à-dire sans plastification

macroscopique, et l'énergie absorbée est faible. Lorsque la limite élastique est inférieure à la contrainte de clivage, l'acier 42CD4 se déforme plastiquement avant de rompre, d'où l'observation d'une déformation plastique macroscopique sur les bords de l'éprouvette, là où la concentration des contraintes est maximale en fond d'entaille à une température d'essai 150°C, figure IV.11. La température correspondant au point d'intersection des deux courbes est appelée température de transition fragile-ductile.

IV.3.4.2. Distribution des contraintes en fond d'entaille à 150°C

Au voisinage de l'entaille de l'éprouvette KCV, les distributions ont été obtenues par calcul aux éléments finis comme le montre les **figures (IV.11, IV.12, IV.13)**.

On a observé dans le cas de la distribution de la contrainte normale maximale la zone de la déformation plastique au voisinage de l'entaille. Or la concentration des contraintes en tête de la fissure conduit à une plastification qui accompagne sa propagation. L'acier 42CD4 à l'état de revenu 400°C pour une température d'essai à 150°C se comporte alors comme un matériau ductile.

La transition fragile-ductile dans les aciers a fait l'objet d'un nombre très important de travaux qui s'étalent sur la quasi-totalité du 20^{ème} siècle. La zone de transition ductile-fragile dépend fortement de la microstructure du matériau telle que la taille de grain.

Divers auteurs [9-11] ont mis en évidence son influence sur la température de transition fragile-ductile d'acier faiblement alliés (0,3% C, 1% Cr, 3% Ni). Pour des taux de ségrégation intergranulaire suffisants, il été observé une diminution de la contrainte de rupture fragile conduisant a une augmentation de la température de transition, **figure IV.14**.

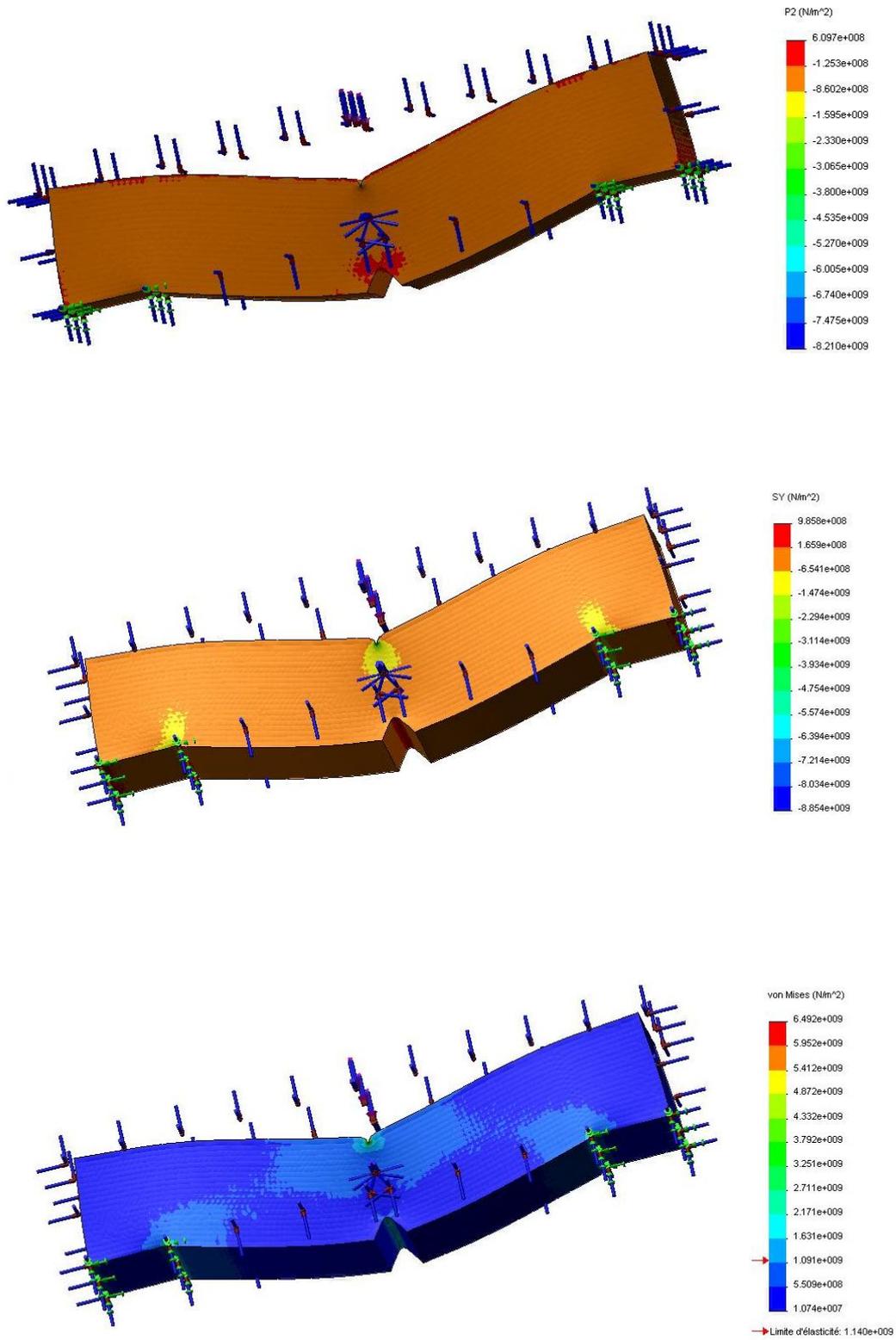


Figure IV.11: distributions des contraintes en fond d'entaille à 150°C

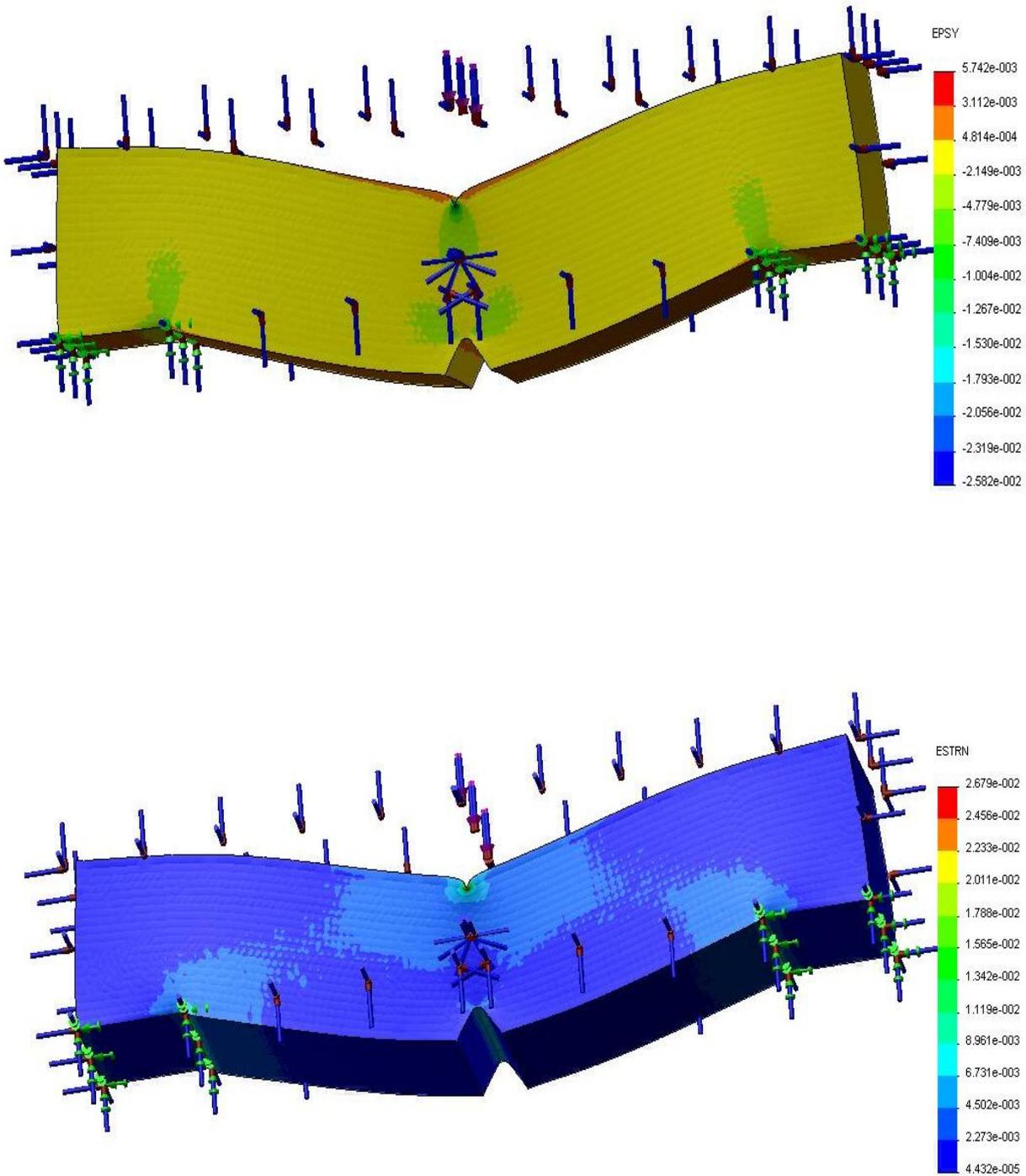


Figure IV.12 : distributions de déformations en fond d'entaille à 150°C

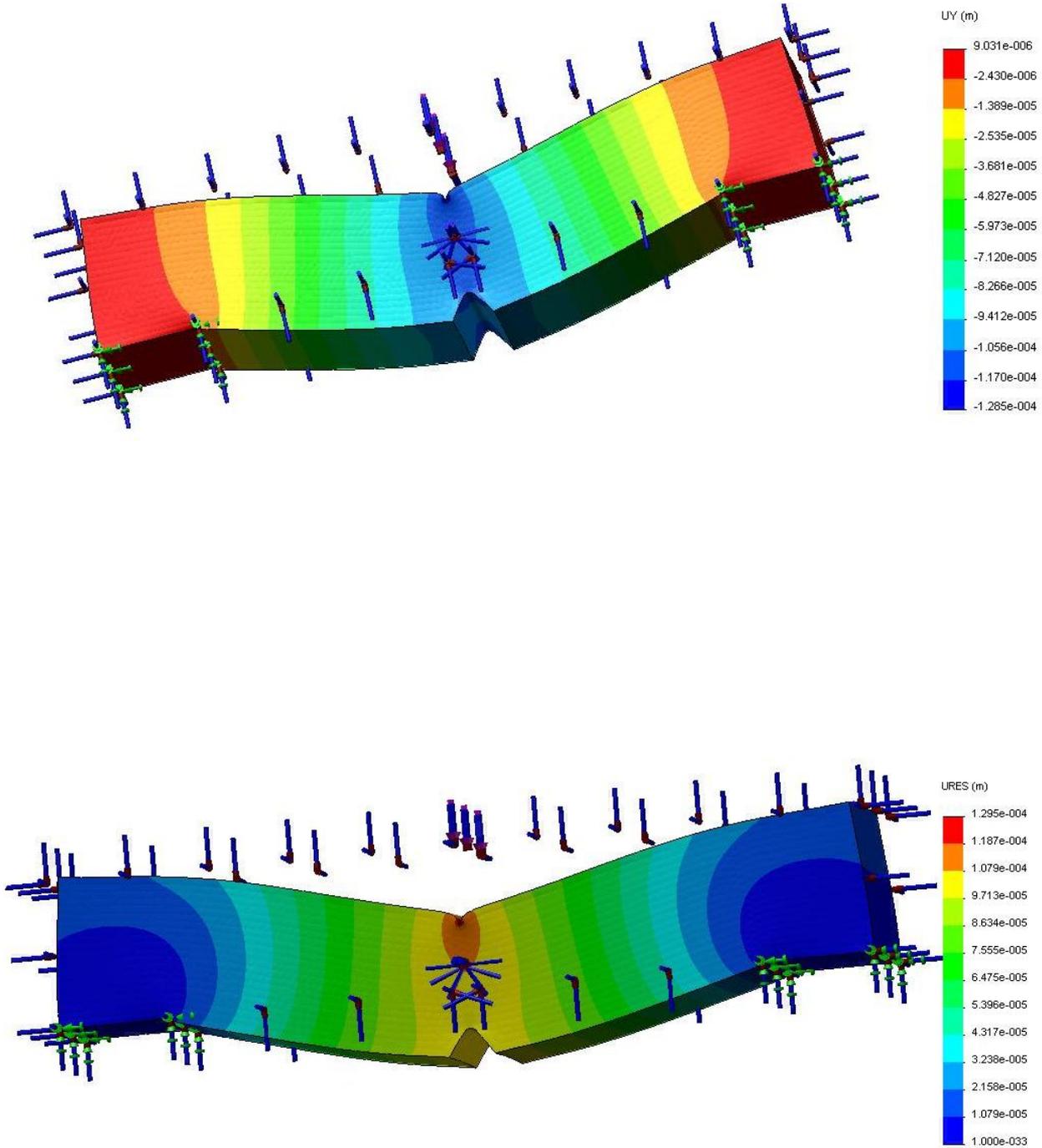


Figure IV.13 : déplacements sur l'axe Y et résultante à 150°C

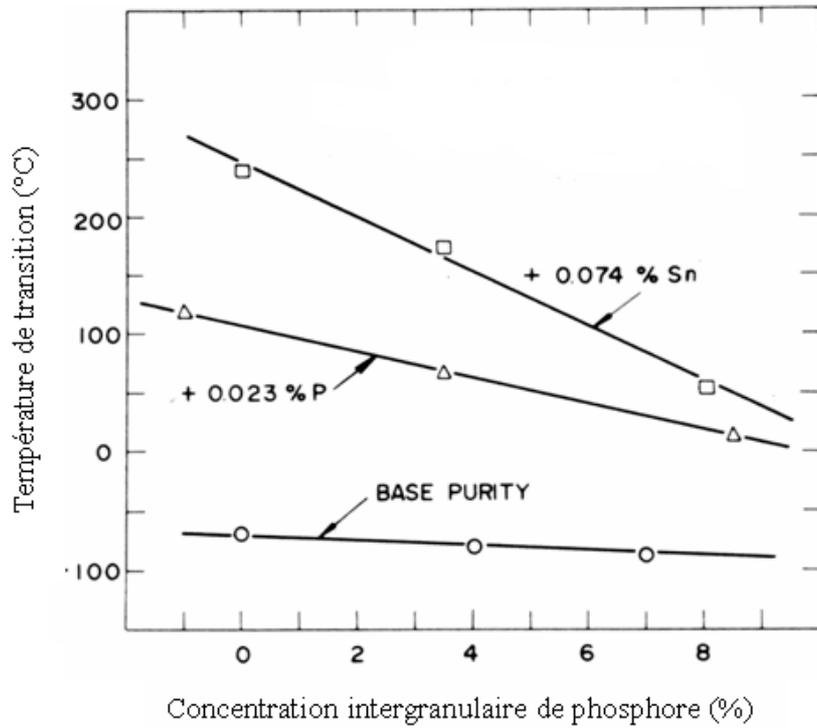


Figure IV.14 : variation de la température de transition ductile-fragile d'un acier faiblement allié (NiCr) avec la taille de grain pour différents niveaux de pureté [11]

Bibliographie

- [1] R.E. Peterson, Stress concentration factor, John Wiley and son, New York, 1974.
- [2] S. Timoshenko, J. N. Goodier, Theory of elasticity, New York, 1951.
- [3] H. Neuber, Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law, Journal of applied mechanics, 28, 1961.
- [4] C. C. Chen, H. I. Pan, Collection of papers on fracture of metals, metallurgy industry press, Beijing, 1978.
- [5] S. Usami, Short crack fatigue properties and component life estimation, current research on fatigue crack, edited by Tanaka. T, the society of materials sciences, Kyoto, 1985.
- [6] G. Glinka, A. Newport, Universal features of elastic notch tip stress field, International journal of fatigue, vol 9, 1987.
- [7] X. Kewein, H. Jiawen, Prediction on notched fatigue limits for crack initiation and propagation, Engineering fracture mechanics, vol 41, 1992.
- [8] R. Hill, The mathematical theory of plasticity, Oxford university press, 1959.
- [9] I. Elayachi, Etude de l'évolution de la courbe de transition de la ténacité en fonction de la température et du défaut géométrique dans le cas d'un acier moulé, Thèse de doctorat, Université Mohamed V, 2006.
- [10] R. A. Mulford, C. J. Mc. Mahon, D. P. Pope, H. C. Feng, Metal . trans. A, 7A, 1976.
- [11] N. T. Trinh, Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique (ENSTA), ParisTech, 16 Juin 2008.

CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES

L'objectif de ce travail était d'étudier le comportement mécanique de l'acier faiblement allié destiné à la fabrication des écrous à l'unité BCR Oued Rhiou au moyen d'une approche principalement expérimentale et d'une approche numérique.

L'influence des traitements thermiques de revenu sur l'acier étudié semble apporter des modifications sur les propriétés mécaniques. Les valeurs des caractéristiques mécaniques (limite d'élasticité, allongement, résistance à la traction, dureté et énergie de rupture), varient sensiblement au cours de ces traitements thermiques de revenus appliqués.

Les conclusions qui se dégagent de cette étude sont les suivantes:

- L'acier 42 CD 4 appartient à la gamme des aciers faiblement alliés, destiné à la fabrication des pièces mécaniques.
- Les caractéristiques mécaniques obtenues par traction et dureté en fonction des traitements thermiques de revenus à 200°C, 300°C, 400°C, 500°C et 600°C, montrent les aptitudes mécaniques en faisant varier la microstructure.
- Les traitements de revenu entraînent un adoucissement de l'acier faiblement alliés 42 CD 4 et traduisent une décroissance des caractéristiques mécaniques conventionnelles (résistance à la traction et limite d'élasticité) et par conséquent une augmentation de l'allongement à rupture et de la striction avec une diminution de la dureté.
- L'essai de résilience a montré que l'énergie de rupture de l'acier 42CD4, dépend de sa microstructure pour la température de revenu 400°C et non de la concentration des contraintes. A cette température, cet acier présente une meilleure relation entre les caractéristiques mécaniques et la microstructure comme le montre la corrélation que nous avons établi entre l'énergie de rupture d'une part, la température de revenu et la géométrie de l'éprouvette d'autre part.

Le traitement de revenu à 400°C permet d'obtenir un meilleur compromis entre les différentes propriétés mécaniques. Au-delà de cette température, cet acier devient plus ductile.

- La variation de l'énergie de rupture par choc en fonction de la température de revenu présente un minimum à 300°C, ce qui laisse penser à l'existence d'une fragilité de revenu. Ce phénomène est attribué à la composition chimique, en particulier à la quantité importante de manganèse et de silicium ainsi qu'une faible teneur en molybdène de l'acier étudié.
- La méthode des plans d'expériences a permis d'étudier l'influence de la température de revenu dans l'intervalle (200-600°C), le taux local de triaxialité des contraintes et la vitesse de sollicitation dans l'intervalle (4,01-5,53 m/s). Cette méthode permet d'évaluer et de déterminer des modèles exprimant l'énergie de rupture en fonction des différents paramètres étudiés.

$$E = 0,000858 T^2 - 0,595T - 5,32 \frac{a}{\rho} + 0,013 \left(\frac{a}{\rho} \right) T + 134,087$$

- La prévision de la courbe de résilience dans le domaine de la transition fragile- ductile a été abordée par la simulation de l'essai Charpy qui s'appuie sur la distribution des contraintes en fond d'entaille.

Il serait souhaitable de poursuivre ce travail par une analyse de la microstructure et des essais de fatigue. Egalement, une étude pour la détermination de la zone fragile-ductile reste à réaliser.