

50376
1996
232

gen 20000275

T

N° d'ordre :

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

THESE

PRESENTÉE POUR L'OBTENTION DU TITRE DE DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Daniel EYZOP

Intitulée

**CARACTERISATION DE COUCHES CEMENTEES
EN BASSE PRESSION**

DATE DE SOUTENANCE : 02 juillet 1996

JURY :

Mr J. LESAGE	Président du jury
Mme S. DENIS	Rapporteur
Mme G. INGLEBERT	Rapporteur
Mlle C. ROBIN	
Mr D. COURATIN	
Mr P. JACQUOT	
Mr J.P. LEBRUN	

Laboratoire de Métallurgie

941, rue Charles Bourseul - BP 838 - 59508 DOUAI

Tél : 27/93/21/16 - Fax : 27/93/23/31



*" Służmy jak możemy ojczyźnie
Edukacja jej dać może radę i siłę. "*

*" Gouvernons la patrie comme nous le pouvons ;
l'éducation peut lui donner le bien-être et la force. "*

G.PIRAMOWICZ - 1773

- AVANT PROPOS -



Cette étude a été réalisée au Laboratoire de Métallurgie de l'ECOLE des MINES de DOUAI. Elle est le fruit d'une collaboration entre ce laboratoire, les sociétés INNOVATIQUE (groupe H.I.T.), NITRUID, VIDE ET TRAITEMENT, (groupe H.I.T.), ainsi que le LABORATOIRE de MECANIQUE de l'UNIVERSITE de LILLE 1.

Je profite de l'opportunité qui m'est offerte pour exprimer mes vifs remerciements à Monsieur le Professeur M.FREMIOT, Adjoint au Directeur des Recherches de l'Ecole des Mines de Douai pour les précieux conseils qu'il m'a prodigués.

Je tiens à remercier monsieur le Professeur J.LESAGE, mon Directeur de thèse et président du jury, pour la confiance qu'il m'a témoignée.

Mesdames les professeurs S.DENIS de L'Ecole des Mines de Nancy, et G.INGLEBERT du C.E.S.T.I., m'ont fait l'honneur d'accepter d'être les rapporteurs de cette thèse. Je leur exprime mes plus vifs remerciements.

Toute ma reconnaissance s'adresse à Mademoiselle le Professeur C.ROBIN, responsable du département Matériaux Métalliques de L'Ecole des Mines de Douai, pour sa collaboration et pour avoir accepté d'être membre du jury.

Je tiens à remercier Messieurs J.P.LEBRUN, P.JACQUOT, D.COURATIN, d'avoir accepté d'être membre du jury.

J'exprime toute ma sincère reconnaissance à l'ensemble du personnel du Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines de Douai pour la disponibilité qu'ils ont manifestés à mon égard. Je citerai entre autre Messieurs J.DURR, P.FLAHAUT et S.HARIRI ainsi que Mademoiselle R.VAUCHER.

Je serai plus particulièrement gré à Monsieur A.VIVILLE et Mademoiselle B.LEGIN de m'avoir conseillé et aidé durant toute cette période de ma vie.

SOMMAIRE

Introduction générale

Chapitre A : Etude bibliographique

I APPORT DE CARBONE	p1
1.1 Atmosphère de cémentation	p1
1.1.1 Quantité de carbone disponible	p1
1.1.2 Rôle de la température	p1
1.1.3 Rôle de la pression	p2
1.2 Interaction gaz-métal	p3
1.2.1 Rôle des éléments d'alliage	p4
1.2.2 Effet de l'oxygène	p4
a) La décarburation accidentelle	p4
b) L'oxydation interne	p4
1.3 Le processus de diffusion	p6
1.3.1 Présentation des lois de Fick	p6
1.3.2 Expression du coefficient de diffusion	p7
1.4 Le développement des procédés dits de basse pression	p9
1.4.1 Procédé avec adjonction d'azote	p9
1.4.2 Procédé sans adjonction d'azote	p10
1.5 Traitements thermiques associés	p11
Conclusion	p12
II MICROSTRUCTURE	p13
2.1 Description de la microstructure	p14
2.2 Quantification	p14
2.2.1 Possibilité de modélisation numérique des transformations de phases	p14
2.2.2 Structures déterminées à partir des mesures de dureté	p15

2.2.3 Evaluation du taux d'austénite	p16
2.2.4 Les carbures	p18
Conclusion	p20
III CONTRAINTES RESIDUELLES	p21
3.1 Variations de volume	p21
3.1.1 Expression des variations de volumes liées aux transformations de phases	p22
3.1.2 Influence du revenu	p23
3.2 Genèse des contraintes résiduelles - Approche qualitative	p23
3.3 Détermination des contraintes résiduelles	p25
3.3.1 Méthodes destructives	p25
3.3.2 Méthodes non destructives	p25
3.4 Modélisation des contraintes résiduelles	p26
3.4.1 Modélisation élastoplastique	p27
a) Distribution de la température	p28
b) Description de la microstructure	p28
c) Calcul des contraintes résiduelles	p29
3.4.2 Modélisations basées sur les variations de volume	p30
Conclusion	p32
IV CARACTERISATION EN FATIGUE	p33
4.1 Les essais d'endurance	p33
4.1.1 La courbe de Wöhler	p33
4.1.2 Loi de Bastenaire	p34
4.1.3 Détermination de la limite de fatigue	p35
4.1.4 Quelques résultats obtenus dans le cas de couches cémentées - Essais de fatigue en flexion rotative	p36
4.2 Influence de la microstructure sur la limite d'endurance	p37
4.2.1 Influence de la profondeur traitée	p37
4.2.2 Oxydation interne	p38
4.2.3 Austénite retenue	p39
4.2.4 Influence des carbures	p39

4.2.5 Influence de la taille de grain	p39
4.2.6 Influence des microfissures	p39
4.2.7 Influence de la structure à coeur	p40
4.3. Prise en compte des contraintes résiduelles	p40
4.3.1 Superposition des contraintes résiduelles aux contraintes appliquées - effet de l'austénite retenue	p40
4.3.2 Approche du comportement réel	p42
Conclusion	p43

Chapitre B : Techniques expérimentales

I Choix des nuances d'aciers	p44
II Dimensionnement des éprouvettes	p44
III Traitements thermiques associés à la cémentation	p46
IV Repérage des échantillons	p47
V Mesure de dureté	p48
VI Détermination des gradients de concentration en carbone	p49
VII Détermination des contraintes résiduelles	p 50
7.1 Principe de la méthode	p50
7.2 Conditions expérimentales	p52
VII Réalisation des essais de fatigue	p53
8.1 Description des éprouvettes	p54
8.2 Méthode de détermination de la limite d'endurance	p55
8.2.1 Estimation des paramètres de la loi de Bastenaire	p56
a) Données bibliographiques	p56
b) Résultats expérimentaux	p56
8.2.2 Premières estimations de la limite d'endurance	p56

Chapitre C : Résultats et discussion

Introduction	p58
I Présentation des résultats	p58
II Profil de composition chimique	p69
2.1 Influence des conditions de cémentation	p69
2.2 Rôle des éléments d'alliage sur l'activité du carbone dans l'austénite	p72
2.3 Influence des éléments d'alliage sur le coefficient de diffusion	p73
2.4 Variation des profils en éléments d'alliages	p75
2.4.1 Cas de la cémentation gazeuse	p75
2.4.2 Cas de la cémentation basse pression	p77
III Microstructures obtenues	p79
2.1 Austénite résiduelle	p79
2.2 Carbures	p81
3.2.1 Quantification	p81
3.2.2 Influence des carbures sur la trempabilité des aciers	p82
2.3 Structure à coeur	p82
3.3.1 Influence de la nuance sur la trempabilité de l'acier	p84
3.3.2 Influence du milieu de trempe	p84
3.3.3 Influence de la taille de grain	p84
Conclusion	p84
IV Contraintes résiduelles	p87
4.1 Résultats expérimentaux	p87
4.1.1 Influence de la teneur en carbone sur le profil de contrainte	p87
4.1.2 Influence du revenu	p88
4.1.3 Relation entre épaisseurs cémentées et profil de contrainte	p90
a) Evolution du maximum de contrainte	p91
b) Evolution du point de repassage à zéro des contraintes	p91
4.1.4 Influence de la structure à coeur	p91

4.1.5 Relation entre le taux d'austénite résiduelle et le profil de contrainte	p93
4.1.6 Influence d'un traitement par le froid	p94
4.1.7 Influence des carbures sur la répartition de contrainte	p95
4.2 Limites et validation de la méthode de dissolution par comparaison aux résultats obtenus par diffraction des rayons X	p96
4.2.1 Limites de la méthode	p96
4.2.2 Lissage des courbes de microdéformation	p98
4.2.3 Comparaison des résultats obtenus par diffraction X à ceux obtenus par dissolution	p99
Conclusion	p102
4.3 Modélisation	p103
4.3.1 Gradient thermique	p103
a) Données nécessaires à la résolution de l'équation de la chaleur	p105
b) Conditions aux limites et chargement	p106
c) Résultats	p106
4.3.2 Première approche : modélisation par bilame	p106
4.3.3 Application d'autres modélisations	p108
a) Echantillon traité par le froid	p108
b) Echantillon brut de trempe	p109
c) Prise en compte du revenu	p110
V Caractérisation en fatigue	p115
Introduction	p115
5.1 Présentation des résultats obtenus	p115
5.2 Observations des faciès de rupture	p117
5.3 Comparaison des résultats de cémentation basse pression et de cémentation classique	p120
5.4 Influence d'un traitement à l'azote	p122
Conclusion	p123
Conclusion générale	

Références bibliographiques

Annexes

- annexe 1 : Présentation générale des résultats

- annexe 2 : Répartition de la chaleur dans les éprouvettes destinées à la détermination des contraintes et dans les éprouvettes de fatigue

Introduction générale

INTRODUCTION GENERALE

D'après la norme NF A 02010, "la cémentation est un traitement thermochimique auquel est soumis un produit ferreux porté à l'état austénitique pour obtenir un enrichissement superficiel en carbone, élément qui se trouve en solution solide d'insertion dans l'austénite. Le produit enrichi en carbone subit un durcissement par trempe ultérieure ou immédiate ".

Par absorption et diffusion du carbone dans l'austénite, on obtient après trempe, une couche principalement martensitique de grande dureté (800 Hv1) capable de résister aux pressions de contact, à l'usure, à la fatigue. La résistance accrue des couches superficielles s'accompagne d'une fragilité qui doit être compensée par un coeur ductile. Un tel résultat est obtenu en limitant la teneur en carbone des aciers de cémentation de 0,10 à 0,25 % .

Le progrès des technologies et la recherche d'économies ont conduit au développement de différents procédés d'apport en carbone : solide au 19^{ème} siècle, bain de sel au début du 20^{ème} siècle, gazeuse (1930), basse pression (1980) et ionique (1980).

Industriellement, c'est le procédé de cémentation gazeuse classique qui reste le plus employé. Les atmosphères utilisées présentent cependant l'inconvénient de contenir du monoxyde de carbone qui en se dissociant libère de l'oxygène. De ce fait, la couche superficielle peut présenter une oxydation interne néfaste pour les propriétés du matériau cémenté. Parmi les différentes techniques de cémentation gazeuse, le procédé dit de basse pression, par l'intermédiaire de l'introduction d'un gaz sans oxygène, permet d'éliminer l'oxydation interne. De plus les pièces obtenues ne nécessitent que peu ou pas de finition. Outre cet avantage, la possibilité de trempe sous gaz directe dans le four, associée à une accélération du traitement, pourrait permettre l'intégration de ce traitement en chaîne de production, notamment dans l'industrie automobile. Une phase de mise au point a concerné l'introduction des gaz et l'homogénéité de traitement, le but étant d'obtenir de manière reproductible la microstructure et la profondeur traitée souhaitées.

L'étude et la caractérisation des procédés généraux de cémentation ont fait l'objet de nombreux travaux [1 à 4]. En particulier l'influence de la microstructure de la couche cémentée sur les propriétés mécaniques de l'acier après cémentation a été étudiée [5]... Ces dernières années, le niveau et le signe des contraintes résiduelles obtenues après traitement thermique sont devenus des données supplémentaires à intégrer lors de la conception des pièces. En effet, il est bien connu [6] que ces contraintes influencent la tenue en fatigue, la tenue à la corrosion ou à l'usure des pièces ...

Cette étude a été menée dans le cadre d'un contrat industriel entre les sociétés INNOVATIQUE (groupe H.I.T.), NITRUID et l'école des Mines de Douai en collaboration avec le laboratoire de mécanique de Lille I.

La demande industrielle initiale consistait à comparer les performances des deux traitements thermiques. Etant donné les moyens mis à notre disposition nous n'avons pas pu déterminer l'influence de l'oxydation interne sur le profil de contrainte. L'étude a donc été réorientée et nous avons systématiquement établi pour l'ensemble des cas testés : le profil de carbone, le profil de dureté, de microstructure et le profil de contrainte. La caractérisation en fatigue a été faite pour quelques cas d'étude.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique où nous rappellerons, d'abord, les notions nécessaires à la compréhension du processus d'enrichissement en carbone et présenterons succinctement les avantages résultant du procédé de cémentation sous basse pression. Les différents types de microstructures qu'il est possible d'obtenir après trempe seront décrits. Ensuite leur influence sur les caractéristiques mécaniques de l'acier sera présentée. Puis, nous développerons plus particulièrement l'aspect contraintes résiduelles. Une présentation des différents modèles qui cherchent à prévoir l'amplitude et la répartition des contraintes résiduelles sera faite. Enfin nous aborderons l'aspect comportement en fatigue des couches cémentées au travers de la détermination de limite d'endurance. Une synthèse bibliographique de l'influence sur la limite d'endurance des paramètres métallurgiques (structure) et mécanique (contrainte) sera faite.

Le deuxième chapitre a pour objectif la description des techniques expérimentales mises en oeuvre en développant plus particulièrement la technique de dissolution que nous avons utilisée pour déterminer la répartition des contraintes résiduelles. La méthode que nous avons choisie pour déterminer la limite d'endurance est aussi décrite.

Le troisième chapitre comporte une présentation ainsi qu'une analyse et une discussion des résultats obtenus. Nous avons essentiellement cherché à corréler les profils de carbone, de microstructure et de contraintes résiduelles obtenus. L'aspect modélisation des contraintes résiduelles est plus particulièrement développé au travers des approches les plus simples d'utilisation. Enfin l'influence de différents paramètres sur la tenue en fatigue est étudiée à partir de la détermination de limite d'endurance pour quelques cas d'étude.

Une conclusion générale permet de faire la synthèse de ce travail et permet de souligner les perspectives envisagées pour la suite de cette étude. Enfin on trouvera dans les annexes les principaux résultats obtenus sous forme de tableaux, de graphiques et de planches métallographiques.

Chapitre A

Etude bibliographique

I L'APPORT DE CARBONE

1.1 Atmosphère de cémentation :

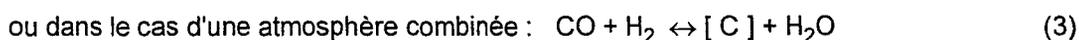
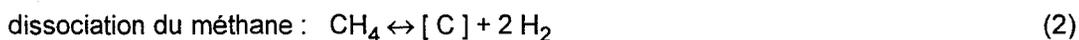
Les procédés utilisés aujourd'hui en cémentation gazeuse classique sont, soit la combustion endothermique d'hydrocarbures (méthane, propane, gaz naturel), soit l'instillation de liquides organiques $C_xH_yO_z$.

Pour les techniques de cémentation sous basse pression on procède par dissociation du propane (C_3H_8), ou du méthane (CH_4). L'efficacité du procédé dépend en particulier de la quantité de carbone disponible et de la possibilité de dissociation de l'atmosphère pour une température et à une pression donnée.

Les effets de la température et de la pression sont généralement étudiés en considérant que l'équilibre thermodynamique est obtenu au cours de la cémentation.

1.1.1 Quantité de carbone disponible :

L'apport de carbone est réalisé à partir de monoxyde de carbone et/ou de méthane. Les équilibres chimiques font intervenir les réactions suivantes :



Seule la réaction 2 concerne la cémentation sous basse pression. A volume égal de gaz, la quantité de carbone disponible est plus importante pour la réaction 2 que pour les réactions 1 et 3 ce qui peut présenter un avantage économique. Le pouvoir cémentant est étroitement lié aux rapports des pressions partielles des gaz contenus dans l'atmosphère et à la température de traitement. Nous examinons ci dessous l'influence de ces paramètres et plus particulièrement pour la basse pression.

1.1.2 Rôle de la température :

A l'équilibre, les réactions précédentes sont caractérisées par leurs constantes, exprimées en fonction des rapports de pression partielle :

$$\text{réaction* (1) : } P^2CO / (a \times PCO_2)$$

$$\text{réaction* (2) : } PCH_4 / (a \times P^2H_2)$$

$$\text{réaction* (3) : } (PCO \times PH_2) / (a \times PH_2O)$$

Ces constantes sont données dans le cas idéal où la quantité de carbone libérée est maximale (activité du carbone égale à 1).

Remarque * : a symbolise l'activité du carbone en phase gazeuse. L'activité d'un élément est considérée comme étant le rapport de sa pression effective sur une pression de référence (pression à saturation du milieu, ou pression si cet élément était seul).

L'étude de l'enthalpie de réaction, selon [7], permet de préciser le rôle de la température pour chacune des réactions, figure 1 :

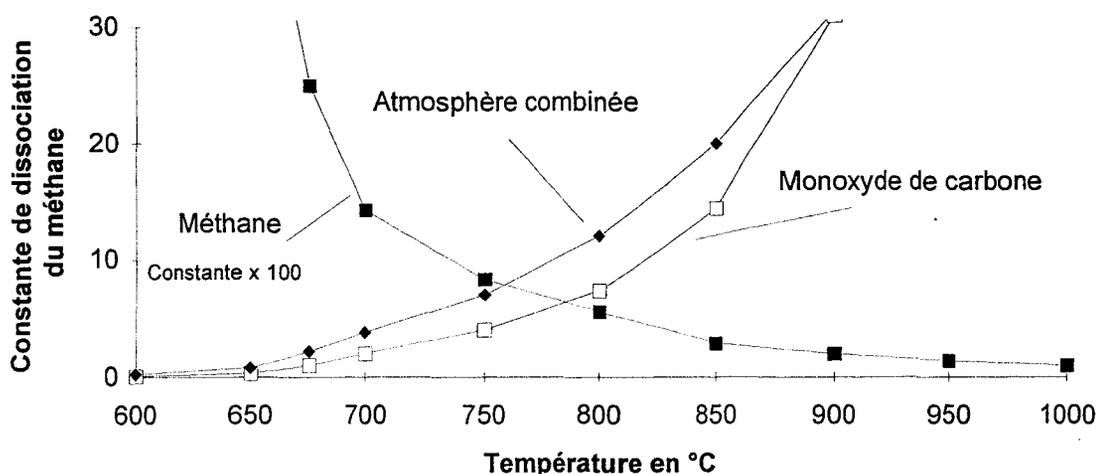


Figure 1 : Evolution des constantes de réaction en fonction de la température

Plus la constante est faible sous l'effet de la température, plus la dissociation est complète. A titre d'exemple une diminution de la constante relative à la dissociation du CH_4 indique une chute de la pression de CH_4 et une augmentation de la pression de H_2 . Cette remarque laisse supposer une amélioration du processus de cémentation dans le cas du CH_4 par élévation de température. Au-delà de 900°C , la réaction devient pratiquement complète.

1.1.3 Rôle de la pression :

Une diminution de la pression favorise les réactions dans le sens de l'augmentation de volume des gaz. La réaction la plus favorisée sera donc la réaction 2. Le diagramme de Luiten, Limque et Bless [8], figure 2, donne l'évolution du pourcentage de CH_4 résiduel à l'équilibre en fonction de la température pour différentes pressions.

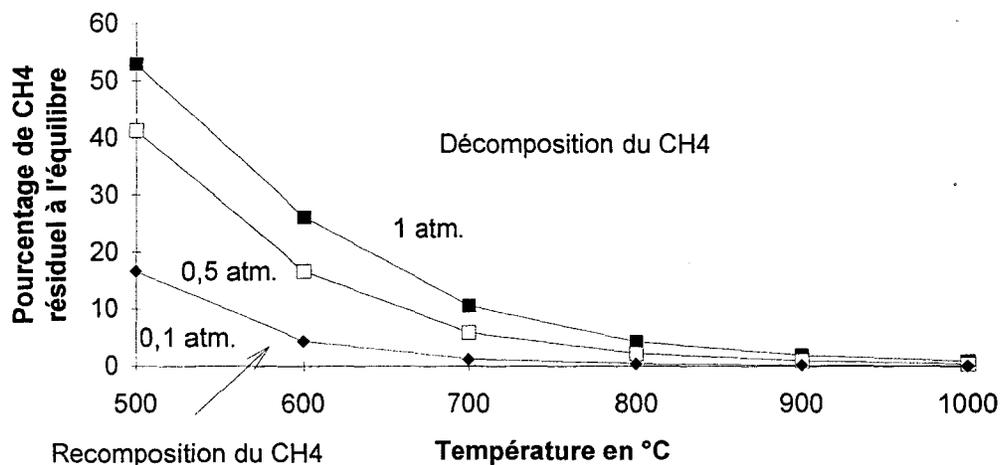


Figure 2 : Influence de la pression sur la dissociation du CH₄ [7]

On constate que plus la pression est faible, plus la dissociation du CH₄ est complète. Ce type d'approche permet donc de préciser à l'équilibre, en fonction du type d'atmosphère, la quantité de carbone disponible, le rôle de la pression et de la température sur le processus de dissociation. Industriellement on cherche à amener le plus rapidement possible une quantité de carbone proche de la limite de saturation de l'austénite. La dissociation du gaz, introduit en grande quantité, se fait hors équilibre. La quantité de carbone amenée est appelée potentiel carbone en cémentation gazeuse classique. Ce potentiel correspond à la teneur en carbone de l'austénite non alliée en équilibre avec l'atmosphère de cémentation. Des abaques de régulation du potentiel carbone [1] permettent de déterminer la teneur en carbone à l'équilibre en fonction du type d'atmosphère, de la température, et de la teneur en gaz résiduels tels que CO₂, CH₄. Dans les techniques dites sous vide (sans oxygène), les industriels régulent expérimentalement un flux de carbone. Cette notion sera abordée dans la suite de ce document.

Pour maîtriser le processus de cémentation, il est nécessaire de connaître les phénomènes d'interaction gaz-métal. Nous décrivons dans la suite l'influence des éléments d'alliage et de l'oxygène sur ces phénomènes.

1.2 Interaction gaz-métal :

1.2.1 Rôle des éléments d'alliage :

Les aciers de cémentation contiennent des éléments d'alliage afin d'améliorer leur aptitude à subir la transformation martensitique (trempabilité). Ces éléments d'alliage modifient l'activité du carbone dans l'austénite. Certains éléments, tels que le chrome ou le manganèse, sont surcarburants tandis que le silicium et le nickel sont souscarburants.

La quantité de carbone effectivement atteinte pour un acier comportant des éléments d'addition (c_a) par rapport au pourcentage de carbone que l'on aurait effectivement atteint sur un acier au carbone non allié (c_c) peut être donnée à partir de diverses relations empiriques, dont on trouvera une synthèse dans [9]. Ces relations affectent des rôles similaires aux éléments d'alliages. A titre d'exemple Gunnarson [10] donne :

$$\log \frac{c_c}{c_a} = -0,04 \% \text{ Cr} - 0,013 \% \text{ Mn} + 0,055 \% \text{ Si} + 0,014 \% \text{ Ni} - 0,013 \% \text{ Mo}$$

Il est ainsi possible de classer les aciers selon leur capacité à absorber du carbone.

1.2.2 Effet de l'oxygène :

L'oxygène est à l'origine de défauts métallurgiques consécutifs au procédé de cémentation gazeuse classique tels que la décarburation accidentelle ou l'oxydation interne.

a) La décarburation accidentelle :

Les atmosphères peuvent être cémentantes ou décarburentes par inversion du sens des réactions chimiques en fonction de la température, de la durée de maintien, de la pression et des quantités en présence des différents gaz. Par exemple, la combustion du carbone par l'oxygène entraîne la diffusion du carbone du coeur vers la surface. Elle affectera les caractéristiques mécaniques de la peau [11].

Lors de la dissociation du méthane, il se forme de l'hydrogène. Cet hydrogène peut avoir un effet décarburent. La vitesse de décarburation par l'hydrogène n'égale la vitesse de carburation du méthane que lorsque la teneur en hydrogène du mélange gazeux est nettement prédominante et que le taux de méthane est très faible. GRABKE [12] a d'ailleurs montré que la vitesse de décomposition du CH_4 est proportionnelle à $\text{PCH}_4/(\text{PH}_2)^{1/2}$ alors que la vitesse de réaction inverse est proportionnelle à $\text{PH}_2^{3/2}$. Les risques de décarburation sont donc moindres en l'absence d'oxygène.

b) L'oxydation interne :

L'oxygène, la vapeur d'eau ou le dioxyde de carbone contribuent au phénomène d'oxydation selon les réactions d'équilibre suivantes :



Ces réactions peuvent être oxydantes ou réductrices selon la température, la durée de maintien et les rapports $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ ou CO_2/CO .

L'oxygène étant beaucoup moins soluble dans le fer que le carbone, il se produit la précipitation d'oxydes avec les éléments d'alliage avides d'oxygène comme le silicium, le titane, le manganèse, le chrome..., dont certains sont ajoutés pour augmenter la trempabilité de l'acier. La figure 3 représente les potentiels d'oxydation de divers éléments dans une atmosphère cémentante à 930°C.

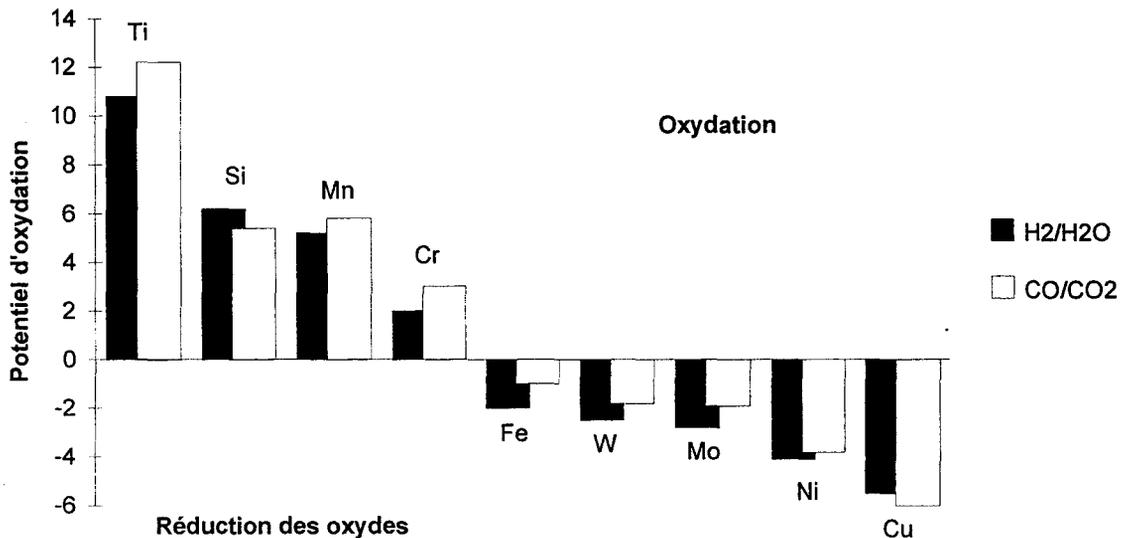


Figure 3 : Potentiel d'oxydation de divers éléments pendant un maintien à 930°C dans une atmosphère cémentante (d'après Koslovski [13] cité par [1])

Comme ces éléments oxydés ne peuvent plus jouer leur rôle sur la trempabilité [14], [15] c'est à dire sur la formation de martensite au cours de la trempe, il s'ensuit la formation de perlite ou de bainite en surface.

De plus, l'oxydation, localisée sur quelques dizaines de microns, affecte sensiblement la distribution des contraintes résiduelles de surface dont nous verrons, chapitre V, l'influence prépondérante sur la tenue en fatigue [16]. Ces effets peuvent être annihilés ou évités de différentes manières :

- par grenailage,
- par élimination de la zone oxydée par rectification,
- par modification de la composition chimique de l'acier en réduisant la teneur des éléments oxydables
- par réduction de la concentration en éléments oxydables,
- par traitement thermochimique sous pression réduite.

La volonté d'éviter l'oxydation interne, a conduit les industriels à développer la technologie des fours à vide en particulier en Allemagne, la principale application étant la trempe sous vide.

1.3 Le processus de diffusion :

Du point de vue macroscopique, et pour une solution solide, le carbone se déplace de manière à réduire la différence de concentration. Le carbone peut diffuser jusqu'à des profondeurs comprises entre 0,5 et 3 mm.

Ces phénomènes de diffusion sont décrits par les lois de Fick appliquées dans le cas d'un milieu semi-infini à concentration superficielle constante [17, 18]. La résolution de ces équations peut être effectuée analytiquement ou par la méthode des éléments finis [19 à 26].

1.31 Présentation des lois de Fick :

La première loi de Fick permet de suivre l'évolution du taux de carbone en fonction du flux de carbone par unité de surface. La seconde loi de Fick intègre le paramètre temps et permet de modéliser le profil carbone obtenu après cémentation. Ces lois sont citées dans le cas de la diffusion unidirectionnelle :

$$\text{Première loi de Fick : } J = -D \frac{\delta c}{\delta x}$$

$$\text{Seconde loi de Fick : } \frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right)$$

J : flux par unité de surface et de temps

t : temps

x : profondeur

c : pourcentage de carbone

D : coefficient de diffusion

Si l'on considère que le transfert entre le gaz et le métal à la surface est très rapide, la teneur en carbone à la surface peut être assimilée au potentiel carbone de l'atmosphère. Dans ce cas la solution analytique suivante est adoptée pour la seconde loi de Fick :

$$\frac{c - c_0}{c_g - c_0} = \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

$$\text{avec } \operatorname{erfc}(z) = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z e^{-z^2} dz$$

c_g : potentiel carbone de l'atmosphère

c_0 : concentration en carbone du métal de base

De cette expression se déduisent les règles suivantes, pour un potentiel carbone fixé :

- La distance à la surface, pour laquelle on obtient une concentration donnée, est proportionnelle à la racine carrée de la durée de traitement.
- La durée nécessaire pour obtenir une concentration fixée à une profondeur donnée est proportionnelle au carré de la distance et inversement proportionnelle au coefficient de diffusion.

Il est possible d'estimer par simulation numérique le taux de carbone en un point donné si l'on connaît :

- soit le flux de carbone,
- soit le taux de carbone en peau, le coefficient de diffusion, la teneur initiale en carbone.

1.3.2 Expression du coefficient de diffusion :

Toutes ces modélisations nécessitent la connaissance du coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite. Ce coefficient dépend essentiellement de la température mais aussi de la concentration en carbone. La figure 5 représente le rôle de la température sur le coefficient de diffusion selon Gaoging [23]. Le coefficient de diffusion est exprimé selon une loi d'Arrhénius :

$$D = D_0 \text{ EXP } \frac{-\Delta H_D}{R \cdot T}$$

D_0 : constante

T : température en °C

R : constante des gaz parfait

ΔH_D : enthalpie

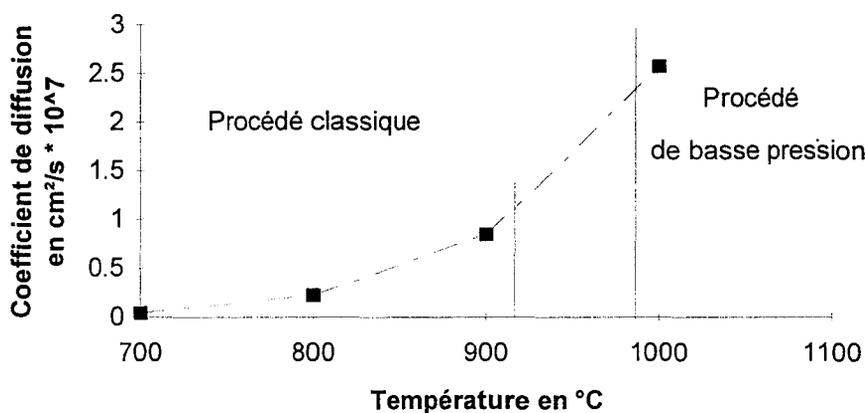


Figure 4 : Influence de la température sur le coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite d'après [23]

En cémentation basse pression les températures de traitement sont supérieures à 980°C alors qu'en cémentation classique elles ne dépassent pas 930°C. Le coefficient de diffusion peut donc être multiplié par deux selon le procédé de traitement utilisé.

Plusieurs auteurs ont cherché à déterminer l'influence de la concentration en carbone sur le coefficient de diffusion. Le tableau I rassemble quelques résultats bibliographiques :

WELLS et MEHL [28]	$(0,07 + 0,06 \%C) \exp [-32000 / R T]$
COLLIN et col. [27]	$1,43 \exp (-19900/T) \exp [(0,00242) (\%C) \exp (6790/T)]$
GAOGING. [23]	$0,116 \text{ EXP } (-32000 / R T)$

Tableau I : Différentes expressions du coefficient de diffusion en cm^2/s avec R en cal / Kmol et T, température en °K

La figure 5 visualise l'expression du coefficient de diffusion en fonction du taux de carbone à 980°C.

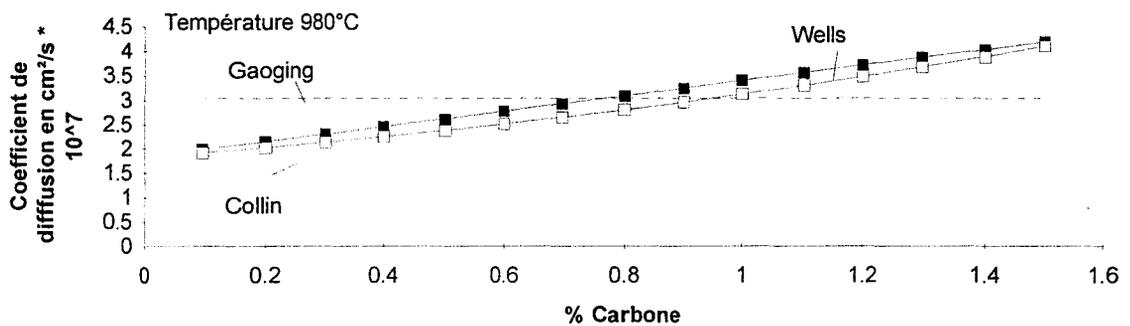


Figure 5 : Evolution du coefficient de diffusion en fonction du pourcentage carbone

Une simulation comparative des différents modèles proposés par la bibliographie a été mise en oeuvre, figure 6. Elle montre que l'influence de la concentration en carbone sur le coefficient de diffusion n'induit pas d'écarts très élevés sur le gradient de concentration en carbone dans la couche cémentée.

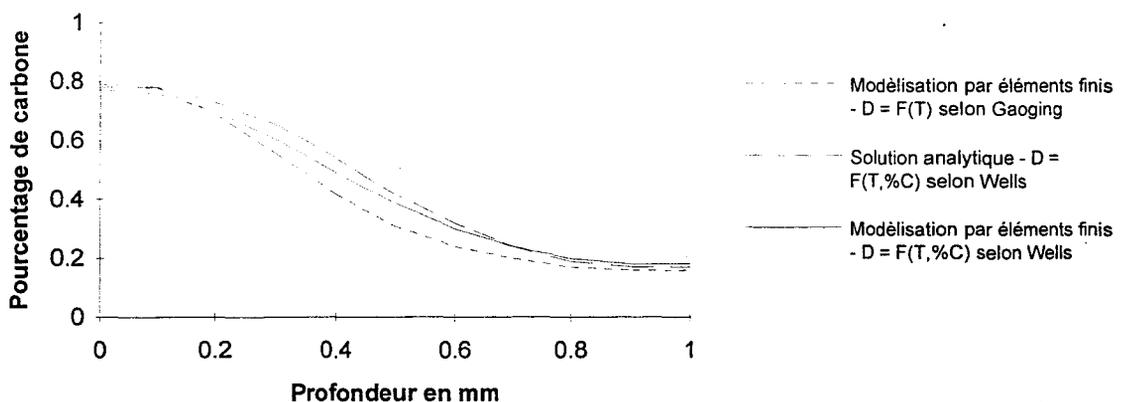


Figure 6 : Comparaison des différents modèles - Acier 16NCD13
48 min. de cémentation - 50 min. de diffusion - Température : 980°C

Remarque : La durée de cémentation a été fixée de la manière suivante : on fixe un profil carbone adapté aux conditions souhaitées, l'aire sous la courbe permet de calculer la quantité de carbone qu'il est nécessaire d'apporter lors du cycle de cémentation .

1.4 Le développement des procédés dits de basse pression :

La Société HAYNES (USA) [29] a été la première à utiliser la technologie des fours à vide appliquée aux techniques de cémentation - brevet 2.154.398 (B) (72 134 26). Deux technologies se sont développées dans le but d'obtenir un traitement homogène et reproductible :

1.4.1 Procédé avec adjonction d'azote : (ou cémentation gazeuse accélérée [30])

L'hydrocarbure méthane ou propane est utilisé avec adjonction d'azote. Les pressions de travail sont d'environ 10 000 à 60 000 Pa. Pour obtenir un traitement homogène, la circulation du gaz est stimulée mécaniquement (ventilation ou rotation de pièces).

Ce processus de cémentation se caractérise par une succession de phases d'enrichissement en carbone et de phases de diffusion sous vide. L'enrichissement en carbone se fait à la limite de solubilité de celui-ci dans l'austénite (le contrôle est possible à l'aide d'un détecteur de suie basé sur le principe d'absorption par infrarouge). Pour ce procédé, on n'observe pas de décarburation. Ces phases de diffusion ont pour effet de réduire la teneur superficielle en carbone jusqu'à la valeur visée. Ces séquences sont reproduites jusqu'à obtenir la profondeur de traitement souhaitée.

L'utilisation de températures plus élevées (980°C - 1000°C) diminue considérablement la durée de traitement par amélioration du processus de dissociation du CH₄ et accélération du processus de diffusion.

Afin de prévoir la profondeur cémentée, des abaques [8], [31], [32] sont établis à partir de la relation déduite de la seconde loi de Fick appliquée à la diffusion du carbone :

$$P = K \sqrt{t}$$

P : profondeur efficace

t : durée totale de cémentation

K : constante de cémentation pour une température et une pression de gaz donnée

Un exemple est donné figure 7. Ces abaques ne sont utilisables que pour un mélange gazeux donné.

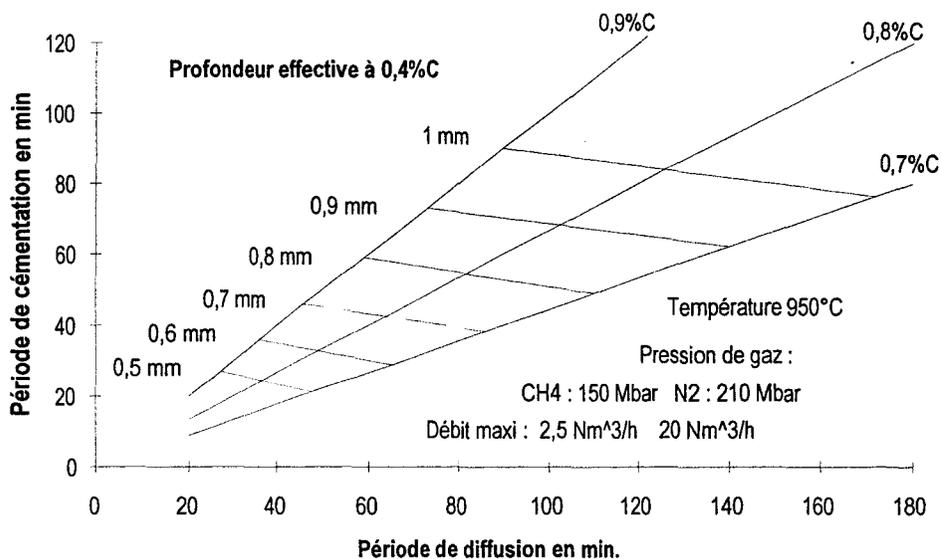


Figure 7 : Exemple d'abaque de gestion de la profondeur traitée [8]

1.4.2 Procédé sans adjonction d'azote :

Parallèlement au procédé précédent, la technique des pulses courts s'est développée. Les dépôts de suies éventuels sont évités. L'homogénéité du traitement dépend de la position des injecteurs et de la fréquence des injections.

Pour ce procédé, la technique de traitement à saturation de l'austénite n'est plus utilisable. A titre d'exemple, d'après [22], il faut 200 min et 40 min pour des pressions respectives de 2700 Pa et 5400 Pa à 1000°C pour atteindre la saturation de l'austénite. Ces temps de maintien seraient trop longs pour la cémentation même sur de faibles épaisseurs.

En cémentation classique il est communément admis que la profondeur traitée est, pour une température donnée, fonction de la racine carrée du temps. En présence d'un courant gazeux, la vitesse de cémentation est fonction de la racine carrée de la vitesse du gaz et de la température [33]. Dans ces conditions, on préfère prendre en considération un flux de carbone plutôt qu'un potentiel carbone déterminé à partir de la variation de masse d'un échantillon ou par l'analyse du gaz.

1.5 Traitements thermiques associés :

Le durcissement de la couche cémentée est obtenu par trempe. La figure 8 [34] indique les cycles de trempe généralement utilisés après cémentation classique. Après la trempe, les pièces cémentées subissent un revenu. Ce revenu permet de réduire les déformations et d'obtenir une structure métallurgique plus stable en service.

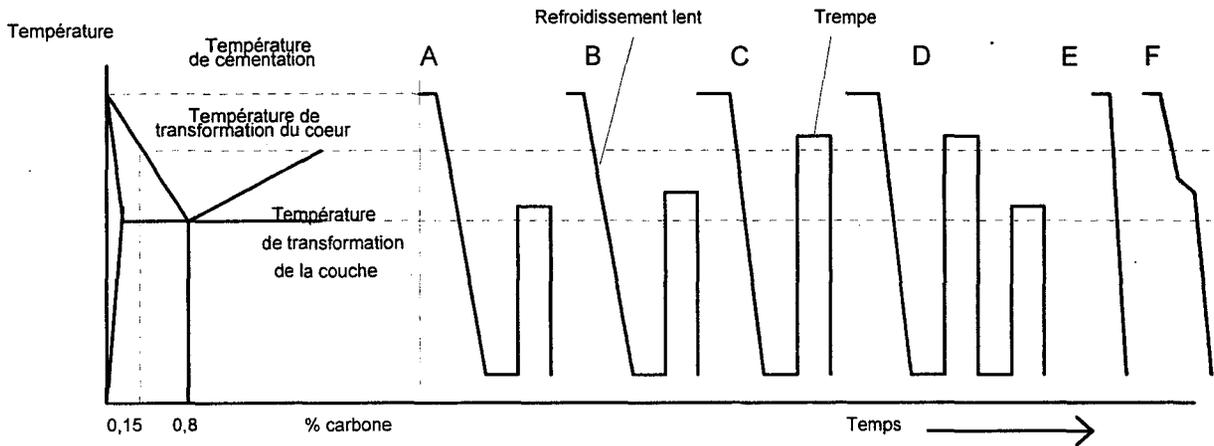


Figure 8 : Principaux cycles de trempe utilisés après cémentation, relatifs à la taille de grain et à la structure

Le but des traitements thermiques présentés figure 8 est de prendre en considération les effets de la taille de grain au niveau de la trempabilité de l'acier et de réduire le risque d'apparition de carbures. En cémentation basse pression, les problèmes de taille de grain inhérents à l'utilisation de la haute température sont limités par des durées de maintien relativement courtes en comparaison aux durées de cémentation classique.

CONCLUSION :

Le traitement de cémentation se caractérise par une phase d'enrichissement en carbone, une phase de diffusion et un traitement thermique (trempe + revenu). En cémentation gazeuse classique, le gradient de carbone peut être prévu à partir de la concentration en carbone initiale de l'acier et de la concentration superficielle fixée (c'est à dire du potentiel carbone), du coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite et de la durée de cémentation. Le coefficient de diffusion est essentiellement dépendant de la température.

Le potentiel carbone est déterminé dans ce cas à partir d'abaques en fonction des mélanges de gaz introduits et de la température de traitement.

Pour améliorer le procédé d'enrichissement en carbone, la technologie des fours à vide appliquée à la cémentation par hydrocarbure a été développée. La basse pression et l'élévation de température favorisent la dissociation du CH_4 . Ce processus présente l'avantage de supprimer les effets de l'oxydation interne (absence d'oxygène), de réduire la durée de cémentation et de réduire la concentration de gaz nécessaire au traitement [35].

Le gain sur la durée de traitement et la qualité des pièces ainsi obtenues permettent l'intégration du traitement de cémentation basse pression en atelier flexible au niveau de l'industrie [36] automobile [37], [38] ou aéronautique [39].

Le contrôle du flux de carbone est propre à chaque industriel et nécessite une phase de mise au point expérimentale [40]. Pour donner un mouvement au gaz, et pour améliorer l'homogénéité de traitement, deux technologies se sont développées :

- l'une avec pression d'apport en azote. Des pulses longs cémentation-diffusion sont utilisés pour renouveler le gaz et permettre à la concentration en carbone en peau de redescendre à la teneur visée.
- l'autre à partir d'injection de gaz par pulses courts.

Une simulation du profil carbone obtenu, notamment dans la technique à pulses courts, nécessite l'étude de l'influence de nombreux paramètres tels que la durée de séjour du gaz dans l'enceinte, la pression et le débit de gaz...

Dans le cadre de notre étude, la mesure des gradients de carbone est donc nécessaire pour comparer objectivement les performances des différents procédés. En effet, le gradient de carbone dans la couche cémentée ainsi que le mode de trempe qui suit l'enrichissement en carbone conditionnent le type de microstructure obtenue.

II MICROSTRUCTURE

L'analyse du comportement mécanique d'un matériau nécessite la connaissance de sa microstructure et des contraintes résiduelles.

La nature des microstructures obtenues après cémentation dépend de la répartition du carbone dans la couche et du mode de trempe. Les différents constituants pouvant être observés sont les suivants : martensite, austénite résiduelle, carbures, troostite, bainite et ferrite [34], [41 à 43].

Les développements récents de modèles numériques permettent d'approcher qualitativement et quantitativement la structure obtenue après traitement thermique. La description des constituants peut être aussi obtenue à partir de relations expérimentales simples basées sur la teneur en éléments d'alliage, la vitesse de refroidissement et des mesures de dureté.

2.1 Description de la microstructure :

La transformation austénite - martensite souhaitée n'est pas toujours complète. C'est le cas lorsque l'acier est fortement chargé en éléments d'alliage (Cr, Ni, Mn, C) qui abaissent la température de transformation martensitique et stabilisent l'austénite au cours du cycle de trempe. Pour certaines applications [44 à 45], la présence d'austénite non transformée ou austénite résiduelle peut être acceptée.

Si l'on exclut les phénomènes indésirables tels que l'oxydation interne ou la décarburation, déjà discutés précédemment, d'autres constituants comme les carbures peuvent être observés dès que la limite de solubilité du carbone dans l'austénite est dépassée. Ces carbures, par pompage des éléments d'alliage, abaissent localement la trempabilité, dont la conséquence est la formation de perlite ou de troostite pendant la trempe.

On observe à coeur des structures le plus souvent bainitiques ou martensitiques. Mais la ferrite peut apparaître si la trempabilité est insuffisante ou si la température d'austénitisation est trop faible.

La microstructure obtenue dépend du cycle thermique appliqué et de la composition chimique initiale. Les courbes de transformation au refroidissement continu (T.R.C.), dont les premières ont été établies dans les années 30 par Davenport et Bain [46] à partir de mesures dilatométriques, permettent de prévoir la microstructure en fonction des conditions de refroidissement.

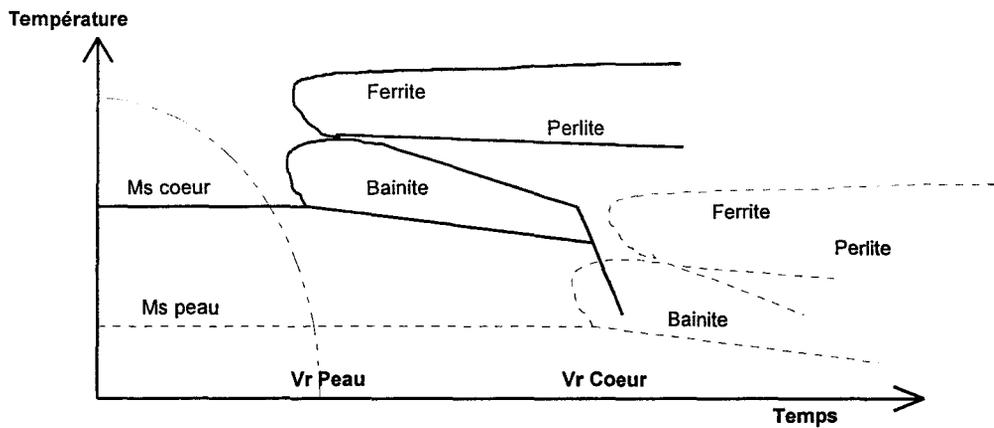


Figure 9 : Courbe T.R.C. d'un acier cémenté, chronologie de transformation peau-coeur.

Pour un acier cémenté, la concentration en carbone décroît graduellement de la surface vers le coeur. La conséquence est que, pour les mêmes conditions de refroidissement, les microstructures obtenues après trempé sont différentes comme on peut le constater sur la figure 9 où les courbes de transformation du coeur et de la surface sont présentées.

Pour la zone superficielle du matériau où la teneur en carbone est plus élevée qu'à coeur, la position de début de transformation martensitique est abaissée vers des températures inférieures tandis que les transformations perlitique, bainitique et ferritique sont déplacées vers les temps plus longs [47].

2.2 Quantification :

2.2.1 Modélisation numérique :

Lorsque l'on souhaite étudier l'ensemble des cinétiques de transformation, la mise en oeuvre de simulations numériques [48], telles que celles développées dans les logiciels comme Sysweld [49], nécessite la connaissance d'un grand nombre de données qui concernent les cinétiques de transformation de phases au refroidissement. Celles-ci tiennent compte de la teneur en carbone et du grossissement de grain selon les conditions de traitement et permettent de décrire l'évolution de la transformation de l'austénite en fonction de la température et du temps.

Le calcul est réalisé à partir des données déduites des courbes T.R.C pour une même nuance d'acier et pour des teneurs en carbone variant de 0 à 1%. Les propriétés thermophysiques du matériau en fonction de sa température et de sa microstructure y compris les enthalpies de transformation ainsi que les coefficients de transfert de chaleur durant le traitement sont aussi des éléments très importants à prendre en compte lors du calcul. Le taux d'austénite résiduelle peut être estimé par la relation de Kostinen et Marburger [49].

La nature et la proportion des constituants, obtenus après un cycle thermique donné (par exemple un cycle de trempe), peuvent être aussi analysées en utilisant des relations empiriques basées sur l'interprétation des résultats de dureté, l'analyse chimique de l'acier et la vitesse de refroidissement.

2.2.2 Structures déterminées à partir des mesures de dureté :

Selon Brisson et al [50] la dureté d'un constituant peut s'écrire sous la forme :

$$Hv = A + B \text{ Log } Vr$$

où V_r = vitesse de refroidissement à 700° C en °C/h

et A et B sont deux termes, fonctions linéaires de la composition chimique de l'acier

Ainsi la dureté des constituants rencontrés dans la couche cémentée s'exprime de la manière suivante :

martensite

$$HV_M = 127 + 949 C + 27 Si + 11 Mn + 8 Ni + 16 Cr + 21 \log Vr$$

précision de ± 26 Hv1 - limite de validité de 750 à 350 vickers

bainite

$$HV_B = -323 + 185 C + 330 Si + 153 Mn + 65 Ni + 144 Cr + 191 Mo \\ + \text{Log } Vr (89 + 53 C - 55 Si - 22 Mn - 10 Ni - 20 Cr - 33 Mo)$$

précision de ± 21 Hv1 - limite de validité de 250 à 450 vickers

ferrite -perlite

$$HV_{F,P} = 42 + 223 C + 53 Si + 30 Mn + 13 Ni + 7 Cr + 19 Mo \\ + \text{Log } Vr (10 - 19 Si + 4 Ni + 8 Cr + 130 V)$$

précision de ± 13 Hv1 - limite de validité de 100 à 250 vickers

L'illustration des relations précédentes est donnée figure 10, dans le cas d'une trempe à l'huile.

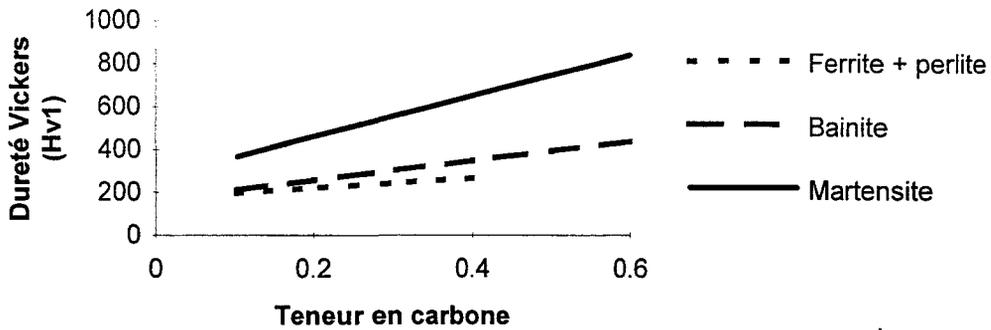


Figure 10 : Evolution de la dureté estimée des différents constituants

Pour l'austénite la dureté n'est pas tout à fait une constante mais elle peut être estimée, en moyenne, à 200 Hv.

La dureté expérimentale peut alors être exprimée en fonction de la dureté empirique de chaque constituant et de leur fraction volumique à partir d'une loi de mélange linéaire.

2.2.3 Evaluation du taux d'austénite :

La diffraction des rayons X permet de déterminer le taux d'austénite résiduelle de manière ponctuelle. Cette méthode reste longue et coûteuse pour l'établissement d'un profil. La relation de Koistinen et Marburger [52], citée par Meyzaud et Sauzay [51], permet d'exprimer ce taux d'austénite résiduelle présent à 20°C après refroidissement continu des aciers.

$$A_{\text{ret}} = (1 - Y) e^{(-0,011(M_s - T_Q)(1 - \mu))}$$

Les différents termes de cette expression et leur influence sont discutés ci-dessous.

→ M_s : température de début de transformation martensitique

La relation de Steven et Haynes complétée par Parrish au-delà de 0,5 % de carbone établit cette température M_s en fonction de la teneur en carbone et des éléments d'alliages. Parrish nous donne une expression de la correction à apporter sur M_s dans le cas d'acier complètement austénitisé avant trempe [53].

$$M_s = 561 - 474 C - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Cr} - 17 \text{ Ni} - 21 \text{ Mo} + C_p$$

C_p = correction de Parrish au-delà de 0,5 % de carbone

Le calcul d'erreur montre qu'une différence de 20°C sur M_s implique une variation relative de 22 % du taux d'austénite.

L'imprécision sur Ms est essentiellement due :

- à la correction à apporter au-delà de 0,5 % de carbone.
- à l'influence des contraintes qui modifient la position de Ms lors des transformations successives des couches à teneur en carbone croissante.

La figure 11 rassemble les données fournies lors de l'analyse bibliographique menée par Tournier [54] et ceux présentés par Parrish [53]. Les valeurs obtenues sont comprises dans un intervalle dont les bornes extrêmes sont déterminées par les régressions obtenues à partir des résultats bibliographiques et de ceux correspondant à la nuance NiCrMo13. La régression relative aux résultats présentés par Parrish est aussi donnée. Par la suite nous utiliserons aussi les relations suivantes :

$C_p = -12,1 - 7,4 \%C + 132,4 (\%C)^2$	pour les résultats bibliographiques	(repère A)
$C_p = 6,15 - 100 \%C + 161,6 (\%C)^2$	pour la nuance NiCrMo13	(repère B)
$C_p = 25,3 - 156 \%C + 209 (\%C)^2$	pour les résultats présentés par Parrish	(repère C)

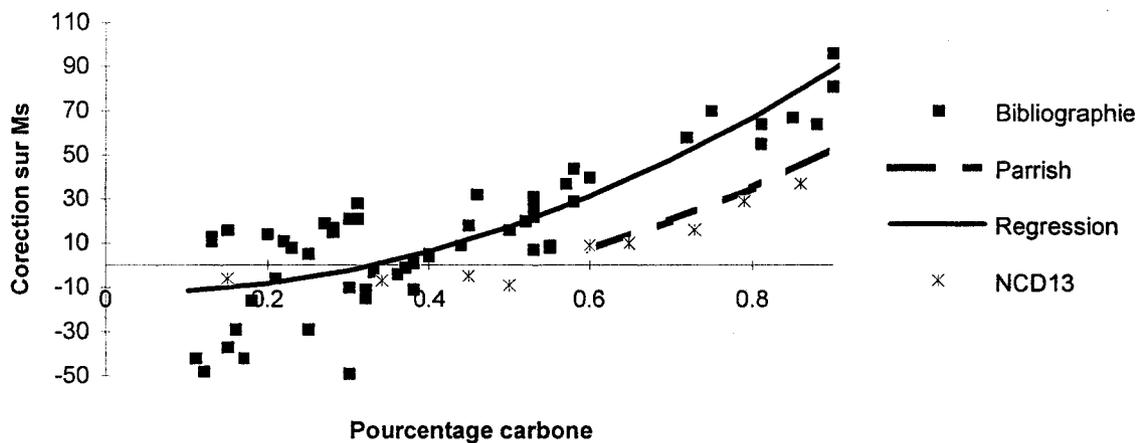


Figure 11 : Correction de Parrish (C_p) en fonction du pourcentage de carbone

→ T_Q : température d'arrêt de trempe

La figure 12 illustre l'influence de la température d'arrêt de trempe sur le taux d'austénite calculé pour les différentes nuances étudiées et ce à 0,7 % de carbone. Une imprécision de 10°C sur la température d'arrêt de trempe impliquera une variation relative de 10% du taux d'austénite.

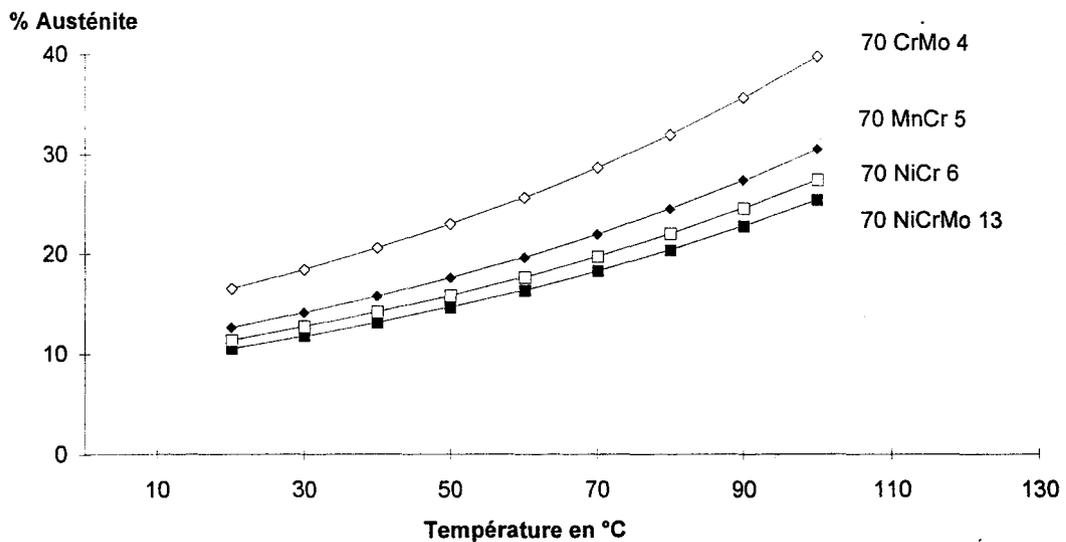


Figure 12 : Influence de la température d'arrêt de trempe sur le taux d'austénite calculé

→ Facteur $(1-\mu)$ avec μ : fonction de la vitesse de refroidissement de 700 à 300°C

Meyzaud et Sauzay utilisent la fonction ci-dessous afin de tenir compte de la vitesse de refroidissement :

$$\mu (\Delta t_{300}^{700}) = 0,41 \{1 - \exp [-0,03 (\Delta t_{300}^{700})^{0,6}]\}$$

Le calcul montre qu'une erreur relative de 10 % sur (Δt_{300}^{700}) , entraîne un écart sur le taux d'austénite compris entre 2 et 4 %.

→ Y : taux de constituants apparaissant avant la martensite

Ce terme exprime la fraction de constituants présents avant la martensite. C'est le cas des carbures si le pourcentage de carbone est trop élevé, de la bainite, de la ferrite et de la troostite si la trempabilité est insuffisante.

2.2.4 Les carbures :

Les carbures se forment dans la couche cémentée dès que la limite de solubilité du carbone dans l'austénite (0,8 % à 720°C - 2 % à 1140°C) est dépassée (cas d'une atmosphère trop riche en carbone). L'expression de la limite de solubilité (AC_m) en fonction des éléments d'alliages permet d'évaluer le risque d'apparition des carbures [55] :

$$AC_m = \frac{4798,6}{\ln \left[\frac{127,6 - 34 C}{(1+u)C} \right]} - 273$$

ACm : température de début de précipitation des carbures en °C cité par (1)

C : fraction de carbone

$$u = (0,15 + 0,033 \text{ Si}) \text{ Si} - 0,0365 \text{ Mn} - (0,13 - 0,0055 \text{ Cr}) \text{ Cr} \\ + (0,03 + 0,00365 \text{ Ni}) \text{ Ni} - (0,025 + 0,01 \text{ Mo}) - (0,03 + 0,02 \text{ Al}) \text{ Al} \\ - (0,016 + 0,014 \text{ Cu}) \text{ Cu} - (0,22 - 0,01 \text{ V}) \text{ V}$$

Les carbures formés sont de type M_3C où M, dans le cas des aciers de cémentation, est en grande partie du fer avec des fractions de chrome et de manganèse. Si les quantités de Cr et de Mn ne sont pas trop élevées, la règle des segments inverses permet d'estimer la fraction maximale de carbure pouvant se former :

$$\% \text{ carbure maximum en surface} = \frac{\%C \text{ effectif} - \%C \text{ austénite saturée à } T_1}{6,7 - \%C \text{ austénite saturée à } T_1}$$

T_1 : Température d'austénitisation

Ces carbures peuvent aussi apparaître lors d'un refroidissement lent. Le maximum de carbures pouvant se former dépend alors de la position de l'eutectoïde. Il est possible d'estimer l'influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde en retraçant le diagramme fer carbone à partir des relations d'Andrews [56] complétée par celle citée ci-dessus. Ces relations nous donnent les positions des lignes AC1 (début d'austénitisation pour un acier hypoeutectoïde) et AC3 (fin d'austénitisation pour un acier hypoeutectoïde) pour des aciers contenant moins de 5% d'éléments d'additions.

$$AC1 = 723 - 10,7 \text{ Mn} - 16,9 \text{ Ni} + 29,1 \text{ Si} + 16,9 \text{ Cr} + 6,38 \text{ W} + 290 \text{ As}$$

$$AC3 = 910 - 203 C^{0.5} - 15,2 \text{ Ni} + 44,7 \text{ Si} + 104 \text{ V} + 31,5 \text{ Mo} + 13,1 \text{ W} - 30 \text{ Mn} \\ - 11 \text{ Cr} - 20 \text{ Cu} + (700 \text{ P} + 400 \text{ Al} + 120 \text{ As} + 400 \text{ Ti})$$

Ces relations ne prennent pas en compte le paramètre temps de maintien. Dans le cas d'une réausténitisation, seule la quantité de carbures ne pouvant être remis en solution peut être donnée.

CONCLUSION

Les microstructures obtenues après trempe de couches cémentées peuvent être prévues à partir du traitement statistique de mesures pour un très grand nombre de nuances d'acier. La chronologie des transformations peut être suivie à partir de la connaissance des diagrammes T.R.C..

Cependant les diagrammes T.R.C. concernant une même nuance d'acier et des teneurs en carbone différentes sont rarement disponibles. Dans ce cas, la connaissance du profil de carbone ou du profil de microdureté permet, à partir d'hypothèses simples, d'estimer les fractions volumiques des constituants en présence.

Les transformations métallurgiques s'accompagnent de variations de volume. En particulier, la transformation austénite-martensite s'accompagne d'une forte augmentation due au passage d'une structure cristallographique cubique à faces centrées à une structure tétragonale centrée.

Suivant les paramètres de cémentation et de trempe, les variations locales de volume peuvent générer des contraintes qui persistent après le refroidissement complet de pièces. Ces contraintes résiduelles influent sur le comportement en service de pièces.

Nous allons examiner en détail dans la suite les causes de leur apparition, les moyens qui permettent de prévoir leur amplitude et leur répartition et enfin leur influence sur les propriétés mécaniques.

III CONTRAINTES RESIDUELLES

Genèse, Mesure et Modélisation

Pour les traitements thermochimiques suivis de trempe, mettant en jeu un gradient de concentration en atomes interstitiels (carbone ou azote) dans la section des pièces, l'apparition de contraintes résiduelles est essentiellement le résultat de déformations hétérogènes, consécutives aux différences locales de changement de volume lors des transformations métallurgiques [58, 69].

Ces contraintes résiduelles sont considérées comme une caractéristique supplémentaire à prendre en compte pour optimiser un traitement thermique.

Depuis les travaux de Sachs (1927) [57], diverses méthodes de mesures ont été développées. Bien que ces dernières années la détermination des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X ait suscité un engouement particulier [59, 60], l'utilisation des autres méthodes adaptées à certains cas particuliers, n'en est pas moins toujours d'actualité [61 à 63].

Parallèlement les auteurs ont cherché à modéliser la répartition de ces contraintes résiduelles. On trouvera une bonne synthèse historique des différents travaux dans la thèse de Sjöström [64]. Maurer [65] a été le premier à calculer la répartition de ces contraintes résiduelles par une approche purement élastique. Bülher en 1952 souligne l'importance de la prise en compte du comportement plastique du matériau pour ce type d'approche [66]. Dans le cas de traitement de matériaux homogènes et isotropes on sait modéliser par éléments finis la répartition de ces contraintes résiduelles [67, 68]. L'utilisation de modélisation viscoélastoplastique devient plus complexe dans le cas de couches traitées thermochimiquement. Certains auteurs préfèrent l'utilisation d'approches simplifiées purement élastiques [54], [69, 70].

3.1 Variations de volume :

Les variations de volume sont le plus souvent associées aux transformations de phase mais peuvent aussi dépendre des contraintes appliquées ou de l'expansion thermique. Elles sont considérées comme réversibles tant que la limite élastique du matériau n'est pas dépassée.

Les distorsions de forme* liées à la géométrie des pièces ne seront pas décrites dans ce paragraphe. Seule les variations de volume liées aux microstructures apparaissant après trempe seront prises en compte.

3.1.1 Expression des variations de volumes liées aux transformations de phases :

Sur la base de mesures de paramètres de maille par diffraction de rayons X, les volumes spécifiques rapportés à un atome de fer sont estimés, tableau II, en fonction de la teneur en carbone pour les microstructures les plus courantes :

	Jack [71]	Desalos [72]
Austénite	$11,394 + 0,3155 \cdot C$	$11,401 + 0,329 \cdot C$
Martensite	$11,775 + 0,370 \cdot C$	$11,789 + 0,370 \cdot C$
Ferrite + carbures	$11,786 + 0,163 \cdot C$	$11,786 + 0,163 \cdot C$
Cémentite	12,873	12,769

Tableau II : Evolution des variations de volume spécifique en fonction du pourcentage de carbone de différents constituants en \AA^3 selon Jack [71] cité par [69] et Desalos [72] cité par [73]

*Remarque * : Lorsque ces hétérogénéités de variation dimensionnelle sont trop importantes, elles peuvent provoquer des microfissurations appelées tapures. Ces phénomènes dépendent de la géométrie des pièces.*

La figure 13 illustre ces relations et montre la prédominance de la transformation martensitique sur les variations de volume.

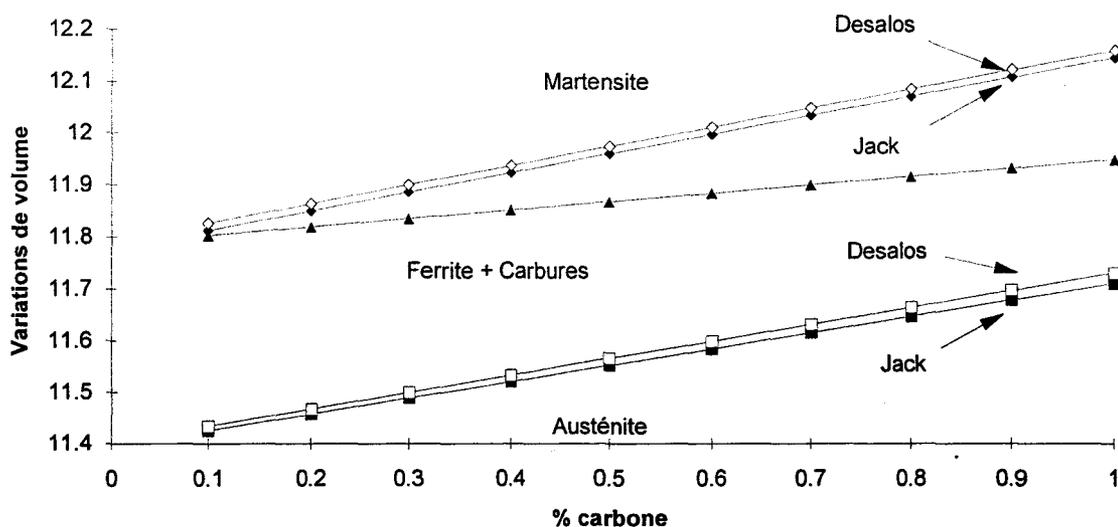


Figure 13 : Variations de volume liées au pourcentage de carbone pour les différents constituants

3.1.2 Influence du revenu :

Le revenu se traduit aussi par des variations de volume. Pour la martensite trois stades sont généralement distingués :

- Jusqu'à 150°C, une phase de pré-précipitation durant laquelle le carbone tend à se ségréger vers les défauts du réseau ; la maille de la martensite se comporte alors comme une maille à teneur en carbone plus faible.
- De 130°C à 300°C, phase de précipitation de carbures ϵ de forme $Fe_{2,4}C$.
- De 300°C à 450°C, retour pratiquement complet de la maille de la martensite à une structure cubique centrée.

Desalos exprime les variations de volume que peut subir la martensite lors d'un revenu pour une température supérieure à 200°C [72] :

$$\frac{\Delta v}{v} = \frac{0.08 - 0.4\%C}{50.8 + \%C}$$

Pour les revenus basse température, le taux d'austénite n'est pas modifié.

3.2 Genèse des contraintes résiduelles - Approche qualitative :

Nous avons vu que ces contraintes résiduelles sont le résultat de déformations hétérogènes qui apparaissent lors du cycle thermique.

Bühler et Scheil [74] 1933 puis Rose [75] ont proposé une approche qualitative de phénomènes mis en jeu en montrant le couplage des phénomènes thermiques et de la transformation martensitique. Pour les aciers cémentés, la présence d'un gradient de carbone implique une chronologie particulière des transformations à partir du coeur vers la surface des pièces. Dans ce cas, les variations de volume associées aux transformations de phases jouent un rôle plus important sur la genèse des contraintes que les seuls phénomènes thermiques.

L'évolution des volumes spécifiques de chaque sous-couche est parfaitement descriptible, en fonction de la température, de la teneur en carbone et pondérée en fonction des fractions d'austénite et de martensite.

La figure 14 décrit ces volumes. Les coefficients pris en considération sont donnés dans la relation :

$$V [\%C, T] = Fa (11,401 + 0,39.\%C) (1 + 3.T.18 \cdot 10^{-6}) + Fm. (11,789 + 0,37.\%C) (1 + 3.T.12 \cdot 10^{-6})$$

avec Fa et Fm les fractions respectives d'austénite et de martensite déterminées à partir de la relation de Koïstinen et Marburger et T la température en °C.

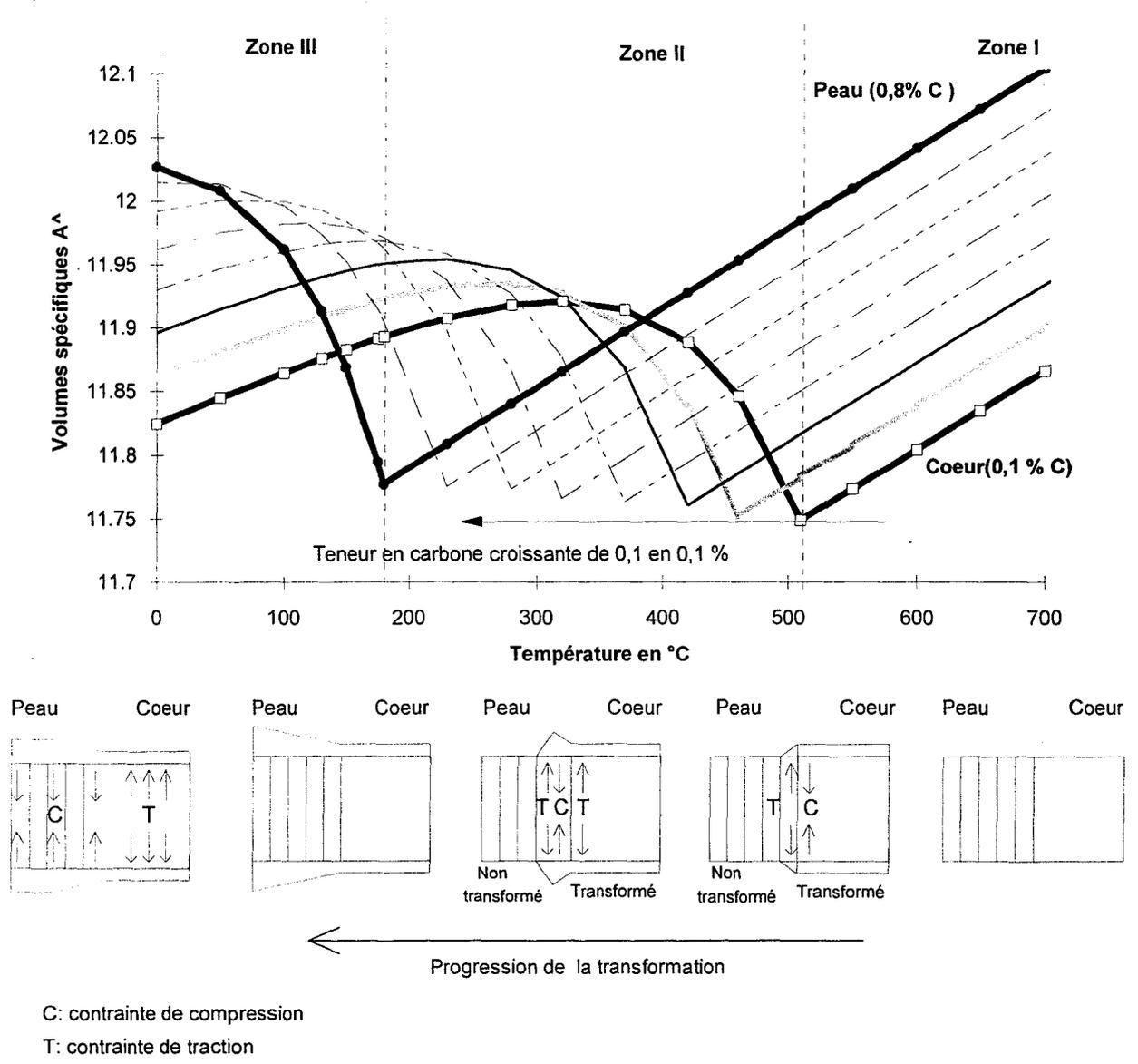


Figure 14 : Evolution des volumes spécifiques aux sous-couches en fonction de la teneur en carbone et de la température - Schématisation de leur influence sur les contraintes résiduelles.

L'examen de cette figure montre trois phases distinctes qui permettent de donner une approche qualitative de la genèse des contraintes résiduelles dans le cas des couches cémentées.

- Zone I : pas de transformation métallurgique, le coeur du matériau et la zone cémentée sont encore à l'état austénitique. L'évolution des volumes est purement liée au coefficient de dilatation thermique de la structure.

- Zone II : début de transformation du coeur puis successivement des couches à teneur en carbone croissante. Lorsque le coeur se transforme, la couche voisine empêche sa dilatation complète. Le coeur est alors en compression et la couche en traction

- Zone III : le processus précédent s'étend de proche en proche vers la surface du matériau . A 200°C, la couche superficielle commence sa transformation et c'est le cœur qui empêche la dilatation complète de la couche cémentée. Le coeur est alors en traction alors que la couche cémentée est en compression. Il y a donc inversion du signe des contraintes au cours de la trempe.

On observe généralement des contraintes de compression dans la zone superficielle des pièces dans le cas du refroidissement rapide d'un matériau ne présentant pas de transformations microstructurales ou de la trempe martensitique de couches cémentées. Des contraintes de traction peuvent néanmoins être obtenues dans le cas d'une trempe classique martensitique [76] ou si, lors de la trempe non martensitique de couches cémentées, on décèle une présence excessive de carbures [77].

3.3 Détermination des contraintes résiduelles :

Diverses méthodes de mesure des contraintes résiduelles, destructives ou non destructives, ont été développées. Plusieurs auteurs en ont fait la synthèse [78, 79] :

3.3.1 Méthodes destructives :

Elles consistent à supprimer, par enlèvement de matière, un champ de contraintes résiduelles en équilibre en l'absence de forces extérieures. Le détensionnement lié à l'enlèvement de matière se traduit par un retour de la pièce à un nouvel état d'équilibre, dont on peut suivre l'évolution, par exemple, à l'aide de jauges extensométriques. L'enlèvement de matière peut être réalisé par usinage mécanique ou chimique (méthode de la flèche, méthode de Sachs, méthode du trou, méthode du trépanage).

Parmi les méthodes destructives, les méthodes d'enlèvement chimique de matière présentent l'avantage sur les méthodes mécaniques d'éviter l'introduction de contraintes d'usinage dont il est nécessaire de tenir compte. Ces méthodes, basées sur la mesure des déformations de pièces, nécessitent une géométrie simple pour pouvoir mettre en oeuvre des modèles analytiques de calcul.

3.3.2 Méthodes non destructives :

Ces méthodes utilisent la relation entre les propriétés physiques ou cristallographiques du matériau et le champ des contraintes résiduelles.

Les principales méthodes sont les suivantes :

- Méthode de diffraction des rayons X : basée sur la mesure des variations des distances entre plans cristallographiques liées à l'amplitude des contraintes résiduelles.
- Méthode de diffraction des neutrons : basée sur les mêmes principes que la méthode de diffraction par rayons X, elle permet d'examiner une profondeur de matériau beaucoup plus grande (quelques μm par RX et quelques centimètres par diffraction des neutrons).
- Méthode dite "Barkausen" : méthode magnétique nécessitant la connaissance des caractéristiques du matériau .
- Méthodes ultrasonores basées sur le ralentissement ou l'accélération d'ondes acoustiques.

L'inconvénient des méthodes non destructives, telle que celle utilisant la diffraction des rayons X, est qu'elles cessent de l'être lorsque l'on cherche à déterminer les contraintes en profondeur des pièces. De plus elles nécessitent un appareillage de base coûteux. Les méthodes ultrasonores ou Barkausen, quant à elles, sont très sensibles aux hétérogénéités de microstructures et pratiquement inapplicables dans le cas de couches cémentées.

Compte tenu de ces remarques, il est donc apparu nécessaire, pour le travail présenté ici, de rechercher une méthode simple qui permette d'obtenir rapidement la répartition de contraintes résiduelles en profondeur et ne nécessitant pas un investissement de base important. Pour cela nous avons utilisé une méthode voisine de celle de Sachs appliquée au cas de plaques [61], [78]. Nous décrivons cette technique dans la partie expérimentale.

3.4 Modélisation des contraintes résiduelles :

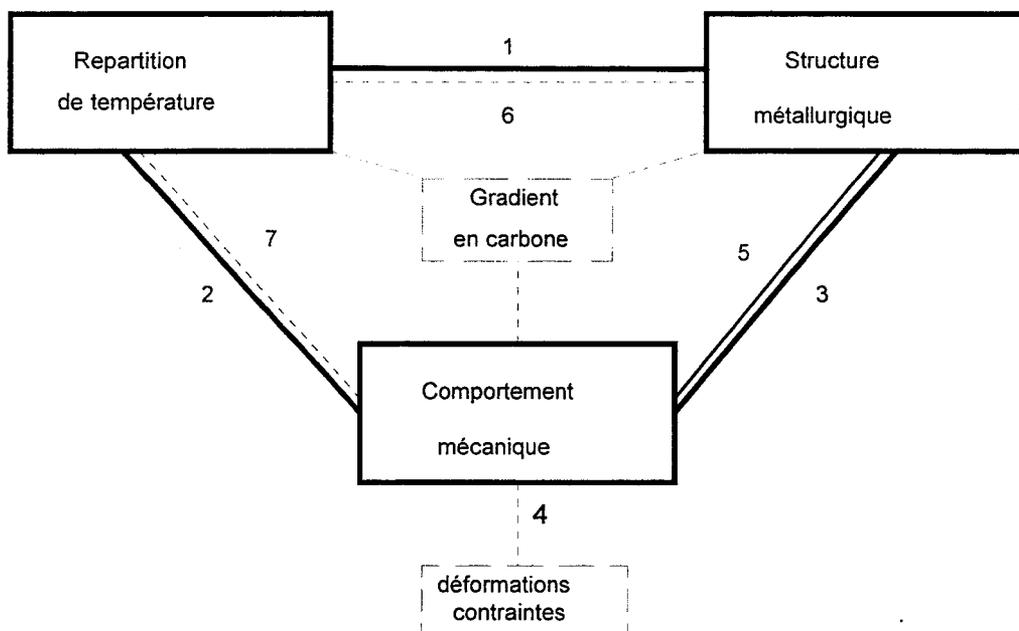
Déterminer le traitement qui permette d'optimiser l'intensité et la répartition des contraintes à travers la couche et développer les techniques de calcul de prévision des contraintes résiduelles est un objectif que nombre d'équipes françaises et étrangères , [48], [67, 68], [79 à 82] s'efforcent d'atteindre. Ces codes de calcul complexes sont basés sur la modélisation de phénomènes thermiques, mécaniques et structuraux ainsi que de leurs interactions.

D'autres [54], [69, 70], cherchent à prévoir le profil de contrainte à partir des variations de volume liées au type de microstructures obtenues après trempe. Ce sont ces méthodes qui présentent l'avantage de la simplicité d'utilisation que nous décrivons après avoir explicité la genèse des contraintes résiduelles.

3.4.1 Modélisation élastoplastique :

Des contraintes résiduelles apparaissent chaque fois que des variations de température conduisent à des transformations métallurgiques. C'est le cas en soudage [83], fonderie [84], traitement thermique ou thermochimique [85]. Les modélisations par éléments finis sont de plus en plus développées pour réduire le nombre d'expériences nécessaire à l'étude des modifications réalisées pour améliorer un procédé. Ces codes de calcul décrivent en tout point de la pièce, outre l'évolution thermique au cours du refroidissement, l'aspect métallurgique des transformations et renseignent sur le niveau et la répartition des déformations et, par suite, des contraintes.

Le schéma de la figure 15 présente les différents aspects qu'il faut prendre en compte pour l'établissement de codes de calcul.



- 1 Transformation de phase.
- 2 Déformation thermique + modification du comportement mécanique en fonction de la température.
- 3 Gradient de déformation lié aux transformations métallurgiques + critère de plasticité.
- 4 Modélisation mécanique des contraintes en fonction des déformations.
- 5 Modification des cinétiques de transformation sous contraintes.
- 6 Phénomènes de recalescence.
- 7 Déformation plastique importante impliquant une dissipation d'énergie, négligeable en traitement thermique.

Figure 15 : Différents phénomènes pris en compte dans le cas de modélisation élastoplastique [82]

La mise en oeuvre de ce type de code de calcul nécessite la connaissance des caractéristiques physico-métallurgiques et mécaniques des constituants et leur variation en fonction de la température.

Pour la cémentation, la présence d'un gradient de carbone augmente le nombre de données à rassembler. Nous présentons brièvement ci-dessous l'ensemble des éléments à prendre en compte pour la modélisation.

a) Distribution de la température :

L'équation de la chaleur ne possède pas de solution analytique simple dans le cas d'un acier présentant un gradient de concentration en éléments interstitiels. La prévision des évolutions thermiques nécessite l'emploi de méthodes de calcul numérique aux différences finies ou par éléments finis. Les données suivantes sont nécessaires [86] :

- Propriétés thermophysiques (λ, C_p, ρ) qui dépendent de la température et des fractions volumiques des constituants formés (loi de mélange). La teneur en carbone influence essentiellement la masse volumique.
- Enthalpies de transformation.
- Densité de flux de chaleur à la surface de la pièce, déterminée soit à partir d'un coefficient de transfert de chaleur h connu, soit par calcul numérique à partir des variations de température mesurées expérimentalement.

b) Description de la microstructure :

Il faut décrire l'avancement pas à pas des différentes transformations. Les transformations avec germination-croissance sont distinguées des transformations sans diffusion. Le principe de Scheil permet d'estimer la durée de la période d'incubation [87]. Les lois de type Johnson-Mehl-Avrami [88] décrivent la quantité de phase transformée durant la période de croissance isotherme. Il est nécessaire de déterminer pour les transformations non martensitiques, d'une part la période de germination et d'autre part les paramètres dépendant de la température, à partir de deux points, de la cinétique expérimentale, correspondant à 10% et 90% de phase formée. Ceci peut être réalisé à partir des diagrammes T.T.T.

La méthode de Pumphrey et Jones (concept du temps fictif) [89] permet d'adapter les principes précédents au cas du refroidissement continu. La cinétique de transformation martensitique est prévue par la relation de Koistinen et Marburger.

c) Calcul des contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles sont calculées par éléments finis. Cette méthode a été appliquée par Sjöström [64] pour un cylindre infiniment long. L'incrément total de déformation est calculé en fonction du temps et de la profondeur et est divisé en cinq termes :

1) *L'incrément de déformation élastique* : Il est relié à l'incrément de contrainte par la loi de Hooke. Le module d'Young et le coefficient de Poisson dépendent de la température et des phases en présences.

2) *L'incrément de déformation thermique* : Le terme dépend du déviateur des contraintes et est obtenu en tenant compte des coefficients de dilatation thermique et de transformation de phase pour chaque constituant.

4) *L'incrément de déformation plastique* : Il est calculé par la théorie classique de plasticité, suivant le critère de Von Mises. La limite d'élasticité et le coefficient d'écrouissage dépendent de la température et du pourcentage des différentes phases.

5) *L'incrément de plasticité de transformation* : L'incrément de la plasticité de transformation est pris en compte dans de nombreux travaux comme une déformation supplémentaire dans la loi de comportement du matériau. Il traduit l'interaction mécanique contrainte-transformation de phase. Ce terme dépend de la contrainte équivalente et est obtenu expérimentalement (essais sous contrainte uniaxiale).

Remarque :

L'aspect métallurgique des interactions contraintes-transformation de phase doit être pris en compte. Pour la transformation martensitique les contraintes, qu'elles soient de traction ou de compression, augmentent la température M_s . Par contre des contraintes de compression hydrostatiques diminuent la température M_s [90].

On peut établir, expérimentalement, une relation linéaire entre la variation de M_s et la composante hydrostatique du tenseur des contraintes ainsi que la contrainte équivalente. Pour les transformations avec diffusion la période d'incubation diminue sous l'effet de la contrainte, les paramètres de la loi de Johnson Mehl Avrami se trouvent aussi modifiés.

3.4.2 Modélisations basées sur les variations de volume :

Pour les traitements thermochimiques qui font intervenir la transformation martensitique, le champ des contraintes résiduelles provient essentiellement des différences de dilatation locale dues au gradient d'atomes interstitiels (carbone pour la cémentation, carbone et azote pour la carbonituration). A partir de ce raisonnement plusieurs auteurs ont recherché des modèles simples ne prenant en compte que les déformations élastiques locales.

Ces modèles sont basés sur la variation relative locale de volume d'un élément de matière pris isolément. Elles sont calculées par comparaison entre le volume élémentaire obtenu après traitement de cémentation suivi de trempe (V_T) et un volume élémentaire de référence (V_0). Les différentes variantes existantes se distinguent par le choix de cet état de référence [69], [54]. Un premier type de modélisation prend en considération un état de référence obtenu après refroidissement lent (structure ferritique). Une autre possibilité consiste à déterminer une variation de volume par rapport à la structure à coeur effectivement obtenue. Nous allons maintenant aborder l'aspect mécanique pris en considération pour ce type de modélisation.

Un découpage de la couche cémentée en tranches d'épaisseur h est d'abord effectué. La variation relative de volume de ces tranches est calculée selon le principe suivant :

$$\frac{\Delta v}{v} = \frac{(v_t - v_0)}{v_0}$$

Dans une tranche, les variations de volume associées à chacun des constituants en présence sont prises en compte dans une loi de mélange linéaire additive :

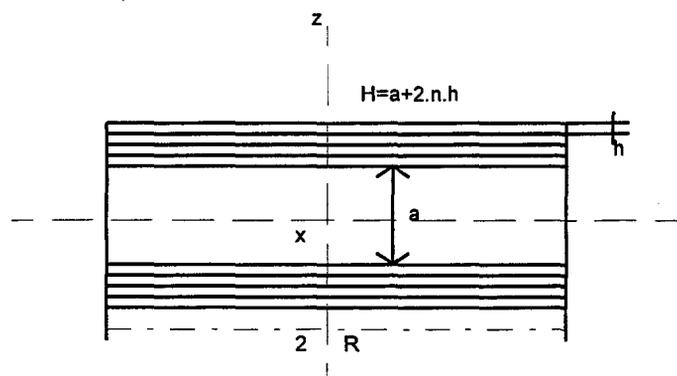
$$\Delta v = \sum F_i v_i$$

où F_i représente la fraction volumique du constituant i

et v_i son volume calculé pour la concentration en carbone de la tranche i

Les interactions entre les tranches se traitent alors comme un problème de dilatation différentielle responsable de l'apparition des contraintes résiduelles.

Schématisation du disque :



On modélise le disque en deux fois n tranches cylindriques d'épaisseur h représentant la couche traitée, placées de part et d'autre d'un disque central d'épaisseur a , représentant le coeur du matériau non enrichi en carbone.

Le calcul mécanique est basé sur les hypothèses suivantes :

- Etat de contraintes planes.
- Chaque tranche et le disque central se comportent de manière isotrope et homogène. Les contraintes sont donc indépendantes des directions principales.
- Rayon infini. Les effets de bord (distorsions observées lors de traitement thermique) ne sont pas pris en compte.

Les contraintes sont exprimées en fonction des déformations par la loi de Hooke :

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon \quad \text{et} \quad \varepsilon = \frac{1}{3} \frac{\Delta v}{v} = \frac{\delta l}{l}$$

Pour chaque couche i l'écriture des conditions d'équilibre impose $\iint \sigma \, ds = 0$ et permet d'écrire :

$$a \sigma_c + 2h \varepsilon_i \sigma_i = 0$$

L'équation d'ajustement de la couche et du coeur impose l'égalité des déformations :

$$\begin{aligned} \varepsilon_c - \varepsilon_i &= \left(\frac{\delta l}{l} \right)_c - \left(\frac{\delta l}{l} \right)_i \\ \text{soit} \left(\frac{1-\nu}{E} \right) (\sigma_c - \sigma_i) &= \left(\frac{\delta l}{l} \right)_c - \left(\frac{\delta l}{l} \right)_i \end{aligned}$$

Par artifice de calcul la grandeur S_i est définie comme étant :

$$S_i = \sigma_c - \sigma_i = \frac{E}{1-\nu} \left[\left(\frac{\delta l}{l} \right)_c - \left(\frac{\delta l}{l} \right)_i \right]$$

L'intégration de ce paramètre de calcul dans les équations d'équilibre nous permet d'établir la relation suivante :

$$\sigma_c = \frac{-2h}{H} \sum_{i=1}^{i=n} S_i$$

et pour l'équation d'ajustement :

$$S_i = \sigma_c - \sigma_i = \frac{E}{1-\nu} \left[\left(\frac{\Delta V}{V} \right)_c - \left(\frac{\Delta V}{V} \right)_i \right]$$

De cette manière, c'est la contrainte qui est imposée au matériau pour obtenir un niveau de déformation donnée qui est calculée. Les contraintes résiduelles contenues dans le matériau sont de signe contraire.

CONCLUSION :

Pour les aciers cémentés, les contraintes générées dans la couche sont directement liées à la chronologie de transformation martensitique. Le carbone en position interstitielle est responsable de la chronologie et de l'intensité des variations de volume liées à cette transformation.

Ces contraintes peuvent être mesurées par différentes méthodes. D'un point de vue pratique, à défaut de pouvoir employer la technique de diffraction X, la technique de dissolution peut être appropriée au cas des couches cémentées.

Si l'on connaît le profil de carbone et la dureté mesurée expérimentalement, des modèles simples peuvent permettre de déterminer les variations du profil de contrainte. Cependant ces modèles ne prennent pas en compte l'effet d'un revenu. D'autres plus complexes ont été développés. Ils prennent en compte les propriétés thermiques, mécaniques et physico-métallurgiques en tout point du matériau. Leurs applications peuvent être rendues difficiles car ils nécessitent la connaissance d'un nombre élevé de données.

Dans le cas des couches cémentées, les contraintes générées dans la couche sont principalement des contraintes de compression dont l'effet bénéfique sur les propriétés mécaniques a été démontré par de nombreux auteurs. Cet effet est particulièrement sensible dans le cas de la fatigue de flexion. Dans le chapitre suivant, après un bref rappel du phénomène de fatigue, nous décrirons comment la présence d'une couche cémentée et l'état des contraintes résiduelles augmentent considérablement la durée de vie des pièces.

IV CARACTERISATION EN FATIGUE

La fatigue est la cause de rupture des pièces en service sous l'effet de sollicitations mécaniques périodiques. La rupture intervient le plus souvent pour des chargements inférieurs à la limite d'élasticité du matériau et il n'existe pas à l'heure actuelle de méthode fiable permettant de connaître l'état d'endommagement d'une pièce avant l'apparition d'une fissure macroscopique.

Pour déterminer les propriétés de résistance à la fatigue, il faut pratiquer des essais sur des éprouvettes de géométrie définie. Il existe une grande diversité d'essais de fatigue. Leur but est de mesurer les caractéristiques à prendre en compte pour déterminer au mieux la durée de vie d'un matériau en service.

Le diagramme de Wöhler permet d'exprimer la contrainte à la rupture en fonction du nombre de cycles pour un mode de sollicitation donné. L'essai est caractérisé par :

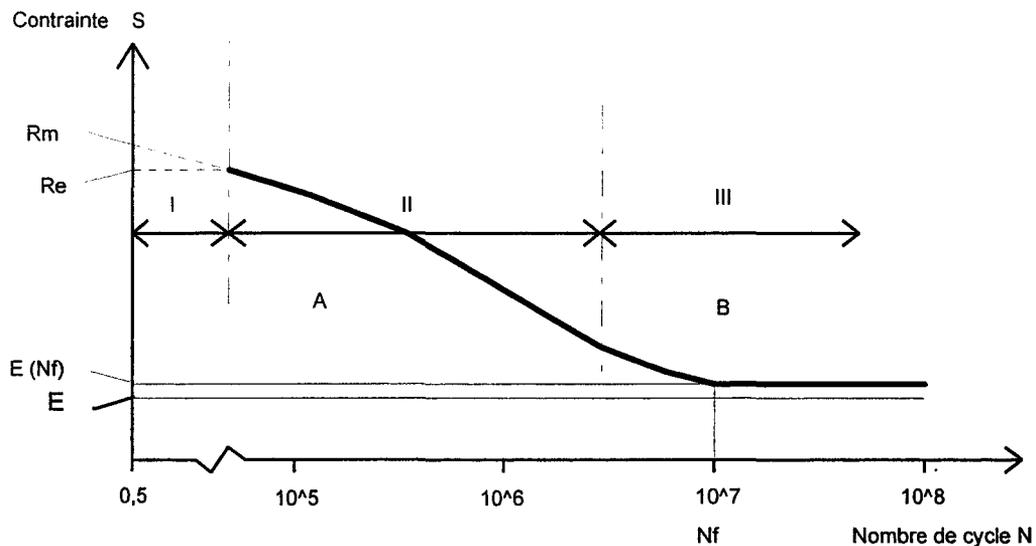
- le type de sollicitation : flexion, flexion rotative, traction - compression,
- la géométrie des éprouvettes, entaillées ou non, et leur état de surface,
- le niveau de contraintes appliquées et la contrainte moyenne.

Dans ce qui suit, nous présentons les données générales relatives aux essais d'endurance et leur application au cas particulier des pièces cémentées.

4.1 Les essais d'endurance :

4.1.1 La courbe de Wöhler :

Sous l'effet d'efforts cycliques, un matériau peut se rompre par fatigue, sa durée de vie étant fonction du niveau des contraintes appliquées. Le diagramme de Wöhler schématisé présenté figure 16 rend compte de l'allure générale d'une courbe de résistance à la fatigue d'un matériau pour un mode de sollicitation donné.



I	Domaine plastique	Re	limite d'élasticité
II	Domaine d'endurance limitée	Rm	charge de rupture
III	Domaine d'endurance illimitée	E	limite de fatigue
A	Zone de non-rupture probable	E (Nf)	limite d'endurance conventionnelle
B	Zone de rupture probable		à Nf cycles

Figure 16 : Diagramme de Wöhler

Trois zones sont communément définies. Nous nous sommes plus particulièrement intéressés aux domaines d'endurance limitée mis en équation par Bastenaire [91] (zone II), et illimitée (zone III). Par convention, l'asymptote à la courbe pour la zone III est appelée limite de fatigue. Il est parfois difficile d'apprécier la position exacte de l'asymptote et l'on préfère utiliser la notion de limite de fatigue conventionnelle pour un nombre de cycles donné (en général 10^7 cycles).

4.1.2 Loi de Bastenaire :

Parmi les nombreuses expressions proposées pour relier \$N\$ (nombre de cycle à la rupture) à \$S\$ (contrainte appliquée) et à la limite d'endurance \$E\$, on peut citer celle de Stromeyer (1914) :

$$\text{Log } N = a - b(S-E)$$

ou encore celle de Bastenaire (1971) :

$$N = \frac{A \exp[-C(S-E)]}{S-E}$$

où \$a\$, \$b\$, \$A\$, \$C\$ sont des constantes déterminées expérimentalement. Pour la loi de Bastenaire, les constantes peuvent être déterminées lorsque pour trois valeurs \$S_1\$, \$S_2\$, \$S_3\$ en progression arithmétique (\$S_1 - S_2 = S_2 - S_3 = \Delta\$), on connaît les valeurs respectives \$N_1\$, \$N_2\$, \$N_3\$.

4.1.3 Détermination de la limite de fatigue :

Diverses méthodes de détermination de la limite de fatigue ont été développées dans le passé [92], [98]. Cette détermination se heurte toujours à une forte dispersion. Les différentes causes de dispersion peuvent provenir des défauts d'usinage, des déformations induites par traitement thermique, des défauts internes du matériau (inclusions, hétérogénéités de structure,...), ou des défauts de centrage ou d'alignement sur le montage d'essai. De manière générale, on recherche donc un compromis entre la précision souhaitée sur la limite de fatigue et le nombre d'éprouvettes à tester. Le tableau III rassemble les différentes méthodes de détermination de la limite de fatigue et la précision susceptible d'être obtenue.

	Objet déterminé	Nombre d'essais	Degré de précision	Nécessité d'essais préliminaires	Utilisation de machines différentes	Fiabilité de la méthode	Richesse d'information obtenue par la méthode
Probit	E et S	80 à 100	excellent	oui	oui	oui	E et S
Escalier classique	E et S	50 à 70 15 à 20	excellent bon (E)	non	non	oui	E et S *
Escalier court	E	5 à 10	moyen	non	oui	oui	E *
Itération classique	E	10 à 15	moyen	oui	non	non	E *
Itération accélérée	E	5 à 10	moyen	oui	non	non	E *
Méthodes analytiques	E S courbe de wöhler	30 à 40	bon	non	oui	oui	E S courbe de wöhler *
Locati	essais préliminaires E	1	approximatif				doivent être considérées comme des méthodes de dégrossissage
Prot	essais préliminaires E	10 à 20	approximatif				
Reclassement des données	essais préliminaires E	10 à 20	approximatif		oui	oui	

* : méthodes recommandées par le C.E.T.I.M. [92]
S : écart type

Tableau III : Méthodes permettant de déterminer la limite d'endurance.

Lorsque l'on dispose de très peu de pièces, la méthode Locati, malgré son caractère approximatif, reste la plus économique et la plus rapide à mettre en oeuvre. L'O.C.D.E. (organisation pour la coopération et le développement économique) a mené (1972) une étude systématique sur cette méthode de manière à en tester les limites et définir les conditions expérimentales conduisant aux meilleurs résultats possibles dans le cas d'aciers trempés [93]. Ces conditions seront détaillées dans la partie expérimentale.

4.1.4 Quelques résultats obtenus dans le cas de couches cémentées - Essais de fatigue en flexion rotative :

L'examen des résultats tirés de la bibliographie [94 à 97], montre que le gain apporté par la cémentation est d'environ 180 MPa par rapport à la limite de fatigue d'aciers anti-cémentés (même traitement thermique mais non cémenté) trempés martensitiquement. Cependant la dispersion des résultats rend difficile l'appréciation de l'influence des conditions de cémentation.

Les figures 17a et 17b rassemblent les résultats expérimentaux tels qu'ils sont fournis par la bibliographie pour quatre nuances d'acier (20CrMo4, 20NiCrMo2, 20Cr4, 20NiCrMo7), les échantillons étant bruts de traitement (cémentation à 0,8% de carbone en peau, profondeur de cémentation comprise entre 0.8 et 2 mm, trempe huile, revenu 150 à 200°C). L'influence d'un polissage au drap (1µm) est illustrée pour la nuance 20Cr4, figure 17b. Pour cette même nuance, figurent aussi les résultats obtenus pour les échantillons anticémentés. Nous avons aussi représenté les lois de Bastenaire obtenues après traitement de ces données.

Le traitement des données est réalisé selon le principe de calcul suivant :

- estimation des paramètres de la loi proposée par Stromeier à partir des résultats expérimentaux.
- estimation, à partir de cette équation, des coefficients de la loi de Bastenaire en utilisant une limite d'endurance moyenne déterminée à partir des résultats bibliographiques fournis pour 10^8 cycles (ou plus).

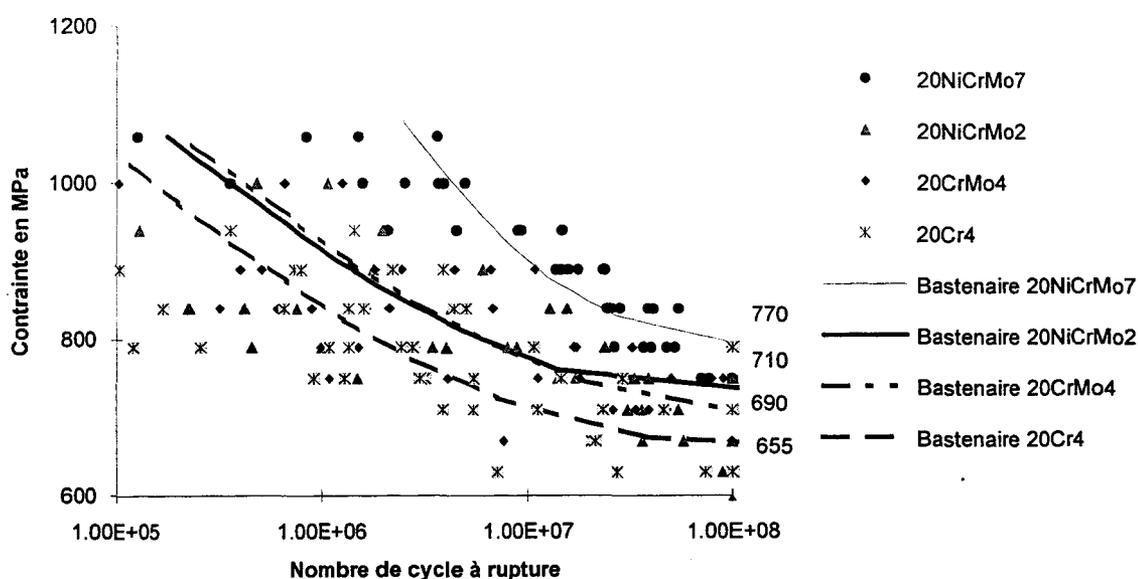


Figure 17a : Influence de la nuance d'acier sur le comportement en fatigue de couches cémentées

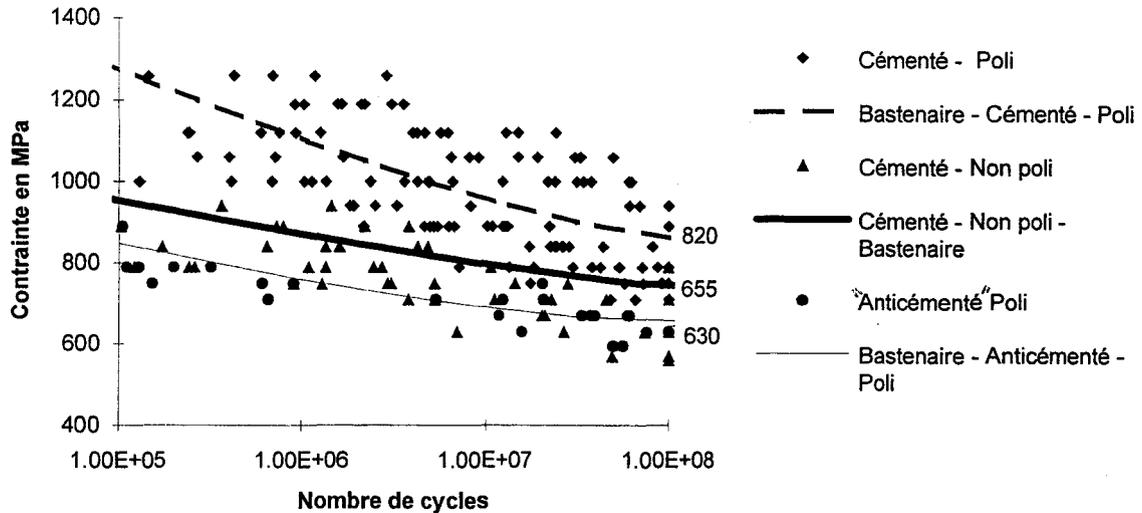


Figure 17b : Influence du type de traitement sur le comportement en fatigue de la nuance 20Cr4

Figure 17 : Comportement en fatigue de couches cimentées
Résultats bibliographiques - Nuance 20Cr4

4.2 Influence de la microstructure sur la limite d'endurance :

4.2.1 Influence de la profondeur traitée :

La résistance à la fatigue augmente avec l'épaisseur de traitement jusqu'à un optimum qui est obtenu pour un rapport épaisseur cimentée sur épaisseur de pièce compris entre 0,06 et 0,07. Au-delà de cette valeur, l'examen de l'ensemble des résultats bibliographiques ne montre pas d'amélioration notable de la limite d'endurance [6].

4.2.2 Oxydation interne :

La présence d'une zone oxydée dans la zone superficielle, pour des profondeurs supérieures à la dizaine de microns, favorise l'amorçage de fissures. Ceci est dû au pompage des éléments d'alliage qui se traduit par une chute locale de trempabilité. Celle-ci, outre l'abaissement des propriétés mécaniques locales, peut induire la présence de contraintes de traction dans cette zone. Ces contraintes favorisent l'amorçage et la propagation des fissures. L'examen au microscope à balayage montre que la rupture est transgranulaire [99, 100].

Suivant que la formation d'oxydes est favorisée ou non, les résultats sont très différents. Par exemple des résultats optimaux sont obtenus pour des aciers cémentés riches en Nickel et/ou en Molybdène et présentant de faibles teneurs en Chrome et Manganèse. Ce résultat est visible sur la figure 20 :

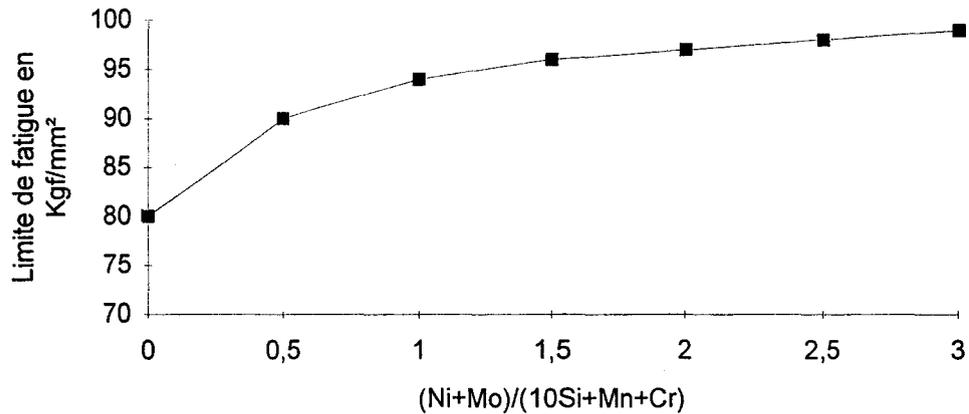


Figure 20 : Relation entre la limite de fatigue et la composition en éléments d'alliage dans le cas d'aciers cémentés [101]

4.2.3 Austénite résiduelle :

De tous les constituants, l'austénite résiduelle a le rôle le plus controversé sur la limite de fatigue [102, 103, 105, 109, 112, 113]. Certains auteurs lui attribuent un effet néfaste dû à sa faible limite élastique alors que d'autres se réfèrent à sa bonne capacité d'accommodation.

Plus récemment des auteurs se sont attachés à suivre l'évolution de l'austénite en cours de cyclage. Plusieurs hypothèses sont employées pour justifier les résultats obtenus :

Effets bénéfiques

- La transformation austénite-martensite consomme une partie de l'énergie nécessaire à la propagation de fissure et apparaît alors comme un élément favorable.
- Chaque grain d'austénite se transforme en un grain plus petit ; ainsi, les joints de grains plus nombreux constituent des barrières au mouvement des dislocations.
- La transformation austénite-martensite se traduit par une augmentation des contraintes de compression qui ont pour effet de diminuer la contrainte effective.

Effet néfaste

- La martensite formée par transformation de l'austénite est fragile parce que non revenue.

Le traitement de l'austénite par le froid n'améliore pas la tenue en fatigue. Ceci est à rapprocher de la remarque précédente et du fait que ce traitement conduirait à la formation de nombreuses microfissures favorables à l'amorçage de la rupture par fatigue.

Suivant les conditions de sollicitation et la géométrie des pièces, les auteurs ont observé des optimum de durée de vie pour des fractions volumiques d'austénite retenue de l'ordre de 15 à 30% pour la fatigue de flexion. Par contre l'austénite retenue a une influence favorable sur la limite de fatigue de roulement ou de roulement-glissement. Pour ces conditions, elle est acceptée jusqu'à des fractions volumiques de 40%.

4.2.4 Influence des carbures : [5]

La présence de carbures finement dispersés ou d'un réseau partiel de carbures n'a pas d'influence néfaste. Par contre lorsque le réseau est continu, on observe un abaissement de la limite de fatigue dû à la diminution du niveau des contraintes résiduelles de compression.

Quand la forme des carbures est nodulaire, on peut observer aussi une chute de la limite de fatigue en flexion de 25 à 30%. Pour la fatigue superficielle, cependant, la présence de carbures nodulaires semble favorable.

4.2.5 Influence de la taille de grain :

L'influence de ce paramètre reste négligeable par rapport aux autres. Une faible taille de grain améliore, toutefois, la tenue en fatigue de flexion ; une augmentation de la taille de grain favorise, en effet, l'oxydation interne [5].

4.2.6 Influence des microfissures :

La présence de microfissures est souvent associée à la formation de martensite ou de bainite. Elle réduit l'énergie nécessaire à l'amorçage et à la propagation de fissures et peut ainsi diminuer la tenue en fatigue [5].

4.2.7 Influence de la structure à coeur :

En général on caractérise la structure à coeur par sa résistance à la traction. L'optimum de résistance se situe vers 1100 à 1500 N/mm² [5]. Au-delà de ces valeurs, la résistance à la fatigue diminue. On choisit donc des aciers dont la trempabilité soit telle que l'écart entre le début de transformation martensitique de la peau et du coeur ne soit pas trop réduit. Un écart trop faible conduirait en effet à un niveau de contraintes résiduelles de compression insuffisant pour résister aux contraintes appliquées.

4.3 Prise en compte des contraintes résiduelles :

Pour expliquer le comportement mécanique des matériaux, il est nécessaire de prendre en compte les contraintes résiduelles. Dans le cas de la fatigue on suppose que celles-ci se superposent simplement au champ des contraintes appliquées. Dans le cas d'un chargement multiaxial, des modèles ont été développés ces dernières années [105]. Une étude menée sur des aciers grenailés par Barralier [106] montre de plus qu'il est nécessaire de prendre en compte la relaxation des contraintes en cours de cyclage. A partir d'un calcul par éléments finis, Zarka, cité en référence par Lu et Flavenot [111] propose une modélisation de ce phénomène.

4.3.1 Superposition des contraintes résiduelles aux contraintes appliquées : effet de l'austénite retenue.

Prado et Arques [108], et d'autres auteurs [109], [110], abordent l'influence de l'austénite résiduelle sur le comportement en fatigue du matériau en prenant en compte l'atténuation des contraintes résiduelles occasionnée par la présence d'austénite. Ce modèle prend pour point de départ la schématisation des contraintes présentée figure 21 :

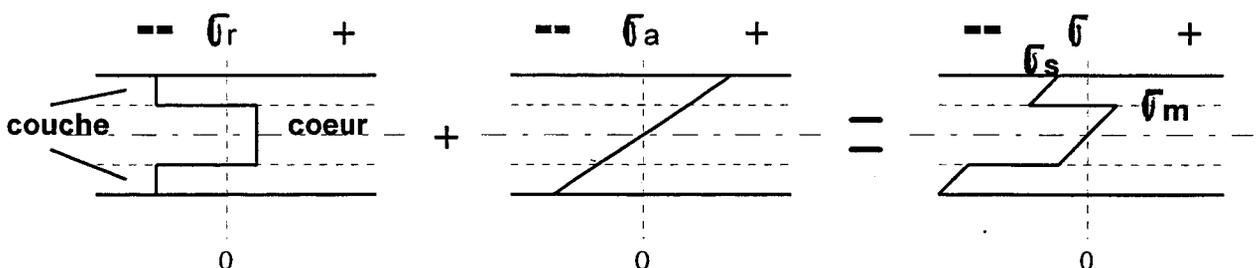


Figure 21 : représentation schématique de la superposition des contraintes résiduelles et des contraintes appliquées (cas de la flexion)

La superposition du champ de contraintes résiduelles σ_r , au champ de contraintes appliquées σ_a , permet de déduire les contraintes en surface σ_s et en sous couche σ_m . Le modèle de Prado et Arques [108], schématisé figure 22, permet de prévoir un optimum de durée de vie en fonction de l'intensité des contraintes résiduelles.

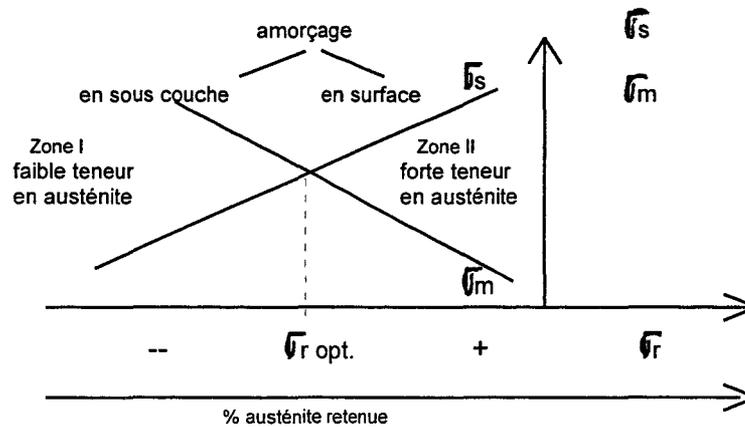


Figure 22 : Représentation schématique du modèle de Prado et Arques [108]
rôle de l'austénite retenue

A teneur en carbone égale, le niveau de contrainte de compression obtenu en peau dépend de la quantité d'austénite résiduelle. Pour le modèle, c'est la fraction volumique moyenne sur les trois premiers dixièmes de millimètres, qui est prise en compte.

Pour les faibles fractions d'austénite retenue, zone I, les contraintes résiduelles de compression sont élevées. De ce fait, la contrainte résultante maximale est obtenue en sous couche et l'amorçage des fissures aura lieu sous la surface.

Pour les fractions d'austénite élevées, les contraintes résiduelles peuvent être de traction. Dans ce cas, la contrainte résultante maximale se situe en peau et l'amorçage aura lieu en surface.

Nous avons vu précédemment que l'austénite retenue peut se transformer en martensite au cours de la sollicitation de fatigue. Si l'état de contraintes se rapporte à la zone II, la transformation de l'austénite entraîne une augmentation de la durée de vie puisque la contrainte en surface se rapproche de l'optimum. Pour la zone I, la transformation de l'austénite entraîne une diminution de la durée de vie puisque la contrainte en sous-couche s'éloigne de l'optimum.

Le modèle de Prado et Arques constitue une approche très intéressante ; cependant, pour l'établissement d'un modèle prévisionnel, il serait nécessaire de prendre en compte d'une part, l'influence de la composition de l'austénite puisqu'elle conditionne sa capacité de transformation et d'autre part le fait que la répartition de l'austénite retenue peut varier de manière sensible dans les trois premiers dixièmes de millimètres.

Dans l'état, le modèle permet néanmoins de localiser la zone d'amorçage de fissure, comme l'a confirmé expérimentalement Lesage [69], en fatigue de flexion. Dans le cas d'une couche cémentée il constate que pour une teneur de 1% de carbone en peau, la contrainte résultante dépasse la limite d'endurance et suggère un amorçage en surface. Alors que pour une couche cémentée à 0,7 % de carbone, la zone d'amorçage probable est située plus profondément sous la couche.

4.3.2 Approche du comportement réel :

L'approche présentée jusqu'à présent ne prend pas en compte la plastification, la multiaxialité des contraintes ou leur relaxation.

La plastification peut être introduite à partir de critères tel que celui de Von Mises. L'expérimentation montre cependant que la modélisation consistant à superposer les contraintes résiduelles à la contrainte appliquée en associant ce critère de plasticité est insuffisante lorsque l'on veut rendre compte du comportement réel du matériau [111].

Ainsi, Starker et coll, cités en référence [113], dans le cas de couches grenillées, proposent de ne pas considérer l'effet des macrocontraintes comme un effort supplémentaire mais plutôt de considérer leur conséquence sur la limite de fatigue locale du matériau :

$$\sigma_D^R(z) = \sigma_D^0 - \alpha \sigma^R(z)$$

σ_D^0 est la limite d'endurance du matériau exempt de contraintes résiduelles,

$\sigma_D^R(z)$ est la limite de fatigue locale à la côte Z

$\sigma^R(z)$ la contrainte résiduelle à cette cote.

Le coefficient α est obtenu expérimentalement et fonction de l'état du matériau (recuit, trempé, trempé revenu).

Dans cette relation, le coefficient α permet d'intégrer implicitement le phénomène de relaxation des contraintes. La relaxation des contraintes résiduelles en fatigue dépend de nombreux facteurs comme le chargement appliqué ou le nombre de cycles de sollicitation, mais elle dépend surtout de la nature et des caractéristiques mécaniques du matériau.

L'évolution des contraintes résiduelles au cours de la fatigue est difficile à prévoir précisément car elle dépend de nombreux facteurs tant métallurgiques que mécaniques. De plus, elle est difficile à étudier car il n'existe pas de méthodes non destructives permettant de mesurer les contraintes en cours de sollicitation, surtout si l'on considère l'état des contraintes dans l'épaisseur du matériau comme il serait souhaitable de le faire pour des aciers durcis superficiellement.

CONCLUSION :

L'étude de la fatigue des matériaux est complexe car de nombreux paramètres influencent les résultats. Ceci se traduit par une grande dispersion de ceux-ci et par la difficulté de proposer des modélisations rendant compte au mieux des comportements observés.

Ceci est particulièrement vrai dans le cas de pièces cémentées pour lesquelles il existe un gradient de propriétés mécaniques de la surface vers le coeur des pièces ; c'est pourquoi la plupart des travaux se limitent à l'étude phénoménologique du comportement en fatigue.

De nombreuses méthodes ont été développées pour permettre de déterminer la limite d'endurance des matériaux de manière fiable. Un nombre important d'éprouvettes est nécessaire pour l'utilisation de ces techniques. Certains auteurs ont développés d'autres méthodes, pour des raisons essentiellement matérielles et économiques, nécessitant peu d'éprouvettes. Une estimation de la limite d'endurance et de la position du coude de la courbe de Wöhler peut être donnée.

Dans le cas des couches cémentées les relations microstructures-tenue à la fatigue, en particuliers l'influence de l'austénite retenue ou de l'oxydation interne, ont été les plus étudiées. Certains auteurs intègre l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue en prenant en considération la superpositions des contraintes résiduelles aux contraintes appliquées. D'autres prennent en considération les phénomènes de relaxation des contraintes résiduelles en cours de cyclage de fatigue. Ces modèles plus complexes font appel aux éléments finis et sont en cours de développement.

Chapitre B

Techniques expérimentales

Dans ce chapitre nous précisons les considérations tant universitaires qu'industrielles qui ont conduit au choix des matériaux et techniques expérimentales.

I CHOIX DES NUANCES D'ACIER :

Les principales applications du traitement de cémentation concernent essentiellement l'industrie automobile et aéronautique. Pour ces applications, les nuances 27MnCr5, 16NiCrMo13, 16NiCr6, 16CrMo4 sont parmi les plus courantes, elles ont été choisies pour obtenir une grande diversité de microstructures et pour comparer le comportement de chaque nuance à traitement égal.

La nuance 27MnCr5 est la plus employée dans l'automobile car sa teneur en carbone initiale, plus élevée que pour les autres nuances, lui confère de bonnes caractéristiques mécaniques.

Comme pour la nuance 27MnCr5, la nuance 16NiCrMo13 possède des propriétés de trempabilité permettant la trempe au gaz moins énergique que la trempe à l'huile mais plus appropriée au traitement sous vide.

Les nuances 16CrMo4 et 16NiCr6 sont les nuances les plus couramment utilisées pour la cémentation suivie de trempe à l'huile. Elles permettront de comparer le traitement de cémentation classique au traitement sous vide (basse pression). Une nuance supplémentaire C10 permettra d'étudier le comportement d'un acier non allié de faible trempabilité.

La composition chimique pondérale de ces aciers est donnée dans le tableau VI.

II DIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES

Les éprouvettes sont des disques d'épaisseur 15 ou 10 mm et de diamètre 50 ou 38 mm selon la quantité de matière disponible et les propriétés de trempabilité de l'acier, le coeur devant être correctement traité. Le choix du dimensionnement de ces pièces est conditionné par :

- les méthodes de détermination des contraintes choisies. En dissolution, le dimensionnement des pièces conditionne la durée et l'homogénéité d'attaque. Les pièces trop massives sont à exclure tout comme les pièces de petites dimensions pour lesquelles la répartition de contraintes n'est pas homogène (effet de bord).
- par l'utilisation éventuelle d'appareillage de diffraction des rayons X qui impose, pour des facilités d'utilisation (problèmes de centrage des éprouvettes), un diamètre de 50 mm.
- par les dimensions minimales nécessaires à l'utilisation de la lampe à décharge : diamètre supérieur à 25 mm.
- par les modélisations que l'on cherche à établir. Il est nécessaire d'éviter les contraintes d'origine thermique trop élevées. Les pièces ne doivent pas être trop massives pour éviter les écarts de température trop grands entre la peau et le coeur, au cours du refroidissement.

Elément Coulée	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
16NiCr6 D*50	0,14	0,26	0,84	0,02	0,01	1,29	1,09	0,03	0,18	0,02
16NiCr6 D26	0,17	0,23	0,71	0,02	0,01	1,27	1,02	0,02	1,1	0,03
16NiCrMo13 D38	0,15	0,24	0,40	0,08	0,01	3,34	1,01	0,27	0,14	0,03
16 CrMo 4 D47	0,18	0,28	0,79	0,03	0,01	1,06	1,14	2,23	1,74	0,03
16CrMo4 D32	0,17	0,19	0,78	0,01	0,01	1,05	1,14	0,27	0,18	0,04
27MnCr5 D50	0,25	0,24	1,17	0,03	0,01	0,19	1,06	0,55	0,91	0,02
27MnCr5 D32	0,25	0,25	1,12	0,03	0,01	0,19	1,06	0,55	0,91	0,02
CC10**	0,02	<0,02	0,21	<0,01	<0,01		<0,02		<0,02	0,03

Remarques :

* D indique le diamètre de barre disponible en mm. Afin de limiter les temps d'usinage, les galettes destinées à la détermination des contraintes sont usinées à partir des diamètres de 50 mm, les éprouvettes de fatigue sont usinées dans les plus petits diamètres.

** L'acier ferritique est disponible sous forme de plaques d'épaisseur 40 mm

Tableau IV : Analyse chimique des différentes nuances d'acier étudiées

III TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements sont effectués, soit en cémentation classique, repérée C par la suite, soit en cémentation basse pression, repérée B, par les sociétés INNOVATIQUE et NITRUID. Les profondeurs conventionnelles (550 Hv1) souhaitées sont 0,5 mm, 1 mm et 1,5 mm pour les essais destinés à établir une corrélation microstructure - contraintes résiduelles.

Traitement type	C	B	C	B	C	B	H	G	H	G
Profondeur souhaitée en mm	0,5		1		1,5		0,5		1	
Température de cémentation	900	930	900	980	940	980	940	940	940	940
Temps de cémentation en min.	150	8	390	100	750	174	68	68	258	258
Température d'austénitisation avant trempé	840	850	900	850	900	850	860 ou 830	860 ou 830	860 ou 830	860 ou 830
Température d'arrêt de trempé	70	60	70	60	50	60	60		60	

Toutes les températures sont en °C

La température d'austénitisation de 830°C avant trempé n'est utilisée que pour la nuance au molybdène

C : Cémentation classique, trempé huile - B : Cémentation basse pression trempé huile
 H : Cémentation basse pression trempé huile - G : Cémentation basse pression, trempé gaz
 Pour les traitements G et H la trempé est indirecte contrairement aux traitements types C et B
 Sauf pour certains cas particuliers repérés NR tous les échantillons subissent un revenu 140°C - 2 heures

Les vitesses de refroidissement sont estimées, pour la trempé à l'huile à 40°C/s, et pour la trempé au gaz à 4°C/s

Les échantillons éventuellement traités par le froid sont repérés AF.

Tableau V : Caractéristiques de traitement communiquées par les entreprises

Pour les essais de fatigue, les profondeurs visées sont de 0,8 mm et 1,5 mm. Les traitements sont réalisés en basse pression et cémentation classique trempé huile, tableau VI.

Type de traitement	Profondeur souhaitée en mm	Cémentation	Température de cémentation	Température d'austénitisation avant trempé	Température d'arrêt de trempé
F	0,8 ou 1,5	BH	980°C	900°C	60°C
F	0,8	CH	930°C	850°C	60°C

Tableau VI : caractéristiques de traitement communiqué par les entreprises

IV REPERAGE DES ECHANTILLONS

Le tableau VII indique les différents repérages adoptés. L'étude s'est déroulée en quatre étapes :

- Comparaison de deux modes de trempe dans le cas de la cémentation basse pression, tableau VIIA. Les lettres G et H permettent de différencier les modes de trempe huile ou gaz. Pour cette série d'échantillons, la trempe est différée. Un refroidissement lent avant réausténitisation est pratiqué.

- Comparaison de deux procédés : cémentation basse pression et cémentation classique, tableau VIIB. Les échantillons cimentés classiquement sont repérés par la lettre C et les échantillons cimentés en basse pression par la lettre B. Le mode de trempe n'est pas indiqué étant donné que tous les échantillons ont subi une trempe directe à l'huile. Quelles que soient les huiles utilisées, elles sont supposées avoir la même drastité de trempe.

- Caractérisation en fatigue : Ces échantillons sont repérés par la lettre F. Au départ de l'étude, le comportement en fatigue de deux nuances d'acier devait être comparé. Le chiffre 16 rappelle la nuance 16NiCr6 (par opposition à la nuance 27MnCr5 qui devait être repérée par le chiffre 27). Les lettres C, B et H indiquent le type de traitement subi (cémentation classique ou cémentation basse pression suivie d'une trempe directe à l'huile). Les lettres AF permettent de distinguer les échantillons dont l'austénite retenue a été déstabilisée par traitement par le froid. Ces échantillons sont à comparer à ceux repérés par la lettre A.

- Etude complémentaire : La plupart des échantillons ont subi un revenu à 140°C deux heures. Quelques cas non revenus ont été étudiés et sont repérés par ajout des lettres NR. De plus, pour étudier l'influence de la structure à coeur sur différents paramètres caractéristiques des couches cimentées, nous avons traité en cémentation classique un échantillon de faible trempabilité repéré C10.

Remarque :

Le repérage par lettre des échantillons est accompagné d'un repérage chiffré pour les tableaux VII A et VII B. Le premier chiffre permet de rappeler la nuance d'acier étudiée : repère 1 - nuance 16NiCr6; repère 2 - nuance 16NiCrMo13; repère 3 - nuance 16CrMo4; repère 4 nuance 27MnCr5. Le second chiffre (repère 1, 2 ou 3) indique les profondeurs de traitement conventionnelles Hv 550 visée. Le troisième chiffre permet de différencier les modes de traitement.

Tableau VIIA	0,5mm		1 mm	
	Gaz	Huile	Gaz	Huile
16 NiCr 6	G 111	H 112	G 121	H 122
16 NiCrMo 13	G 211	H 212	G 221	H 222
16 CrMo 4	G 311	H 312	G 321	H 322
27 MnCr 5	G 411	H 412	G 421	H 422

Tableau VIIB	0,5 mm		1 mm		1,5 mm	
	Cémentation classique	Cémentation basse pression	Cémentation classique	Cémentation basse pression	Cémentation classique	Cémentation basse pression
16 NiCr 6	C 111	B 112	C 121	B 122	C 131	B 132
16 NiCrMo 13	C 211	B 212	C 221	B 222	C 231	B 232
16 CrMo 4	C 311	B 312	C 321	B 322	C 331	B 332
27 MnCr 5	C 411	B 412	C 421	B 422	C 431	B 432

1^{er} chiffre : Nuance d'acier

2^{ème} chiffre : Profondeur

3^{ème} chiffre : Traitement

Tableau VII C	Epaisseur visée : 0,8 mm		Epaisseur visée : 1,5 mm	
	Cémentation classique	Cémentation basse pression	Cémentation basse pression	Cémentation basse pression
Repérage	F16CH	F16BH	F16BH.A	F16BH.AF
numérotation des éprouvettes de fatigues	41 à 50	51 à 60	21 à 30	31 à 40

C : Cémentation classique - B : Cémentation basse pression - H : Trempe huile - G : trempe gaz - A : Austénite - AF : Austénite traitée par le froid

Les échantillons non revenus sont distingués par le repérage N.R. - Les échantillons de faible trempabilité sont repérés : C10

Lorsque le mode trempe n'est pas précisé le fluide de trempe est l'huile - Pour les traitements repérés uniquement par les lettres G et H, la trempe est différée.

Tableau VII : Repérage des Eprouvettes

Remarque :

On utilise un lot de six éprouvettes de même dimension ayant subi ensemble le même traitement pour la totalité des techniques mises en oeuvre : examen métallographique, mesures de dureté, détermination des gradients de concentration en carbone, mesure des contraintes résiduelles par dissolution et éventuellement, contraintes ou taux d'austénite retenue déterminés par diffraction de Rayons X.

V MESURES DE DURETE

Outre l'examen métallographique effectué au microscope optique après polissage et attaque de l'échantillon au nital, l'un des moyens essentiels nécessaire au métallurgiste pour caractériser un traitement thermique est l'essai de dureté.

Ici les essais sont réalisés à l'aide d'un microduromètre Shimadzu HMV-2000. Afin de prendre en compte l'effet de structure en bande de l'acier (alternance de zones ferritiques et perlitiques), une moyenne de trois empreintes est réalisée pour chaque détermination. Les profils de dureté sont établis selon la norme NFA 03 - 154 sous une charge de 1 kg. Pour la valeur en peau, les mesures sont effectuées sous une charge de 0,5 Kg de manière à éviter l'effet de bord. Les duretés à coeur sont déterminées suivant la norme NFA 03-163 sous une charge de 3 kg. Pour ceux-ci, une machine universelle autorisant la mesure des duretés Rockwell, Brinell et Vickers est utilisée.

VI DETERMINATION DES GRADIENTS DE CONCENTRATION EN CARBONE

Pour déterminer les profils de répartition en carbone et déceler d'éventuelles modifications de teneur en éléments d'alliages, nous avons utilisé une lampe à décharge lumineuse.

La concentration en carbone mais aussi en manganèse, chrome, molybdène et silicium est établie de la manière suivante : une première analyse en peau est effectuée sur 6 impacts de diamètre 8 mm et de profondeur 1 µm. Un spectromètre multicanal à lecture directe associé à la lampe permet de doser simultanément 20 éléments.

L'analyse couche par couche est effectuée après rectifications successives, pour un pas variant de 0,05 à 0,5 mm selon la forme du profil. Chaque point de mesure correspond à deux impacts.

VII DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES

De nombreuses méthodes de détermination des contraintes résiduelles, fondées sur le principe de l'enlèvement de couches, ont été proposées. La méthode de dissolution par voie chimique présente l'avantage de ne pas générer de contraintes résiduelles supplémentaires d'origine mécanique.

7.1 Principe de la méthode :

Sur l'une des faces de l'échantillon, une rosette extensométrique fournit les variations de microdéformations liées au détensionnement de la pièce par usinage chimique de la face opposée, figure 23. Un modèle de calcul basé sur les lois de l'élasticité et supposant à chaque pas d'enlèvement de matière une variation linéaire des contraintes nous permet de calculer le profil.

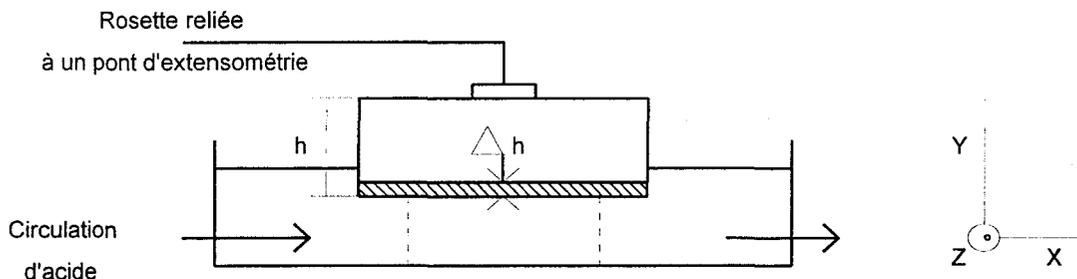


Figure 23 : Principe de la méthode de dissolution

Ce modèle est basé sur les hypothèses suivantes :

- l'épaisseur de la couche enlevée doit être très petite devant les autres dimensions (on négligera par la suite les termes en Δh^2). Ceci nous permet de considérer un état de contraintes planes.
- dans chaque couche d'épaisseur Δh_i , les contraintes sont indépendantes de x et z , et l'évolution de leur variation $\Delta \sigma$ au cours de la dissolution est une fonction linéaire de y .
- Les variations de déformations induites par la relaxation des contraintes correspondent à un comportement purement élastique du matériau. On prendra comme loi de comportement la loi de Hooke généralisée.

Dans le cas d'éprouvettes cylindriques, les contraintes selon X et Z sont égales. On notera par $\sigma_{(y,0)}$ la contrainte résiduelle initiale contenue dans la pièce à la profondeur y et par $\sigma_{(y,j)}$ les contraintes résiduelles après enlèvement de la couche j . A chaque étape de calcul, on vérifiera l'équilibre des forces et des moments selon la démarche suivante :

étape j = 0 : Les conditions d'équilibres imposent :

$$\int_0^h \sigma_{(y,0)} dy = 0 \text{ et } \int_0^h y \sigma_{(y,0)} dy = 0$$

usinage de la première couche, étape j = 1 :

$$\int_0^{h-\Delta h} \sigma_{(y,1)} dy = 0 \text{ et } \int_0^{h-\Delta h} y \sigma_{(y,1)} dy = 0$$

avec $\sigma_{(y,1)} dy = \sigma_{(y,0)} + \Delta\sigma_{(y,1)}$ et $\Delta\sigma_{(y,1)} = A_1 y + B_1$

Ce qui nous permet d'aboutir aux relations :

$$\Delta h \sigma_{y,0} = \frac{A_1}{2} (h - \Delta h)^2 + B_1 (h - \Delta h)$$

$$\text{et } h \Delta h \sigma_{y,0} = \frac{A_1}{3} (h - \Delta h)^3 + \frac{B_1}{2} (h - \Delta h)^2$$

Le calcul du coefficient B_1 est obtenu en appliquant les relations de l'élasticité plane sur la face $y=0$:

$$\Delta\sigma_{(y,1)} = B_1 = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta\varepsilon_x + \nu\Delta\varepsilon_z)$$

Ce qui à partir des expressions précédentes nous permet d'exprimer :

$$A_1 = \frac{-3(h + \Delta h)}{(h - \Delta h)(h + 2\Delta h)} B_1$$

$$\text{et } \sigma_{(y,0)} = \frac{-(h - \Delta h)^2}{2\Delta h(h + 2\Delta h)} B_1$$

Généralisation de la méthode de calcul :

Avant enlèvement de la $j^{\text{ème}}$ couche, d'épaisseur Δh_j , l'éprouvette a pour épaisseur h_{j-1} et passera à une épaisseur $h_j = h_{j-1} - \Delta h_j$. Les principes de calcul décrit précédemment nous donneront :

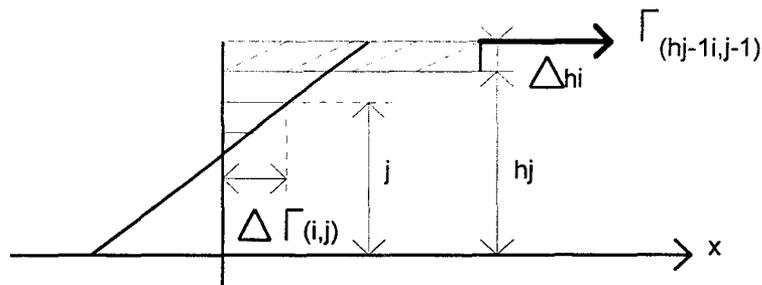


Figure 24 : Schématisation de la variation linéaire de contraintes à chaque pas d'enlèvement de matière.

$$\sigma_{(y,j)} dy = \sigma_{(y,j-1)} + \Delta\sigma_{(y,j)} \text{ et } \Delta\sigma_{(y,j)} = A_j y + B_j$$

$$B_j = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta\varepsilon_{x,j} + \nu\Delta\varepsilon_{z,j})$$

$$A_j = \frac{-3(h_{j-1} + \Delta h_j)}{(h_{j-1} - \Delta h_j)(h_{j-1} + 2\Delta h_j)} B_j$$

$$\text{et } \sigma_{(h_{j-1}, j-1)} = \frac{-(h_{j-1} - \Delta h_j)^2}{2\Delta h_j (h_{j-1} + 2\Delta h_j)} B_j$$

Ce qui nous intéresse, c'est de pouvoir redéterminer l'état de contrainte initial de la pièce : $\sigma_{(h_{j-1}, 0)}$

qui s'exprime comme étant : $\sigma_{(h_{j-1}, 0)} = \sigma_{(h_{j-1}, j-1)} + \sum_{i=1}^{j-1} \Delta \sigma_{(h_{j-1}, i)}$

L'équation générale de détermination des contraintes sera donc de la forme :

$$\sigma_{h(j-1, 0)} = \frac{-(h_{j-1} - \Delta h_j)^2}{2(h_{j-1} + 2\Delta h_j)\Delta h_j} B_j + \sum_{i=1}^{j-1} \left[-3 \frac{h_{i-1} + \Delta h_i}{(h_{i-1} - \Delta h_i)(h_{i-1} + 2\Delta h_i)} h_{j-1} + 1 \right] B_{i-1}$$

Les coefficients B_j sont exprimés en fonction des mesures de variation des microdéformations.

7 2 Conditions expérimentales :

Type d'attaque :

La matière est dissoute dans un bain d'acide à 30% dilué dans de l'eau. Un thermomètre à mercure permet de contrôler la stabilité de la température du bain ($20^\circ\text{C} \pm 1$). La vitesse moyenne d'attaque est estimée à 0,2 millimètre par heure. Elle dépend du degré de saturation du bain d'acide, de la fréquence de nettoyage de la surface de l'échantillon et du type de microstructure attaquée. Cette vitesse d'attaque n'est donc pas une constante en fonction du temps.

Mesure d'épaisseur :

La mesure de l'épaisseur de l'échantillon a été réalisée à l'aide d'un palmer digital. L'utilisation d'une technique de mesure d'épaisseur par méthode ultra-sonore peut permettre un suivi en continu des variations d'épaisseur en fonction du temps. Cette méthode n'a pas été adoptée pour les raisons suivantes :

- La pièce doit pouvoir être retirée du bain d'acide régulièrement (nettoyage de la pièce des produits de corrosion et compensation d'un phénomène dû au flux de circulation d'acide qui se traduit par des irrégularités d'attaque).
- Il faut isoler le capteur des projections d'acide.

Mesure des microdéformations

Les mesures de microdéformations sont réalisées à partir d'une rosette de jauges de déformation à 120°, autocompensées, type FRA 3-11. L'utilisation de rosette permet dans le cas de disques de prendre la moyenne sur trois mesures puisque $\sigma_x = \sigma_z$. Un autocontrôle des mesures prises est donc possible. Ces jauges sont protégées des projections d'acide par un vernis protecteur.

Elles sont reliées à un pont d'extensométrie vishay-micromesure (strain indicator type P3500) d'une sensibilité de 0,5 microdéformation. Cet appareil est équipé d'un boîtier de dérivation (type SB10)

VIII REALISATION DES ESSAIS DE FATIGUE

L'objectif fixé pour cette étude est la détermination des limites d'endurances. Les caractéristiques de fatigue ne sont pas intrinsèques aux matériaux car elles dépendent, entre autres, du mode de sollicitation. Les limites d'endurance (E) obtenues pour les différents modes de sollicitation peuvent être appréciées à partir de celles obtenues en flexion rotative grâce aux corrections suivantes [92] :

$$E \begin{array}{l} \lrcorner \text{ en flexion plane} \\ \vdash \text{ en traction compression} \\ \llcorner \text{ en torsion} \end{array} = \begin{array}{l} 1,05 \\ 0,9 \\ 0,6 \end{array} \begin{array}{l} \lrcorner \\ \vdash \\ \llcorner \end{array} \times E \text{ en flexion rotative}$$

La flexion rotative présente l'avantage d'une technologie simple (1 moteur, 4 paliers). Les essais sont réalisés sur une machine (UBM200 Amsler) où les éventuels défauts d'alignements sont rattrapés par deux paliers montés sur coussins d'air, figure 25.

La valeur de la contrainte maximale dans la surface d'une éprouvette non entaillée est déterminée selon la relation :

$$\sigma = \frac{M \cdot 9,81 \cdot 1000 \cdot 32}{\pi \cdot d^3}$$

M: masse en kg

d : diamètre de la partie utile de l'éprouvette en mm

σ : contrainte maximale appliquée à l'éprouvette en N/mm²

Une estimation de l'erreur due au moment dévié, induit par l'application de la charge, montre que l'erreur sur la contrainte appliquée n'excède pas 2%.

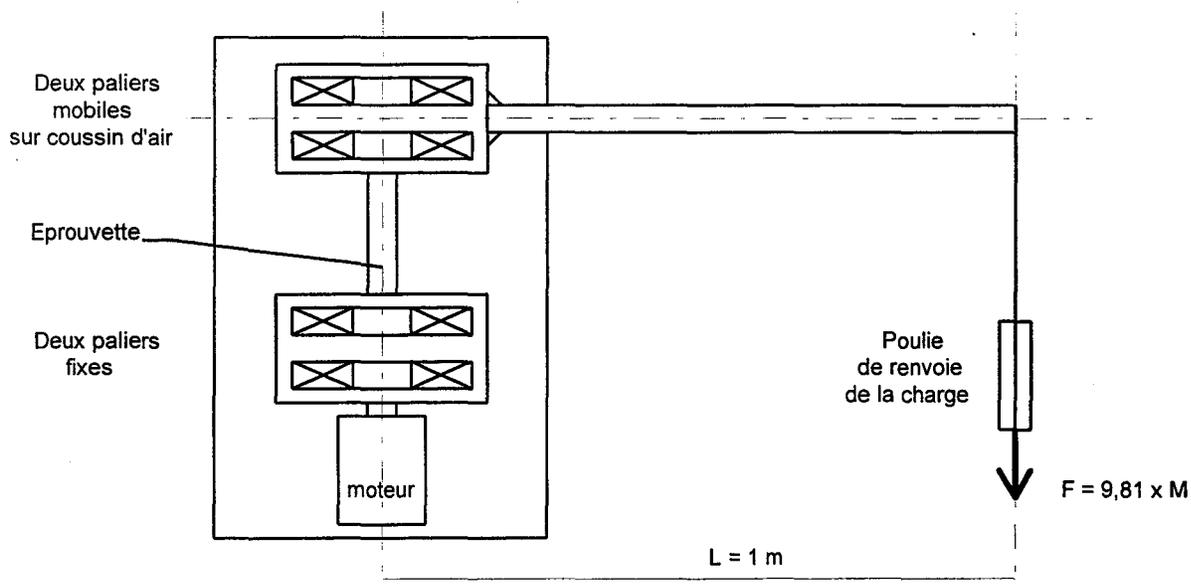
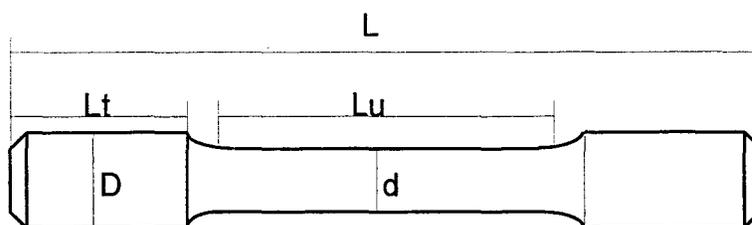


Figure 25 : Schématisation du principe de l'UBM200

8.1 Description des éprouvettes de fatigue :

Les éprouvettes de fatigue, figure 26, sont rectifiées (rugosité $R_t < 5\mu\text{m}$), avant traitement. On en conserve ainsi toute l'intégrité bien que soient introduites des déformations, source supplémentaire de dispersion des résultats. Les tolérances de forme sur la partie soumise à l'essai, $< 0,02\text{ mm}$ selon la norme NF-A036402, ne peuvent plus être rigoureusement respectées.



$$L = 166 \text{ mm} \pm 0,15$$

$$L_u = 50 \text{ mm} \pm 0,05$$

$$L_t = 40 \text{ mm} \pm 0,1$$

$$d = 10 \text{ mm} \pm 0,02$$

$$D = 16 \text{ mm} \pm 0,02$$

Figure 26 : Dimensions des éprouvettes de fatigue

8.2 Méthode de détermination de la limite d'endurance :

Les limites d'endurance sont déterminées à partir de la méthode Locati, préconisée par le C.E.T.I.M. lorsque l'on dispose de moins de cinq éprouvettes. Elle est fondée sur l'hypothèse de Miner.

Cette hypothèse stipule que pour un programme de mise en charge donné, la rupture se produira quand l'endommagement cumulé sera égal à un. Cette méthode (figure : 27) présente l'avantage de donner une estimation de la limite d'endurance à partir d'une seule pièce chargée par paliers successifs.

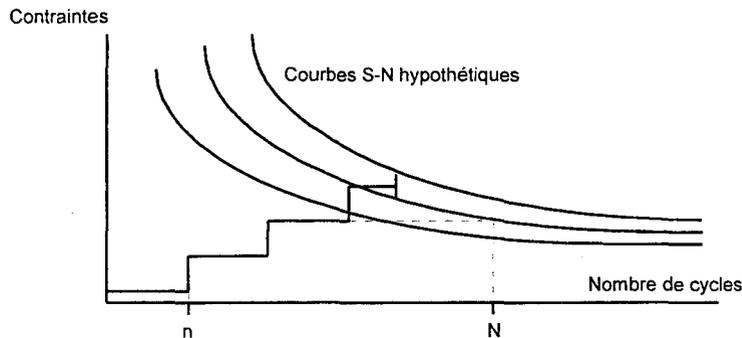


Figure 27 : Schématisation du principe de la méthode Locati

Chaque palier correspond à un nombre de cycles n . L'échelonnement des charges est, lui aussi, constant, et le palier initial se situe légèrement en dessous de la limite d'endurance présumée.

Pour le dépouillement du résultat, on utilise une courbe S-N hypothétique du matériau. La loi de Bastenaire est employée :

$$N = \frac{A \exp[-(S - E) / B]}{S - E}$$

Deux autres courbes sont déterminées à partir des paramètres de translation suivants: $E + \Delta E$, αA et $E - \Delta E$, A/α avec $\Delta E = 0,05 E$ et $\alpha = 1,65$.

On calcule les dommages cumulés $\Sigma(n/N)$ par rapport à chacune des trois courbes hypothétiques, n étant le nombre de cycles par palier de charge et N le nombre de cycles amenant la rupture pour le niveau de charge appliqué. La limite d'endurance est obtenue par interpolation pour une valeur d'endommagement cumulée égale à 1.

Les paramètres d'essais préconisés [93] sont donnés tableau VIII. Nous avons choisi d'utiliser les paramètres déterminés pour des paliers de 100 000 cycles.

Niveau initial de contrainte	1,1 E	0,9 E	0,7 E
Durée des paliers	50 000	100 000	200 000
Pas d'accroissement	0,05 E	0,075 E	0,1 E

Tableau VIII : Paramètres de mise en charge, d'après la référence [93]

8.2.1 Estimation des paramètres de la loi de Bastenaire :

a) Données bibliographiques :

Dans le cas d'aciers trempés, les coefficients A et B ont été moyennés [93] : $A = 3,2 \cdot 10^7$ et $B = 45$ pour une résistance à la rupture comprise entre 300 et 1900 MPa.

b) Paramètres expérimentaux :

Ces constantes peuvent être déterminées lorsque pour trois valeurs S_1, S_2, S_3 en progression arithmétique ($S_1 - S_2 = S_2 - S_3 = \Delta$), on connaît les valeurs respectives N_1, N_2, N_3 de N.

Cette procédure de calcul [91] passe par la détermination de la grandeur suivante :

$$\varphi_2 = \Delta \sqrt{\frac{N_1 N_3}{N_1 N_3 - N_2^2}} \quad \varphi_2 : \text{racine positive}$$

On détermine alors E, A, B :

$$E = S_2 - \varphi_2 \quad B = \frac{2\Delta}{\ln \frac{N_1(S_1 - E)}{N_3(S_3 - E)}} \quad A = N_2 \cdot \varphi_2 \cdot e^{\varphi_2 / B}$$

Il est donc possible de déterminer à partir de peu d'expérimentations les paramètres de la loi de Bastenaire.

8.2.2 Premières estimations de la limite d'endurance :

On peut montrer que la limite d'endurance est proportionnelle à la résistance à la rupture, elle même proportionnelle à la dureté.

On peut montrer que la limite d'endurance est proportionnelle à la résistance à la rupture, elle même proportionnelle à la dureté.

Dans le cas d'un profil de dureté, Champin [115], à partir des deux remarques précédentes, propose de prendre en considération la dureté exprimée par l'intersection entre l'axe des duretés et la tangente au profil passant par le centre de l'éprouvette, figure 28.

La corrélation Creusot-Loire permet d'estimer la résistance à la traction R_m en fonction de la dureté:

$$R_m \text{ (MPa)} = 170 + 1,95 \text{ Hv} + 1,85 \cdot 10^{-3} \text{ Hv}^2$$

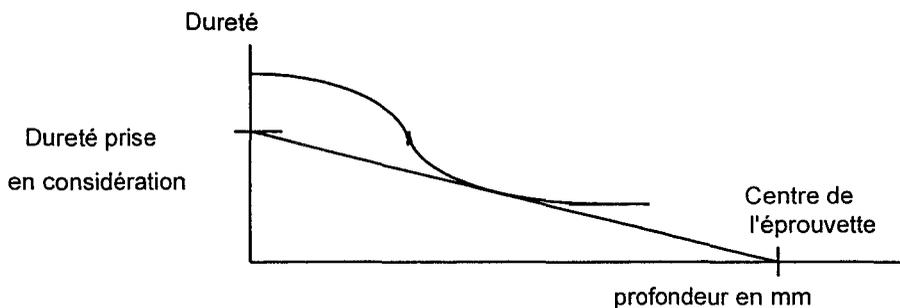


Figure 28 : Schématisation du modèle de Champin

Le C.E.T.I.M. propose les corrélations suivantes entre R_m et la limite d'endurance :

$E = R_m (0,57 - 1,2 \cdot 10^{-4} R_m)$	$800 < R_m < 1300 \text{ Nmm}^{-2}$
$E = R_m (0,56 - 1,4 \cdot 10^{-4} R_m)$	$R_m < 800 \text{ ou } R_m > 1300$

Ces relations empiriques ne peuvent être utilisées qu'à titre indicatif pour une première estimation de la limite d'endurance. Une étude menée [114] pour des échantillons trempés superficiellement a montré en effet que ces relations sous estiment la limite d'endurance de 200 MPa en fatigue de flexion trois points d'aciers trempés superficiellement. La limite d'endurance estimée à partir des relations précédentes était de 730 N/mm², alors qu'expérimentalement nous avons obtenu 920 N/mm².

Chapitre C

Résultats et discussion

INTRODUCTION

Dans ce chapitre, après avoir présenté les résultats obtenus, une analyse est faite. Pour le développement de la discussion, nous avons suivi une chronologie identique à celle adoptée lors de la bibliographie, en détaillant de manière plus étendue les points qui nous semblent les plus intéressants à développer. Les profils de concentration en carbone et en éléments d'alliage puis les microstructures obtenues sont décrits. L'aspect contrainte est plus particulièrement développé. Une synthèse des résultats obtenus pour nos gammes de traitement est présentée. Pour des traitements sans revenu, les prévisions des modèles basés sur l'expression des variations de volume consécutives à la cémentation sont discutées. Puis nous abordons les résultats obtenus par une approche simplifiée. Les modélisations utilisées ne prennent pas en compte l'influence d'un revenu basse température. Nous ne disposons pas actuellement de données suffisantes exprimant les variations de volume dans le cas de ce type de revenu, c'est pourquoi nous nous sommes plus particulièrement intéressés à ce sujet. Enfin le comportement en fatigue des couches cémentées est abordé à partir de la détermination de la limite d'endurance et de la position du coude de la courbe de Wöhler.

I PRESENTATION DES RESULTATS

Nous avons systématiquement établi pour l'ensemble de nos cas d'étude :

- le profil de carbone
- le profil de dureté
- le profil de contrainte
- le profil de structure

Quarante-sept cas de traitement ont été étudiés se décomposant de la manière suivante :

- quarante cas : quatre nuances d'aciers, dix types de traitement
- quatre cas représentatifs des échantillons testés en fatigue
- deux cas d'échantillons non-revenus
- un cas d'échantillons de faible trempabilité, non revenu

Les planches I, II, III, IV, V, VI, VII reprennent l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus (carbone, dureté, contrainte) sous forme graphique.

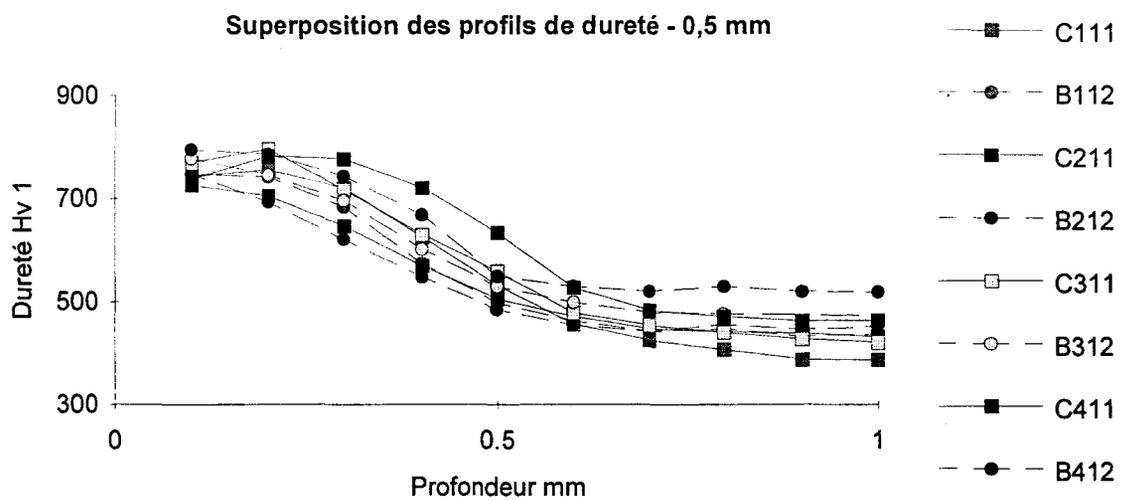
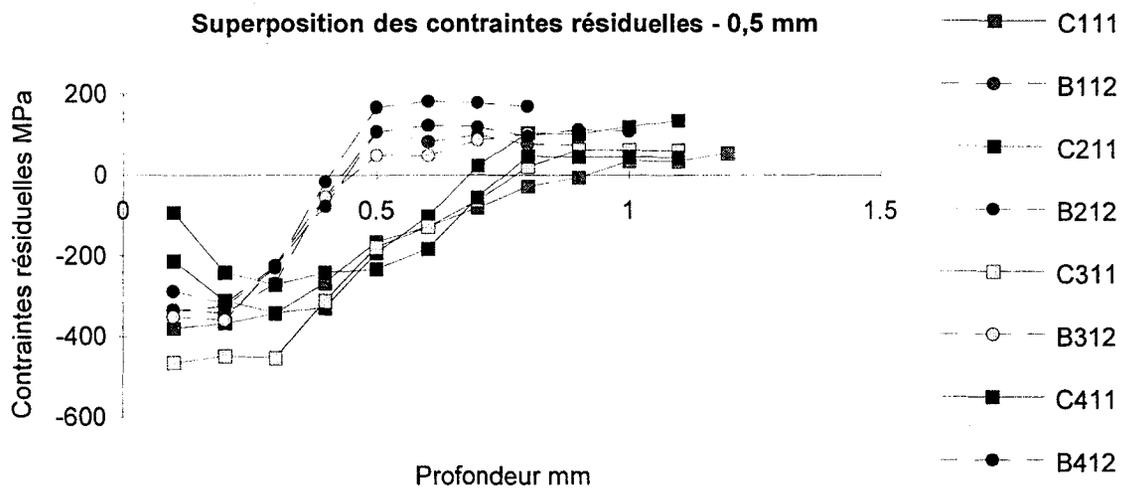
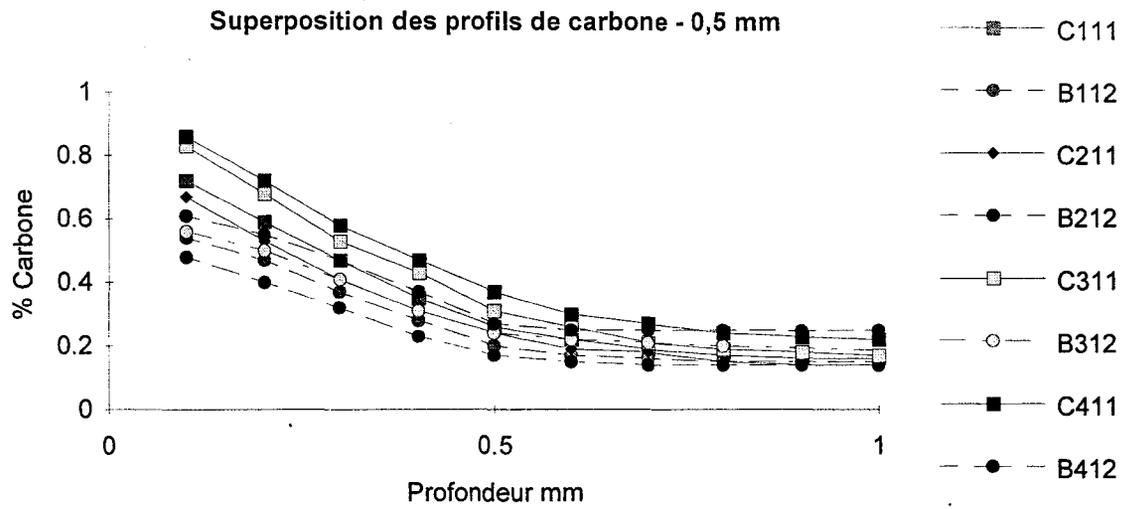


Planche I : Superposition des résultats - traitements C et B - profondeurs 0.5 mm

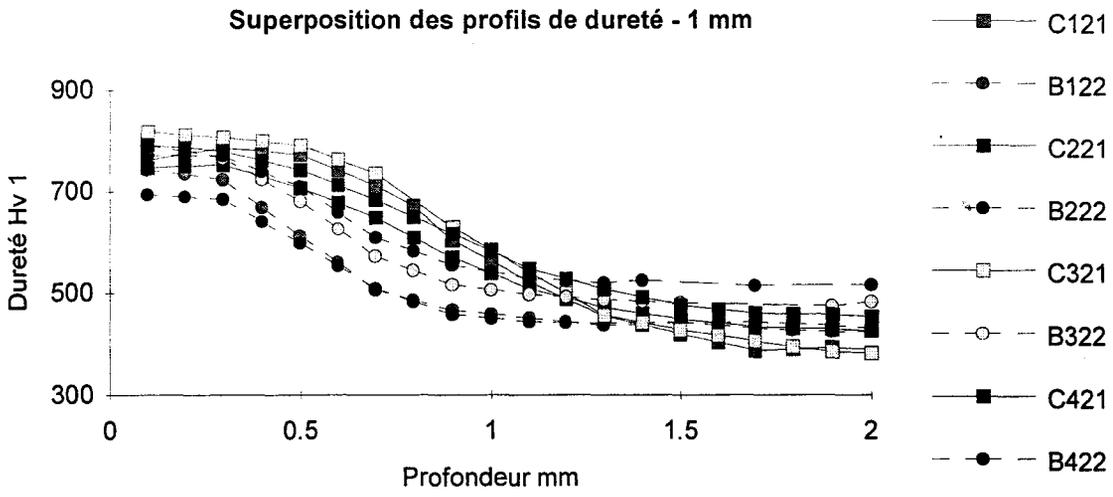
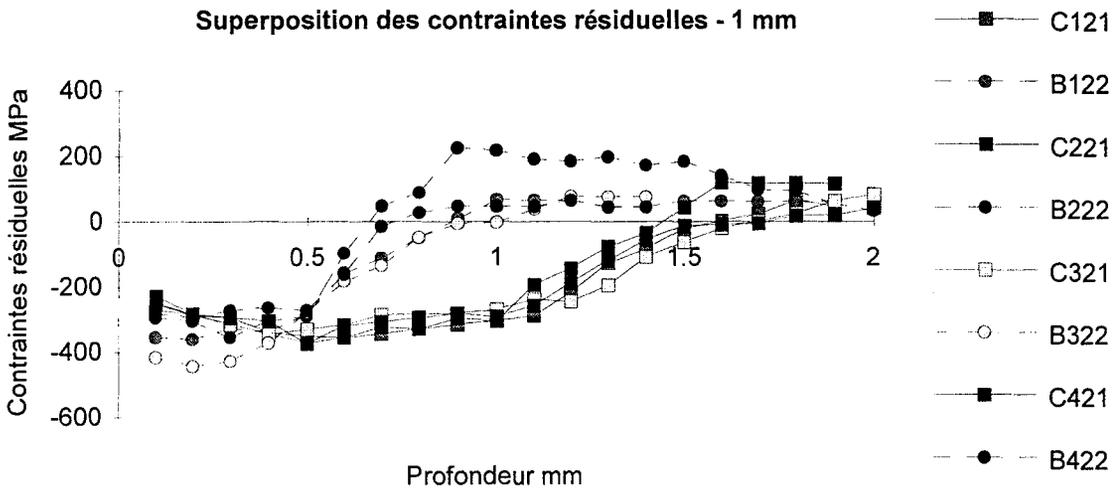
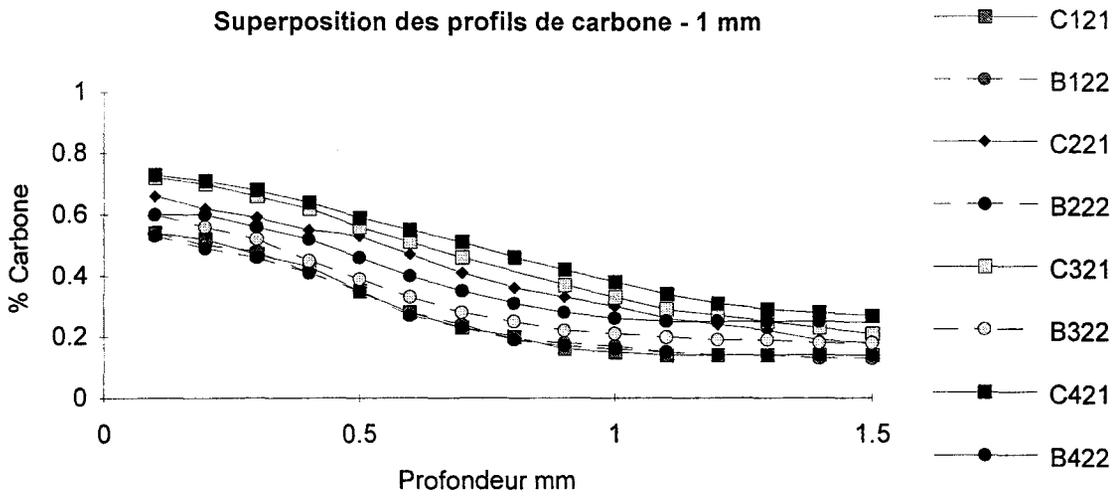


Planche II: Superposition des résultats - traitements C et B - profondeurs 1 mm

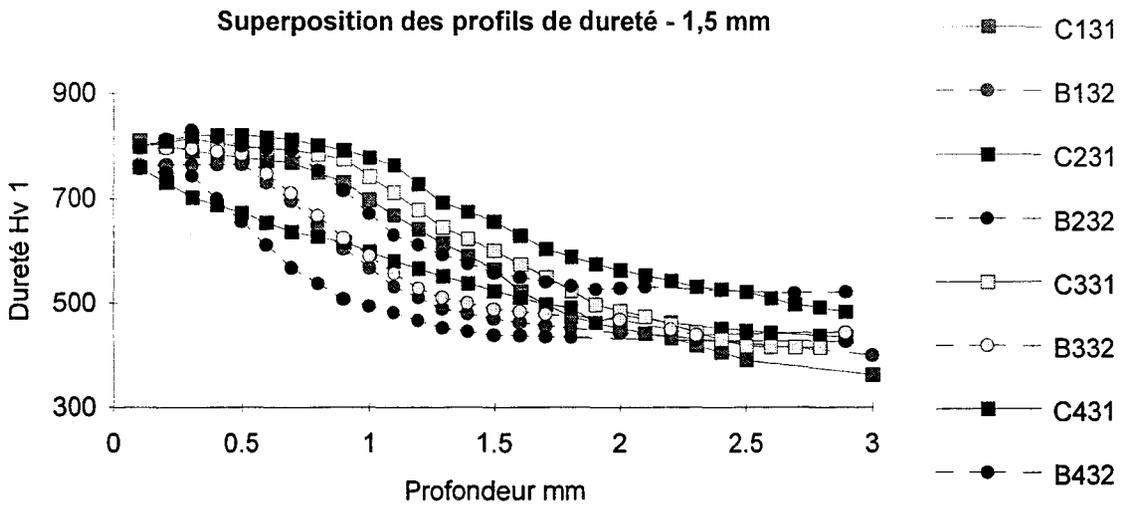
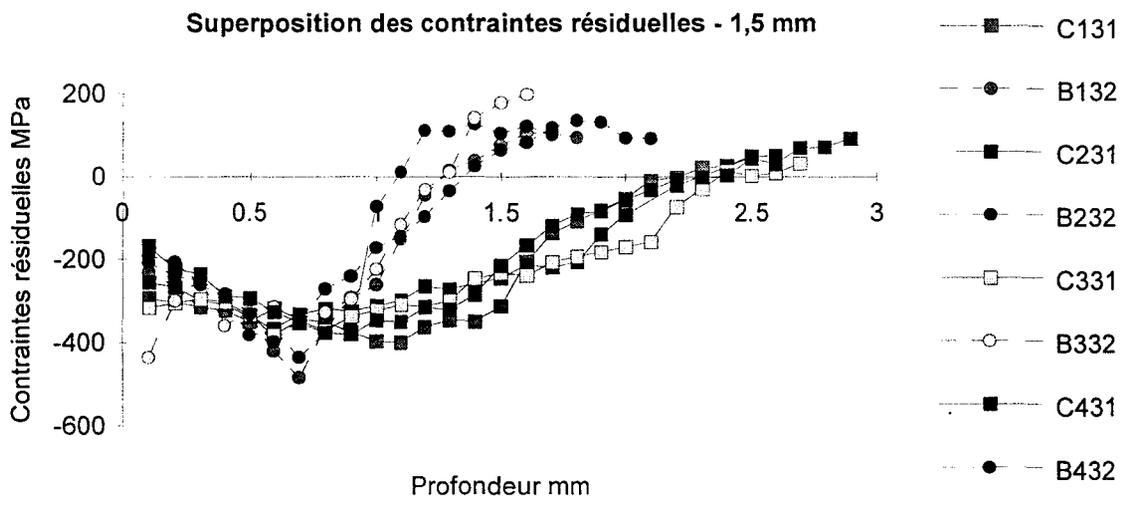
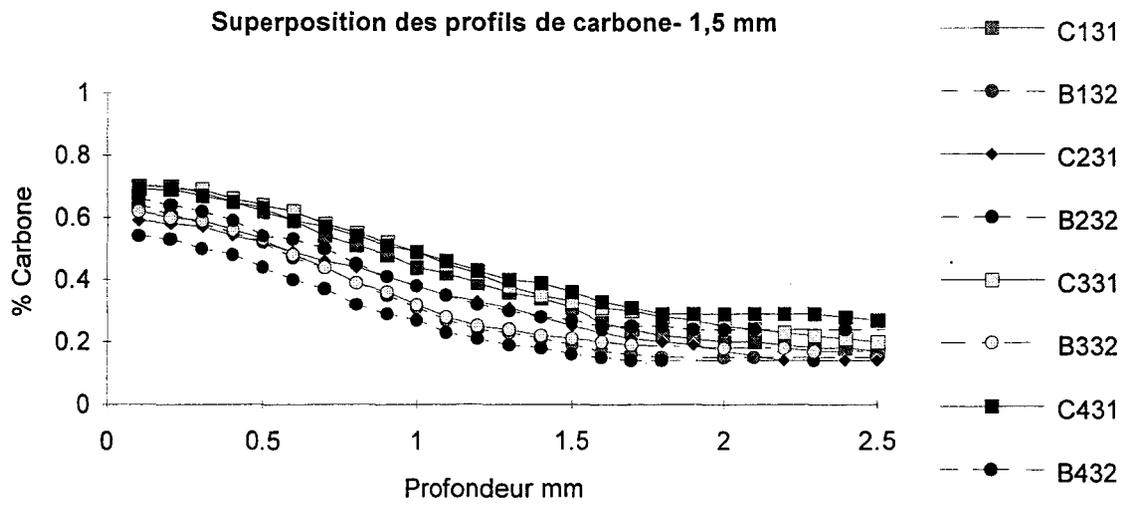


Planche III: Superposition des résultats - traitements C et B - profondeurs 1 mm 5

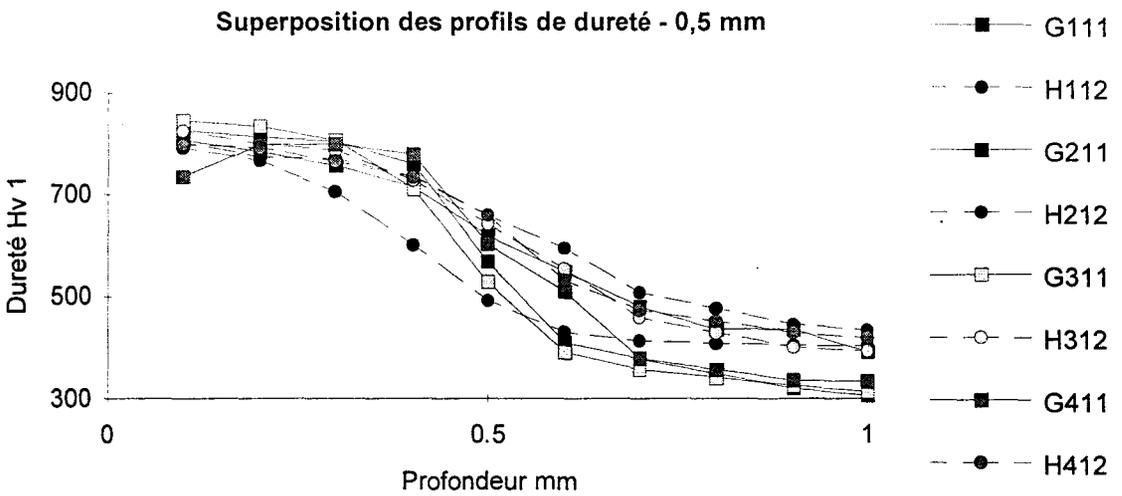
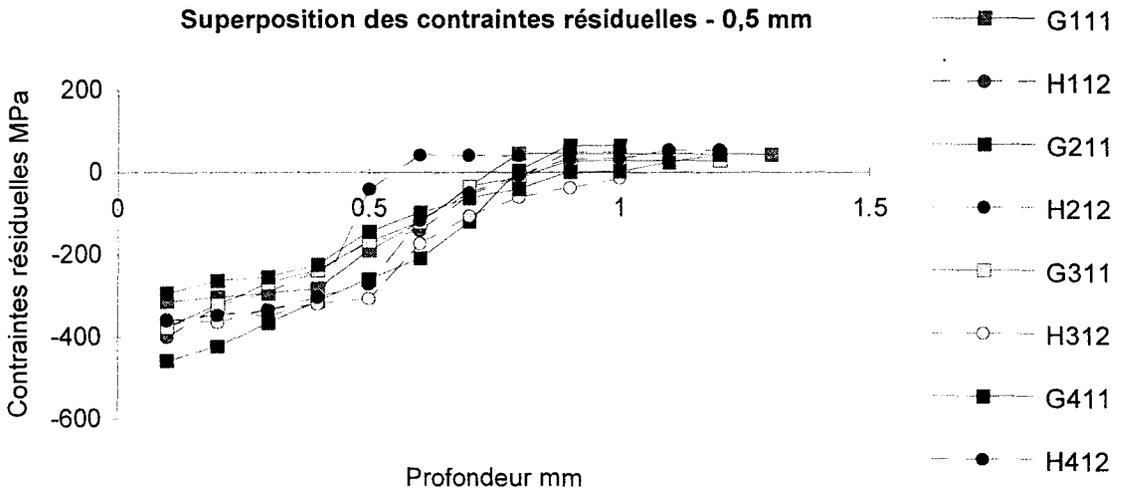
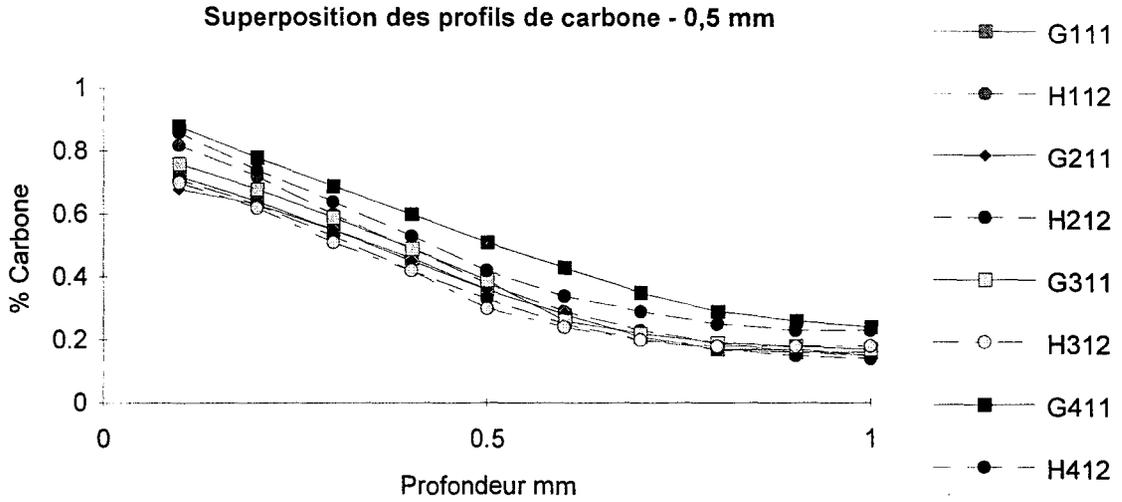


Planche IV: Superposition des résultats - traitements G et H - profondeurs 0.5 mm

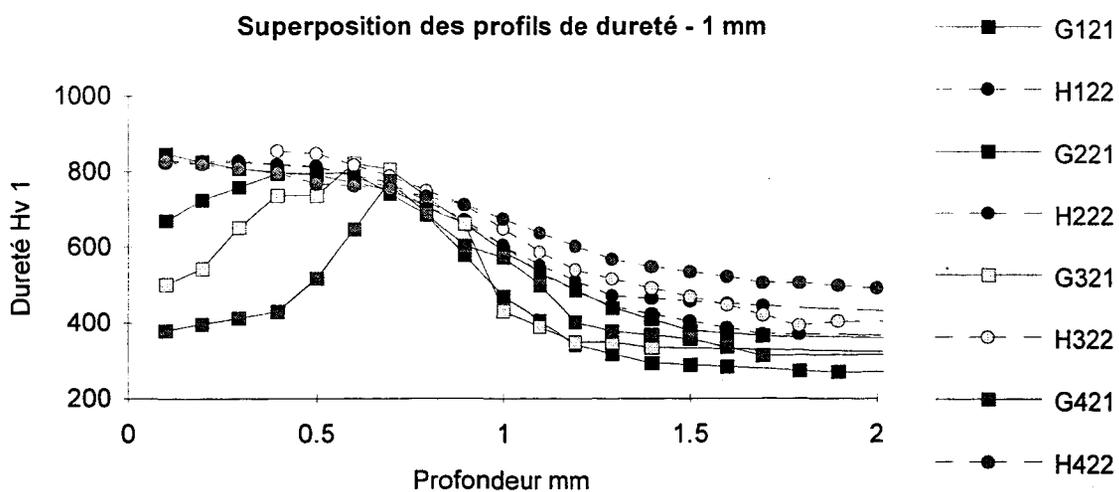
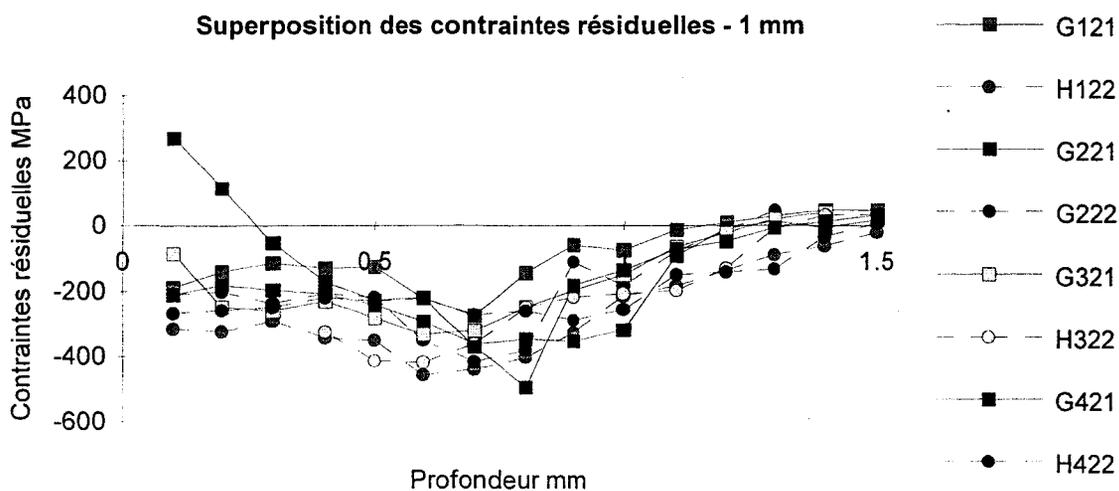
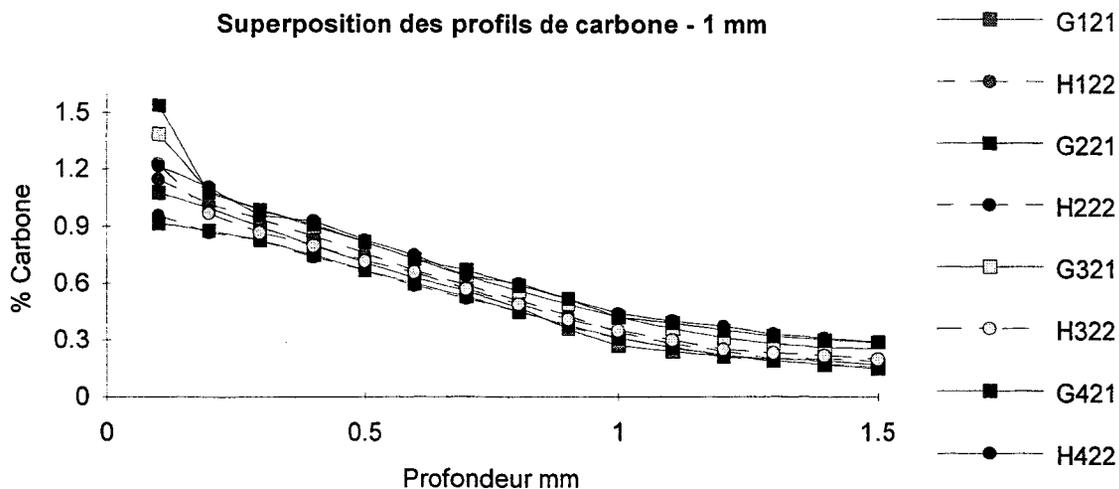
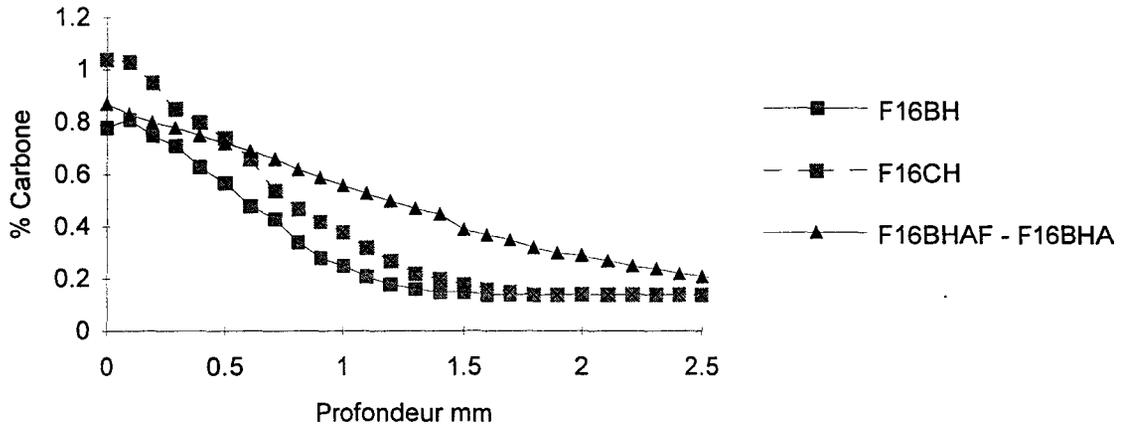
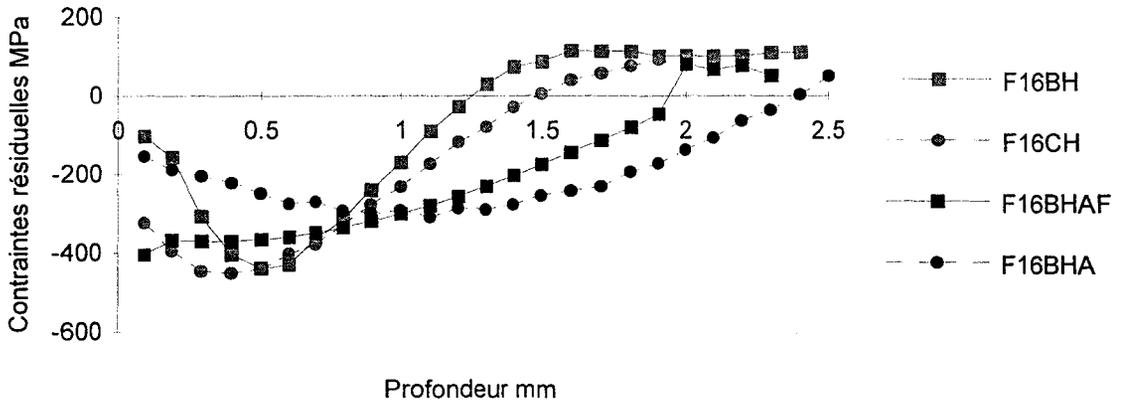


Planche V: Superposition des résultats - traitements G et H - profondeurs 1 mm

Superposition des profils de carbone - Série F16



Superposition des contraintes résiduelles - Série F16



Superposition des profils de dureté - Série F16

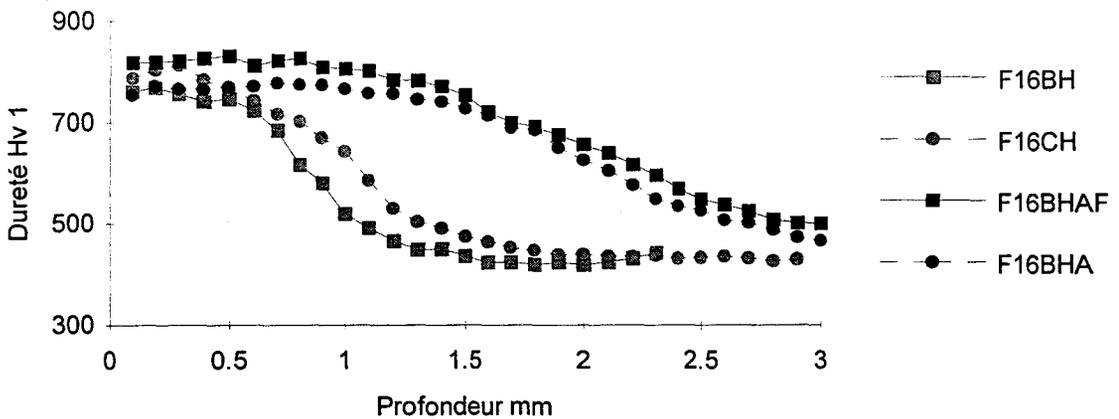
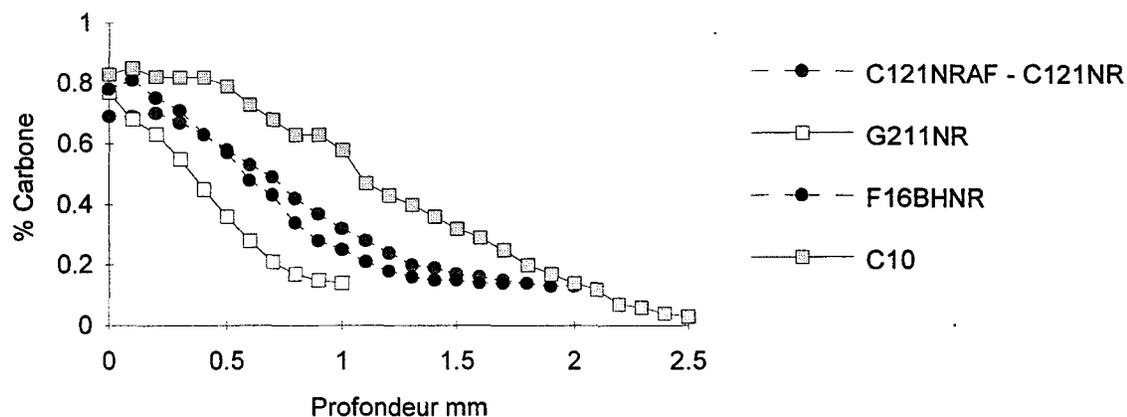
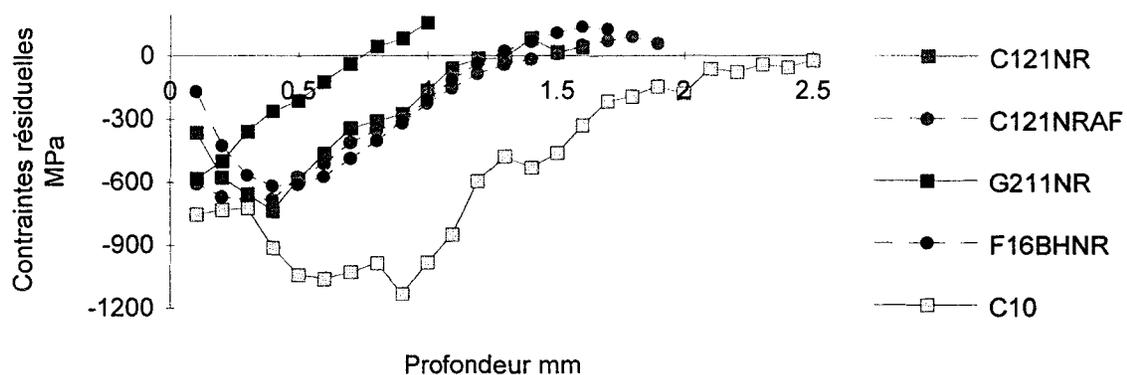


Planche VI : Superposition des résultats - Echantillons repérés F16

Superposition des profils de carbone - Echantillons non-revenus



Superposition des contraintes résiduelles - Echantillons non revenus



Superposition des profils de dureté- 1 mm

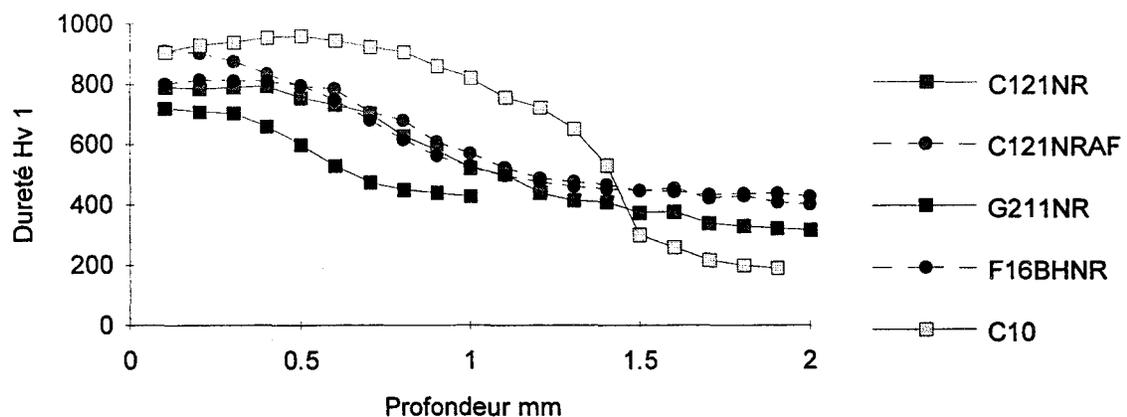


Planche VII: Superposition des résultats - Echantillon non revenus

Quels que soient les paramètres étudiés, les profils sont décroissants en fonction de la profondeur. Des chutes de contraintes sont observées en peau pour la plupart des échantillons à profondeur de traitement supérieure à 0.5 mm. Ces chutes de contraintes peuvent être associées à des chutes de dureté notamment pour les échantillons ayant subi les traitements G (trempe gaz) et H (trempe huile) avec refroidissement lent avant trempe.

Les trois points caractéristiques : teneur en peau, profondeur à 0.3% de carbone, teneur à coeur, permettent d'apprécier la diversité des cas étudiés :

- les teneurs en peau varient de 2,4 à 0,52% de carbone
- les profondeurs à 0,3% de carbone s'échelonnent de 0,41 à 2 mm
- les teneurs à coeur sont comprises entre 0,02 et 0,24% de carbone

Les duretés obtenues en peau sont comprises entre 930 et 380 Vickers, à coeur entre 520 et 160 Vickers.

Les niveaux de contraintes déterminés à 0,1 mm de la surface varient de +270 à -750 MPa. Les maximums de contraintes obtenues varient de -1000 MPa à -270 MPa.

Les données numériques sont présentées sous forme de tableaux, annexe II. Pour chaque échantillon, le repérage et le type de traitement thermique sont rappelés. Les répartitions en carbone, en microstructure, les profils dureté et contraintes, ainsi que la répartition des microdéformations après lissage graphique, sont donnés en fonction de la profondeur, pour un pas régulier de 0.1 mm.

Les répartitions en austénite et martensite en peau sont déterminées à partir de la relation de Koistinen et Marburger. Les corrections de Parrish repérées A et C dans la partie bibliographique sont prises en considération.

La présence de carbures est décelée métallographiquement. Une estimation des différentes teneurs maximum en carbure pouvant se former est faite par application de la règle des segments inverses. Cette règle est appliquée aux températures de cémentation (repère A), de l'eutectoïde (repère B), et de réausténitisation avant trempe (repère C).

Les structures à coeur bainite et martensite sont déterminées à partir d'une loi de mélange comparant dureté expérimentale et dureté théorique de ces constituants. L'utilisation des diagrammes T.R.C correspondants ou proches des nuances d'acier étudiées permet de déceler la présence éventuelle de ferrite.

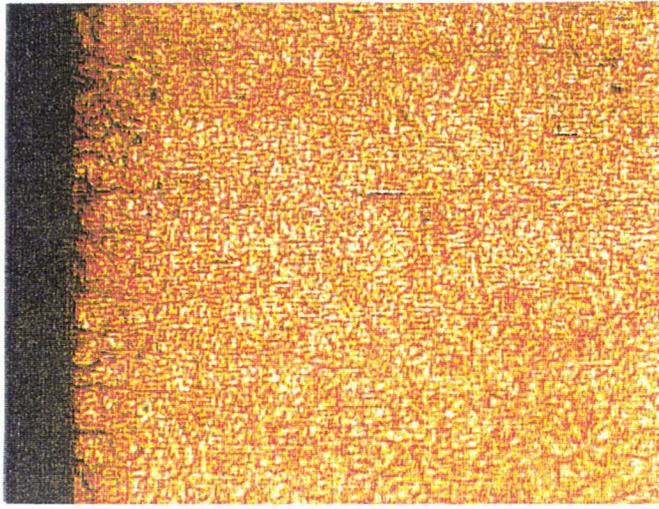
- Figurent aussi les critères :
- épaisseur Hv 550
 - dureté superficielle
 - dureté à coeur
 - contrainte à 0.1 mm
 - contrainte maxi
 - épaisseur où la contrainte repasse à zéro
 - teneur en carbone en peau
 - teneur en carbone à coeur
 - taux d'austénite moyen estimé sur la profondeur dont la teneur en carbone est supérieure à 0.5%

Les différentes données sont reprise sous forme graphique.

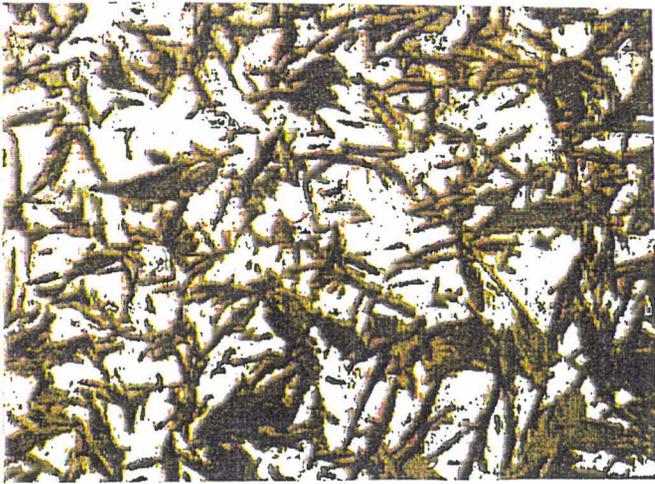
Une observation systématique des échantillons est faites après attaque au nital (2 % d'acide nitrique dilué dans l'eau). Quelques micrographies sont présentées planche VIII.

Remarque :

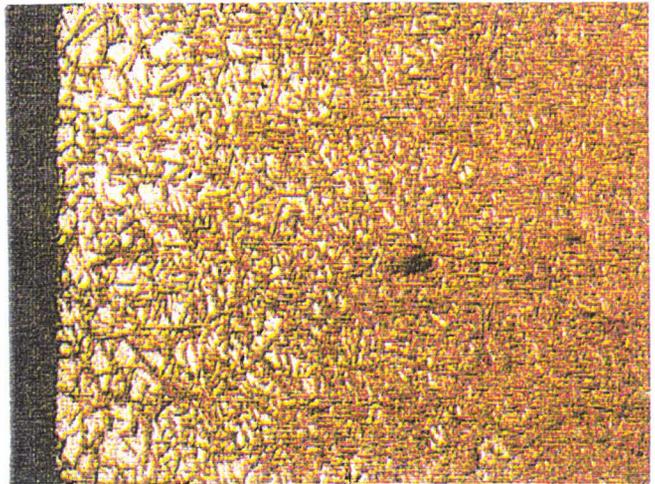
Le premier niveau de contrainte est donné pour une profondeur de 0.1 mm. La méthode de dissolution telle qu'elle a été employée ne permet pas de donner une valeur correcte du niveau de contrainte en peau. La méthode de dissolution présente donc des limites que nous allons discuter ultérieurement.



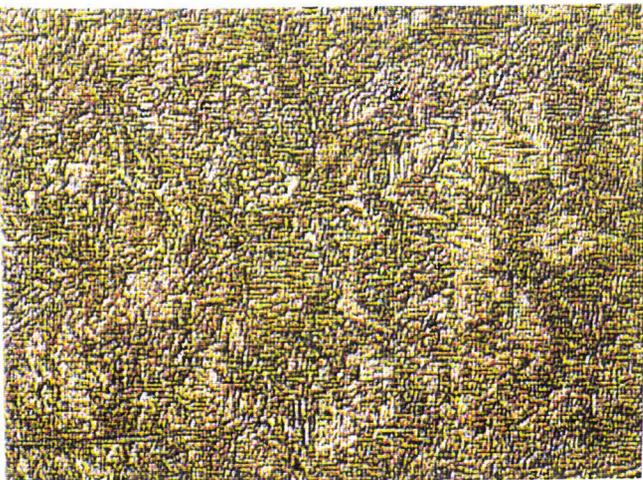
Oxydation interne en peau et couche martensitique x 200 - 800 Hv1



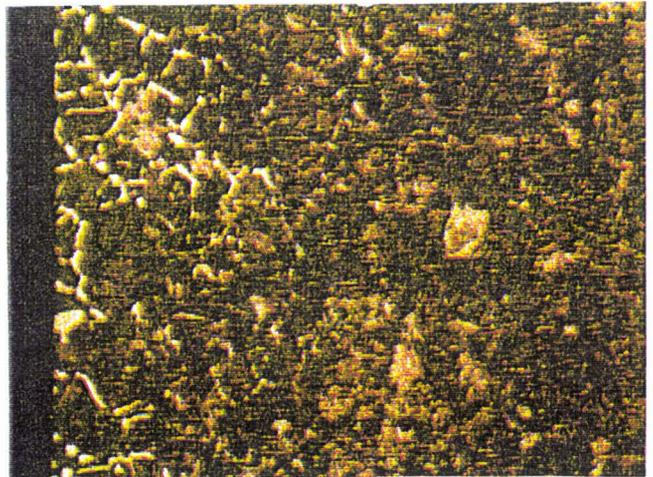
Austénite résiduelle x 500



Austénite résiduelle en peau x 200
chute de 40 Hv sur 2/10°



Structure à coeur x 500 - 380 Hv1
Martensite / Bainite



Carbures en peau et Troostite x 200 - 380 Hv1

Planche VIII : Exemples d'observations metallographiques
de couches cémentées après attaque au nital

II PROFIL DE COMPOSITION CHIMIQUE

L'établissement du profil en carbone est une donnée nécessaire à l'analyse de la microstructure obtenue et à la modélisation des contraintes. Le gradient de carbone est fonction des conditions de traitement, température et temps de cémentation-diffusion, données gérées par l'industriel, mais aussi :

- du potentiel carbone ou du flux de carbone dans l'enceinte.
- de l'activité du carbone dans l'austénite selon la nuance d'acier.

Les éléments d'addition confèrent à un acier sa trempabilité. Les altérations du profil en élément d'alliage permettent de justifier la présence de structure indésirable en peau telle que l'oxydation interne ou la ferrite. Parallèlement au profil carbone, les profils en élément d'alliage ont été réalisés.

2.1 Influence des conditions de cémentation :

Les différentes techniques de cémentation nous ont permis d'obtenir :

- pour une même teneur de carbone en peau, des profondeurs de cémentation différentes.
- pour une même profondeur de cémentation, des teneurs en carbone en peau différentes.

Ceci est montré figure 29 dans le cas de la nuance d'acier 16CrMo4.

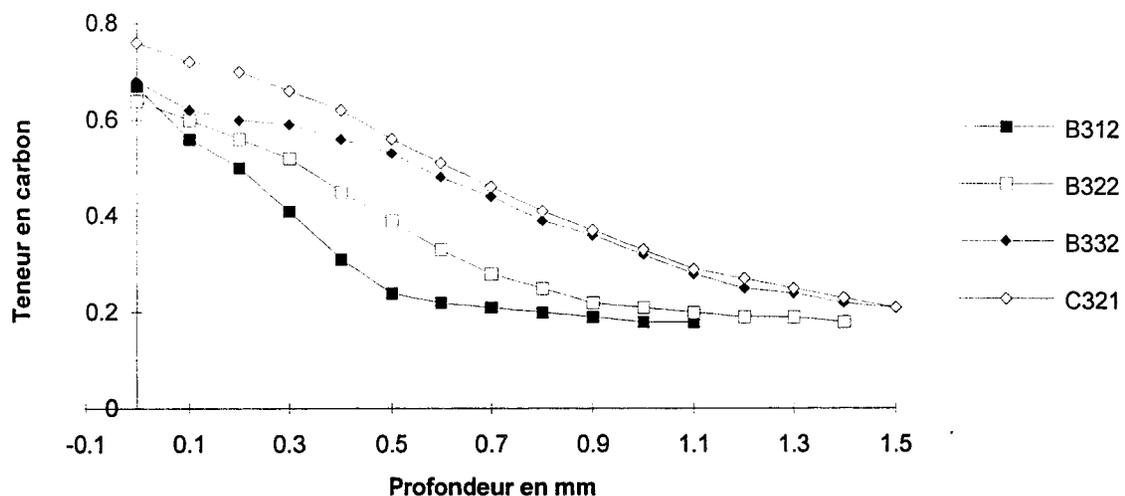


Figure 29 : Influence de la profondeur de traitement sur le profil carbone à teneur en carbone en peau égale

On peut remarquer que les profondeurs de cémentation visées (Hv 550) ne sont pas toujours obtenues, plus particulièrement dans le cas de la cémentation basse pression. Ainsi l'échantillon B332 est cémenté sur une profondeur conventionnelle de 1.15 mm pour une profondeur initiale visée de 1.5 mm.

Le tableau IX résume les différentes profondeurs de traitement Hv 550 obtenues pour les traitements type C, B, G, H. Les profondeurs correspondant à une teneur en carbone de 0.3% sont aussi indiquées. Pour notre gamme de traitement, le critère 0.3 % de carbone correspond donc en moyenne à la profondeur Hv 550.

Le tableau X résume les différents temps de maintien et températures de cémentation, appliqués aux échantillons présentés figure 30 et montre :

- la rapidité du traitement de cémentation basse pression par rapport au traitement de cémentation classique, illustrée figure 35.
- l'influence du couple température-temps de maintien sur la profondeur de cémentation.

	0,5 mm		1 mm		1,5 mm		0,5 mm		1 mm	
	C	B	C	B	C	B	G	H	G	H
27MnCr5	0,68 <i>0,6</i>	0,58 <i>0,6</i>	1,27 <i>1,1</i>	0,85 <i>0,9</i>	1,87 <i>2,1</i>	1,26 <i>1,6</i>	0,78 <i>0,6</i>	0,69 <i>0,6</i>	1,40 <i>1,02</i>	1,47 <i>1,5</i>
16CrMo4	0,53 <i>0,5</i>	0,41 <i>0,5</i>	1,06 <i>1,1</i>	0,67 <i>0,8</i>	1,70 <i>1,7</i>	1,06 <i>1,1</i>	0,57 <i>0,5</i>	0,49 <i>0,6</i>	1,22 <i>1</i>	1,09 <i>1,2</i>
16NiCr6	0,41 <i>0,5</i>	0,37 <i>0,4</i>	1,05 <i>1</i>	0,57 <i>0,6</i>	1,52 <i>1,6</i>	1,02 <i>1</i>	0,56 <i>0,5</i>	0,60 <i>0,4</i>	1,07 <i>1</i>	1,08 <i>1,1</i>
16NiCr Mo 13	0,42 <i>0,4</i>	0,32 <i>0,4</i>	1,01 <i>1</i>	0,56 <i>0,6</i>	1,32 <i>1,3</i>	0,89 <i>0,8</i>	0,56 <i>0,6</i>	0,54 <i>0,6</i>	1 <i>1</i>	1,04 <i>1,1</i>

Les chiffres en italique indiquent les profondeurs Hv 550

Tableau IX : Profondeur à 0,3 % de carbone

Repère	B312	B322	B332	C321
Température de cémentation	930	980	980	900
Temps de cémentation en min.	8	100	174	390

Tableau X : paramètre de traitement des échantillons présentés figure 29

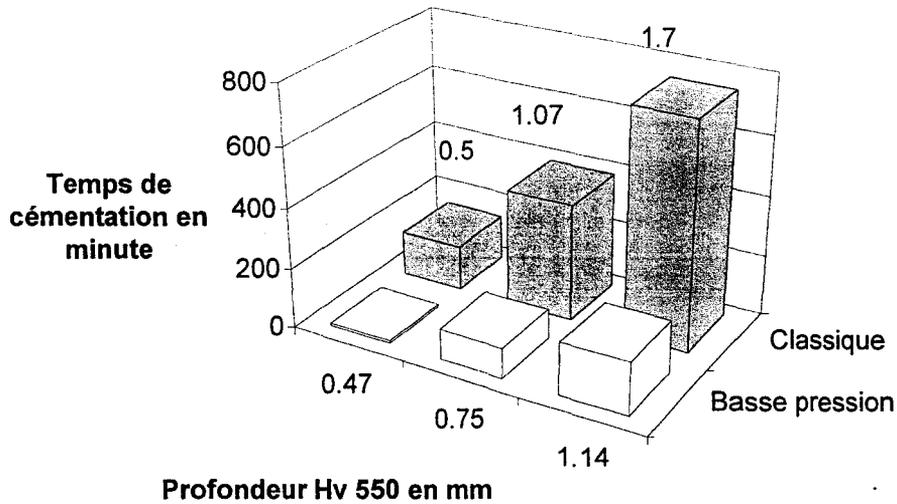
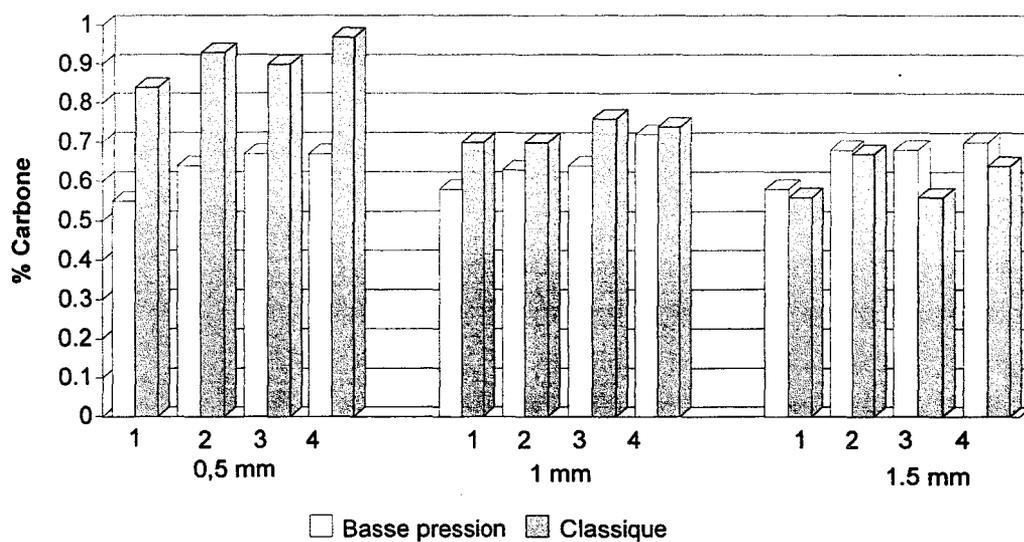


Figure 30 : Comparaison des temps de cémentation

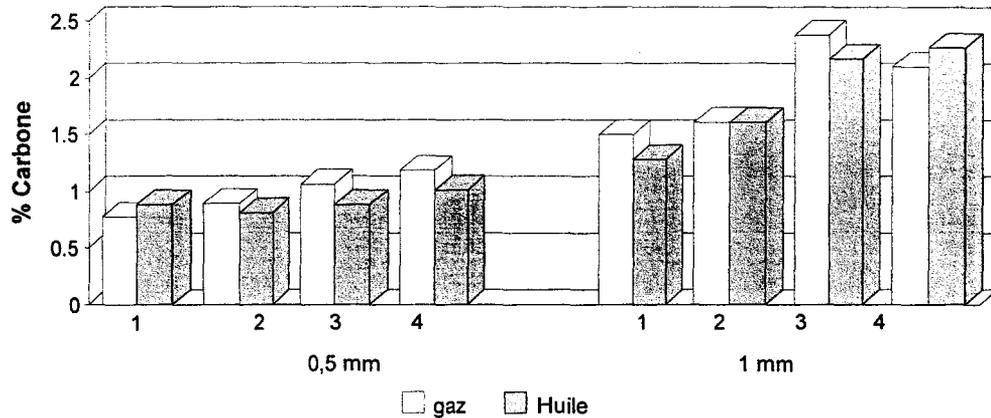
On peut apprécier la diversité des gradients en carbone obtenus par rapport à la profondeur à laquelle la concentration en carbone vaut 0.3 %, mais aussi à partir des teneurs de carbone en surface. Ces résultats sont consignés sous forme d'histogrammes (figure 31).

On remarquera que globalement le taux de carbone en surface est plus élevé en cémentation gazeuse qu'en cémentation basse pression pour les profondeurs 0,5 et 1 mm, car les conditions de traitement ne sont pas identiques. Ces conditions de traitement sont propres à chaque industriel et l'étude systématique de ces paramètres ne représente pas l'objectif de ce travail.



1 : 16NiCr6 2 : 16NiCrMo13 3 : 16 CrMo4 4 : 27MnCr5

Figure 31a : Teneur en carbone en surface pour les traitements type C et B :



1 : 16NiCr6 2 : 16NiCrMo13 3 : 16 CrMo4 4 : 27MnCr5

Figure 31b : Teneur en carbone en surface pour les traitements type G et H

Figure 31 : Teneurs en carbone en peau mesurées par spectrométrie à décharge lumineuse

Les taux de carbone en peau permettront par la suite de justifier le type de microstructure obtenue en surface :

- présence de carbure pour les traitements type G et H associée à des fortes teneurs en carbone ($>0.8\%$)
- présence d'austénite retenue en plus ou moins grande quantité ($0.6 < \% \text{ carbone} < 0.8$)

2.2 Rôle des éléments d'alliage sur l'activité du carbone dans l'austénite :

Le taux de carbone en peau n'est pas seulement influencé par les conditions de cémentation. En considérant que pour les quatre nuances et une même épaisseur cémentée, le flux de carbone (en cémentation basse pression) ou le potentiel carbone (en cémentation gazeuse) est constant (passage dans le même four, sous les mêmes conditions), les teneurs en carbone obtenues en surface ne sont pas identiques. L'accroissement de la teneur superficielle en carbone est l'indice de la notion "activité du carbone".

L'influence des éléments d'alliage sur cette notion d'activité du carbone est prise en compte dans les relations bibliographiques exprimant la quantité de carbone effectivement atteinte, C_e , pour un acier comportant des éléments d'addition par rapport au pourcentage de carbone, C_a , que l'on aurait atteint

sur un acier au carbone non allié (cf p 6). Le tableau XI compare les valeurs de $\log(C_e/C_a)$ obtenues aux résultats bibliographiques pour ces différentes nuances d'acier. Le potentiel carbone pris en considération est de 0.95.

Nuance d'acier	Expérimentation	Bibliographie
27MnCr5	0.98	0.88
16NiCr6	1.02	0.89
16CrMo4	1.06	0.95
16NiCrMo13	1.13	1.03

Tableau XI : Influence de la nuance d'acier sur l'activité du carbone dans l'austénite

Il est possible d'établir un classement des nuances d'acier en fonction de leur "capacité à absorber du carbone".

$$16 \text{ NCD } 13 > 16 \text{ CD } 4 \geq 16 \text{ NC } 6 > 27 \text{ MC } 5$$

Ce classement reste valable sur tout le profil comme l'indiquent les données rassemblées tableau X.

Le paramètre température n'est pas pris en compte par Gunnarson, ce qui pourrait expliquer les différences entre résultats bibliographiques et résultats expérimentaux.

2.3 Influence des éléments d'alliage sur le coefficient de diffusion :

L'épaisseur de cémentation n'est donc pas uniquement gérée par le réglage d'une atmosphère carburante, d'une température et d'un temps de maintien. Les éléments d'alliages affectent l'activité du carbone dans l'austénite et peuvent influencer la profondeur de cémentation. En d'autres termes, ce phénomène se traduit par une variation du coefficient de diffusion en fonction de la nuance d'acier.

Ces coefficients de diffusion ont été recalculés pour chaque nuance d'acier en fonction de la teneur en carbone à partir de la seconde équation de Fick (cf. p8). Les profils de carbone pris en considération sont ceux obtenus en cémentation classique, profondeur visée 0.5 mm (voir figure 32).

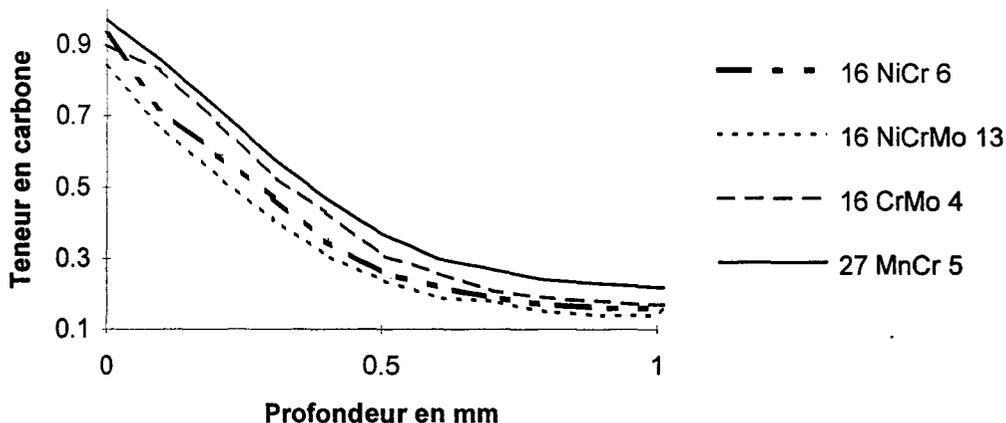


Figure 32 : Profil de carbone pris en considération pour le calcul de coefficient de diffusion

Le potentiel carbone pris en considération est celui obtenu en peau. Cette hypothèse n'est valable que pour des temps de cémentation suffisamment longs. La fonction $erfc(x)$ est approchée à partir de l'expression analytique suivante proposée par Convert et Tournier [21] :

$$erfc(x) = \frac{1 - \exp\left[-\pi^{0.5} X + \left(2 - \frac{\pi}{2}\right) X^{0.5} + \pi^{0.5} \left(1 - \frac{\pi}{3}\right) X^3\right]}{\pi^{0.5} X e^{X^2}}$$

Les résultats obtenus sont en accord avec ceux de la bibliographie, figure 33. Il est possible de distinguer l'influence sur le coefficient de diffusion des nuances au nickel-chrome par rapport aux autres nuances d'acier. Le tableau XII résume les différents coefficients de diffusion moyens du carbone dans l'austénite à 900°C obtenu pour nos nuances d'acier :

Nuance d'acier	Coefficient de diffusion en $\text{cm}^2/\text{s} \cdot 10^8$
27MnCr5	9.6
16CrMo4	9.3
16NiCr5	7.1
16NiCrMo13	6.4

Tableau XII : coefficients de diffusion obtenus pour nos différentes nuances d'acier

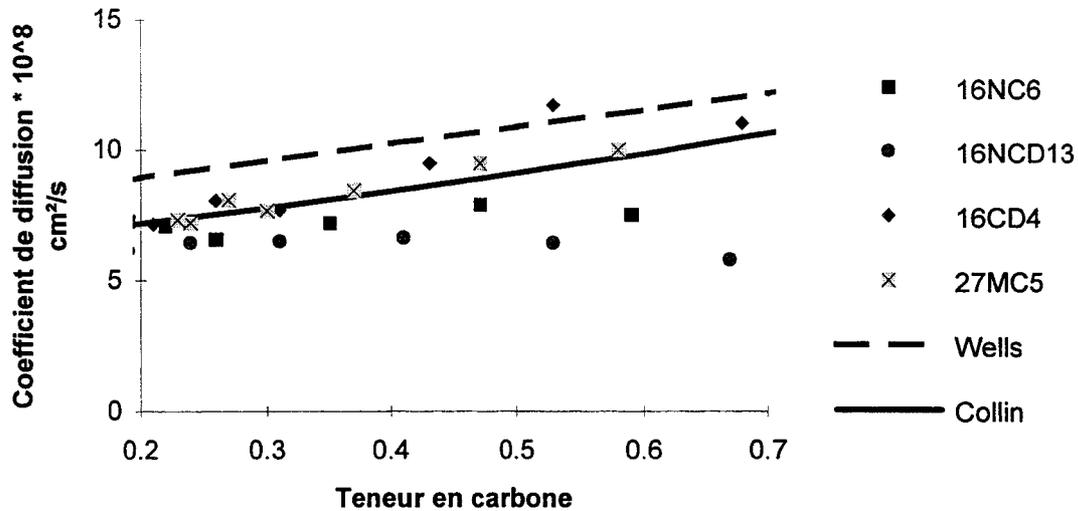


Figure 33 : Comparaison des coefficients de diffusion calculés à ceux donnés par la bibliographie pour une température de 900°C

Ces coefficients pourraient être intégrés dans le calcul prévisionnel de la répartition du carbone en fonction d'un flux ou d'un potentiel carbone connu, et permettrait de tenir compte de l'influence des éléments d'alliage sur le profil de carbone.

2.4 Variation des profils en éléments d'alliages :

Parallèlement à l'analyse carbone, les teneurs en manganèse, en chrome, en nickel et en silicium ont été mesurées par spectrographie à décharge lumineuse sur une profondeur d'environ 0,1 mm. Des variations de concentration en manganèse et en chrome plus ou moins importantes peuvent être observées (jusque 50% de la teneur initiale sur des profondeurs pouvant aller jusque 20µm), pour les deux procédés de cémentation. Ces variations de teneur en éléments d'alliage peuvent affecter localement la trempabilité de l'acier.

a) Cas de la cémentation gazeuse :

On distingue deux cas de figure :

- échantillon à profondeur de traitement visée de 0,5 mm. Les profils en éléments d'alliage ne sont pas affectés. Aucune oxydation interne n'est révélée par observation métallographique.
- échantillon avec profondeur visée supérieure à 0,5 mm. Des pertes en chrome et en manganèse sont constatées en peau, figure 34, conformément à la bibliographie [15].

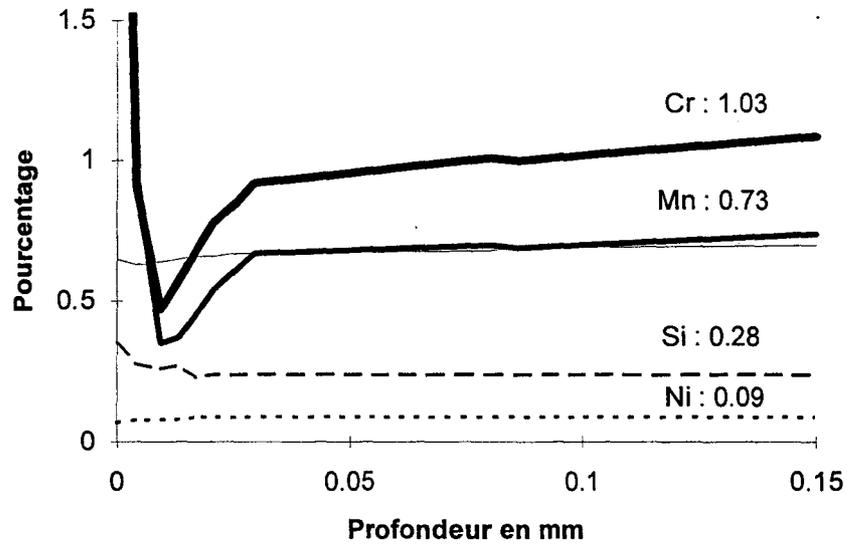


Figure 34: Evolution des profils en éléments d'alliage pour les échantillons présentant de l'oxydation interne observée métallographiquement

Sur les micrographies, annexe 2, on observe un liseré d'oxydation interne pour les nuances NiCr6, Mn Cr5, et CrMo4. Le tableau XIII résume les profondeurs oxydées mesurées.

	0,5 mm	1 mm	1,5 mm
16 NiCr 6	x	7 μm	20 μm
16 NiCrMo 13	x	x	x
16 CrMo 4	x	5 μm	8 μm
27 MnCr 5	x	15 μm intergranulaire	20 μm

Tableau XIII : Profondeur oxydée en cémentation gazeuse

Seules les profondeurs visées supérieures à 0.5 mm sont affectées. L'épaisseur de la couche d'oxyde varie avec le temps t selon la relation :

$$\varepsilon = 2\gamma\sqrt{D_0t}$$

ε : épaisseur du front d'oxydation interne

γ : constante sans dimension

D_0 : Coefficient de diffusion de l'oxygène

Pour les faibles profondeurs de traitement, le temps de cémentation serait trop court.

La présence en surface d'un constituant plus coloré, perlite, bainite est l'indice d'une baisse de trempabilité. Cette chute de trempabilité n'est pas observée pour la nuance NiCrMo13. En effet le nickel n'est pas un élément oxydable (cf p7); sa présence en quantité suffisante permet de conserver la trempabilité de l'acier.

Parallèlement on observe une légère baisse de la concentration en carbone pour les profondeurs visées supérieures à 0,5 mm (jusque 10% de la teneur maximale, sur 30 μ m) et révélant une couche d'oxyde. Les pertes locales en éléments d'alliage peuvent justifier une baisse locale de l'activité du carbone dans l'austénite.

b) Cas de la cémentation basse pression :

Seules des chutes de concentration en manganèse sont décelées de manière systématique, jusqu'à 50% de la teneur sur des épaisseurs comprises entre 5 et 20 μ m selon le temps de maintien dans le four, figure 35 :

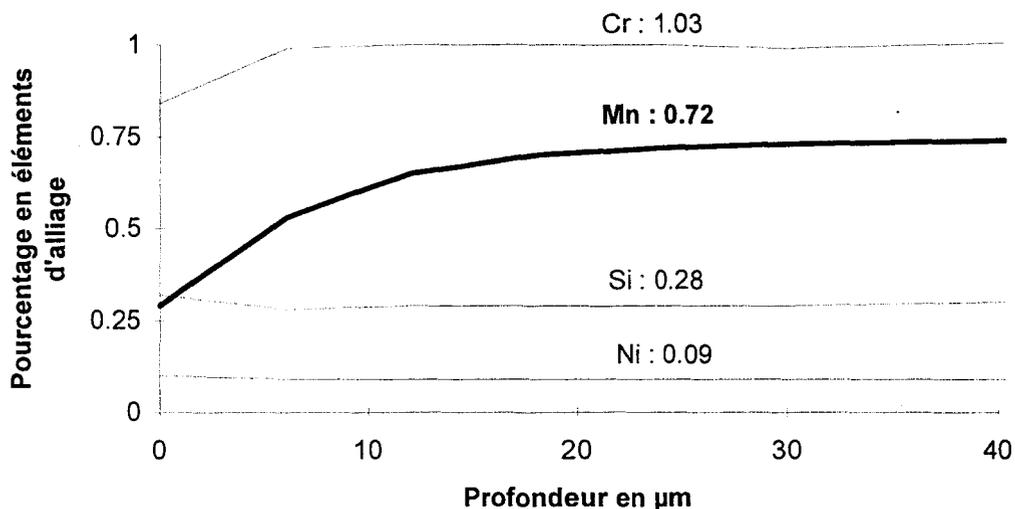


Figure 35 : Evolution des teneurs en éléments d'alliage sur les premiers microns cas de la cémentation basse pression

Les niveaux de pression et les températures utilisés en traitement sous-vide permettraient la sublimation du manganèse. La figure 36 représentant ces tensions de vapeur en fonction de la pression et de la température, montre que cette explication est plausible.

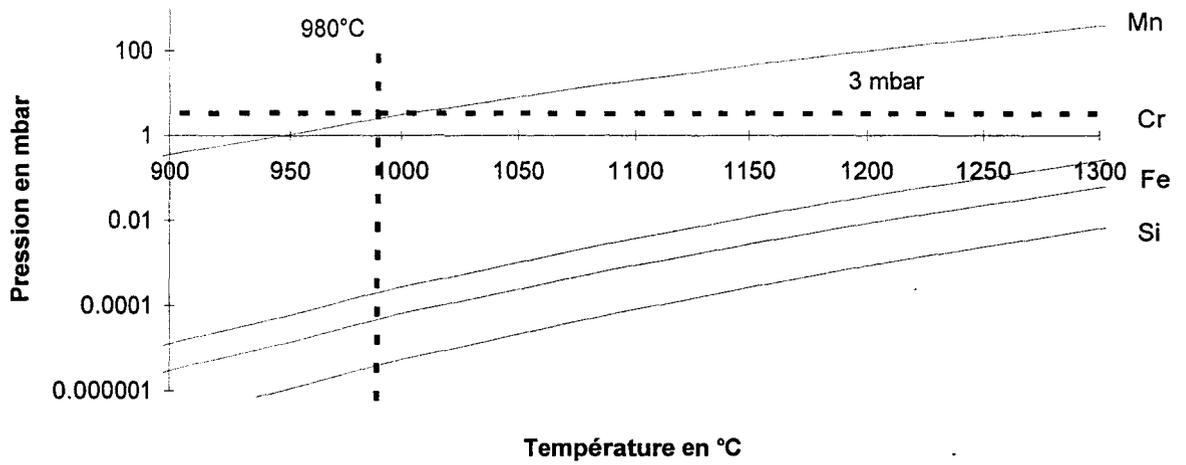


Figure 36 : Tension de vapeur de différents éléments en fonction de la température et de la pression d'après les données de Olette [116]

Cette chute systématique constatée en basse pression reste anecdotique. La baisse de trempabilité de l'acier n'est pas suffisante pour pouvoir être décelée à partir des métallographies.

III MICROSTRUCTURES OBTENUES

Une analyse métallographique permet de décrire qualitativement les microstructures obtenues et de déceler la présence de carbure, d'austénite retenue, d'oxydation interne, de ferrite, de martensite, de bainite ou de troostite. Le taux d'austénite retenue est déterminé à partir de la relation de Koistinen et Marburger. Une estimation du taux de carbure est donnée à partir de l'exploitation du diagramme fer-carbone réajusté en fonction de la nuance d'acier. L'oxydation interne est observée métallographiquement. L'observation métallographique est, dans ce cas, confrontée aux résultats d'analyse chimique en manganèse et chrome en surface. Pour les structures martensite, bainite ou ferrite observées à coeur on utilise, en complément du diagramme T.R.C., des lois de mélange faisant intervenir la dureté expérimentale et les duretés théoriques des différents constituants.

3.1 Austénite retenue :

La présence d'austénite retenue peut être visualisée métallographiquement et est révélée par des chutes de microdureté en peau pour des fortes teneurs en austénite. Pour les faibles teneurs, sous l'effet de la charge appliquée en microdureté, cette austénite peut s'écrouir ou se transformer. Ces deux méthodes (quantification visuelle ou à partir d'un essai de dureté) restent qualitatives et ne permettent pas de quantifier de manière précise le taux d'austénite. La relation de Koistinen et Marburger (cf.p18) permet d'estimer ces fractions volumiques d'austénite. Le tableau XIV nous donne les différents taux estimés en peau.

	Cémentation gazeuse Tq : 0,5 et 1 mm : 70°C - 1 mm 5 : 50°C				Cémentation basse pression Tq 60 °C			
	16 NiCr Mo 13	16 NiCr 6	27 Mn Cr 5	16 Cr Mo 4	16 NiCr Mo 13	16 NiCr 6	27 Mn Cr 5	16 Cr Mo 4
0,5 mm	> 60% 58 0,84	40 0,9	43 0,97	34 0,90	17 16 0,55	14 0,64	16 0,67	14 0,67
1 mm	43 33 0,70	20 0,69	22 0,73	20 0,72	20 18 0,58	14 0,63	19 0,72	13 0,64
1,5 mm	13 18 0,52	17 0,70	15 0,69	14 0,69	21 19 0,58	17 18 0,68	18 20 0,70	15 0,68

■ : oxydation interne

Tq : température d'arrêt de trempe, fonction du type de traitement

Tableau XIV : Taux d'austénite en peau

Les taux d'austénite sont indiqués en pourcents, en caractère gras. Pour la nuance NiCrMo13, ils sont déterminés à partir de la correction de Parrish, repère C p19. Pour les autres nuances, nous avons utilisé la relation repérée A p19. Les valeurs indiquées en petits caractères sont les teneurs en carbone prises en considération. Les chiffres en italique représentent des taux d'austénite mesurés par diffraction X pour quelques cas. Ces mesures ont été réalisées par le laboratoire de mesures physiques de l'Ecole des Mines de Douai (valeurs indiquées en italique). Ces valeurs montrent une bonne corrélation mesure-prévision pour des teneurs comprises entre 15 et 40%.

Le taux d'austénite, directement lié aux teneurs en carbone en surface, est plus élevé en cémentation gazeuse qu'en cémentation basse pression. L'influence des éléments d'alliages sur Ms et à nuance et potentiel en carbone égal, la température d'arrêt de trempe interviennent également.

3.2 Carbures :

3.21 Quantification :

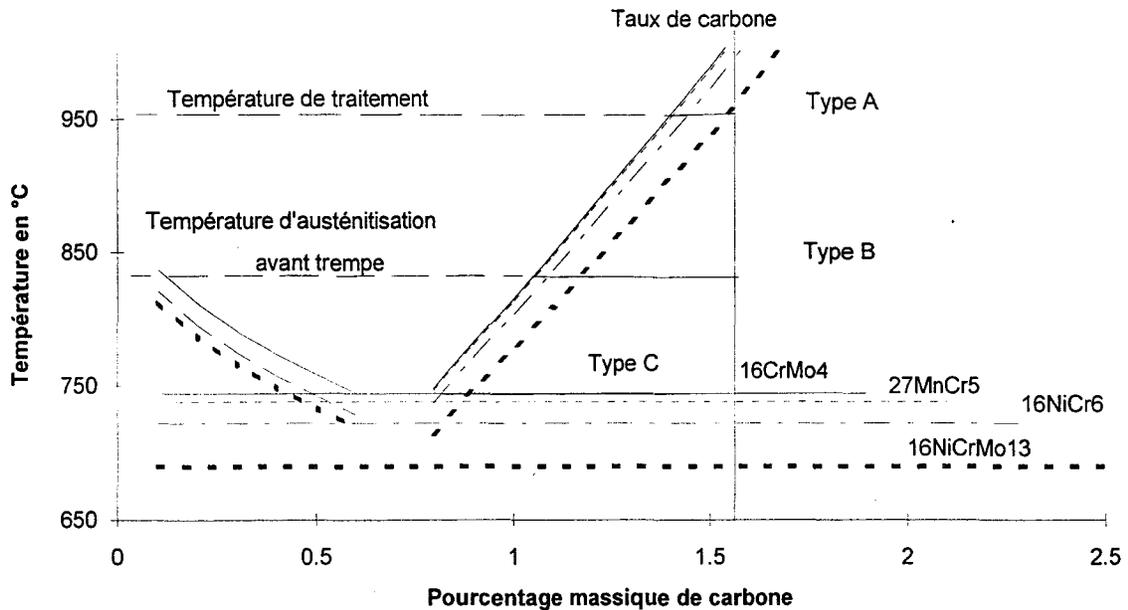
Le tableau XV résume les différentes structures observées en peau et les teneurs en carbone superficielles pour les échantillons ayant suivi un traitement de type G ou H (trempe différée)

	0,5 mm				1 mm			
	Gaz		Huile		Gaz		Huile	
	Structure	% C						
16NiCr6	C	0,90	C	1,10	C	1,61	C	1,61
	M		M		T		M	
16NiCrMo13	C	0,77	C	0,88	C	1,50	C	1,28
	M		M		M		M	
16CrMo4	C	1,06	C	0,88	C	2,38	C	2,17
	M		(T) M		T		M	
27MnCr5	C	1,18	C	1,01	C	2,10	C	2,27
	(T)M		(T) M		T		M	

C : Carbure M : Martensite T : Structure troostite

Tableau XV : Microstructure en peau observée à coeur - traitement type G et H

Le taux de carbure peut être calculé en fonction de la température et du taux de carbone à partir du diagramme fer-carbone (règle des segments inverses) modifié en fonction des teneurs en éléments d'alliage (figure 37) selon les relations citées p 18 - 19.



$$\text{Pour une température fixée : \% carbure} = \frac{\%C_{\text{surface}} - \%C_{\text{austénite à saturation}}}{6,7 - \%C_{\text{austénite à saturation}}}$$

Figure 37 : Diagramme Fe-C modifié en fonction des teneurs en éléments d'alliages

Ces carbures peuvent se former à différentes étapes du traitement. Nous avons distingué :

- les carbures de type A : l'apport de carbone est trop riche par rapport à la limite de saturation de l'austénite pour la température de traitement étudiée (problème de contrôle de la température, d'optimisation du flux de carbone et de la charge du four).
- les carbures de type B : au cours d'un refroidissement lent avant trempe, les carbures peuvent précipiter aux joints de grain. La quantité maximale de carbures pouvant être ainsi formée est atteinte à la température de l'eutectoïde.
- les carbures de type C : la réausténitisation avant trempe pourrait permettre la remise en solution des carbures apparus lors de la trempe directe. Selon le choix de cette température de réausténitisation cette remise en solution pourrait être complète ou partielle.

Le tableau XV résume les différents pourcentages de carbures estimés aux différentes étapes du traitement thermique.

La limite de saturation du carbone dans l'austénite lors de la phase d'enrichissement en carbone n'est pas atteinte pour tous les échantillons où la profondeur visée était de 0.5 mm et pour la nuance 16NiCrMo13. Pour tous ces cas, des carbures sont décelés métallographiquement. Ils sont issus du refroidissement lent avant trempe. La réausténitisation avant trempe n'a pas permis la remise en solution de ces carbures malgré le choix d'une température adéquate.

Le choix de la température de réausténitisation avant trempe n'est donc pas le seul paramètre influençant la remise en solution des carbures. Ces phénomènes sont gérés par les lois de diffusion. Selon les lois de Fick, les paramètres temps de maintien et gradient en carbone, interviennent aussi. La massivité des carbures doit aussi jouer un rôle sur la quantité de carbone à diffuser et sur la distance que doit parcourir celui ci pour pouvoir être remis en solution.

type	0,5 mm						1 mm					
	Gaz			Huile			Gaz			Huile		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
16NiCr6		3	-		7	-	3	15	7	3	15	7
16NiCrMo13		2	-		2	-		13	1		10	1
16CrMo4		5	-		2	-	12	27	20	8	23	17
27MnCr5		8	-		5	-	12	23	15	15	26	19

Tableau XVI : taux de carbures estimés pour les traitements type G et H

3.2.2 Influence des carbures sur la trempabilité de l'acier :

La microanalyse révèle dans les carbures la présence de chrome et de manganèse. La cémentite est du type $(Fe-Cr-Mn)_3C$. Ces carbures privent donc localement la matrice de ses éléments carburigènes entraînant une baisse locale de la trempabilité.

Dans le tableau XV, l'apparition du constituant troostite (perlite dont la structure lamellaire ne peut plus être résolue au microscope) en est le témoin. Cette baisse de trempabilité est suffisamment élevée pour affecter la dureté de l'acier dans le cas des nuances NiCr6, CrMo4 et MnCr5, (profondeur de traitement 1 mm suivi d'une trempe au gaz). Par ordre respectif, les duretés suivantes sont mesurées en peau : 671, 501 et 380 HV₁ à 0,1 mm, au lieu de 800 Hv habituellement mesurée. L'utilisation d'un milieu moins trempant que l'huile accroît les risques d'apparition de troostite.

3.3 Structure à coeur :

La structure à coeur est caractérisée par des mesures de dureté et l'observation des constituants métallographiques. Ces deux paramètres conditionnent les caractéristiques mécaniques et le comportement statique des pièces cémentées.

L'application d'une loi de mélange permet de quantifier, à partir des mesures de dureté expérimentales, les quantités de martensite et de bainite. L'apparition d'un troisième constituant ferrite nécessite l'utilisation des diagrammes T.R.C.

Les histogrammes de la figure 38 permettent de visualiser les différents niveaux de dureté obtenus :

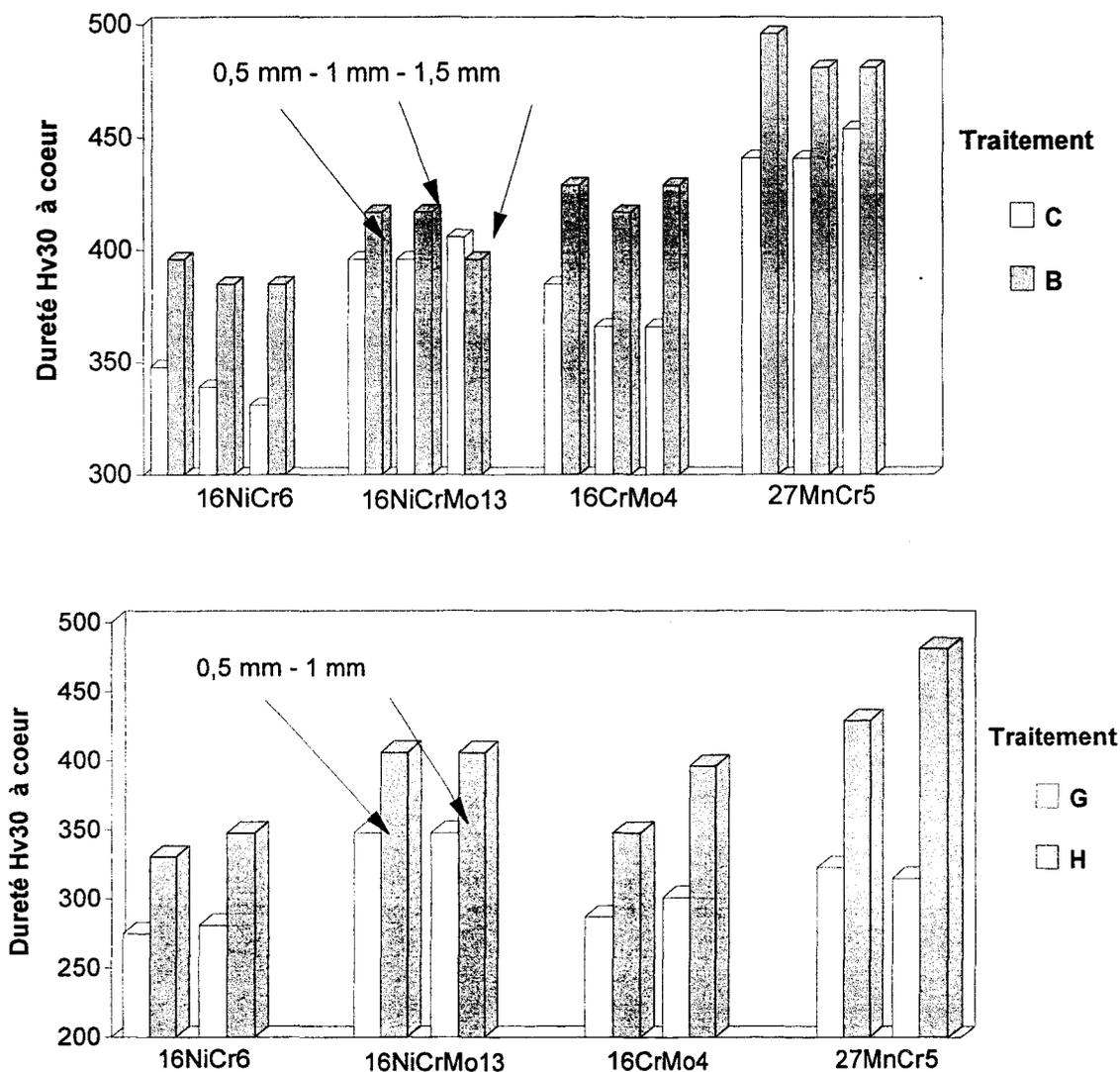


Figure 38 : Evolution des duretés Hv 30 à coeur

Ces duretés expérimentales sont confrontées aux prévisions des diagrammes T.R.C. et aux duretés estimées de la martensite et de la bainite. Par l'intermédiaire d'une loi de mélange, la fraction de ces deux phases peut être déterminée, tableau XVIII..

	0,5		1		1,5		0,8		1	
traitement	C	B	C	B	C	B	G	H	G	H
16NiCr6	M 60 B 40	M 90 B 10	M 55 B 45	M 80 B 20	M 50 B 50	M 80 B 20	M B F	M 50 B 50	M B F	M 60 B 40
16NiCrMo13	M 85 B 15	M 98 B 2	M 85 B 5	M 98 B 2	M 80 B 20	M 87 B 13	M 68 B 22	M 92 B 8	M 68 B 22	M 92 B 8
16CrMo4	M 72 B 28	M 95 B 5	M 63 B 37	M 89 B 11	M 63 B 17	M 95 B 5	M 20 B 80	M 54 B 46	M 26 B 74	M 78 B 22
27MnCr5	M 75 B 25	M 100	M 75 B 25	M 95 B 25	M 82 B 18	M 94 B 6	M B F	M 70 B 30	M B F	M 94 B 6

> 80 % de martensite
 présence de ferrite

Tableau XVIII: Structure à coeur observée pour les traitements type C, B, G, H

La structure à coeur est représentative de la trempabilité de l'acier et est fonction de :

- de la composition chimique de l'acier
- de la vitesse de refroidissement
- des températures et temps de traitement et l'influence qu'elles peuvent avoir sur la taille de grain

3.3.1 influence de la nuance sur la trempabilité de l'acier :

Les essais Jominy caractérisent la trempabilité d'une nuance d'acier et permettent d'obtenir en fonction de la massivité des pièces la classification suivante :

$$27MnCr5 > 16CrMo4 \approx 16NiCrMo13 > 16NiCr6.$$

A traitement égal de cémentation, les mesures de dureté montrent le même classement, figure 39.

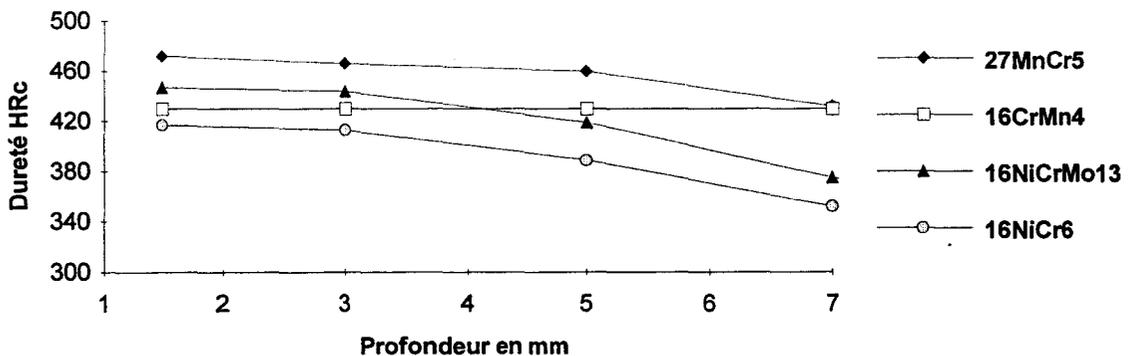


Figure 39 : Courbe Jominy, représentative de la trempabilité des aciers étudiés selon les données fournies par le groupe Ascometal

3.3.2 Influence du milieu de trempe :

L'étude de l'influence du milieu de trempe, huile ou gaz, est illustrée par les échantillons ayant subi un traitement de cémentation en basse pression type G et H. Notamment pour les nuances 16NiCr6 et 27MnCr5, la présence de ferrite après trempe gaz est à remarquer.

3.3.3 Influence de la taille de grain :

Les différences de dureté à coeur obtenues en cémentation classique et en cémentation basse pression ne peuvent être justifiées par l'influence, sur la taille de grain, de la diversité des gammes de traitement utilisées.

Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé lié au paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation.

$$P_a = \left(\frac{1}{T_a} - \frac{2.3 \times R}{\Delta H_a} \log t_a \right)^{-1}$$

où $R = 8.314 \text{ JK}^{-1}\text{mol}^{-1}$ et ΔH_a est l'enthalpie d'activation du grossissement du grain austénitique qui pour les aciers faiblement alliés a une valeur moyenne de 460 kJ mol^{-1} . On peut ainsi montrer que les paramètres d'austénitisation obtenus pour les couples temps température en cémentation classique et en cémentation basse pression sont très proches.

Des drasticités d'huile différentes pour les types de traitements étudiés pourraient par contre expliquer les différences de duretés obtenues à coeur.

CONCLUSION

Pour les traitements types C et B (cémentation classique ou basse pression suivie d'une trempe directe à l'huile et d'un revenu à 140°C d'une durée de deux heures) de l'austénite résiduelle est observée en peau pour des teneurs variant de 13 à plus de 60 %. Ces teneurs en austénite sont associées à des concentrations de carbone variant de 0.52 à 0.97 %.

La teneur en austénite résiduelle est aussi influencée, à traitement égal et à teneur en carbone égale, par la nuance d'acier (rôle des éléments d'alliage sur la température de début de transformation martensitique). La nuance 16NiCrMo13 est celle pour laquelle on observe les teneurs en austénite retenue les plus importantes.

Pour les traitements type G et H, des carbures sont observés dans tous les cas de figure. Leur présence est essentiellement liée au refroidissement lent pratiqué entre le cycle de cémentation et le cycle de trempe.

La réausténitisation avant trempe n'a pas permis la redissolution de ces carbures malgré le choix de températures adéquates. L'aspect temps de maintien est probablement un paramètre supplémentaire à prendre en compte lors de la remise en solution de carbure.

Des teneurs en carbone excessives provoquent l'apparition de carbures supplémentaires présents dès la phase de cémentation. Les nuances concernées sont le 27MnCr5, le 16CrMo4 et le 16NiCr6 pour des profondeurs de traitement de 1 mm. La nuance 16NiCrMo13 est en effet la nuance pour laquelle l'activité du carbone dans l'austénite est la plus faible. A même condition de traitement, cette nuance absorbera moins de carbone que les autres.

Ces carbures, par pompage des éléments d'alliage, essentiellement le chrome et le manganèse, altèrent la trempabilité de la structure environnante. L'utilisation d'un fluide de trempe tel que le gaz, de drasticité moins importante que l'huile, permet de justifier l'apparition de structure non martensitique, dans le cas des nuances 27MnCr5, 16CrMo4, 16NiCr6 pour une profondeur de traitement de 1 mm.

Les structures à coeur observées sont essentiellement composées de martensite et de bainite, et pour certains cas de ferrite. La quantification au microscope de la quantité de bainite ou martensite est difficile. L'essai de dureté peut permettre d'apprécier les caractéristiques mécaniques de la structure à coeur. Par ordre de dureté décroissante on obtient la classification suivante :

$$27\text{MnCr5} \gg 16\text{CrMo4} > 16\text{NiCrMo4} > 16\text{NiCr6}$$

La structure obtenue à coeur n'est pas uniquement fonction de la teneur en carbone de la nuance. Intervient aussi la notion de trempabilité. On décèle en effet la présence de ferrite pour les nuances 27MnCr5 et 16NiCr6 trempées au gaz (profondeur de traitement de 1 mm).

Nous allons maintenant discuter l'influence de cette structure, de la teneur en carbone et de la dureté obtenue sur le profil des contraintes résiduelles.

IV CONTRAINTES RESIDUELLES

Les contraintes résiduelles sont essentiellement le résultat des variations locales de volume liées à la formation des microstructures obtenues et aux concentrations locales en carbone. Ce sont les influences de la répartition en carbone et de la microstructure qui sont étudiées dans ce paragraphe.

Les cas cités sont discutés en fonction de :

- la dureté superficielle
- la dureté maximale
- l'épaisseur Hv550
- la dureté à coeur
- la contrainte superficielle
- la contrainte maximale
- la profondeur où les contraintes résiduelles sont nulles
- le taux d'austénite
- la teneur en carbone

L'existence d'un gradient thermique peut aussi être source de contraintes résiduelles. Nous avons vérifié, à l'aide d'une approche par éléments finis que, pour la géométrie des éprouvettes testées, il n'existait pratiquement pas de gradient thermique tout au moins pour la partie cémentée.

Dans le cas de la cémentation, la modélisation élastoplastique des contraintes résiduelles devient complexe. Elle nécessite la connaissance d'un grand nombre de données pour chaque palier de teneur en carbone pris en considération. Nous avons donc choisi de tester les approches purement élastiques proposées par la bibliographie. Pour ces approches, la possibilité d'intégration de l'effet d'un revenu basse température sera étudiée.

4.1 Résultats expérimentaux :

Les contraintes résiduelles obtenues sont de compression : - 350 MPa en moyenne pour des échantillons cémentés et ayant subi un revenu à une température de 140°C durant deux heures. Ce profil est altéré en fonction du type de microstructure obtenue en peau (austénite retenue, carbure).

4.1.1 Influence de la teneur en carbone sur le profil des contraintes

La figure 40 représente la relation entre les contraintes mesurées et la teneur en carbone (nuance 16NiCr6) pour les traitements repérés B et C (cémentation basse pression et cémentation classique suivie d'une trempe à l'huile et d'un revenu pour trois profondeurs de traitement).

On obtiendrait des courbes similaires pour les autres nuances d'acier. Plus la teneur en carbone de la martensite croît, plus les variations de volume liées à la transformation austénite-martensite augmentent. Le maximum de contrainte est obtenu pour des teneurs en carbone comprises entre 0,4 et 0,6 %. Ce résultat est confirmé par Koistinen [77] qui observe un maximum de compression pour une valeur de 0.5% de carbone dans le cas d'échantillons cémentés trempés revenus. Au-delà de 0,6 % de carbone, l'austénite résiduelle apparaît et contribue à l'atténuation de la variation de volume totale et donc du niveau de contrainte.

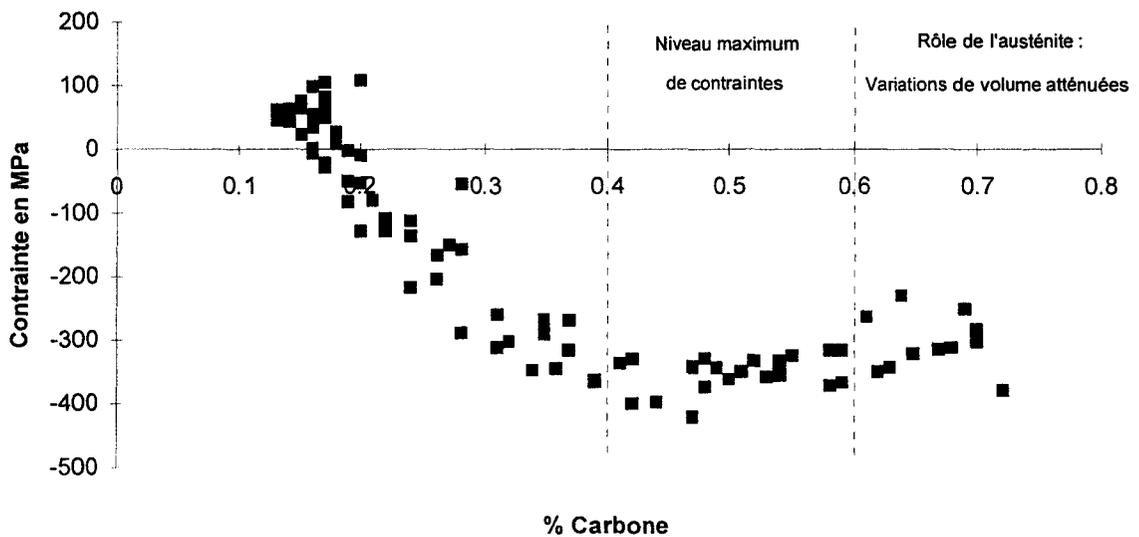


Figure 40 : Evolution des contraintes en fonction de la teneur en carbone
 nuance 16NiCr6 - traitement type C et B
 Cémentation classique ou basse pression, trempe huile revenu.

On peut donc attribuer une double influence du carbone sur le profil de contrainte. En effet, le carbone agit d'une part sur la proportion des phases en présence et d'autre part sur le volume spécifique de ces phases.

4.1.2 Influence du revenu

Des revenus à basse température sont habituellement effectués après cémentation pour homogénéiser la structure, diminuer les déformations et obtenir une martensite moins dure et par conséquent moins fragile.

La figure 41 permet de constater que le revenu à 140°C d'une durée de deux heures affecte le profil de dureté et de contraintes résiduelles. On constate une baisse de 50 Hv dès que la teneur en carbone est supérieure à 0.5%. Le niveau de contrainte maximum chute de 200 MPa.

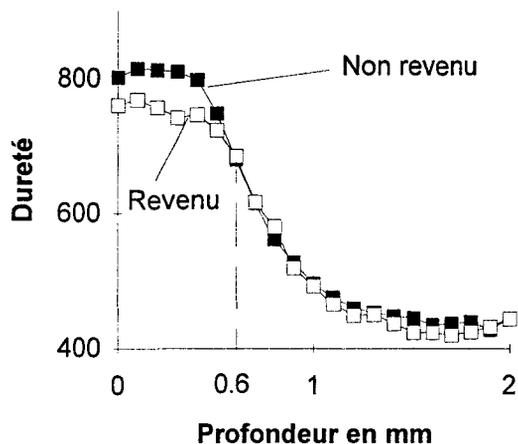


Figure 41 A

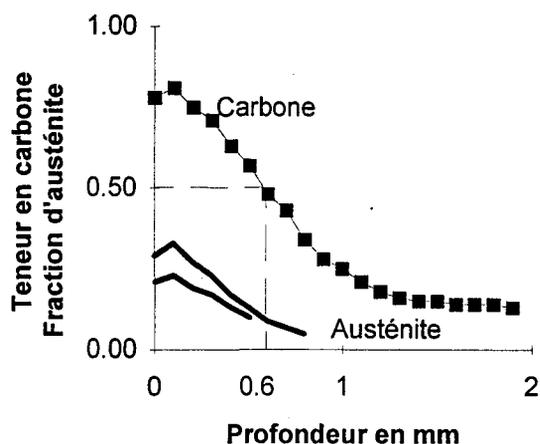


Figure 41 B

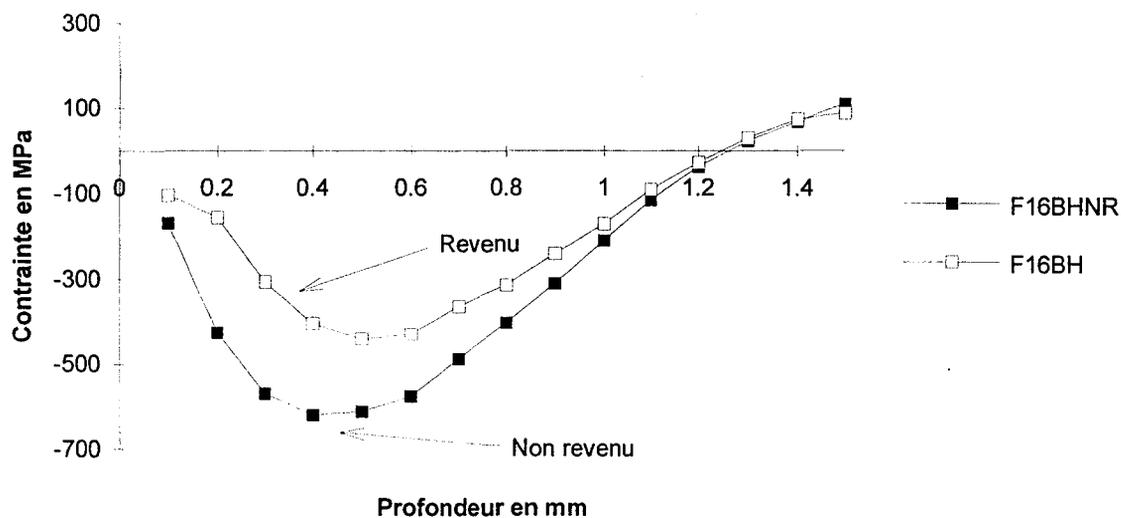


Figure 41 C :

Figure 41 : Influence d'un revenu 140°C - 2h sur le profil de contrainte et le profil de dureté
Echantillon F16BH et F16BHNR

Une synthèse bibliographique réalisée par Parrish [119] permet d'apprécier l'influence de la température de revenu sur le maximum de contraintes obtenu dans le cas de couches cémentées, et montre une bonne corrélation bibliographie-expérimentation, figure 42.

Ces phénomènes peuvent s'expliquer par une baisse du taux de carbone contenu dans la martensite. Il est en effet admis que pour des températures de revenu inférieures à 200°C, on assiste à une phase de préprécipitation (le carbone tend à se ségréger dans les défauts du réseau); la maille de

la martensite perd ainsi une grande partie de son caractère quadratique. Au-delà de 200°C, on assiste à la précipitation de carbures $Fe_{2,3}C$. Les teneurs en carbone de la martensite ne dépassent pas alors 0.26% [120].

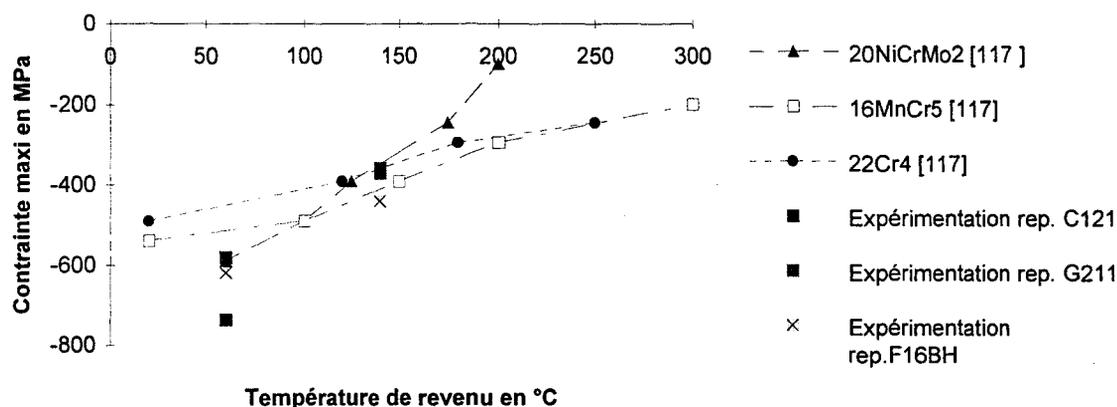


Figure 42 : Influence de la température de revenu sur le maximum de contraintes obtenu après cémentation et trempe à l'huile

4.1.3 Relation entre épaisseurs cémentées et profil de contrainte

La comparaison des résultats obtenus pour les échantillons F16BH et F16BHA (cémentation basse pression, trempe huile, revenu) tableau XVIII, nous a permis d'étudier l'influence de la profondeur de cémentation ($Ep_{Hv\ 550}$) sur des critères représentatifs du profil de contrainte :

- Contrainte maximale (Cont.max.).
- Point d'annulation de la contrainte ($Ep_{\sigma=0}$)

Repère	F16BH	F16BHA
% Carbone à 0,1 mm	0,81	0,83
Dureté Hv1 à 0,1 mm	761	755
Dureté Hv1 maximale	769	779
$Ep_{Hv\ 550}$ en mm	0,95	2,3
Dureté Hv30 à coeur	430	440
Contrainte à 0,1 mm en MPa	-103	-154
Cont.max. en MPa	-440	-308
$Ep_{\sigma=0}$ en mm	1,25	2,4
% Austénite retenue à 0,1 mm	28	29

Tableau XVIII : Comparaison des échantillons repérés F16BH et F16BHA

a) Evolution du maximum de contrainte :

L'étude des échantillons F16BH et F16BHA nous montre une diminution du maximum de contrainte lorsque l'épaisseur cémentée augmente. Ce résultat est confirmé par la suite à l'aide d'une approche simplifiée du niveau de contrainte que l'on peut obtenir dans une couche cémentée. Cette approche permet de tenir compte du rapport épaisseur cémentée / épaisseur de pièce.

b) Evolution du point d'annulation des contraintes :

La figure 43 représente, pour la totalité de nos résultats, l'évolution du point d'annulation des contraintes en fonction de l'épaisseur Hv 550. Une première estimation permet de corrélérer ces deux paramètres : $Ep_{\sigma=0} = Ep_{Hv\ 550} + 0.3$.

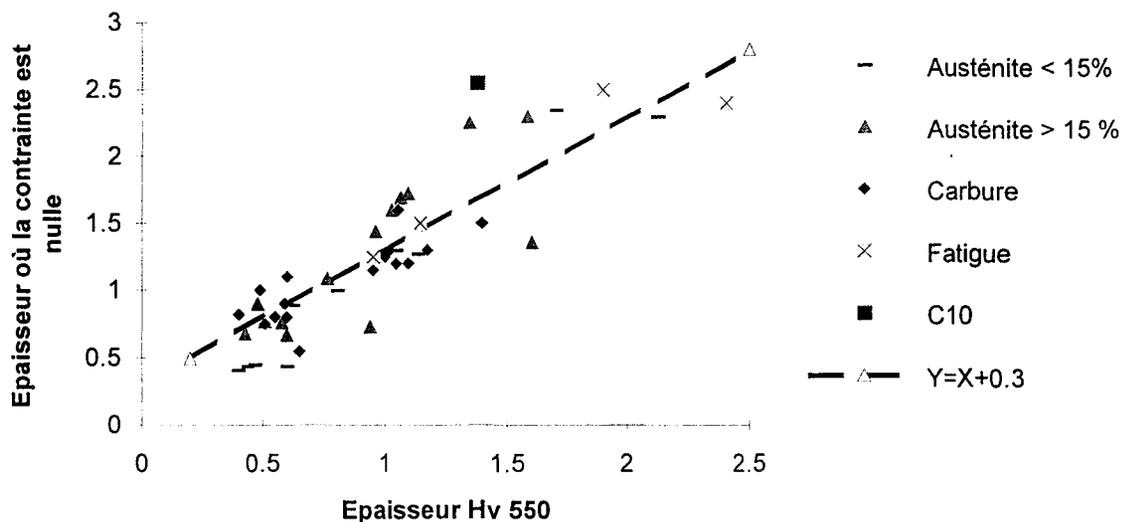


Figure 43 : Epaisseur où la contrainte repasse à zéro en fonction de l'épaisseur Hv 550

Cette estimation reste approximative. Nous allons en effet montrer que la structure à coeur influence aussi ce point d'annulation des contraintes.

4.1.4 Influence de la structure à coeur :

Nous avons choisi de caractériser la structure à coeur par une dureté. Les données de quelques échantillons représentatifs de l'influence de la structure à coeur sur le profil de contrainte sont regroupées tableau XIX. L'élévation de la dureté à coeur semble influencer essentiellement le niveau d'annulation des contraintes résiduelles, en diminuant son écart avec la profondeur conventionnelle Hv 550.

Repère	G421	B432	B222	B412	C131	B432
% Carbone à 0,1 mm	0,7	0,7	0.58	0.61	0.65	0,7
Dureté Hv1 0,1 mm	792	796	694	795	811	796
% Austénite retenue à 0,1mm	22	18	20	12	18	18
Contrainte en MPa à 0,1 mm	-252	-205	-294	-287	-291	-205
Cont.max en MPa.	-354	-397	-356	-317	-398	-397
$E_{p_{Hv\ 550}}$ en mm	1.08	1.06	0.6	0.6	1.55	1.06
$E_{p_{\sigma=0}}$ en mm	1.72	1.36	0.67	0.44	2.3	1.36
Dureté Hv30 à coeur	446	522	434	518	363	522
Δ Hv coeur	15 %		20 %		45 %	
Δ Cont. max.	+ 10 %		-10 %		0	
$\Delta E_{p_{\sigma=0}}$	20 %		30%		40 %	

Tableau XIX : Influence de l'élévation de la dureté à coeur sur le profil de contrainte

L'incidence de cette dureté à coeur sur le profil de contrainte peut s'expliquer de la manière suivante. La dureté à coeur est l'indice indirect de :

- la chronologie des transformations au cours du refroidissement : selon la nuance d'acier et la sévérité de trempe la transformation du coeur interviendra plus ou moins rapidement.
- l'intensité des variations de volume, essentiellement fonction de la teneur en carbone, (expansion martensitique) pouvant atténuer les déformations imposées par les transformations de peau.

Pour confirmer le rôle de la structure à coeur sur le profil de contrainte, nous avons étudié le cas d'un acier C10 cémenté, trempé eau, non revenu. Les résultats obtenus sont reportés figure 44 et montrent que pour un coeur ferritique (0.02 % de carbone), de faible dureté (150 vickers), l'annulation des contraintes intervient à une distance relativement éloignée de la profondeur Hv 550. On remarquera que c'est dans ce cas de figure que l'on obtient le maximum de contrainte.

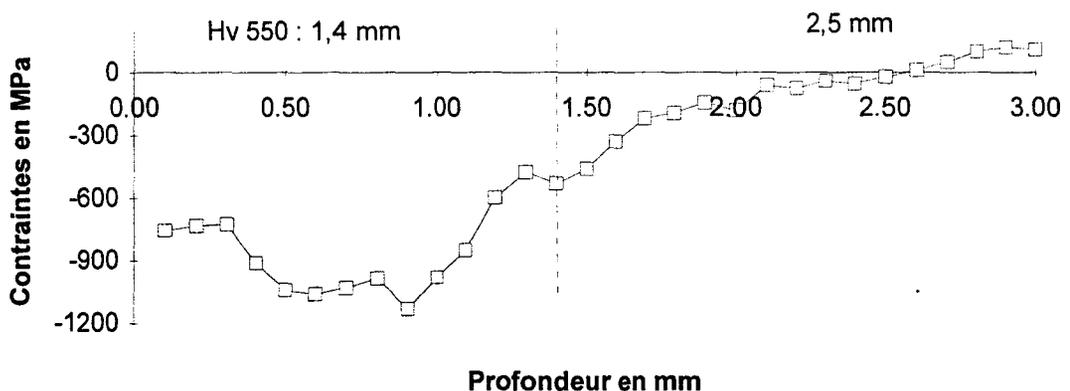


Figure 44 : Résultats de l'analyse d'un échantillon C10 - Cémenté - Trempé eau - Non revenu.

4.1.5 Relation entre le taux d'austénite résiduelle et le profil de contrainte :

L'examen de l'ensemble des résultats (traitements repérés B et C) montre que la présence de plus de 15 % d'austénite résiduelle provoque une atténuation des contraintes résiduelles en peau. L'exemple donné dans le tableau XX permet une visualisation de l'influence du taux d'austénite résiduelle sur l'intensité des contraintes. L'accroissement du taux d'austénite résiduelle de 14 à plus de 60% provoque une baisse des contraintes résiduelles de peau (à 0.1 mm) de 40%. Le niveau de contrainte maximum n'est pas affecté, étant donné qu'à cette profondeur, les taux d'austénite sont comparables.

Repère	H312	G211
% Carbone en peau	0.67	0.84
Dureté à 0,1 mm	778	726
Dureté maximale	778	726
Ep _{Hv 550} en mm	0,47	0.43
Dureté Hv30 à coeur	441	428
Contrainte à 0,1 mm en MPa	-350	-212
Cont.max. en MPa	-358	-341
Ep _{σ=0} en mm	0.45	0.68
% Austénite retenue à 0,1 mm	14%	>60%

Tableau XX : illustration de l'influence du taux d'austénite sur le niveau de contrainte

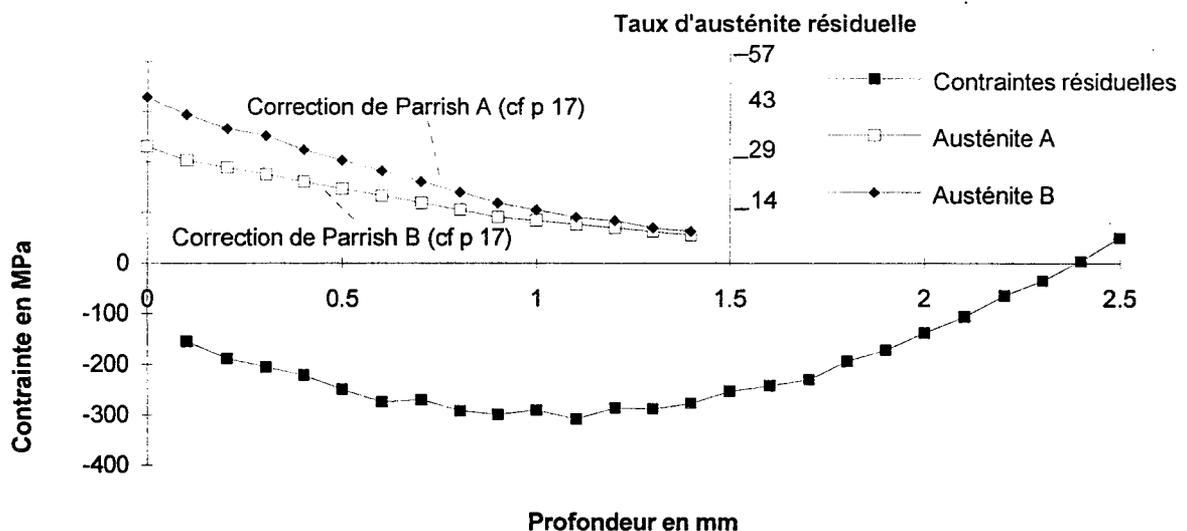


Figure 45 : Influence de la répartition en austénite sur le profil de contrainte
Existence d'un rapport homothétique

L'effet de l'austénite résiduelle sur le profil de contrainte est à relier non seulement à sa quantité mais aussi à sa répartition. La figure 45 montre l'existence d'un rapport homothétique entre chute de contrainte et répartition d'austénite résiduelle. L'échantillon présenté est repéré F16BHA.

Le rôle de l'austénite dans l'atténuation des contraintes peut intervenir à deux niveaux :

- le volume de non-transformation (austénite → martensite) apporte sa contribution sur l'intensité des contraintes
- le comportement élastoplastique est fonction du type de structure pris en considération.

4.1.6 Influence d'un traitement par le froid :

Conformément à la bibliographie, le traitement par le froid réduit le taux d'austénite, ce qui se traduit par une amélioration du profil de dureté et du profil de contrainte, figure 45a et 45c.

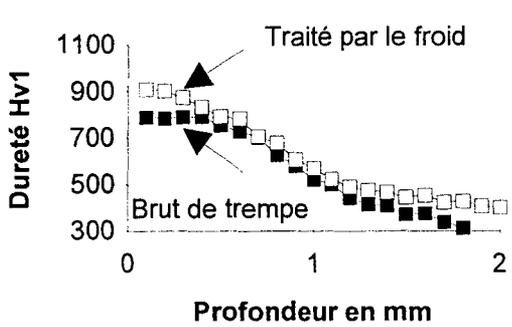


Figure 45a

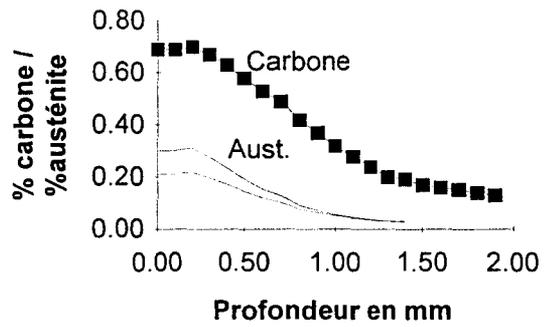


Figure 45b

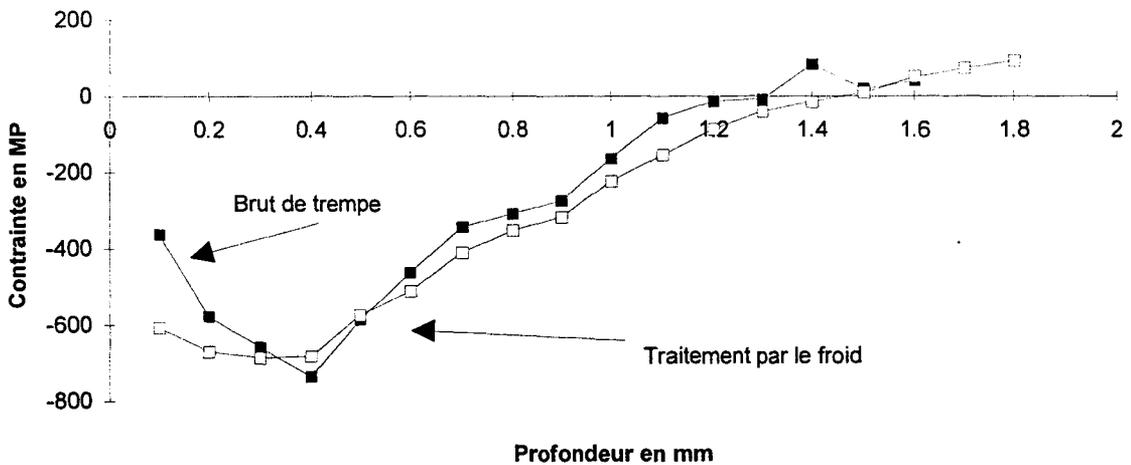


Figure 45c

Figure 45 : Influence d'un traitement par le froid - Echantillons C221 - C221NR - C221NRAF

4.1.7 Influence des carbures sur la répartition de contrainte :

Au travers des deux exemples, G421 et H422, présentés figure 46, nous montrons que l'influence des carbures sur le profil des contraintes n'est pas uniquement liée à la teneur en carbone mais aussi au mode de trempe. Le profil où les contraintes en peau sont de traction est à associer au cas d'une trempe au gaz.

Pour une trempe à l'huile, la vitesse de refroidissement est plus grande que pour une trempe au gaz. Pour notre cas d'étude (nuance 27MC5) la trempe à l'huile a permis d'obtenir une structure martensitique malgré une perte de trempabilité locale liée à la présence de carbures. On conserve ainsi un niveau de contrainte de -250 MPa.

De même pour les trois autres nuances d'acier qui ont subi des traitements type G et H (cémentation basse pression - refroidissement lent - réausténitisation - trempe à l'huile ou au gaz - revenu), pour une profondeur de cémentation de 1 mm, on obtient systématiquement plus de contrainte de compression pour une trempe huile que pour une trempe au gaz.

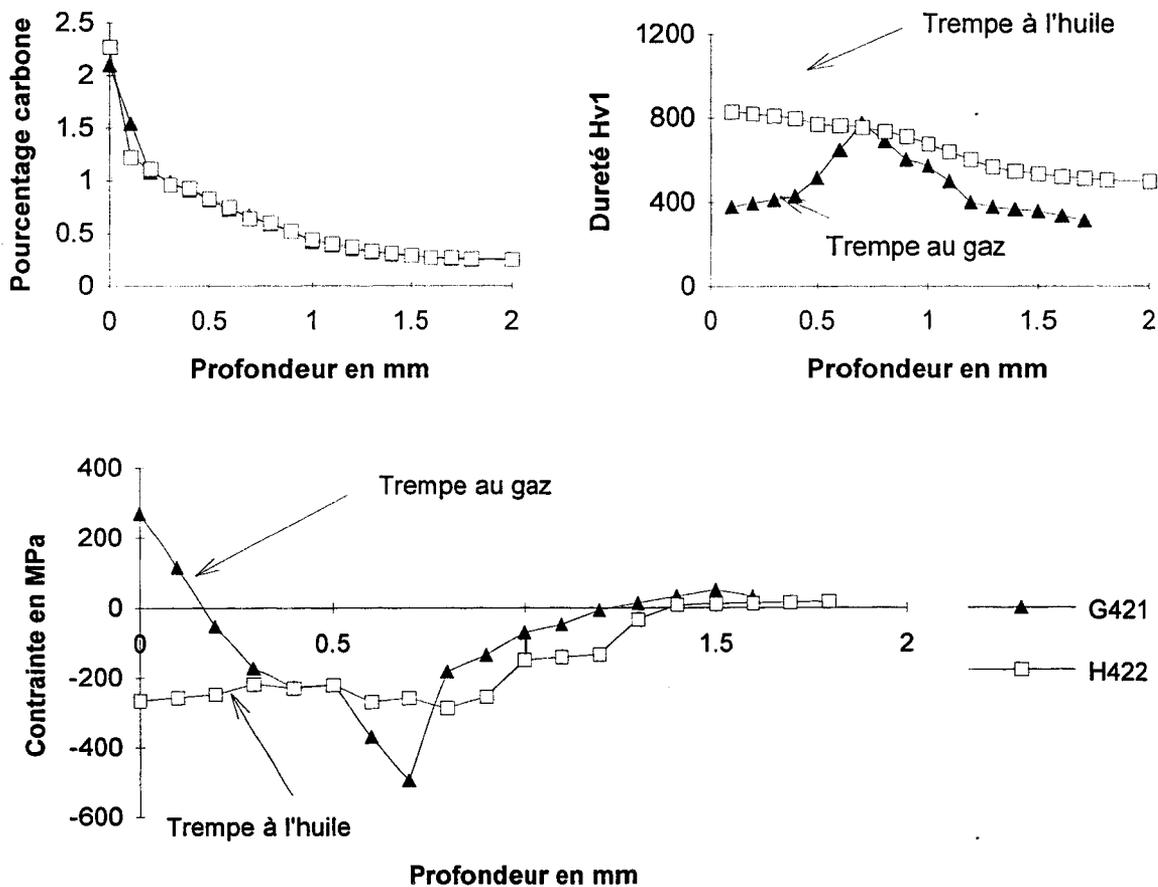


Figure 46 : Influence des carbures

Pour le procédé de trempe au gaz, la troostite se forme avant la martensite et est accompagnée de faibles variations de volume. La structure martensitique observée en sous couche se forme ultérieurement, l'amplitude des variations de volume associée à sa formation peut engendrer des contraintes de traction en extrême peau (+150 MPa) et à coeur.

4.2 Limite et validation de la méthode de dissolution par comparaison aux résultats obtenus par diffraction de rayons X

Dans ce paragraphe nous présentons une estimation de l'erreur commise lors de la détermination des contraintes résiduelles par dissolution. La reproductibilité de la manipulation est testée. Une juxtaposition des profils de contraintes résiduelles obtenus par dissolution et par diffraction de rayons X est effectuée.

4.2.1 Limite de la méthode :

Un calcul d'erreur peut être mené à partir de la relation :

$$\sigma = \frac{-(h - \Delta h)^2}{2 \Delta h (h + 2 \Delta h)} \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta \varepsilon_x + \nu \Delta \varepsilon_z)$$

Que l'on peut différencier :

$$\left| \frac{d\sigma}{\sigma} \right| = \left(\frac{2}{h - \Delta h} - \frac{1}{h + 2\Delta h} \right) dh + d\Delta h \left(\frac{2}{h - \Delta h} + \frac{2}{h + \Delta h} \right) + \frac{dE}{E} + \frac{2\nu d\nu}{1 - \nu^2} + \frac{d\Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon}$$

L'influence des différents paramètres est étudiée, tableau XXI :

Paramètre étudié	Variation	Erreur sur 500 MPa
Module d'Young	5000 MPa	12 MPa
Coefficient de Poisson	0,02	7 MPa
Epaisseur h	0,1 mm	3.5 MPa
Pas d'epaisseur Δh	0,01 mm	0.35 MPa
Microdéformation	1 μdef.	50 MPa sur 10 μdef.

Tableau XXI : Influence d'une erreur sur les différents paramètres

Le même type de calcul appliqué à la partie cumulative de l'expression générale de la détermination des contraintes nous montrera une influence similaire des différents paramètres sur le résultat obtenu.

L'appréciation des variations de microdéformations constitue donc la principale source d'erreur (10 microdéformations conduisent à une erreur de 250 MPa).

Nos pièces étant cylindriques et la rosette étant centrée, les déformations sont indépendantes de l'orientation de la jauge. Les erreurs d'appréciation des microdéformations sont compensées par un moyennage sur trois valeurs à chaque pas de mesure. De plus, le lissage des courbes est effectué par approximation polynomiale par morceaux.

Les résultats bruts de mesure d'épaisseur et de déformations sont donnés à titre d'exemple figure 47 et 48, et montrent que :

- la différence des valeurs de déformation relevée entre les trois voies est de quatre microdéformations.
- les écarts sur les épaisseurs mesurées varient de 0.01 mm à 0.1 mm.

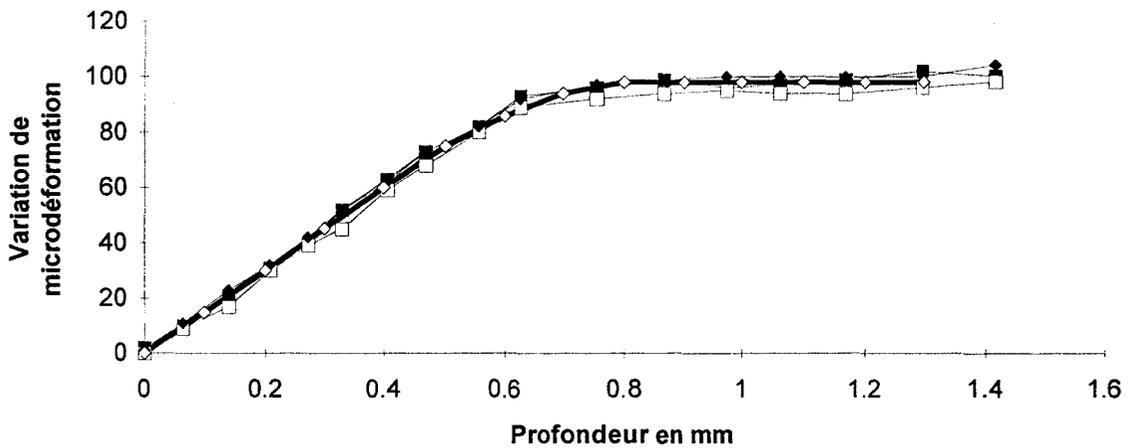


Figure 47 : Résultats bruts et lissage des courbes de microdéformation - Echantillon C 111

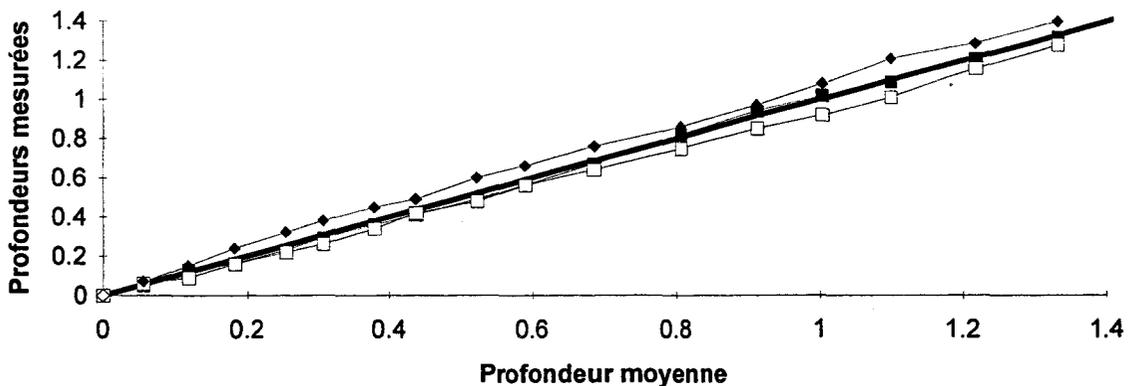


Figure 48 : Ecart entre profondeur moyenne et profondeurs mesurées - Echantillon C 111

La figure 49 montre les profils de contraintes maximum et minimum, calculés en considérant une erreur de plus ou moins deux microdéformations intervenant uniquement sur le calcul de $\sigma_{(h-1,j-1)}$. D'un point de vue absolu, cette erreur est cumulative sur la somme des $\Delta\sigma_{(h,j-1,i)}$ intervenant dans le calcul des $\sigma_{(h-1,0)}$.

En effet, ceci donnerait une erreur calculée très élevée par cumul à chaque pas de calcul des erreurs précédentes. Il nous apparaît donc nécessaire de bien distinguer la reproductibilité des mesures effectuées dans le cadre de ce travail, de leur précision absolue. A titre d'exemple, les résultats de contraintes déterminés pour deux échantillons ayant subi le même type de traitement thermique sont montrés figure 49.

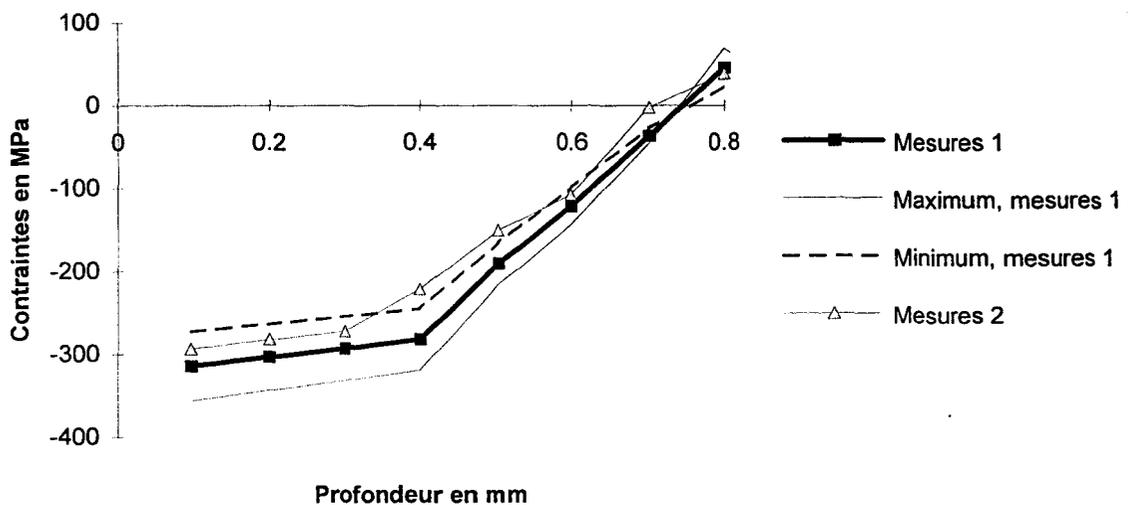


Figure 49 : Estimation des erreurs commises lors de la détermination des contraintes résiduelles par dissolution

4.2.2 Lissage des courbes de microdéformation :

Différentes techniques de lissage des courbes de microdéformation peuvent être adoptées. On peut procéder soit par :

- ajustement graphique
- ajustement mécanique (technique des moyennes mobiles)
- ajustement analytique (détermination d'une équation)

Quel que soit le procédé, il faut systématiquement redéterminer les valeurs des déformations pour une variation d'épaisseur constante. Différents essais nous ont permis de déterminer une variation d'épaisseur optimale fixée à 0.1 mm.

La figure 50 montre les résultats obtenus pour différents procédés de lissage. Les points isolés représentent les résultats brut extrapolés à pas réguliers et leurs positions montrent qu'effectivement une technique de lissage doit être utilisée.

Les courbes A, B, C représentent respectivement les résultats obtenus après :

- lissage manuel des courbes
- lissage mécanique par la technique des moyennes mobiles (sur trois points) et approximation polynomiale (degré 5)
- après approximation polynomiale simple (degré 5)

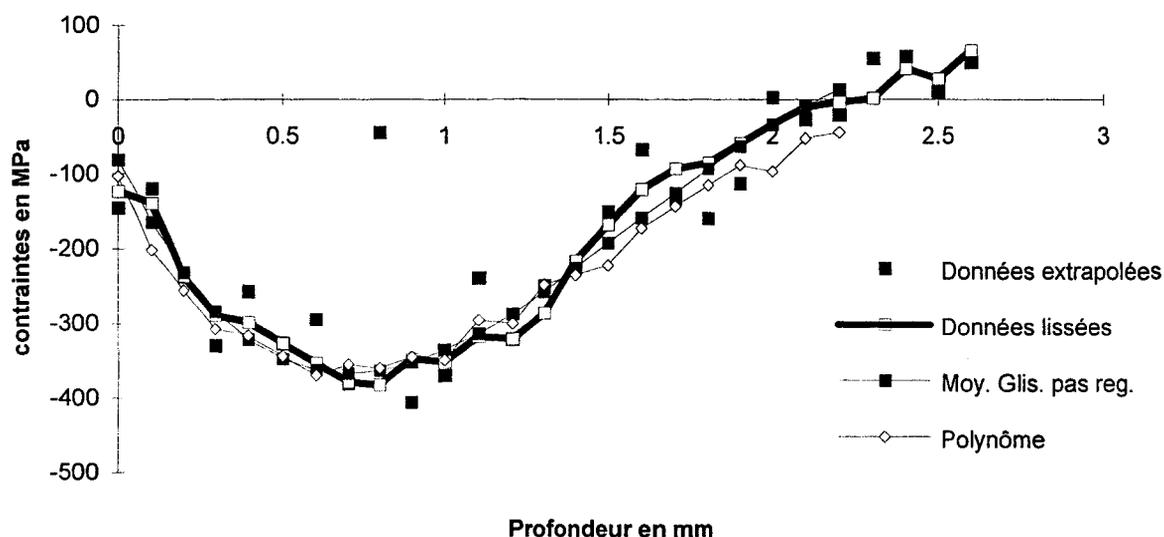


Figure 50 : comparaison de résultats obtenus pour différentes techniques de lissage

Ces résultats sont assez similaires. Nous avons choisi de présenter nos résultats après lissage graphique pour les raisons suivantes :

- possibilité de prise en compte des modifications de pente liées, lors des mesures, à des phénomènes extérieurs (fluctuation de tension, projection d'acide...)
- possibilité de conserver des phénomènes de variation de pente en peau non pris en compte par une approximation polynomiale simple.

4.2.3 Confrontation des résultats obtenus par diffraction de rayons X à ceux obtenus par dissolution :

Nous avons comparé les résultats obtenus par dissolution à ceux déterminés par diffraction de rayons X après enlèvement de matière par polissage électrolytique [117]. La figure 51 montre les résultats obtenus.

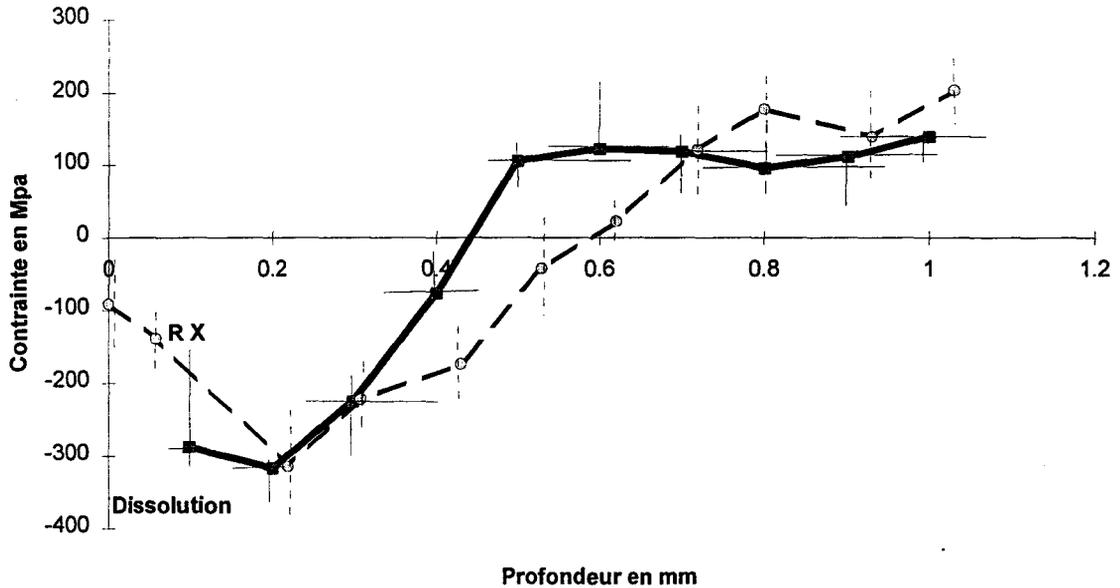


Figure 51 : Comparaison des méthodes par rayons X et dissolution dans le cas de deux échantillons cimentés.

Ces deux méthodes sont complémentaires. La méthode de dissolution plus rapide et moins coûteuse reste imprécise sur les deux premiers dixièmes. Les erreurs sur l'épaisseur sont difficiles à apprécier, dans un cas la surface complète de l'échantillon est dissoute avec toutes les irrégularités que cela peut impliquer, dans l'autre cas (rayons X) la dissolution électrochimique intègre un centimètre carré. Les mesures par diffraction de rayons X sont très ponctuelles.

CONCLUSION

Nous avons montré au travers de différents cas expérimentaux le rôle joué, sur le profil de contrainte, par :

- la teneur en carbone dont la répartition est déterminée en fonction des conditions de cémentation.
- le type de microstructure obtenue, dépendante de la teneur en carbone, du mode de trempé et d'un éventuel post-traitement.

L'ensemble des résultats obtenus est résumé sur la figure 52.

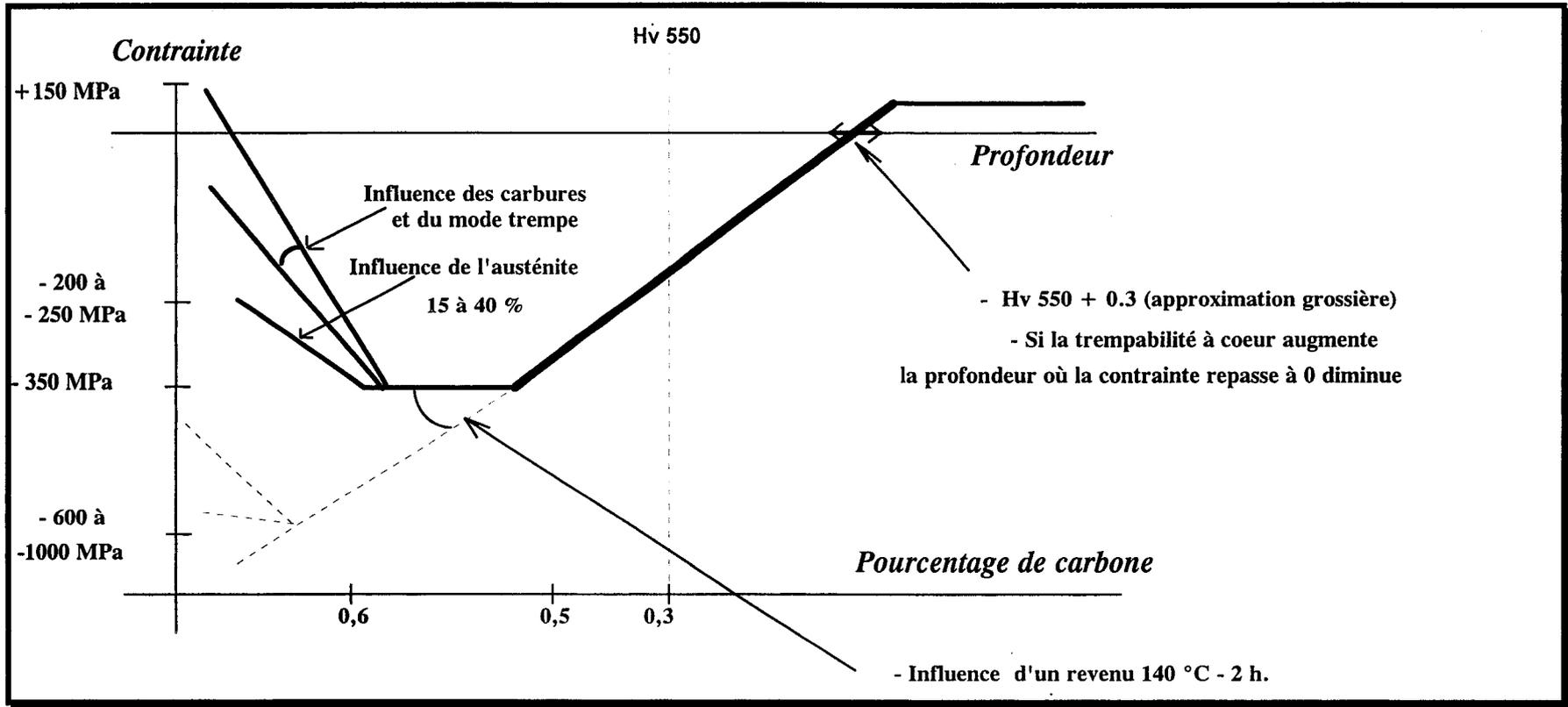


Figure 52 : figure de synthèse de l'ensemble des résultats obtenus

Pour une structure martensitique, non revenue, l'intensité des contraintes est continûment décroissante avec la teneur en carbone. Un maximum de contrainte compris entre -600 et -1000 MPa peut être obtenu. Ce profil peut être altéré par :

- le revenu 140°C - 2 heures. Le maximum de -350 MPa en moyenne est alors atteint pour des teneurs en carbone de 0.5%.
- la présence de carbures. Pour certains cas d'étude, où les carbures sont associés à une matrice non martensitique, ces contraintes peuvent être de traction.
- la présence d'austénite retenue (pour des teneurs en carbone supérieures à 0.6%). Dans le cas d'échantillons revenus, on peut observer jusqu'à 150 MPa de chute de contrainte pour des teneurs en austénite avoisinant les 40%.

L'effet de l'austénite résiduelle sur le profil de contrainte est à relier non seulement à sa quantité mais aussi à sa répartition. L'influence d'un traitement par le froid améliore le niveau de contrainte par déstabilisation de l'austénite résiduelle en martensite.

L'expérimentation a également permis :

- de constater que la profondeur où la contrainte devient positive, $Ep_{\sigma=0}$, augmente avec la profondeur cémentée, $Ep_{Hv\ 550}$, selon la relation empirique : $Ep_{\sigma=0} = Ep_{Hv\ 550} + 0.3$.
- de montrer que cette profondeur $Ep_{\sigma=0}$ est aussi fonction de la trempabilité du coeur. Une augmentation de la dureté à coeur réduit cette profondeur $Ep_{\sigma=0}$.
- et d'établir une corrélation simple, où la contrainte est maximale, et la profondeur où la contrainte devient positive, sont exprimées en fonction des duretés mesurées en peau et à coeur et de l'épaisseur conventionnelle Hv 550 (figure 53).

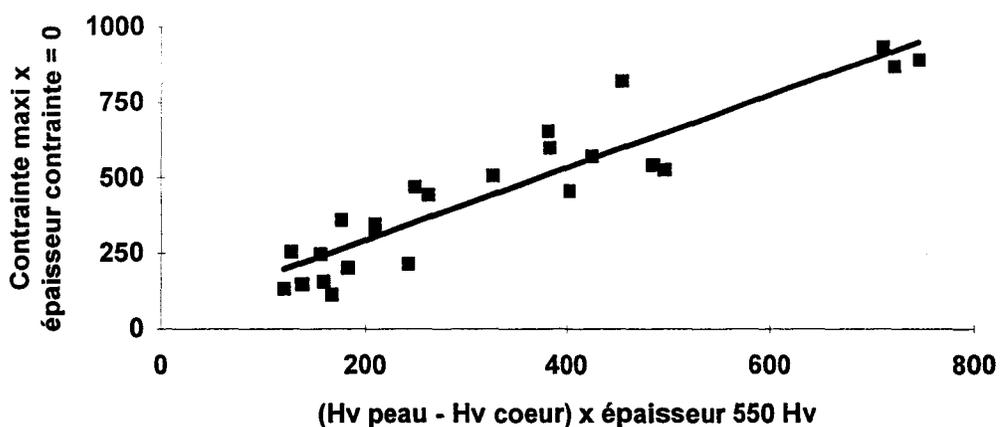


Figure 53 : Relation expérimentale contrainte dureté

Nous allons maintenant aborder la prévision de ces contraintes résiduelles à partir d'approches purement élastiques.

4.3 Modélisation

L'apparition de contraintes dans le cas de traitements thermo-chimiques est liée à des phénomènes thermique et métallurgique. Nous avons vérifié que, dans le cas de la cémentation et compte tenu de la faible massivité des éprouvettes testées, il n'y avait que peu de gradient thermique. Dans le cas des couches cémentées la genèse des contraintes résiduelles est donc principalement liée aux transformations austénite-martensite. Bien qu'il existe des modèles de calcul de contraintes résiduelles prenant en compte les effets thermiques, mécaniques et métallurgiques, nous avons choisi de comparer ces résultats aux prévisions déduites de modèles purement élastiques basés uniquement sur les expressions de variations volumiques.

4.3.1 Gradient thermique

L'existence d'un gradient thermique entre la surface et le coeur des pièces pendant la trempe peut provoquer l'établissement d'un champ de contraintes résiduelles. Suivant l'amplitude de ce gradient, qui dépend de la massivité des pièces, les contraintes résiduelles peuvent être de compression pour la zone superficielle des pièces, dans le cas où les transformations de phases ne sont pas pris en compte.

A l'aide d'un calcul aux éléments finis (logiciel Systus), nous avons déterminé le gradient thermique à travers la section d'une éprouvette destinée aux essais de fatigue et d'une éprouvette destinée à la détermination des contraintes résiduelles par dissolution. Le maillage utilisé est représenté figure 54 .

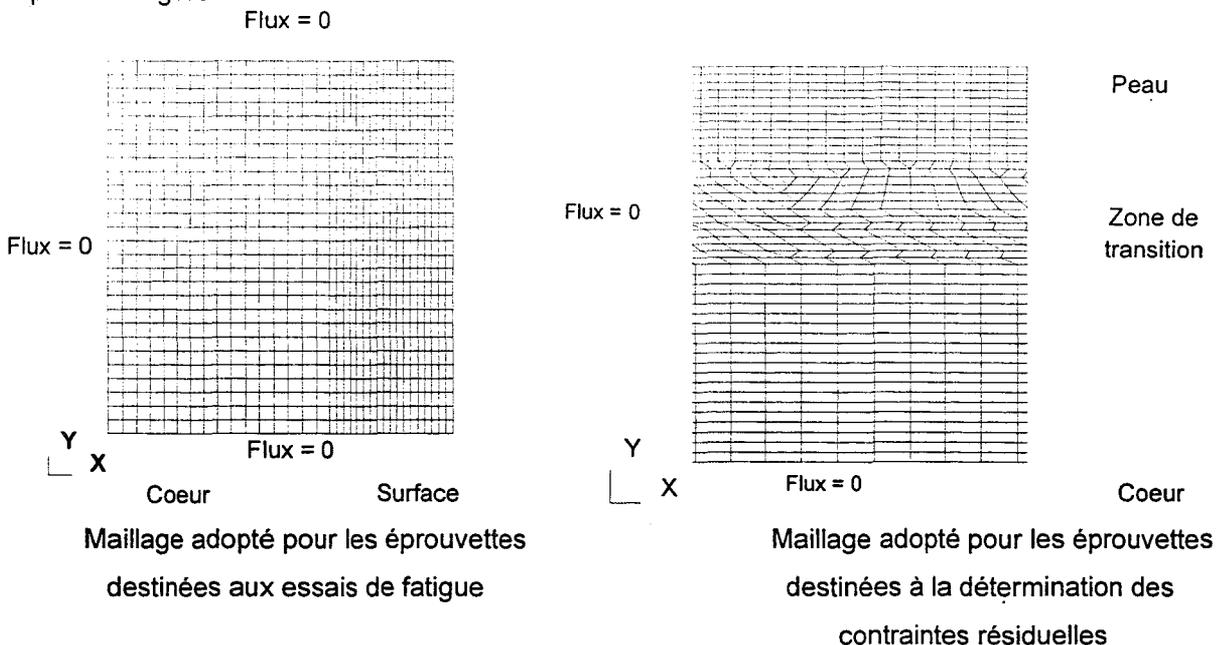


Figure 54 : Représentation d'une portion de maillage adopté

En raison de la symétrie de chargement, le problème peut se ramener à l'étude d'un quart de section utile.

a) Données nécessaires à la résolution de l'équation de la chaleur :

Les données nécessaires à la résolution du régime transitoire non linéaire que constitue la trempe à l'huile, sont la conductivité thermique λ , la masse volumique ρ , C_p la chaleur spécifique, J flux de chaleur, tableau XXII.

Ces paramètres sont exprimés en fonction de la température et de l'évolution de la transformation de phase austénite-martensite à partir des expressions suivantes, extraites de la bibliographie [64] :

$$\lambda = \sum_{i=1}^6 F_i (C_{0,i} + C_{1,i} T + C_{2,i} T^2 + C_{3,i} T^3)$$

$$C_p = \sum_{i=1}^6 F_i (C_{0,i} + C_{1,i} T + C_{2,i} T^2 + C_{3,i} T^3)$$

$$\rho = \sum_{i=1}^6 F_i \frac{\rho_i^0 + a_{1,i} \cdot C + a_{2,i} \cdot C^2}{(1 + 3 \cdot T \cdot ((\alpha_{1,i} + b_{1,i} \cdot C) + (\alpha_{2,i} + b_{2,i} \cdot C) \cdot T + \alpha_{3,i} \cdot T^3))}$$

où i est un indice représentatif des phases en présence (phase 1 : austénite, phase 2 : martensite, phase 3 : ferrite, phase 4 : perlite, phase 5 : cémentite, phase 6 : bainite)

Paramètre	Phase i	Constantes			
		$C_{0,i}$	$C_{1,i}$	$C_{2,i}$	$C_{3,i}$
λ (W/m.°C)	1	14,6	0,013556		
	2	25,1	0,002778		
C_p (J/Kg.°C)	1	375	0,333		
	2	448	0,8073	$-1,993 \cdot 10^{-3}$	$2,572 \cdot 10^{-6}$

Phase i	Constantes							
	ρ_i^0	$\alpha_{1,i} \cdot 10^6$	$\alpha_{2,i} \cdot 10^9$	$\alpha_{3,i} \cdot 10^{12}$	$a_{1,i}$	$a_{2,i}$	$b_{1,i} \cdot 10^6$	$b_{2,i} \cdot 10^9$
1	8056	22,38						
2	7860	13	5,8	-2,05	-64,4	0,528	-4,3	2,8

Tableau XXII : Constantes utilisées pour la détermination de la conductivité thermique, de la masse volumique et de la chaleur spécifique

Le flux de chaleur pris en considération [64] est donné figure 55:

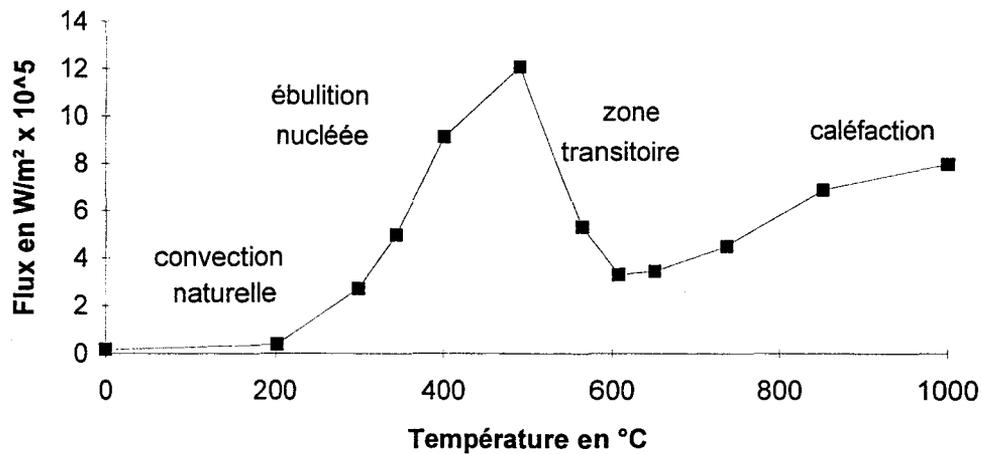


Figure 55 : Evolution du flux de chaleur en fonction de la température, cas d'une trempe huile

b) Conditions aux limites et chargement :

Compte tenu de la modélisation axysymétrique et de la symétrie de chargement, on peut imposer un flux de chaleur nul suivant les axes O_x et O_y . Les flux de chaleur imposés sur les bords extérieurs des éprouvettes sont représentés figure 54. Pour les surfaces latérales de l'éprouvette de fatigue (surfaces parallèles à la direction O_x), le flux est considéré nul par souci de simplicité. Les résultats obtenus sont en effet très voisins quelle que soit la valeur du flux latéral prise en considération.

Pour tenir compte de l'influence du carbone sur les caractéristiques thermiques, la section de l'éprouvette est découpée en couches homogènes à partir de la surface du matériau suivant le schéma de la figure 56 :

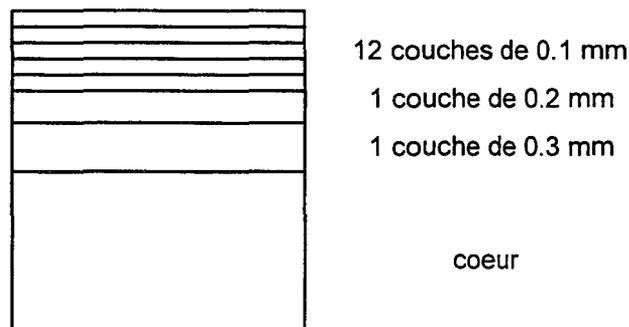


Figure 56 : Découpage de la section de l'éprouvette

C) Résultats

Les résultats du calcul sont présentés en annexe III, et montrent que les lois de refroidissement à 0.1 mm et 2 mm de la surface, c'est à dire pour la partie de la couche effectivement cémentée, sont très voisines. Pour des températures supérieures à 400°C, c'est à dire lorsqu'il n'y a pas encore de transformation martensitique, l'écart maximum est de 50°C. Pour des températures comprises entre 400 et 300°C, cet écart est de 20°C, puis s'annule en dessous de 300°C. Ce résultat est important puisqu'il va nous permettre de considérer la même vitesse de refroidissement pour toute la couche durcie, au cours d'une trempe à l'huile.

4.3.2 Première approche : modélisation par un bilame [121]

Le modèle le plus simple pour représenter un matériau cémenté est de considérer qu'il s'agit d'un multimatériau constitué d'un coeur homogène à concentration en carbone du matériau de base et de deux couches extérieures présentant une concentration en carbone moyenne de 0.5% (figure 57). Le coeur et la peau sont d'épaisseurs respectives e_1 et e_2 et de volumes respectifs v_1 et v_2 . Sous l'effet des déformations, ce multimatériau se déforme et passe de d'une longueur L_0 à une longueur L ($L_0 < L < L_0 + \Delta L$).

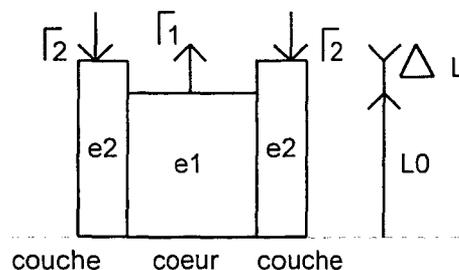


Figure 57 : Schématisation du type d'échantillon pris en considération:

Les hypothèses de départ sont identiques à celles émises lors de la présentation des modèles élastiques dans le chapitre bibliographique.

Dans le cas d'un état de contrainte plane, la loi de Hooke nous permet d'exprimer les contraintes en fonction des déformations : $\sigma_1 = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon_1$ et $\sigma_2 = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon_2$.

On exprime la variation de déformation comme étant : $\varepsilon_2 - \varepsilon_1 = \left(\frac{\delta l}{l} \right)_2 - \left(\frac{\delta l}{l} \right)_1$

Chaque couche est considérée comme un matériau homogène et isotrope, ce qui nous permet

d'écrire :

$$\left(\frac{\delta l}{l}\right) = \frac{1}{3} \frac{\Delta v}{v} = \frac{1}{3} \left(\frac{V_2 - V_1}{V_1}\right) = \varepsilon$$

La combinaison des deux équations précédentes nous permet d'aboutir à la relation :

$$\sigma_1 - \sigma_2 = \frac{E}{1-\nu} \frac{1}{3} \frac{V_2 - V_1}{V_1} \dots\dots\dots \text{équation 1}$$

L'équilibre des forces impose : $S_1 \sigma_1 + 2S_2 \sigma_2 = 0$

avec $S_1 = e_1 L$ et $S_2 = e_2 L$

soit : $e_1 \sigma_1 + 2e_2 \sigma_2 = 0 \dots\dots\dots \text{équation 2}$

La combinaison des équations 1 et 2 précédentes nous donne :

$$\sigma_1 = \frac{2e_2}{e_1 + 2e_2} \varepsilon \frac{E}{1-\nu}$$

et

$$\sigma_2 = \frac{-e_1}{e_1 + 2e_2} \varepsilon \frac{E}{1-\nu}$$

Ce modèle très simple permet d'évaluer les influences respectives de l'épaisseur cimentée et de la dimension des pièces. Le tableau XXIII présente les résultats du calcul de la contrainte dans la couche cimentée pour quelques unes des situations traitées dans ce mémoire.

	Influence de l'épaisseur de traitement			Influence de l'épaisseur de l'échantillon	
	14	14	14	10	20
épaisseur d'échantillon en mm	14	14	14	10	20
épaisseur de traitement en mm	0.5	1	1.5	0.5	0.5
contrainte σ_2 calculée en MPa	- 850	- 785	- 720	- 870	- 820

Tableau XXIII : Application numérique d'un calcul type bilame dans le cas de couches cimentées

Les résultats présentés dans ce tableau XXIII montrent que la contrainte diminue avec la profondeur de traitement pour une même épaisseur de pièce et varie inversement avec l'épaisseur de pièce pour une même profondeur de traitement.

Les contraintes calculées sont manifestement excessives mais l'approximation simple utilisée rend bien compte des tendances observées expérimentalement.

4.3.3 Application d'autres modélisations pour différents cas de figure :

a) Echantillon traité par le froid, non revenu :

Les modèles élastiques proposés par la bibliographie ont été appliqués, dans un premier temps dans le cas d'un échantillon non-revenu, traité par le froid. La structure est supposée complètement martensitique. Le repère modèle A correspond à la solution proposée par J.Lesage [69], le modèle repéré B correspond à la solution proposée par F.Lecroisey, présentée dans les travaux de [54].

Les résultats de la figure 58 montrent une bonne corrélation entre expérimentation et prévision pour les modèles repérés type A et B.

Les écarts de 200 MPa obtenus en peau (modélisations type A et B comparées aux résultats expérimentaux) peuvent être justifiés par :

- la présence d'austénite résiduelle incomplètement déstabilisée lors du traitement par le froid et non décelée métallographiquement.
- des phénomènes d'autorevenu de la martensite, survenant lors du refroidissement
- ou par l'ignorance faite pour ce genre de modélisation des phénomènes plastiques.

Les deux approches A et B présentent l'avantage de décrire le profil de contrainte même si les phénomènes générateurs de contraintes ne sont pas réellement pris en compte (croissance d'une structure martensitique dans un environnement austénitique et dilatation différentielle entre couches successives).

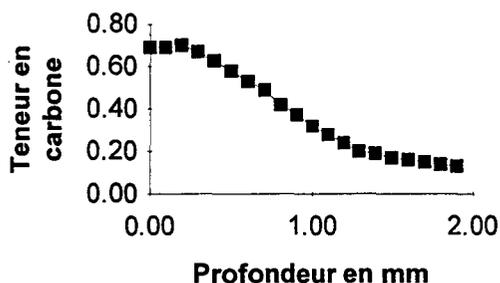


Figure 58a

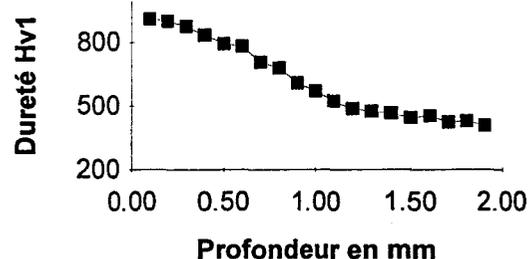


Figure 58b

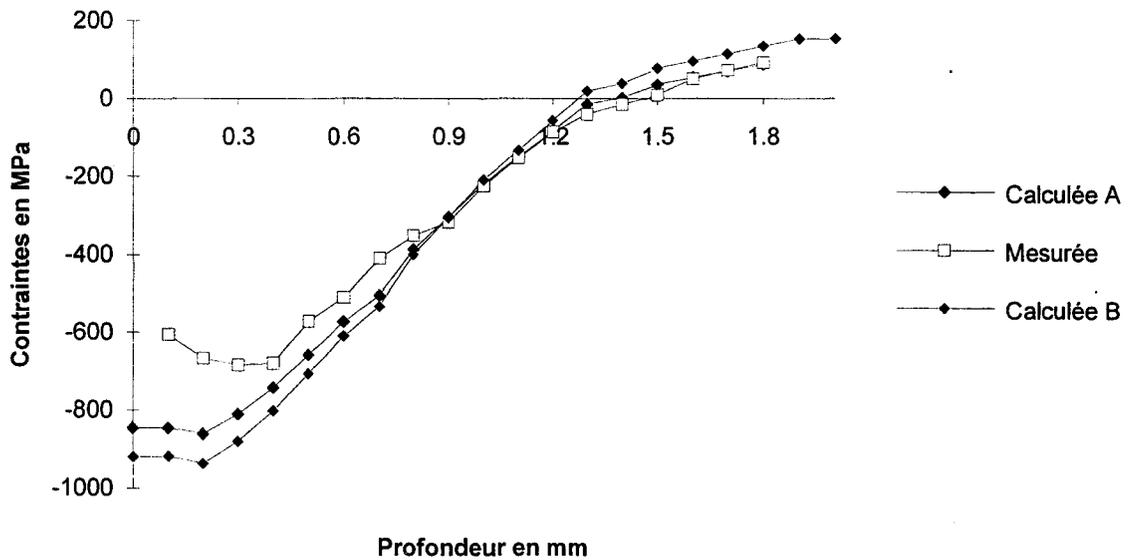


Figure 58c

Figure 58 : Comparaison des résultats obtenus à partir des modèles A, B, et C à l'expérimentation pour un échantillon supposé complètement martensitique.

Remarque :

Une description de l'ensemble des phénomènes mis en jeu nécessiterait l'intégration des propriétés mécaniques des différentes phases en fonction de la température, des déformations thermiques et de la plasticité de transformation. Selon les travaux d'Ankara et West cités par Parrish [3], la limite élastique d'un acier durant sa phase de transformation d'austénite en martensite serait de 7 MPa à 300°C, alors que la limite élastique de l'austénite à 300°C serait 20 fois supérieure.

b) Echantillon brut de trempe :

Les résultats correspondant à l'étude d'un cas brut de trempe, contenant de l'austénite retenue, sont présentés figure 59, et montrent une bonne corrélation entre résultats expérimentaux et les modélisations A et B.

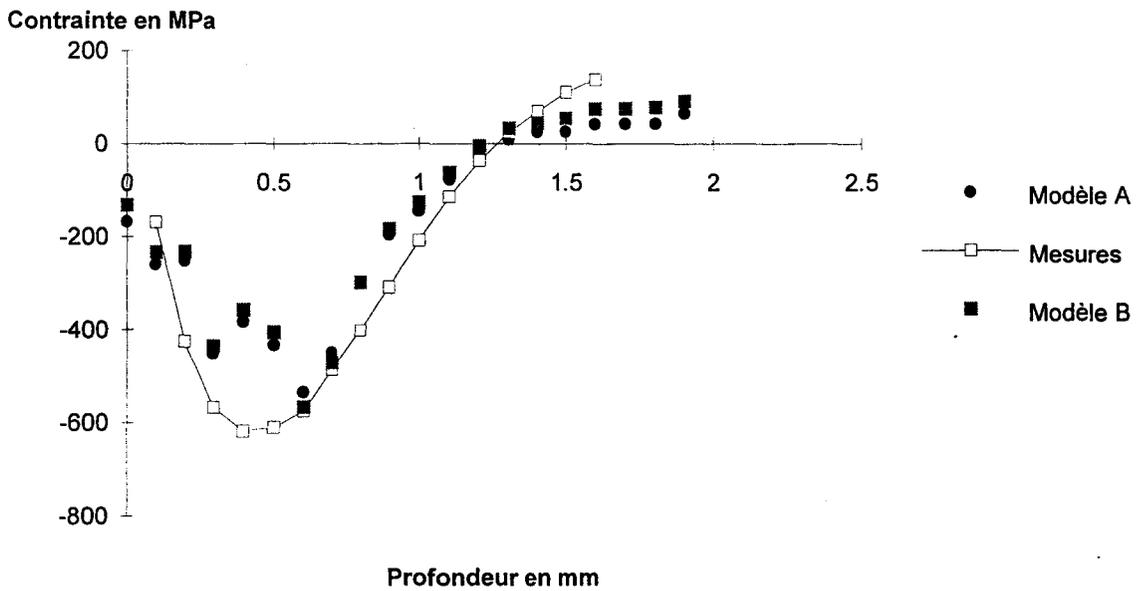


Figure 59 : Etude d'un échantillon brut de trempe contenant de l'austénite retenue

La répartition d'austénite utilisée est déterminée en utilisant une correction pour M_s déterminée d'après les résultats bibliographiques ($C_p = -12,1 - 7,4 \%C + 132,4 \%C^2$), figure 60.

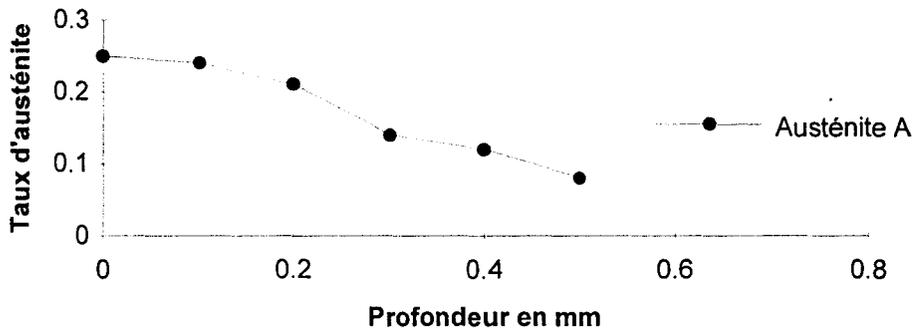


Figure 60 : Répartition d'austénite correspondant à l'échantillon présenté figure 59

C) Prise en compte du revenu :

Il existe peu de données disponibles pour pouvoir quantifier l'influence d'un revenu basse température, c'est à dire inférieure à 200°C, sur les variations de volumes. Pour pouvoir tenir compte de l'effet du revenu de la martensite, nous avons mesuré les variations de masses volumiques par pesée hydrostatique, à défaut d'essais dilatométriques.

Les nuances d'acier étudiées sont des C26, C38, C55, et 90MnV8, de manière à considérer des martensites à teneur en carbone variable. Les mesures réalisées sont réunies tableau XXVI.

Les variations de masse volumique entre échantillons trempés et échantillons trempés revenus sont identifiées à des variations de volume :

$$\frac{\Delta v}{v} = \frac{V \text{ revenu} - V \text{ brut de trempe}}{V \text{ brut de trempe}}$$

% carbone	Masse volumique Kg/m ³ Trempe Huile	Masse volumique Kg/m ³ Trempe Huile - Revenu 140°C - 2 heures	Variation relative de volume x 10 ⁻⁶
0.26	7860	7860	
0.38	7803	7814	1346
0.55	7775	7790	1852
0.9	7782	7804	2866

Tableau XXVI : Variations de masse volumique, cas d'échantillon trempé à l'huile.

L'expression de ces variations de volume en fonction de la teneur en carbone est la suivante :

$$\frac{\Delta v}{v} = -[0,240 + 2,9 * \%C] 10^{-3} \dots\dots\dots\text{relation 1}$$

Cette relation expérimentale a été testée, figure 61, en utilisant les données expérimentales obtenues dans le cas d'un échantillon trempé non revenu, repéré F16BHNR. La loi de Hooke nous permet de déterminer l'amplitude des contraintes affectées par le revenu. Par soustraction, le profil de contrainte tenant compte de l'influence du revenu peut être déduit. Ce profil de contrainte (courbe repérée E1) est comparé aux résultats expérimentaux obtenus (courbe repérée F16BHR), pour des teneurs en carbone supérieures à 0.4%. (en dessous de cette valeur l'effet du revenu devient moins important)

Les écarts entre les courbes E1 et F16BHR peuvent être dû :

- aux imprécisions des mesures de masse volumique. Une estimation de l'erreur absolue a été réalisée par Viville [122]. L'incertitude absolue est de $\pm 17 \text{Kg/m}^3$. Ce résultat est un peu pessimiste et nous nous sommes fiés au défaut de reproductibilité qui est en fait de $\pm 2 \text{Kg/m}^3$. Le niveau de contrainte est alors affecté de $\pm 30 \text{MPa}$.
- à la non prise en compte de la quantité d'austénite. Nous avons, en effet, supposé qu'un revenu effectué à basse température n'affectait pas l'austénite retenue.

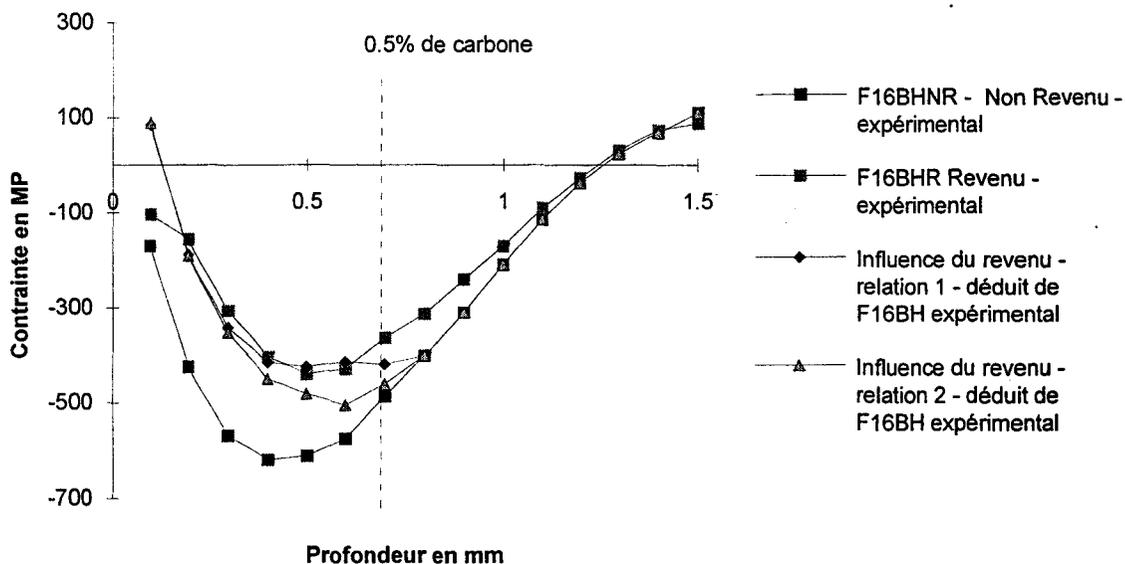


Figure 61 : Prise en compte de l'influence d'un revenu basse température sur le niveau de contrainte comparation avec les résultats expérimentaux

Pour des températures comprises entre 200 et 300°C, l'austénite peut se transformer en ferrite et carbures. On pourrait supposer que pour des températures inférieures à 200°C, des phénomènes de diffusion du carbone aux joints de grain ou aux zones de défaut cristallin ont lieu, tout comme pour la martensite à ces niveaux de température.

Afin d'établir une relation plus rigoureuse, correspondant à une structure principalement martensitique, nous avons réalisé le même type d'expérimentation dans le cas d'échantillons trempés à l'azote. Les principaux résultats sont rassemblés dans le tableau XXVII.

% carbone	Masse volumique Kg/m ³ Trempe Azote	Masse volumique Kg/m ³ Trempe Azote - Revenu 140°C - 2 heures	Variation relative de volume x 10 ⁻⁶
0.26	7860	7860	
0.38	7803	7814	1346
0.55	7773	7783	1338
0.9	7724	7758	4454

Tableau XXVII : Variations de masse volumique, cas d'échantillon trempé à l'huile.

Sans tenir compte des erreurs expérimentales et en considérant que le revenu affecte la martensite pour des teneurs en carbone supérieure à 0.4%, l'équation de variation de volume due au revenu de la martensite s'écrit :

$$\frac{\Delta v}{v} = [-3,6 + 8,9 \cdot \%C] 10^{-3} \dots\dots\dots \text{relation 2}$$

Tout comme pour la relation 1, les résultats déduits de cette relation ont été confrontés aux résultats expérimentaux de la courbe E2, figure 61. Le principe de calcul est le même que celui décrit précédemment, mais l'effet du revenu est pondéré en fonction de la teneur en martensite. Dans les deux cas de figure, relations 1 et 2, les résultats sont proches des résultats expérimentaux.

Ces relations peuvent être intégrées au modèle développé par Lesage [69]. Un exemple est donné figure 62. Sur cette figure, les résultats expérimentaux sont comparés aux résultats donnés par le modèle. L'effet du revenu est intégré à partir les deux relations repérées 1 et 2 citées précédemment. Le résultat montre que l'on peut ainsi estimer les variations du profil de contrainte.

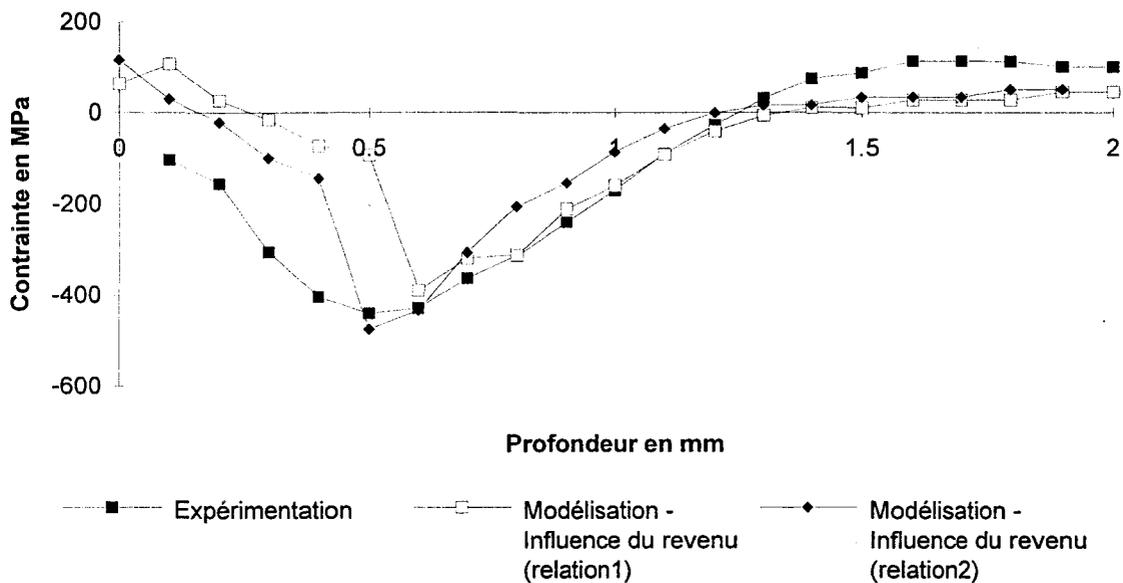


Figure 62 : Prise en compte du revenu dans la modélisation des contraintes résiduelles

CONCLUSION

Nous avons vérifié que pour nos géométries de pièces, l'origine des contraintes était essentiellement métallurgique et probablement peu liée à l'existence d'un gradient thermique, tout au moins pour la couche effectivement cémentée.

Diverses approches pouvant permettre de déterminer le signe et la répartition des contraintes en fonction de la profondeur ont été testées.

Les modélisations développées par J.Lesage et F.Lecroisey donnent de bons résultats dans le cas d'échantillons cémentés, trempés, non revenus, traités par le froid ou non. Les variations de volume dues à un revenu effectué à basse température peuvent être intégrées par ce type de modélisation. Dans le cas d'un revenu (150°C - 2 heures) nous avons établi une relation expérimentale donnant des résultats satisfaisants.

Ces modélisations sont basées sur la comparaison de structures finales et ne décrivent pas la totalité des phénomènes mis en jeu lors de la genèse des contraintes (formation d'aiguille de martensite dans un environnement austénitique et dilatation différentielle de couches liées à leur teneur en carbone).

Une approche simplifiée, basée sur la théorie du bilame, a été testée. Elle présente l'intérêt de considérer la genèse des contraintes résiduelles comme un problème de dilatation différentielle entre couches de teneur en carbone différente.

Bien qu'il permette d'apprécier l'influence de paramètres tels que la massivité du coeur par rapport à la couche sur la répartition de contrainte, ce type d'approche ne permet pas d'apprécier quantitativement le niveau de contrainte obtenu.

En effet, le comportement plastique du matériau n'est pas pris en compte. Dans le cas de couches cémentées, la connaissance du comportement mécanique des structures devient difficile de par le gradient en carbone. La mise en oeuvre de modélisations élastoplastiques serait très complexe et difficile à utiliser par l'industriel.

V CARACTERISATION EN FATIGUE

Introduction :

L'étude menée a pour objectif principal la détermination de limites d'endurance et des coefficients de la relation de Bastenaire pour un minimum d'éprouvettes testées. L'acier étudié est l'acier 16NiCr6, nuance classiquement employée pour les traitements de cémentation suivis d'une trempe à l'huile. Les deux procédés de cémentation classique et basse pression sont étudiés pour deux profondeurs de traitement (0,8 mm pour les échantillons F16BH et F16CH et 2 mm pour les échantillons repérés F116BHA et F16BHAF).

Les résultats de tenue en fatigue sont le reflet du gradient de caractéristiques mécaniques obtenues après cémentation. En surface, ces caractéristiques mécaniques élevées peuvent être altérées par les phénomènes d'oxydation interne, par la présence d'austénite retenue ou par une structure autre que la martensite. Le gradient de caractéristiques mécaniques est aussi fonction de la profondeur cémentée. Ce sont les influences de ces différents paramètres que nous avons étudiés.

5.1 Présentation des résultats obtenus :

Une synthèse des résultats obtenus est présentée figure 62 et tableau XXVIII.

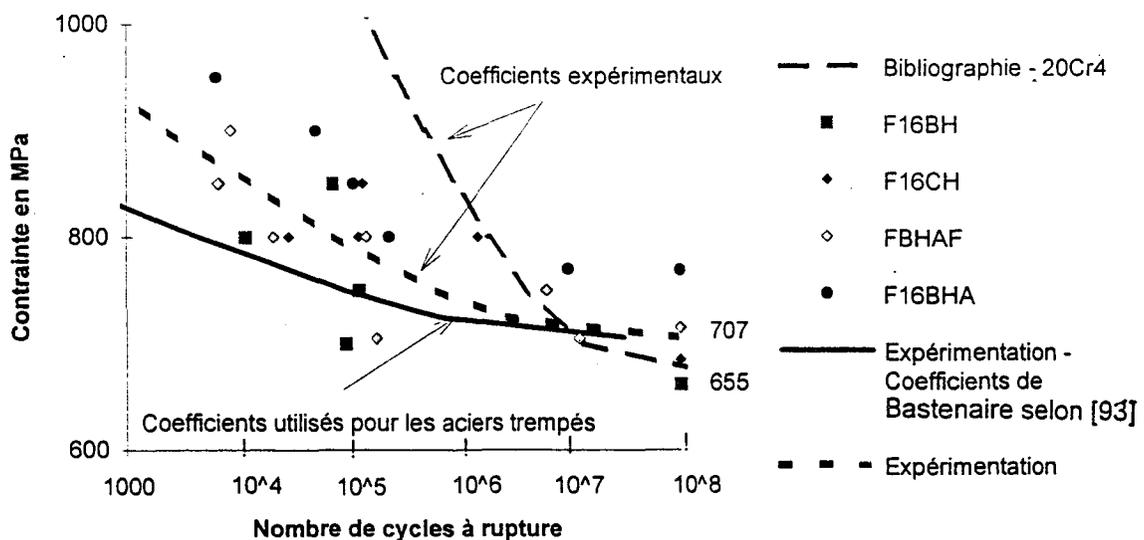


Figure 62 : Courbe de Wöhler - résultats expérimentaux et bibliographiques

L'ensemble des limites d'endurance obtenues et des paramètres A et B de la loi de Bastenaire sont résumés dans le tableau ci-dessous.

	Limite d'endurance en MPa	Coefficients de Bastenaire
I16CH	E(L) = 685 E(LB) = 659	A = $1.5 \cdot 10^8$ B = 46.8
I16BH	E(L) = 662	
I16BHA	E(L) = 769	
I16BHAF	E(L) = 715 E(LB) = 710	A = $3.4 \cdot 10^7$ B = 26.9
Bibliographie [92], [93]	maximum pour une couche trempée : 550	A = $3.2 \cdot 10^7$ B = 22
Déduit de la bibliographie [94]	E = 655	A = $5.7 \cdot 10^9$ B = 44

Tableau XXVIII : Principaux résultats obtenus en fatigue

La limite d'endurance estimée pour une même nuance d'acier trempée serait de 530 MPa. Cette valeur a été estimée à partir des relations empiriques citées dans la partie bibliographique, pour une dureté de 430 Hv. L'amélioration due au traitement de cémentation est donc estimée à 180 MPa en moyenne. Les limites d'endurance ont été déterminées dans les deux cas à chaque fois que cela a été possible :

- Méthode Locati telle qu'elle est préconisée par L'O.C.D.E, repérée E(L).
- Méthode Locati employée avec les coefficients de Bastenaire déterminés expérimentalement, repérée E (LB).

Les coefficients de Bastenaire ont été établis selon la méthode décrite chapitre "technique expérimentale" à partir d'essais menés pour trois chargements constants. Les chargements pris en compte sont les suivants :

- F16BH et F16CH : 750, 800, 850 MPa
- F16BHA et F16BHAF: 800, 850, 900 MPa

Les essais de fatigue se caractérisent par une grande dispersion des résultats et étant donné le faible nombre d'éprouvettes, on aboutit, lors de la détermination des coefficients de Bastenaire, parfois à des impossibilités de calcul (racine carrée de nombres négatifs, cas du F16BHA). Seuls des coefficients moyens ont pu être établis et nous ont permis de comparer, figure 62, nos résultats à ceux de la bibliographie.

La comparaison des résultats expérimentaux et bibliographiques montre une différence de position de la loi de Bastenaire pour des limites d'endurance très proches. Ces différences peuvent être liées à la variation d'un grand nombre de paramètres :

- au niveau de la géométrie des pièces (profil toroïdal, diamètre mini 8 mm et diamètre maxi 16 mm longueur 50 mm pour les résultats bibliographiques - profil cylindrique, diamètre 10 mm et longueur 50 mm pour les éprouvettes testées)
- traitements thermiques appliqués
- nuance d'acier (comparaison d'acier à 0.20 % de carbone et d'acier à 0.16 % de carbone à coeur).

Concernant les coefficients de Bastenaire, si l'on considère les coefficients fournis dans la bibliographie pour les échantillons trempés ou les coefficients expérimentaux, les limites d'endurances obtenues sont très proches.

L'établissement d'une banque de données serait indispensable pour pouvoir déterminer des coefficients de Bastenaire moyens correspondant au cas des couches cémentées.

5.2 Observation des faciès de rupture :

Quel que soit le type de traitement trois zones caractéristiques de modes de rupture différents sont observées, (figure 63), conformément à la bibliographie [101]. La planche IX montre à titre d'exemple les observations faites au microscope électronique à balayage.

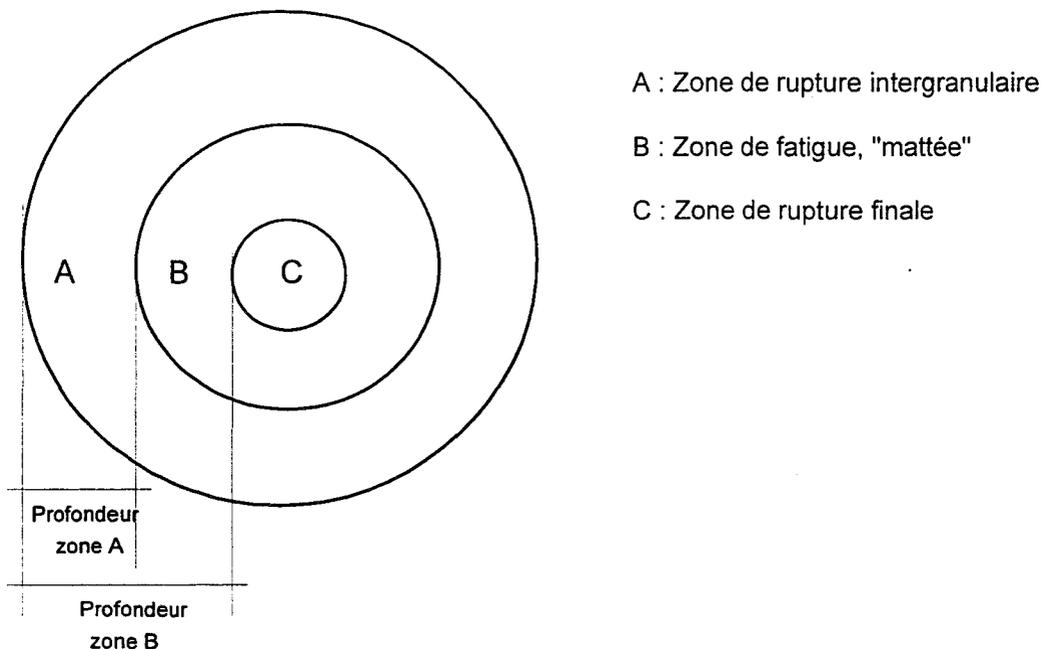
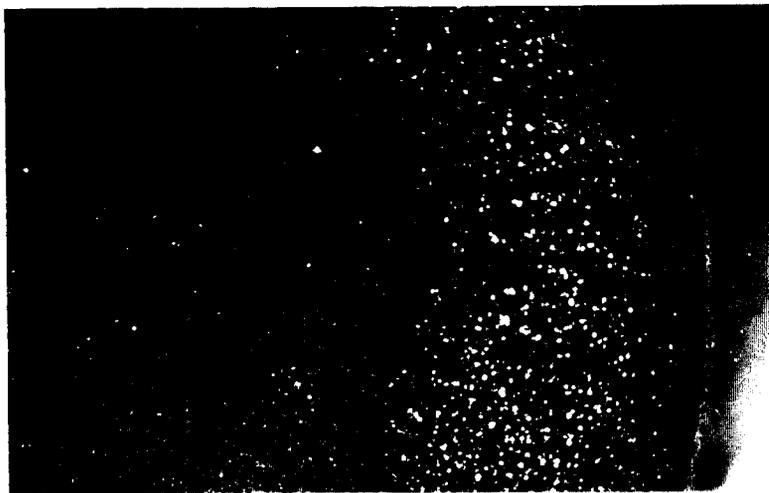


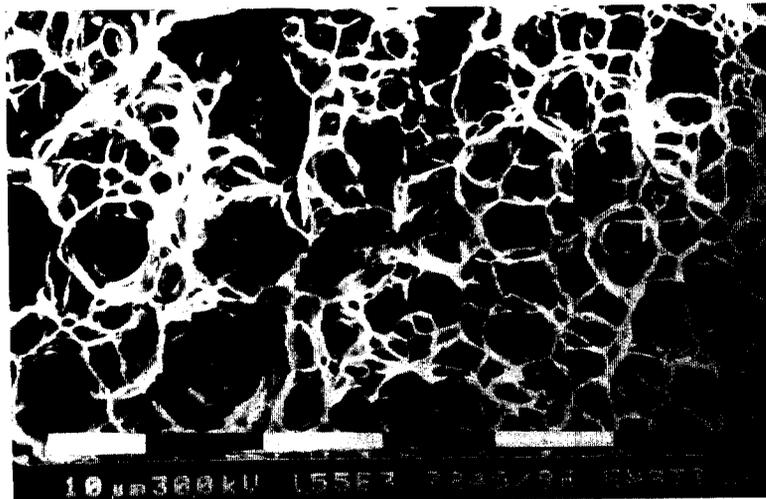
Figure 63 : schématisation des faciès de rupture



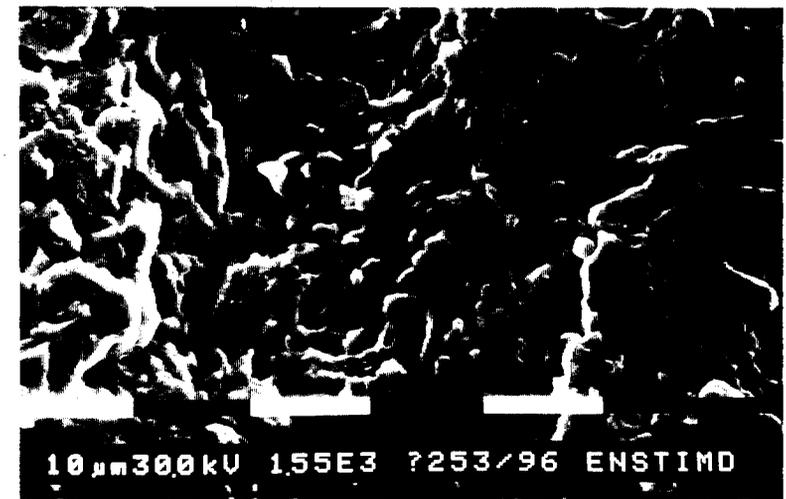
Zone C Zone B Zone A
x 25



Echantillon F16BH53 (surface) : Faciès de rupture intergranulaire accompagnée de zone ductile - Zone A



Echantillon F16BHAF31 : Rupture ductile à cupule
Zone C



Echantillon F16BH53 : Rupture de "fatigue" ou "zone mattée"
Zone B

Planche VIII : Exemple d'observations de faciès de rupture par fatigue, de couches cémentées, observées au microscope électronique à balayage

Les aires de ces zones, et la profondeur à partir de laquelle elles sont observées, ont été systématiquement estimées pour chaque éprouvette. Les zones C sont fortement excentrées pour les échantillons F16CH et F16BH. Ces excentricités sont le reflet :

- soit d'une zone de déséquilibre de chargement (la déformation des éprouvettes en cours de traitement thermique est à ce niveau plus à remettre en cause que la technologie de la machine)
- soit d'une modification de caractéristique mécanique de la couche en cours de cyclage (apparition de fissure prédominante).

L'observation au microscope à balayage ne permet pas de détecter de zone préférentielle d'amorçage de fissures marquées par des stries de fatigue par exemple. Si en cémentation classique, le liseré d'oxydation interne est reconnu comme étant la zone d'amorçage, pour les procédés de basse pression, l'hypothèse d'un amorçage en sous couche est envisageable.

Plusieurs auteurs associent limite de fatigue et contraintes résiduelles (voir partie bibliographique). nous avons, en première approche, superposé les contraintes résiduelles aux contraintes appliquées. Cette répartition de contrainte est supposée représentative de la contrainte vraie. Cette contrainte vraie est comparée à la limite d'endurance. Celle-ci peut être estimée à partir des mesures de duretés. La confrontation de ces deux résultats permet de détecter des zones probables d'amorçage de fissures; un exemple est donné figure 64.

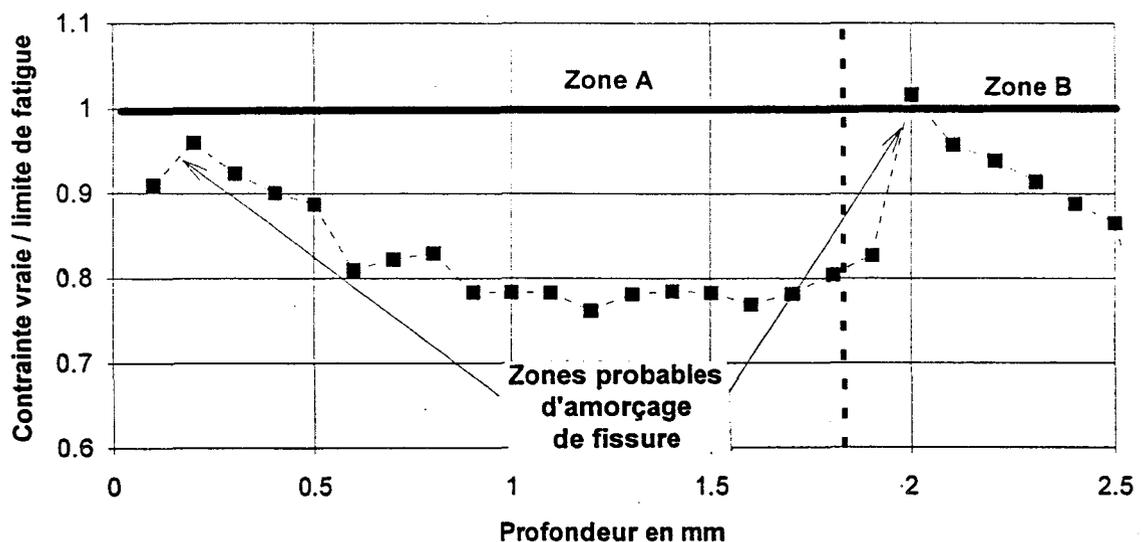


Figure 64 : Confrontation de la contrainte vraie appliquée à la limite de fatigue présumée d'une couche cémentée (échantillon F16BHA)

Sur ce graphique nous avons représenté le rapport, contrainte vraie / limite de fatigue, en fonction de la profondeur pour l'échantillon F16BHAF testé sous une contrainte de 800 MPa. Les zones fragiles sont donc les zones où le rapport contrainte vraie / limite de fatigue est supérieur ou proche de 1.

L'hypothèse d'un amorçage de fissure en sous couche est donc envisageable, sous réserve de s'abstenir des défauts de surface éventuels (stries d'usinages, oxydation interne) ou de propreté du métal (inclusions), qui sont connus comme étant des lieux d'origine probable d'amorçage de fissure.

Ce type d'approche présente l'inconvénient de ne pas rendre compte des phénomènes de relaxation de contrainte pouvant intervenir en cours de cyclage.

Cet exemple nous permet de souligner l'importance pour la tenue en fatigue de la profondeur où la contrainte résiduelle est nulle. La superposition des contraintes résiduelles aux contraintes appliquées ne peut donner qu'une idée de la contrainte vraie compte tenu de cette remarque.

5.3 Comparaison cémentation classique, cémentation base pression :

Les limites d'endurance obtenues pour les deux procédés de cémentation (classique et basse pression) sont très proches, respectivement 685 MPa et 662 MPa.

L'échantillon de cémentation classique présente un liseré d'oxydation interne de 10 à 25 μm comme le montre le profil en éléments d'alliage réalisé par lampe à décharge lumineuse, figure 65.

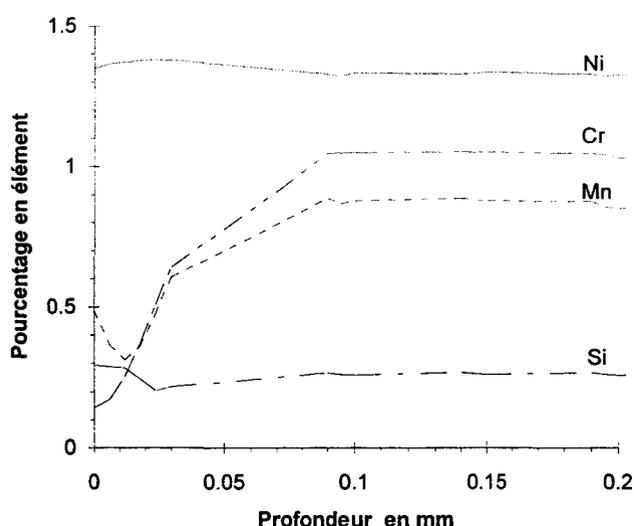


Figure 65 : Profil en éléments d'alliage, échantillon F16CH

Preston [100] exprime la limite de fatigue d'une couche cémentée en fonction de la profondeur de couche d'oxyde et des contraintes résiduelles pour un acier au chrome-nickel (20NiCrMo2).

La profondeur de la couche d'oxyde est assimilée à une longueur de fissure. Le seuil de non fissuration est estimé à $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [100]. L'application de la mécanique linéaire de la rupture nous donne pour la géométrie des pièces testées, la relation :

$$K^m = 1.13 \sigma'' \sqrt{\Pi a}$$

K^m : seuil de non fissuration estimé a $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

σ'' : contrainte nette en MPa (contrainte résiduelle + contrainte appliquée)

a : longueur de fissure normale à la surface que l'on assimile à la longueur de la couche d'oxyde

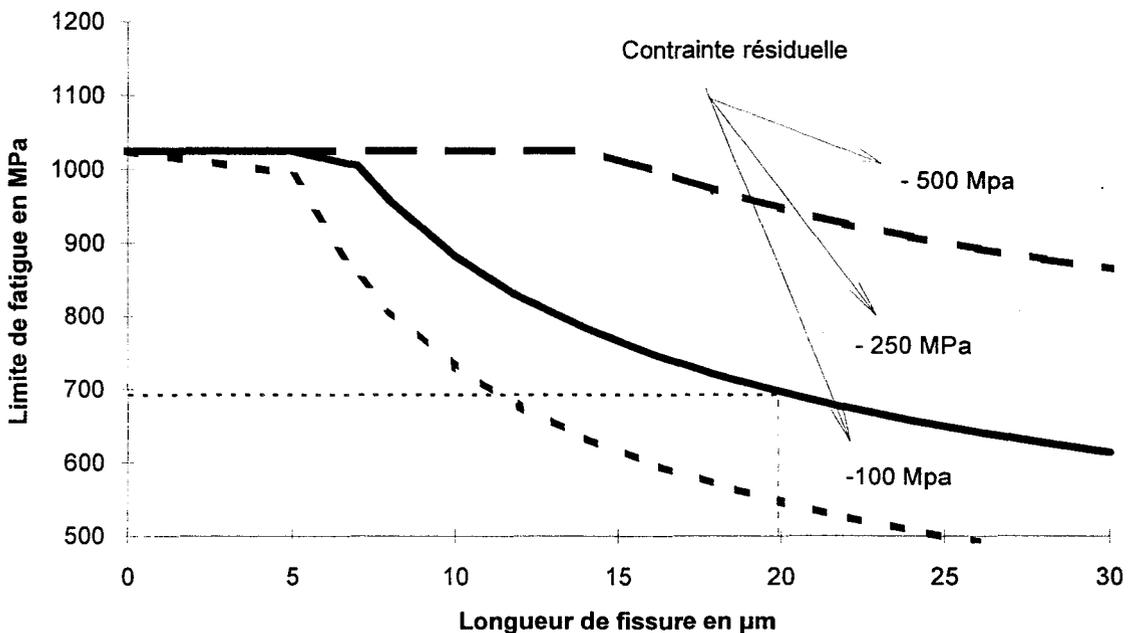


Figure 66 : Evolution de la limite de fatigue en fonction de l'épaisseur de la couche d'oxyde et du niveau de contrainte résiduelle pris en compte

Ce type de relation ne peut être utilisé qu'à titre indicatif de par le caractère expérimental de la détermination de grandeur telle que le seuil de non fissuration. L'application de cette relation est illustrée figure 66. L'estimation effectuée pour une profondeur de couche d'oxyde de 20 µm et un niveau de contrainte résiduelle de -250 MPa est en accord avec les résultats expérimentaux.

La tenue en fatigue des couches cémentées classiquement peut être influencée par la couche d'oxyde. La similitude des résultats obtenus en cémentation basse pression et cémentation classique est à relier aux différences de gradient de comportement mécanique. Le comportement mécanique est étroitement lié à la teneur en carbone.

Pour le procédé de cémentation classique la quantité de carbone introduite est plus importante que pour le procédé de cémentation basse pression à profondeur visée initiale identique. Les teneurs en carbone sont respectivement en surface de 1% et 0.8% pour des profondeurs de traitement effectives de 1.15 et 0.95 mm. Les profils de concentration en carbone respectifs sont donnés figure 67 et pourraient permettre de justifier que l'on n'a pas amélioré la tenue en fatigue dans le cas de l'échantillon cémenté en basse pression comparativement à l'échantillon cémenté classiquement.

5.4 Influence du traitement à l'azote

Pour un traitement de l'austénite résiduelle à l'azote (-196°C) :

- la dureté en peau s'accroît de 755Hv1 à 819 Hv1
- les contraintes résiduelles augmentent de 170 MPa en moyenne sur 0,5 mm

mais ce traitement n'améliore pas la tenue en fatigue. Ce résultat est confirmé par la bibliographie [14], [20], où l'on incrimine :

- la fragilité de la martensite ainsi formée parce que non revenue
- la formation de microcraques induites par le traitement par le froid

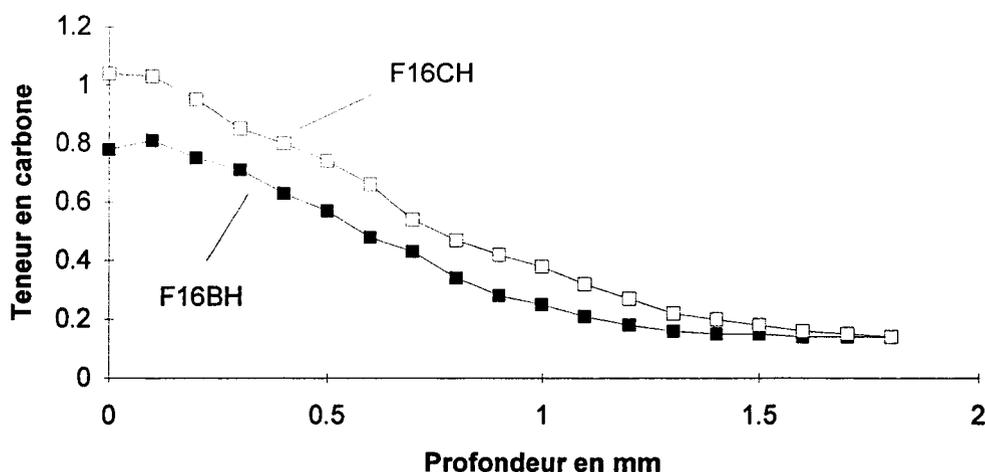


Figure 67 : Superposition de profils de concentration en carbone échantillons F16CH et F16BH

CONCLUSION

Cette étude a permis de montrer que :

- la comparaison des résultats obtenus en cémentation classique et basse pression est difficile à partir des éprouvettes disponibles. Conformément à la bibliographie la profondeur affectée par l'oxydation interne est insuffisante pour modifier de manière conséquente la limite d'endurance, d'autant plus que d'autres paramètres évoluent en même temps : la teneur en carbone et en conséquence les contraintes résiduelles.
- l'influence d'un traitement par le froid de l'austénite est bénéfique en dureté, pour le niveau de contraintes de compression, mais fait chuter la limite de fatigue.
- l'obtention de valeurs fiables en limite d'endurance aurait nécessité l'emploi d'autres méthodes que celle adoptée et donc un nombre d'éprouvettes plus important.

Il serait intéressant de poursuivre l'étude en essayant de déterminer la zone d'amorçage de fissure dans le cas d'échantillons cémentés en basse pression et en étudiant le phénomène de relaxation des contraintes en cyclage de fatigue.

Conclusion générale

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

L'utilisation de la basse pression pour l'enrichissement en carbone de la surface des pièces métalliques présente l'avantage de la rapidité de traitement, par comparaison à la cémentation classique, associée à une propreté de pièces qui se traduit par l'absence d'oxydation interne.

L'objectif de cette étude était de caractériser les couches cémentées obtenues par divers traitements de cémentation classique et de basse pression, une profondeur de cémentation conventionnelle comprise entre 0.41 et 2 mm, quatre nuances d'acier, deux modes de trempe : huile ou gaz et pour la plupart des cas un revenu à une température de 140°C, d'une durée de deux heures.

Une étude bibliographique préliminaire a permis de faire le point des connaissances, de manière générale, sur le procédé lui-même ainsi que sur l'état microstructural et mécanique. La génération des contraintes résiduelles et le comportement en fatigue ont été traités.

La recherche bibliographique a montré que la répartition des contraintes résiduelles apparaît comme une caractéristique du traitement thermo-chimique au même titre que le profil de carbone ou le profil de dureté. Pour la détermination de ces contraintes résiduelles, la méthode extensométrique avec enlèvement de matière par dissolution chimique nous a permis d'obtenir des résultats satisfaisants et répétitifs.

Dans le cas de la cémentation classique, l'oxydation interne a été visualisée classiquement. La méthode de dissolution, telle qu'elle a été mise en oeuvre, ne permet pas de déterminer les contraintes de surface.

Dans le cas de couches cémentées revenues, les contraintes résiduelles sont de compression pour un maximum de -350 MPa en moyenne. Des corrélations entre microstructure, dureté, teneur en carbone et contraintes résiduelles ont été établies. L'influence de l'austénite retenue ou des carbures a été étudiée. Nous avons montré l'effet de la structure à coeur sur le point d'annulation des contraintes. Une relation empirique, propre à nos gammes de traitement, pourrait permettre de prévoir le niveau de contrainte obtenu en fonction des caractéristiques de dureté.

La bibliographie nous avait montré que la modélisation des contraintes résiduelles était le pôle d'intérêt de plusieurs équipes de chercheurs. Le but est d'intégrer ces contraintes résiduelles au niveau des calculs en bureau d'étude mais aussi de développer la simulation en traitement thermique.

L'idéal est de décrire l'ensemble des phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques mis en jeu lors de la genèse des contraintes résiduelles. Si ce type de modélisation a été testé dans le cas de la trempe, son application devient plus délicate dans le cas de couches cémentées. Elle nécessite la connaissance d'un grand nombre de données, propres à chaque teneur en carbone prise en considération. Le problème principal est de réunir des données sur le comportement élastoplastique de chaque structure en fonction de la température et de la teneur en carbone.

D'autres approches purement élastiques, plus simples d'utilisation, mais ne décrivant pas totalement les phénomènes réels mis en jeu, sont proposées dans la bibliographie. Elles ont été testées et donnent des résultats satisfaisants malgré des considérations simplifiées. Pour ce type d'approches, la description de la microstructure est réalisée, de manière empirique, à partir de la connaissance du profil de carbone et éventuellement du profil de dureté. Dans le cas de la cémentation classique, la gestion du profil de carbone se fait, par l'intermédiaire de la seconde loi de Fick, à partir de la connaissance du potentiel de carbone. Dans le cas de la cémentation basse pression, notamment pour les techniques de pulses courts, la gestion du profil carbone est propre à chaque industriel. La notion de flux de carbone est alors employée.

L'influence d'un revenu à basse température pour ce type d'approche a été ajoutée par l'intermédiaire de la détermination d'une variation de volume liée à l'influence du revenu sur la martensite.

Des tests en fatigue ont été réalisés. Le but était de comparer les limites d'endurance obtenues dans le cas de couches cémentées classiquement et en basse pression. Ces limites d'endurance ont été déterminées à partir d'un minimum d'essais. Nous avons choisi d'utiliser la méthode Locati. Le problème réside alors dans la connaissance des paramètres de la loi de Bastenaire que l'on peut déterminer soit à partir de nos propres expérimentations, soit à partir de l'analyse de résultats bibliographiques.

Les perspectives envisagées pour cette étude se situent à deux niveaux:

En ce qui concerne les contraintes résiduelles, les données obtenues pourraient servir de base aux chercheurs modélisant les contraintes résiduelles en intégrant l'ensemble des paramètres élastoplastiques. Dans le cas des couches cémentées la genèse des contraintes résiduelles est essentiellement le résultat de la dilatation différentielle liée aux transformations martensitiques successives. On pourrait aussi chercher à prendre en compte le fait qu'au sein d'une même couche, à un instant donné, la structure se comporte comme un bimatériau, chaque matériau

ayant sa propre loi de comportement. Cette non homogénéité peut être aussi source de contraintes résiduelles.

Sur le plan du comportement en fatigue, l'établissement d'une banque de données doit permettre de déterminer les coefficients de Bastenaire dans le cas des couches cémentées, tout comme cela a été réalisé dans le cas de la trempe. Nous avons montré, sans pouvoir l'observer de façon affirmative, qu'une simple superposition des contraintes résiduelles aux contraintes appliquées laisse envisager dans le cas de la cémentation basse pression un amorçage possible de fissure en sous couche. Cette hypothèse néglige l'aspect relaxation des contraintes résiduelles en cours de cyclage de fatigue. Des éprouvettes prismatiques ont été préparées de manière à pouvoir suivre l'évolution des contraintes résiduelles et du taux d'austénite lors des premiers cycles de fatigue de flexion.

Références bibliographiques

- [1] *"Le traitement thermique des aciers sous atmosphère"* - A.T.T.T. - Pyc édition - 1980
- [2] **S. DESHAYES, J. GERMAN, P. JACQUOT ...** - *"La cémentation basse pression des aciers"* - Trait. Therm. 261-93 p 27 à 34 - 1993
- [3] **G. PARRISH, G.S. HARPER** - *"Production gas carburising"* - Pergamon press - 1985
- [4] **C. BEGUIN** - *"Introduction à la technique des atmosphères contrôlées"* - Association Suisse de Traitement Thermique - 1994
- [5] **G. PARRISH** - *"The influence of microstructure on the properties of case-carburized components"* - American Society for metals - 1980
- [6] *"Les contraintes résiduelles au bureau d'étude"* - recueil de conférence du C.E.T.I.M. - 1991
- [7] **O. KUBASCHEWSKI, E. EVANS** - *"La thermochimie en métallurgie"* - Edition Gautier Villars - 1964
- [8] **Ch. LUITEN, F. LIMQUE et F. BLESS** - *"Carburizing in vacuum furnace"* - Heat Treatment 79 p 22 à 24 Birmingham - 1979
- [9] **M. KULKA, M. PRZYLECKA, W. GESTWA** - *"Wybrane zagadnienia nawegiania"* - I.B.N. Gorzow Wlkp. - 1993
- [10] **S. GUNNARSON** - *Harterei Techn. Mitt.* 23 p 293 à 295 - 1968 - cité en référence [1]
- [11] **M.J. GILDERSLEEVE** - *"Relationship between decarburization and fatigue strength of through hardened and carburizing steels"* - Material Science and Technology. vol 7 p 307 à 310 - 1991
- [12] **H.J. GRABKE** - *Phys. Chim.* vol 69 p 409 à 414 - 1967 - cité en référence [3]
- [13] **I. KOZLOVSKII - A.T. KALININ - A.Y. NOVIKOVA** - *"Internal oxidation during case hardening of steel in endothermic atmospheres"* - Metal Science and Heat Treatment - n°3 p 157 à 161 - Mars 1967
- [14] **R CHATTERJE, A. FISCHER, O. SCHABER** - *"Internal oxidation during carburizing and heat treating"* - Metallurgical Transaction. Vol. 9A p 41 à 47 - 1978
- [15] **G. PRUNEL** - *"Oxydation interne lors de la cémentation d'engrenages"* - Trait. Therm. 197-85 p 31 à 40 - 1985

- [16] **W. BEUMEBURG** - *"Définition d'un traitement thermique en vue de l'amélioration de la tenue en fatigue"* - Trait. Therm. n°98 p 1 à 27 - 1975
- [17] **J. PHILIBERT** - *"Diffusion et transport de matière dans les solides"* - Edition de physique - 1990
- [18] **P. COUSINOU** - *"Contribution à l'étude de la cinétique des traitements thermo-chimiques superficiels des métaux en atmosphère gazeuse réactive"* - Thèse I.N.P. Lorraine - 1977
- [19] **D. DURAND, M. BASILE, O. LONGEOT, C. PHILIP** - *"La simulation numérique en traitement thermique pourquoi faire ?"* - Trait. Therm. 230-89 p 41 à 51 - 1989
- [20] **R. COLLIN, S. GUNNARSON, D. THULIN** - *"A mathematical model for predicting carbon concentration profiles of gas-carburized steel"* - J.I.S.I. p 785 à 789 - Oct.1972
- [21] **F. CONVERT, C. TOURNIER** - *"Maîtrise de la microstructure par la prévision du profil carbone en vue d'obtenir les propriétés d'emploi désirées"* - Trait. Therm. 165-82 p 27 à 44 - 1982
- [22] **S. TSUJI, I. ISHIGAMI, K. YAMANAKA** - *"Vacuum carburizing low-carbon steel with methane"* - Transaction of the Japan institute of metals Vol 28 N°1 p 48 à 56 - 1987
- [23] **L. GAOGING, Z. ZHONGLIN, W. DAYONG...** - *"Features and numerical calculation of vacuum carburizing"* - Heat treatment Shangaï 83 p 1.64 à 1.71 - 1983
- [24] **M. MADSAC, P. QUEILLE, M. KOSTELITZ** - *"Prévision des profils de concentration en carbone à partir d'un modèle de cémentation gazeuse, application à l'optimisation des cycles thermiques"* - Trait. Therm. 174-83 p 19 à 25 - 1983
- [25] **D. GHIGLIONE** - *"Modèle mathématique de cémentation"* - Trait. Therm. 195-85 p 31 à 41 - 1985
- [26] **D. GHIGLIONE, F. CONVERT, C. TOURNIER** - *"Application d'un modèle de calcul du profil carbone sur calculatrice programmable"* - Trait. Therm. 203-86 p 29 à 35 - 1986
- [27] **R. COLLIN, S. GUNNARSON, D. THULIN** - *"A mathematical model for predicting carbon concentration profile of gas carburized steel"* - J.I.S.I vol 210 p 785 à 789 - 1972
- [28] **C. WELLS** et al. trans. A.I.M.E., vol.188 p 553 - 1950

- [29] **H.W. WESTEREN** - "*Vacuum furnace carburizes faster, more efficiently*" - Metal Progress oct. 72 p101 à 104 - 1972
- [30] **D. COURATIN** - "*Caractérisation de différents traitements thermo-chimiques. Effets sur la fatigue de surface de pièces automobiles*" - Trait. Therm. 282-95 p 43 à 48 - 1995
- [31] **J. St. PIERRE** - "*La cémentation à haute température, durée des opérations*" - Trait. Therm. 255-92 p 37 à 42 - 1992
- [32] **F.W. EYSSEL** - "*Cémentation basse pression*" - Société Degusa, édition interne p 49 à 53 - 1979
- [33] **A. FAURE, J. FREY, R. RAVEZ** - "*Evolution des technologies de cémentation*" - Trait. Therm. 251-91 p 22 à 26 - 1991
- [34] **J.P. PEYRE, C. TOURNIER** - "*Choix des traitements thermiques superficiels*" - C.E.T.I.M. - 1986
- [35] **I.P.I CATI, E.N. MARMER, C.G. MIROVANNAIA...** - "*Cémentation sous vide d'acier 20 CrMnTiS*" - Metal. Term.Obra. Met. n°11 p 74 à 76 - 1977
- [36] **C.L. BRONSON** - "*Vacuum carburizing gears and pinions at Marathon Letourneau*" - Heat Treating Nov 86 p 30 à 32 - 1986
- [37] **S.N. TSEPOV, M.A. KRISHTAL** - "*Characteristics of structure formation in the surface layers of metal during vacuum carburizing*" - Metal. Term.Obra.Met. N°5 p 27 à 29 - 1983
- [38] **B. SCHADECK** - "*Industrialisation de la cémentation basse pression trempé gaz appliquée à la pignonnerie des boîtes de vitesses*" - A.T.T.T.93 Internationaux de Gand - 1993
- [39] **R.J. CUNNINGHAM** - "*Qualification de la cémentation sous vide pour les engrenages d'hélicoptères*" - Trait. Therm. 236-90 p 79 à 83 - 1990
- [40] **Y. POURPRIX, J. NAUDOT** - "*Cémentation sous pression réduite*" - Trait. Therm. 197-85 p 51 à 59 - 1985
- [41] **E.C. BAIN, H.W. PAXTON** - "*Les éléments d'addition dans l'acier*" - Edition Dunod - 1968
- [42] **R. BENSIMON** - "*Les aciers*" - Pyc édition - 1971

- [43] **D.A. PORTER, K.E. EASTERLING** - *"Phase transformation in metals and alloys"* - Alden press Oxford, université de Lulea, Suède - 1981
- [44] **J. PARRISH** - *"Retained austenite : new look at an old debate"* - Advanced materials and process 3-94 p 25 à 28 - 1994
- [45] **G. KRAUSS** - *"Microstructure and performance of carburized steel"* - Advanced materials and process 7/95 p48u à 48y - 1995
- [46] **E.S. DAVENPORT, E.C. BAIN** - *"Transformation of austenite at constant subcritical temperatures"* - Trans Aime 90 p 1 à 6 - 1930
- [47] **G. MURRY** - *"Interchangeabilité des éléments d'alliage pour l'obtention de la trempabilité des aciers de traitement thermique"* - Trait. Therm. 145-80 p 41 à 52 - 1980
- [48] **A. SIMON, S. DENIS, G. BECK** - *"Contraintes internes et déformations pendant la trempe des aciers, origines et bases d'un modèle de prévision"* - Trait. Therm. 144-80 p 23 à 34 - 1980
- [49] **R. FORTUNIER, J.M. BERGHEAU** - *"Modélisation par éléments finis des traitements thermiques et thermochimiques des aciers"* - Revue de métallurgie, C.I.T. Science et génie des matériaux Sept.94 p 1216 - 1994
- [50] **J. BRISSON, R. BLONDEAU, Ph. MAYNIER, J. DOLLET** - *"Contribution à la connaissance de la dureté des différentes structures des aciers au carbone et moyennement alliés"* - Mém.Et Scit.Rev.Mét. Fev. 75 p 115 à 131 - 1975
- [51] **Y. MEYZAUD, C. SAUZAY** - *"Prévision des pourcentages d'austénite résiduelle à l'aide des courbes de transformation en refroidissement continu des aciers"* - Mém.Et.Scit.Rev. Mét., LIXI - N°11, p 764 à 774 - 1971
- [52] **D.P. KOISTINEN, R.E. MARBURGER** - *"A general equation prescribing the extent of austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels"* - Acta metallurgica vol 7 p 59 à 60 - 1959
- [53] **G. PARRISH** - *"The influence of microstructure on the properties of case-carburized components"* - Heat treatment of metals 76, 4 p 101 à 109 - 1976

[54] **Cr. TOURNIER** - *"Influence des conditions de cémentation sur l'austénite et les contraintes résiduelles obtenues après durcissement par trempe"* - Rapport d'obtention du titre d'ingénieur d'état - 1992.

[55] **ELLIS** - *"Some thermodynamic properties of carbon in austenite"* - J.I.S.I. 201 p 582 - 1963

[56] **ANDREWS** - *"Some thermodynamic properties of carbon in austenite"* - J.I.S.I. p 721 à 727 - Juil. 1967

[57] **G. SACHS** - Zeitschrift für Metallkunde, Vol.19 , p 352 à 357 - 1927 - cité en référence par [64]

[58] **A.B. VANNE** - *"Déformation et contrainte"*- Trait. Therm. 271-94, p 55 à 59 - 1994

[59] **R.S. HYDE, G. KRAUSS, D.K. MATLOCK** - *"Phosphorus and carbon segregation : effects on fatigue and fracture of gas-carburized modified 4320 steel"* - Metallurgical and Materials Transactions Vol.25A - June 1994

[60] **G. MAEDER** - *"Développements actuels de la détermination des contraintes par diffraction des rayons X"* - Matériaux et techniques - Sept.Oct. 1988

[61] **P. FLAHAUT** - *"Caractérisation et comportement mécanique de placage bimétalliques"* - Thèse n°1632 Lille, Ecole des Mines de Douai - 1995

[62] **J.F. FLAVENOT** - *"Les méthodes de mesures des contraintes résiduelles - Principe, domaine et limite d'application"* - Journées A.T.T.T. - Ecole des Mines de Douai - "Les contraintes introduites par traitement thermique" - 14 mars 1996

[63] **S. HARRIRI, R. VAUCHER, P. FLAHAUT, D. EYZOP, C. ROBIN** - *"Residual stresses measurements by dissolution methods"* - Mat-Tec 1996

[64] **S. SJÖSTRÖM** - *"The calculation of quench stresses in steel"* - Thèse n°84 - Linköping, Suède - 1982

[65] **E. MAURER** - Stahl und Eisen, vol 47 p 1323 à 1327- 1927 - cité en référence par [64]

[66] **H. BÜHLER** - Annales universitat saraviensis p 224 à 230 - 1952 - cité en référence par [64]

[67] **B. HILDENWALL** - "*Prediction of the residual stresses created during quenching*" - Thèse n°39
Linköping, Suède- 1979

[68] **M. BOUFOUSSI** - "*Modélisation thermique, métallurgique et mécanique du traitement thermique superficiel par faisceau laser*" - Thèse - Institut National Polytechnique de Lorraine - 1993

[69] **J. LESAGE** - "*Propriétés mécaniques et microstructures des aciers carbonitrurés*" - Thèse d'habilitation H23 - Université de Lille - 1990

[70] **D. CHICOT** - "*Propriétés mécaniques et microstructurales des aciers carbonitrurés*" - Thèse n°728
- Lille - 1991

[71] **D.H. JACK, K.H. JACK** - "*Carbides and nitrides in steel*" - Mat. Sc. Eng. n°11 p 1 à 27- 1973

[72] **Y. DESALOS, R. LAURENT** - "*Déformation d'aciers de traitement thermique*" - I.R.S.I.D., Rev. Met. ,Janv.79 p 35 à 55 - 1979

[73] **F. CONVERT** - "*Origine des déformations aux traitements thermiques*" - Trait. Therm. 191-85
p 31 à 51 - 1985

[74] **H. BÜHLER, E. SCHEIL** - "*Zusammenwirken bei der Wärmebehandlung von Stahl*" - Arch. Eisenhüttenwes, 6 p 283 à 288 - 1933

[75] **A. ROSE, H.P. HOUGARDY** - "*Transformation characteristics and hardenability of carburizing steels*" - Symposium : transformation and hardenability in steels - Climax molybdenum compagny of Michigan - p 155 à 167 - 1967

[76] **J.P. BRUSSON** - "*Contraintes résiduelles dans les pièces cémentées soumises à la fatigue*"-
Trait. Therm. 85-74, p 51 à 67 - 1974

[77] **D.P. KOISTINEN** - "*The distribution of residual stresses in carburised cases and their origin*" -
Transaction of the american society for metals Vol.50 p 227 à 241 - 1958

[78] **M. SHAMSHIRSHAZ** - "*Contraintes résiduelles dues à l'élaboration dans les plaques métalliques minces multicouches*" - Thèse n° 1527 - Lille - 1995

[79] **T. INOUE, B. RANIECKI** - "*Détermination of thermal hardening stress in steels by use of thermoplasticity theory*" - J.Mech.Phys.Solids n°26 p 298 à 310 - 1978

- [80] **H. FUJIO, M. SAKOTA** - *"Theoretical calculation of residual stress in case-hardened gears with different thicknesses of hardened layer"* - J.S.M.E., Vol. 27, N°231 - p 2045 à 2052- Sept. 1984
- [81] **S.K. RAY, S. UTKU** - *"A numerical model for the thermo-elastoplastic behaviour of a material"* - Université de Kyoto - International journal for numerical methods in engineering- vol.28, p 1103 à 1114 - 1989
- [82] **A.M. HABRAKEN, M. BOURDOUXHE** - *"Coupled thermo-mechanical-metallurgical analysis during the cooling process of steel pieces"* -Université de Liège - European Journal of Mechanics - Vol.11 n°3, p 381 à 402 - 1992.
- [83] **J.GIUSTI** - *"Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique application au soudage et à la trempe des aciers"* - Thèse Université Pierre et Marie Curie - Paris VI - Avril 1981
- [84] **R. SONG** - *"Modélisation numérique de la solidification et du refroidissement lors d'un processus de fonderie"* - Thèse - Université de Compiègne - Oct. 1990
- [85] **S. DENIS, D. FARIAS, A. SIMON** - *"Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolution in steels"* - I.S.I.J. international, vol.32 n°3 p 325 à 361 - 1992
- [86] **S.DENIS** - *"Prévision de l'évolution thermique et structurale des aciers au cours de leur refroidissement continu"* - Trait. Therm. - Juillet Août 1986
- [87] **F. FERNANDES, S. DENIS, A. SIMON** - *"Prévision de l'évolution thermique et structurale des aciers au cours de leur refroidissement continu"* - Mém. Et. Sci. Rev. Mét. p 355 à 365 - Juil. Août 1986
- [88] **M. AVRAMI** - *"Kinetics of Phase Change II"* - Journal of Chemical physics - Vol.8 P 212 à 224 - Fev. 1940
- [89] **W.I. PUMPHREY, FW. JONES** - *"Inter relation of hardenability and isothermal transformation"* - J.I.S.I. 159 p 137 à 144 - 1948
- [90] **S. DENIS, S. SJÖSTRÖM, A. SIMON** - *"Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stresses evolution during cooling of a eutectoid carbon steel cylinder"* - Metallurgical transactions A - vol. 18A. p 1203 à 1212 - Juillet 1987
- [91] **F. BASTENAIRE** - *"Méthode rapide et approchée d'estimation de paramètres A, B et E d'une courbe de fatigue"* - Stat 82/219 - I.R.S.I.D.- 1982

- [92] **A. BRANDT, J.F. FLAVENOT et R. GREGOIRE** - "*Données technologiques sur la fatigue*" - C.E.T.I.M. Senlis - 1989
- [93] **Ch. JANSEN, L. JOLY et P. RABKE** - "*Etude systématique de la méthode Locati*" - 15^e colloque de métallurgie - Saclay - p 237 à 252 - Juin 1972
- [94] "*Data sheets on fatigue properties of SCR 420 carburising steel for machine structural use*" - National Research Institute for Métals - Fatigue data sheet n°37 - Tokyo - 1984
- [95] "*Data sheets on fatigue properties of SCM 420 carburising steel for machine structural use*" - National Research Institute for Métals - Fatigue data sheet n°43 - Tokyo - 1985
- [96] "*Data sheets on fatigue properties of SNCM 220 carburising steel for machine structural use*" - National Research Institute for Métals - Fatigue data sheet n°50 - Tokyo - 1986
- [97] "*Data sheets on fatigue properties of SNCM 420 carburising steel for machine structural use*" - National Research Institute for Métals - Fatigue data sheet n°51 - Tokyo - 1986
- [98] **H.P. LIEURADE** - "*La pratique des essais de fatigue*" - Pyc édition - 1982
- [99] **S. PRESTON** - "*Bending fatigue strength of carburising steel SS 2506*" - Materials Science and Technology - Vol. 7 - p 105 à 110 - Juin 1991
- [100] **S. PRESTON** - "*Fatigue crack initiation and growth from a gas carburizing surface*" - Matériaux transactions Vol. 34 N°1 - p 27 à 32 - 1993
- [101] **K. NAMIKI, K. ISOKAWO** - "*Effets des éléments d'alliages sur la fatigue en flexion rotative*" - 1986 - Transaction I.S.I.J. Vol 26 p 640 à 647 - 1986
- [102] **G. KRAUSS** - "*Microstructure and performances of carburized steel - Part II - Austenite*" - Advanced Materials and Process p 48U à 48 Y - Août 1995
- [103] **E. SZPUNAR et J. BIELANIK** - "*Influence of retained austenite on propagation of fatigue cracks in carburized cases of toothed elements*" - Heat treatment - Congrès de Londres - 2 et 4 mai 1984
- [104] **K.J. MILLER** - "*Materials science perspective of metal fatigue resistance*" - Materials Science and Technology Vol. 9 p 453 à 462 - Juin 1993

[105] **N. SKALLI et J.F. FLAVENOT** - *"Prise en compte des contraintes résiduelles dans le calcul prévisionnel de tenue en fatigue"* - C.E.T.I.M. informations N° 90 - mai 1985

[106] **L. BARRALIER, G. BARREAU, J. BARRALIS** - *"Influence de l'origine des contraintes résiduelles sur leur relaxation thermique dans le cas des aciers alliés"* - La Revue de Metallurgie - p 637 à 649 - mai 1993

[107] **A. NAKONIECZNY** - *"Einfluß einer thermochemischen Behandlung auf die Dauerschwingfestigkeit von Baustählen"* - Neue Hütte 31 Jahrgang Heft 1 p 15 à 18 - Januar 1986

[108] **J.M. PRADO et J.L. ARQUES** - *"Influence of retained austenite on the fatigue endurance of carbonitrided steels"* - J. Mat. Sci. N°19 p 2980 à 2990 - 1984

[109] **W. BEUMELBURG** - *"Comportement d'éprouvettes cémentées présentant divers états superficiels, des teneurs en carbone variables en surface, lors d'essai de flexion rotative, flexion statique et résilience"* - Exposé présenté lors de la réunion A.T.T.T. du 26 mars 1975 -

[110] **D. CHICOT, J. LESAGE, C. LEROUX** - *"Etude microstructurale et fractographique d'un acier 20NCD2 cémenté rompu en fatigue"* - Trait. Therm. n°264 p 43 à 50 - 1993

[111] **J. LU, J.F. FLAVENOT** - *"Relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique, influence des caractéristiques mécaniques et prévision par le calcul"* - Mém. Et. Scit. Rev. Mét. p 615 à 626 - Novembre 1988

[112] **M.A. PAUHANS et R.A. FOURNELLE** - *"High cycle resistance of AISI E 9310 carburised steel with two different levels of retained austenite and surface residual stress"* - Heat treating 54 Vol.2 N°1 p 54 à 61 - 1981

[113] **R. LEMAÎTRE, J.L. LEBRUN, J. MAEDER** - *"Contraintes résiduelles et fatigue"* - Matériaux et Techniques p 297 à 305 - Sept. Oct. 1982

[114] **D. EYZOP** - *"Rôle de la contrainte appliquée sur l'endommagement en fatigue de flexion d'acier traité par induction"* - Laboratoire de mécanique de Lille - Rapport de D.E.A. - 1992

[115] **B.CHAMPIN, L.SERAPHIN, R.TRICOT** - *" Effets comparés des traitements de cémentation et de carbonituration sur les propriétés d'emploi des aciers pour engrenage "* - Mém.Sci.Rev.Mét. p 77 à 85 - 1977

[116] **M.M. OLETTE, M.F. ANCEY MORET** - *"Présentation graphique de données relatives à la pression de vapeur et à l'enthalpie de vaporisation des éléments"* - Le vide n°130 p 213 à 225 - Juil. Août 1967

[117] **F. BLOQUEL** - *"Influence de l'austénite résiduelle sur la distribution des contraintes résiduelles obtenues par diffraction des rayons X dans le cas des couches cémentées"* - Thèse E.N.S.A.M. Aix en Provence - à soutenir en 1996.

[118] **C. TOURNIER** - *"Les traitements thermiques sous basse pression"* - n°101 C.E.T.I.M. information p 22 à 32 - 1989

[119] **G. PARRISH** - *"The influence of microstructure on the properties of case-carburized components"* - American society for metals - 1980

[120] **A. CONSTANT, G. HENRY** - *"Les principes de base du traitement thermique"* - Pyc édition - 1986

[121] **S.P. TIMOSHENKO** - *"Résistance des matériaux"* - Tomes 1 et 2 - Presses Dunod technique - 1968

[122] **A. VIVILLE** - *"Mesure du module d'Young par une méthode ultrasonore. application aux aciers en vue du contrôle non destructif de leur structure"* - Mémoire ingénieur C.N.A.M. - Juil. 1992

Annexes

ANNEXE 1

Présentation générale des résultats



Cette annexe regroupe les résultats obtenus pour l'ensemble des expérimentations mis en oeuvre lors de cette étude. Ces données sont présentées sous forme de tableaux et de graphiques. La répartition en carbone, le profil de dureté, les variations de microdéformations expérimentales après lissage graphique, et la répartition de contrainte, sont données en fonction de la profondeur pour un pas de 0.1 mm.

Nous avons, à chaque fois que cela a été possible, essayer de quantifier le type de microstructure obtenue. Les taux d'austénite sont calculés à partir des relations données page 16 et 17 du document initial. Les corrections de Parrish utilisées sont exprimées en fonction de la teneur en carbone :

$C_p = -12,1 - 7,4 \%C + 132,4 (\%C)^2$	pour les résultats bibliographiques	(repère A)
$C_p = 6,15 - 100 \%C + 161,6 (\%C)^2$	pour la nuance NiCrMo13	(repère B)
$C_p = 25,3 - 156 \%C + 209 (\%C)^2$	pour les résultats présentés par Parrish	(repère C)

Les taux de carbures sont estimés pour les trois cas de figure suivant :

Repère A : cas où l'apport de carbone en cours de cémentation est trop riche

Repère B : ces carbures sont issus du refroidissement lent

Repère C : la réausténitisation avant trempe ne permet pas la remise en solution de la totalité des carbures.

On notera que pour les échantillons avec carbures, nous n'avons pas essayé de déterminer la quantité d'austénite qui pourrait être présente, la température d'arrêt de trempe au gaz n'étant pas connue. Cela concerne les échantillons repérés G et H.

Les structures à coeur sont déterminées à partir d'une loi de mélange basée sur les duretés expérimentales (p15 du rapport initial). Lorsque plus de deux phases sont en présence nous nous référons aux données du diagramme T.R.C.

Les critères principaux tels que l'épaisseur Hv 550, la dureté superficielle, la dureté à coeur, la contrainte à 0.1 mm, la contrainte maximale, l'épaisseur où la contrainte s'annule, le pourcentage de carbone en surface et à coeur, sont systématiquement spécifiés.

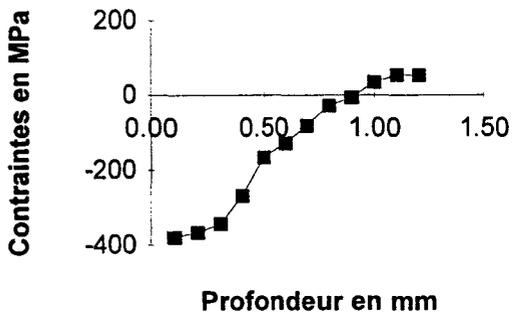
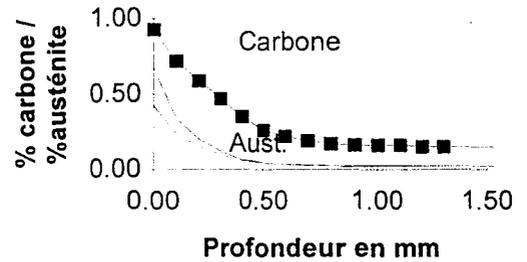
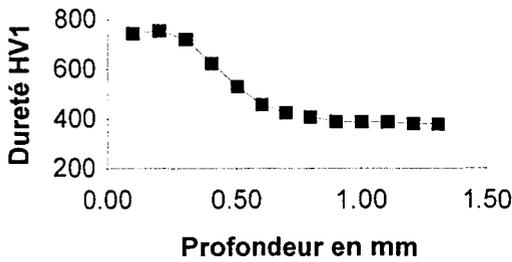
Dans le cas des échantillons testés en fatigue, repère F16CH, F16BH, F16BHA, F16BHAF nous avons indiqué pour chaque éprouvette (10 éprouvettes par cas) la charge appliquée et le nombre de cycle. Les profondeurs moyennes ainsi que les aires, pour palier aux problèmes d'excentricité, des zones A, B, et C, définies p 117 du rapport initial, sont données pour chaque cas d'étude.

Echantillons repérés C et B

C111 NUANCE16NiCr6

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain
					A	C	A	C	
0.00	0.93				43	63	57	37	
0.10	0.72	744	18	-379	23	32	77	68	
0.20	0.59	755	36	-366	15	21	85	79	
0.30	0.47	721	54	-342	10	11	90	89	
0.40	0.35	625	72	-268	6	6	94	94	
0.50	0.26	532	86	-166			100	100	
0.60	0.22	457	96	-128			95	95	5
0.70	0.19	426	105	-81			87	87	13
0.80	0.17	408	111	-28			82	82	18
0.90	0.16	389	115	-6			76	76	24
1.00	0.16	388	118	35			76	76	24
1.10	0.16	386	119	55			75	75	25
1.20	0.15	382	119	54			77	77	23
1.30	0.15	378	119						
1.90	0.15		119						
2.90	0.17	378							

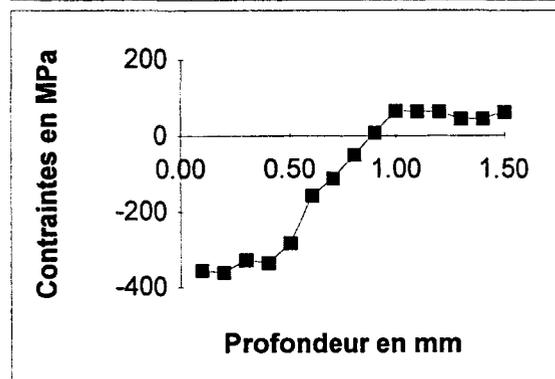
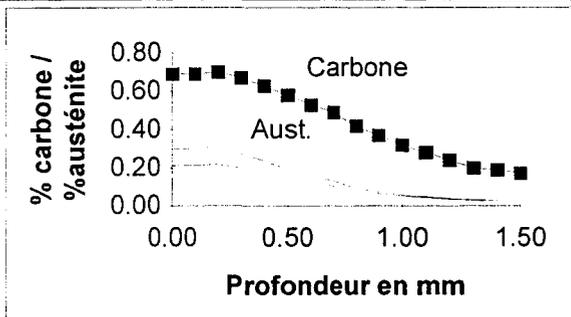
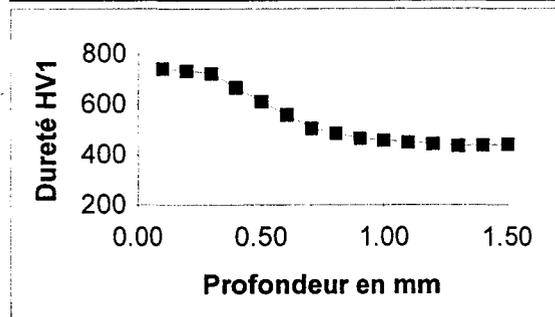


- Epaisseur Hv 550 : 0.45
- Dureté superficielle : 744
- Dureté à coeur : 378
- Contrainte à 0.1 mm : -379
- Contrainte maxi : -379
- Epaisseur contrainte = 0 : 0.92
- % carbone superficiel : 0.93
- % carbone coeur : 0.15
- % austénite moyen : 32 % sur 0.3 mm

C121. NUANCE16NiCr6

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain
					A	C	A	C	
Oxydation interne : 7 µm									
0.00	0.69				21	29	79	71	
0.10	0.69	743	19	-355	21	29	79	71	
0.20	0.70	734	37	-361	22	37	78	63	
0.30	0.67	724	56	-328	20	32	80	68	
0.40	0.63	668	74	-335	17	26	83	74	
0.50	0.58	612	93	-283	14	20	86	80	
0.60	0.53	560	110	-157	12	15	88	85	
0.70	0.49	506	121	-112	10	12	90	88	
0.80	0.42	486	130	-50	8	9	92	91	
0.90	0.37	466	136	9	6	7	87	86	7
1.00	0.32	459	139	66	5	5	89	89	6
1.10	0.28	451	139	65			91	91	9
1.20	0.24	444	139	64			92	92	8
1.30	0.20	437	139	45			93	93	7
1.40	0.19	439	140	45			89	89	11
1.50	0.17	441	141	63			89	89	11
1.60	0.16	442	141	62			85	85	15
1.70	0.15	443	141	61			80	80	20
1.80	0.14	440	141	61					
1.90	0.13	437	141	60					
3.00	0.13	431	141						
		424	141						
		405	141						

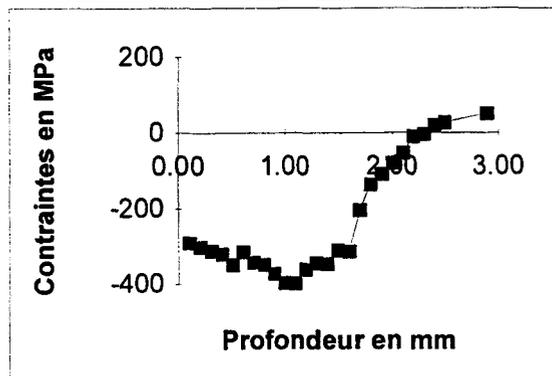
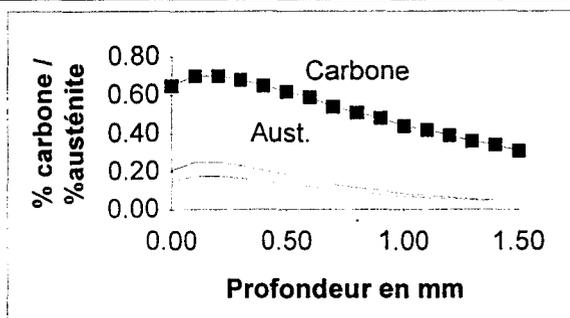
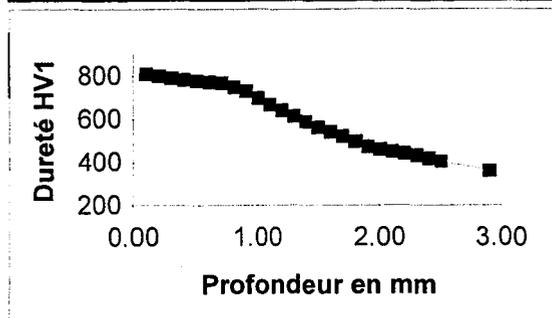


Epaisseur Hv 550 :	1.03
Dureté superficielle :	743
Dureté à coeur :	374
Contrainte à 0.1 mm :	-355
Contrainte maxi :	-371
Epaisseur contrainte = 0 :	1.6
% carbone superficiel :	0.69
% carbone coeur :	0.13
% austénite moyen :	17 % sur 0.7 mm

C131 NUANCE16NiCr6

Cémentation classique - Trempe huile 50 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	%Aust	% Mart	%Mart	%Bain
					A	C	A	C	
Oxydation interne : 20 µm									
0.00	0.65				15	20	85	80	
0.10	0.70	811	14	-291	18	24	82	76	
0.20	0.70	801	28	-302	18	30	82	70	
0.30	0.68	791	43	-312	16	27	84	73	
0.40	0.65	784	59	-321	15	23	85	77	
0.50	0.62	778	76	-349	13	20	87	80	
0.60	0.59	773	95	-315	12	17	88	83	
0.70	0.54	769	113	-343	10	13	90	87	
0.80	0.51	750	133	-349	9	11	91	89	
0.90	0.48	732	154	-373	8	9	85	84	7
1.00	0.44	700	177	-397	7	8	87	86	6
1.10	0.42	669	202	-399			91	91	9
1.20	0.39	642	228	-362			92	92	8
1.30	0.36	615	253	-345			93	93	7
1.40	0.34	590	278	-347			89	89	11
1.50	0.31	565	304	-311			89	89	11
1.60	0.28	544	329	-314			85	85	15
1.70	0.26	523	355	-204			80	80	20
1.80	0.24	498	376	-136					
1.90	0.22	474	394	-108					
2.00	0.21	463	411	-80					
2.10	0.20	452	427	-53					
2.20	0.20	443	442	-9					
2.30	0.19	434	455	-2					
2.40	0.18	420	468	21					
2.50	0.18	406	480	27					
2.90	0.16	363	492	50					



Epaisseur Hv 550 : 1.55
 Dureté superficielle : 811
 Dureté à coeur : 363

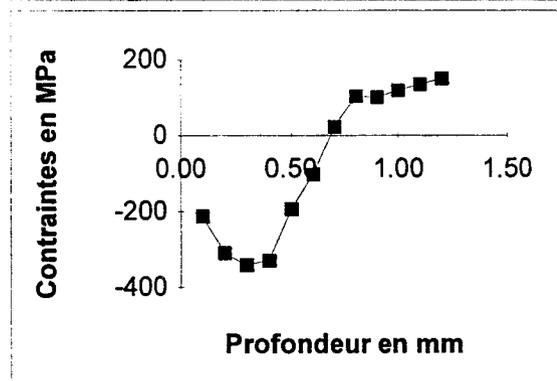
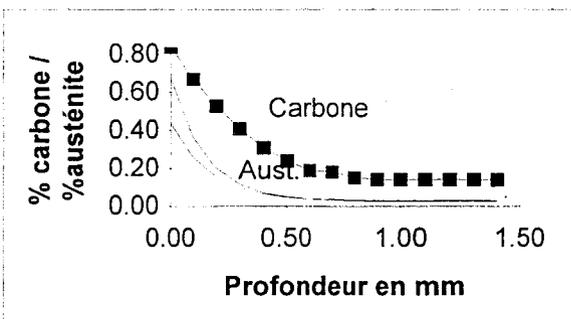
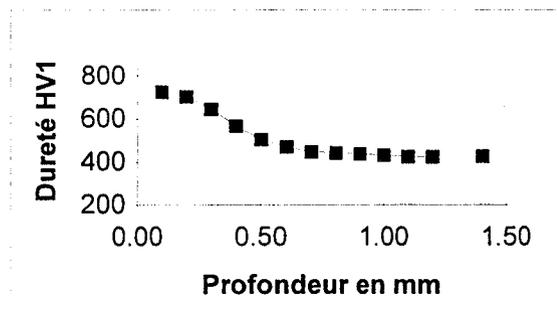
 Contrainte à 0.1 mm : -291
 Contrainte maxi : -399
 Epaisseur contrainte = 0 : 2.3

 % carbone superficiel : 0.65
 % carbone coeur : 0.16
 % austénite moyen : 15 % sur 0.7 mm

C211 NUANCE 16 NiCrMo 13

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain
					A	B	A	B	
0.00	0.84				44	67	56	33	
0.10	0.67	726	7	-212	26	36	74	64	
0.20	0.53	705	17	-310	16	20	84	80	
0.30	0.41	647	32	-341	10	12	90	88	
0.40	0.31	569	49	-329	6	7	94	93	
0.50	0.24	506	66	-193	5	5	95	95	
0.60	0.19	472	77	-103			100	100	
0.70	0.18	448	84	23			100	100	
0.80	0.15	443	85	104			100	100	
0.90	0.14	439	82	101			100	100	
1.00	0.14	432	79	119			100	100	
1.10	0.14	425	75	135			100	100	
1.20	0.14	425	70	151			100	100	
1.30	0.14		64				100	100	
1.40	0.14	428	57				100	100	



- Epaisseur Hv 550 : 0.43
- Dureté superficielle : 726
- Dureté à coeur : 428

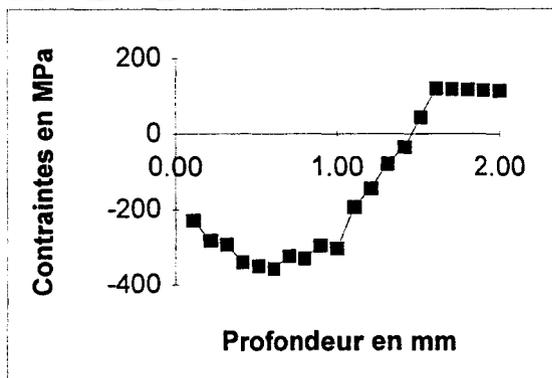
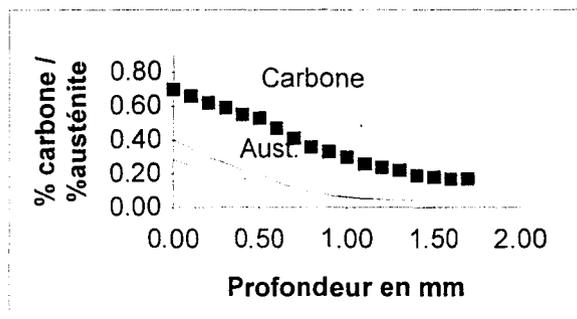
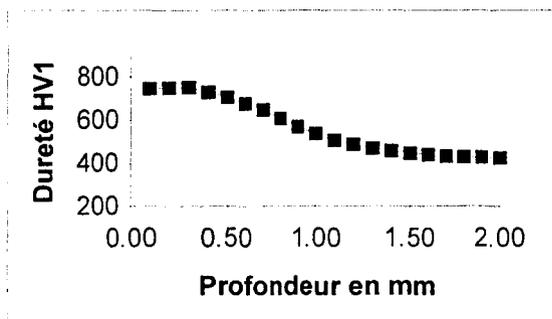
- Contrainte à 0.1 mm : -212
- Contrainte maxi : -341
- Epaisseur contrainte = 0 : 1.28

- % carbone superficiel : 0.84
- % carbone coeur : 0.17
- % austénite moyen : 24 % sur 0.3 mm

C221 NUANCE 16 NiCrMo 13

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure					
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust		% Mart		% Bain	
					A	B	A	B		
0.00	0.70					29	41	71	59	
0.10	0.66	747	9	-228		25	35	75	65	
0.20	0.62	750	20	-282		22	30	78	70	
0.30	0.59	753	34	-293		20	26	80	74	
0.40	0.55	730	49	-340		17	22	83	78	
0.50	0.53	707	67	-350		16	20	84	80	
0.60	0.47	678	86	-357		13	15	87	85	
0.70	0.41	649	106	-323		10	12	90	88	
0.80	0.36	609	125	-330		8	9	89	88	3
0.90	0.33	570	145	-296		7	8	84	83	9
1.00	0.30	539	164	-303		6	7	83	82	11
1.10	0.26	508	184	-193		5	5	85	85	10
1.20	0.24	490	199	-144				90	90	10
1.30	0.22	472	212	-79				89	89	11
1.40	0.19	460	222	-35				96	96	4
1.50	0.18	449	230	44				95	95	5
1.60	0.17	441	234	120				96	96	4
1.70	0.17	434	234	118				92	92	8
1.80		431	234	117				91	91	9
1.90		429	234	115				90	90	10
2.00		426	234	114				89	89	11
2.10	0.16	434	234					88	88	12
2.60	0.15		234					90	90	10
2.90		408	234					90	90	10

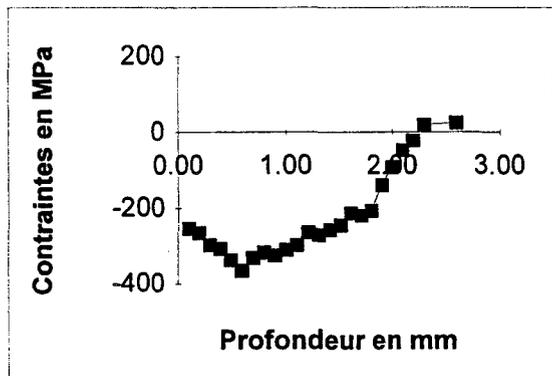
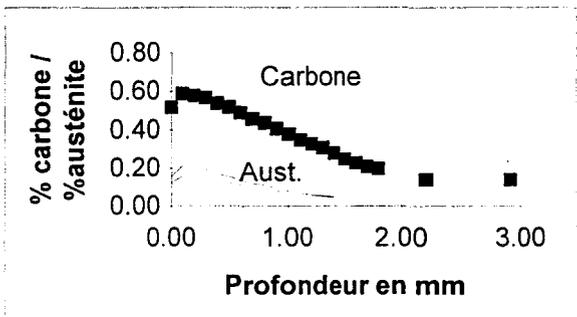
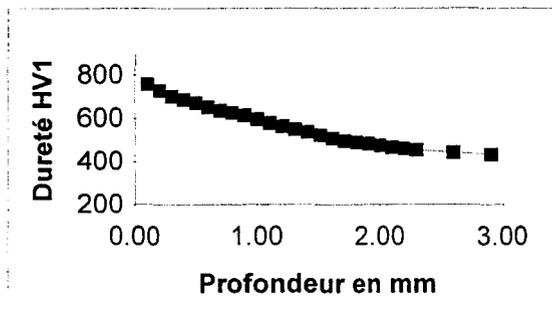


Epaisseur Hv 550 :	0.95
Dureté superficielle :	747
Dureté à coeur :	408
Contrainte à 0.1 mm :	-228
Contrainte maxi :	-357
Epaisseur contrainte = 0 :	1.44
% carbone superficiel :	0.70
% carbone coeur :	0.15
% austénite moyen :	19 % sur 0.7 mm

C231 NUANCE 16 NiCrMo 13

Cémentation classique - Trempe huile 50 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust B	% Mart A	%Mart B	%Bain
0.00	0.52				12	16	88	84	
0.10	0.59	760	9	-253	16	21	84	79	
0.20	0.58	731	21	-265	15	20	85	80	
0.30	0.57	703	34	-297	15	19	85	81	
0.40	0.54	688	49	-307	13	17	87	83	
0.50	0.52	674	65	-337	12	16	88	84	
0.60	0.49	655	83	-365	11	14	89	86	
0.70	0.46	637	103	-331	10	12	90	88	
0.80	0.44	627	122	-317	9	11	91	89	
0.90	0.41	617	141	-324	8	9	92	91	
1.00	0.38	599	161	-310	7	8	93	92	
1.10	0.35	581	181	-297	6	7	94	93	
1.20	0.33	566	201	-264			100	100	
1.30	0.31	552	220	-271			-	-	
1.40	0.28	538	240	-257			-	-	
1.50	0.25	524	260	-244			-	-	
1.60	0.23	511	280	-213			-	-	
1.70	0.21	498	299	-219			-	-	
1.80	0.20	492	319	-206			-	-	
1.90		486	339	-139			-	-	
2.00		478	356	-92			-	-	
2.10		469	371	-47			-	-	
2.20	0.14	463	384	-22			-	-	
2.30		457	396	20			100	100	
2.60		444	406	25					
2.9	0.14	436							

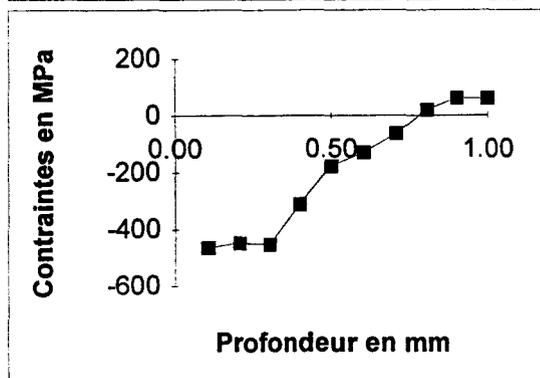
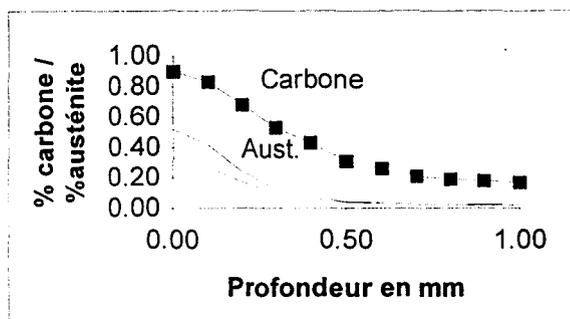
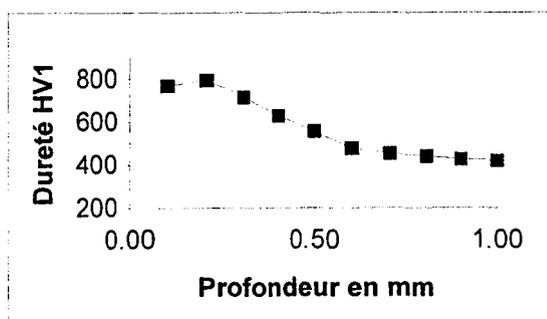


Epaisseur Hv 550 :	1.3
Dureté superficielle :	760
Dureté à coeur :	436
Contrainte à 0.1 mm :	-253
Contrainte maxi :	-365
Epaisseur contrainte = 0 :	2.25
% carbone superficiel :	0.52
% carbone coeur :	0.14
% austénite moyen :	16 % sur 0.8 mm

C311 NUANCE 16 CrMo 4

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	% Aust C	% Mart A	% Mart C	% Bain
0.00	0.90		23		33	48	67	52	
0.10	0.83	770	45	-464	27	39	73	61	
0.20	0.68	796	67	-448	17	23	83	77	
0.30	0.53	718	90	-453	10	12	90	88	
0.40	0.43	630	107	-312	7	8	93	92	
0.50	0.31	559	118	-178			100	100	
0.60	0.26	479	127	-129			95	95	5
0.70	0.21	455	133	-63			87	87	13
0.80	0.19	441	135	21			95	95	5
0.90	0.18	428	135	62			93	93	7
1.00	0.17	421	135	61			94	94	6
1.10	0.17	413	135	60			90	90	10
1.20	0.17		135				90	90	10
1.30	0.17		135				90	90	10
1.40		386					90	90	10



Epaisseur Hv 550 : 0.5
 Dureté superficielle : 770
 Dureté à coeur : 386

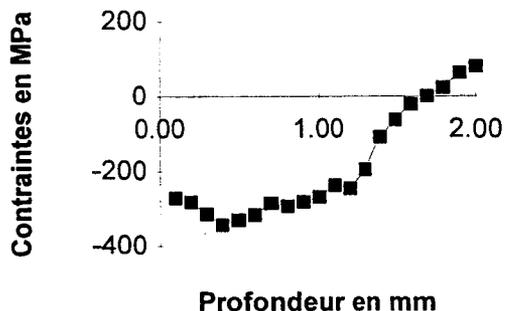
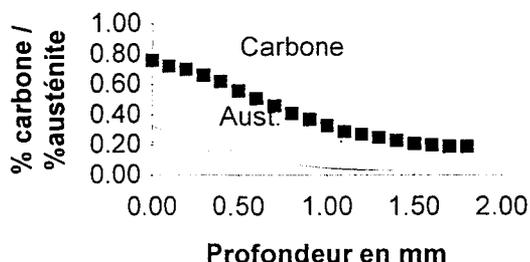
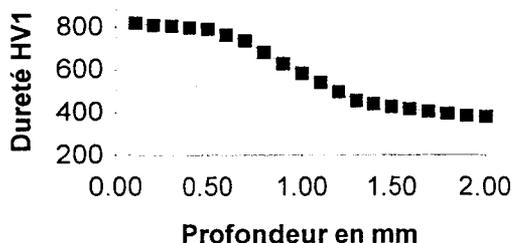
 Contrainte à 0.1 mm : -464
 Contrainte maxi : -464
 Epaisseur contrainte = 0 : 0.78

 % carbone superficiel : 0.90
 % carbone coeur : 0.17
 % austénite moyen : 21 % sur 0.3 mm

C321 NUANCE 16 CrMo 4

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure					
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain	
					A	C	A	C		
oxydation interne : 5 µm										
0.00	0.76					22	31	78	69	
0.10	0.72	818	11	-271		19	27	81	73	
0.20	0.70	812	24	-282		18	25	82	75	
0.30	0.66	807	38	-314		16	22	84	78	
0.40	0.62	799	54	-343		14	18	86	82	
0.50	0.56	791	72	-330		11	14	89	86	
0.60	0.51	763	90	-317		9	11	91	89	
0.70	0.46	736	108	-285		8	9	92	91	
0.80	0.41	683	125	-293		6	7	94	93	
0.90	0.37	630	143	-281				100	100	
1.00	0.33	585	161	-268				100	100	
1.10	0.29	541	179	-237				100	100	
1.20	0.27	499	196	-245				100	100	
1.30	0.25	457	214	-195				89	89	11
1.40	0.23	442	230	-108				79	79	21
1.50	0.21	428	242	-63				80	80	20
1.60	0.20	417	252	-20				81	81	19
1.70	0.19	406	260	2				80	80	20
1.80	0.19	395	267	24				78	78	22
1.90		385	273	64				73	73	27
2.00		383	277	83				72	72	28
2.10		382	280	83						
2.20		377	283							
2.30	0.18	372	284							
2.90	0.18	366	284							

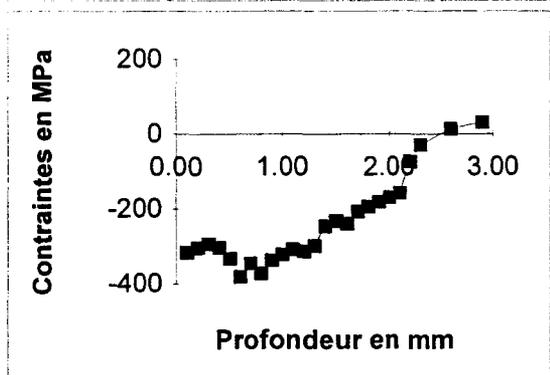
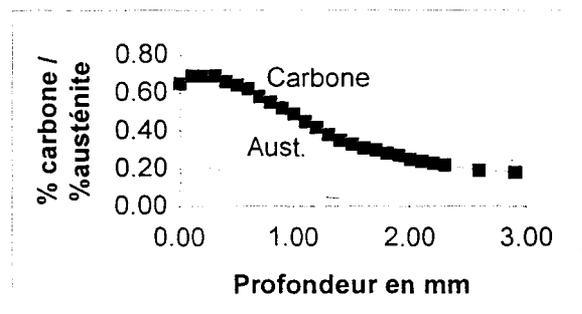
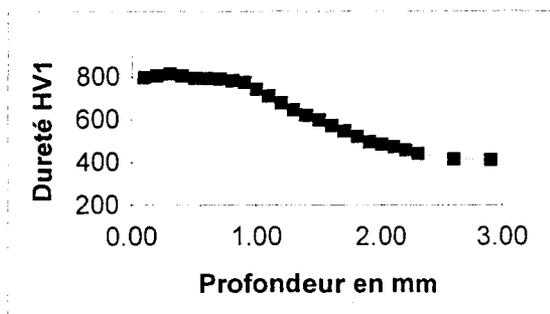


Epaisseur Hv 550 :	1.07
Dureté superficielle :	818
Dureté à coeur :	366
Contrainte à 0.1 mm :	-271
Contrainte maxi :	-343
Epaisseur contrainte = 0 :	1.7
% carbone superficiel :	0.76
% carbone coeur :	0.18
% austénite moyen :	16 % sur 0.5 mm

C331 NUANCE 16 CrMo 4

Cémentation classique - Trempe huile 50 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure					
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain	
					A	C	A	C		
oxydation interne : 8 µm										
0.00	0.65					12	17	88	83	
0.10	0.69	799	15	-314		14	19	86	81	
0.20	0.69	807	30	-303		14	19	86	81	
0.30	0.69	815	45	-293		14	19	86	81	
0.40	0.66	806	60	-302		13	17	87	83	
0.50	0.64	798	76	-332		12	16	88	84	
0.60	0.62	795	94	-380		11	15	89	85	
0.70	0.58	793	115	-345		10	12	90	88	
0.80	0.55	784	135	-371		9	11	91	89	
0.90	0.52	775	157	-336		8	10	92	90	
1.00	0.49	743	178	-321		7	8	93	92	
1.10	0.45	712	199	-307		6	7	94	93	
1.20	0.42	679	220	-312				100	100	
1.30	0.38	646	242	-298				100	100	
1.40	0.35	623	264	-245				100	100	
1.50	0.33	601	284	-232				100	100	
1.60	0.31	575	304	-238				100	100	
1.70	0.30	550	325	-206				98	98	2
1.80	0.28	524	345	-193				95	95	5
1.90	0.27	498	365	-181				89	89	11
2.00	0.25	486	385	-169				91	91	9
2.10	0.24	475	405	-157				90	90	10
2.20	0.23	460	425	-73				87	87	13
2.30	0.22	445	441	-29				85	85	15
2.60	0.19	417	480	14				84	84	16
2.90	0.18	414	493	32				87	87	13

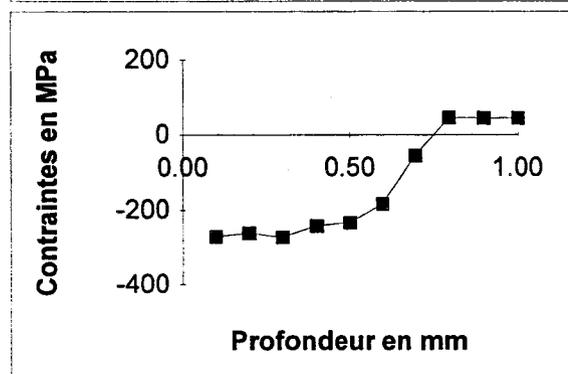
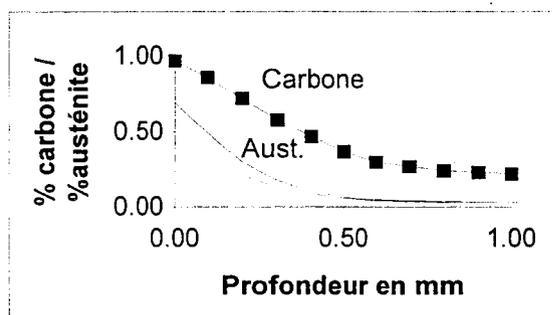
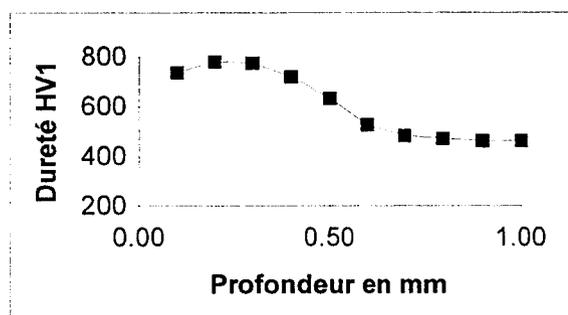


Epaisseur Hv 550 :	1.7
Dureté superficielle :	799
Dureté à coeur :	414
Contrainte à 0.1 mm :	-314
Contrainte maxi :	-380
Epaisseur contrainte = 0 :	2.36
% carbone superficiel :	0.65
% carbone coeur :	0.18
% austénite moyen :	13 % sur 0.6 mm

C411 NUANCE 27 MnCr 5

Cémentatin classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure					
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust		% Mart.		% Bain	
					A	C	A	C		
0.00	0.97					43	62	57	38	
0.10	0.86	738	13	-271	32	46	68	54		
0.20	0.72	782	26	-261	21	29	79	71		
0.30	0.58	777	39	-272	13	18	87	82		
0.40	0.47	721	53	-242	9	10	91	90		
0.50	0.37	634	66	-233	6	6	94	94		
0.60	0.30	527	79	-183			95	95	5	
0.70	0.27	484	90	-56			87	87	13	
0.80	0.24	472	95	46			88	88	12	
0.90	0.23	463	95	45			88	88	12	
1.00	0.22	463	95	45			92	92	8	
1.10	0.22	464	95	44			92	92	8	



Epaisseur Hv 550 : 0.6
 Dureté superficielle : 738
 Dureté à coeur : 468

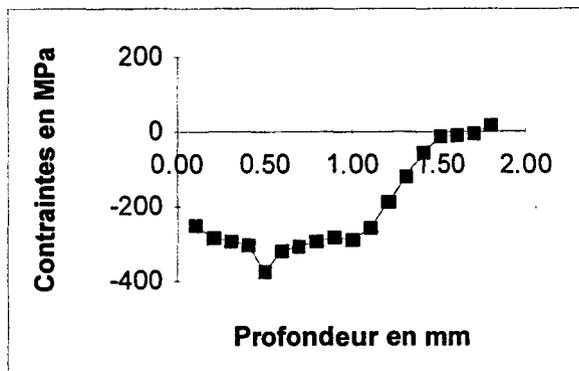
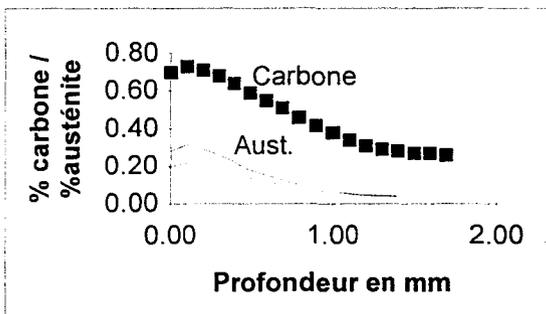
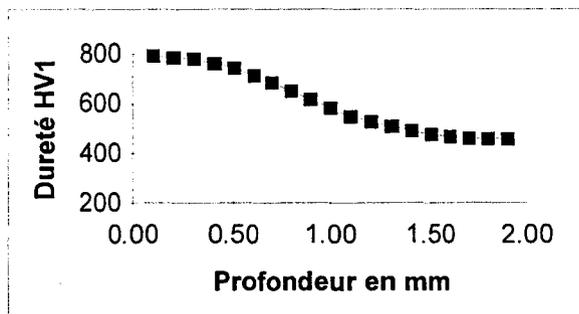
 Contrainte à 0.1 mm : -271
 Contrainte maxi : -272
 Epaisseur contrainte = 0 : 0.75

 % carbone superficiel : 0.97
 % carbone coeur : 0.22
 % austénite moyen : 27 % sur 0.3 mm

C421 NUANCE 27 MnCr 5

Cémentation classique - Trempe huile 70 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain
					A	C	A	C	
					oxydation interne 15 µm				
0.00	0.70				20	27	80	73	
0.10	0.73	792	11	-251	22	30	78	70	
0.20	0.71	786	23	-284	20	28	80	72	
0.30	0.68	780	37	-294	18	25	82	75	
0.40	0.64	761	52	-304	16	22	84	78	
0.50	0.59	743	68	-374	14	18	86	82	
0.60	0.55	713	88	-319	12	15	83	80	5
0.70	0.51	684	106	-307	10	12	77	75	13
0.80	0.46	650	124	-294	8	10	77	75	15
0.90	0.42	617	142	-282	7	8	78	77	15
1.00	0.38	582	160	-289	6	7	78	77	16
1.10	0.34	548	179	-257	5	5	89	89	6
1.20	0.31	528	197	-187			86	86	14
1.30	0.29	508	212	-120			85	85	15
1.40	0.28	492	224	-55			82	82	18
1.50	0.27	476	233	-12			78	78	22
1.60	0.27	468	240	-9			75	75	25
1.70	0.26	460	247	-5			75	75	25
1.80		459	254	17			78	78	22
1.90		458	260	20			81	81	19
2.00	0.23	454	266	41			80	80	20
2.10		450	271	61			80	80	20
2.20		449	275	80			80	80	20
2.30		447	278				80	80	20
2.40		446	280				80	80	20



Epaisseur Hv 550 : 1.1
 Dureté superficielle : 792
 Dureté à coeur : 446

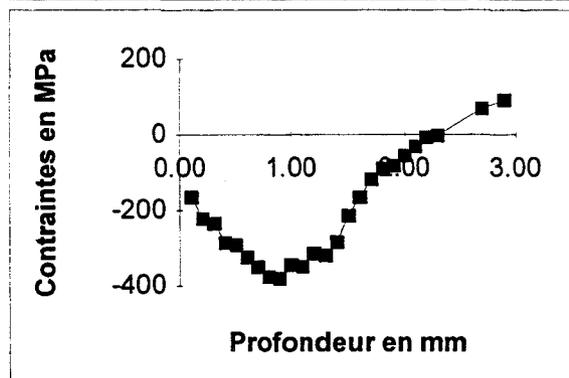
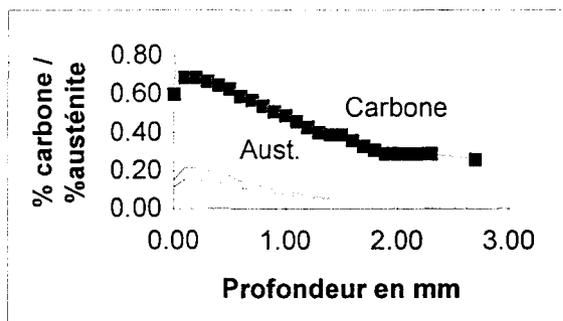
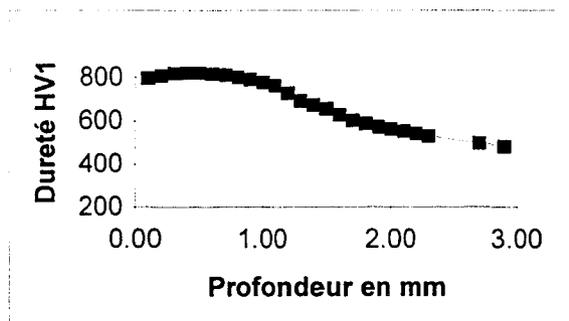
 Contrainte à 0.1 mm : -251
 Contrainte maxi : -374
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.7

 % carbone superficiel : 0.70
 % carbone coeur : 0.23
 % austénite moyen : 17 % sur 0.7 mm

C431 NUANCE 27 MnCr 5

Cémentation classique - Trempe huile 50 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	% Aust	% Mart	% Mart	% Bain
					A	C	A	C	
Oxydation interne : 20µm									
0.00	0.60		6		11	15	89	85	
0.10	0.69	801	14	-165	15	21	85	79	
0.20	0.69	810	25	-221	15	21	85	79	
0.30	0.67	820	37	-234	14	19	86	81	
0.40	0.65	821	52	-286	13	18	87	82	
0.50	0.63	821	68	-292	12	17	88	83	
0.60	0.59	817	86	-324	11	14	89	86	
0.70	0.57	813	106	-351	10	13	90	87	
0.80	0.54	802	128	-376	9	11	91	89	
0.90	0.51	792	151	-380	8	10	92	90	
1.00	0.49	778	173	-345	7	9	93	91	
1.10	0.46	764	196	-349	7	8	93	92	
1.20	0.43	728	218	-314	6	7	94	93	
1.30	0.40	693	241	-319	5	6	95	94	
1.40	0.39	675	263	-284			100	100	
1.50	0.39	657	282	-214			-	-	
1.60	0.36	630	299	-165			-	-	
1.70	0.33	604	314	-118			-	-	
1.80	0.31	589	328	-90			-	-	
1.90	0.29	575	342	-82			-	-	
2.00	0.29	564	355	-56			-	-	
2.10	0.29	554	367	-31			-	-	
2.20	0.29	543	378	-7			100	100	
2.30	0.29	532	389	-2			94	94	6
2.70	0.26	498	419	69			91	91	9
2.90		484	437	92			93	93	7

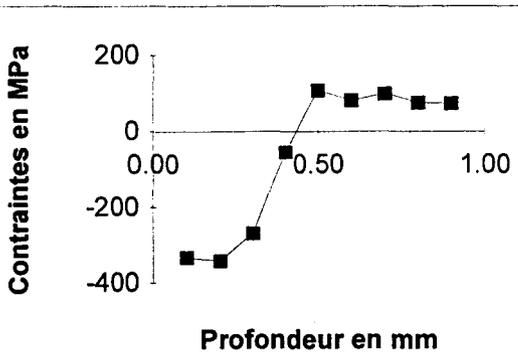
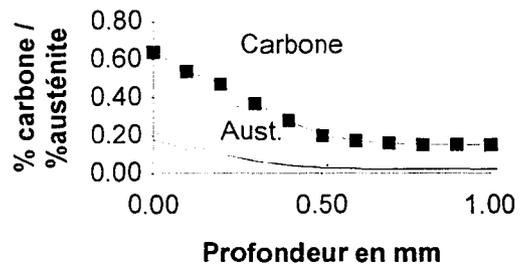
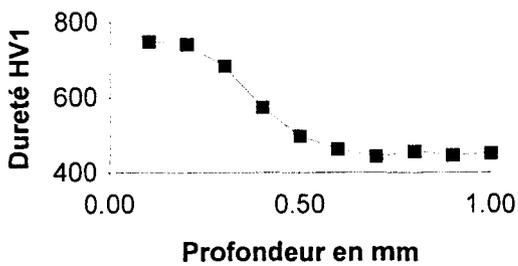


Epaisseur Hv 550 :	2.05
Dureté superficielle :	801
Dureté à coeur :	484
Contrainte à 0.1 mm :	-165
Contrainte maxi :	-380
Epaisseur contrainte = 0 :	2.3
% carbone superficiel :	0.60
% carbone coeur :	0.24
% austénite moyen :	13 % sur 0.7 mm

B112 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure					
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust	%Aust	% Mart	%Mart	%Bain	
					A	C	A	C		
0.00	0.64					18	21	82	79	
0.10	0.54	748	18	-332	13	14	87	86		
0.20	0.47	742	36	-341	10	10	90	90		
0.30	0.37	684	54	-268	6	6	94	94		
0.40	0.28	574	72	-54			100	100		
0.50	0.20	498	86	108			100	100		
0.60	0.17	463	96	82			100	100		
0.70	0.16	443	105	99			-	-		
0.80	0.15	456	111	76			-	-		
0.90	0.15	447	115	74			-	-		
1.00	0.15	452	118				-	-		
1.10	0.15	451	119				-	-		
1.20	0.15	450	119				-	-		
1.90	0.15	430	119				-	-		
2.90	0.15	430	119				100	100		



- Epaisseur Hv 550 : 0.43
- Dureté superficielle : 748
- Dureté à coeur : 430

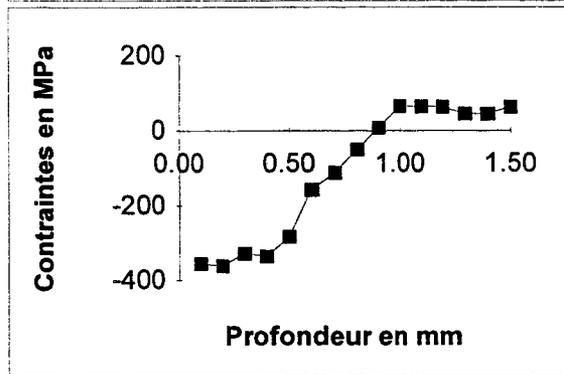
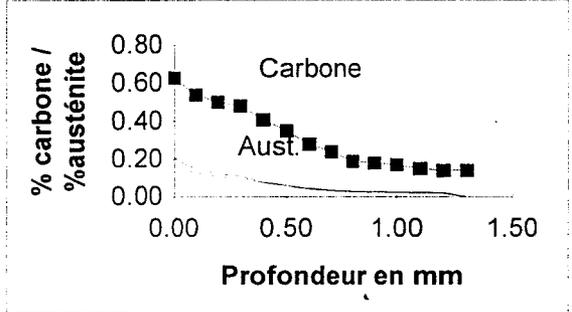
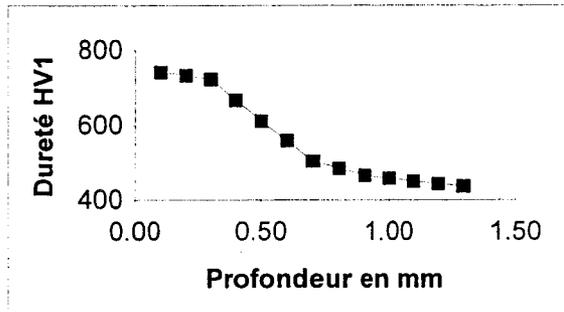
- Contrainte à 0.1 mm : -332
- Contrainte maxi : -341
- Epaisseur contrainte = 0 : 0.44

- % carbone superficiel : 0.64
- % carbone coeur : 0.15
- % austénite moyen : 14 % sur 0.2 mm

B122 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
0.00	0.63				17	21	83	79	
0.10	0.54	743	19	-355	13	14	87	86	
0.20	0.50	734	37	-361	11	12	89	88	
0.30	0.48	724	56	-328	10	11	90	89	
0.40	0.41	668	74	-335	8	7	92	93	
0.50	0.35	612	93	-283	6	5	94	95	
0.60	0.28	560	110	-157			100	100	
0.70	0.24	506	121	-112			-	-	
0.80	0.19	486	130	-50			-	-	
0.90	0.18	466	136	9			-	-	
1.00	0.17	459	139	66			-	-	
1.10	0.15	451	139	65			-	-	
1.20	0.14	444	139	64			-	-	
1.30	0.14	437	139	45			-	-	
1.40	0.14	439	140	45			-	-	
1.50	0.13	441	141	63			-	-	
1.60	0.13	442	141	62			-	-	
1.70	0.13	443	141	61			-	-	
1.80	0.13	440	141	61			-	-	
1.90	0.13	437	141	60			-	-	
2.00	0.13	431	141				-	-	
2.10	0.13	424	141				-	-	
2.90	0.13	405	141				100	100	



- Epaisseur Hv 550 : 0.6
- Dureté superficielle : 743
- Dureté à coeur : 405

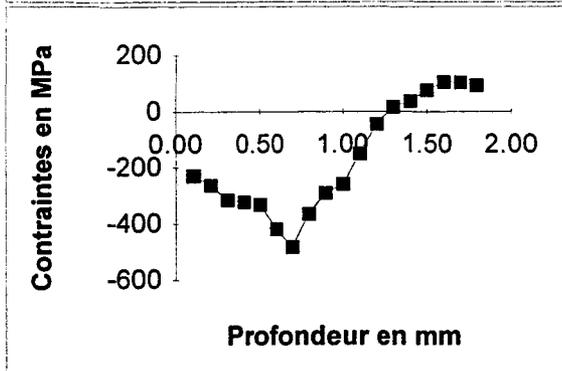
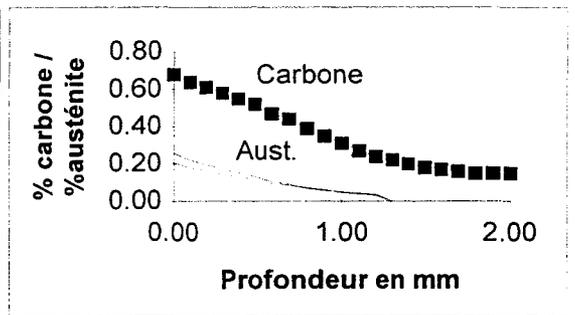
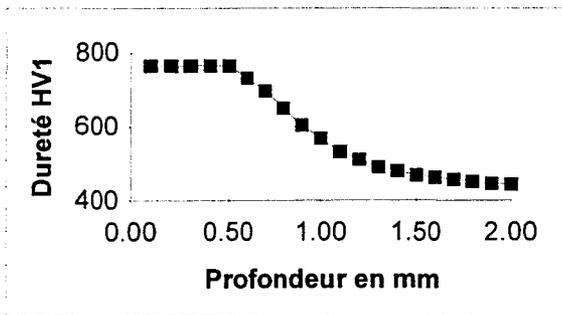
- Contrainte à 0.1 mm : -355
- Contrainte maxi : -361
- Epaisseur contrainte = 0 : 0.88

- % carbone superficiel : 0.63
- % carbone coeur : 0.13
- % austénite moyen : 13 % sur 0.3 mm

B132 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
0.00	0.68				20	25	80	75	
0.10	0.64	765	20	-229	18	21	82	79	
0.20	0.61	765	31	-263	16	21	84	79	
0.30	0.58	765	44	-315	14	18	86	82	
0.40	0.55	765	60	-324	13	15	87	85	
0.50	0.52	765	77	-332	12	13	88	87	
0.60	0.47	731	95	-420	10	10	90	90	
0.70	0.44	697	118	-483	9	9	91	91	
0.80	0.39	650	145	-365	7	7	93	93	
0.90	0.35	604	167	-291	6	5	94	95	
1.00	0.31	568	186	-259	5	4	95	96	
1.10	0.27	532	204	-150			100	100	
1.20	0.24	511	217	-45			-	-	
1.30	0.22	490	225	16			-	-	
1.40	0.20	480	230	38			-	-	
1.50	0.18	470	234	77			-	-	
1.60	0.17	463	236	105			-	-	
1.70	0.16	457	237	104			-	-	
1.80	0.15	452	237	94			-	-	
1.90	0.15	447	238				-	-	
2.00	0.15	444	239				-	-	
2.10	0.15	441					-	-	
2.20	-	430					-	-	
2.30	-	419					-	-	
2.40	-	422					-	-	
2.90	0.15	401					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 1.03
 Dureté superficielle : 765
 Dureté à cœur : 401

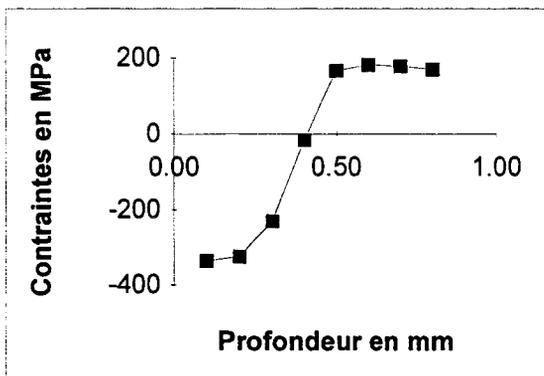
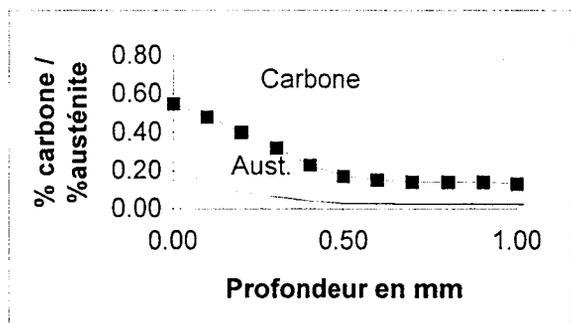
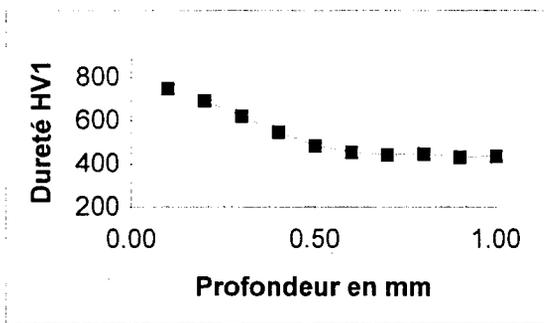
 Contrainte à 0.1 mm : -229
 Contrainte maxi : -483
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.27

 % carbone superficiel : 0.68
 % carbone cœur : 0.15
 % austénite moyen : 15 % sur 0.6 mm

B212 NUANCE 16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust		% Mart		% Bain
					A	B	A	B	
0.00	0.55				15	20	85	80	
0.10	0.48	748	15	-335	12	14	88	86	
0.20	0.40	693	32	-324	8	10	92	90	
0.30	0.32	621	50	-230	6	7	94	93	
0.40	0.23	548	68	-16	4	4	96	96	
0.50	0.17	485	67	167	3	3	97	97	
0.60	0.15	455	55	182			100	100	
0.70	0.14	443	50	179			-	-	
0.80	0.14	448	42	170			-	-	
0.90	0.14	433	32				-	-	
1.00	0.13	437	25				-	-	
1.10	0.13	430					-	-	
1.20	0.13	444					-	-	
1.30	0.13	437					-	-	
2.90		446					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 0.38
 Dureté superficielle : 748
 Dureté à coeur : 446

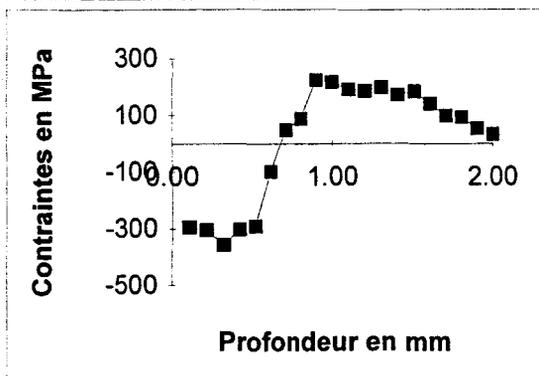
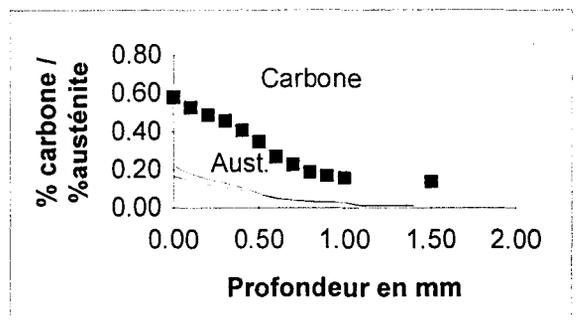
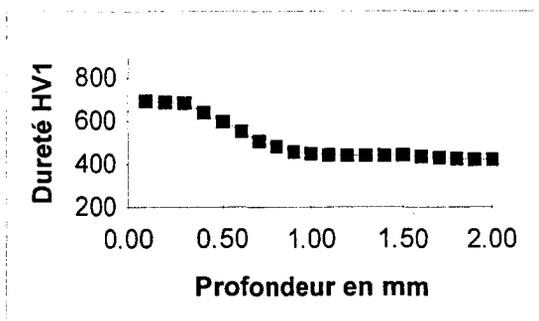
 Contrainte à 0.1 mm : -335
 Contrainte maxi : -335
 Epaisseur contrainte = 0 : 0.42

 % carbone superficiel : 0.55
 % carbone coeur : 0.13
 % austénite moyen : 12.5 % sur 0.1 mm

B222 NUANCE 16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust B	% Mart A	%Mart B	%Bain
0.00	0.58				17	23	83	77	
0.10	0.53	694	13	-294	14	18	86	82	
0.20	0.49	689	27	-304	12	15	88	85	
0.30	0.46	685	42	-356	11	13	89	87	
0.40	0.41	641	60	-302	9	10	91	90	
0.50	0.35	598	76	-290	7	8	93	92	
0.60	0.27	553	92	-97	5	5	95	95	
0.70	0.23	509	99	48			100	100	
0.80	0.19	483	99	88			-	-	
0.90	0.17	458	97	225			-	-	
1.00	0.16	451	88	217			-	-	
1.10		444	79	191			-	-	
1.20		442	71	185			-	-	
1.30		441	63	198			-	-	
1.40		442	54	172			-	-	
1.50	0.14	443	46	185			-	-	
1.60		437	37	141			-	-	
1.70		431	30	98			-	-	
1.80		427	25	94			-	-	
1.90		424	20	54			-	-	
2.00		424	17	34			-	-	
2.10		424	15				-	-	
2.20	0.14		13				-	-	
2.90		434	13				100	100	

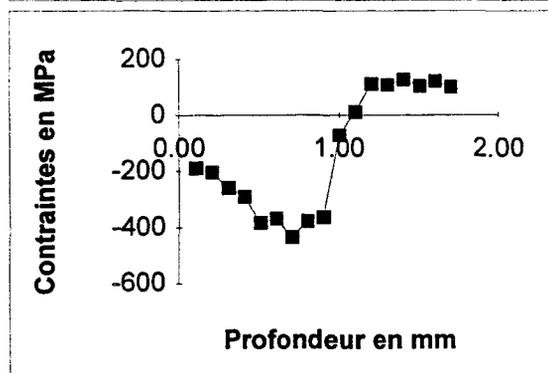
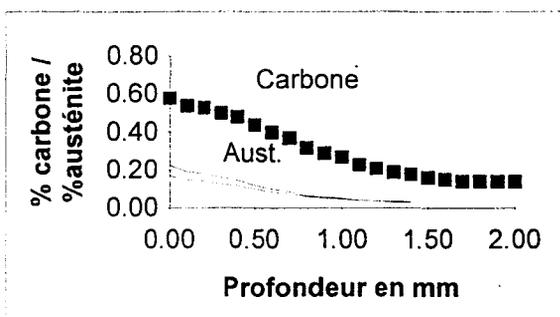
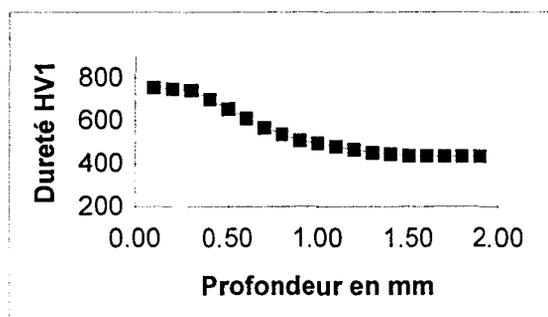


Epaisseur Hv 550 :	0.6
Dureté superficielle :	694
Dureté à coeur :	434
Contrainte à 0.1 mm :	-294
Contrainte maxi :	-356
Epaisseur contrainte = 0 :	0.67
% carbone superficiel :	0.58
% carbone coeur :	0.14
% austénite moyen :	16 % sur 0.4 mm

B232 NUANCE 16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust B	% Mart A	%Mart B	%Bain
0.00	0.58				17	23	83	77	
0.10	0.54	756	13	-189	15	19	85	81	
0.20	0.53	750	22	-204	14	18	86	82	
0.30	0.50	744	32	-259	13	16	87	84	
0.40	0.48	700	45	-291	12	14	88	86	
0.50	0.44	656	60	-382	10	12	90	88	
0.60	0.40	612	80	-368	8	10	92	90	
0.70	0.37	568	100	-434	7	9	93	91	
0.80	0.32	538	124	-377	6	7	94	93	
0.90	0.29	508	146	-362			100	100	
1.00	0.27	495	168	-71			-	-	
1.10	0.23	482	176	12			-	-	
1.20	0.21	467	180	111			-	-	
1.30	0.19	453	179	109			-	-	
1.40	0.18	446	178	127			-	-	
1.50	0.16	439	176	105			-	-	
1.60	0.15	438	175	122			-	-	
1.70	0.14	436	173	101			-	-	
1.80	0.14	435	172				-	-	
1.90	0.14	434	171				-	-	
2.00	0.14						-	-	
2.30	-	429					-	-	
2.50	-						-	-	
2.90	0.14	427					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 0.72
 Dureté superficielle : 756
 Dureté à coeur : 427

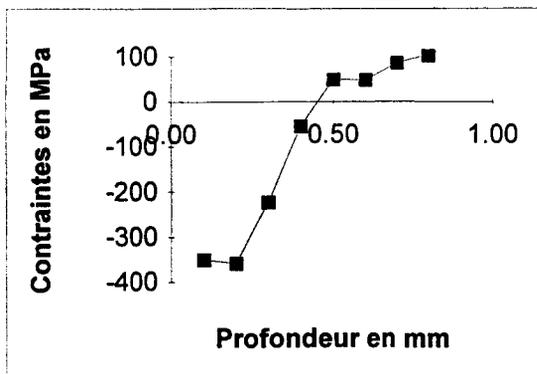
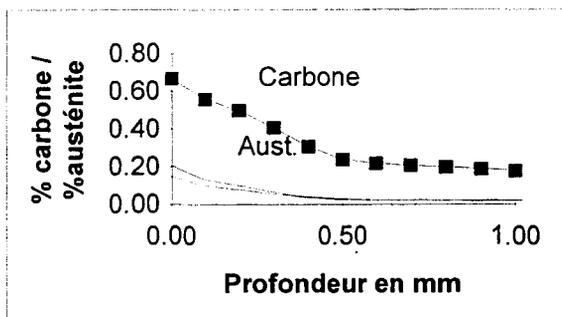
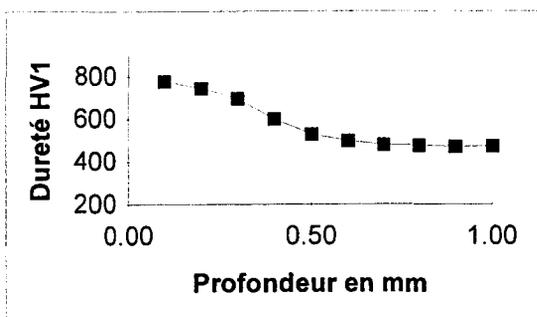
 Contrainte à 0.1 mm : -189
 Contrainte maxi : -377
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.08

 % carbone superficiel : 0.58
 % carbone coeur : 0.14
 % austénite moyen : 16 % sur 0.6 mm

B312 NUANCE 16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
0.00	0.67				15	20	85	80	
0.10	0.56	778	18	-350	10	13	90	87	
0.20	0.50	746	35	-358	8	10	92	90	
0.30	0.41	697	53	-223	6	6	94	94	
0.40	0.31	602	65	-54			100	100	
0.50	0.24	530	69	49			100	100	
0.60	0.22	499	68	48			100	100	
0.70	0.21	480	67	86			100	100	
0.80	0.20	477	64	103			100	100	
0.90	0.19	472	60				100	100	
1.00	0.18	474	56				100	100	
1.10	0.18	472					100	100	
1.20	0.18						100	100	
1.30	0.18						100	100	
2.90	0.18	441					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 0.47
 Dureté superficielle : 778
 Dureté à coeur : 441

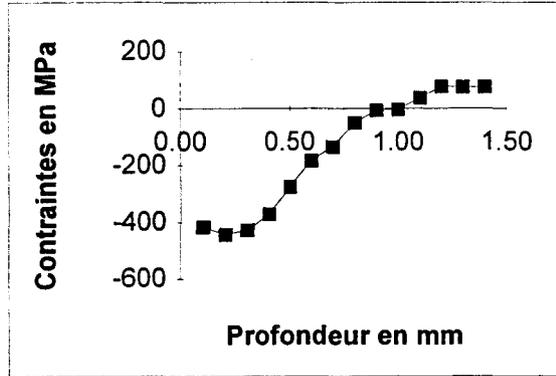
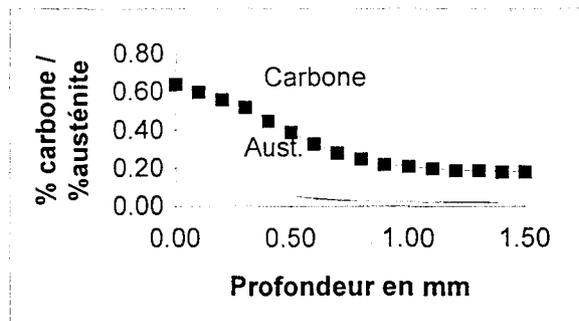
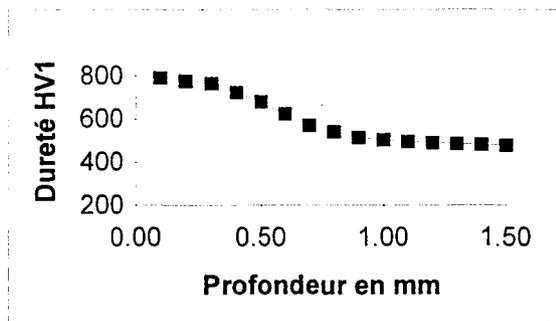
 Contrainte à 0.1 mm : -350
 Contrainte maxi : -358
 Epaisseur contrainte = 0 : 0.45

 % carbone superficiel : 0.67
 % carbone coeur : 0.18
 % austénite moyen : 12.5 % sur 0.1 mm

B322 NUANCE 16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof.	Carbone	Dureté	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
[mm]	[%C]	[Hv 1]							
0.00	0.64				13	18	87	82	
0.10	0.60	792	7	-416	12	15	88	85	
0.20	0.56	779	18	-443	10	13	90	87	
0.30	0.52	767	28	-428	9	11	91	89	
0.40	0.45	724	39	-371	7	8	93	92	
0.50	0.39	681	50	-276	5	6	95	94	
0.60	0.33	626	60	-184			100	100	
0.70	0.28	572	71	-135			-	-	
0.80	0.25	544	81	-49			-	-	
0.90	0.22	516	91	-5			-	-	
1.00	0.21	506	100	-3			-	-	
1.10	0.20	497	108	38			-	-	
1.20	0.19	492	115	77			-	-	
1.30	0.19	487	121	76			-	-	
1.40	0.18	484	127	76			-	-	
1.50	0.18	481	132				-	-	
1.60		481	136				-	-	
1.70		481	139				-	-	
1.80		478	142				-	-	
1.90		475	144				-	-	
2.00	0.18	483	146				-	-	
2.10		476	148				-	-	
2.20		470	149				-	-	
2.90	0.18	463	150				100	100	



Epaisseur Hv 550 : 0.75
 Dureté superficielle : 792
 Dureté à coeur : 463

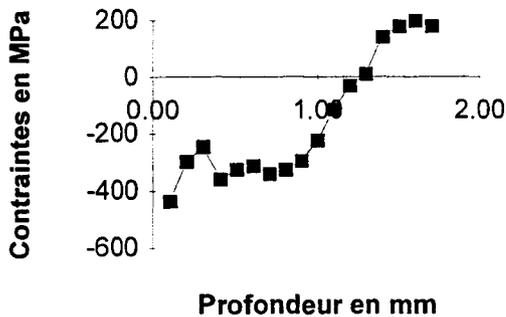
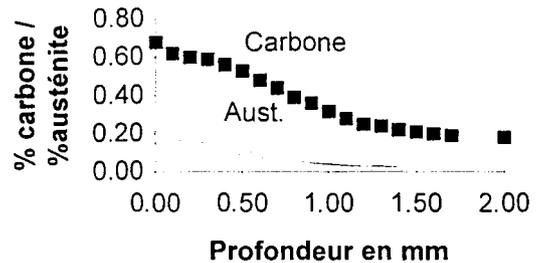
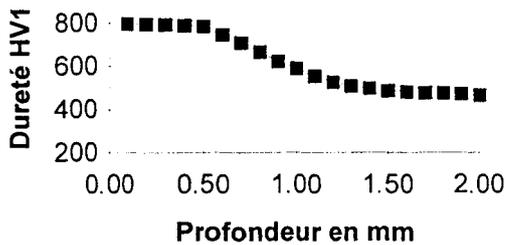
 Contrainte à 0.1 mm : -416
 Contrainte maxi : -443
 Epaisseur contrainte = 0 : 1

 % carbone superficiel : 0.64
 % carbone coeur : 0.18
 % austénite moyen : 12 % sur 0.2 mm

B332 NUANCE 16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
0.00	0.68				15	21	85	79	
0.10	0.62	798	16	-436	12	16	88	84	
0.20	0.60	796	37	-297	12	15	88	85	
0.30	0.59	795	52	-245	11	15	89	85	
0.40	0.56	790	65	-358	10	13	90	87	
0.50	0.53	785	84	-325	9	11	91	89	
0.60	0.48	748	102	-312	7	9	93	91	
0.70	0.44	711	120	-340	6	7	94	93	
0.80	0.39	668	140	-326			100	100	
0.90	0.36	625	160	-293			-	-	
1.00	0.32	591	179	-222			-	-	
1.10	0.28	557	195	-115			-	-	
1.20	0.25	529	206	-31			-	-	
1.30	0.24	511	213	11			-	-	
1.40	0.22	500	218	141			-	-	
1.50	0.21	489	220	179			-	-	
1.60	0.20	484	224	199			-	-	
1.70	0.19	479	225	179			-	-	
1.80		477	227				-	-	
1.90		474	229				-	-	
2.00	0.18	469					-	-	
2.10		463					-	-	
2.20		451					-	-	
2.30		440					-	-	
2.40		440					-	-	
2.90	0.17	445					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 1.14
 Dureté superficielle : 798
 Dureté à coeur : 445

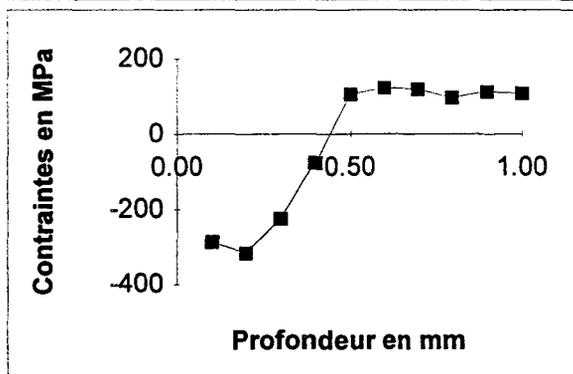
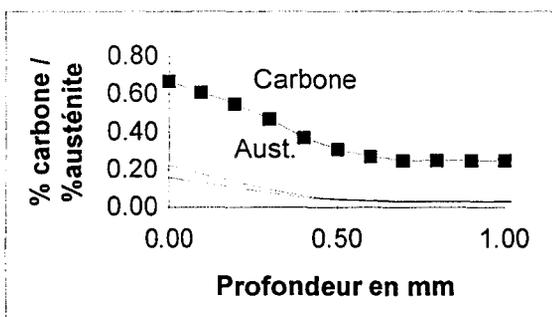
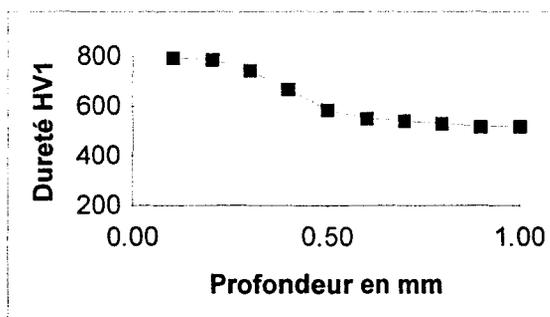
 Contrainte à 0.1 mm : -436
 Contrainte maxi : -436
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.28

 % carbone superficiel : 0.68
 % carbone coeur : 0.17
 % austénite moyen : 12 % sur 0.4 mm

B412 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	Aust. A	%Aust C	% Mart. A	%Mart. C	%Bain
0.00	0.67				16	22	84	78	
0.10	0.61	795	13	-287	13	17	87	83	
0.20	0.55	787	26	-317	10	14	90	86	
0.30	0.47	744	39	-225	8	9	92	91	
0.40	0.37	668	53	-76	5	5	95	95	
0.50	0.31	585	66	106	4	4	96	96	
0.60	0.27	550	79	123			100	100	
0.70	0.25	541	90	119			100	100	
0.80	0.25	530	95	96			-	-	
0.90	0.25	520	95	112			-	-	
1.00	0.25	519	95	108			-	-	
1.10	0.25	519	95				-	-	
1.20	0.25		95				-	-	
1.30	0.25	518	95				100	100	



Epaisseur Hv 550 : 0.6
 Dureté superficielle : 795
 Dureté à coeur : 518

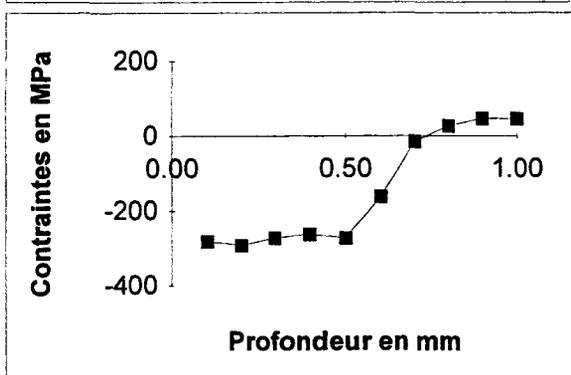
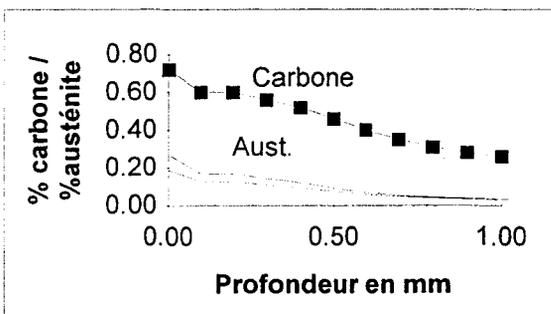
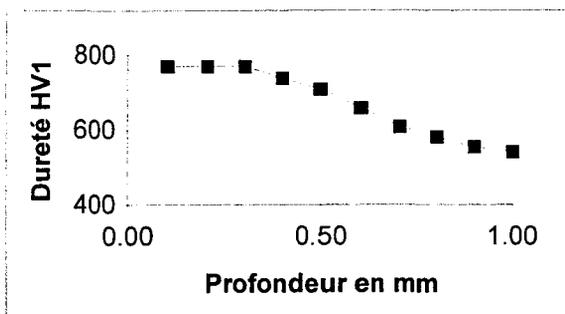
 Contrainte à 0.1 mm : -287
 Contrainte maxi : -317
 Epaisseur contrainte = 0 : 0.45

 % carbone superficiel : 0.67
 % carbone coeur : 0.25
 % austénite moyen : 13 % sur 0.2 mm

B422 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	% Bain
0.00	0.72				19	26	81	74	
0.10	0.60	771	17	-281	13	16	87	84	
0.20	0.60	771	31	-292	13	16	87	84	
0.30	0.56	771	45	-272	11	14	89	86	
0.40	0.52	739	59	-262	9	12	91	88	
0.50	0.46	710	73	-272	7	9	93	91	
0.60	0.40	659	88	-161	6	6	94	94	
0.70	0.35	609	98	-14	5	5	95	95	
0.80	0.31	582	101	27			100	100	
0.90	0.28	555	102	47			-	-	
1.00	0.26	542	102	46			-	-	
1.10	0.25	530	102	46			-	-	
1.20		525	102	65			-	-	
1.30		520	101	44			-	-	
1.40		525	101	44			-	-	
1.50	0.24	529	101				-	-	
1.60		522	101				-	-	
1.70	0.24	515	101				100	100	



Epaisseur Hv 550 : 1.1
 Dureté superficielle : 771
 Dureté à coeur : 446

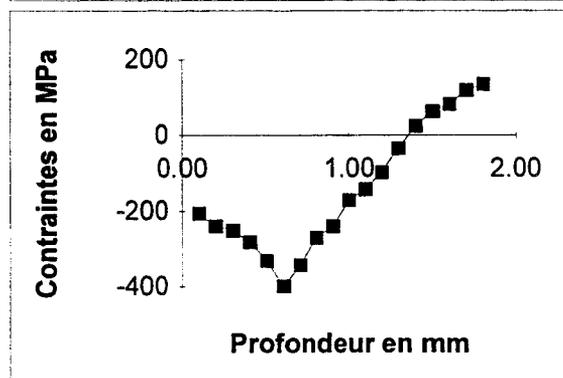
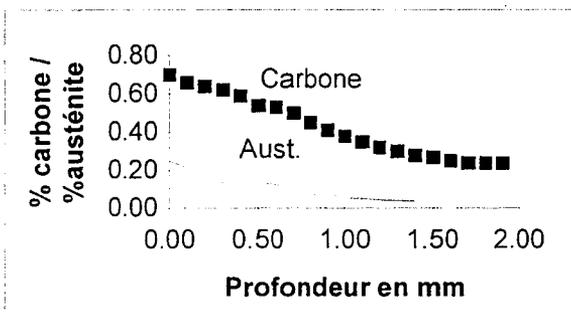
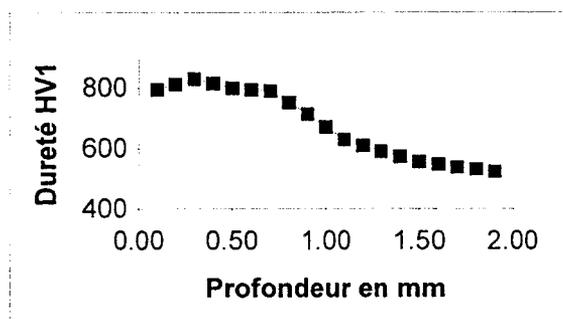
 Contrainte à 0.1 mm : -281
 Contrainte maxi : -374
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.7

 % carbone superficiel : 0.72
 % carbone coeur : 0.23
 % austénite moyen : 17 % sur 0.7 mm

B432 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	% Aust C	% Mart A	% Mart C	% Bain
0.00	0.70				18	24	82	76	
0.10	0.66	796	17	-205	15	21	85	79	
0.20	0.64	814	27	-239	14	19	86	81	
0.30	0.62	831	39	-250	13	18	87	82	
0.40	0.59	816	52	-281	12	16	88	84	
0.50	0.54	801	67	-331	10	13	90	87	
0.60	0.53	796	85	-397	10	12	90	88	
0.70	0.50	792	107	-342	9	11	91	89	
0.80	0.45	754	127	-270	7	8	93	92	
0.90	0.41	716	144	-239	6	7	94	93	
1.00	0.38	673	160	-170	5	6	95	94	
1.10	0.35	631	173	-143			100	100	
1.20	0.32	612	185	-97			-	-	
1.30	0.30	593	195	-34			-	-	
1.40	0.28	576	202	25			-	-	
1.50	0.27	559	206	64			-	-	
1.60	0.25	550	208	83			-	-	
1.70	0.24	541	209	119			-	-	
1.80	0.24	534	208	135			-	-	
1.90	0.24	527	206	132			-	-	
2.00	-	530	204	94			-	-	
2.10	-	532	204	93			-	-	
2.20	-	529	204				-	-	
2.50	-	523					-	-	
2.90	0.24	522					100	100	



Epaisseur Hv 550 : 1.6
 Dureté superficielle : 796
 Dureté à coeur : 522

 Contrainte à 0.1 mm : -205
 Contrainte maxi : -397
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.35

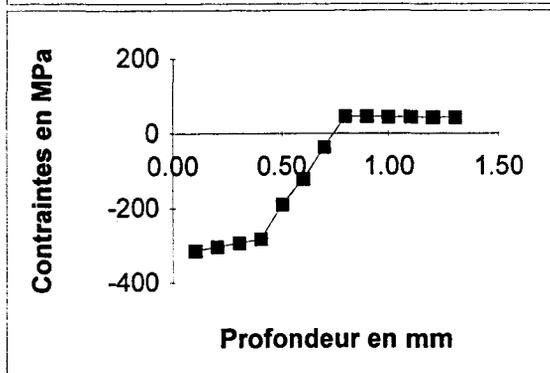
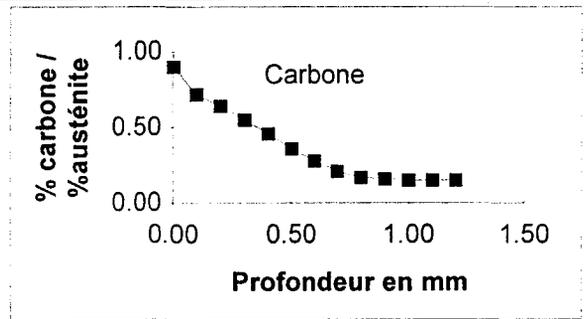
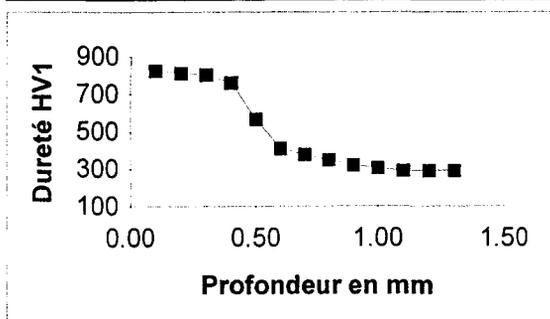
 % carbone superficiel : 0.70
 % carbone coeur : 0.24
 % austénite moyen : 12 % sur 0.5 mm

Echantillons repérés G et H

G111 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure B		
0.00	0.90					3	
0.10	0.72	826	15	-314	Carbures/Martensite		
0.20	0.64	813	30	-303			
0.30	0.55	804	45	-293			
0.40	0.46	760	60	-282			
0.50	0.36	568	75	-190			
0.60	0.28	410	86	-121	Martensite		
0.70	0.21	378	94	-36			
0.80	0.17	349	98	46			
0.90	0.16	321	98	46	Bainite		
1.00	0.15	306	98	45			
1.10	0.15	291	98	45			
1.20	0.15	290	98	44			
1.30		290	98	44	Bainite		
1.50	0.15		98				
1.90	0.15		98				
2.90	0.15	279	98				
							Ferrite
					Martensite	5	
					Martensite	5	

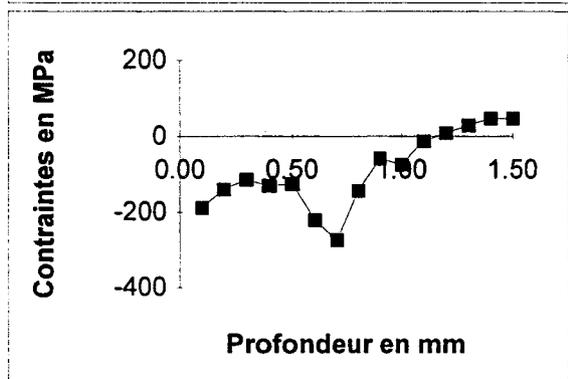
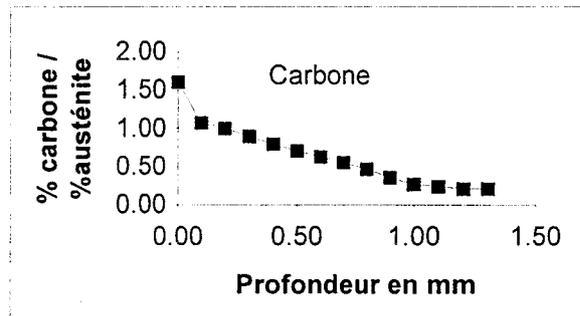
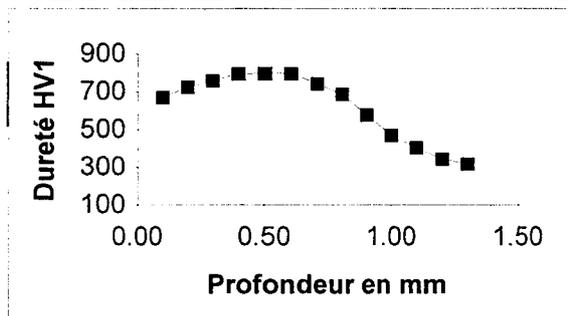


Epaisseur Hv 550 :	0.51
Dureté superficielle :	826
Dureté à coeur :	279
Contrainte à 0.1 mm :	-314
Contrainte maxi :	-314
Epaisseur contrainte = 0 :	0.75
% carbure A en peau	3
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

G121 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure			
					B	C	A	
0.00	1.61					15	7	3
0.10	1.08	671	14	-188	6			
0.20	1.00	725	23	-140	5	Carbures / Troostite		
0.30	0.90	760	30	-114	4			
0.40	0.80	795	36	-130	3			
0.50	0.71	797	43	-125		Martensite		
0.60	0.63	798	50	-221		Martensite		
0.70	0.56	742	62	-273		Martensite		
0.80	0.47	687	77	-143		Martensite		
0.90	0.36	578	86	-58		Martensite		
1.00	0.27	470	91	-74		Martensite		
1.10	0.24	406	97	-12		Martensite		
1.20	0.21	343	100	9		Bainite		
1.30	0.21	318	102	29		Bainite		
1.40	0.20	294	103	48		Bainite		
1.50	0.17	289	103	47		Bainite		
1.60	0.16	284	103	47		Bainite		
1.70		279	104	28		Bainite		
1.80		275	105	28		Bainite		90
1.90	0.14	270	105			Ferrite		5
2.00		265				Martensite		5
2.90	0.13	277				Martensite		5

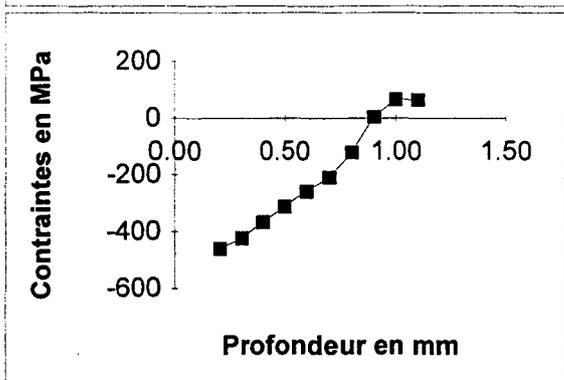
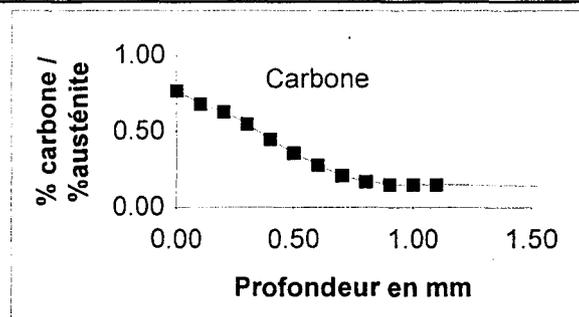
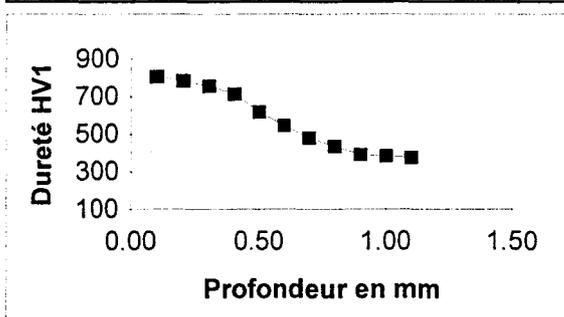


Epaisseur Hv 550 :	0.91
Dureté superficielle :	671
Dureté à coeur :	277
Contrainte à 0.1 mm :	-188
Contrainte maxi :	-273
Epaisseur contrainte = 0 :	1.15
% carbure A en peau	15
% carbure B en peau	7
% carbure C en peau	3

G211 NUANCE16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure		
					B	C	A
0.00	0.77				2 Carbure/Martensite		
0.10	0.68	807	21	-459	Martensite		
0.20	0.63	784	43	-423			
0.30	0.55	757	64	-366			
0.40	0.45	715	83	-312			
0.50	0.36	619	100	-259			
0.60	0.28	548	115	-209			
0.70	0.21	480	128	-120			
0.80	0.17	436	137	5			
0.90	0.15	392	140	66			
1.00	0.15	385	140	65			
1.10	0.15	378	140		Martensite 68		
1.60	0.14		140				
1.90	0.14		140				
2.10	0.15						
2.90		368			Bainite 22		

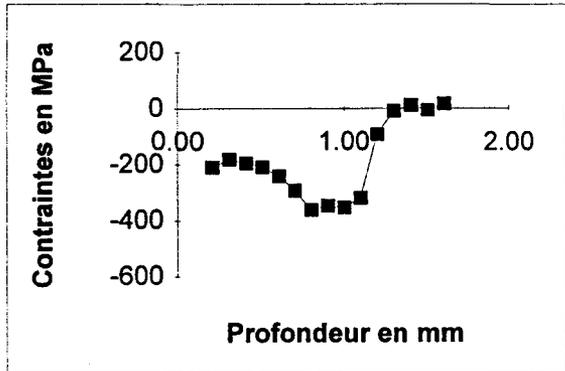
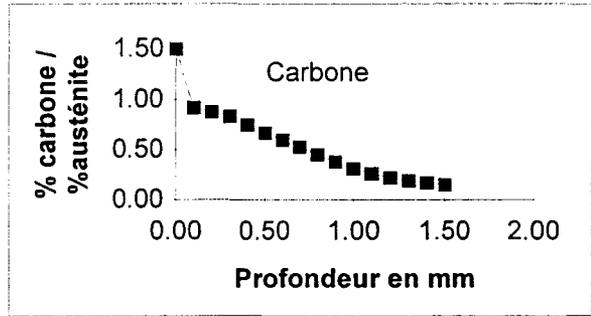
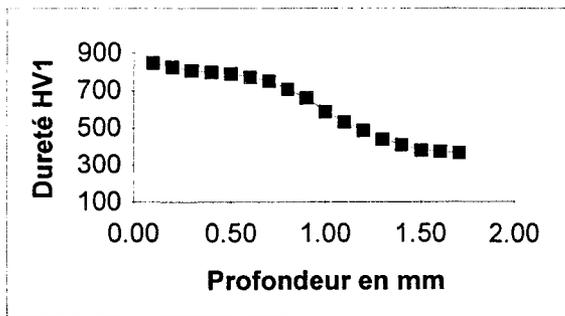


Epaisseur Hv 550 :	1.08
Dureté superficielle :	807
Dureté à coeur :	368
Contrainte à 0.1 mm :	-459
Contrainte maxi :	-459
Epaisseur contrainte = 0 :	0.8
% carbure A en peau	2
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

G221 NUANCE16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure			
					B	C	A	
0.00	1.50					13	1	
0.10	0.92	848	12	-209	3			
0.20	0.88	828	22	-181	2	Carbure/Martensite		
0.30	0.83	809	31	-195	1			
0.40	0.75	800	41	-208				
0.50	0.67	792	52	-241				
0.60	0.60	772	65	-292				
0.70	0.53	753	81	-361				
0.80	0.45	707	101	-346				
0.90	0.38	662	121	-352				
1.00	0.31	589	142	-318				
1.10	0.26	534	162	-91				
1.20	0.22	487	171	-8				
1.30	0.19	440	176	13				
1.40	0.17	410	180	-4				
1.50	0.15	380	185	18				
1.60		373	189					
1.70		366	194					
2.30	0.13							
2.90	0.13	347			Martensite		68	
					Bainite		22	

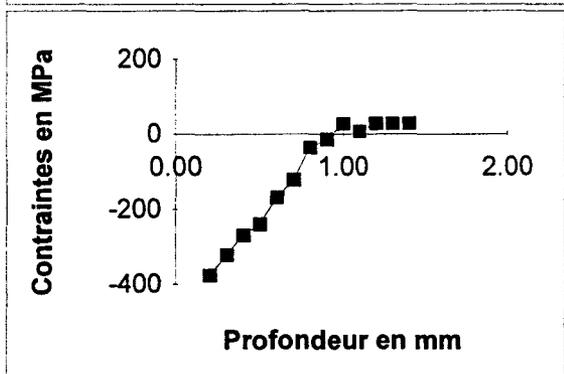
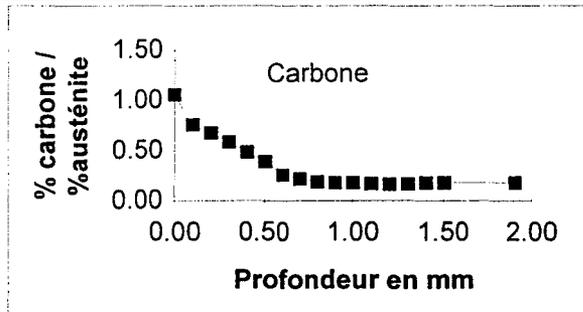
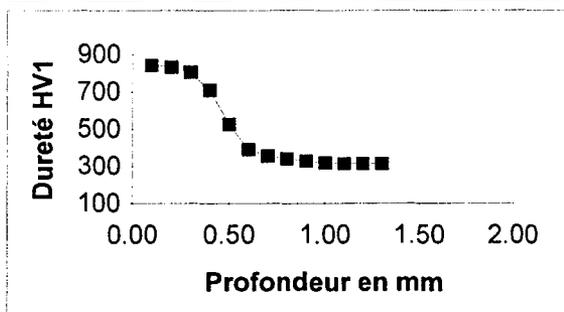


Epaisseur Hv 550 :	1.05
Dureté superficielle :	848
Dureté à coeur :	347
Contrainte à 0.1 mm :	-209
Contrainte maxi :	-361
Epaisseur contrainte = 0 :	1.2
% carbure A en peau	13
% carbure B en peau	1
% carbure C en peau	0

G311 NUANCE16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Carbone		
					B	C	A
0.00	1.06				5 Carbure/Martensite		
0.10	0.76	845	20	-375	Martensite / Austénite		
0.20	0.68	834	38	-321			
0.30	0.59	807	54	-268			
0.40	0.49	711	68	-238			
0.50	0.39	528	81	-168			
0.60	0.26	391	91	-121			
0.70	0.22	357	99	-35	Martensite		
0.80	0.19	341	103	-13			
0.90	0.18	326	106	28			
1.00	0.18	320	107	8	Bainite		
1.10	0.17	314	109	29			
1.20	0.17	314	110	29			
1.30	0.17	314	111	29			
1.40	0.18		112				
1.50	0.18		113				
1.90	0.18				Martensite 20		
2.90		315			Bainite 80		

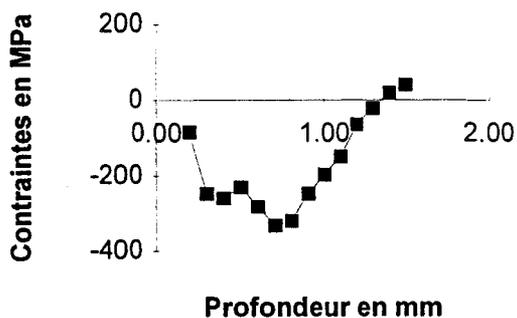
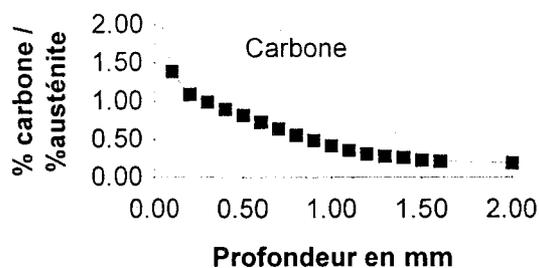
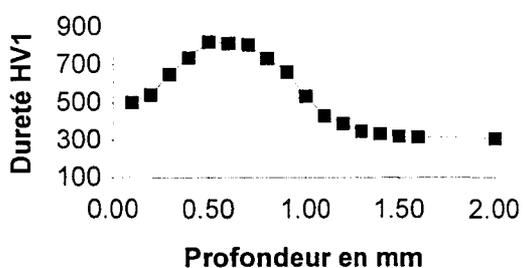


Epaisseur Hv 550 :	0.65
Dureté superficielle :	845
Dureté à coeur :	315
Contrainte à 0.1 mm :	-375
Contrainte maxi :	-375
Epaisseur contrainte = 0 :	0.82
% carbone A en peau	5
% carbone B en peau	0
% carbone C en peau	0

G321 NUANCE16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbone			
					B	C	A	
0.00	2.38					27	21	17
0.10	1.39	501	-13	-84	10	2		
0.20	1.09	543	-9	-247	5			
0.30	0.99	652	3	-259	3	Carbure / Troostite		
0.40	0.90	738	16	-230	1			
0.50	0.82	823	28	-282				
0.60	0.73	815	43	-332		Martensite / Austénite		
0.70	0.64	807	61	-320				
0.80	0.56	735	79	-247				
0.90	0.49	663	94	-197				
1.00	0.42	535	107	-149				
1.10	0.36	431	118	-64		Martensite		
1.20	0.31	390	125	-21				
1.30	0.28	349	130	20		Bainite		
1.40	0.26	335	133	41				
1.50	0.23	322	135					
1.60	0.21	318	135					
2.00	0.19	309				Martensite		26
2.90	0.19	309				Bainite		74

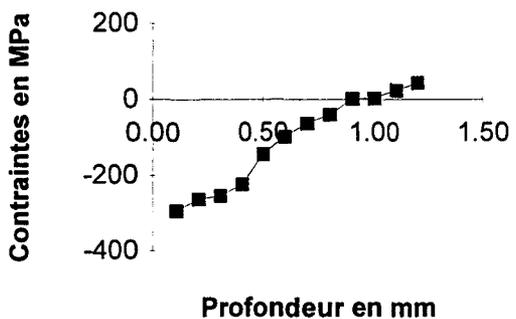
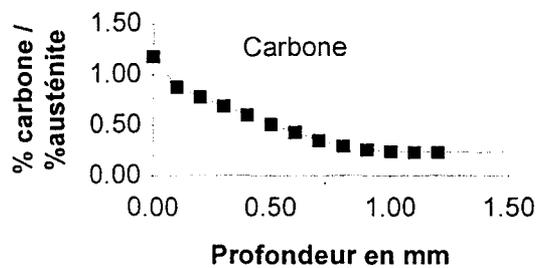
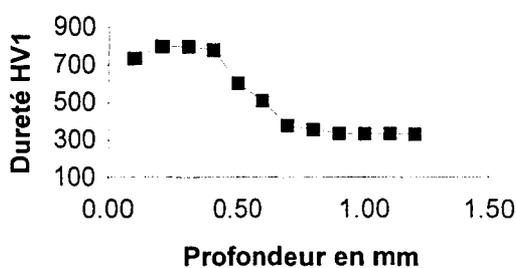


Epaisseur Hv 550 :	0.98
Dureté superficielle :	501
Dureté à coeur :	309
Contrainte à 0.1 mm :	-84
Contrainte maxi :	-332
Epaisseur contrainte = 0 :	1.25
% carbure A en peau	27
% carbure B en peau	21
% carbure C en peau	17

G411 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure B			
0.00	1.18					8	Carbures / Martensite	
0.10	0.88	735	13	-294		3		
0.20	0.78	798	27	-263		2		
0.30	0.69	799	40	-254			Martensite	
0.40	0.60	779	53	-224				
0.50	0.51	603	65	-144				
0.60	0.43	509	74	-98				
0.70	0.35	379	80	-63				
0.80	0.29	357	85	-40				
0.90	0.26	336	89	2				
1.00	0.24	334	91	3				
1.10	0.23	333	93	24				
1.20	0.23	333	94	44				
1.60	0.23		94				Martensite 12	
2.00	0.24		94					Bainite 80
2.90		332						Ferrite 7

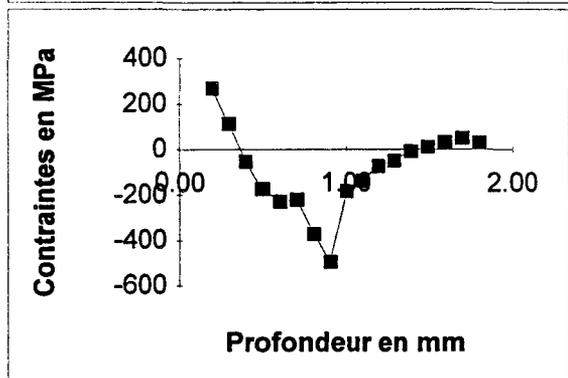
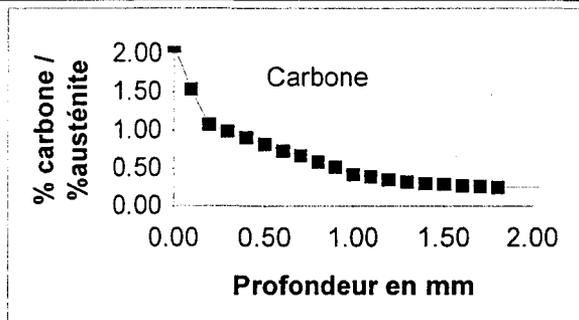
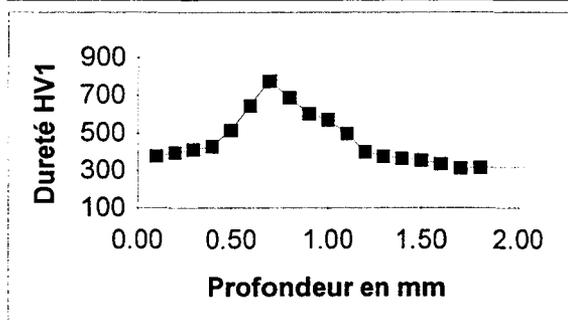


Epaisseur Hv 550 :	1.17
Dureté superficielle :	735
Dureté à coeur :	332
Contrainte à 0.1 mm :	-294
Contrainte maxi :	-294
Epaisseur contrainte = 0 :	0.9
% carbure A en peau	8
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

G421 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe gaz - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure			
					B	C	A	
0.00	2.10					23	15	12
0.10	1.54	380	-33	270	14	5		
0.20	1.08	397	-46	116	6			
0.30	0.99	413	-52	-52	5			
0.40	0.91	430	-50	-172	3	Carbures / Troostite		
0.50	0.82	517	-42	-227	2			
0.60	0.73	647	-31	-219	Martensite			
0.70	0.67	776	-20	-370				
0.80	0.59	689	-1	-494				
0.90	0.52	603	25	-182				
1.00	0.42	573	36	-135				
1.10	0.39	500	45	-71				
1.20	0.35	402	51	-48	Martensite			
1.30	0.32	378	56	-7				
1.40	0.30	368	59	13				
1.50	0.29	358	61	33	Martensite			7
1.60	0.27	336	62	51	Bainite			85
1.70	0.26	314	62	32	Ferrite			8
1.80	0.25	318	63					
2.90	0.25	324	63					

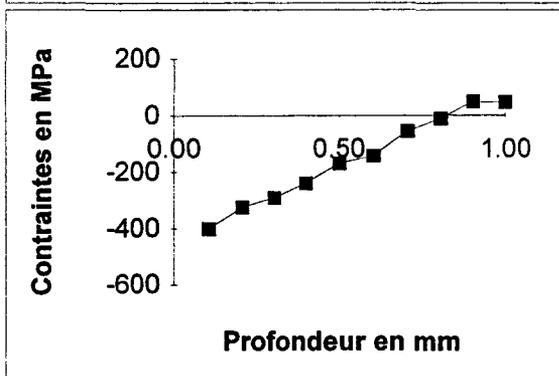
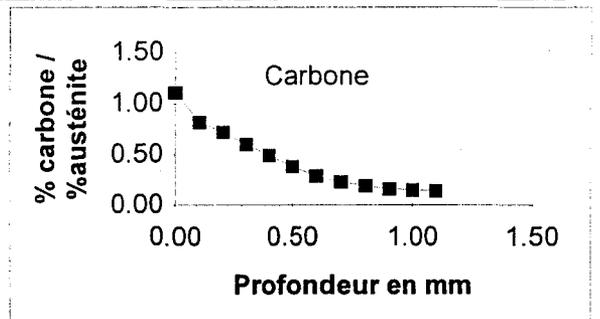
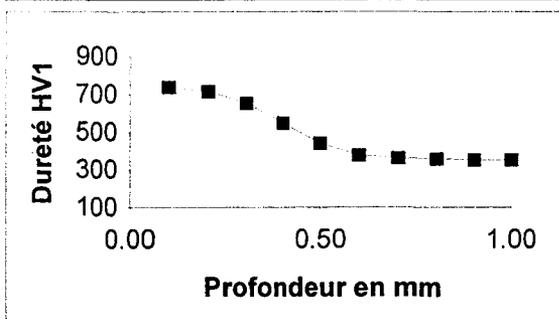


Epaisseur Hv 550 :	1.02
Dureté superficielle :	380
Dureté à coeur :	324
Contrainte à 0.1 mm :	270
Contrainte maxi :	-494
Epaisseur contrainte = 0 :	1.33
% carbure A en peau	23
% carbure B en peau	15
% carbure C en peau	12

H112 NUANCE16NiCr6

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

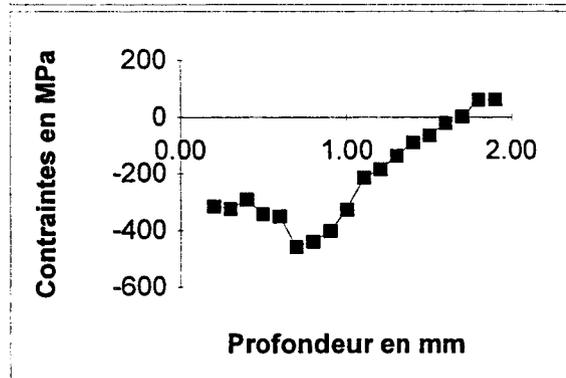
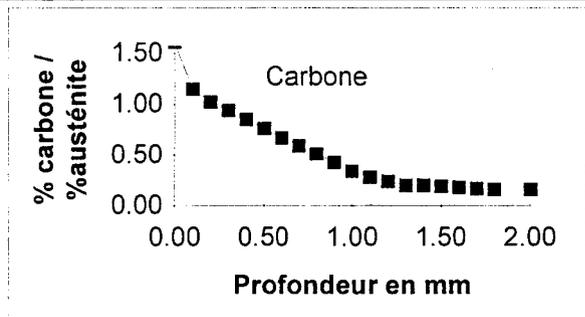
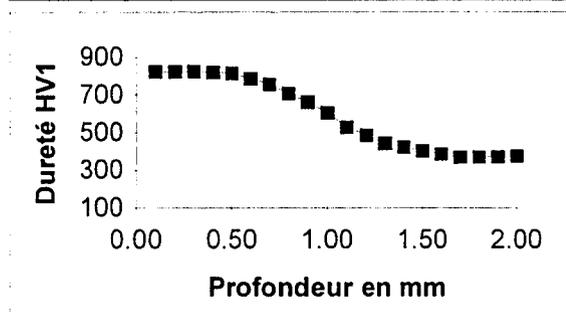
Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure B			
0.00	1.11					7	Carbures/Martensite	
0.10	0.82	741	22	-400			Martensite	
0.20	0.72	717	41	-324				
0.30	0.60	655	57	-291				
0.40	0.49	551	72	-239				
0.50	0.38	442	85	-169				
0.60	0.29	380	95	-142				
0.70	0.23	364	104	-55				
0.80	0.19	359	109	-12				
0.90	0.16	355	112	50				
1.00	0.15	354	112	49				Bainite
1.10	0.14	354	112					
1.50	0.15	346	112					
1.90	0.14	338						
2.90		333					Bainite	50
							Martensite	50



Epaisseur Hv 550 :	0.4
Dureté superficielle :	741
Dureté à coeur :	333
Contrainte à 0.1 mm :	-400
Contrainte maxi :	-400
Epaisseur contrainte = 0 :	0.82
% carbure A en peau	7
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

H122 NUANCE16NiCr6
 Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure			
					B	C	A	
0.00	1.61				15	7	3	
0.10	1.15	824	18	-314	8			
0.20	1.02	825	30	-323	5			
0.30	0.94	826	42	-291	4			
0.40	0.85	821	50	-342	3			
0.50	0.76	816	62	-350				
0.60	0.67	787	75	-457				
0.70	0.59	758	95	-439				
0.80	0.51	710	110	-402				
0.90	0.43	663	130	-326				
1.00	0.34	606	139	-214				
1.10	0.28	530	140	-184				
1.20	0.24	487	155	-136				
1.30	0.20	444	162	-89				
1.40	0.20	424	170	-64				
1.50	0.19	405	174	-20				
1.60	0.18	387	180	3				
1.70	0.17	370	182	62				
1.80	0.16	372	182	63				
1.90		373	182					
2.00	0.16	375	182					40
2.90	0.15	345						60

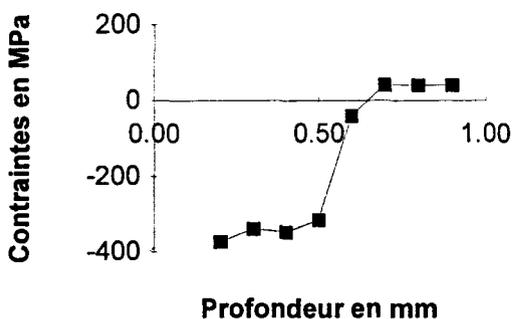
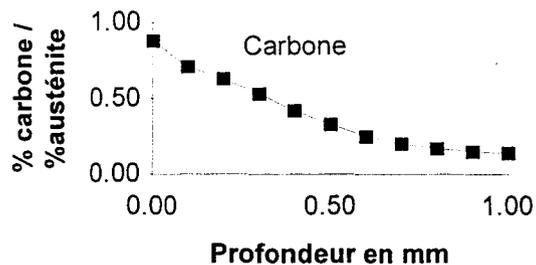
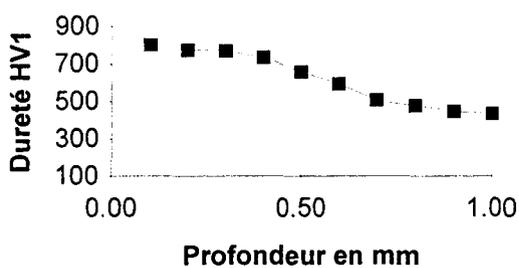


Epaisseur Hv 550 :	1.08
Dureté superficielle :	824
Dureté à coeur :	345
Contrainte à 0.1 mm :	-314
Contrainte maxi :	-323
Epaisseur contrainte = 0 :	1.6
% carbone A en peau	15
% carbone B en peau	7
% carbone C en peau	3

H212 NUANCE16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			<i>Microdéf</i> <i>Lissée</i>	Mes. [MPa]	% Carbure		
					B	C	A
0.00	0.88				2 Carbure/Martensite		
0.10	0.71	802	4	-373	Martensite		
0.20	0.63	774	22	-339			
0.30	0.53	770	39	-348			
0.40	0.42	736	57	-315			
0.50	0.33	659	74	-41			
0.60	0.25	594	78	42			
0.70	0.20	508	78	41			
0.80	0.17	477	78	41			
0.90	0.15	446	78				
1.00	0.14	434	78				
1.10	0.14				Martensite		92
1.90	0.14				Bainite		8
2.90		415					

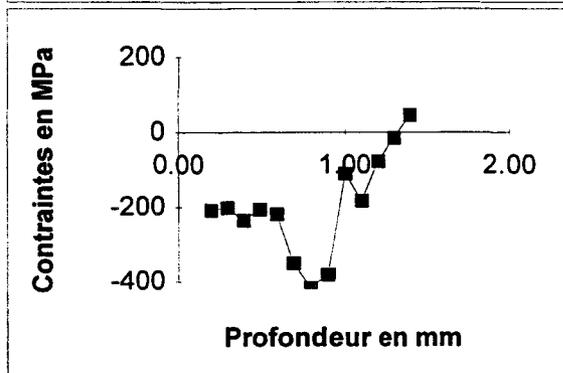
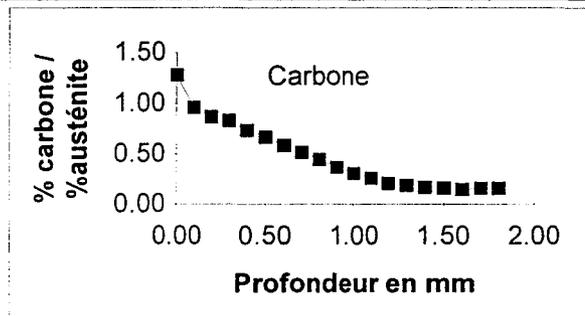
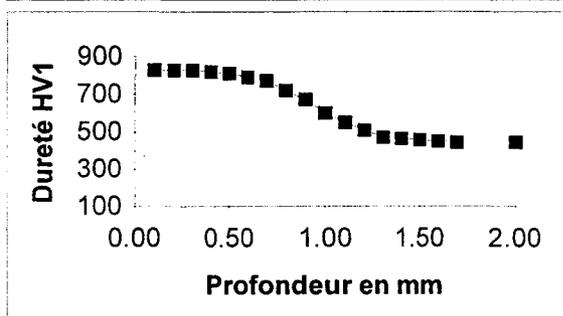


Epaisseur Hv 550 :	0.65
Dureté superficielle :	802
Dureté à coeur :	415
Contrainte à 0.1 mm :	-373
Contrainte maxi :	-373
Epaisseur contrainte = 0 :	0.55
% carbure A en peau	2
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

H222 NUANCE16 NiCrMo 13

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			<i>Microdéf</i> <i>Lissée</i>	<i>Mes.</i> [MPa]	% Carbure			
					B	C	A	
0.00	1.28					10	1	
0.10	0.96	829	18	-208	4			
0.20	0.87	830	28	-201	2	Carbure/Martensite		
0.30	0.83	830	38	-235	1			
0.40	0.74	821	50	-206				
0.50	0.67	812	61	-218				
0.60	0.59	792	73	-350				
0.70	0.52	772	92	-416				Martensite
0.80	0.45	722	115	-380				
0.90	0.37	673	137	-110				
1.00	0.31	602	156	-182				
1.10	0.26	552	169	-77				
1.20	0.21	512	177	-14				
1.30	0.19	472	182	46				
1.40	0.17	465	184					
1.50	0.16	458	180					
1.60	0.15	451	178					
1.70	0.16	445						Martensite 92
1.80	0.16							
2.00		446						
2.90	0.14	394						Bainite 8

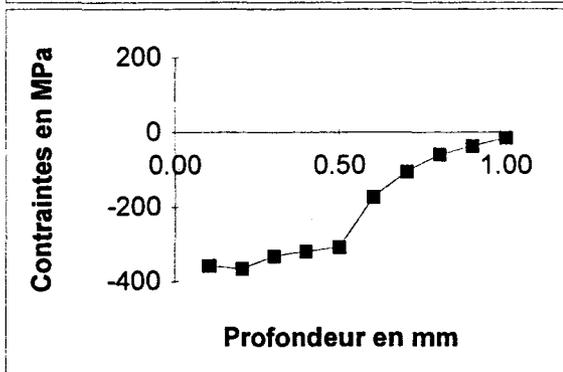
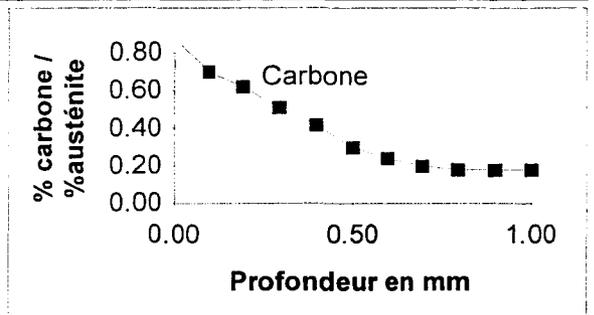
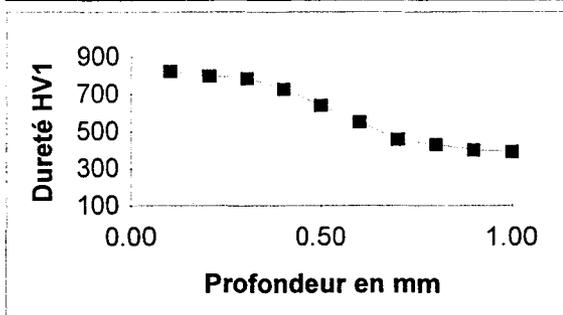


Epaisseur Hv 550 :	0.65
Dureté superficielle :	829
Dureté à coeur :	394
Contrainte à 0.1 mm :	-208
Contrainte maxi :	-416
Epaisseur contrainte = 0 :	1.2
% carbure A en peau	10
% carbure B en peau	1
% carbure C en peau	0

H312 NUANCE16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure			
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure B			
0.00	0.88					2	Carbures/Martensite	
0.10	0.70	825	14	-356			Martensite	
0.20	0.62	799	31	-364				
0.30	0.51	787	49	-331				
0.40	0.42	728	66	-319				
0.50	0.30	642	83	-307				
0.60	0.24	553	100	-173				
0.70	0.20	459	111	-106				
0.80	0.18	430	119	-61				
0.90	0.18	401	125	-37				
1.00	0.18	394	130	-15				Martensite
1.10	0.17	387	134	5			Bainite	46
1.60	0.17		137	12				
2.10	0.18		138					
2.90		367	138					

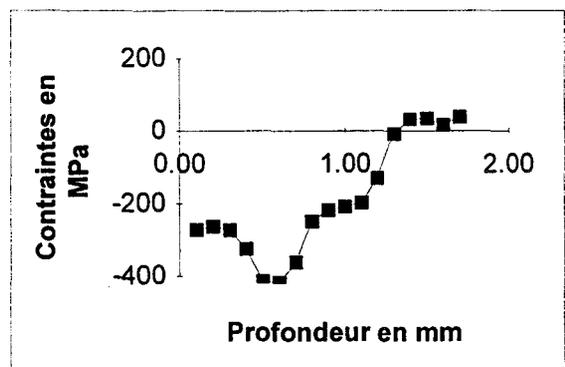
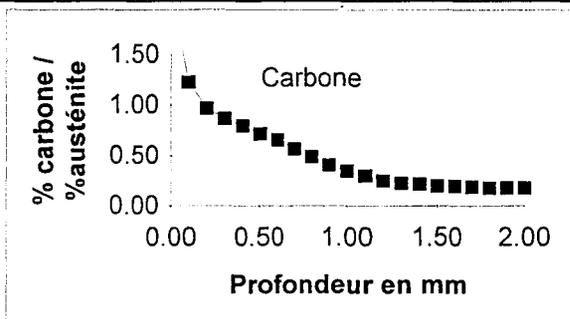
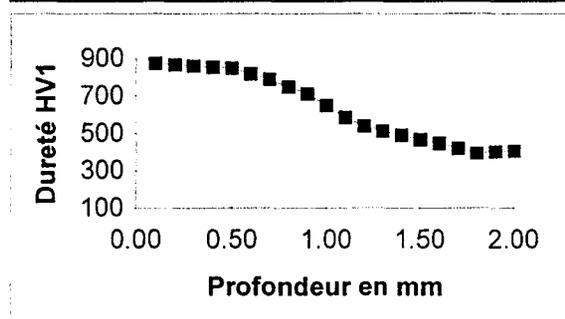


Epaisseur Hv 550 :	0.6
Dureté superficielle :	825
Dureté à coeur :	367
Contrainte à 0.1 mm :	-356
Contrainte maxi :	-364
Epaisseur contrainte = 0 :	1.05
% carbure A en peau	2
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

H322 NUANCE16 CrMo 4

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure		
					B		
0.00	2.17				23	17	13
0.10	1.23	875	14	-271	8	Carbures/Martensite	
0.20	0.97	868	27	-262	3		
0.30	0.87	861	40	-273	2		
0.40	0.80	855	54	-324			
0.50	0.72	849	71	-413	Martensite		
0.60	0.66	819	93	-418			
0.70	0.57	790	116	-361			
0.80	0.49	751	137	-248			
0.90	0.41	712	153	-217			
1.00	0.35	649	168	-207			
1.10	0.30	587	183	-197			
1.20	0.25	540	198	-130			
1.30	0.23	516	210	-8			
1.40	0.22	492	216	33			
1.50	0.20	469	220	35	Martensite 78		
1.60	0.20	447	224	18			
1.70	0.19	421	229	39			
1.80	0.18	395	233				
1.90	0.18	404	238				
2.00	0.18	407			Bainite 22		
2.90	0.18	409					

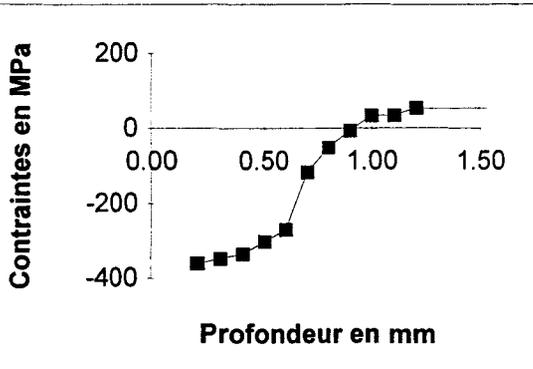
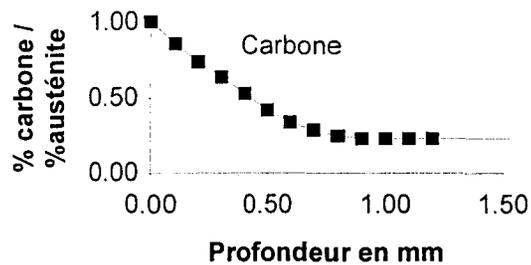
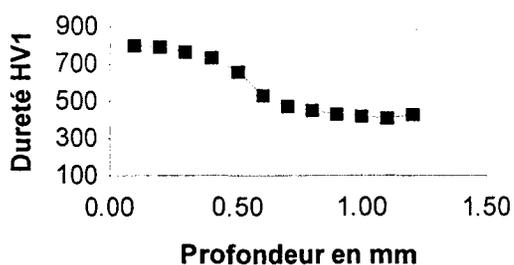


Epaisseur Hv 550 :	1.17
Dureté superficielle :	875
Dureté à coeur :	409
Contrainte à 0.1 mm :	-271
Contrainte maxi :	-418
Epaisseur contrainte = 0 :	1.32
% carbure A en peau	23
% carbure B en peau	17
% carbure C en peau	13

H412 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure		
					B	C	A
0.00	1.01				5		
0.10	0.86	798	16	-359	3	Carbures / Martensite	
0.20	0.74	792	33	-347	1		
0.30	0.64	765	50	-335	Martensite		
0.40	0.53	734	67	-302			
0.50	0.42	659	83	-270			
0.60	0.34	531	98	-117	Martensite		
0.70	0.29	474	106	-51			
0.80	0.25	452	111	-7	Martensite		
0.90	0.23	430	114	34			
1.00	0.23	419	115	34	Bainite		
1.10	0.23	409	116	54			
1.20	0.23	431	116	54			
1.90	0.23		116				
2.90		452	116				
					Martensite		70
					Bainite		30

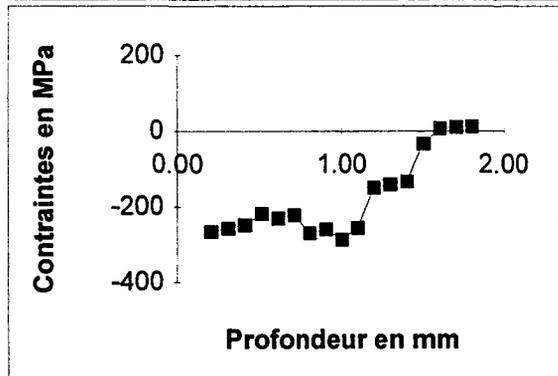
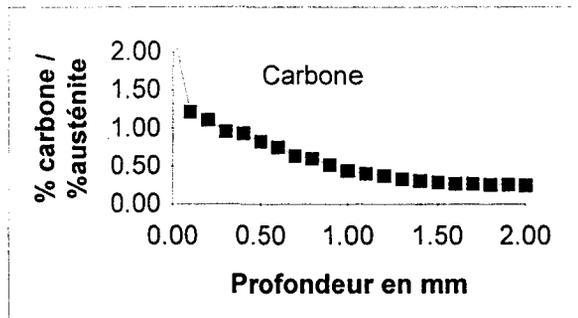
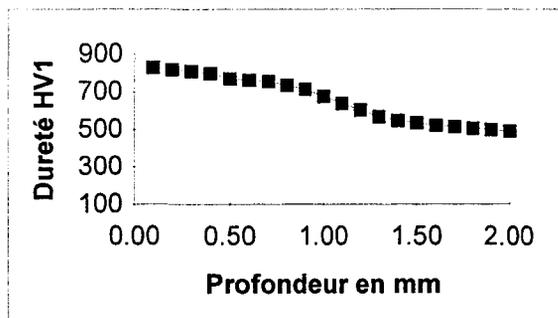


Epaisseur Hv 550 :	0.58
Dureté superficielle :	798
Dureté à coeur :	452
Contrainte à 0.1 mm :	-359
Contrainte maxi :	-359
Epaisseur contrainte = 0 :	0.82
% carbure A en peau	5
% carbure B en peau	0
% carbure C en peau	0

H422 NUANCE 27 MnCr 5

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Microstructure		
			Microdél Lissée	Mes. [MPa]	% Carbure		
					B	C	A
0.00	2.27				26	19	15
0.10	1.22	830	16	-266	9	1	
0.20	1.11	821	29	-257	7		
0.30	0.96	810	42	-248	5	Carbures / Martensite	
0.40	0.93	798	55	-218	4		
0.50	0.83	769	67	-230	2		
0.60	0.75	763	80	-221			
0.70	0.64	756	93	-270			
0.80	0.60	735	109	-259	Martensite / Austénite		
0.90	0.52	713	125	-287			
1.00	0.44	676	143	-255			
1.10	0.40	638	160	-149			
1.20	0.37	603	172	-141			
1.30	0.33	568	184	-133			
1.40	0.31	548	196	-33			
1.50	0.29	535	203	8			
1.60	0.27	522	208	11			
1.70	0.27	514	213	13	Martensite		94
1.80	0.26	506	218	15			
1.90	0.26	499	223	18	Bainite		6
2.00	0.25	492	228	20			
2.10	0.25	492	233	57			
2.90	0.25	492	236				



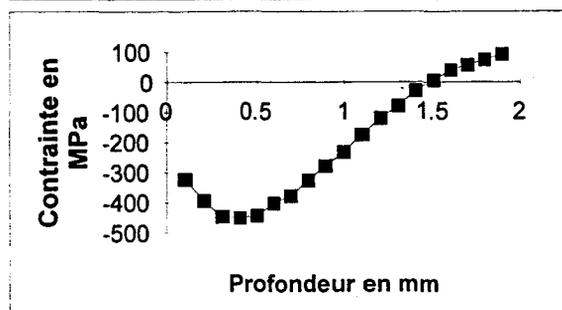
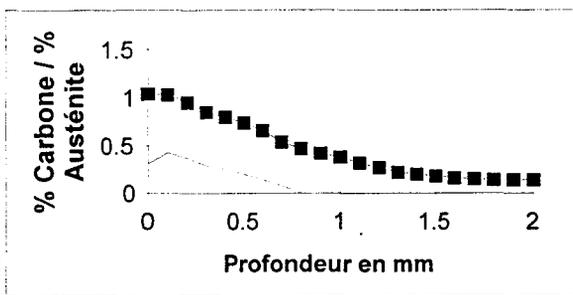
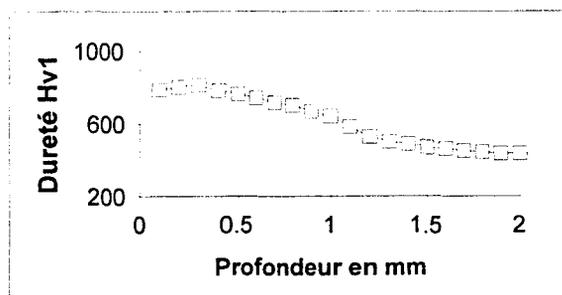
Epaisseur Hv 550 :	1.29
Dureté superficielle :	830
Dureté à coeur :	492
Contrainte à 0.1 mm :	-266
Contrainte maxi :	-287
Epaisseur contrainte = 0 :	1.48
% carbure A en peau	26
% carbure B en peau	19
% carbure C en peau	15

**Echantillons destinés
aux essais de fatigue**

F16CH

Cémentation classique - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. mm	Carb. %	Dureté Hv1	Cont. MPa	Microstructure		Fatigue			
				Mart.	Aust.	Rep.	Nb de cycles	Charge MPa	Comment.
0	1.04			69	31				
0.1	1.03	788	-323	57	43	41	100000	600	excentrique
0.2	0.95	804	-394	63	37		100000	655	
0.3	0.85	814	-446	71	29		100000	710	
0.4	0.8	785	-451	75	25		38080	765	
0.5	0.74	766	-441	80	20	42	100000	630	excentrique
0.6	0.66	744	-402	86	14		100000	655	
0.7	0.54	718	-378	92	8		100000	680	
0.8	0.47	703	-327	100			100000	705	
0.9	0.42	671	-278				60845	730	
1	0.38	644	-231			43	772000	785	congé
1.1	0.32	586	-173			44	79700	850	vibration
1.2	0.27	531	-118			45	133390	850	excentrique
1.3	0.22	504	-78			46	6204700	750	excentrique
1.4	0.2	492	-28			47	28280	800	excentrique
1.5	0.18	475	7			48	1472700	800	excentrique
1.6	0.16	465	40			49	122910	800	excentrique
1.7	0.15	453	58			50	141800	750	congé
1.8	0.14	447	76						
1.9	0.14	439	93						
2	0.14	440							
2.1	0.14	437							
2.2	0.14	435							
2.3	0.14	438							
2.4	0.14	432							
2.5	0.14	434							
2.6	0.14	436							
2.7	0.14	432							
2.8	0.14	427							
2.9	0.14	430							
3	0.14	431							
coeur		430							



Zone A, profondeur moyenne : 0.95 mm

Zone A, aire moyenne : 26.5 mm²

Zone B, profondeur moyenne : 2.6 mm
(forte excentricité)

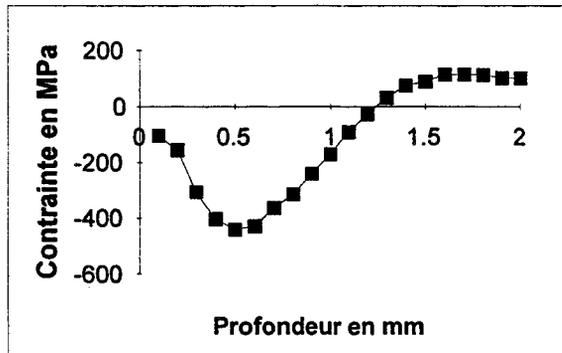
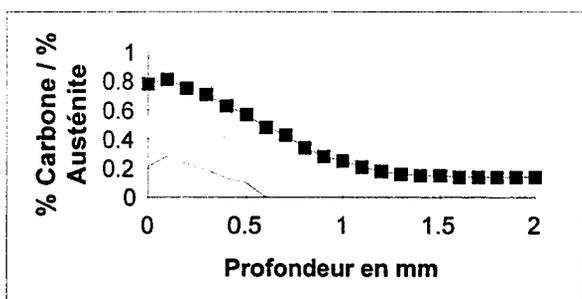
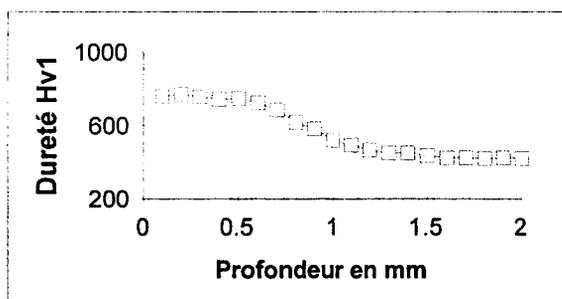
Zone B, aire moyenne : 32.8 mm²

Zone C, aire moyenne : 14.9 mm²

F16BH

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. mm	Carb. %	Dureté Hv1	Cont. MPa	Microstructure		Fatigue			
				Mart.	Aust.	Rep.	Nb de cycles	Charge MPa	Comment.
0	0.78			79	21				
0.1	0.81	761	-103	72	28	51	93195	700	excentrique
0.2	0.75	769	-156	77	23	52	100000	600	
0.3	0.71	757	-306	81	19		100000	625	
0.4	0.63	742	-404	87	13		100000	650	
0.5	0.57	747	-440	90	10		66008	675	
0.6	0.48	724	-429			53	11360	800	
0.7	0.43	685	-364			54	71100	850	
0.8	0.34	617	-314			55	100000	700	excentrique
0.9	0.28	581	-240				39900	725	
1	0.25	520	-170			56	159200	700	congé
1.1	0.21	493	-90			57	69600	700	congé
1.2	0.18	466	-27			58	115600	750	congé
1.3	0.16	449	31			59	122900	750	
1.4	0.15	450	74			60	100000	675	non revenu
1.5	0.15	437	88				100000	730	
1.6	0.14	424	114				100000	785	
1.7	0.14	424	114				100000	840	
1.8	0.14	420	113				19285	895	
1.9	0.14	424	101						
2	0.14	420	101						
2.1	0.14	425	101						
2.2	0.14	432	101						
2.3	0.14	443	110						
2.4	0.14		110						
2.5	0.14								
2.6	0.13								
2.7	0.13								
2.8	0.13								
2.9	0.13								
3	0.13								
coeur		430							



Zone A, profondeur moyenne : 0.8 mm
(excentricité)
Rep 60, non rev., prof. zone A : 2.03 mm

Zone A, aire moyenne : 23.5 mm²

Zone B, profondeur moyenne : 2.9 mm
(forte excentricité)

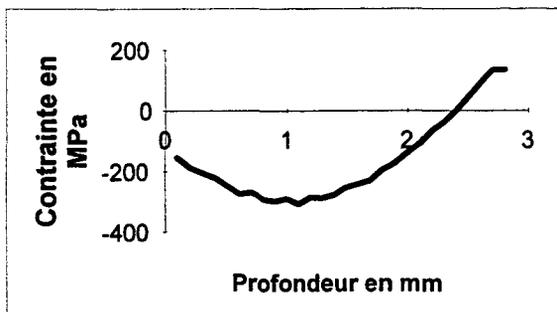
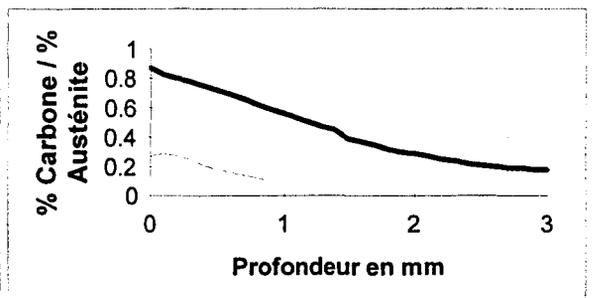
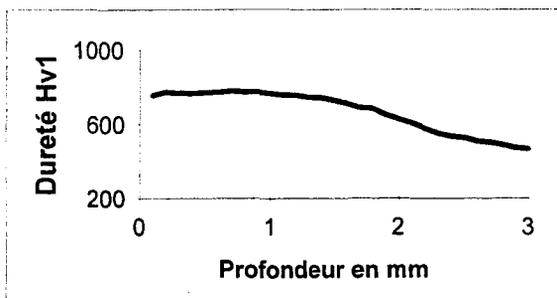
Zone B, aire moyenne : 42.5 mm²

Zone C, aire moyenne : 13.6 mm²

F16BHA

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Prof. mm	Carb. %	Dureté Hv1	Cont. MPa	Microstructure		Fatigue			
				Mart.	Aust. A	Rep.	Nb de cycles	Charge MPa	Comment.
0	0.87			73	27				
0.1	0.83	755	-154	71	29	21	100000	700	congé
0.2	0.8	772	-188	73	27		100000	755	
0.3	0.78	767	-205	75	25		53340	810	
0.4	0.75	766	-221	79	21	22	100000	750	
0.5	0.72	771	-249	82	18		100000	800	
0.6	0.69	772	-274	84	16		100000	850	
0.7	0.66	779	-270	86	14		39625	900	
0.8	0.62	775	-292	88	12	23	233000	800	
0.9	0.59	775	-299	90	10	24	100000	750	
1	0.56	767	-291	91	9		100000	775	
1.1	0.53	758	-308	93	7		99000	800	
1.2	0.5	757	-286	94	6	25	1000000	770	
1.3	0.47	746	-288			26	109900	850	pas cassée
1.4	0.45	742	-277			27	6414	950	
1.5	0.39	728	-253			28	50400	900	
1.6	0.37	714	-242			29	100000	770	
1.7	0.35	691	-230				100000	800	
1.8	0.32	686	-194				90603	770	
1.9	0.3	652	-172			30	100000	600	congé
2	0.29	627	-138				100000	655	
2.1	0.27	606	-106				100000	710	
2.2	0.25	578	-64				100000	765	
2.3	0.24	550	-35				100000	870	
2.4	0.22	536	4				14650	875	
2.5	0.21	527	51						
2.6	0.2	508	95						
2.7	0.19	502	136						
2.8	0.19	489	135						
2.9	0.18	474							
3	0.18	467							
coeur	0.15	440							



Zone A, profondeur moyenne : 1.86 mm

Zone A, aire moyenne : 45.5 mm²

Zone B, profondeur moyenne : 2.75 mm

Zone B, aire moyenne : 11 mm²

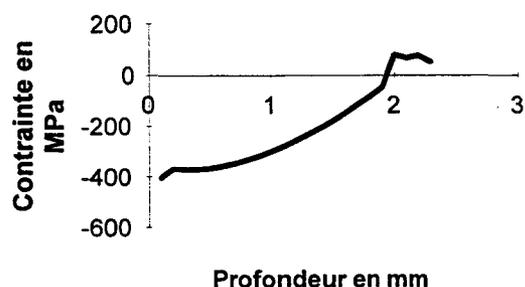
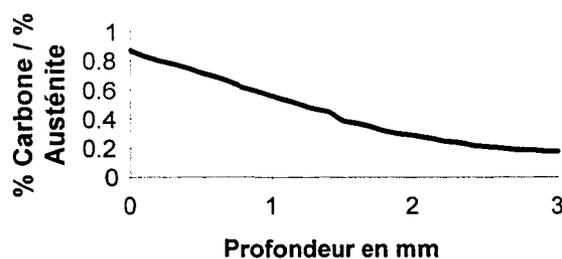
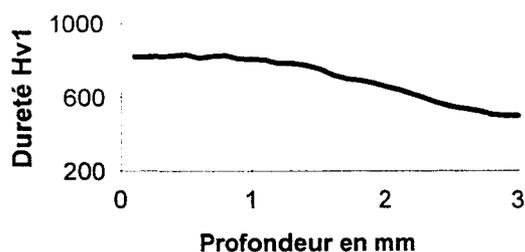
Zone C, aire moyenne : 18.9 mm²

F16BHAF

Traitement basse pression - Trempe huile - Revenu 140°C - 2 heures

Austénite retenue traitée à l'azote

Prof. mm	Carb. %	Dureté Hv1	Cont. MPa	Fatigue			
				Rep.	Nb de cycles	Charge MPa	Comment.
0	0.87						
0.1	0.83	819	-404	31	100000	700	
0.2	0.8	819	-367		96250	755	
0.3	0.78	822	-370	32	179200	705	
0.4	0.75	827	-370	33	6434300	750	
0.5	0.72	832	-366	34	100000	650	
0.6	0.69	813	-359		100000	675	
0.7	0.66	823	-349		100000	700	
0.8	0.62	827	-335		100000	725	
0.9	0.59	810	-319		100000	750	
1	0.56	807	-300		49423	775	
1.1	0.53	802	-279	35	6800	850	
1.2	0.5	784	-256	36	8640	900	
1.3	0.47	783	-230	37	12366663	705	
1.4	0.45	772	-203	38	6590	850	
1.5	0.39	754	-174	39	144450	800	
1.6	0.37	720	-144	40	20470	800	
1.7	0.35	701	-112				
1.8	0.32	692	-80				
1.9	0.3	677	-46				
2	0.29	658	80				
2.1	0.27	641	68				
2.2	0.25	618	77				
2.3	0.24	597	52				
2.4	0.22	570					
2.5	0.21	550					
2.6	0.2	538					
2.7	0.19	525					
2.8	0.19	509					
2.9	0.18	502					
3	0.18	501					
coeur	0.15	448					



Zone A, profondeur moyenne : 1.8 mm

Zone A, aire moyenne : 44.6 mm²

Zone B, profondeur moyenne : 2.5 mm

Zone B, aire moyenne : 15.1 mm²

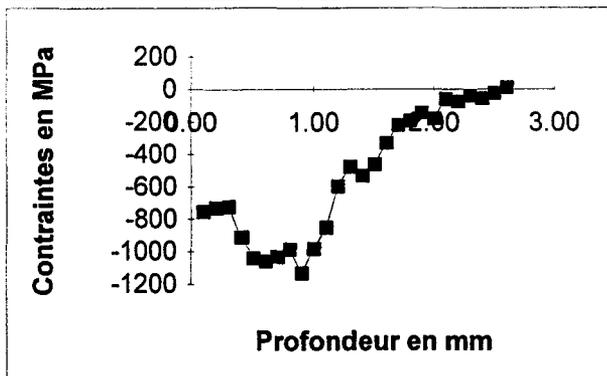
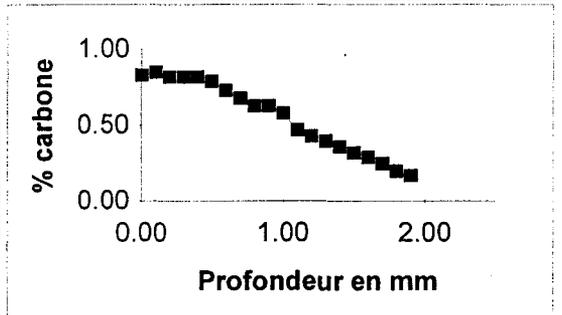
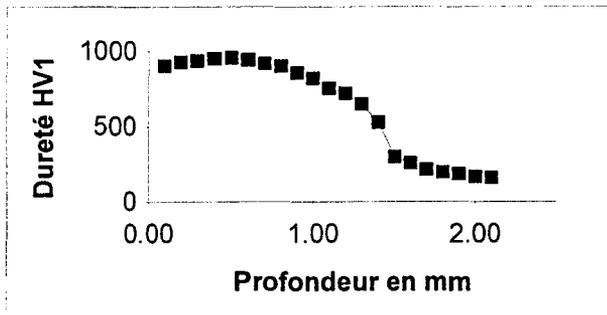
Zone C, aire moyenne : 14 mm²

Echantillons complémentaires

NUANCE C10

Traitement basse pression - Trempe eau 20 °C

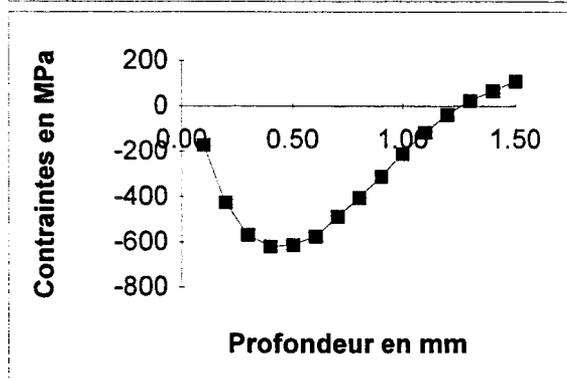
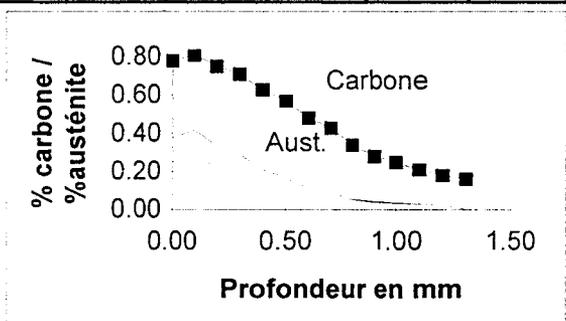
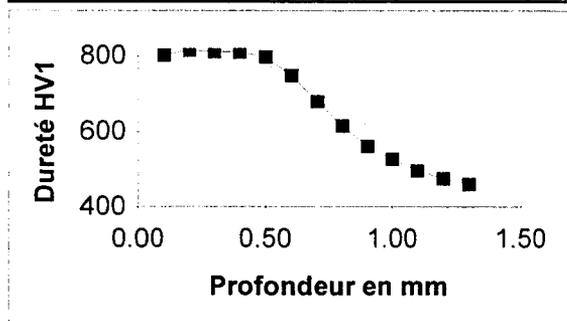
Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	
0.00	0.83				Austénite + Martensite
0.10	0.85	907	24	-753	
0.20	0.82	930	68	-732	
0.30	0.82	939	98	-725	
0.40	0.82	954	127	-912	
0.50	0.79	960	169	-1041	
0.60	0.73	945	212	-1061	
0.70	0.68	923	264	-1030	
0.80	0.63	907	302	-986	
0.90	0.63	860	348	-1132	
1.00	0.58	823	401	-982	Martensite
1.10	0.47	757	445	-850	
1.20	0.43	723	485	-597	
1.30	0.40	652	525	-476	
1.40	0.36	531	548	-530	
1.50	0.32	301	583	-460	
1.60	0.29	260	613	-330	
1.70	0.25	217	644	-218	
1.80	0.20	202	661	-192	
1.90	0.17	190	682	-144	
2.00	0.14	170	705	-179	Ferrite
2.10	0.12	162	730	-61	
2.20	0.07	155	740	-75	
2.30			739	-41	
2.40			758	-54	
2.50	0.03	149	782	-22	
2.60			818	11	



Epaisseur Hv 550 :	1.38
Dureté superficielle :	907
Dureté à coeur :	162
Contrainte à 0.1 mm :	-753
Contrainte maxi :	-1000
Epaisseur contrainte = 0 :	2.55
% carbone superficiel :	0.83
% carbone coeur :	0.02

F16BHR NUANCE16NiCr6
 Traitement basse pression - Trempe huile 60 °C

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure				
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust A	%Aust C	% Mart A	%Mart C	%Bain
0.00	0.78				25	36	75	64	
0.10	0.81	802	11	-169	28	39	72	61	
0.20	0.75	815	23	-425	23	43	77	57	
0.30	0.71	812	54	-568	20	35	80	65	
0.40	0.63	810	97	-619	15	23	85	77	
0.50	0.57	798	146	-611	13	17	87	83	
0.60	0.48	749	197	-575	9	11	91	89	
0.70	0.43	680	248	-487	7	8	93	92	
0.80	0.34	616	295	-403	5	5	95	95	
0.90	0.28	562	338	-310			100	100	
1.00	0.25	528	376	-209			-	-	
1.10	0.21	497	408	-114			-	-	
1.20	0.18	476	434	-37			-	-	
1.30	0.16	460	455	24			-	-	
1.40	0.15	453	472	69			-	-	
1.50	0.15	448	486	110			-	-	
1.60	0.14	445	497	138			-	-	
1.70	0.14	435	506	128			-	-	
1.80	0.14	437	516	142			-	-	
1.90	0.13	439	525	121			-	-	
2.00		428	536	124			-	-	
2.10		443	547	127			-	-	
2.20			558	141			-	-	
2.30			568				100	100	



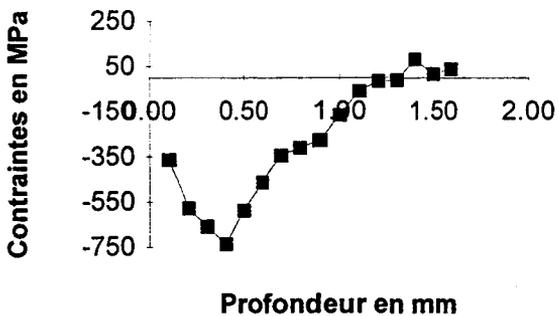
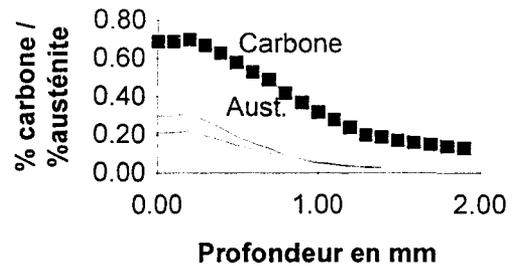
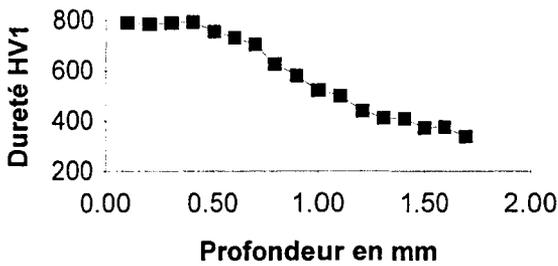
Epaisseur Hv 550 : 0.92
 Dureté superficielle : 802
 Dureté à coeur : 443

 Contrainte à 0.1 mm : -169
 Contrainte maxi : -619
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.26

 % carbone superficiel : 0.78
 % carbone coeur : 0.13
 % austénite moyen : 20 % sur 0.5 mm

C121NR NUANCE16NiCr6
 Traitement basse pression - Trempe huile 70 °C

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure			
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	% Aust. A	%Aust C	% Mart. A	%Mart. C
					Oxydation interne : 7 µm			
0.00	0.69				21	29	79	71
0.10	0.69	791	27	-362	21	29	79	71
0.20	0.70	785	48	-577	22	37	78	63
0.30	0.67	790	66	-658	20	32	80	68
0.40	0.63	794	95	-736	17	26	83	74
0.50	0.58	756	129	-587	14	20	86	80
0.60	0.53	732	168	-463	12	15	88	85
0.70	0.49	704	201	-344	10	12	90	88
0.80	0.42	628	229	-309	8	9	92	91
0.90	0.37	582	252	-275	6	7	94	93
1.00	0.32	522	274	-164	5	5	95	95
1.10	0.28	501	295	-57			100	100
1.20	0.24	440	311	-13			-	-
1.30	0.20	415	322	-8			-	-
1.40	0.19	410	331	83			-	-
1.50	0.17	374	340	18			-	-
1.60	0.16	377	346	41			-	-
1.70	0.15	339	354				-	-
1.80	0.14		361				-	-
1.90	0.13		368				-	-
3.00	0.13	316					100	100



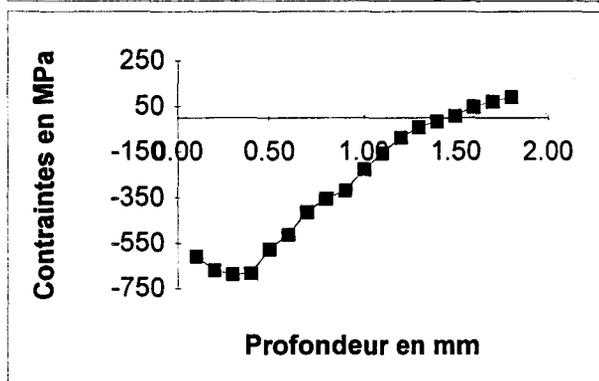
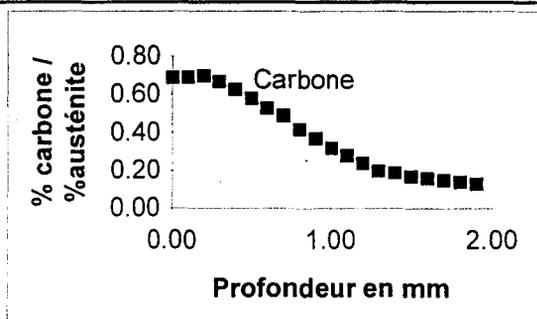
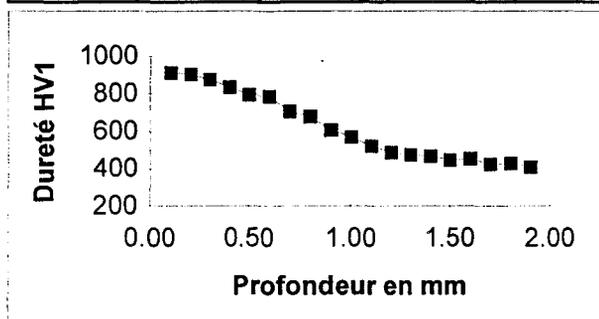
Epaisseur Hv 550 : 0.95
 Dureté superficielle : 791
 Dureté à coeur : 316

 Contrainte à 0.1 mm : -362
 Contrainte maxi : -736
 Epaisseur contrainte = 0 : 1.32

 % carbone superficiel : 0.69
 % carbone coeur : 0.13
 % austénite moyen : 17% sur 0.8 mm

C121NRAF NUANCE16NiCr6
 Traitement basse pression - Trempe huile 70 °C

Prof. [mm]	Carbone [%C]	Dureté [Hv 1]	Contrainte		Structure
			Microdéf Lissée	Mes. [MPa]	
Oxydation interne : 7 µm					
0.00	0.69				Supposée 100% martensitique
0.10	0.69	911	29	-607	
0.20	0.70	903	58	-669	
0.30	0.67	876	91	-686	
0.40	0.63	835	126	-682	
0.50	0.58	794	162	-575	
0.60	0.53	785	194	-512	
0.70	0.49	707	224	-411	
0.80	0.42	680	250	-353	
0.90	0.37	608	274	-318	
1.00	0.32	570	297	-224	
1.10	0.28	523	316	-154	
1.20	0.24	488	332	-86	
1.30	0.20	476	345	-40	
1.40	0.19	467	356	-15	
1.50	0.17	447	366	9	
1.60	0.16	455	375	51	
1.70	0.15	424	382	73	
1.80	0.14	430	388	93	
1.90	0.13	409	393	60	
3.00	0.13	402	400		



Epaisseur Hv 550 :	1.04
Dureté superficielle :	911
Dureté à coeur :	402
Contrainte à 0.1 mm :	-607
Contrainte maxi :	-686
Epaisseur contrainte = 0 :	1.46
% carbone superficiel :	0.69
% carbone coeur :	0.13

ANNEXE 2

Répartition de la chaleur dans les éprouvettes destinées à la détermination des contraintes et dans les éprouvettes de fatigue



Cette annexe regroupe les différents résultats obtenus lors de simulation par éléments finis de la répartition de température au cours d'un refroidissement à l'huile d'une couche cémentée.

La simulation a été effectuée dans le cas de pièce cylindrique de diamètre 50 mm et d'épaisseur 10 mm, planche X et XI, ainsi que dans le cas de pièces cylindriques de diamètre 10 mm et de longueur 50 mm, planche XII et XIII.

Pour chaque cas d'étude les résultats sont donnés pour la surface, ainsi que pour les profondeurs situées à 1 et 2 mm de la surface, planche X et XII. A titre indicatif les résultats obtenus au cours du refroidissement de la surface et du coeur des éprouvettes sont aussi superposés planche XI et XIII. Le repérage des noeuds effectué est donné figure 1 et 2, pour les deux géométries de pièces étudiées.

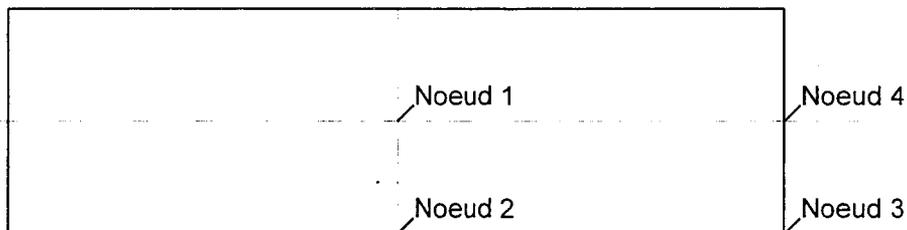


Figure 1 : Repérage des noeuds dans le cas des éprouvettes destinées à la détermination des contraintes résiduelles

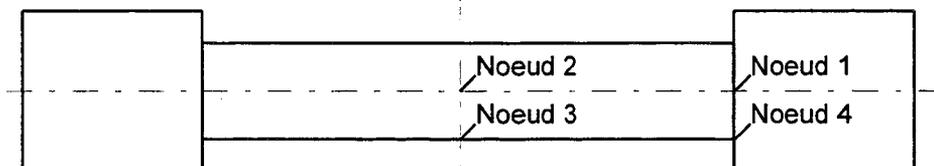


Figure 2 : Repérage des noeuds dans le cas des éprouvettes destinées aux essais de fatigue

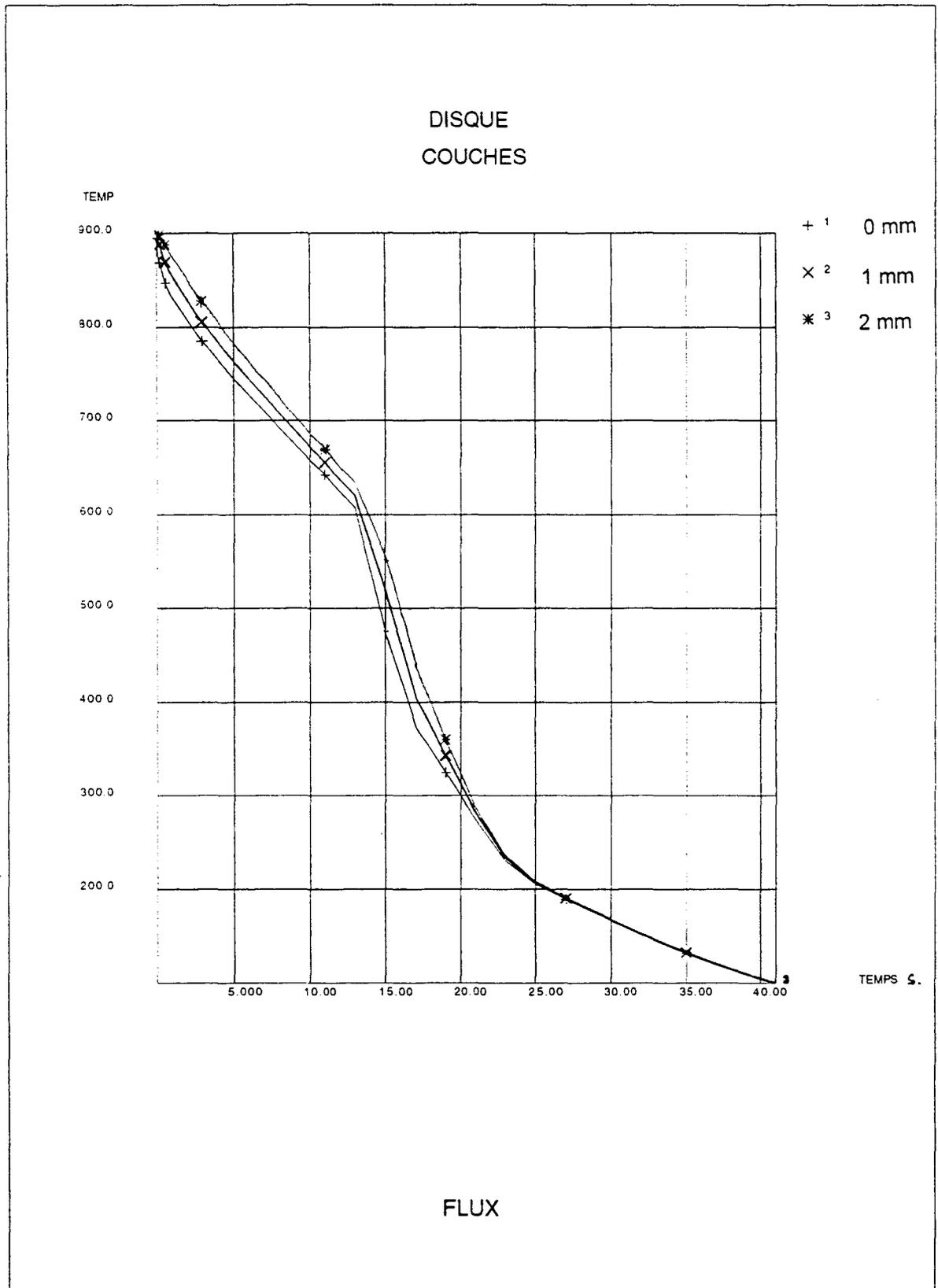


Planche X : Evolution de la température de la surface
et des couches situées à 1 et 2 mm de la surface
lors d'une trempe à l'huile d'une couche cimentée
cas des pièces destinées à la détermination des contraintes résiduelles

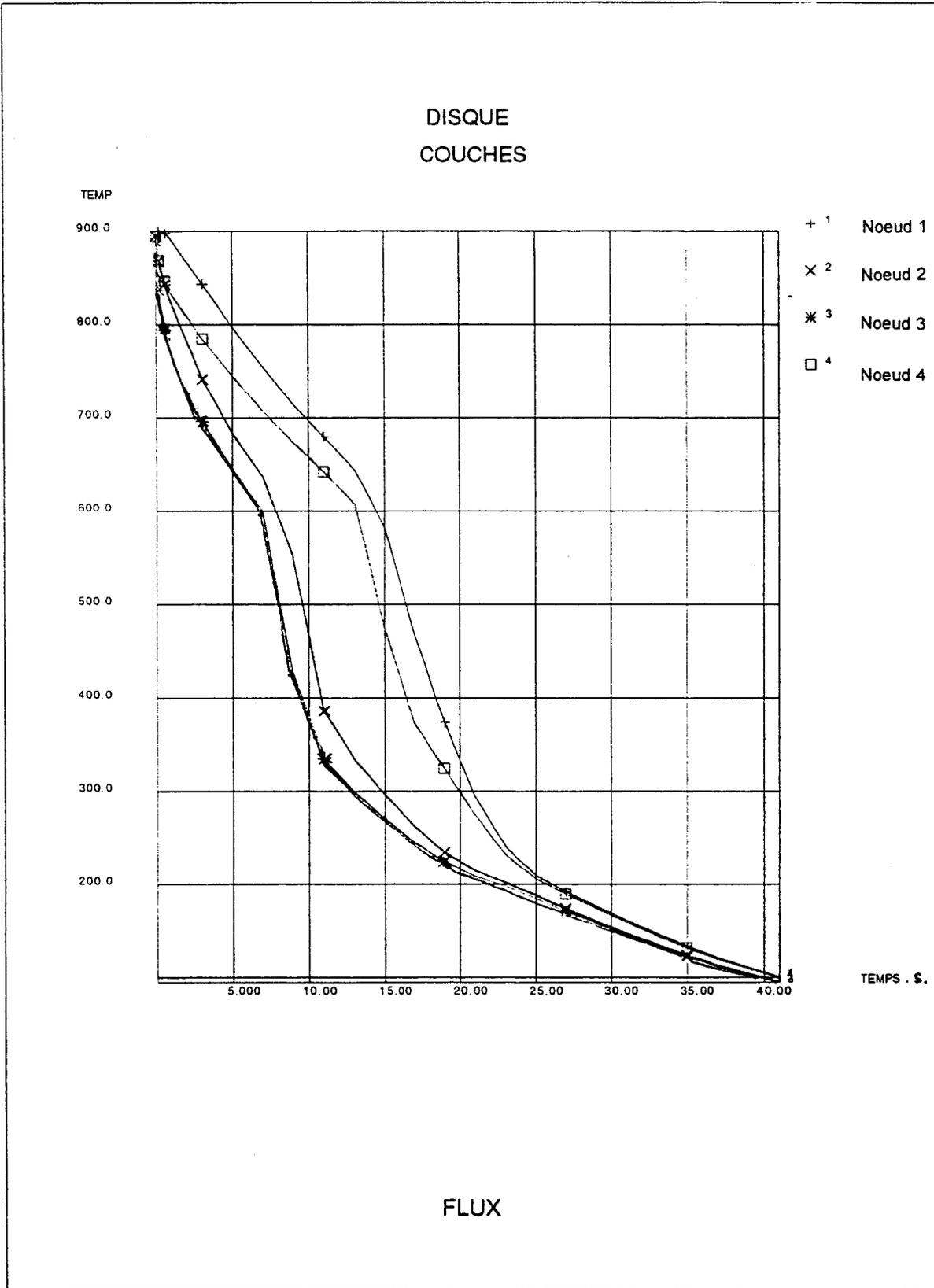


Planche XI : Evolution de la température des noeuds repérés 1, 2, 3, 4
figure 1, dans le cas des pièces destinées à la détermination des contraintes résiduelles

SYSTUS OSF-233 07-12-95

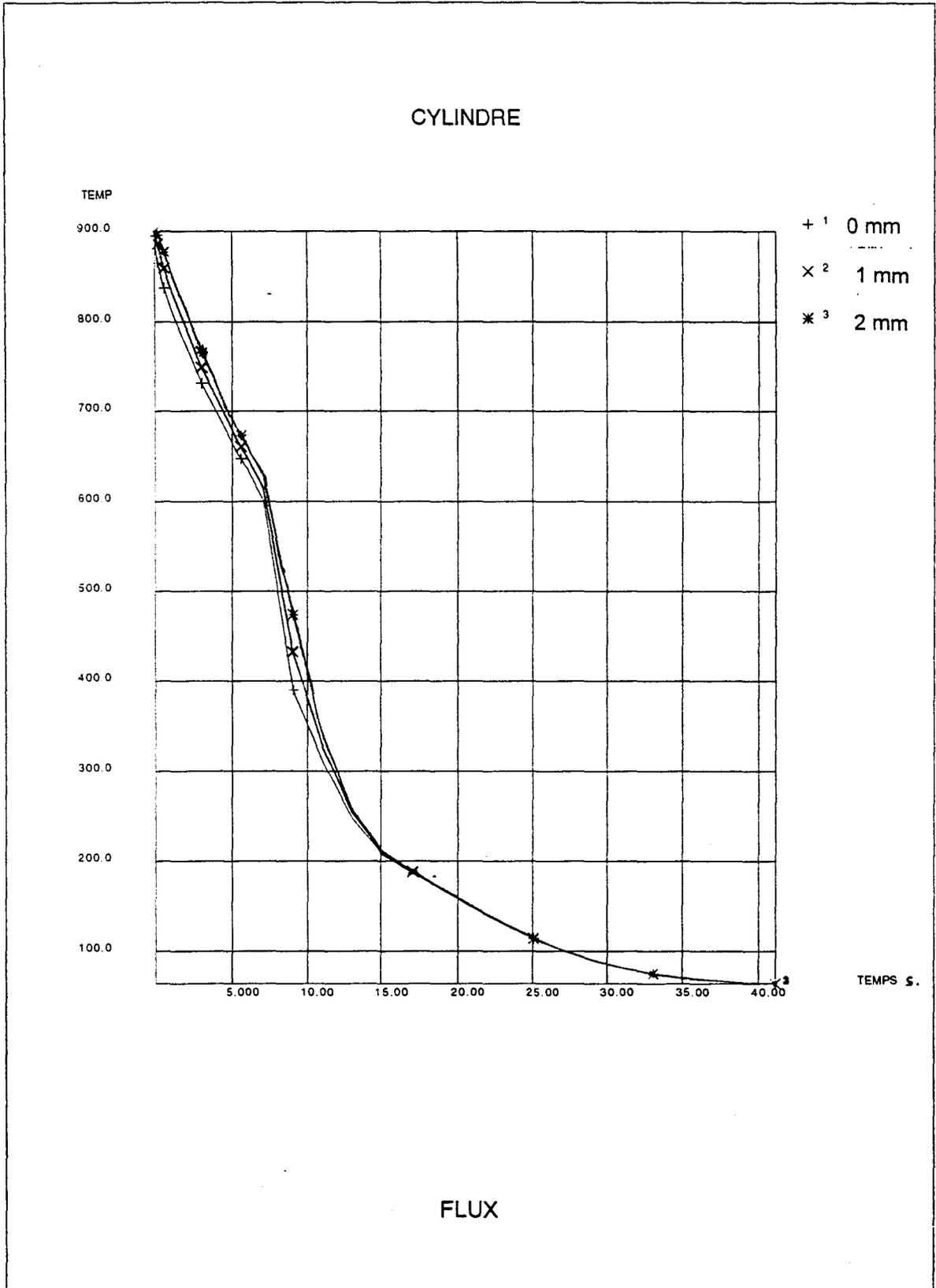
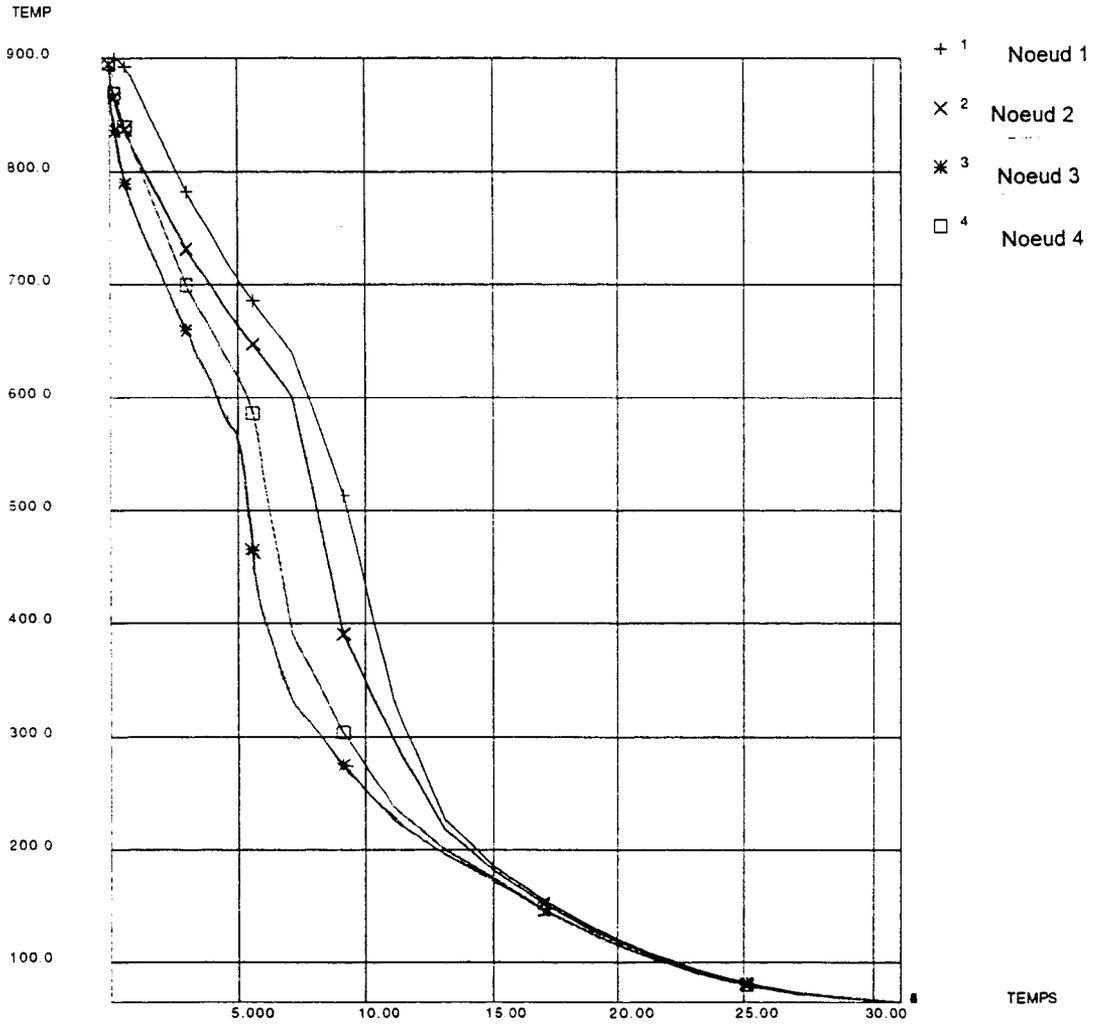


Planche XII : Evolution de la température de la surface
et des couches situées à 1 et 2 mm de la surface
lors d'une trempe à l'huile d'une couche cimentée
cas des pièces destinées aux essais de fatigue

CYLINDRE
COUCHES



FLUX

Planche XIII: Evolution de la température des noeuds repérés 1, 2, 3, 4
figure 2, dans le cas des pièces destinées aux essais de fatigue