



Modelisation magnetothermique, metallurgique et mecanique de la trempe superficielle apres chauffage par induction appliquee aux vilebrequins

Philippe Bristiel

► To cite this version:

Philippe Bristiel. Modelisation magnetothermique, metallurgique et mecanique de la trempe superficielle apres chauffage par induction appliquee aux vilebrequins. Engineering Sciences [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2001. English. NNT : 2001-05 . pastel-00005054

HAL Id: pastel-00005054

<https://pastel.hal.science/pastel-00005054>

Submitted on 22 Apr 2009

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

**Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Centre de Bordeaux**

THESE

Présentée pour obtenir le grade de

DOCTEUR

DE

**L' ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
D'ARTS ET METIERS**

Spécialité : MECANIQUE

Par

Philippe BRISTIEL

**MODELISATION MAGNETOTHERMIQUE, METALLURGIQUE ET MECANIQUE
DE LA TREMPERATURE SUPERFICIELLE
APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION
APPLIQUEE AUX VILEBREQUINS**

Soutenue le ... devant le Jury d'examen :

MM.	F. GIROT	Professeur, Ecole Nat. Sup. Arts et Métiers, Bordeaux
	D. COUPARD	Maître de Conférence, Ecole Nat. Sup. Arts et Métiers, Bordeaux
	J.-L. LATAILLADE	Professeur, Ecole Nat. Sup. Arts et Métiers, Bordeaux
	J.-L. LEBRUN	Maître de Conférence, Ecole Nat. Sup. Arts et Métiers, Paris
	X. OLAGNE	Responsable Développement Industriel, Krupp Mavilor
Mme	S. DENIS	Directeur de Recherche, Ecole Nat. Sup. des Mines, Nancy
Mme	C. ROBIN	Professeur, Ecole Nat. Sup. des Mines, Nancy

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE 4

I. INTRODUCTION A LA MODELISATION DE LA TSI DES VILEBREQUINS..... 6

I.1. LE VILEBREQUIN ET SON PROCEDE DE FABRICATION	6
I.1.1. Description du vilebrequin dans son environnement.....	6
I.1.2. Procédé de fabrication.....	11
I.1.3. Particularités des aciers forgés	13
I.2. LE DURCISSEMENT SUPERFICIEL APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	14
I.2.1. Méthode générale.....	14
I.2.1.1. La trempe.....	14
I.2.1.2. La trempe superficielle après chauffage par induction	16
I.2.2. Application à la trempe des vilebrequins.....	18
I.2.2.1. Données électriques et thermiques	21
I.2.2.2. Détermination des contraintes résiduelles.....	23
I.3. LA SIMULATION DE LA TREMPER SUPERFICIELLE APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	25
I.3.1. Les outils.....	25
I.3.2. Modélisation des phénomènes physiques.....	26
I.3.2.1. Phénomènes électromagnétiques	26
I.3.2.1.1. Equations de Maxwell des états stationnaires	26
I.3.2.1.2. Formulation bidimensionnelle des phénomènes magnétodynamiques	28
I.3.2.1.3. Formulation tridimensionnelle des phénomènes magnétodynamiques	30
I.3.2.2. Phénomènes thermiques	30
I.3.2.3. Phénomènes métallurgiques	32
I.3.2.4. Phénomènes mécaniques	33
I.3.3. Couplages des différents phénomènes	36
I.4. CONCLUSION	38

II. MODELISATION DU COMPORTEMENT METALLURGIQUE DE L'ACIER 39

II.1. ETUDE DES PARAMETRES INFLUENTS SUR LE COMPORTEMENT DE L'ACIER AU COURS DE LA TREMPER	40
II.1.1. Influence de la microstructure de l'acier	40
II.1.1.1. Influence des conditions de refroidissement après forgeage sur la microstructure de l'acier.....	40
II.1.1.2. Influence de la microstructure de l'acier forgé sur son aptitude à l'austénitisation	42
II.1.2. Comportement métallurgique en cycle rapide.....	45
II.1.2.1. Caractérisation des cycles thermiques.....	45
II.1.2.2. Etude dilatométrique	47
II.2. MODELES DE TRANSFORMATION METALLURGIQUE	53
II.2.1. Modélisation des transformations avec diffusion	53
II.2.1.1. Transformations isothermes	54
II.2.1.2. Transformations anisothermes	57
II.2.2. Modélisation de la transformation martensitique.....	59
II.2.3. Modélisation du revenu	60
II.3. MODELISATION DES PROPRIETES METALLURGIQUES DE L'ACIER C38MOD	61
II.3.1. Calage des modèles de transformations métallurgiques	61
II.3.1.1. Transformations avec diffusion au chauffage.....	62
II.3.1.2. Transformations avec diffusion au refroidissement.....	64
II.3.1.3. Transformation martensitique	66
II.3.1.4. Transformation au revenu	67
II.3.2. Prise en compte de l'homogénéité de l'austénite	67
II.4. CONCLUSION	71

III. SIMULATION NUMERIQUE DU PROCEDE DE TREMPE	72
III.1. DESCRIPTION DES OUTILS DE SIMULATION	72
III.1.1. Simulation électromagnétique tridimensionnelle	72
III.1.2. Simulation magnétothermique bidimensionnelle.....	74
III.1.2.1. Couplage tridimensionnel / bidimensionnel.....	74
III.1.2.2. Méthode magnétothermique	77
III.1.3. Simulation métallurgique et mécanique	80
III.1.4. Modélisation des propriétés physiques	81
III.1.4.1. Propriétés électromagnétiques	81
III.1.4.1.1. Perméabilité magnétique.....	81
III.1.4.1.2. Résistivité électrique.....	82
III.1.4.1.3. Cas particulier du calcul Magnétodynamique 3D	82
III.1.4.2. Propriétés thermiques.....	83
III.1.4.2.1. Conductivité thermique et chaleur spécifique.....	83
III.1.4.2.2. Coefficient de convection	84
III.1.4.3. Propriétés métallurgiques.....	85
III.1.4.3.1. Transformation FP→A	85
III.1.4.3.2. Transformation A→FPB.....	86
III.1.4.3.3. Transformation A→M	87
III.1.4.3.4. Transformation M→Mr	87
III.1.4.4. Propriétés mécaniques	88
III.1.4.4.1. Courbes de dilatation	88
III.1.4.4.2. Module d'Young et coefficient de Poisson	89
III.1.4.4.3. Limite élastique	89
III.1.4.4.4. Dureté.....	90
III.2. SIMULATION DU PROCEDE DE TREMPE CLASSIQUE	91
III.2.1. Analyse des résultats électromagnétiques 3D	91
III.2.2. Résultats thermiques	93
III.2.2.1. Méthode du couplage Flux3D / Flux2D.....	93
III.2.2.2. Calcul Magnétothermique.....	96
III.2.3. Résultats métallurgiques	99
III.2.4. Résultats mécaniques	100
III.3. OPTIMISATION DU PROCEDE DE TREMPE	102
III.3.1. Résultats électromagnétiques.....	102
III.3.2. Résultats thermiques, métallurgiques et mécaniques.....	104
III.4. CONCLUSION.....	108
 IV. VALIDATION EXPERIMENTALE	109
IV.1. ESSAI DE TREMPE SUR COUDES DE VILEBREQUIN	110
IV.1.1. Description du banc d'essai de trempe.....	110
IV.1.2. Résultats métallurgiques.....	111
IV.1.3. Résultats mécaniques.....	112
IV.2. TESTS EN FATIGUE	114
IV.3. CONCLUSION	115
 CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES	116
 BIBLIOGRAPHIE.....	118

INTRODUCTION GENERALE

L'amélioration des performances des moteurs diesel depuis 20 ans a entraîné une augmentation importante des sollicitations imposées aux vilebrequins, avec des puissances transmises multipliées par 1,5 à 2 pour des dimensions inchangées. Ces dernières années ont également vu l'apparition d'impératifs liés à l'émission de gaz ou de particules et à la limitation du bruit. C'est pourquoi les spécifications des vilebrequins des moteurs modernes ont été considérablement accrues, notamment en résistance à la fatigue, en rigidité et en précision dimensionnelle.

Cette tendance de fond s'est développée dans le contexte d'un marché de plus en plus compétitif. Elle s'est donc accompagnée d'une recherche systématique de solutions techniques permettant une diminution des coûts, tant au niveau de la pièce brute que de l'usinage. Ainsi, des efforts importants sont consentis en permanence pour tenter de réduire les poids.

Face à ces évolutions très significatives et souvent contradictoires, la tendance générale est au recours à des matières moins nobles et à des traitements de surface optimisés, ce qui permet d'allier réduction des coûts et amélioration du niveau de fatigue. En taille camion, la plupart des vilebrequins sont maintenant durcis par trempe superficielle après chauffage par induction. Krupp Mavilor est l'un des spécialistes mondiaux de fabrication de vilebrequins et livre des pièces complètement usinées aux plus grands motoristes diesel, principalement dans le domaine du poids lourd. Confrontée à un contexte technico-économique de plus en plus exigeant et à la mondialisation de la concurrence, elle considère comme un impératif stratégique d'être à la pointe de l'innovation et de la technologie. Cela concerne en premier lieu la maîtrise de ses processus fondamentaux, comme la trempe superficielle par induction des congés de raccordement.

C'est dans cette perspective que Krupp Mavilor a décidé de lancer en 1998 un programme de recherche et de développement ambitieux sur le sujet, avec pour objectif d'améliorer la tenue en fatigue des vilebrequin en agissant principalement sur l'étape du traitement thermique. L'idée de départ était que la tenue en fatigue était étroitement liée à la qualité du traitement thermique et plus précisément aux microstructures métallurgiques et aux contraintes résiduelles engendrées par celui-ci. L'amélioration de la tenue mécanique des vilebrequins pouvait donc passer par une optimisation de la trempe superficielle à la fois sur le plan métallurgique et sur le plan mécanique. D'autre part, il a été considéré que, d'un point de vue tenue en fatigue, la microstructure métallurgique idéale dans la zone trempée devait être 100% martensitique.

L'étude présentée dans ce mémoire s'appuie sur les travaux menés dans le cadre de ce projet. Face à la complexité de l'opération de trempe des vilebrequins, nous avons considéré que la meilleure approche pour parvenir à son optimisation consistait à utiliser la simulation numérique. Une étude purement expérimentale aurait nécessité la mise en place d'une démarche lourde et coûteuse et n'aurait pas permis pas à coup sûr d'établir une relation entre les conditions de trempe et les résultats de fatigue. La simulation numérique, en révélant les phénomènes physiques à l'origine des résultats du traitement thermique, offre la possibilité d'étudier plus facilement et à moindre coût les paramètres importants.

Nous proposons dans ce mémoire une méthode de simulation qui a abouti à la réalisation d'un véritable code métier dédié à la trempe superficielle après chauffage par induction (TSI) appliquée aux vilebrequins. En première partie, nous présentons le contexte de l'étude et l'état de l'art en matière de simulation numérique de la TSI, en insistant sur les simplifications et les hypothèses retenues pour notre modélisation.

La seconde partie du mémoire est exclusivement consacrée à la modélisation des transformations métallurgiques. L'expérience acquise chez Krupp Mavilor montrant que la trempe de l'acier étudié était plus délicate que pour d'autres nuances, la modélisation de son comportement est passée par une première étape de caractérisation adaptée aux conditions de chauffage et de refroidissement particulières de la TSI.

La simulation complète de la trempe est présentée en troisième partie. La méthode utilisée est détaillée et les résultats thermiques, métallurgiques et mécaniques obtenus dans le cas du procédé de trempe classique sont comparés aux résultats expérimentaux connus. Une première optimisation est ensuite proposée, basée essentiellement sur des considérations énergétiques et métallurgiques. Le nouveau procédé de trempe mis au point par simulation allie un temps de chauffage plus court à une nouvelle conception d'inducteur qui aboutissent à une amélioration significative des résultats métallurgiques.

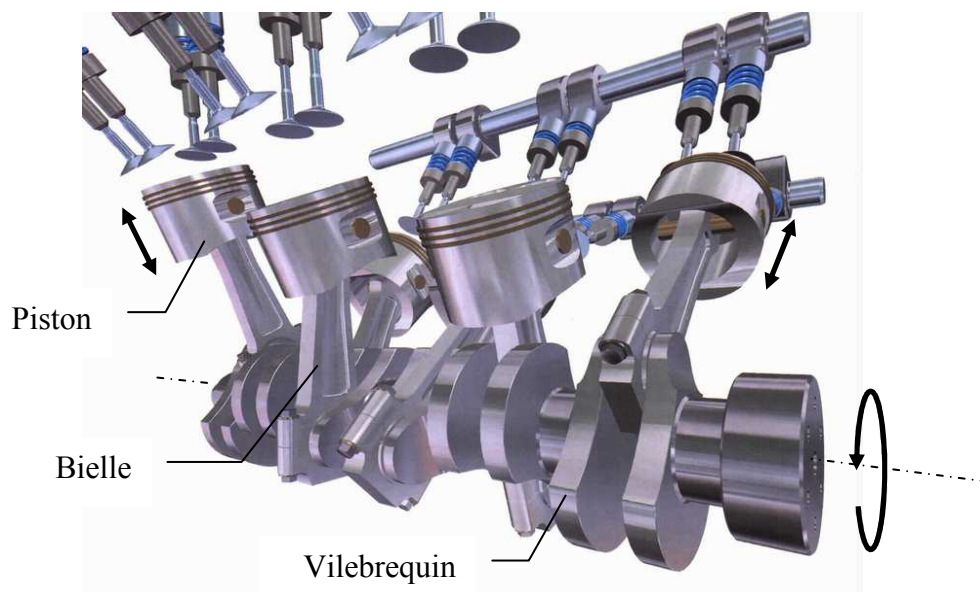
La validation expérimentale du code métier et de l'optimisation du procédé de trempe est abordée dans la quatrième partie. Nous concluons alors sur la bonne corrélation des résultats expérimentaux avec les calculs, même si des interrogations demeurent sur les contraintes résiduelles déterminées et calculées. Les tests en fatigue confirment les lacunes du procédé de trempe partiellement optimisé, et confortent l'intérêt de poursuivre les travaux d'optimisation sur le terrain des contraintes résiduelles.

I. INTRODUCTION A LA MODELISATION DE LA TSI DES VILEBREQUINS

I.1. Le vilebrequin et son procédé de fabrication

I.1.1. Description du vilebrequin dans son environnement

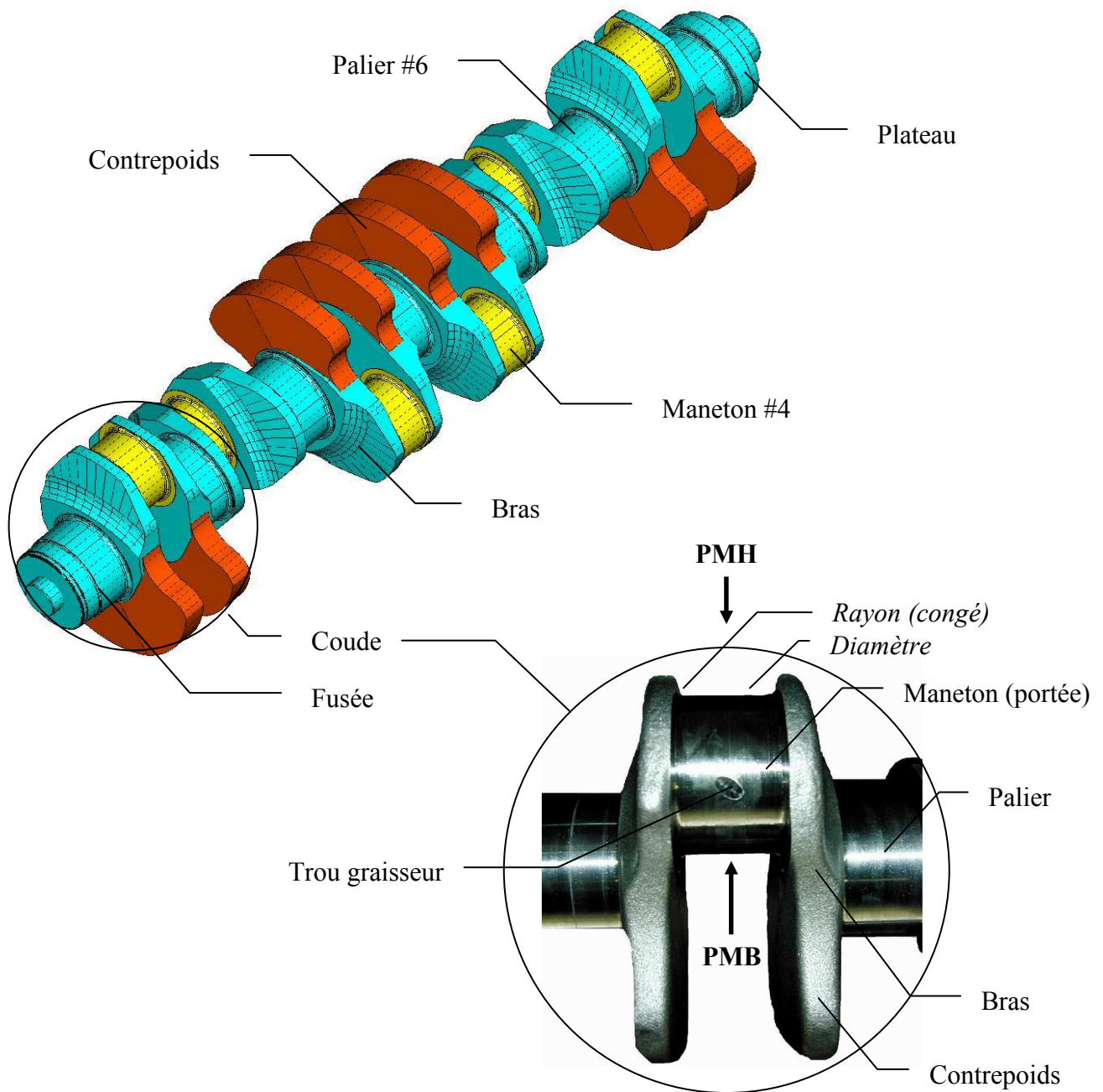
Le vilebrequin, ou arbre moteur, est une pièce maîtresse du moteur thermique. Son rôle consiste à transformer, par l'intermédiaire des bielles, les mouvements de translation des pistons en un mouvement de rotation transmis à la boîte de vitesse (Figure I.1). D'un point de vue mécanique, cette pièce subit des sollicitations cycliques fortes.



*Figure I.1 : Ensemble vilebrequin - bielles - pistons
d'un moteur thermique 6 cylindres*

La terminologie utilisée pour décrire des différentes parties d'un vilebrequin est résumée sur la figure I.2. Le vilebrequin est composé de paliers et de manetons reliés par des bras. Les paliers coaxiaux forment la ligne d'arbre définissant l'axe de rotation du vilebrequin. Les bras, pouvant être prolongés par des contrepoids, permettent de désaxer les manetons par rapport à la ligne d'arbre. Les manetons sont généralement groupés deux par deux, chaque groupe possédant le même axe et une position angulaire particulière autour de la ligne d'arbre (2x2 manetons orientés à 180° pour un moteur 4 cylindres, 3x2 manetons orientés à 120° pour un moteur 6 cylindres).

Le fonctionnement de l'ensemble vilebrequin – bielles – pistons consiste à transmettre les efforts de pression exercés sur les pistons aux manetons par l'intermédiaire des bielles, de façon à créer un couple qui va entraîner la rotation du vilebrequin autour de son axe.



*Figure I.2 : Géométrie d'un vilebrequin 6 manetons (moteur 6 cylindres)
et détails d'un coude*

On désigne par "coude" l'ensemble composé d'un maneton et des deux bras et paliers qui y sont rattachés. Par analogie avec la terminologie utilisée pour décrire le cycle moteur, on désigne par point mort bas (PMB) la partie du coude située entre les deux bras, et par point mort haut (PMH) la partie opposée. Le point mort bas est aussi appelé zone de recouvrement. Le plan passant par l'axe du maneton et l'axe des paliers est appelé **plan 6h** lorsque l'on fait référence à la zone PMB et plan 12h pour la zone PMH.

Lors du fonctionnement du moteur, les efforts transmis au vilebrequin (efforts de service) sont de deux types :

- Des efforts de **flexion** engendrés au niveau de chaque coude par la pression exercée par l'ensemble piston + bielle sur la surface du maneton. Ces efforts sont maximum au moment où se produit l'explosion du mélange air + carburant et l'expansion des gaz de combustion qui en résulte. A cet instant, le maneton est en position PMH et la pression maximale est donc exercée au niveau de la zone PMH.
- Des efforts de **torsion** exercés sur l'ensemble du vilebrequin et engendrés par les pressions exercées sur les manetons, par l'inertie du vilebrequin et par son couplage avec la transmission.

La combinaison de ces sollicitations engendre un champ de contraintes internes lié au cycle moteur et donc fonction du temps. En chaque point du vilebrequin, le tenseur des contraintes évolue de façon cyclique. L'évolution des contraintes internes de service au cours d'un cycle moteur a été notamment étudiée par RASSER [1]. Le vilebrequin est donc une pièce mécanique soumise à des efforts de fatigue qui vont avoir pour principale conséquence d'altérer ses propriétés mécaniques. Sa durée de vie dépend d'un grand nombre de facteurs qui, en dehors des conditions d'utilisation, peuvent être regroupés en trois catégories :

- Les facteurs liés au **matériau** : propriétés métallurgiques et mécaniques de l'acier.
- Les facteurs liés à la **géométrie** : dimensionnement, rayons de courbure (principalement entre maneton et bras) ...
- Les facteurs liés au **procédé de fabrication** : état de surface, microstructure de l'acier, contraintes résiduelles ...

Dans le cadre de notre étude, nous ne nous intéressons qu'à deux paramètres, liés au procédé de fabrication : les **contraintes résiduelles** et la **microstructure** de l'acier. D'autre part, nous considérons uniquement la fatigue de **flexion**, dans des conditions similaires à celles utilisées pour les tests de fatigue pratiqués chez Krupp Mavilor (cf. chapitre IV). La zone d'étude est alors restreinte au congé de raccordement entre maneton et bras dans le plan 6h, qui correspond à la région où apparaissent les fissures avec ce type d'essai.

La figure I.3 représente la répartition de la contrainte principale simulée dans le cas d'un essai de flexion 3 points (pression exercée en PMH du maneton, coude en appui sur les deux paliers). Ce résultat, valable pour un matériau homogène, une géométrie "parfaite" et un état de contrainte initiale nulle, permet de vérifier que de tels efforts entraînent des contraintes de traction maximales au niveau du congé de raccordement entre maneton et bras dans le plan 6h.

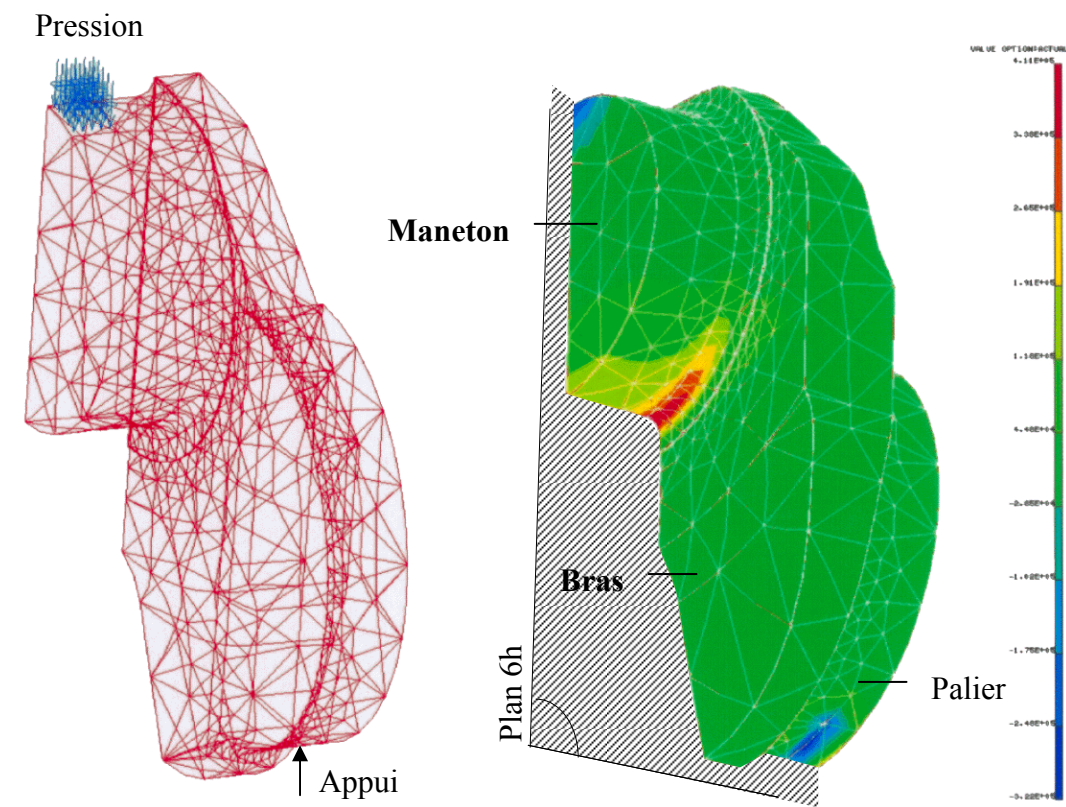


Figure I.3 : Simulation des contraintes internes principales sur un quart de coude dans le cas d'un effort de flexion

Face à la complexité géométrique du vilebrequin, nous allons utiliser deux modèles simplifiés pour réaliser la simulation du traitement thermique (Figure I.4). Le premier est une géométrie tridimensionnelle que nous considérons représentative de la zone de recouvrement (cf. paragraphe III.1). Le second est une géométrie bidimensionnelle représentant le plan 6h. Ces deux géométries vont nous permettre de simuler la trempe au niveau de la zone de recouvrement, c'est à dire au niveau de la partie du coude la plus sollicitée lors d'un effort de flexion.

Certains détails complémentaires de la géométrie du vilebrequin sont représentés sur la figure I.4. Elle met en évidence la rosace servant de butée à la bielle, le pied de rayon et le diamètre.

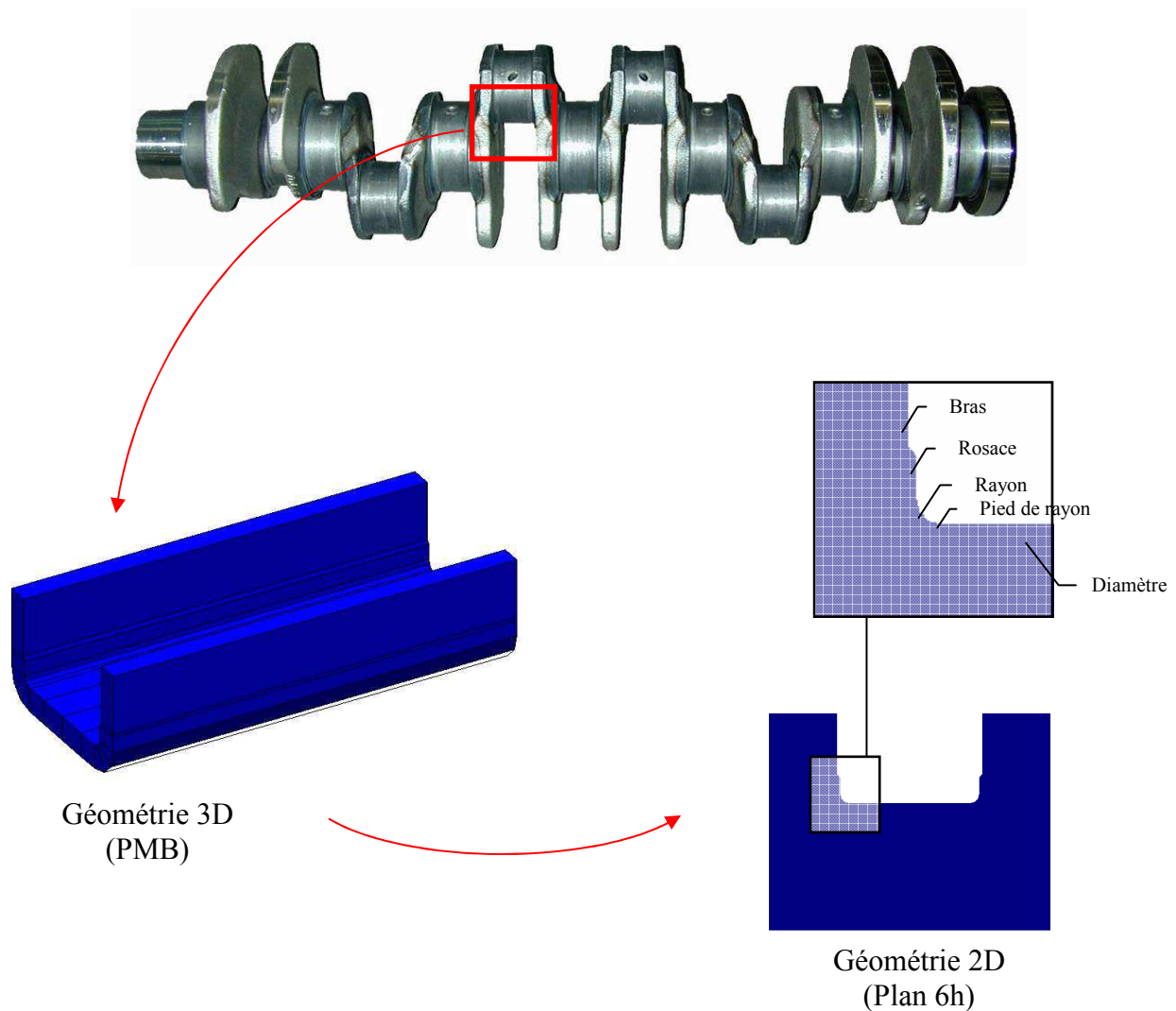


Figure I.4 : Vue générale du vilebrequin et géométries modélisée

I.1.2. Procédé de fabrication

Le vilebrequin étudié est en acier forgé. Son procédé de fabrication comprend quatre étapes principales :

1/ **Forgeage** : un lopin d'acier de section carrée est chauffé par induction jusqu'à une température voisine de 1200°C, puis mis en forme entre deux matrices au moyen d'une presse. Le vilebrequin brut est ensuite refroidi à l'air libre.

2/ **Usinage** (ébauche) : les manetons, les paliers, la fusée et le plateau sont usinés. Les trous graisseurs sont percés.

3/ **Trempe superficielle** (ou durcissement) et **stabilisation** : les manetons et les paliers sont chauffés superficiellement par induction jusqu'à des températures voisines de 1000°C en surface, puis trempés. Le vilebrequin passe ensuite dans un four chauffé à 230°C pendant 2h30min pour subir un revenu.

4/ **Rectification** et **rodage** : les manetons et paliers sont rectifiés puis rodés. Le vilebrequin possède alors ses cotes et son état de surface final.

L'acier utilisé est un 38MnSiVS6, d'appellation commerciale **C38mod**. Krupp Mavilor reçoit les vilebrequins bruts du forgeron Allemand Krupp Gerlach, et assure toutes les étapes suivantes de fabrication jusqu'à l'expédition au client.

Chaque étape du procédé de fabrication a une incidence plus ou moins forte sur les suivantes et sur la tenue en fatigue du vilebrequin fini. La figure I.5 illustre les principales influences du procédé de fabrication sur les caractéristiques jugées importantes pour la tenue en fatigue du vilebrequin.

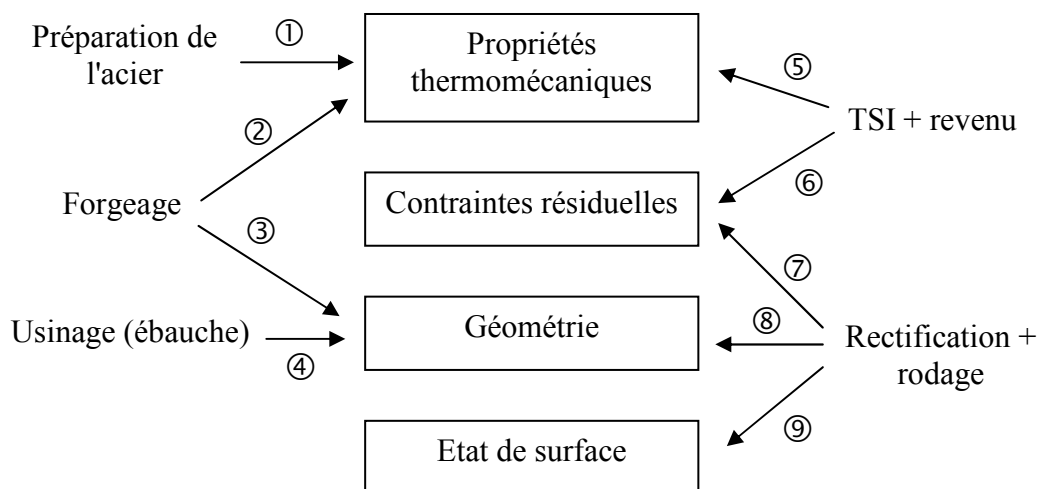


Figure I.5 : Influences des différentes étapes du procédé de fabrication sur les caractéristiques du vilebrequin

Ces influences peuvent se décrire ainsi :

- ① La préparation de l'acier (brassage, coulée, laminage ...) influe sur ses propriétés métallurgiques et mécaniques.
- ② Les conditions de forgeage déterminent la microstructure de l'acier du vilebrequin brut de forge.
- ③ Le forgeage fixe certaines caractéristiques géométriques du vilebrequin fini.
- ④ L'usinage d'ébauche fixe certaines caractéristiques géométriques du vilebrequin fini.
- ⑤ La trempe superficielle et le revenu conditionnent les propriétés mécaniques finales des zones trempées par optimisation de la microstructure de l'acier.
- ⑥ La trempe superficielle génère des contraintes résiduelles qui influent sur la tenue mécanique du vilebrequin. Ces contraintes sont affectées par le revenu.
- ⑦ La rectification influe sur les contraintes résiduelles de surface.
- ⑧ La rectification fixe les caractéristiques géométriques finales.
- ⑨ Le rodage assure l'état de surface final du vilebrequin.

D'autre part, parmi les interactions notables entre les différentes étapes de la fabrication, il est important de noter :

- l'influence des propriétés métallurgiques et mécaniques obtenues après forgeage sur la microstructure de l'acier et les contraintes résiduelles obtenues après trempe superficielle,
- l'influence de la dureté des zones traitées et de la déformation du vilebrequin obtenues après trempe et stabilisation sur la qualité de la rectification : une dureté trop élevée ou un allongement non conforme peuvent provoquer des brûlures sur la surface de l'acier et une baisse importante des contraintes résiduelles superficielles.

La figure I.6 représente la superposition des contours d'une coupe d'un maneton dans le plan passant par les axes maneton et paliers, à trois stades de la fabrication : après forgeage, ébauche et rectification. L'usinage d'ébauche et la rectification engendrent respectivement un enlèvement de matière de quelques millimètres et dixièmes de millimètres. Sur cette figure sont également visibles les profils de trempe obtenus après trempe superficielle de la géométrie ébauchée.

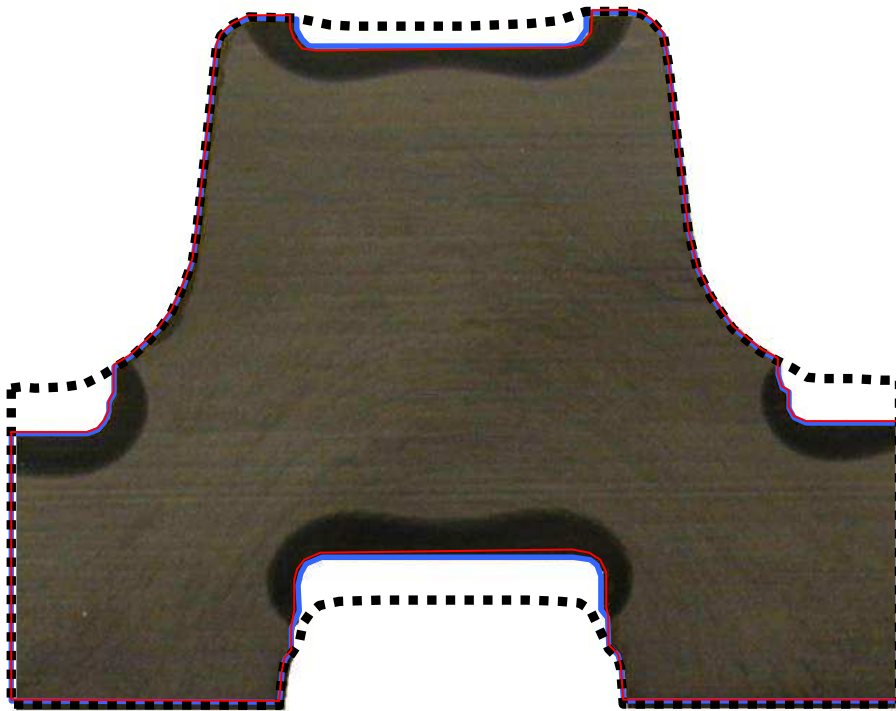


Figure I.6 : Superposition des contours d'une coupe de maneton à différentes étapes de la fabrication : après forgeage (contour noir hachuré), ébauche (contour bleu) et rectification (contour rouge)

Dans notre étude, nous ne nous intéressons qu'à l'étape du traitement thermique : trempe superficielle et revenu appliqués au vilebrequin ébauché. Les autres étapes du procédé de fabrication ainsi que leurs interactions ne seront donc pas prises en compte. L'influence des conditions de forgeage sur la microstructure de l'acier sera abordée au chapitre III, sans être toutefois prise en compte dans notre modélisation des transformations métallurgiques.

I.1.3. Particularités des aciers forgés

L'intérêt du forgeage par rapport au procédé de fonderie est de conférer à la pièce des propriétés mécaniques supérieures, grâce à l'orientation favorable de la microstructure et de ses inclusions et ségrégations. L'acier forgé constitue un matériau hétérogène à deux niveaux :

- Au niveau microscopique : Un examen au microscope optique après attaque Nital révèle une structure "en bande" qui résulte de l'arrangement particulier des grains de ferrite et perlite.
- Au niveau macroscopique : Après attaque Nital, on observe à l'œil nu un réseau de taches sombres de forme allongée, appelé "fibrage". Celui-ci est formé par les inclusions et les ségrégations initialement présentes dans l'acier. Les principales inclusions de l'acier C38mod sont les sulfures de manganèse (Figure I.8).

La structure en bande et le fibrage de l'acier résultent essentiellement du laminage à chaud réalisé en aciérie. Après forgeage, les bandes de ferrite et perlite ainsi que les inclusions et ségrégations se retrouvent orientées tangentiellement à la surface du vilebrequin (Figure I.7). Cette orientation permet notamment de réduire la nocivité d'un point de vue tenue mécanique des inclusions de type sulfure.



*Figure I.7 : Fibrage de l'acier
sur une coupe de maneton*



*Figure I.8 : Exemple de sulfures
à proximité de la surface du rayon après
ébauche et TSI (x 100)*

Les hétérogénéités de l'acier C38mod à l'échelle macroscopique aussi bien que microscopique, ainsi que l'anisotropie qui en découle sur ses propriétés, ne peuvent être prises en compte par les calculs. L'acier que nous allons modéliser sera considéré comme homogène et isotrope.

I.2. Le durcissement superficiel après chauffage par induction

Nous présentons ici brièvement les principes de la trempe des aciers, du chauffage par induction et de son application aux traitements thermiques superficiels. Une présentation plus détaillée pourra être trouvée en [2], [3], [4] et [5].

I.2.1. Méthode générale

I.2.1.1. La trempe

La trempe est un procédé de durcissement de l'acier qui consiste, après austénitisation de la pièce, à la refroidir rapidement pour obtenir une structure martensitique durcie. L'austénitisation est obtenue en chauffant l'acier à une température suffisante pour que sa structure initiale, composée de ferrite et perlite pour un acier hypoeutectoïque, se transforme en austénite, solution solide de carbone dans le fer γ cubique faces centrées. Au cours de la trempe, le refroidissement brutal a pour effet de piéger le carbone dans le réseau cristallin du fer, formant ainsi la martensite.

La mise en solution du carbone donnant lieu à la formation d'austénite est liée au changement de maille du réseau cristallin du fer. Au-delà d'une certaine température (912°C pour le fer pur) la

maille cubique centrée du fer (CC ou fer α) laisse place à une maille cubique à faces centrées (CFC, fer γ) dans laquelle la solubilité du carbone est plus élevée. Inversement, lorsque la température redescend en dessous d'une certaine valeur, la maille CFC laisse place à une nouvelle maille dont la nature dépend des conditions de refroidissement. Si la vitesse de refroidissement est suffisante, le carbone se trouve piégé dans la maille quadratique centrée qui forme la martensite [20]. Inversement, si la vitesse de refroidissement est inférieure à une vitesse appelée vitesse critique de trempe, le fer retrouve sa maille CC et il y a formation de ferrite, perlite ou bainite.

La figure I.9 représente schématiquement l'évolution microstructurale de l'acier et de son réseau cristallin en fonction d'un cycle thermique caractéristique de la trempe.

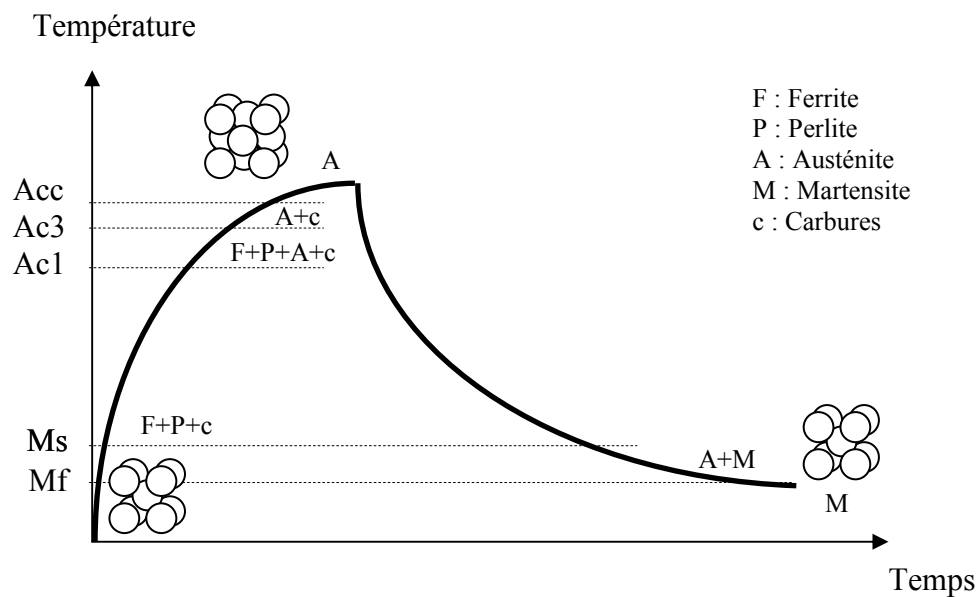
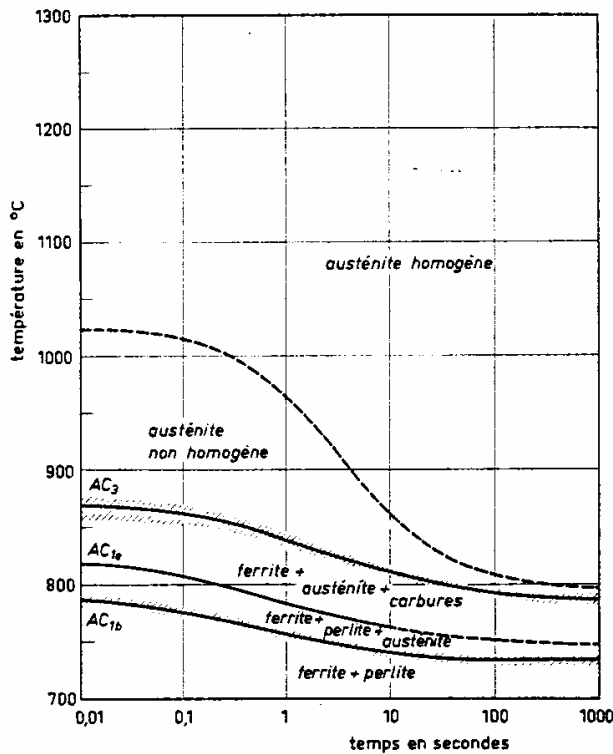


Figure I.9 : Evolution de la microstructure et du réseau cristallin de l'acier au cours d'un cycle thermique de trempe (trempe purement martensitique)

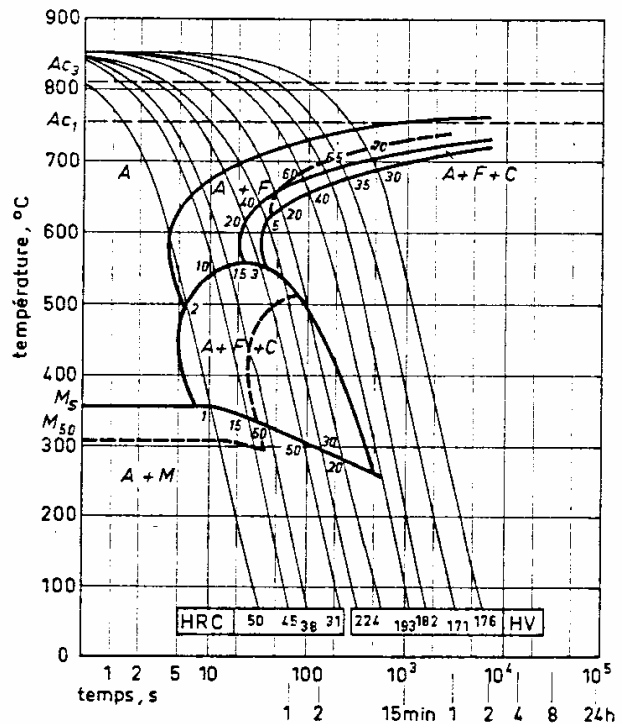
Lors du chauffage, la structure initiale d'un acier hypoeutectoïque se transforme progressivement en austénite entre les températures caractéristiques de l'acier Ac1 (début de formation de l'austénite) et Ac3 (fin de formation de l'austénite). Lorsque l'acier est porté à une température comprise entre Ac3 et Acc (fin de dissolution des carbures), les derniers carbures se dissolvent. Au-delà de Acc, l'austénite s'homogénéise et la taille de ses grains augmente.

Au cours du refroidissement, lorsque la température descend en dessous de Ms (Martensite Start, début de transformation martensitique), la maille du fer devient quadratique centrée donnant lieu à la formation de martensite. Cette transformation est achevée à la température Mf (fin de transformation martensitique).

Ces différents points de transformation caractérisant le comportement métallurgique d'un acier sont représentés sous la forme de diagrammes. Ceux qui concernent le cycle de chauffage sont les diagramme TTA (Temps Température Austénitisation), tandis que les diagrammes TRC (Transformations en Refroidissement Continu) s'appliquent au cycle de refroidissement (Figures I.10 et I.11, extraites de [2]).



*Figure I.10 : Diagramme TTA
de l'acier 34CrMo4*

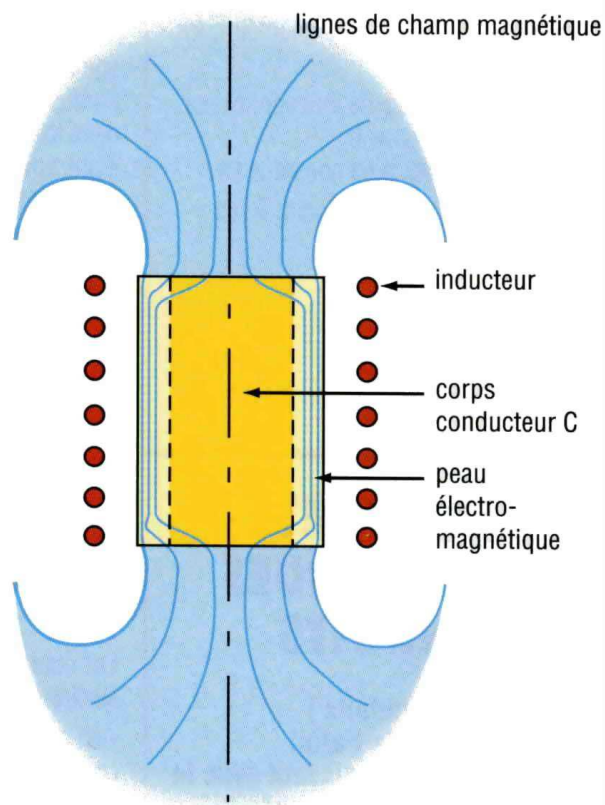


*Figure I.11 : Diagramme TRC
de l'acier 32Cr4 austénitisé à 850°C
pendant 30 min.*

1.2.1.2. La trempe superficielle après chauffage par induction (TSI)

Le chauffage par induction est une application directe des lois de Faraday, de Lentz et de l'effet Joule. La pièce à chauffer, constituée d'un corps conducteur de l'électricité, est placée dans un champ magnétique produit par un inducteur alimenté par un courant électrique sinusoïdale (Figure I.12). Le champ magnétique variable créé par l'inducteur génère une circulation de courants électriques dans la pièce. Ces courants, appelés courants induits ou courants de Foucault, entraînent une dissipation de chaleur par effet Joule [4] [5].

Cette technique de chauffage est couramment utilisée pour la trempe superficielle de pièces en aciers. Le chauffage obtenu, localisé et superficiel, permet d'austénitiser uniquement les zones de la pièce qui doivent être durcies. Le refroidissement peut ensuite être réalisé par projection ou immersion dans le liquide de refroidissement.



*Figure I.12 : Principe du chauffage par induction
(chauffage d'un cylindre, document NOVELECT)*

Le caractère superficiel de ce type de chauffage résulte de la décroissance rapide du champ magnétique et donc de la densité des courants induits de la surface vers le cœur de la pièce. C'est ce que l'on appelle le phénomène de peau électromagnétique, qui délimite la profondeur de pénétration des courants. Dans le cas d'un cylindre infiniment long et pour des valeurs de résistivité électrique et de perméabilité magnétique constantes, la loi d'évolution du courant s'écrit :

$$i = i_0 \cdot \exp\left(-\frac{r}{p}\right) \quad (\text{éq. I.1})$$

avec :

$$p = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \cdot \mu \cdot N}} \quad \text{profondeur de pénétration des courants (m)} \quad (\text{éq. I.2})$$

i_0 : densité de courant en surface (A)
 r : profondeur (m)
 ρ : résistivité électrique ($\Omega \cdot \text{m}$)
 μ : perméabilité magnétique ($\text{H} \cdot \text{m}^{-1}$)
 N : fréquence (Hz)

Pour des pièces plus complexes et pour l'acier, dont les propriétés électromagnétiques dépendent de la température, seule la résolution des équations de Maxwell permet de calculer la répartition exacte des courants induits (cf. paragraphe I.3.2.1). Toutefois, la profondeur de pénétration des courants reste fonction de la fréquence du courant inducteur et des propriétés électromagnétiques de l'acier.

I.2.2. Application à la trempe des vilebrequins

L'application de la trempe superficielle après chauffage par induction (TSI, souvent appelée durcissement superficiel) aux vilebrequins nécessite une installation spécifique en raison de leur complexité géométrique. Les zones visées par la trempe sont les manetons et les paliers. Selon le type de vilebrequin, l'objectif peut être seulement de limiter l'usure liée aux frottements, mais aussi, comme c'est le cas pour le vilebrequin étudié, de créer un état de précontrainte en surface qui va annuler une partie des contraintes de service.

Les machines de trempe utilisées chez Krupp Mavilor sont composées de trois éléments (Figures I.13 et I.14) :

- Un **générateur** de courant sinusoïdal. Celui-ci est composé d'un transformateur et d'un redresseur de fréquence qui permettent de délivrer un courant d'intensité et de fréquence adaptées au chauffage.
- Un **dispositif mécanique** mobile, appelé tête, qui supporte un transformateur secondaire auquel est connecté l'inducteur. L'ensemble peut se déplacer transversalement pour chauffer les différents manetons et paliers, et verticalement pour approcher et écarter l'inducteur des zones à traiter. Le mouvement vertical est aussi nécessaire pour permettre à l'inducteur de suivre la rotation décentrée des maneton pendant leur chauffage.
- Un **bac de trempe** dans lequel sont refroidis les vilebrequins. Un barillet permet de monter simultanément 4 vilebrequins dont les manetons et paliers sont chauffés successivement. Il y a en permanence trois vilebrequins plongés dans le liquide de refroidissement, pendant que le quatrième est chauffé.

Pendant toute la durée du traitement, les 4 vilebrequins sont en rotation de façon à permettre le chauffage sur toute la circonférence des manetons et paliers et homogénéiser le refroidissement dans le bac. Après montage des vilebrequins sur le barillet, le fonctionnement du dispositif peut se résumer ainsi (Figure I.14) :

- ① Le maneton 1 du premier vilebrequin est chauffé (Figure I.15).
- ② Le barillet tourne d'un quart de tour pour passer au vilebrequin suivant et la pièce qui vient d'être chauffée plonge dans le liquide de trempe.
- ③ Une fois les quatre manetons 1 trempés, la tête est déplacée transversalement pour passer aux manetons 2, et ainsi de suite (Figure I.16).

La même procédure est ensuite appliquée pour le traitement des paliers, après changement de l'inducteur.

La figure I.17 représente un inducteur utilisé pour le chauffage des manetons. Il est composé d'une spire en cuivre montée dans un boîtier en acier inoxydable. Le rôle de ce dernier est d'assurer la

rigidité de l'inducteur et le positionnement de la spire vis à vis du maneton par l'intermédiaire de "touches". Celles-ci, une fois l'inducteur positionné sur le maneton, sont en contact avec sa surface et garantissent un entrefer constant tout au long du chauffage. La spire, qui est en fait le véritable "inducteur", est composée de branches dites "rayon" ou "diamètre" selon qu'elles assurent le chauffage des rayons ou du diamètre du maneton.

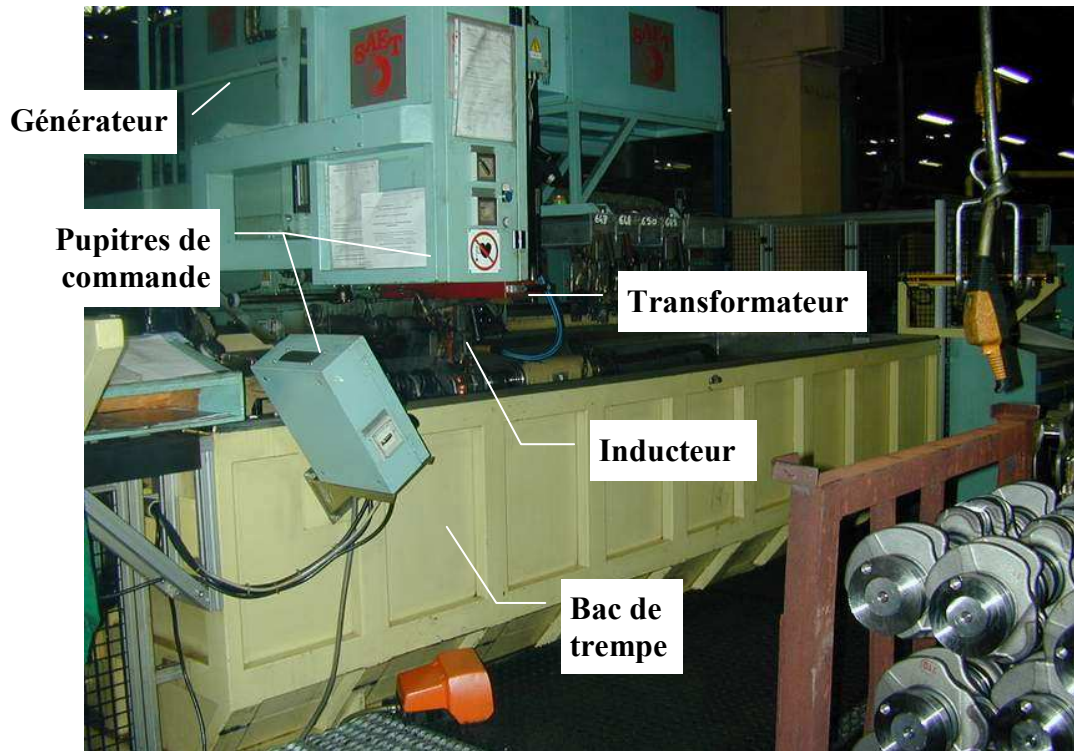


Figure I.13 : Installation de TSI pour vilebrequins

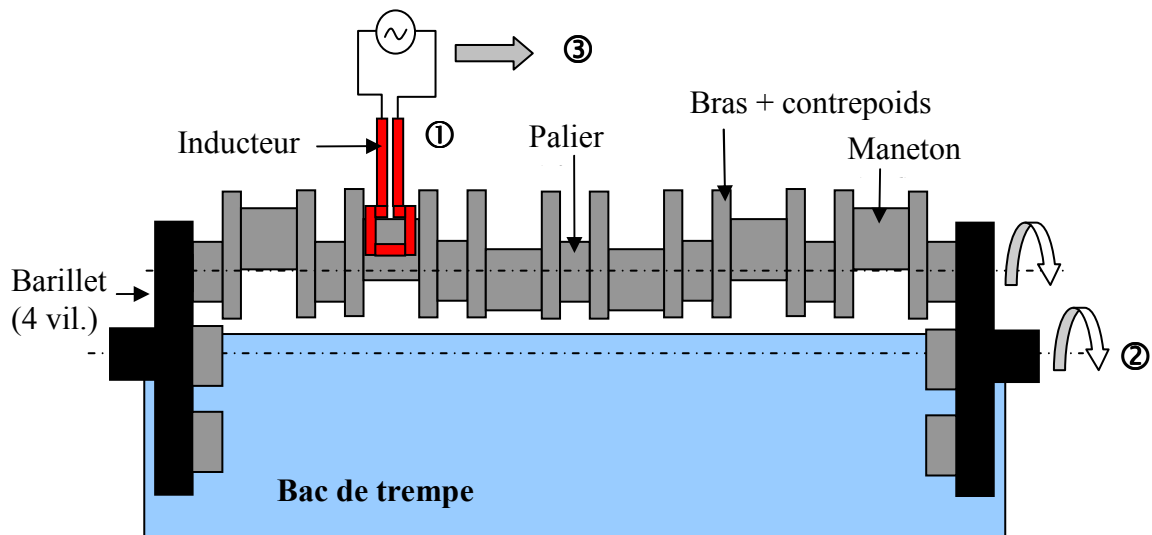


Figure I.14 : Représentation schématique d'une installation de trempe pour vilebrequins



*Figure I.15 : Fin de chauffage du maneton 1,
remontée de l'inducteur*



*Figure I.16 : Chauffage du maneton 3,
inducteur en position PMH*

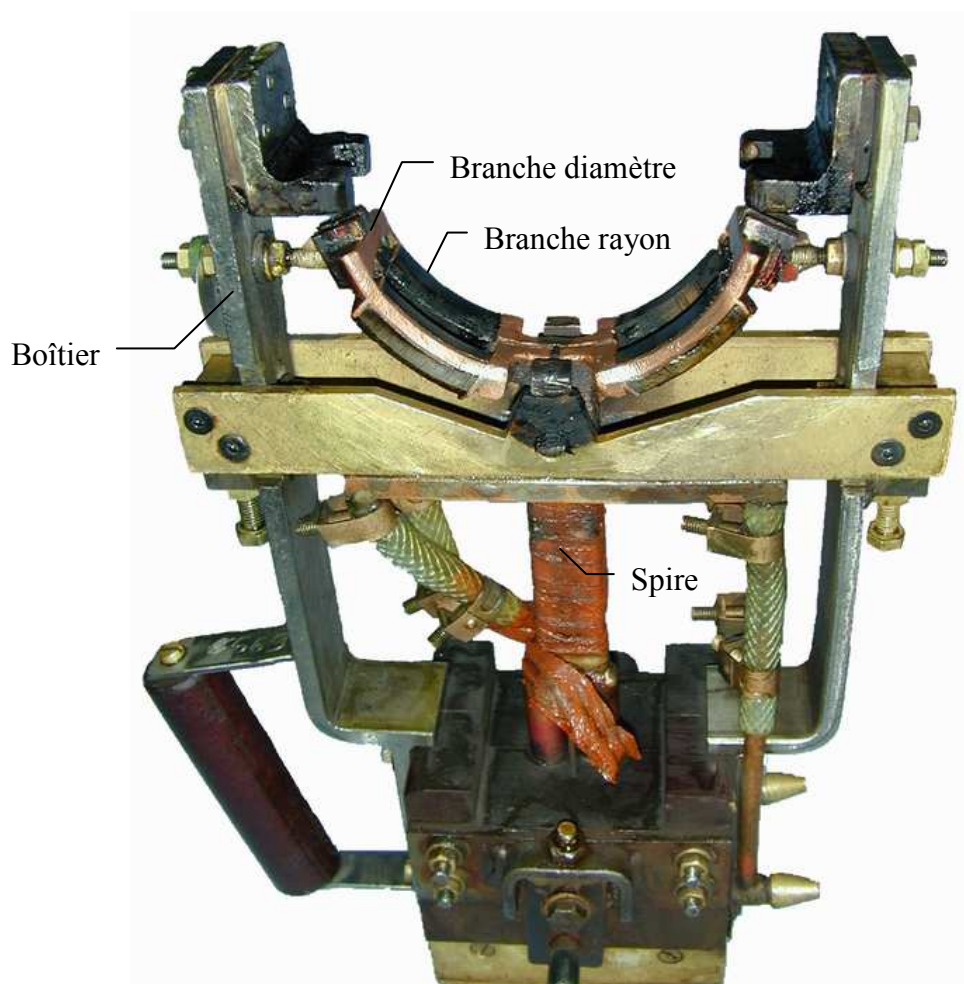


Figure I.17 : Inducteur pour manetons

I.2.2.1. Données électriques et thermiques

Des mesures réalisées en début de projet nous ont permis de mieux connaître les évolutions temporelles des grandeurs électriques sur l'inducteur et des températures au cœur de la pièce chauffée.

Les variations de la fréquence et de la tension représentées sur la figure I.18 ont été enregistrées aux bornes de l'inducteur pendant toute la durée du chauffage d'un maneton. L'évolution en "dent de scie" de la tension est due à la modulation de la puissance entre les zones PMB et PMH. La puissance imposée lorsque l'inducteur est en sommet de maneton (PMH) est plus faible pour tenir compte de la plus faible massivité de cette partie et éviter la surchauffe des rosaces.

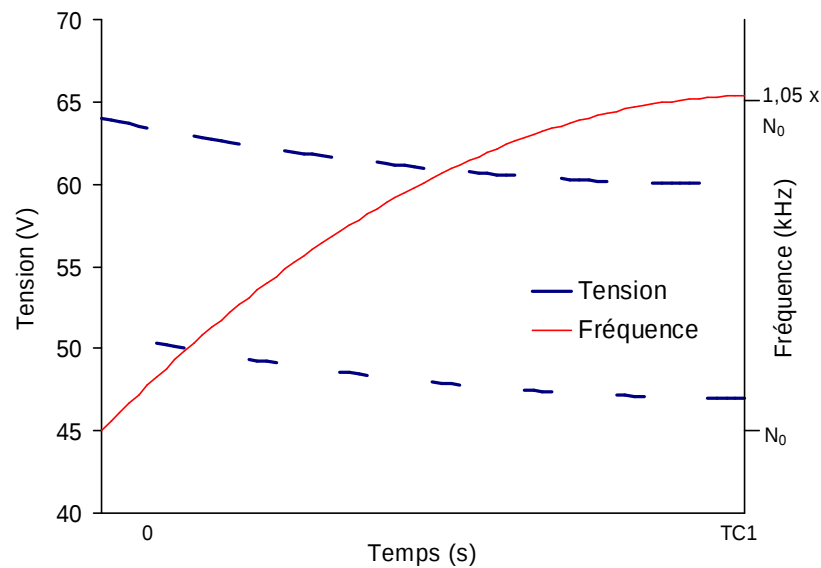


Figure I.18 : Evolution des grandeurs électriques tension et fréquence au cours du chauffage

La mesure directe de températures sur le vilebrequin pendant le chauffage est très délicate en raison de la géométrie de la pièce et surtout de sa rotation. La figure I.19 représente un vilebrequin instrumenté sur lequel des sondes thermocouples de diamètre 1,5 mm ont été placées dans des trous percés de façon à permettre la mesure en différentes régions et profondeurs du maneton. Pour s'affranchir du problème de la rotation, un collecteur tournant est placé entre le vilebrequin (en mouvement) et la contre-pointe (fixe). Celui-ci assure la continuité du signal électrique entre les sondes et l'enregistreur. Quelques résultats issus de ces mesures sont présentés sur la figure I.20. Pendant le chauffage, les enregistrements sont perturbés à cause de la proximité de l'inducteur. Lorsque le chauffage cesse (TC1), les perturbations électromagnétiques disparaissent et la température lue correspond à la température atteinte au point de mesure. La température décroît alors lentement jusqu'à ce que le vilebrequin bascule dans le liquide de refroidissement (TD1). Lorsque le vilebrequin est plongé dans le bac, le refroidissement s'accélère d'autant plus que l'on est près de la surface.

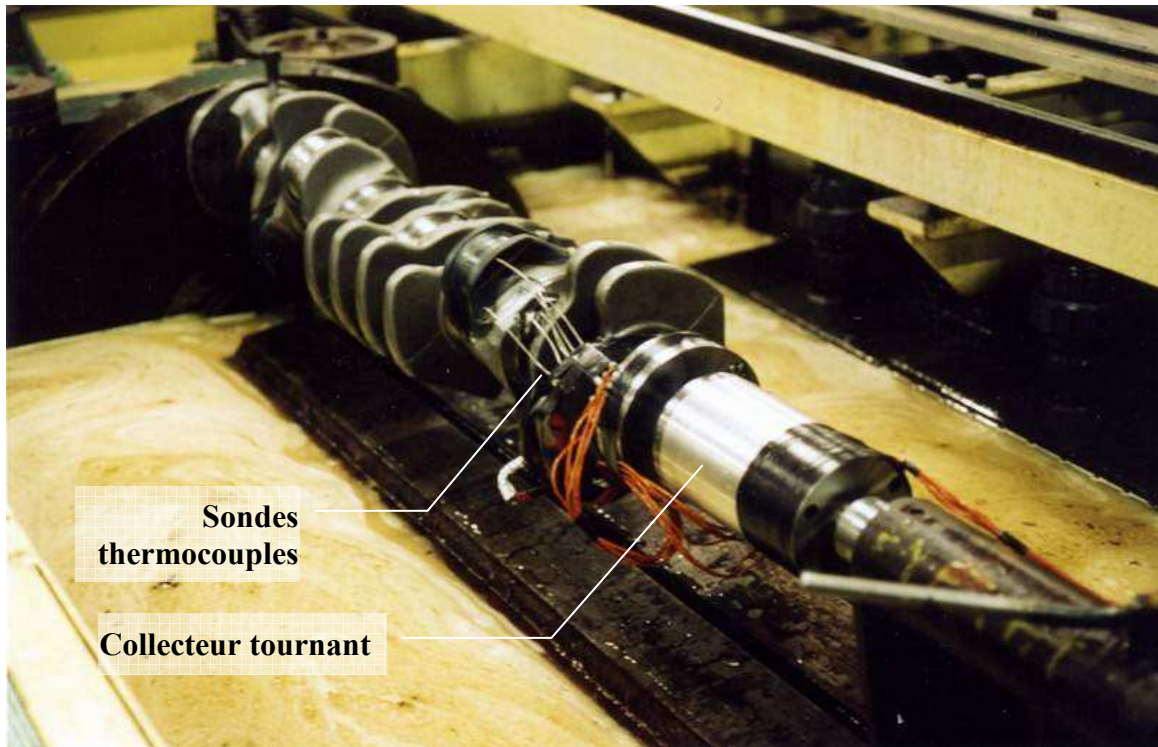


Figure I.19 : Vilebrequin instrumenté pour l'enregistrement de températures

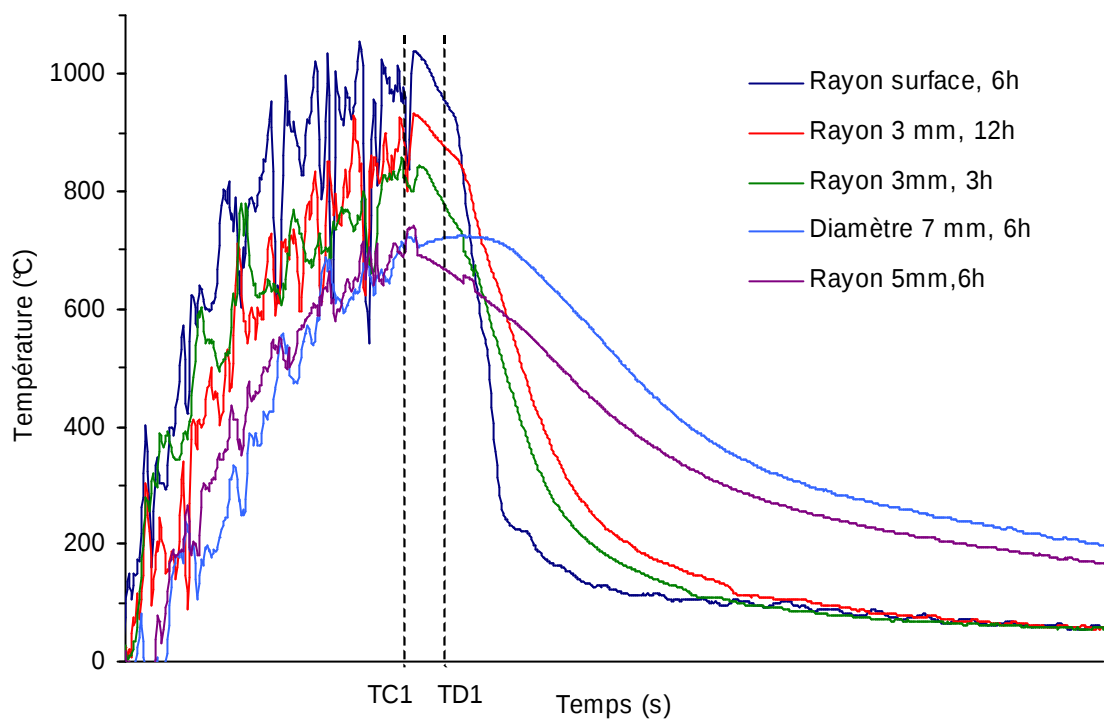


Figure I.20 : Exemples d'enregistrements thermiques du cycle de chauffage et de trempe (en rayon et diamètre)

1.2.2.2. Détermination des contraintes résiduelles

Des déterminations de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X ont été réalisées sur un coude de vilebrequin issu de la production. La figure I.21 représente le diffractomètre SET-X de la société ELPHYSE utilisé pour ces analyses au LM3 de l'ENSAM de Paris. Il est composé d'un générateur de rayons X (rayonnement $K\alpha$ du chrome, $\lambda=0.229$ nm), d'une tête goniométrique équipée d'un détecteur à localisation linéaire (Figure I.22) et d'un micro-ordinateur pour son pilotage et le traitement des données.

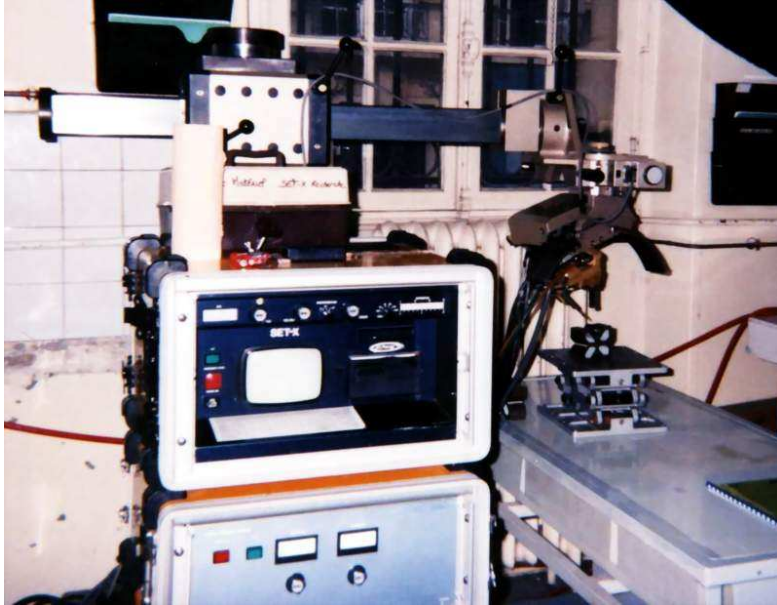


Figure I.21 : Diffractomètre Set - X

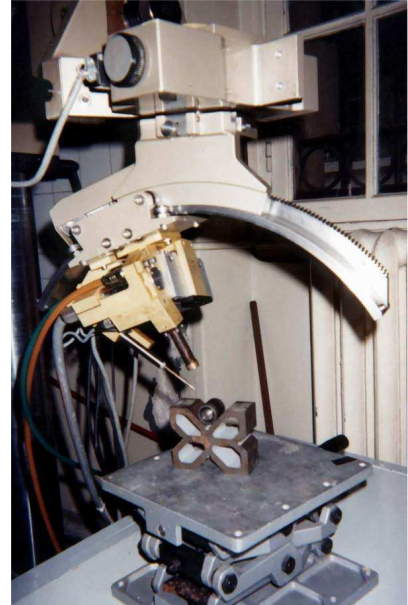


Figure I.22 : Tête goniométrique

Le lecteur pourra trouver une présentation détaillée de la méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffractométrie X en [6] [7].

Les conditions de diffraction et les paramètres utilisés pour ces déterminations étaient les suivants :

- Plans de diffraction $\{211\}$
- $2\theta_0=156.33^\circ$
- Constantes d'élasticité radiocristallographiques :
 $\frac{1}{2}S_{2\{211\}} = 5,832 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$
 $S_{1\{211\}} = -1,277 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$
- Montage d'acquisition en ψ , avec 13 angles variants de -35° à 39° dans les sens axial et circonférentiel, une oscillation de $\pm 2^\circ$ et un temps d'acquisition de 80 s
- Tache de diffraction de longueur 5 mm (sens circonférentiel) et de largeur 3 mm (sens axial)

Les analyses concernent uniquement le congé de raccordement suivant les directions circonférentielle (z) et axiale ($\theta = -45^\circ$) en milieu de rayon représentées sur la figure I.23. Cette zone présente deux rayons de courbure définis par le rayon entre maneton et rosace et le rayon de tore. Ceux-ci induisent des erreurs sur les valeurs des contraintes évaluées, en raison

essentiellement de la rotation du repère local de mesure pendant l'acquisition des différents pics de diffraction.

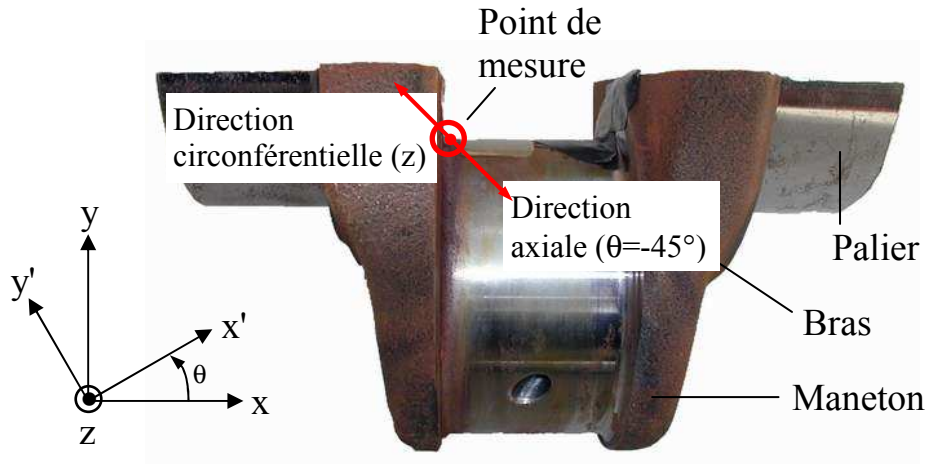


Figure I.23 : Point et directions d'analyse

Les résultats bruts ont donc été traités selon une méthode permettant de tenir compte de la géométrie torique du rayon de raccordement [8] [9]. D'autre part, pour obtenir un profil de contraintes en profondeur, nous avons pratiqué un enlèvement progressif de matière par polissage électrolytique. Contrairement à l'usinage, ce procédé offre l'avantage de ne pas introduire de contraintes supplémentaires mais pose des problèmes de régularité de la surface polie.

La figure I.24 représente les profils de contraintes axiales et circonférentielles entre la surface et 3 mm de profondeur. On considère généralement que les opérations finales d'usinage (rectification et rodage) affectent les contraintes résiduelles sur une profondeur d'environ 50 μm . Au-delà de cette profondeur, on constate que la contrainte circonférentielle est pratiquement constante. En revanche, la contrainte axiale plus perturbée semble décroître linéairement pour atteindre une valeur nulle au voisinage de 3 mm.

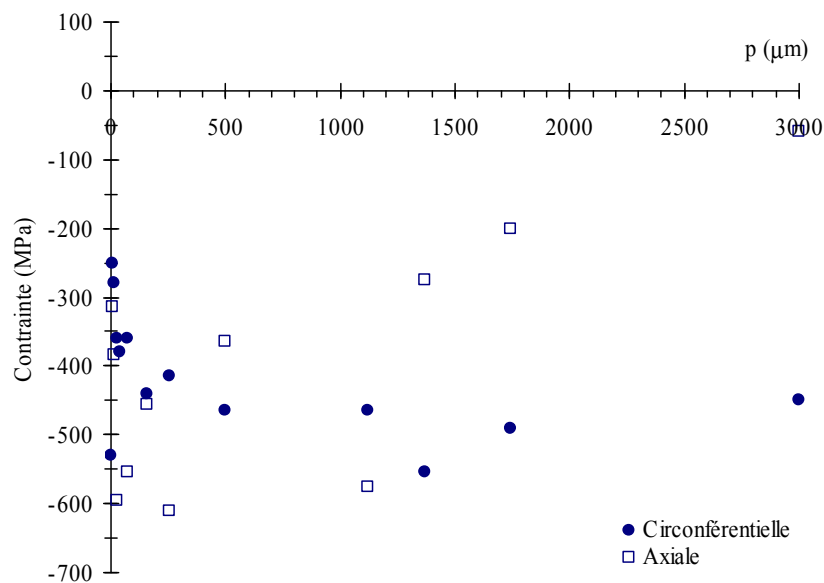


Figure I.24 : Contraintes résiduelles axiales et circonférentielles en rayon d'un coude trempé, stabilisé et rectifié

I.3. La simulation de la trempe superficielle après chauffage par induction

I.3.1. Les outils

La trempe superficielle après chauffage par induction repose sur l'application de phénomènes liés à quatre domaines de la physique : l'électromagnétisme, la thermique, la métallurgie et la mécanique [10].

Il existe peu d'outils de calcul permettant de traiter l'ensemble de ces phénomènes. Le Tableau I.1 résume les possibilités des principaux logiciels de calcul par éléments finis utilisés pour décrire tout ou partie de ces phénomènes. Le code le plus complet est SYSWELD de la société FRAMASOFT + CSI, initialement développé pour des applications de soudage pour l'industrie nucléaire. Le principal défaut de cet outil est l'absence de couplage entre la partie électromagnétique et les phénomènes thermiques. Toutefois, ce couplage a fait l'objet de travaux récents [11] et sera vraisemblablement inclus dans une version commerciale future.

En outre, SYSWELD ne permet pas de développements spécifiques par le biais de sous-routines, comme c'est le cas pour certains autres codes. L'utilisateur est donc contraint d'utiliser les modèles proposés, que ce soit pour décrire les propriétés physiques ou les lois de comportement. Nous avons donc fait le choix d'utiliser le code de calcul MARC de la société Marc Analysis Research Corp. pour sa souplesse d'utilisation. Même si celui-ci ne permet pas, dans sa version commerciale, de décrire les phénomènes métallurgiques, les transformations de phases peuvent être prises en compte par le biais de sous-routines écrites en langage Fortran.

MARC possède un module optionnel dédié au calcul électromagnétique, sans couplage avec la thermique. Nous avons cependant préféré utiliser deux codes disponibles au LAMEFIP, FLUX 3D et FLUX 2D de la société CEDRAT. Ceux-ci sont respectivement dédiés à la simulation des phénomènes électromagnétiques 3D et à la simulation des phénomènes électromagnétiques couplés aux phénomènes thermiques 2D.

	FLUX 2D	FLUX 3D	FLUX- EXPERT	CALCO- MAG	MARC	SYSWELD
Dimensions	2D	3D	2D/3D	2D	2D/3D	2D/3D
Sous-routines	Oui	-	Oui	-	Oui	-
Electromagnétique	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
<i>Couplages</i>	<i>Oui</i>	-	<i>Oui</i>	<i>Oui</i>	<i>USR</i>	-
Thermique	Oui	-	Oui	Oui	Oui	Oui
<i>Couplages</i>	<i>USR</i>	-	-	<i>Oui</i>	<i>Oui</i>	<i>Oui</i>
Métallurgie	USR	-	-	Oui	USR	Oui
<i>Couplages</i>	-	-	-	-	<i>USR</i>	<i>Oui</i>
Mécanique	-	-	-	-	Oui	Oui
<i>Couplages</i>	-	-	-	-	<i>Oui</i>	<i>Oui</i>

USR : possibilités par sous-routines utilisateur

Tableau I.1 : Principaux codes de calcul utilisés pour l'étude de la TSI

I.3.2. Modélisation des phénomènes physiques

Nous présentons ici les équations décrivant les phénomènes électromagnétiques, thermiques, métallurgiques et mécaniques, ainsi que les formulations implémentées dans les codes de calcul par éléments finis présentés précédemment.

I.3.2.1. Phénomènes électromagnétiques

I.3.2.1.1. Equations de Maxwell des états stationnaires [12]

Les phénomènes électromagnétiques au sein d'un dispositif quelconque peuvent être décrits au moyen des quatre équations aux dérivées partielles de Maxwell (I) et de trois lois de comportement valables pour un matériau isotrope (II) :

$$(I) \left\{ \begin{array}{ll} \operatorname{div} \vec{E} = \frac{\rho}{\varepsilon} & \text{Equation de Maxwell-Gauss} \quad (\text{éq. I.1}) \\ \operatorname{div} \vec{B} = 0 & \text{Equation de conservation de B} \quad (\text{éq. I.2}) \\ \operatorname{rot} \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} & \text{Equation de Maxwell-Faraday} \quad (\text{éq. I.3}) \\ \operatorname{rot} \vec{H} = \vec{J} + \frac{\partial \vec{D}}{\partial t} & \text{Equation de Maxwell-Ampère} \quad (\text{éq. I.4}) \end{array} \right.$$

$$(II) \left\{ \begin{array}{ll} \vec{B} = \vec{B}(\vec{H}) = \mu(\vec{H}).\vec{H} = \mu_0.\mu_r(\vec{H}).\vec{H} & (\text{éq. I.5}) \\ \vec{D} = \vec{D}(\vec{E}) = \varepsilon.\vec{E} & (\text{éq. I.6}) \\ \vec{J} = \vec{J}(\vec{E}) = \sigma.\vec{E} & \text{Loi d'Ohm locale} \quad (\text{éq. I.7}) \end{array} \right.$$

avec :

- $\vec{E}$: champ électrique (V.m^{-1})
- $\vec{H}$: champ magnétique (A.m^{-1})
- $\vec{D}$: induction électrique (C.m^{-1})
- $\vec{B}$: induction magnétique (T)
- $\vec{J}$: densité de courant électrique (A.m^{-2})
- ρ : charge électrique volumique (C.m^{-3})
- μ : perméabilité magnétique (H.m^{-1})
- μ_0 : perméabilité magnétique du vide ($4.\pi.10^{-7} \text{ H.m}^{-1}$)
- μ_r : perméabilité magnétique relative (H.m^{-1})
- ε : permittivité diélectrique (F.m^{-1})
- σ : conductivité électrique (S.m^{-1})
- t : temps (s)

Ce système d'équations peut être simplifié en se plaçant dans le cas d'un régime quasi-stationnaire (H1), ce qui implique que les milieux conducteurs soient immobiles les uns par rapport aux autres et que la longueur d'onde des champs étudiés soit très grande devant les dimensions des géométries. Dans ces conditions, le terme de courants de déplacements $\partial D / \partial t$ peut être négligé devant celui de conduction J et le système (I) peut s'écrire :

$$(I) + (II) + H1 \Rightarrow (III) \left\{ \begin{array}{l} \text{div} \vec{J} = 0 \\ \text{div} \vec{B} = 0 \\ \text{rot} \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} \\ \text{rot} \vec{H} = \vec{J} \end{array} \right. \begin{array}{l} \text{(éq. I.8)} \\ \text{(éq. I.9)} \\ \text{(éq. I.10)} \\ \text{(éq. I.11)} \end{array}$$

Par ailleurs, les conditions aux limites du domaine d'étude s'écrivent :

- Sur les frontières à champ magnétique de composante tangentielle nulle :

$$\vec{H} \wedge \vec{n} = \vec{0} \quad \text{(éq. I.12)}$$

$$\vec{J} \bullet \vec{n} = 0 \quad \text{(éq. I.13)}$$

- Sur les frontières à induction de composante normale nulle :

$$\vec{B} \bullet \vec{n} = 0 \quad \text{(éq. I.14)}$$

$$\vec{J} \wedge \vec{n} = \vec{0} \quad \text{(éq. I.15)}$$

avec $\vec{n}$: vecteur unitaire normal à l'interface

Enfin, les conditions de passage entre deux milieux de propriétés physiques différentes impliquent la continuité des composantes normales des vecteurs champs magnétique, champs électrique, induction magnétique et densité de courant. Ce qui se traduit par les relations :

$$(\vec{H}_2 - \vec{H}_1) \wedge \vec{n} = \vec{0} \quad \text{(éq. I.16)}$$

$$(\vec{E}_2 - \vec{E}_1) \wedge \vec{n} = \vec{0} \quad \text{(éq. I.17)}$$

$$(\vec{B}_2 - \vec{B}_1) \bullet \vec{n} = 0 \quad \text{(éq. I.18)}$$

$$(\vec{J}_2 - \vec{J}_1) \bullet \vec{n} = 0 \quad \text{(éq. I.19)}$$

I.3.2.1.2. Formulation bidimensionnelle des phénomènes magnétodynamiques [13]

La formulation bidimensionnelle des phénomènes magnétodynamiques utilisée par le code Flux 2D implique de se placer dans un des deux cas géométriques suivant :

(H2) : Problème considéré comme infiniment long suivant une direction (arbitrairement z), dans lequel la densité de courant $\vec{J}$ et donc le champ électrique $\vec{E}$ n'ont qu'une composante suivant cette direction. Dans ces conditions, le champ magnétique $\vec{H}$ n'a que deux composantes dans le plan perpendiculaire à $\vec{J}$ (x et y). Ce type de problème est appelé problème plan ou 2D cartésien.

(H3) : Problème à symétrie de révolution (r, θ, z) dans lequel la densité de courant $\vec{J}$ et le champ électrique $\vec{E}$ n'ont qu'une composante suivant θ . Le champ magnétique $\vec{H}$ n'a alors que deux composantes suivant r et z . Ce type de problème est appelé problème axisymétrique.

De façon générale, l'équation I.9 implique l'existence d'un potentiel vecteur $\vec{A}$ tel que :

$$\vec{B} = \text{rot} \vec{A} \quad (\text{éq. I.20})$$

Dans le cas d'un problème plan (Hypothèse H2), le potentiel vecteur $\vec{A}$ n'a qu'une composante suivant z , et, dans le cas d'un problème axisymétrique (Hypothèse H3), une composante suivant θ .

L'équation du champ magnétique I.11, en tenant compte de la relation I.5, peut alors s'écrire sous la forme :

$$\text{rot} \left(\frac{\text{rot} \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right) = \vec{J} \quad (\text{éq. I.21})$$

D'autre part, pour les régions conductrices massives (inducteur et charge) dans lesquelles la répartition de la densité de courant est non uniforme et déterminée par la prise en compte de l'équation I.10, nous pouvons écrire :

$$(I.10) + (I.20) \Rightarrow \quad \vec{E} = -\frac{d\vec{A}}{dt} - \text{grad} V \quad (\text{éq. I.22})$$

où V représente le potentiel électrique engendré par la tension électrique éventuellement appliquée aux conducteurs (cas de l'inducteur) ainsi que par les courants induits.

Ainsi, l'équation I.21, en tenant compte de la relation I.7, devient :

$$\text{rot} \left(\frac{\text{rot} \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right) + \sigma \cdot \frac{d\vec{A}}{dt} = -\sigma \cdot \text{grad} V \quad (\text{éq. I.23})$$

Enfin, dans le cas des régions isolantes d'un point de vue électrique (air, tôles magnétique), cette équation se simplifie sous la forme :

$$rot \vec{\left(\frac{rot \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right)} = \vec{0} \quad (\text{éq. I.24})$$

La résolution d'un problème bidimensionnel magnétodynamique passe donc par la résolution des équations à une inconnue ($\vec{A}$) I.21, I.23 ou I.24 selon le type de région et la source imposée :

- Pour la région décrivant l'inducteur :
 - Dans le cas particulier où l'on impose comme source une densité de courant uniforme sur toute la région (cas d'une spire bobinée), il suffit de résoudre l'équation I.21 dans laquelle $\vec{J}$ représente la densité de courant imposée.
 - Si c'est la tension qui est définie, la résolution se fait avec l'équation I.23 dans laquelle V représente la tension imposée.
 - Si l'on souhaite imposer une densité de courant non uniforme (cas général d'un inducteur massif) la résolution se fait avec l'équation I.23 couplée avec des équations supplémentaires nécessaires pour relier le terme $-\sigma.grad\vec{V}$ à la valeur du courant électrique imposé.
- Pour la région décrivant la charge, l'équation I.23 est utilisée. Dans ce cas, le terme $-\sigma.grad\vec{V}$ est égal à la densité de courant induit $\vec{J}$.
- Pour les régions décrivant l'air et les tôles magnétiques, la résolution se fait avec l'équation I.24.

Il faut noter que la résolution des équations théoriques I.21, I.23 ou I.24 peut conduire à une infinité de solution. Pour assurer son unicité et faciliter la convergence des calculs, on utilise un terme appelé Jauge de Coulomb, définie par $div\vec{A} = 0$, que l'on introduit dans ces équation avec un facteur de pondération k (ou constante de normalisation) :

$$(I.23) \Rightarrow \quad rot \vec{\left(\frac{rot \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right)} + \sigma \cdot \frac{d\vec{A}}{dt} + k.grad\vec{(div\vec{A})} = -\sigma.grad\vec{V} \quad (\text{éq. I.25})$$

Dans le cas d'un problème magnétodynamique, la constante utilisée est égal à l'inverse de la perméabilité magnétique du vide, ce qui conduit à l'écriture d'une forme normalisée de l'équation (I.23) :

$$rot \vec{\left(\frac{rot \vec{A}}{\mu_r(\vec{H})} \right)} + \sigma \cdot \mu_0 \frac{d\vec{A}}{dt} = -\sigma \cdot \mu_0.grad\vec{V} \quad (\text{éq. I.26})$$

I.3.2.1.3. Formulation tridimensionnelle des phénomènes magnétodynamiques [14]

La formulation tridimensionnelle que nous allons utiliser avec le code Flux 3D est la formulation dite vectorielle. Elle est identique à celle établie pour les problèmes bidimensionnels de façon générale, soit :

$$\text{rot} \left(\frac{\text{rot} \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right) + \sigma \cdot \frac{d\vec{A}}{dt} = -\sigma \cdot \text{grad} \vec{V} \quad (\text{éq. I.27})$$

pour les régions conductrices, et :

$$\text{rot} \left(\frac{\text{rot} \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right) = \vec{0} \quad (\text{éq. I.28})$$

pour les régions isolantes; avec, cette fois, trois composantes possibles pour les grandeurs électriques et magnétiques.

D'autre part, l'unicité de la solution va être assurée en utilisant la Jauge de Coulomb :

$$\text{div} \vec{A} = 0 \quad (\text{éq. I.29})$$

L'équation générale à résoudre se présente alors sous la forme :

$$\text{rot} \left(\frac{\text{rot} \vec{A}}{\mu(\vec{H})} \right) + \sigma \cdot \frac{d\vec{A}}{dt} + \frac{1}{\mu} \cdot \text{grad} (\text{div} \vec{A}) = -\sigma \cdot \text{grad} \vec{V}$$

à laquelle s'ajoute une équation issue de I.8 et I.22 qui permet de tenir compte de façon explicite de l'absence de divergence de la densité de courant :

$$\text{div} \left(\sigma \cdot \left(\frac{d\vec{A}}{dt} + \text{grad} \vec{V} \right) \right) = 0 \quad (\text{éq. I.30})$$

I.3.2.2. Phénomènes thermiques [15]

La simulation des évolutions thermiques au sein de la charge repose sur l'équation de la chaleur qui découle du principe de conservation de l'énergie. Elle s'écrit sous sa forme locale pour un matériau isotrope :

$$\rho \cdot C_p \cdot \frac{dT}{dt} - \text{div} (\lambda \cdot \text{grad} T) = Q \quad (\text{éq. I.31})$$

avec :

ρ : masse volumique ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)
 C_p : chaleur massique ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$)
 T : température ($^\circ\text{C}$)

t : temps (s)
 $\vec{q} = -\lambda \cdot \text{grad} \vec{T}$: densité de flux de chaleur (Loi de Fourier) (W.m^{-2})
 λ : conductivité thermique ($\text{W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$)
 Q : quantité de chaleur (densité de puissance) dissipée par effet Joule (W.m^{-3})

Les conditions aux limites s'appliquant sur toute la surface externe de la charge sont prises en compte par l'équation :

$$\lambda \cdot \frac{dT}{dn} = -\varphi_c - \varphi_r \quad (\text{éq. I.32})$$

avec : λ : conductivité thermique ($\text{W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$)
 n : vecteur normal unitaire à la surface
 φ_c et φ_r : flux de chaleur perdue par convection et rayonnement (W.m^{-2})

➤ Convection thermique :

La quantité de chaleur perdue par convection avec le milieu extérieur (air, eau) est liée à la différence entre la température de surface de la charge et celle du fluide. Elle s'exprime par la relation suivante :

$$\varphi_c = h \cdot (T_s - T_e) \quad (\text{éq. I.33})$$

avec : h : coefficient de convection ($\text{W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$)
 T_s : température de surface de la charge (°C)
 T_e : température du fluide (°C)

➤ Rayonnement :

La quantité de chaleur perdue par rayonnement peut s'exprimer par la formule :

$$\varphi_r = \sigma_r \cdot \epsilon_r \cdot (T_s^4 - T_e^4) \quad (\text{éq. I.34})$$

avec : σ_r : constante de Stefan ($5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-4}$)
 ϵ_r : émissivité
 T_s : température de surface de la charge (°C)
 T_e : température de surface du milieu extérieur (°C)

Remarque : nous ne prendrons pas en compte les pertes par rayonnement dans nos simulations, celles-ci étant jugées négligeables devant les pertes par convection.

I.3.2.3. Phénomènes métallurgiques

Il n'existe pas d'équations phénoménologiques générales capables de décrire les transformations de la microstructure d'un acier soumis à des sollicitations thermiques et / ou mécaniques. Les différentes modélisations existantes reposent sur des considérations empiriques et nécessitent le calage délicat d'un certain nombre de paramètres.

La structure (S) d'un acier peut être définie à la fois par les pourcentages des différents constituants (phases solides) qui la composent, par la taille des grains de chacune de ces phases, et par la répartition géographique des grains des différents constituants les uns par rapport aux autres. On oublie généralement cette dernière notion pour ne retenir que deux variables : les pourcentages des constituants (Y_i) et les tailles de grain (G_i).

$$S = (Y_i , G_i)$$

D'une façon générale, si l'on souhaite modéliser le passage d'une structure initiale S_0 soumise à des sollicitations thermiques $T(t)$ et mécaniques $\sigma(t)$, à une structure S_1 , on peut écrire :

$$S_1 = f(C_0, S_0, T(t), \sigma(t)) \quad (\text{éq. I.35})$$

avec : C_0 : composition chimique

Nous reviendrons plus en détail au chapitre II sur les principaux modèles existants. Celui que nous allons utiliser repose sur la loi de type Johnson-Mehl-Avrami décrite ci-dessous [16] :

$$y = y_m \cdot (1 - \exp(-b \cdot t^n)) \quad (\text{éq. I.36})$$

avec : y : pourcentage transformée de la phase considérée
 y_m : pourcentage maximal transformable
 b, n : paramètres de la transformation fonctions de l'acier, la structure initiale et la température
 t : temps

Avec ce modèle, l'intervention aussi bien de la composition chimique que de la structure initiale peut se faire par le biais des paramètres n et b . On a donc :

$$y = f(n(C_0, S_0, T), b(C_0, S_0, T), t)$$

Cette formulation repose sur les hypothèses suivantes :

(H4) : Les sollicitations mécaniques sont sans effet sur les transformations métallurgiques.

(H5) : La taille de grain n'a pas d'influence sur les propriétés mécaniques et leur calcul explicite n'est donc pas nécessaire. Toutefois, son effet sur les transformations peut être implicitement pris en compte par l'intermédiaire des paramètres b et n .

1.3.2.4. Phénomènes mécaniques [17] [18]

Les calculs mécaniques réalisés avec le code MARC reprennent la géométrie axisymétrique utilisée sous Flux 2D. La description mathématique des phénomènes mécaniques liés à la TSI repose généralement sur les hypothèses suivantes :

(H6) : L'acier peut être considéré comme homogène et isotrope.

(H7) : Chaque propriété thermomécanique (p) peut être obtenue à partir de sa valeur (p_i) pour chacun des constituants (i) présents en appliquant une loi de mélange linéaire :

$$p = \sum_i y_i \cdot p_i \quad (\text{éq. I.37})$$

avec : y_i : le pourcentage de la phase i

(H8) : Le comportement de l'acier peut être décrit par une loi thermo-élasto-plastique, avec pour critère de plasticité la contrainte de Von Mises.

(H9) : La déformation totale (ε) peut être décomposée en une déformation thermique (ε^{th}), élastique (ε^e), plastique (ε^p) et de transformation (ε^{tr}) :

$$\varepsilon = \varepsilon^{th} + \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^{tr} \quad (\text{éq. I.38})$$

D'autre part, la déformation de transformation peut être elle-même décomposée en un terme lié au changement de volume engendré par les transformations de phases et un terme de déformation plastique de transformation. Le phénomène de plasticité de transformation rend compte de deux mécanismes liés aux transformations de phases :

- Le mécanisme de Greenwood – Johnson [19], selon lequel les différences de volume entre deux phases génèrent des contraintes internes microscopiques à l'origine d'une déformation plastique de la phase la plus "molle".
- Le mécanisme de Magee [20] qui traduit l'influence des contraintes sur l'orientation des lattes de martensite, et par suite, sur la déformation globale de la pièce.

Ces phénomènes ont fait l'objet de nombreux travaux [21] [22] [38] qui ont conduit à différentes formulations faisant intervenir à la fois le tenseur des contraintes et les pourcentages de phase. Ainsi, selon Denis [38], l'incrément de déformation plastique de transformation peut s'écrire sous la forme :

$$d\varepsilon_{ij}^{pt} = \sum_n \frac{3}{2} K_n \cdot h(y_n) \cdot dy_n \cdot S_{ij} \quad (\text{éq. I.39})$$

avec : K_n : coefficient de plasticité de transformation du constituant n
 h : fonction du pourcentage du constituant n
 dy_n : incrément de pourcentage du constituant n
 S_{ij} : tenseur déviateur des contraintes

En plus de ces hypothèses de base communes à de nombreux auteurs [10] [17], nous avons ajouté les hypothèses suivantes pour établir notre modèle :

(H10) : Le phénomène de plasticité de transformation peut être pris en compte par un abaissement de la limite élastique de la martensite.

(H11) : Le comportement plastique de l'acier peut être considéré comme parfait.

Ces deux hypothèses, à première vue plutôt pénalisantes, nous ont été dictées par les considérations suivantes :

- La déformation plastique de transformation fait intervenir un coefficient et une fonction que nous ne connaissons pas et qui nécessiteraient d'être évalués expérimentalement pour chaque transformation, et en particulier pour la transformation martensitique. Il nous a semblé plus simple voir aussi efficace d'utiliser une autre méthode permettant de tenir compte du phénomène de plasticité de transformation, laquelle consiste à abaisser la limite élastique de la martensite de façon à créer une déformation plastique plus importante [23] [17].
- Nous disposons de peu de données sur les propriétés mécaniques de notre acier (limite élastique, comportement plastique des différentes phases solides...). Leur obtention repose généralement sur de nombreux essais de traction à chaud qui ne permettent pas de décrire tous les cas de figures (phase / température / vitesse de déformation) rencontrés par l'acier au cours de la trempe.
- Un des points faibles de notre modélisation, commune pour une large partie à de nombreux auteurs, est la loi de mélange linéaire utilisée pour calculer les propriétés mécaniques du mélange polyphasé en fonction des propriétés des différentes phases. Cette loi a fait l'objet de peu d'études et nous semble pourtant jouer un rôle aussi important que celui du phénomène de plasticité de transformation. En effet, au début de la transformation martensitique par exemple, le comportement du mélange austénite / martensite doit être plus proche de celui de l'austénite, et l'application de la loi de mélange linéaire va avoir notamment pour conséquence de surestimer la limite élastique.

Le manque de données et les imperfections des modélisations généralement utilisées nous ont donc conduit à choisir le modèle simplifié reposant sur les hypothèses (H6) à (H11) :

$$\overline{\varepsilon} = \overline{\varepsilon}^{th} + \overline{\varepsilon}^e + \overline{\varepsilon}^p + \overline{\varepsilon}^{tr} \quad (\text{éq. I.40})$$

$$\overline{\sigma} = \overline{D} \cdot \overline{\varepsilon} \quad \text{si } \sigma_{vm} < \sigma_y \quad (\text{éq. I.41})$$

avec :

$\overline{\varepsilon}$: Tenseur des déformations

$\overline{\sigma}$: Tenseur des contraintes

$\overline{D}$: Tenseur d'élasticité (Matrice de rigidité)

$$\sigma_{vm} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \sigma_{ij}^D \cdot \sigma_{ij}^D} : \text{Contrainte équivalente de Von Mises (N.m}^{-2} \text{ ou Pa)} \quad (\text{éq. I.42})$$

$$\sigma_{ij}^D = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \cdot \sigma_{kk} \cdot \delta_{ij} : \text{Tenseur déviateur des contraintes (N.m}^{-2} \text{ ou Pa)} \quad (\text{éq. I.43})$$

σ_y : Limite élastique (N.m⁻² ou Pa)

Dans le cas d'un matériau isotrope et d'un problème bidimensionnel axisymétrique (hypothèse des déformations planes), les tenseurs de la relation (I.41) s'écrivent [18] :

$$\bar{\bar{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \bar{\bar{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2.\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{éq. I.44 et I.45})$$

$$\bar{\bar{D}} = \begin{bmatrix} \lambda + 2.\mu & \lambda & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda + 2.\mu & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2.\mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (\text{éq. I.46})$$

avec :

$$\left. \begin{aligned} \lambda &= E \cdot \frac{\nu}{(1+\nu).(1-2.\nu)} \\ \mu &= \frac{E}{2.(1+\nu)} \end{aligned} \right\} \text{Coefficients de Lamé (N.m}^{-2} \text{ ou Pa)} \quad \begin{aligned} &(\text{éq. I.47}) \\ &(\text{éq. I.48}) \end{aligned}$$

E : Module d'Young (module d'élasticité) (N.m⁻² ou Pa)
 ν : Coefficient de Poisson

I.3.3. Couplages des différents phénomènes

Dans l'absolu, il existe des interactions entre tous les domaines de la physique liés à la TSI, qui obligent à introduire des couplages au niveau de leurs modélisations [24]. La figure I.25 présente un bilan de l'ensemble de ces influences.

Certaines de ces influences sont négligeables dans le cadre de la TSI (en pointillés sur la figure I.25), compte tenu des valeurs de champ magnétique et de température atteintes pendant le traitement. De plus, nous allons en négliger deux autres à partir des hypothèses suivantes :

(H12) : L'influence des contraintes sur les transformations métallurgiques (8) peut être négligée. Cette influence concerne surtout l'avancement de la transformation martensitique [25].

(H13) : La chaleur latente de transformation (9) affecte de façon négligeable les évolutions thermiques.

(H14) : L'influence des transformations métallurgiques sur les propriétés électromagnétiques de l'acier (4) peut être prise en compte à priori en prenant pour ces propriétés des évolutions, fonction de la température, qui correspondent à des cas de chauffage lent sur éprouvettes ($\approx 1^\circ\text{C/s}$). Cette hypothèse est jugée satisfaisante dans la mesure où le chauffage concerne dans les deux cas (chauffage réel du vilebrequin et chauffage lent d'une éprouvette) les phases ferrite + perlite et austénite, et que le chauffage du vilebrequin est bien supérieur à A_{c3} dans les zones durcies.

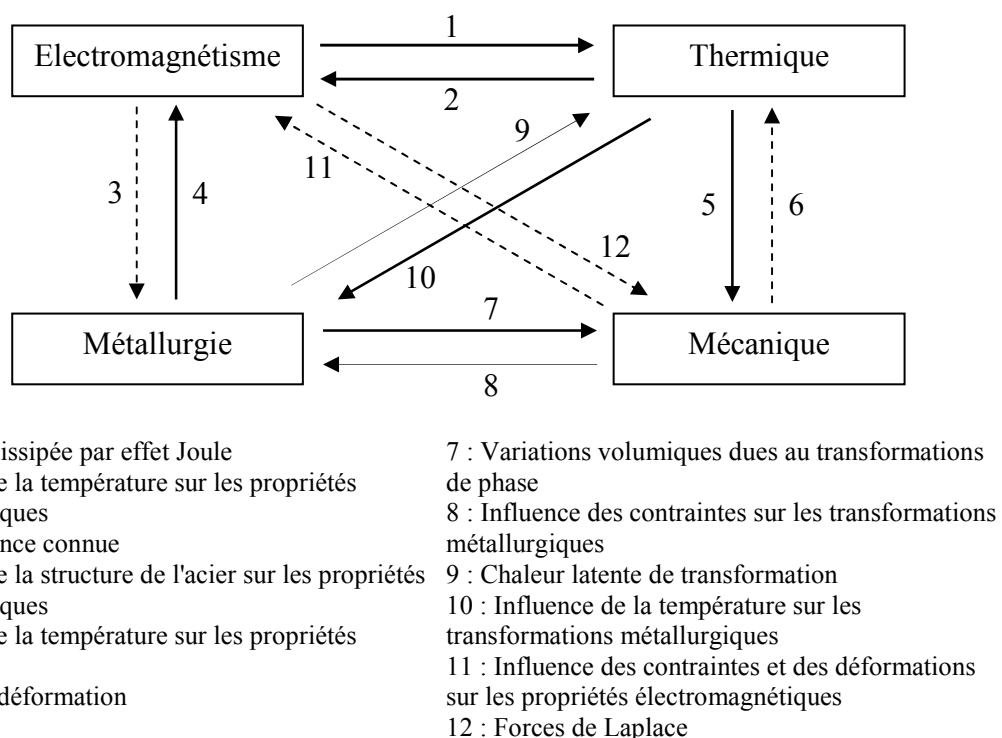


Figure I.25 : Couplages des phénomènes physiques liés à la TSI

Les couplages retenus entre les différents phénomènes physiques sont résumés sur la figure suivante.

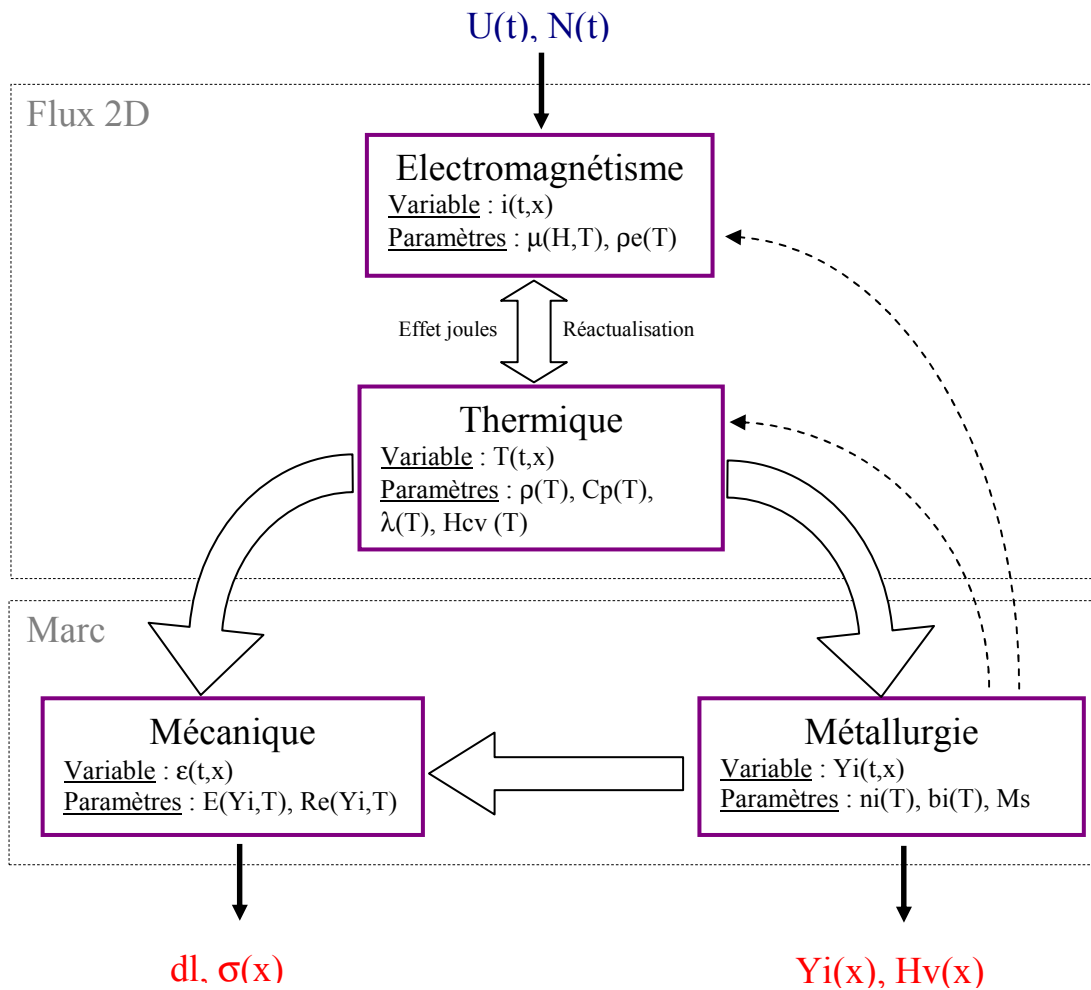


Figure I.26 : Schéma de couplage retenu

I.4. Conclusion

L'objectif de Krupp Mavilor est d'améliorer la tenue en fatigue de ses vilebrequins. Pour y parvenir, la marge de manœuvre qui a été fixée est limitée aux opérations de trempe superficielle et de revenu. Notre démarche repose sur l'hypothèse selon laquelle l'amélioration de la tenue en fatigue passe à la fois par l'amélioration de la microstructure de l'acier dans les zones trempées, et par une augmentation des contraintes résiduelles de compression au niveau des congés de raccordement des manetons.

L'objectif de l'étude présentée ici est de mettre en place un outil de simulation qui permette d'évaluer les résultats électromagnétiques, thermiques, métallurgiques et mécanique de la trempe superficielle.

Nous avons présenté au cours de ce chapitre les principales caractéristiques et particularités du vilebrequin, de son procédé de fabrication et de la modélisation de la trempe superficielle après chauffage par induction. Les particularités de la TSI appliquée aux vilebrequins sont nombreuses :

- géométrie complexe du vilebrequin et de la zone qui doit être durcie,
- hétérogénéités de l'acier forgé,
- complexité du procédé de trempe et des inducteurs ...

Le procédé de trempe superficielle après chauffage par induction représente déjà à la base un ensemble de phénomènes physiques délicats à modéliser et à coupler. Nous savons à l'heure actuelle assez bien simuler les phénomènes électromagnétiques et thermiques liés au chauffage par induction. Par contre, les phénomènes métallurgiques (pourcentages de phase, tailles de grain) et mécaniques (déformations, contraintes résiduelles) représentent encore un sujet d'étude et de recherche. Les difficultés proviennent autant de la modélisation de ces phénomènes physiques que de celle des propriétés de l'acier qui y sont liées. Nous ne disposons ainsi que de très peu de données sur notre acier (C38mod), et celles fournies par l'aciériste ou par la littérature ne s'appliquent généralement pas à la microstructure initiale et aux conditions de trempe que nous rencontrons.

Face à ce constat, et plutôt que de partir sur de longues et coûteuses campagnes de caractérisation de l'acier, nous avons préféré construire un modèle de calcul simple reposant sur un nombre restreint de propriétés et sur quelques calages qui seront effectués par rapports à des résultats facilement mesurables (profondeurs de trempe, contraintes résiduelles). Nous avons considéré que ces simplifications étaient acceptables dans la mesure où notre objectif n'est pas de prédire de façon précise les résultats métallurgiques et mécaniques de la trempe, mais plutôt, dans l'optique d'une optimisation, de procéder par comparaison entre les résultats d'un nouveau procédé (optimisé) et ceux du procédé dit de référence (procédé actuel de production).

Parmi les quatre domaines de la physique que nous avons à modéliser, les phénomènes métallurgiques vont faire l'objet d'une attention particulière au chapitre suivant. D'abord parce qu'ils précèdent et conditionnent donc fortement les phénomènes mécaniques, ensuite parce que l'expérience de Mavilor montre que l'acier C38mod est assez délicat à tremper et que les résultats sont par exemple très intimement liés aux conditions de chauffage.

II. MODELISATION DU COMPORTEMENT METALLURGIQUE DE L'ACIER

Un acier est défini d'un point de vue métallurgique par sa composition chimique et sa microstructure. La composition chimique n'étant généralement pas affectée par une opération de trempe, nous pouvons considérer que le comportement métallurgique de cet acier est uniquement caractérisé par les transformations qui s'opèrent sur sa microstructure. Ainsi, modéliser son comportement métallurgique revient à décrire de façon mathématique les évolutions possibles de sa microstructure.

Ces transformations comptent certainement parmi les phénomènes physiques les plus complexes que nous ayons à étudier et modéliser dans le cadre de la TSI. D'une part, elles sont difficiles à mettre en évidence et quantifier. Leur étude passe obligatoirement par de nombreux essais de trempe sur éprouvettes suivis d'analyses métallographiques souvent complexes. D'autre part, les paramètres susceptibles de les influencer sont nombreux et difficiles à maîtriser. Ils peuvent être séparés en deux catégories :

- Les paramètres internes à l'acier que sont sa composition chimique et sa microstructure. Contrairement à la composition chimique, la microstructure peut évoluer en fonction des sollicitations thermiques successives et se trouve donc étroitement liée à l'histoire thermique de la pièce.
- Les paramètres externes à l'acier que sont les sollicitations thermiques et mécaniques auxquelles est soumis l'acier. Dans le cadre de notre étude, nous nous sommes limités à l'influence du cycle thermique, mais d'autres auteurs ont notamment étudié l'influence des contraintes mécaniques sur la transformation martensitique [25].

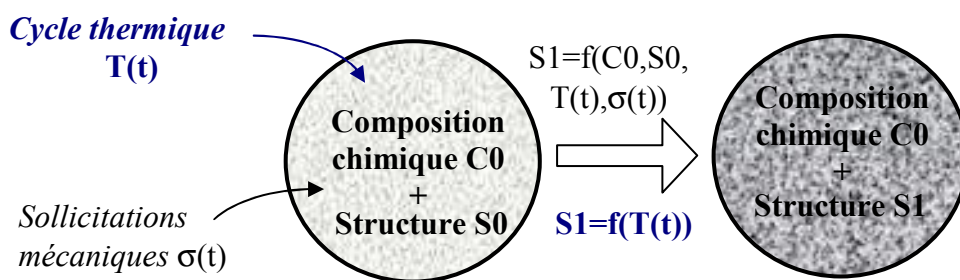


Figure II.1 : Modèle général et modèle retenu (en bleu)

La première partie de l'étude nous a permis d'évaluer l'importance de la microstructure initiale sur les résultats métallurgiques d'une opération de trempe. Toutefois, par manque de données et soucis de simplification, nous avons choisi de retenir pour la modélisation uniquement l'influence du cycle thermique. Le modèle mathématique présenté en fin de chapitre n'est donc rigoureusement valable que pour la coulée d'acier utilisée pour les essais de caractérisation par dilatométrie.

II.1. Etude des paramètres influents sur le comportement de l'acier au cours de la trempe

II.1.1. Influence de la microstructure de l'acier

II.1.1.1. Influence des conditions de refroidissement après forgeage sur la microstructure de l'acier

Compte tenu du procédé de fabrication de la pièce étudiée, il nous a semblé important d'évaluer l'importance de la microstructure initiale de l'acier vis à vis de son aptitude à l'austénitisation. Les informations les plus pertinentes dont nous disposons sur les transformations au chauffage et au refroidissement sont celles des diagrammes TTA et TRC, valables pour une structure initiale qui ne correspond pas à celle de l'acier forgé [26]. Nous avons donc choisi d'étudier l'influence de la microstructure de l'acier en partant de la dernière opération qui la conditionne avant le traitement thermique superficiel, à savoir, le forgeage. Le cycle thermique associé au forgeage (Figure II.2) peut être considéré d'un point de vue métallurgique comme un recuit donnant lieu à une microstructure ferrito-perlitique. La vitesse de refroidissement après forgeage s'avère être alors un paramètre important conditionnant (a) la taille de grain et par conséquent les propriétés mécaniques de l'acier, (b) l'aptitude à l'austénitisation.

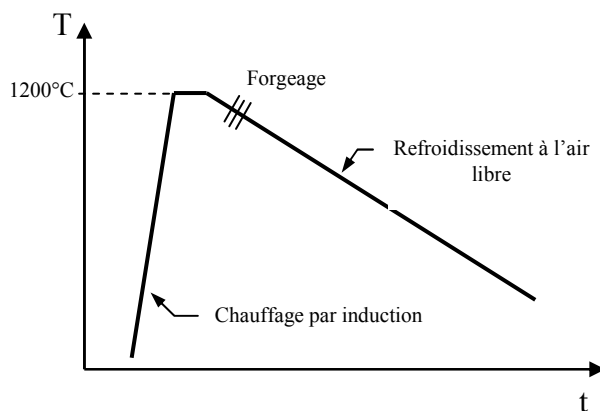


Figure II.2 : Schéma d'un cycle thermique de forgeage

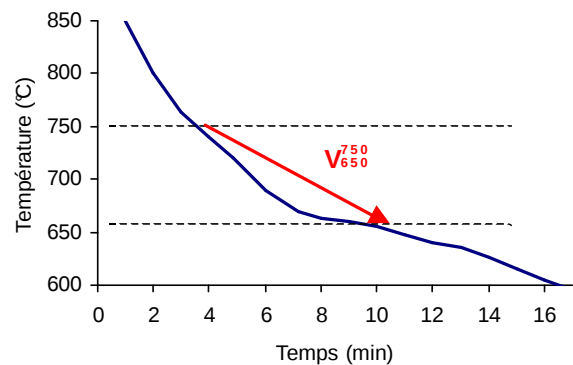


Figure II.3 : Exemple d'évolution thermique au cours du refroidissement en forge

Des essais de refroidissement accéléré après forgeage ont été réalisés sur trois vilebrequins en C38mod, après quoi des éprouvettes ont été usinées directement dans la masse des pièces. L'objectif est d'étudier d'une part l'influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques au travers d'essais de traction, d'autre part les propriétés métallurgiques au travers d'essais de trempe superficielle par induction sur des éprouvettes cylindriques.

Nous avons caractérisé les différents essais réalisés en forge par la vitesse moyenne de refroidissement entre 750 et 650°C, notée $V_{750/650}^{\circ C/min}$, laquelle conditionne la formation de ferrite et perlite (Figure II.3). Les propriétés mécaniques obtenues sont regroupées dans le tableau II.3. L'essai Ref1 représente la référence, obtenue dans des conditions de refroidissement identiques à celles de la production.

Ref.	V_{750}^{650} (°C/s)	$R_{p0,2}$ (N/mm ²)	R_m (N/mm ²)	A (%)	Z (%)
Ref1	0,5	595 / 585	865 / 855	16 / 18	50 / 53
Ref2	1	630 / 640	885 / 910	17 / 15	53 / 50
Ref3	10	690 / 725	1100 / 950	10 / 16	24 / 51

Tableau II.1 : Propriétés mécaniques de l'acier C38mod après forgeage et refroidissement variable (valeurs en surface / à cœur)

Les évolutions thermiques qui ont servi au calcul des vitesses moyennes ont été obtenues par mesure optique jusqu'à 600°C. La vitesse moyenne V_{750}^{650} correspond donc à la vitesse de refroidissement de la surface des pièces. Les microstructures se révèlent ainsi différentes entre la surface et le cœur des pièces. Toutefois, la couche superficielle concernée étant enlevée lors de l'usinage d'ébauche qui précède la trempe du vilebrequin, on ne s'intéresse qu'aux structures à cœur (Figure II.4). Celles-ci montrent des écarts significatifs qui permettent d'établir quelques tendances liées aux conditions de refroidissement en forge :

- Lorsque la vitesse de refroidissement augmente, l'espacement interlamellaire de la perlite se réduit, pour arriver au cas extrême (Ref3) où la perlite laisse place à la bainite.
- De même, les grains de ferrite semblent s'affiner et se répartir de façon plus ordonnée aux joints des grains de perlite. Bien que les mesures des tailles de grains n'ait pas mis en évidence ce phénomène, il est clairement visible sur les micrographies (Figure II.4).

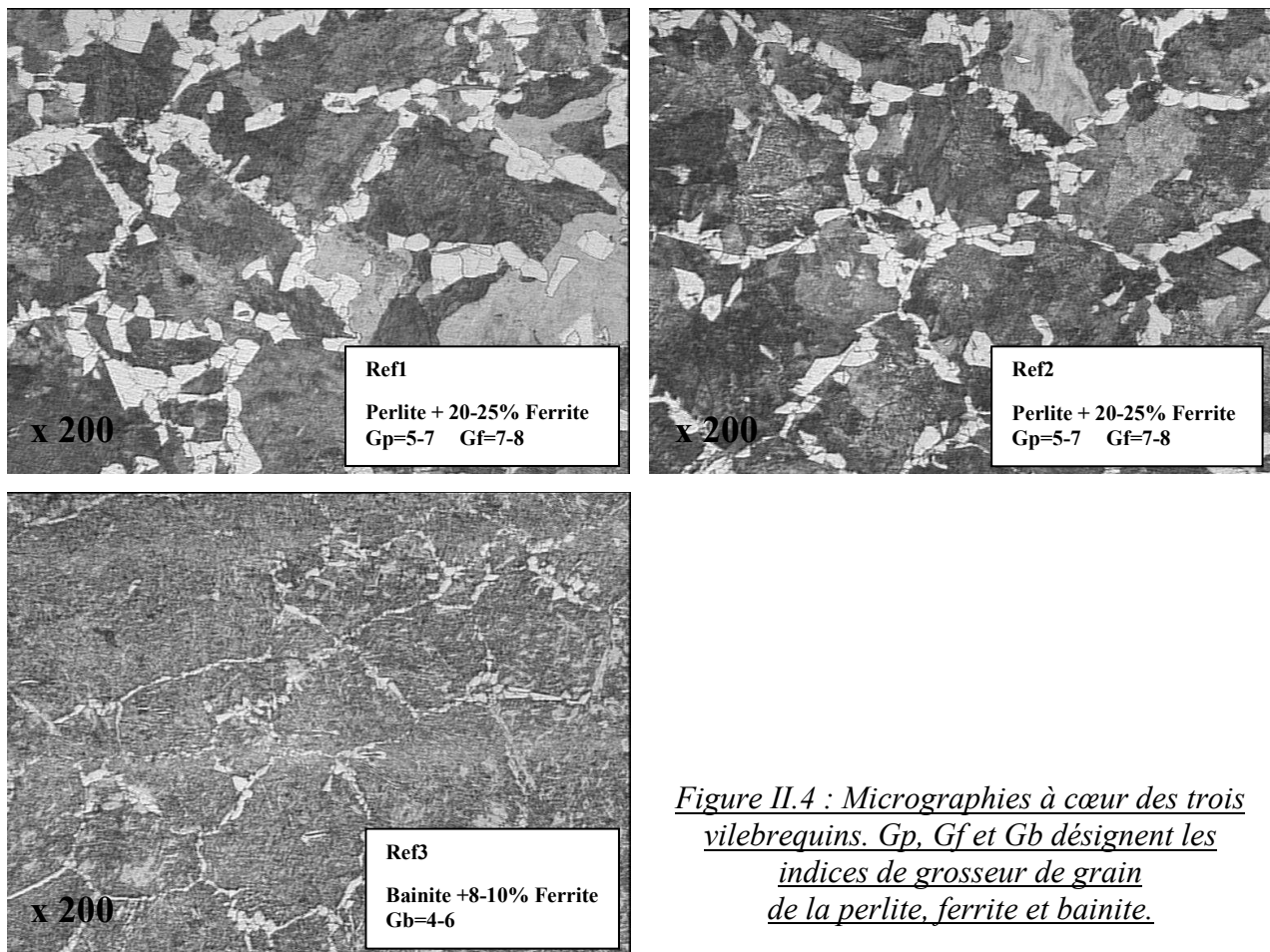


Figure II.4 : Micrographies à cœur des trois vilebrequins. Gp, Gf et Gb désignent les indices de grosseur de grain de la perlite, ferrite et bainite.

II.1.1.2. Influence de la microstructure de l'acier forgé sur son aptitude à l'austénitisation

Dans le paragraphe précédent nous avons étudié l'influence de la vitesse de refroidissement en forge sur la microstructure de l'acier C38mod. Dans ce qui suit, nous l'appellerons microstructure initiale. Nous nous sommes intéressés dans cette partie à l'influence de la microstructure initiale sur l'aptitude à l'austénitisation. Pour cela, une éprouvette cylindrique a été usinée dans la masse de chacun des vilebrequins au niveau d'un bras, à une profondeur suffisante pour éviter la structure plus fine de la surface (Figures II.5 et II.6).

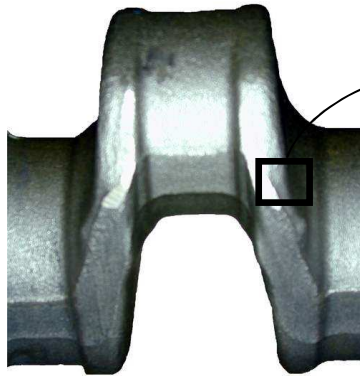


Figure II.5 : Provenance des éprouvettes

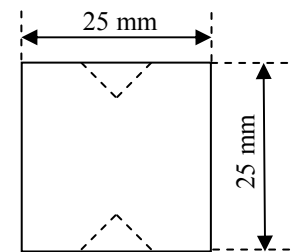


Figure II.6 : Géométrie des éprouvettes

Ces éprouvettes cylindriques ont toutes été trempées suivant le même cycle thermique :

Fréquence	Temps de chauffage	Puissance	Délai avant douche
10 kHz	2 s	90 kW	1,5 s

Tableau II.2 : Réglages du cycle de trempe sur cylindres

La figure II.7 représente l'évolution thermique enregistrée à une profondeur de 2 mm. Le gradient thermique en profondeur, simulé en fin de chauffage, est représenté sur la figure II.8.

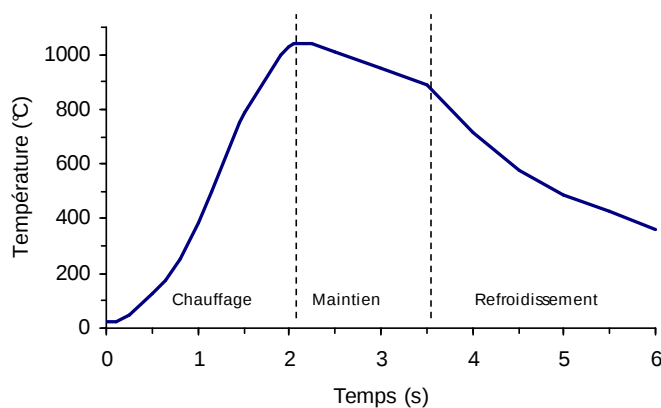


Figure II.7 : Cycle thermique à 2 mm de profondeur

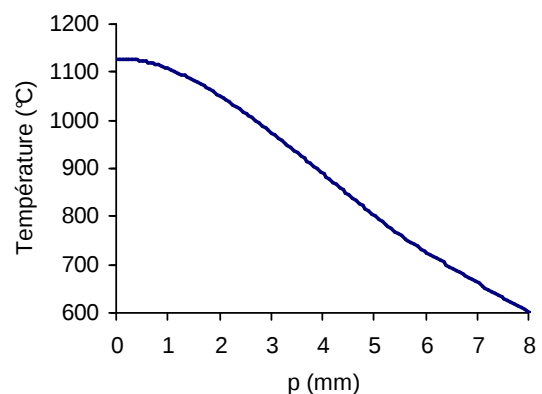


Figure II.8 : Gradient thermique simulé

Après traitement, les trois éprouvettes ont fait l'objet de mesures de dureté et d'analyses métallographiques. Les filiations de dureté (Figures II.9), établies à mi-hauteur des éprouvettes, montrent clairement une évolution des niveaux de dureté ainsi que des profils : la dureté est d'autant plus élevée en surface et reste élevée en profondeur que la structure initiale est fine.

Ces observations sont corrélées par les analyses des microstructures dans la zone trempée (cf. figures II.10 et II.11). On observe clairement sur l'échantillon de référence (ref1) l'apparition de bainite aux joints des anciens grains d'austénite pour une profondeur supérieure à 2 mm. Sur l'éprouvette Ref2, dont la microstructure initiale présentait des grains de ferrite plus petits et mieux répartis aux joints des grains de perlite, l'apparition de la bainite est repoussée à environ 3 mm. D'autre part, bien que ses paramètres microstructuraux soient semblables à ceux de l'éprouvette Ref1, le surcroît de dureté est assez net. Quant à la dernière éprouvette (Ref3), dont la microstructure initiale était principalement bainitique, les traces de bainite dans la zone trempée apparaissent vers 4 mm de profondeur.

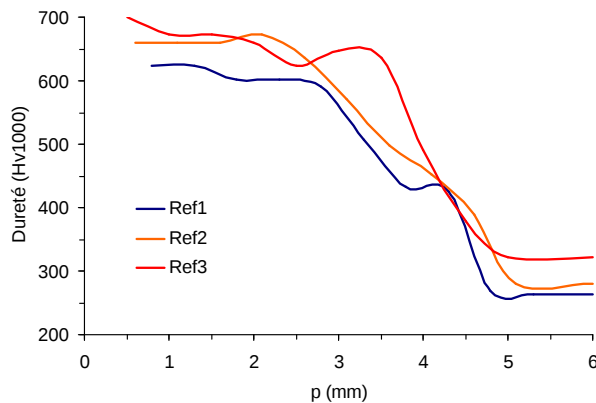


Figure II.9 : Filiations de dureté

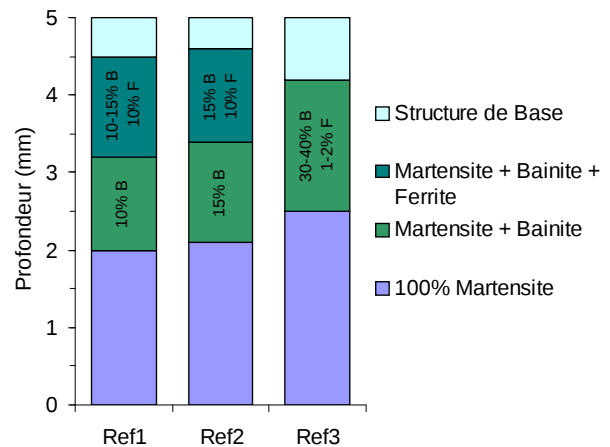


Figure II.10 : Microstructures dans les zones trempées

Ces essais de trempe permettent de mettre en évidence le lien étroit qui existe entre les microstructures initiale et trempée. Toutefois, nous ne disposons pas de suffisamment de données pour pouvoir modéliser correctement ce phénomène. Pour aller plus loin, il serait nécessaire d'analyser plus finement les microstructures obtenues pour différentes cinétiques de refroidissement en forge et de les étudier par des essais dilatométriques, de la même façon que nous allons le faire pour la structure de référence (ref1).

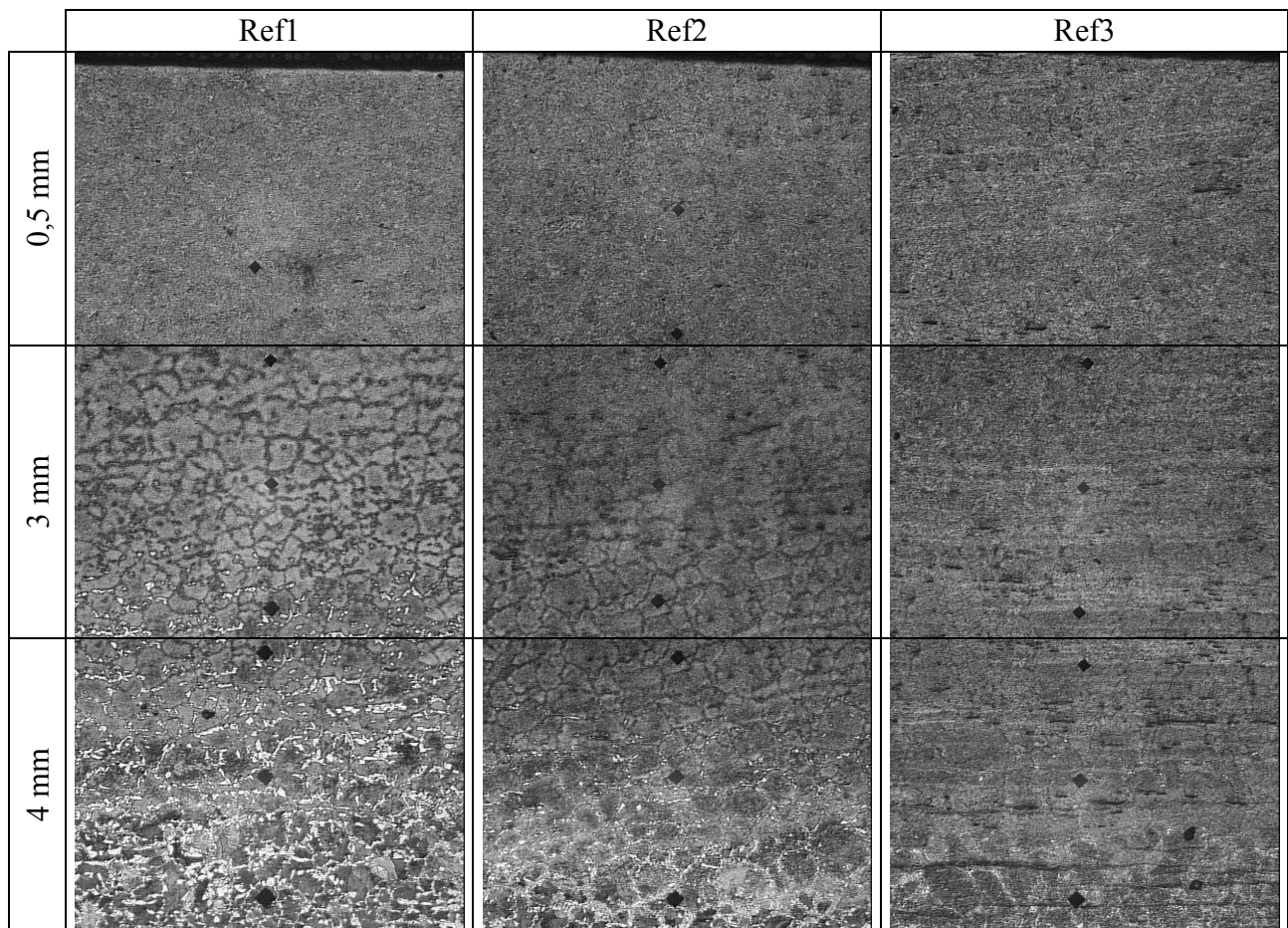


Figure II.11 : Micrographies des éprouvettes dans la zone trempée (x50)

II.1.2. Comportement métallurgique en cycle rapide

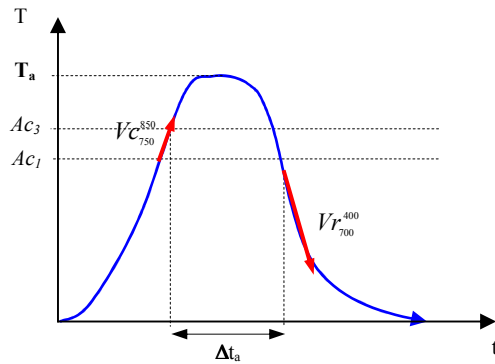
Nous nous sommes intéressés, au paragraphe précédent, à l'influence de la microstructure sur l'aptitude à l'austénitisation. L'étude que nous avons menée a avant tout permis d'apprécier l'importance de ce paramètre d'un point de vue qualitatif, ce qui est insuffisant pour envisager de modéliser correctement son influence sur les transformations. Aussi, la microstructure initiale, comme la composition chimique, ne seront pas prises en compte dans la modélisation que nous allons établir.

Le seul paramètre que nous allons considérer est le cycle thermique. Il ne s'agit pas réellement d'un paramètre dans la mesure où ce cycle décrit l'évolution de la température dans le temps pendant toute la durée du traitement. Mais c'est bien de ce cycle thermique dans son ensemble que vont dépendre les résultats de la trempe. Comme il est difficile de qualifier une évolution qui peut prendre des formes très diverses, nous allons commencer par définir un nombre limité de paramètres qui vont ensuite nous aider à différencier les différents cycles thermiques étudiés.

II.1.2.1. Caractérisation des cycles thermiques

Ce que l'on nomme communément cycle de trempe désigne en fait l'ensemble du cycle thermique (chauffage, maintien, refroidissement) que subit la pièce traitée en tout point pour aboutir à la trempe. Ce cycle peut être caractérisé par différents paramètres qui ne suffisent généralement pas à définir l'évolution réelle de la température. On parle généralement de vitesse de chauffage ou de refroidissement, de temps de maintien ou délai avant refroidissement et de température maximale ou température d'austénitisation. Pour être rigoureux dans le choix de ces paramètres, il est important de les rapprocher des températures caractéristiques des transformations métallurgiques :

- Au chauffage : la transformation de la microstructure initiale en austénite ne débute qu'à partir de la température A_{c1} et s'achève à A_{c3} . Toutefois, la microstructure de l'austénite peut ensuite continuer à évoluer tant que la température ne redescend pas en dessous de A_{r3} qui correspond à la température de début de transformation ferritique au refroidissement. Les points de transformation A_{c1} , A_{c3} et A_{r3} étant fonctions des vitesses de chauffage ou de refroidissement, il est plus simple de considérer leurs valeurs à l'équilibre, soit approximativement 750, 850 et 700°C. La montée en température et le maintien peuvent donc être caractérisés par la vitesse moyenne de chauffage entre 750 et 850°C ($V_{c_{750}^{850}}$), la température maximale ou température d'austénitisation (T_a), et la durée d'austénitisation entre le premier passage à 850°C au chauffage et 700°C au refroidissement (Δt_a). (Figure II.12)
- Au refroidissement : l'objectif étant d'avoir un maximum de martensite dans la zone trempée, le refroidissement peut être caractérisé par la vitesse moyenne entre 700 et 400°C ($V_{r_{700}^{400}}$). Il est possible de définir, à partir de ce paramètre, une vitesse critique en dessous de laquelle il y aura formation de ferrite, perlite ou bainite, et au dessus de laquelle l'austénite se transformera totalement en martensite.



- Vc_{750}^{850} : vitesse de chauffage
- T_a : température d'austénitisation
- Δt_a : durée d'austénitisation
- Vr_{700}^{400} : vitesse de refroidissement

Figure II.12 : Schéma d'un cycle réel et paramètres associés

Ces paramètres ont été utilisés pour qualifier quatre cycles caractéristiques du procédé de trempe du vilebrequin (Tableau II.3). Ces cycles ont été identifiés sur les enregistrements réalisés en surface et à 3 mm de profondeur au niveau des rayons (rs et r3) et du diamètre (ds et d3) d'un maneton (cf. paragraphe I.2.2.1).

Cycle	Vc_{750}^{850} (°C/s)	T_a (°C)	Δt_a (s)	Vr_{700}^{400} (°C/s)
rs	50	1100	10	85
r3	30	900	5	60
ds	50	1050	8	60
d3	35	950	7	50

Tableau II.3 : Paramètres décrivant quelques cycles thermiques caractéristiques du chauffage d'un maneton

II.1.2.2. Etude dilatométrique

Pour aller plus loin dans l'analyse du comportement de l'acier, nous avons mené une étude dilatométrique en imposant des cycles thermiques proches de ceux identifiés lors du chauffage des vilebrequins (Tableau II.3).

Ces essais de dilatométrie ont été réalisés à l'ENSAM, CER de Metz, sur un dilatomètre de type DT1000 de la société Adamel Lhomargy (Figure II.13). Il s'agit d'un dilatomètre dit à chauffage rapide, permettant de chauffer une éprouvette en acier par radiation avec une vitesse maximale théorique de 200°C/s . Le refroidissement se fait par soufflage d'air et d'hélium. Les avantages de ce type d'appareil pour les analyses que nous souhaitons faire sont multiples :

- L'analyse des résultats peut se faire par la lecture directe des courbes dilatométriques, chaque point d'inflexion de la courbe traduisant une modification structurale de l'acier. Il est donc facile d'identifier les points de transformation tels que A_{c1} , A_{c3} ou M_s . Bien qu'il soit aussi possible d'évaluer par la même méthode les pourcentages de phases formées, il est préférable de doser précisément les différents constituants par une analyse métallographique.
- Les faibles dimensions des éprouvettes requises (géométrie cylindrique de diamètre 2 mm) permettent d'étudier plus facilement n'importe quelle structure issue d'une pièce mécanique en les usinant directement dans la masse.
- La température est contrôlée en permanence par un thermocouple soudé sur l'éprouvette. Cette mesure est couplée à un dispositif de régulation des lampes du four et des électrovannes (Figure II.14), ce qui permet d'imposer n'importe quel cycle thermique en imposant les paramètres vitesse de chauffage, vitesse de refroidissement et durée de chaque étape du cycle.

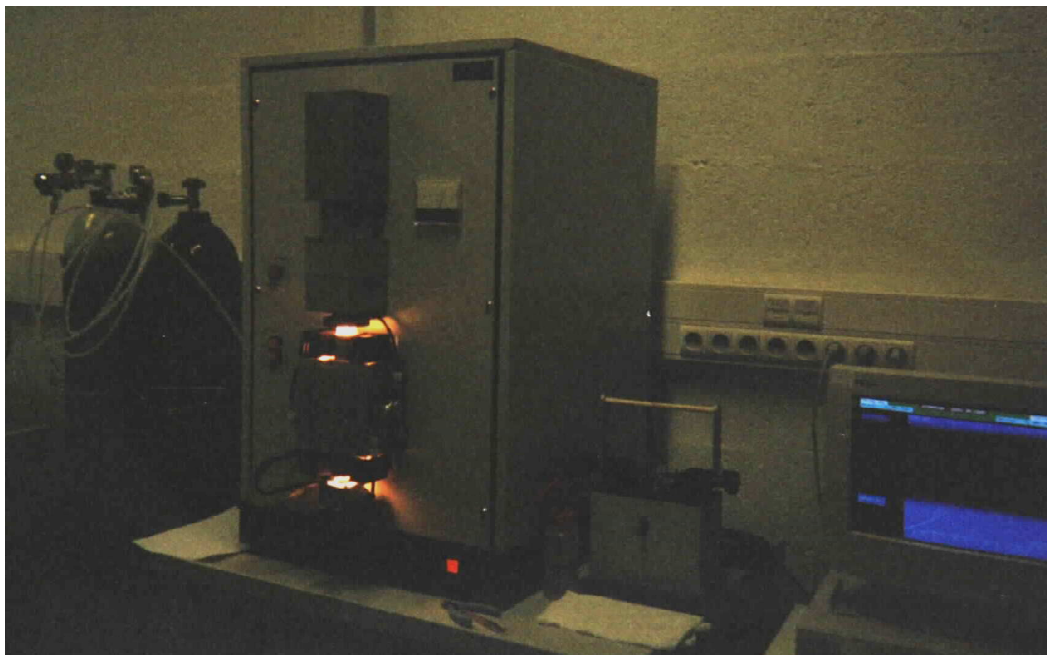
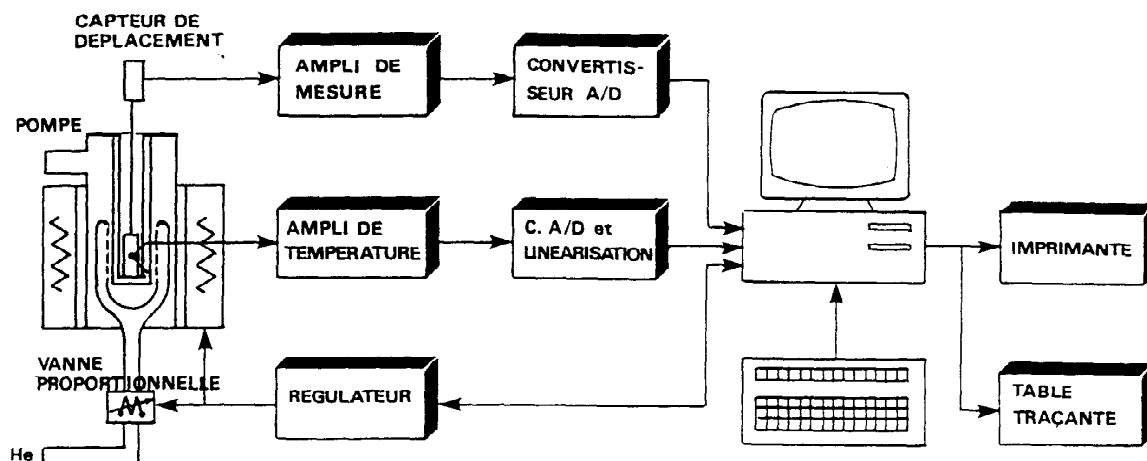
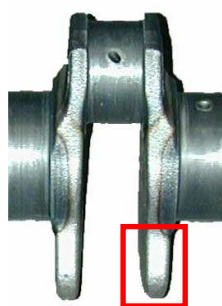


Figure II.13 : Dilatomètre DT1000



*Figure II.14 : Représentation synoptique du dilatomètre DT1000
(Document Adamel Lomarghy)*

Les éprouvettes utilisées ont été usinées dans la masse d'un contrepoids de vilebrequin (Figure II.15), dont la structure a été considérée représentative de celle présente au niveau des manetons. Les différents cycles testés correspondent à ceux que nous avons identifié sur vilebrequin selon la méthode présentée au paragraphe précédent, c'est à dire des vitesses de chauffage comprises entre 10 et 100°C/s, des durées d'austénitisation comprises entre 1 et 30 s et des vitesses de refroidissement comprises entre 10 et 200°C/s. La figure II.16 représente un exemple de cycle appliqué, correspondant à une vitesse de chauffage de 50°C/s, un palier isotherme de 5 s à 1000°C et une vitesse de refroidissement de 30°C/s.



*Figure II.15 : Provenance
des éprouvettes de dilatométrie*

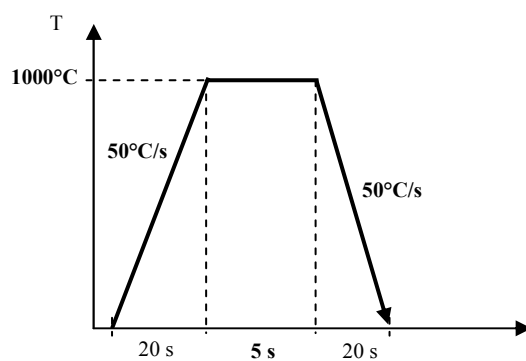


Figure II.16 : Exemple de cycle

L'expérience de Mavilor montrant qu'une autre nuance d'acier, dénommée C38+N2, offre de bien meilleures structures trempées que le C38mod (en terme notamment de profondeur 100% martensitique), nous avons décidé de l'inclure dans nos tests. De cette façon, nous espérons mieux comprendre ce qui différencie ces deux aciers et ce qui pénalise le C38mod.

Les figures II.17 à II.20 montrent quelques exemples de courbes dilatométriques $dl/l_0=f(T)$ (l_0 : longueur initiale de l'éprouvette) et de dérivées $d(dl/l_0)/dT$ pour différentes températures d'austénitisation (T_a).

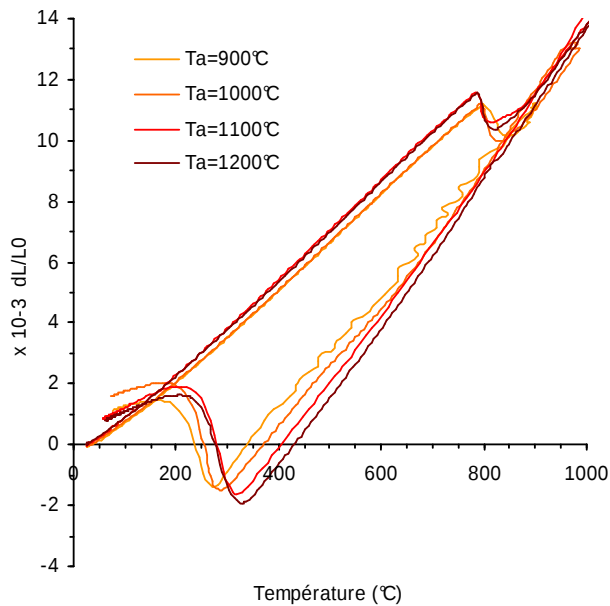


Figure II.17 : Exemples de courbes dilatométriques de l'acier C38mod ($V_c=50^\circ\text{C/s}$, $V_r=100^\circ\text{C/s}$)

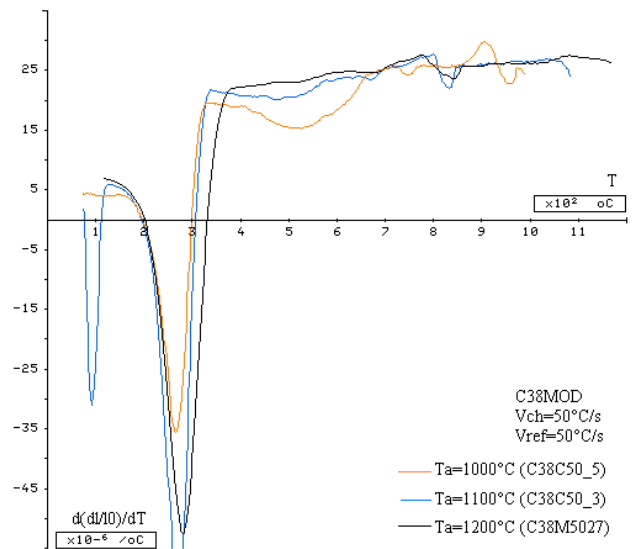


Figure II.18 : Dérivées de courbes dilatométriques de l'acier C38mod au refroidissement ($V_c=50^\circ\text{C/s}$, $V_r=50^\circ\text{C/s}$)

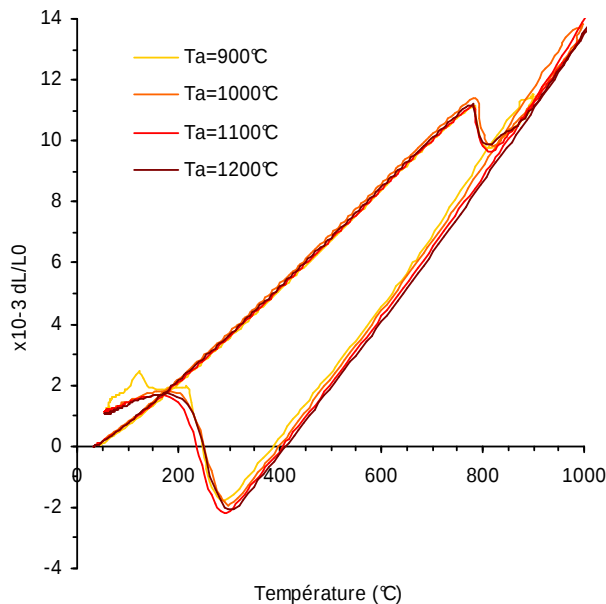


Figure II.19 : Exemples de courbes dilatométriques de l'acier C38+N2 ($V_c=50^\circ\text{C/s}$, $V_r=100^\circ\text{C/s}$)

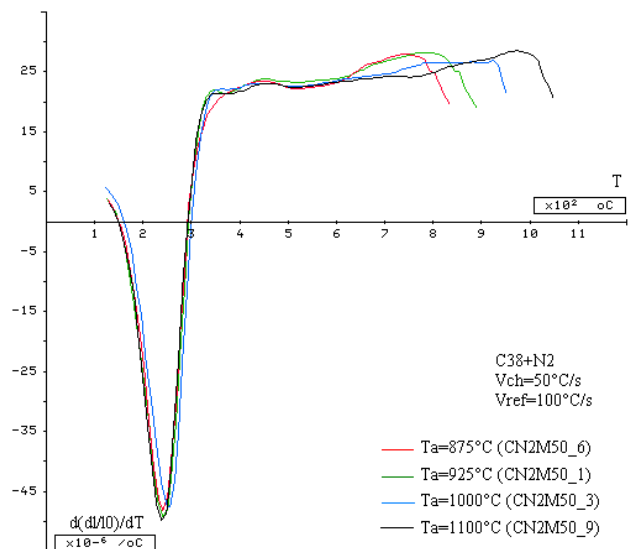


Figure II.20 : Dérivées de courbes dilatométriques de l'acier C38+N2 au refroidissement ($V_c=50^\circ\text{C/s}$, $V_r=100^\circ\text{C/s}$)

L'écart de comportement qui existe entre les deux nuances est nettement visible sur ces courbes et semble en fait se manifester uniquement au refroidissement. Au chauffage, les points de transformation Ac1 et Ac3 sont identiques pour les deux aciers. La figure II.21 représente un diagramme TTA partiel construit à partir des points relevés pour le C38mod pour quatre vitesses de chauffage (1, 10, 50, 100°C/s). Les valeurs relevées pour le C38+N2 pour des vitesses de 10°C/s et 50°C/s coïncident avec ces résultats.

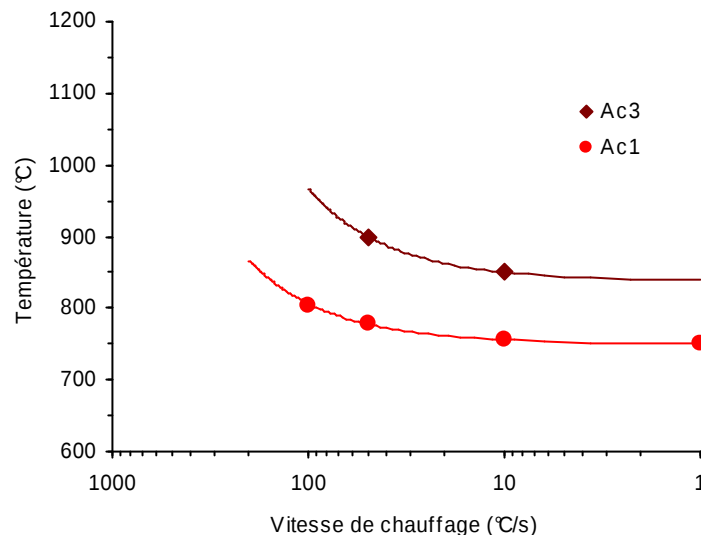


Figure II.21 : Diagramme TTA de l'acier C38mod

Il en va différemment au refroidissement. Ainsi, si l'on représente l'évolution, pour une vitesse de refroidissement donnée, de la température de début de transformation martensitique Ms en fonction de la température d'austénitisation Ta (Figure II.22), on peut vérifier et mieux comprendre ce qui sépare ces deux aciers. Cette évolution est en effet quasiment constante pour la nuance C38+N2 alors que pour le C38mod, la température Ms croît jusqu'à ce que Ta atteigne environ 1100°C et semble ensuite se stabiliser.

En fait, on peut supposer que la valeur "normale" de Ms pour l'acier C38mod est celle que l'on retrouve pour Ta > 1100°C, soit environ 350°C. En deçà de la température d'austénitisation de 1100°C, Ms est plus basse car il y a formation au cours du refroidissement, entre 700°C et Ms, de ferrite, perlite et/ou bainite. C'est aussi ce que l'on observe sur les courbes dérivées (Figure II.18) : les "creux" que l'on remarque entre 300°C et 700°C témoignent de la formation de constituants autres que la martensite. Le fait que Ms soit liée à la température d'austénitisation traduit un problème d'homogénéisation de l'austénite. On remarque aussi que l'évolution de Ms s'accélère entre 1050°C et 1100°C ce qui veut dire que dans cette plage de température, l'homogénéisation de l'austénite se trouve facilitée. L'explication de ce phénomène peut être liée à la dissolution de carbures, particulièrement ceux de vanadium.

D'autres exploitations permettent de bien mettre en évidence le lien entre d'une part l'homogénéité de l'austénite et la structure trempée et d'autre part la température d'austénitisation. Le graphe représenté en figure II.24 donne, pour différentes vitesses de refroidissement, l'évolution des pourcentages de martensite en fonction de la température d'austénitisation. On observe des progressions assez importantes pour des vitesses comprises entre 10 et 100°C/s. Entre 100 et 200°C/s

le lien entre martensite et température d'austénitisation est moins évident et doit surtout se ressentir au niveau de l'homogénéité de la martensite (martensite plus ou moins riche en carbone). Pour terminer, la figure II.23 représente l'évolution du pourcentages de martensite en fonction du temps de maintien avant refroidissement, pour deux températures d'austénitisation. L'influence de ce délai semble négligeable devant la températures d'austénitisation.

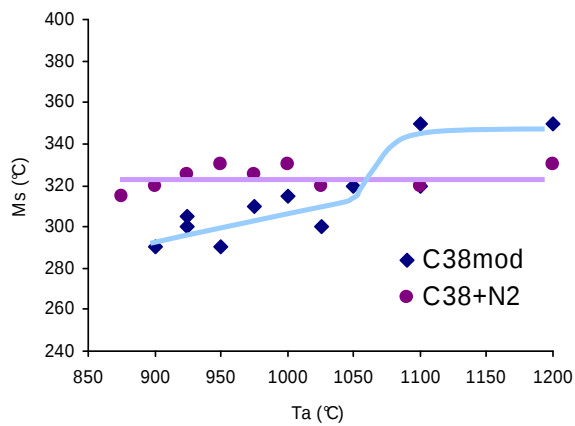


Figure II.22 : Evolution du point M_s en fonction de la température d'austénitisation pour les aciers C38mod et C38+N2 ($V_r=100^\circ\text{C/s}$)

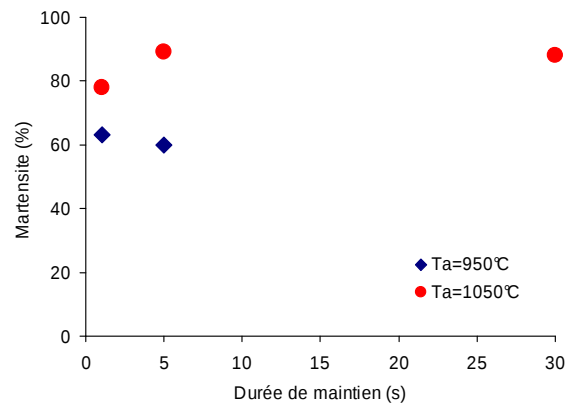


Figure II.23 : Evolution du pourcentage de martensite en fonction du temps de maintien et de la température d'austénitisation pour l'acier C38mod ($V_r=30^\circ\text{C/s}$)

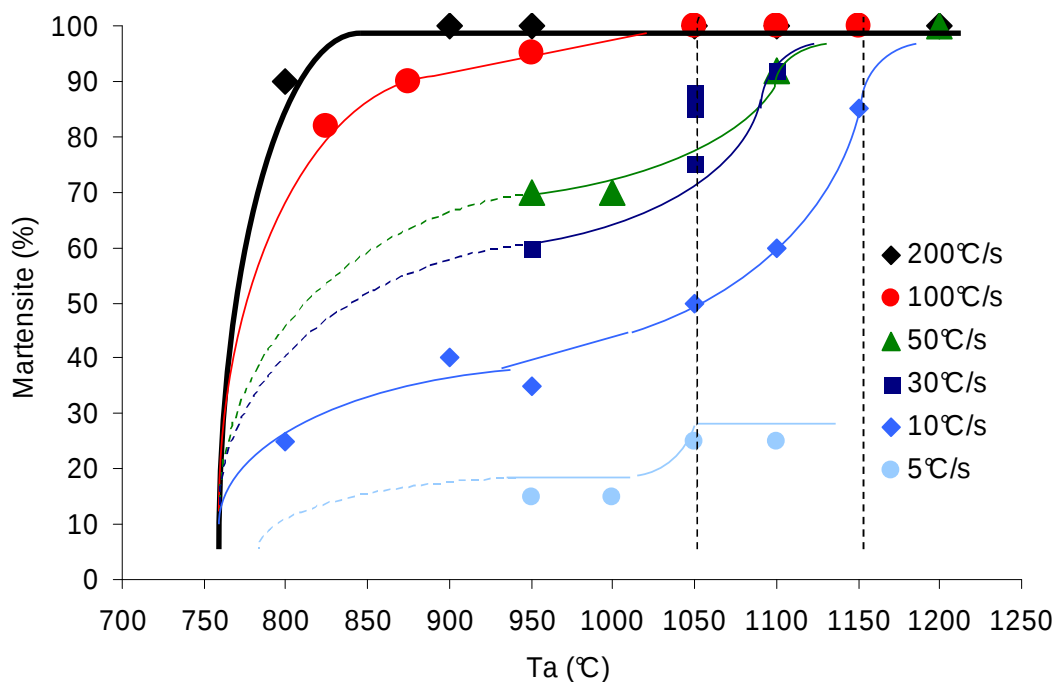


Figure II.24 : Evolution du pourcentage de martensite en fonction de la température d'austénitisation et de la vitesse de refroidissement pour l'acier C38mod

Ces essais dilatométriques nous ont apporté de nombreuses informations concernant la relation entre le cycle de trempe et les structures engendrées :

- La température d'austénitisation et la vitesse de refroidissement ont des effets importants et croisés sur les structures finales. Ce croisement s'explique par la relation entre la température d'austénitisation et l'homogénéité de l'austénite et par celle reliant l'homogénéité de l'austénite aux vitesses critique de formation des différents constituants.
- La durée d'austénitisation, dans la plage qui nous intéresse (<10 s), ne semble pas avoir d'effet notable sur l'homogénéité de l'austénite.
- L'importance des paramètres T_a et V_r est particulière pour l'acier C38mod. On ne retrouve pas un effet aussi important de la température d'austénitisation avec le C38+N2. Pour ce dernier, l'austénite doit s'homogénéiser beaucoup plus facilement.

D'autre part, l'ensemble des résultats fournis par ces essais (courbes dilatométriques, points de transformation, dosages de phase...) va nous servir au calage du modèle décrivant les transformations métallurgiques que nous allons établir.

II.2. Modèles de transformation métallurgique

Lors d'un cycle de trempe, différentes transformations peuvent s'opérer au niveau de la microstructure de l'acier. Ces transformations sont de deux types :

- Transformation avec diffusion du carbone : c'est le cas aussi bien des transformations de la perlite et de la ferrite en austénite ou de la martensite en martensite revenue au chauffage, que de l'austénite en ferrite, perlite ou bainite au cours du refroidissement. La particularité de ces transformations, à l'exception du revenu, est d'être liée non seulement à la température mais aussi au temps en procédant par germination puis par croissance des germes grâce à la diffusion du carbone.
- Transformation sans diffusion : cela concerne uniquement la transformation de l'austénite en martensite, laquelle dépend uniquement de la température.

II.2.1. Modélisation des transformations avec diffusion

La diffusion du carbone présent dans l'acier conditionne toutes les transformations à l'exception de celle de l'austénite en martensite. Ainsi, si l'on considère la transformation du mélange Ferrite - Perlite en austénite au cours du chauffage, les premiers germes d'austénite se forment au niveau des joints de grains de perlite [27], puis grossissent par diffusion du carbone jusqu'à ce que toute la perlite soit transformée en austénite. La transformation des grains de ferrite commence avec l'arrivée des premiers atomes de carbone en provenance de l'austénite nouvellement formée et riche en carbone, et se poursuit avec la diffusion de ces atomes dans toute la structure (Figure II.25). Ces transformations ne peuvent débuter que lorsque la température A_{c1} est atteinte. Ensuite, la vitesse de transformation est d'autant plus élevée que la température et donc la vitesse de diffusion du carbone est élevée.

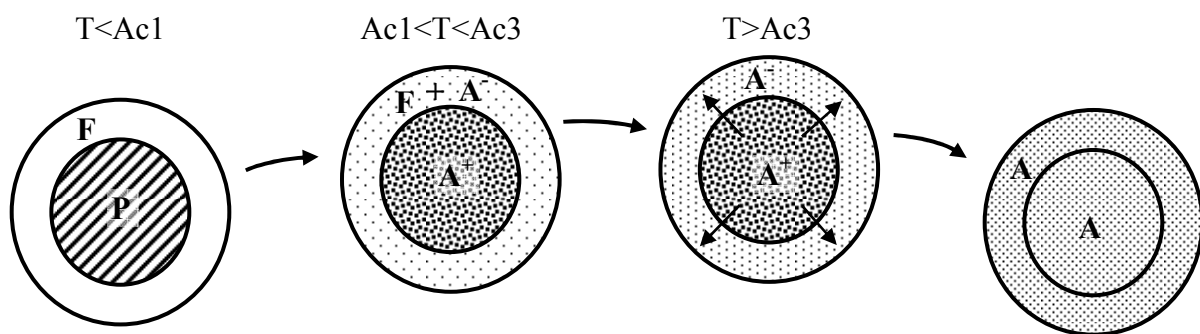


Figure II.25 : Evolution de la transformation $FP \rightarrow A$

Les transformations liées à la diffusion du carbone dépendent à la fois de la température et du temps, ce qui rend leurs modélisations plus complexes que celle de la martensite. Historiquement, la première approche a consisté à séparer les deux variables temps et température en étudiant ces transformations en conditions isothermes, c'est à dire en portant un échantillon d'acier à une température donnée, puis en le maintenant à cette température pour observer l'évolution de la transformation au cours du temps.

La modélisation des transformations en conditions anisothermes a ensuite été étudiée en se basant généralement sur celles établies en conditions isothermes.

II.2.1.1. Transformations isothermes

Pendant longtemps, les connaissances concernant les domaines d'existence des différentes phases solides d'un acier étaient résumées par des diagrammes d'équilibre tel que le diagramme Fer / carbone, valable comme son nom l'indique uniquement en condition d'équilibre thermodynamique et pour un acier non allié (Figure II.26).

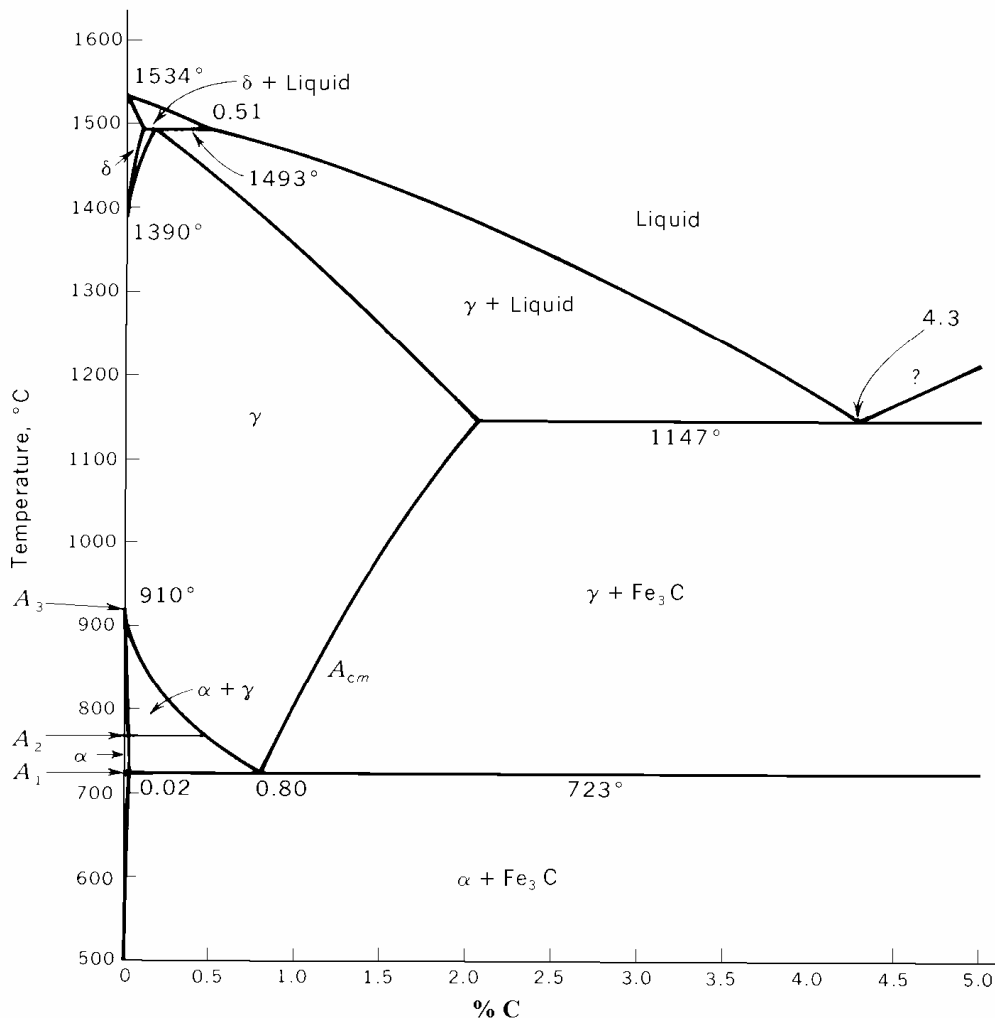


Figure II.26 : Diagramme d'équilibre Fer / carbone

Ce diagramme indique, en fonction du pourcentage de carbone et de la température, les différentes phases solides que l'on peut trouver : fer α (ferrite), fer α + carbure Fe_3C , fer γ (austénite). Pour un taux de carbone donné, la seule variable est la température, ce qui est insuffisant pour appréhender les transformations métallurgiques qui s'opèrent lors de cycles thermiques rapides tels que ceux liés aux traitements thermiques superficiels.

La première étude concernant l'influence du temps sur les transformations a été menée en 1930 par Davenport et Bain [28], et a conduit à l'établissement des premiers diagrammes de transformations isothermes (TI) ou diagrammes Temps Température Transformation (TTT) (Figure II.28). Pour

cela, les auteurs ont étudié, par dilatométrie et par observation métallographique, un grand nombre d'échantillons préalablement austénitisés, puis refroidis rapidement jusqu'à une température T_m de maintien isotherme, enfin trempés après un temps de maintien Δt_m variable (Figure II.27).

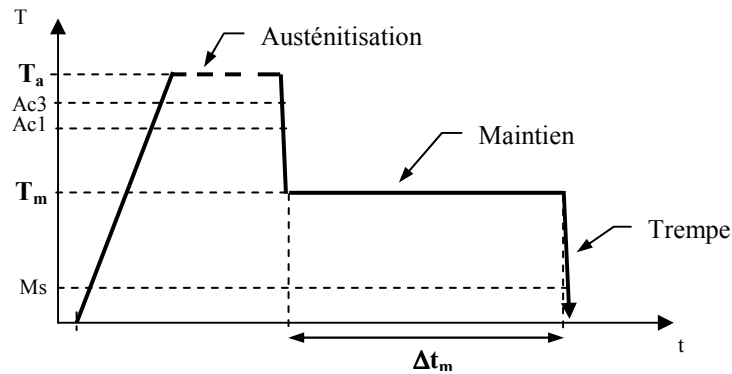


Figure II.27 : Schéma d'un cycle thermique utilisé pour la construction d'un diagramme TTT

L'analyse métallographique des échantillons après trempe, ainsi que les courbes dilatométriques enregistrées pendant le maintien isotherme, ont permis de relier l'avancement des transformations avec le temps.

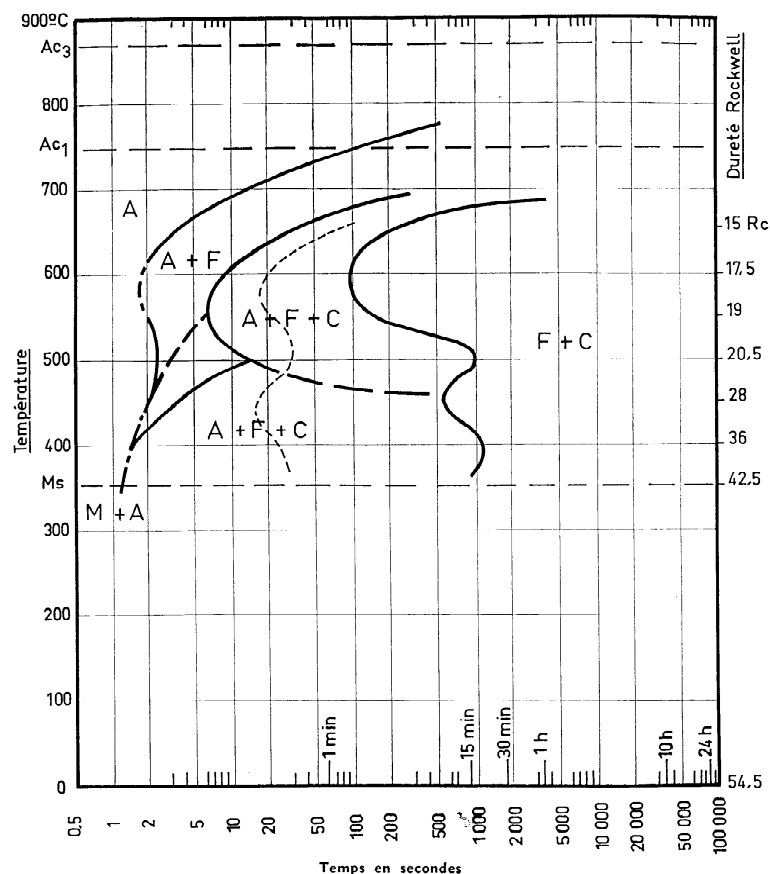


Figure II.28 : Exemple de diagramme TTT (Acier 30MnSi6 austénitisé à 925°C pendant 30 min)

Les travaux de Davenport et Bain ont ensuite servi de support aux premières modélisations des cinétiques de transformations isothermes. Ainsi, à partir d'une approche phénoménologique, Johnson et Mehl ont proposé, en 1939, une modélisation des transformations de phases en conditions isothermes basée notamment sur l'hypothèse que la transformation s'opère par germination puis par croissance des germes [29]. Leur formulation faisait intervenir, outre le temps, deux facteurs liés au matériau et à la température représentant le taux de germination de la nouvelle phase et la vitesse de croissance de ces germes :

$$y = 1 - e^{-\frac{\pi}{3} \dot{N} G^3 t^4} \quad (\text{éq. II.1})$$

y est la proportion de nouvelle phase formée,
 t le temps,
 $\dot{N}$ le taux de germination ,
 G la vitesse de croissance des germes.

A la même époque, Avrami a proposé un modèle théorique complexe, basé sur l'hypothèse que des germes de la nouvelle phase existent déjà dans le domaine de stabilité de la phase initiale et prenant en compte différents types de croissance [16]. Sous certaines conditions, ce modèle s'écrit sous une forme similaire à celle de Johnson et Mehl :

$$y = 1 - e^{-b.t^n} \quad (\text{éq. II.2})$$

D'autres auteurs se sont par la suite intéressés à la modélisation des cinétiques de transformation en conditions isothermes, et ont proposé des formulations basées par exemple sur des considérations géométriques (taille et forme de grain, lieu d'origine de la germination) ou sur la composition chimique de l'acier. Aucune formulation générale satisfaisante n'a cependant pu être établie, ce qui peut s'expliquer par la complexité du problème :

- Il existe un grand nombre de nuances d'acier couramment utilisées et à chacune correspond un comportement métallurgique propre. L'établissement d'un modèle général lié à la composition de l'acier doit obligatoirement passer par des considérations phénoménologiques qui ne peuvent prendre en compte toutes les influences et les interactions liées aux composants chimiques.
- Pour une nuance d'acier, il est possible d'obtenir une large variété de microstructures en fonction de l'histoire thermique et mécanique de l'acier, et l'influence de la microstructure sur les transformations est aussi importante que celle de la composition chimique. Nous avons pu vérifier dans le cas du C38mod qu'une microstructure composée d'environ 20% de ferrite et 80% de perlite peut se présenter sous différentes formes (taille et répartition des grains) avec une incidence forte sur les transformations (cf. partie II.1.1.1, essais ref1 et ref2).

En fait, si la formule $y = 1 - e^{-b.t^n}$, commune à Johnson, Mehl et Avrami, a été largement reprise ensuite et fait aujourd'hui référence, c'est peut-être avant tout parce qu'elle permet de représenter à peu près n'importe quelle évolution de transformation (Figure II.29). Elle offre également l'avantage de pouvoir dépendre à la fois de la température, par l'intermédiaire de n et b , et du temps. Elle peut donc être appliquée à des cycles thermiques très variés et facilement transposée dans un modèle numérique.

En revanche, cette souplesse est aussi à l'origine de son principal inconvénient : le calage des paramètres n et b s'avère très délicat pour peu que l'on souhaite obtenir un modèle valide sur une large gamme de vitesses de chauffage et de refroidissement.

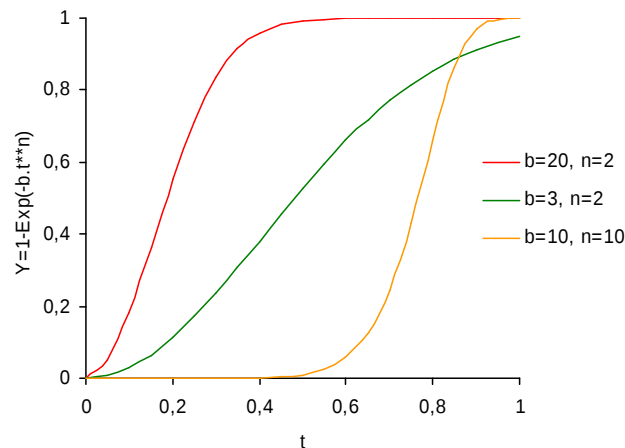


Figure II.29 : Influence des paramètres b et n de la formule de Johnson-Mehl-Avrami

II.2.1.2. Transformations anisothermes

Les transformations en conditions anisothermes correspondent aux cas réels rencontrés en traitement thermique superficiel. Elles ont été étudiées et représentées très tôt sous forme de diagramme TRC (Transformation en Refroidissement Continu) ou TTA (Temps, Température, Austénitisation) (Figures II.30 et II.31).

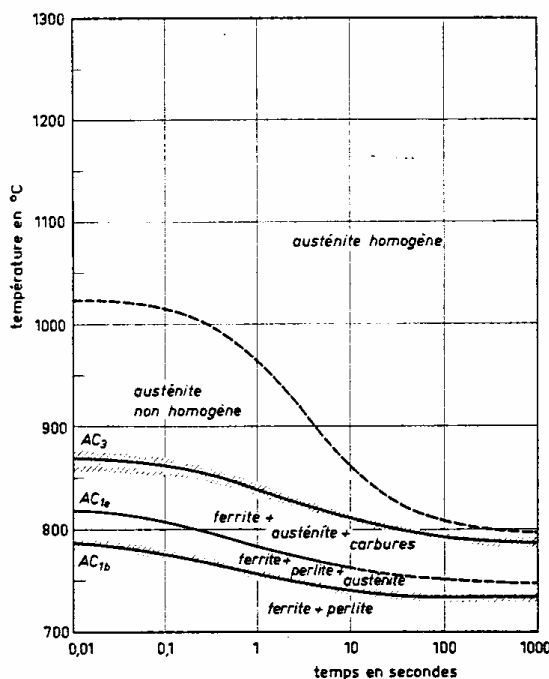


Figure II.30 : Exemple de diagramme TTA (Acier 34CrMo4)

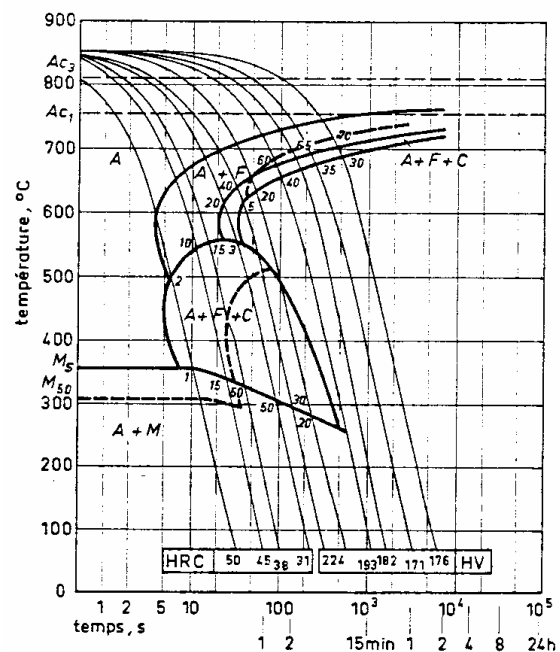


Figure II.31 : Exemple de diagramme TRC (Acier 32Cr4)

La plupart des modélisations des transformations métallurgiques en conditions anisothermes reposent sur le principe dit d'additivité, suggéré par Davenport et Bain, selon lequel la microstructure obtenue à la fin d'un refroidissement donné résulte de la somme des transformations élémentaires isothermes. Cette règle se traduit par l'égalité :

$$\int_0^{y_0} \frac{dy}{\tau(T) \frac{dy}{dt}} = 1 \text{ vérifiée lorsque le taux de phase formé est égal à } y_0 \quad (\text{éq. II.3})$$

En partant de cette règle, Pumphrey et Jones ont proposé en 1948 un modèle dans lequel la transformation est discrétisée [30]. La microstructure finale est alors le résultat de la somme de transformations élémentaires isothermes calculées après discrétisation du cycle thermique en petits paliers isothermes. Cette méthode, reposant sur le principe dit du temps fictif, a été reprise plus tard par Gergely qui l'a combinée avec la formule de Johnson-Mehl-Avrami pour aboutir au modèle suivant [31] :

$$y_i = 1 - e^{-b_i (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i}} \quad (\text{éq. II.4})$$

avec	$t_i^* = \sqrt[n_i]{\frac{1}{b_i} \ln\left(\frac{1}{1-y_{i-1}}\right)}$	est le temps fictif associé à y_{i-1}	(éq. II.5)
	y_i et y_{i-1}	sont les pourcentages transformés aux paliers i et $i-1$	
	Δt_i	est l'intervalle de temps du palier i	
	n_i et b_i	sont des paramètres du matériau, fonction de la température	

On obtient ainsi un calcul itératif du pourcentage transformé dans lequel le passage du palier $i-1$ au palier i se fait en deux étapes (Figure II.32) [32]:

1- A partir de la valeur du pourcentage transformé y_{i-1} du palier $i-1$ et des paramètres n_i et b_i (fonctions de la température T_i), on calcul la valeur du temps fictif t_i^* correspondant au temps nécessaire pour obtenir un pourcentage équivalent en conditions isothermes à la température T_i .

2- L'incrément de temps Δt_i du palier i est ajouté au temps fictif t_i^* et on procède au calcul du nouveau pourcentage Y_i .

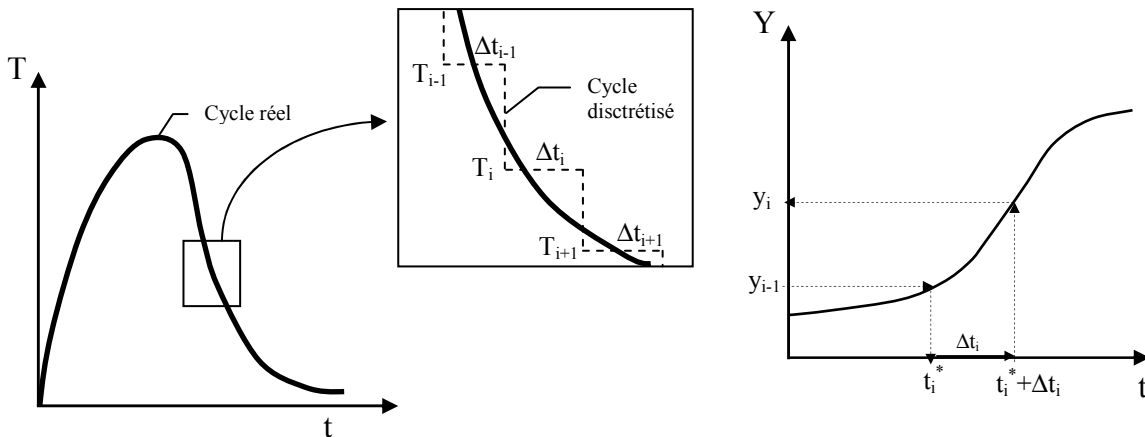


Figure II.32 : Principe du temps fictif

Cette formulation peut encore être complétée en introduisant un facteur y_m représentant le pourcentage maximal transformable de façon à tenir compte de transformations partielles de l'austénite en ferrite ou perlite. L'équation (II.4) devient alors :

$$y_i = y_m \left(1 - e^{-b_i \cdot (t_i^* + t_i)^{n_i}} \right) \quad (\text{éq. II.6})$$

Enfin, dans le cas des transformations au refroidissement, il est possible de tenir compte d'un temps d'incubation avant le commencement de la transformation. Cette période d'incubation repose sur la méthode de Scheil [33] qui fixe le début de la transformation par la formule :

$$\sum \frac{\Delta t_i}{\tau_i} = 1 \quad (\text{éq. II.7})$$

avec Δt_i : Intervalle de temps du palier i
 τ_i : Temps d'incubation de la transformation isotherme à la température T_i

Le modèle empirique formé par les équations (II.7), (II.6) et (II.5) est l'aboutissement de nombreux apports successifs : premières études des transformations isothermes par Bain et Davenport, formulation de Johnson, Mehl et Avrami, introduction de la notion de temps fictif par Pumphrey et Jones... D'un point de vue numérique, ses avantages sont indéniables :

- Il est fonction du temps et de la température qui sont des variables d'état directement accessibles dans les codes de calcul que nous utilisons.
- L'équation (II.6) permet de représenter une large gamme de comportement pour peu que l'on puisse caler correctement les paramètres n et b de l'acier.
- Le calage des paramètres n et b peut théoriquement se faire à partir d'un diagramme TTT décrivant les transformations en condition isotherme.

Toutefois, en pratique, la détermination des paramètres n et b du matériau à partir d'un diagramme TTT n'aboutit pas toujours à des résultats probants, ces diagrammes étant obtenus dans des conditions de chauffage trop éloignées de celles de la TSI. Notre démarche va donc être plutôt de caler ce modèle sur les résultats des analyses dilatométriques que nous avons réalisées sur l'acier C38mod.

Pour terminer sur le sujet des transformations en conditions anisothermes, il est important de préciser que d'autres modèles existent, comme celui proposé par Leblond et Devaux [34] et implémenté dans le code de calcul Sysweld.

II.2.2. Modélisation de la transformation martensitique

La particularité de la transformation martensitique a été mise en évidence dès 1940 par Greninger et Troiano [35] qui ont montré que l'avancée de cette transformation ne dépendait que de la température. Ce sont ensuite Koistinen et Marburger [36] qui, suite à une étude par Rayons X du pourcentage d'austénite résiduelle après trempe interrompue d'échantillons, ont proposé le modèle qui fait référence :

$$y = y_a \cdot (1 - e^{-\alpha \cdot (Ms - T)}) \quad (\text{éq. II.8})$$

avec :
 y_a : pourcentage d'austénite restant à transformer
 Ms : température de début de transformation martensitique
 α : paramètre de l'acier

II.2.3. Modélisation du revenu

Les phénomènes liés au revenu ont fait l'objet de nombreuses études, concernant notamment leur répercussion sur le comportement mécanique de l'acier [37]. Ils ont cependant été peu étudiés en condition de cycle thermique rapide. Un travail important a été réalisé récemment sur les phénomènes de revenu et d'autorevenu par Aubry [38]. Si l'on se restreint au cas d'un acier faiblement allié comme le C38mod et d'une structure initiale purement martensitique, le revenu est le résultat de deux transformations qui s'opèrent au cours du chauffage (Figure II.33) :

- Entre 100 et 300°C (Zone **I**), le carbone en sursaturation dans la martensite commence à précipiter sous forme de carbures ε ($\text{Fe}_{2,3}\text{C}$ ou $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) ou η (Fe_2C). Ce phénomène s'accompagne d'une contraction de l'acier liée à la mutation de la martensite (maille tétragonale) en martensite α (maille CC).
- Entre 300 et 550°C (Zone **II**), la totalité des atomes de carbone précipitent sous forme de cémentite (carbures θ , Fe_3C), entraînant le retour du fer à la maille cubique centrée accompagné d'une forte contraction de l'acier.

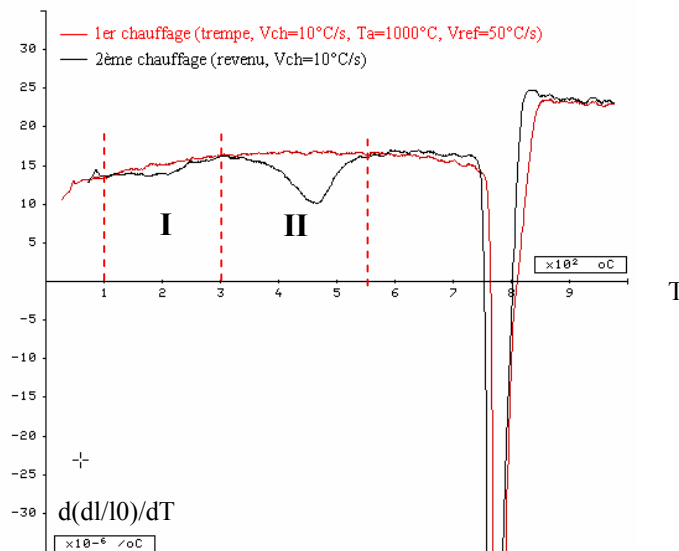


Figure II.33 : Courbes dilatométriques dérivées au chauffage illustrant les deux stades du revenu de l'acier C38mod

Les deux transformations liées au revenu sont contrôlées par la diffusion du carbone et font donc partie des transformations dites avec diffusion que nous allons modéliser avec la formule de Johnson-Mehl-Avrami.

II.3. Modélisation des propriétés métallurgiques de l'acier C38mod

II.3.1. Calage des modèles de transformations métallurgiques

Les objectifs de la simulation étant, d'une part de déterminer le pourcentage de martensite formé dans la zone trempée, et d'autre part d'évaluer les contraintes résiduelles générées, nous avons choisi de simplifier les différentes transformations pour ne considérer que :

- la transformation du mélange ferrite / perlite en austénite (notée $FP \rightarrow A$) au chauffage
- la transformation de l'austénite en ferrite / perlite / bainite ($A \rightarrow FPB$) au refroidissement
- la transformation martensitique ($A \rightarrow M$)
- la transformation de la martensite en martensite revenue ($M \rightarrow Mr1$)

Les deux modèles que nous allons utiliser, celui de Gergely pour les transformations avec diffusion et celui de Koistinen et Marburger pour la transformation martensitique, nécessitent d'être calés pour décrire correctement le comportement métallurgique de l'acier C38mod. Les paramètres à déterminer sont donc $n(T)$ et $b(T)$ pour l'équation (II.6), et M_s et α pour l'équation (II.8).

Pour cela, nous avons choisi de procéder par analyse des essais de dilatométrie réalisés sur notre acier. En travaillant sur les courbes dilatométriques, il est possible d'extraire les évolutions des différentes transformations en fonction de la température. Il ne reste plus ensuite qu'à caler les paramètres jusqu'à faire coïncider les mesures avec les résultats du modèle.

Prenons par exemple le cas du chauffage avec la transformation du mélange ferrite-perlite en austénite ($FP \rightarrow A$). L'agrandissement de la courbe dilatométrique représenté sur la figure II.34 permet de visualiser l'anomalie dilatométrique résultant de cette transformation pour une vitesse de chauffage de 10°C/s . En identifiant sur cette courbe les droites de dilatation de la structure initiale ($a_{FP}.T + b_{FP}$) et de l'austénite ($a_A.T + b_A$), il est possible de représenter cette transformation sous la forme d'une évolution du pourcentage d'austénite en fonction de la température (figure II.35).

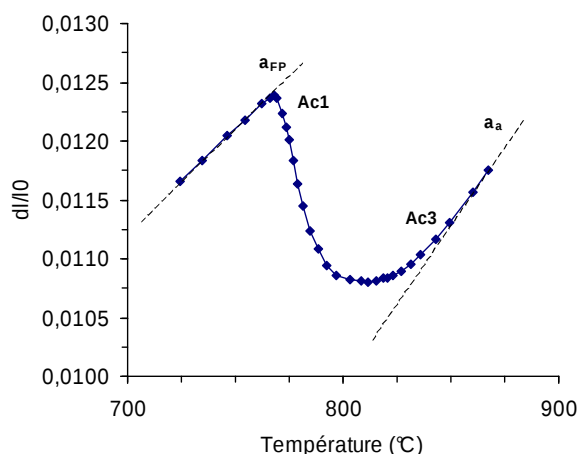


Figure II.34 : Détail d'une courbe dilatométrique au chauffage ($V_c = 10^\circ\text{C/s}$)

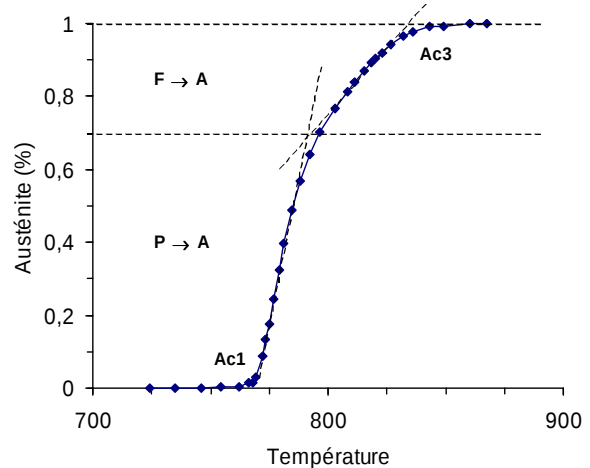


Figure II.35 : Evolution de la transformation $FP \rightarrow A$ ($V_c = 10^\circ\text{C/s}$)

Le calage du modèle se fait ensuite en "bougeant" les paramètres n et b jusqu'à retrouver une évolution qui coïncide avec celle trouvée. Toutefois, pour que le facteur temps soit pris en compte aussi bien que la température, il est nécessaire de réaliser ce calage avec plusieurs résultats issus de différentes vitesses de chauffage.

II.3.1.1. Transformations avec diffusion au chauffage

La difficulté du calage que nous entreprenons est liée à l'influence croisée du temps et de la température. Pour une vitesse de chauffage donnée, il ne pose aucun problème de trouver une évolution des paramètres $n(T)$ et $b(T)$ qui permette de modéliser correctement la transformation. Le calage devient beaucoup plus délicat lorsqu'on essaie de faire correspondre le modèle pour plusieurs vitesses de chauffage. Une autre difficulté est liée au fait que la transformation de la ferrite et de la perlite en austénite se fait en deux étapes qui se chevauchent plus ou moins : il y a d'abord transformation de la perlite en austénite et la progression de la transformation de la ferrite est ensuite liée à l'avancement de celle de la perlite. Autrement dit les transformations $P \rightarrow A$ et $F \rightarrow A$ ont tendance à s'enchaîner, ce qui peut expliquer le changement de pente visible sur la figure II.35.

En ayant pris le parti de grouper les constituants ferrite et perlite, nous ne pouvons correctement tenir compte de ce phénomène. Toutefois, notre objectif n'est pas de modéliser parfaitement les évolutions des transformations, mais de prédire au mieux les pourcentages de phases formées en fin de traitement pour des cinétiques proches de celles identifiées lors de la trempe du vilebrequin. Dans le processus complet de la trempe, l'austénisation n'est qu'une étape qui ne nécessite pas, dans notre cas, une modélisation très précise. Pour réaliser le calage de n et b nous nous sommes d'abord intéressés aux rôles de ces paramètres au sein du modèle (Figure II.29):

- $n(T)$ établit un lien fort entre le modèle et la variable temps (temps fictif + intervalle de temps) et donc la vitesse de chauffage. Plus n est élevé, plus l'avancée de la transformation dépend de cette vitesse avec pour effet de la freiner ou de repousser son démarrage vers de plus hautes températures.
- $b(T)$ peut être interprétée comme la vitesse de transformation, ou, par analogie avec le modèle de Johnson et Mehl (éq. II.1), comme la vitesse de croissance des germes de la nouvelle phase. Après quelques essais, il nous est apparu qu'une évolution linéaire de ce paramètre donnait de bon résultats.

La figure II.36 représente une comparaison des résultats obtenus avec les paramètres calés $n(T)$ et $b(T)$ représentés sur les figures II.37 et II.38. On constate que, malgré les simplifications adoptées, les évolutions simulées de la transformation austénitique sont assez proches des évolutions réelles. L'écart le plus important ($<30^\circ\text{C}$ sur la température de fin de transformation) est visible pour la vitesse de chauffage de 10°C/s qui est inférieure aux vitesses qui nous intéressent.

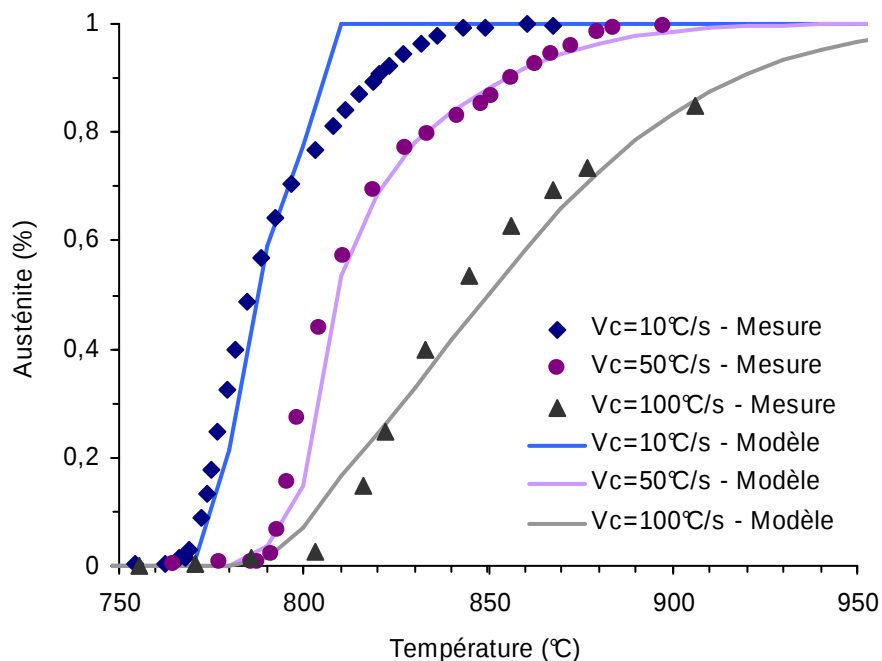


Figure II.36 : Comparaison des résultats du modèle avec les résultats de dilatométrie de la transformation $FP \rightarrow A$ pour des vitesses de chauffage de 10, 50 et 100°C/s

Les deux pics visibles sur l'évolution du paramètre $n(T)$ traduisent l'influence du facteur temps sur les deux transformations $P \rightarrow A$ et $F \rightarrow A$, avec une influence plus forte pour la ferrite.

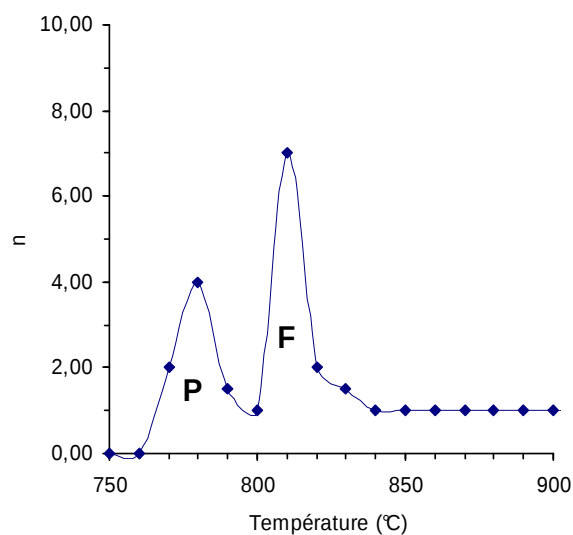


Figure II.37 : Paramètre $n(T)$ pour la transformation $FP \rightarrow A$

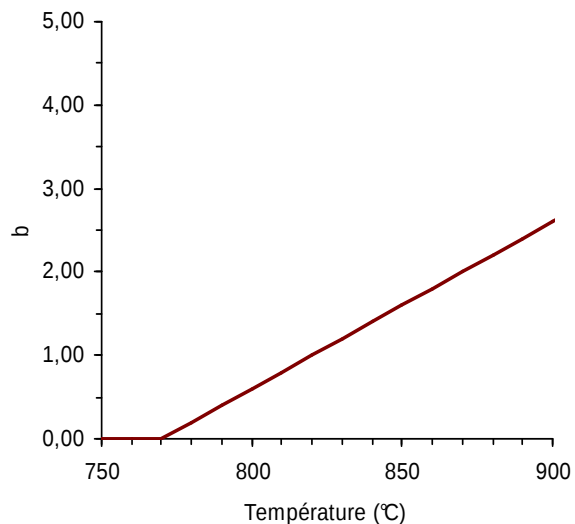


Figure II.38 : Paramètre $b(T)$ pour la transformation $FP \rightarrow A$

II.3.1.2. Transformations avec diffusion au refroidissement

Les remarques concernant la transformation austénitique au chauffage sont aussi valables pour les transformations avec diffusion au refroidissement. Là aussi, nous ne considérons qu'une seule transformation, ce qui d'un point de vue phénoménologique n'est pas loin de la réalité : la transformation de l'austénite peut être assimilée à une seule et même transformation qui, selon la température à laquelle elle se produit donne un constituant, mélange de ferrite et cémentite, plus ou moins fin. La méthode que nous avons suivi pour caler notre modèle de transformation au refroidissement est la même que celle adoptée au chauffage.

Les figures II.39 et II.40 donnent quelques détails de courbes dilatométriques au refroidissement et des évolutions associées de la transformation $A \rightarrow FPB$. Ces courbes correspondent à une même température d'austénitisation de 950°C . L'influence de la température T_a , mise en évidence au paragraphe II.1.2.2, sera prise en compte par la suite.

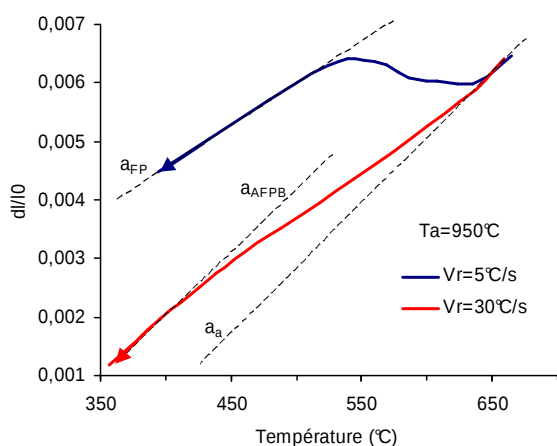


Figure II.39 : Détail de courbes dilatométriques au refroidissement ($T_a=950^{\circ}\text{C}$)

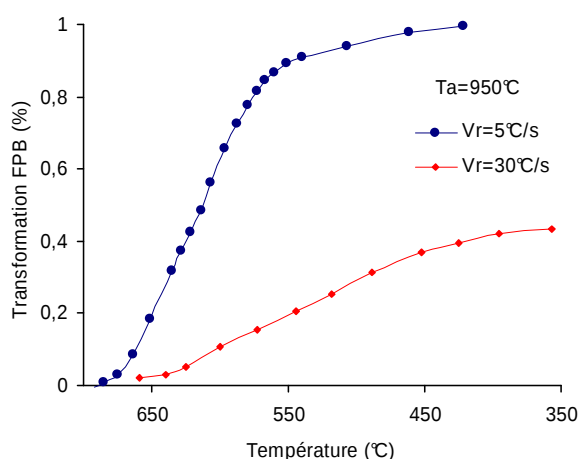


Figure II.40 : Evolution de la transformation $A \rightarrow FPB$ ($T_a=950^{\circ}\text{C}$)

La figure II.41 représente une comparaison des résultats obtenus avec les paramètres calés $n(T)$ et $b(T)$ représentés sur les figures II.42 et II.43. La corrélation du modèle avec les résultats expérimentaux peut être considérée comme satisfaisante.

Nous pouvons remarquer, comme pour la transformation austénitique, que l'évolution du paramètre $n(T)$ laisse apparaître trois zones bien distinctes qui peuvent être assimilées à des zones d'influence des trois constituants ferrite, perlite, bainite. Les phases les plus sensibles à la vitesse de refroidissement seraient donc dans l'ordre la perlite, la ferrite et la bainite. Cette interprétation coïncide avec les observations que l'on peut faire sur un diagramme TRC qui montrent que lorsque la vitesse de refroidissement augmente c'est d'abord la perlite qui disparaît de la structure finale, puis la ferrite et enfin la bainite.

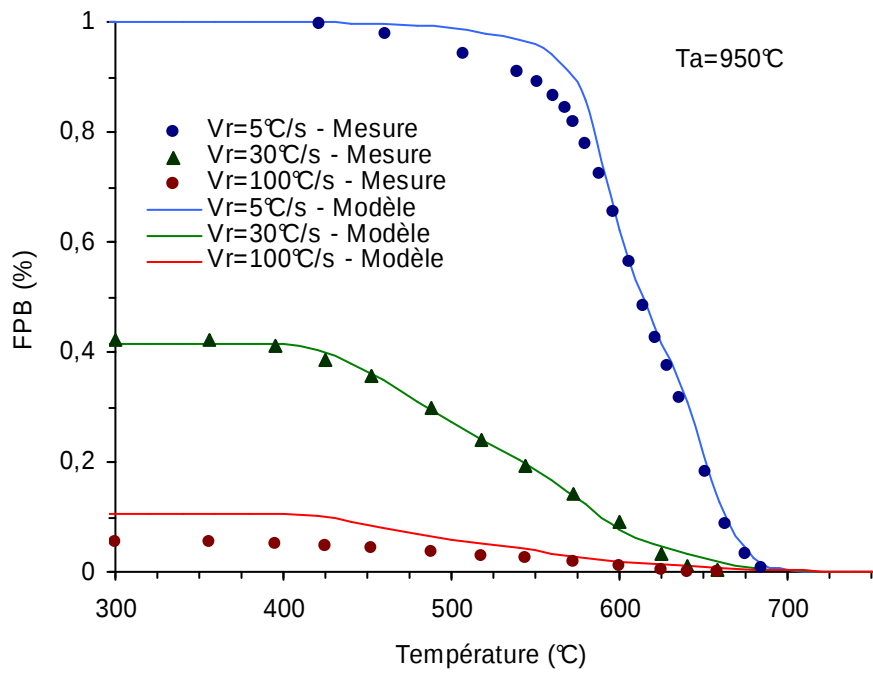


Figure II.41 : Comparaison des résultats du modèle avec les résultats des dilatométries de la transformation $A \rightarrow \text{FPB}$ pour des vitesses de chauffage de 5, 30 et 100°C/s ($T_a = 950^\circ\text{C}$)

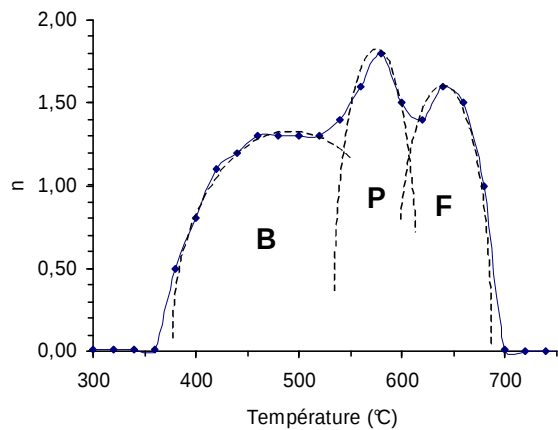


Figure II.42 : Paramètre $n(T)$ pour la transformation $A \rightarrow \text{FPB}$ ($T_a = 950^\circ\text{C}$)

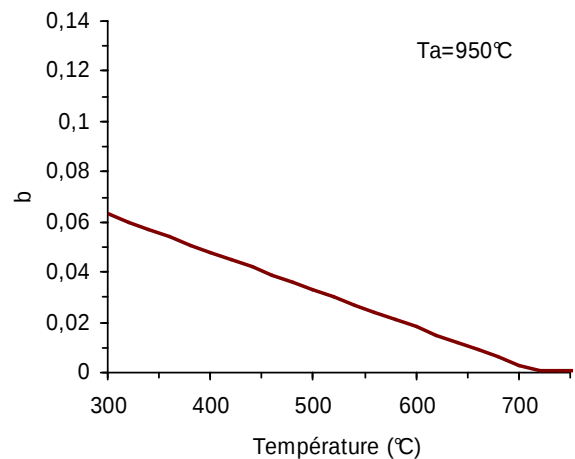


Figure II.43 : Paramètre $b(T)$ pour la transformation $A \rightarrow \text{FPB}$ ($T_a = 950^\circ\text{C}$)

II.3.1.3. Transformation martensitique

Le calage du modèle de Koistinen et Marburger est beaucoup plus simple puisque sa seule variable est la température. La méthode reste la même, basée sur l'analyse des courbes dilatométriques pour retracer l'évolution de la transformation en fonction de la température.

Deux exemples d'anomalies dilatométriques liées à la transformation martensitique sont représentés sur la figure II.44, avec un cas où la transformation part de 100% d'austénite et un autre où il ne reste qu'environ 60% d'austénite au moment où débute la transformation. Sur le graphe de la figure II.45 sont tracées les évolutions correspondantes obtenues avec le modèle et les paramètres suivants :

$$\begin{aligned} M_s &= 320^\circ\text{C} \\ \alpha &= 0,030 \quad \text{pour la courbe } (T_a = 1100^\circ\text{C}, V_r = 100^\circ\text{C/s}) \end{aligned}$$

et

$$\begin{aligned} M_s &= 290^\circ\text{C} \\ \alpha &= 0,035 \quad \text{pour la courbe } (T_a = 950^\circ\text{C}, V_r = 30^\circ\text{C/s}) \end{aligned}$$

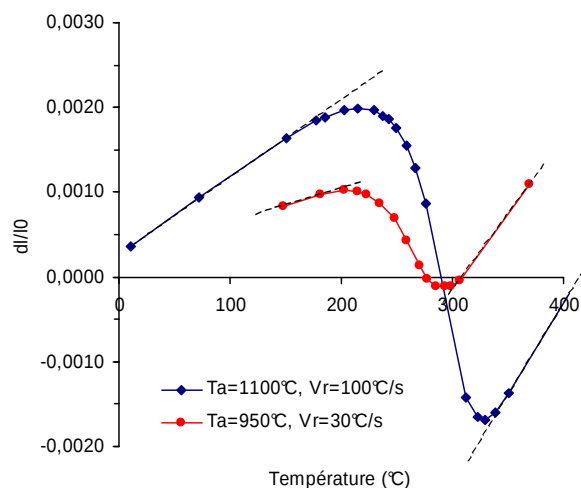


Figure II.44 : Détail de courbes dilatométriques au refroidissement (A → M)

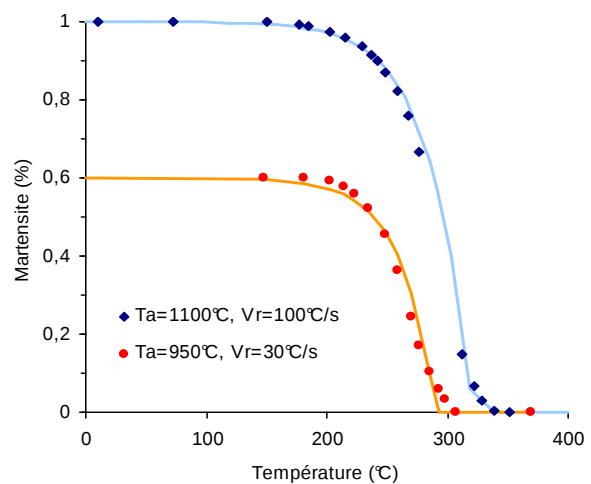


Figure II.45 : Evolution de la transformation A → M, points expérimentaux et modèle

Pour la suite nous n'allons pas tenir compte de la relation entre les paramètres M_s et α et le pourcentage d'austénite transformable γ_a et nous prendrons les valeurs moyennes suivantes :

$$\begin{aligned} M_s &= 300^\circ\text{C} \\ \alpha &= 0,030 \end{aligned}$$

Nous pouvons en effet considérer qu'une faible variation de M_s ou de α ne modifie pas de façon significative la quantité de martensite formée, pas plus que les contraintes résiduelles en fin de traitement.

II.3.1.4. Transformation au revenu

Nous disposons de trop peu de données pour modéliser correctement le revenu en fonction du temps et de la température. D'autre part, nous ne nous intéressons qu'au revenu lent en four tel qu'il est réalisé chez Mavilor (230°C pendant 2h30min). Nous avons donc choisi des valeurs constantes arbitraires pour les paramètres n et b , de sorte que le revenu ne dépende pas réellement de la vitesse et soit terminé à 230°C.

$$n = 1 \quad b = 0.01$$

Parallèlement à cela, la contraction volumique correspondant au passage de la martensite à la martensite revenue qui va être imposée au niveau des propriétés mécaniques sera celle réellement identifiée sur un essai dilatométrique retraçant un cycle de trempe suivit d'un revenu lent.

II.3.2. Prise en compte de l'homogénéité de l'austénite

Les évolutions de n et b déterminées précédemment pour la transformation $A \rightarrow \text{FPB}$ ont été calées sur des résultats obtenus avec une température d'austénitisation de 950°C. Or, nous avons mis en évidence l'influence très forte de cette température sur l'homogénéité de l'austénite, et par suite, sur les transformations au refroidissement.

Il nous a donc semblé primordial de tenir compte de cette influence dans notre modèle. A notre connaissance, aucune étude ne fait explicitement référence à la prise en compte de l'homogénéité de l'austénite dans la modélisation des transformations métallurgiques. Il faut noter toutefois les travaux présentés par l'INPL [32] [39] qui font état d'une formulation tenant compte de la taille des grains austénitiques. D'un point de vue modélisation, cette approche peut être considérée comme équivalente à celle consistant à tenir compte de l'homogénéité de l'austénite puisqu'elle permet d'établir un lien entre les conditions d'austénitisation, en particulier la température maximale atteinte, et les transformations au cours de la trempe.

Pour introduire la nouvelle variable dans notre modèle nous sommes partis de l'hypothèse selon laquelle l'homogénéité de l'austénite était uniquement liée à la température d'austénitisation, et qu'elle avait une influence directe sur la vitesse de croissance des germes de la nouvelle phase et donc sur le paramètre $b(T)$. Nous en sommes arrivé à la conclusion que cette influence se traduisait par une variation de la pente de $b(T)$ en fonction de l'homogénéité de l'austénite et donc de la température d'austénitisation.

Ainsi $b(T)$ devient $b(T, T_a)$ et s'écrit :

$$b(T, T_a) = (720 - T) \cdot \alpha_b(T_a) \quad (\text{éq. II.9})$$

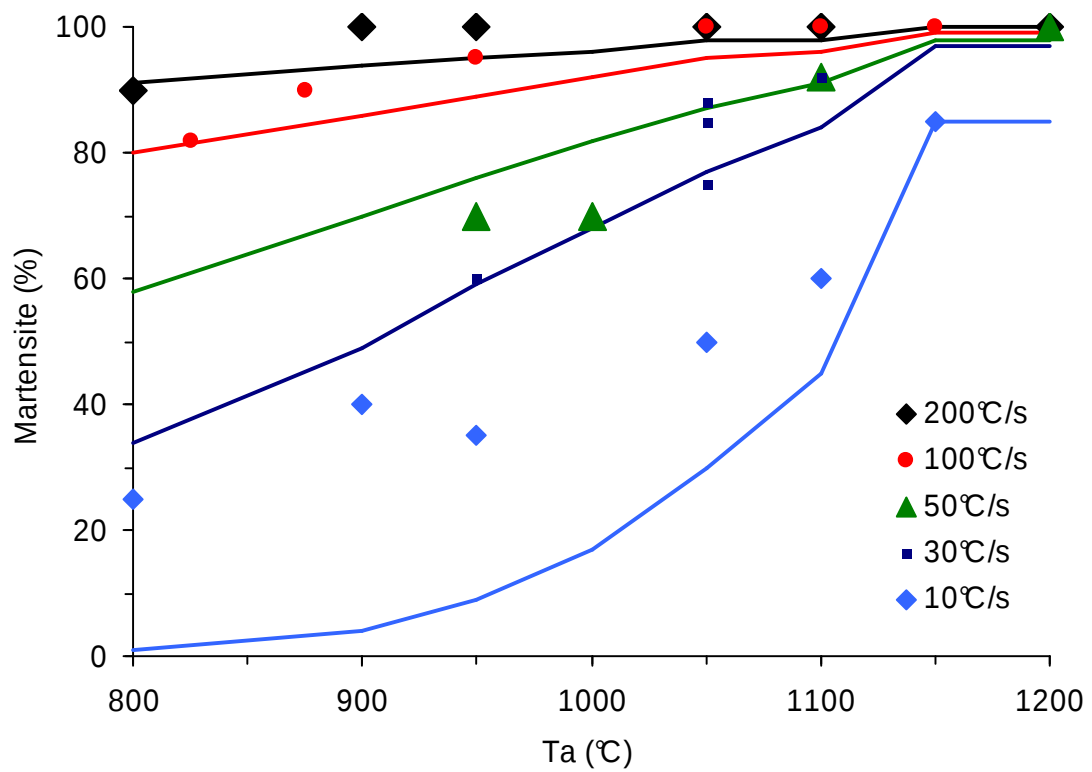
avec : $\alpha_b(T_a)$: pente de la fonction affine $b(T, T_a)$

La figure II.47 représente l'évolution, inchangée, de $n(T)$, tandis que les figures II.48 et II.49 représentent les nouvelles fonctions $b(T, T_a)$ et $\alpha_b(T_a)$.

Nous avons comparé les résultats de cette nouvelle modélisation avec les mesures des pourcentages de martensite effectuées sur les éprouvettes de dilatométries. Pour cela, les transformations métallurgiques ont été simulées à partir des mêmes cycles thermiques que ceux appliqués aux éprouvettes. Les résultats, représentés sur la figure II.46, montrent une assez bonne corrélation, exceptée pour la vitesse la plus basse de 10°C/s . Pour les autres vitesses, qui correspondent plus à ce que l'on peut rencontrer dans le cadre de la trempe des vilebrequins, l'évolution simulée est assez proche des valeurs mesurées.

Il est important de rappeler que les pourcentages des différents constituants mesurés sur les éprouvettes de dilatométrie ont été obtenus par une méthode d'analyse optique. Cette technique peut parfois être sujette à caution. On peut notamment remarquer que pour les faibles vitesses de refroidissement (5 et 10°C/s) les pourcentages de martensite mesurés ne semblent pas correspondre avec les analyses directes que l'on peut faire sur les courbes dilatométriques ainsi qu'avec les duretés mesurées. Si l'on prend par exemple le cas de l'éprouvette traitée par le cycle ($T_a=900^{\circ}\text{C}$, $V_r=10^{\circ}\text{C/s}$), la courbe dilatométrique permet d'évaluer la quantité de martensite formée à quelques % et sa dureté est de 350 Hv , alors que l'examen optique conclut à 40% de martensite. Cet écart peut éventuellement s'expliquer par une confusion lors de la mesure entre les structures bainitique et martensitique qu'il est souvent difficile de dissocier. Ce problème ne se retrouve pas avec les vitesses supérieures pour lesquelles les pourcentages mesurés semblent cohérents avec les courbes dilatométriques et les duretés.

Quoiqu'il en soit, pour des vitesses de refroidissement supérieures à 10°C/s , la corrélation entre les mesures et les résultats du modèle peut être jugée satisfaisante. Le modèle établi tient bien compte à la fois de l'influence de la température et du temps (donc de la vitesse) et de la température d'austénitisation (T_a). L'intérêt de la prise en compte de cette dernière variable est plus qu'évident : les vitesses de refroidissement que nous rencontrons lors de la trempe des vilebrequins sont comprises entre 30 et 100°C/s dans la zone trempée, et les écarts de pourcentage de martensite formée pour ces vitesses entre une température atteinte de 800°C et 1200°C peuvent être assez conséquents ($> 60\%$ pour $V_r=30^{\circ}\text{C/s}$, 20% pour $V_r=100^{\circ}\text{C/s}$). Ce phénomène a une répercussion certaine sur la profondeur 100% martensitique après trempe et nous allons d'ailleurs le vérifier au chapitre suivant.



*Figure II.46 : Pourcentages de martensite formée en fonction de la température d'austénitisation et de la vitesse de refroidissement
Comparaison des résultats du modèle (courbes) avec les mesures (points)*

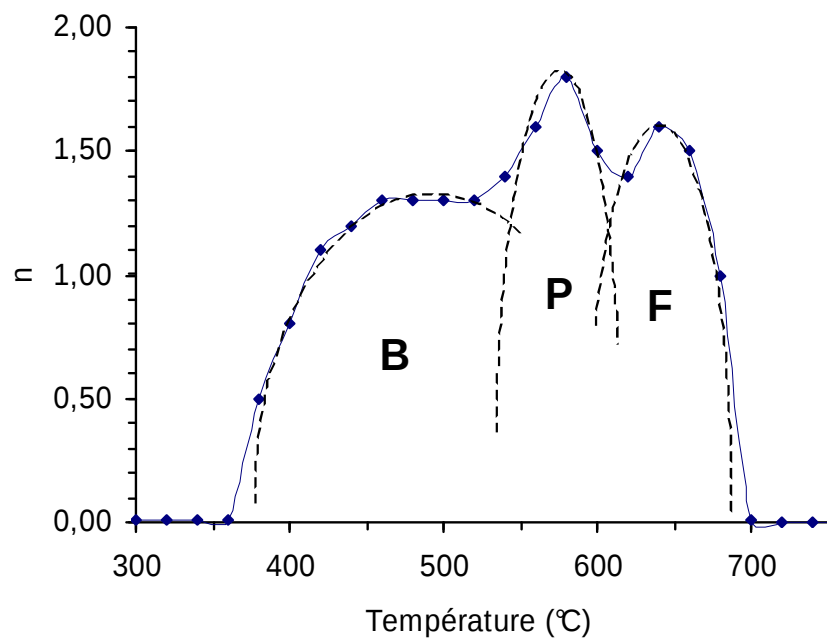


Figure II.47 : Paramètre $n(T)$ pour la transformation $A \rightarrow FPB$

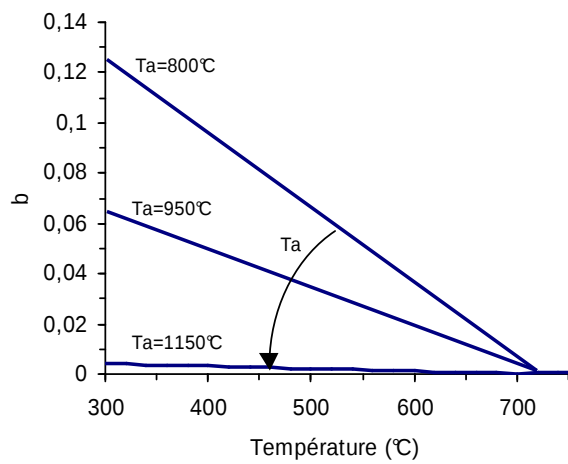


Figure II.48 : Paramètre $b(T, Ta)$ pour la transformation $A \rightarrow FPB$

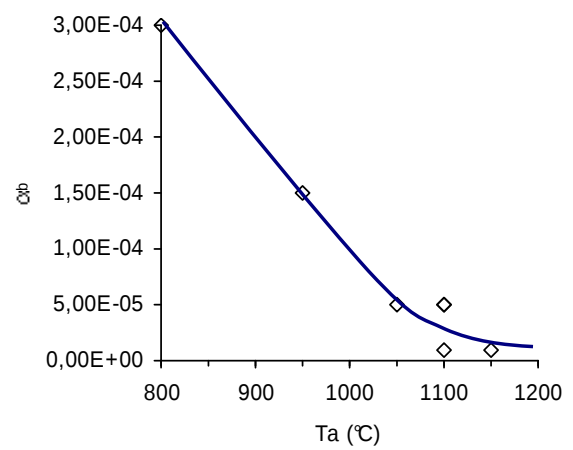


Figure II.49 : Coefficient $ab(Ta)$ du paramètre b

II.4. Conclusion

Nous avons mis en évidence, au cours de ce chapitre, certaines particularités de l'acier étudié, sans en avoir parfaitement explicité les causes. Nous avons notamment démontré le lien étroit existant entre la structure initiale de l'acier et sa trempabilité. L'importance de cette microstructure reste problématique dans la mesure où elle n'est pas strictement identique en tout point du vilebrequin. On trouve notamment une structure en bande plus ou moins marquée, y compris à proximité du rayon. Nous ne pouvons toutefois pas prendre en compte ce phénomène dans nos calculs, d'une part parce que nous ne disposons pas de suffisamment de données pour le modéliser, et d'autre part parce que nos calculs ne peuvent concerner qu'un matériau homogène.

La principale particularité de l'acier C38mod concerne la relation étroite entre l'homogénéité de l'austénite, qui se manifeste à travers la température d'austénitisation, et le comportement de l'acier au refroidissement. Cette influence se révèle surtout pour des vitesses de refroidissement modérées, similaires à celles vues par le vilebrequin au cours de la trempe en bac. Pour tenir compte de ce phénomène, nous avons proposé une adaptation de la modélisation classique des transformations métallurgiques avec diffusion basée sur la notion de temps fictif et sur la formule de Johnson-Mehl-Avrami.

Le rapprochement des résultats de notre modèle avec les données expérimentales est satisfaisant, même si des améliorations restent envisageables. Le fait de prendre en compte ce nouveau paramètre qu'est l'homogénéité de l'austénite doit nous permettre d'obtenir des résultats métallurgiques plus proches des structures trempées observées dans la pratique.

III. SIMULATION NUMERIQUE DU PROCEDE DE TREMPE

L'objectif de notre étude est d'améliorer la tenue en fatigue de flexion du vilebrequin, et nous supposons que cette amélioration passe par une augmentation de la profondeur purement martensitique et des contraintes résiduelles de compression au niveau des rayons. Pour nous aider à atteindre cet objectif, nous allons avoir recours à la simulation numérique du procédé de trempe, de façon à observer l'ensemble des phénomènes physiques qui interviennent et tenter ensuite une optimisation vis à vis des critères que nous nous sommes fixés.

Outre les difficultés liées à la prise en compte et au couplage des différents phénomènes physiques liés à la trempe, une des particularités de la TSI appliquée aux vilebrequins est de constituer un problème purement tridimensionnel dans sa modélisation :

- La trempe superficielle concerne les manetons et les congés de raccordement avec les bras, ce qui oblige à modéliser la charge en trois dimensions pour tenir compte des différences de massivité liées à la position des bras.
- L'inducteur utilisé ne possède aucun plan de symétrie et doit être modélisé en trois dimensions.
- Le chauffage se fait au défilé : le maneton est en rotation au centre de l'inducteur de façon à chauffer uniformément toute la circonférence.

La simulation du chauffage nécessiterait donc, en théorie, de modéliser en trois dimensions la partie du vilebrequin affectée par la trempe ainsi que l'inducteur, puis de faire se déplacer ce dernier par rapport au maneton pour tenir compte du défilé. Les moyens de calcul dont nous disposons actuellement ne permettent pas d'aller aussi loin. Nous avons donc choisi d'aborder le problème en deux parties. La première consiste à étudier, en 3 dimensions, les phénomènes électromagnétiques à l'origine du chauffage. La seconde partie consiste à élaborer, à partir des résultats électromagnétiques 3D, un outil de simulation bidimensionnel de l'ensemble des phénomènes physiques.

III.1. Description des outils de simulation

III.1.1. Simulation électromagnétique tridimensionnelle

Le code de calcul Flux3D permet de réaliser des calculs en formulation magnétodynamique tridimensionnelle (cf. partie I.3.2.1.3) et peut être utilisé dans le cas du chauffage par induction pour évaluer les densités de puissance dissipées dans la charge. Toutefois, avec une telle formulation, les propriétés électromagnétiques sont constantes. L'intérêt est avant tout de pouvoir étudier la répartition des densités de puissance, ce qui permet pour un utilisateur averti d'évaluer la bonne adaptation de l'inducteur et des réglages (fréquence, tension / courant inducteur) par rapport au chauffage envisagé. Dans la pratique, une autre limitation du code vient des éléments finis utilisés qui permettent difficilement de modéliser une géométrie présentant des surfaces courbes comme un cylindre ou un congé de raccordement. Cette contrainte nous empêche de modéliser efficacement un maneton et une spire tels qu'ils se présentent réellement.

Nous sommes donc partis de l'hypothèse selon laquelle la circulation des courants induits dans le maneton se faisait majoritairement au voisinage de la surface, sur une profondeur de quelques millimètres et sur une surface à peu près égale à celle recouverte par l'inducteur. Dans ces conditions nous avons considéré que l'ensemble maneton + spire pouvait être modélisé "à plat", en "déroulant" les deux géométries de façon à en éliminer la courbure (Figure III.1).

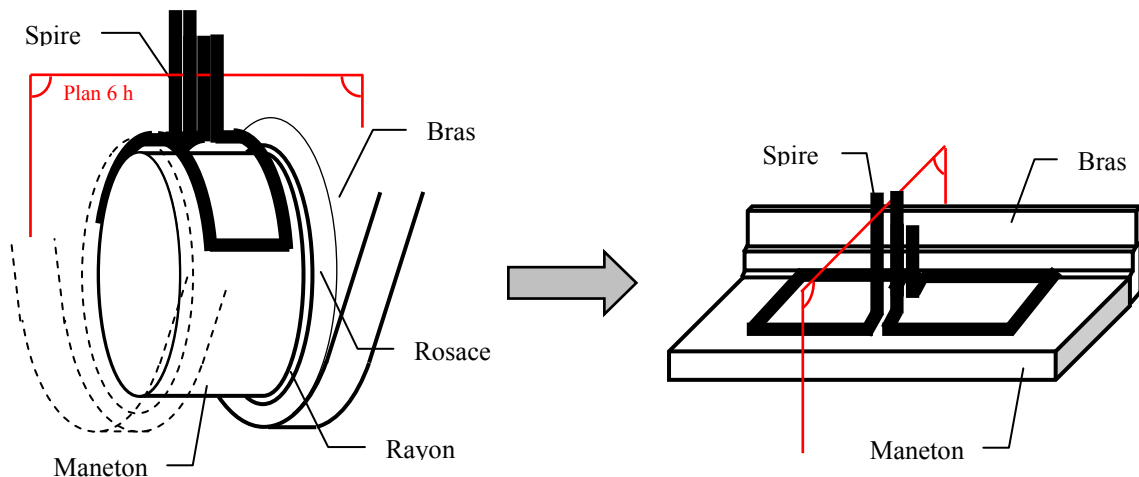


Figure III.1 : Passage de la géométrie réelle à la géométrie simplifiée modélisée sous Flux3D

La géométrie ainsi modélisée est représentée sur les figures III.2 et III.3. Elle est composée de trois régions volumiques principales : le maneton, la spire et l'air. La région maneton représente une partie de la géométrie réelle du maneton dans la zone de recouvrement, avec rayon, rosace et bras. Le volume ainsi considéré est supposé être supérieur à celui réellement affecté par les courants induits.

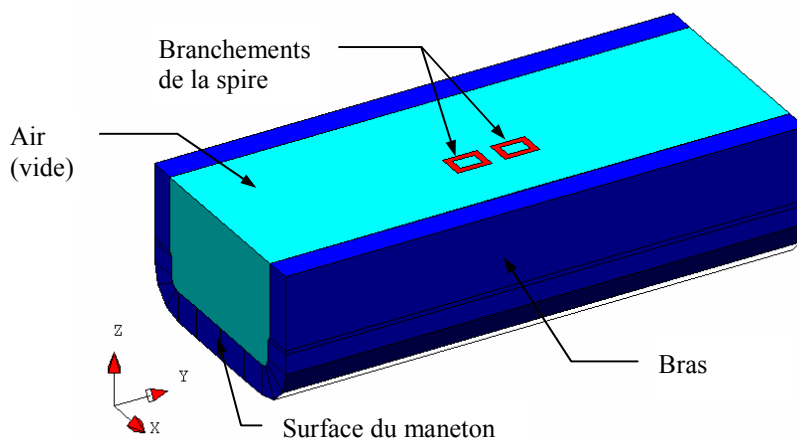


Figure III.2 : Géométrie modélisée sous Flux3D

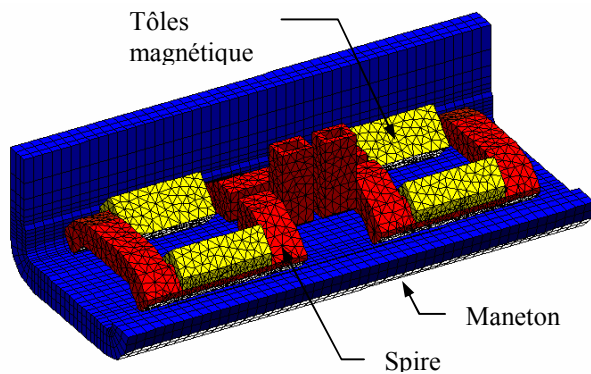


Figure III.3 : Géométrie du maneton et de la spire

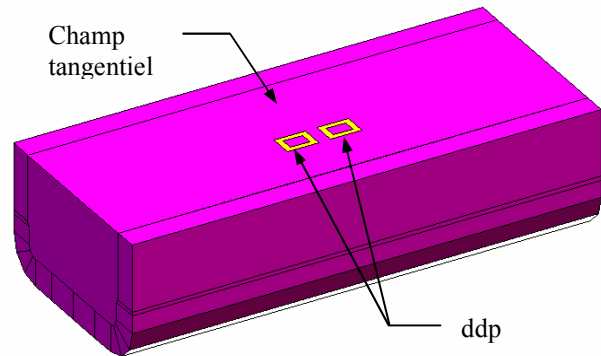


Figure III.4 : Conditions aux limites imposées

La région spire est en fait composée de deux régions modélisant, d'une part, la spire en elle même (tube en cuivre), et d'autre part, les tôles magnétiques (Figure III.3).

Les calculs magnétodynamiques ont été réalisés en formulation vectorielle, avec les conditions aux limites représentés sur la figure III.4 :

- un champ magnétique tangentiel sur toute la surface extérieure du volume total modélisé,
- une différence de potentiel appliquée sur les deux régions surfaciques représentant les branchements électriques de la spire.

Parmi les différentes formulations proposées par Flux3D, la formulation vectorielle est la seule que nous pouvons utiliser compte tenu de la complexité de la géométrie de la spire. Elle oblige à mailler finement l'inducteur et l'air et demande donc un temps de calcul et une place en mémoire élevée.

III.1.2. Simulation magnétothermique bidimensionnelle

III.1.2.1. Couplage tridimensionnel / bidimensionnel

Flux3D ne permettant qu'un calcul "instantané" des sources de puissance, nous allons avoir recours pour la partie thermique au code Flux2D. Ce dernier permet d'effectuer des calculs couplés magnétodynamique - thermique en deux dimensions, mais nous n'allons l'utiliser, dans un premier temps, que pour réaliser un calcul thermique transitoire en imposant les sources de puissance.

Pour cela, nous avons mis au point une méthode de simulation consistant à récupérer les densités de puissance issues de Flux 3D. Des cartes de densité de puissance sont extraites du calcul magnétodynamique 3D et sont appliquées comme sources au calcul thermique par le biais d'une sous-routine de Flux2D développée spécifiquement (Figure III.6). Pour tenir compte de l'aspect tridimensionnel de la spire et de la rotation du maneton, la géométrie utilisée sous Flux 3D est au préalable découpée en un certain nombre de plans parallèles espacés régulièrement. On impose ensuite comme source sous Flux2D les cartes de puissance extraites de ces différents plans avec un intervalle de temps constant, fonction de la vitesse de rotation du maneton sous l'inducteur et de la distance entre chaque plan de coupe. On simule de cette manière le passage de l'inducteur dans le plan vertical de la zone de recouvrement (plan 6h).

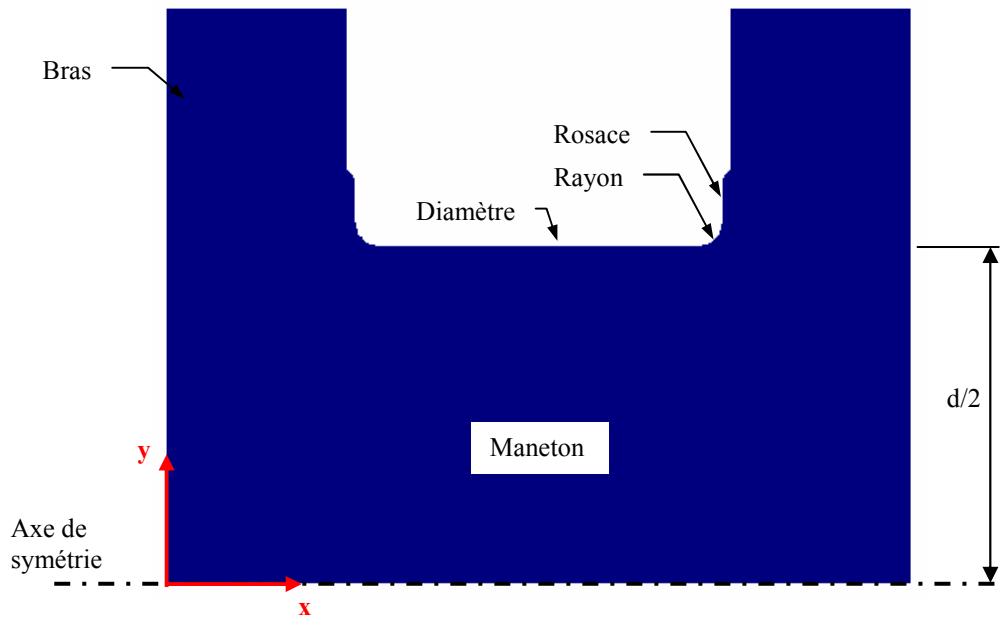


Figure III.5 : Géométrie du maneton modélisée sous Flux2D

La géométrie utilisée, représentée sur la figure III.5, est similaire à celle du maneton modélisée avec Flux3D. Le problème est considéré axisymétrique, ce qui n'est pas exactement le cas dans la réalité puisque les bras ne sont présents qu'au niveau de la zone de recouvrement. Toutefois, notre étude ne s'intéressant qu'à la trempe dans cette zone, nous pouvons considérer que les résultats seront représentatifs de ce qui se passe réellement dans ce demi plan. Cette méthode ne constitue pas un couplage entre le calcul électromagnétique et le calcul thermique mais plutôt un transfert des résultats du premier, repris comme sources pour le calcul thermique. Son inconvénient est donc de ne pas permettre de réactualiser les sources en fonction de l'élévation de la température : les propriétés électromagnétiques prises pour le calcul Flux3D sont constantes et les cartes de densité de puissance extraites et appliquées sous Flux2D restent les mêmes tout au long du chauffage.

Pour arriver malgré tout à un résultat correct il est nécessaire de choisir au mieux la valeur de la perméabilité relative ainsi que de la résistivité électrique appliquées à la région Maneton sous Flux3D. Le chauffage simulé étant plutôt long, on a intérêt à imposer des valeurs proches de celles de la fin du chauffage [9]. L'expérience montre qu'en procédant ainsi, et en ajustant la valeur de la ddp appliquée à la spire, on peut obtenir des évolutions thermiques qui s'écartent quelque peu des évolutions réelles mais avec finalement un profil de trempe proche de la réalité.

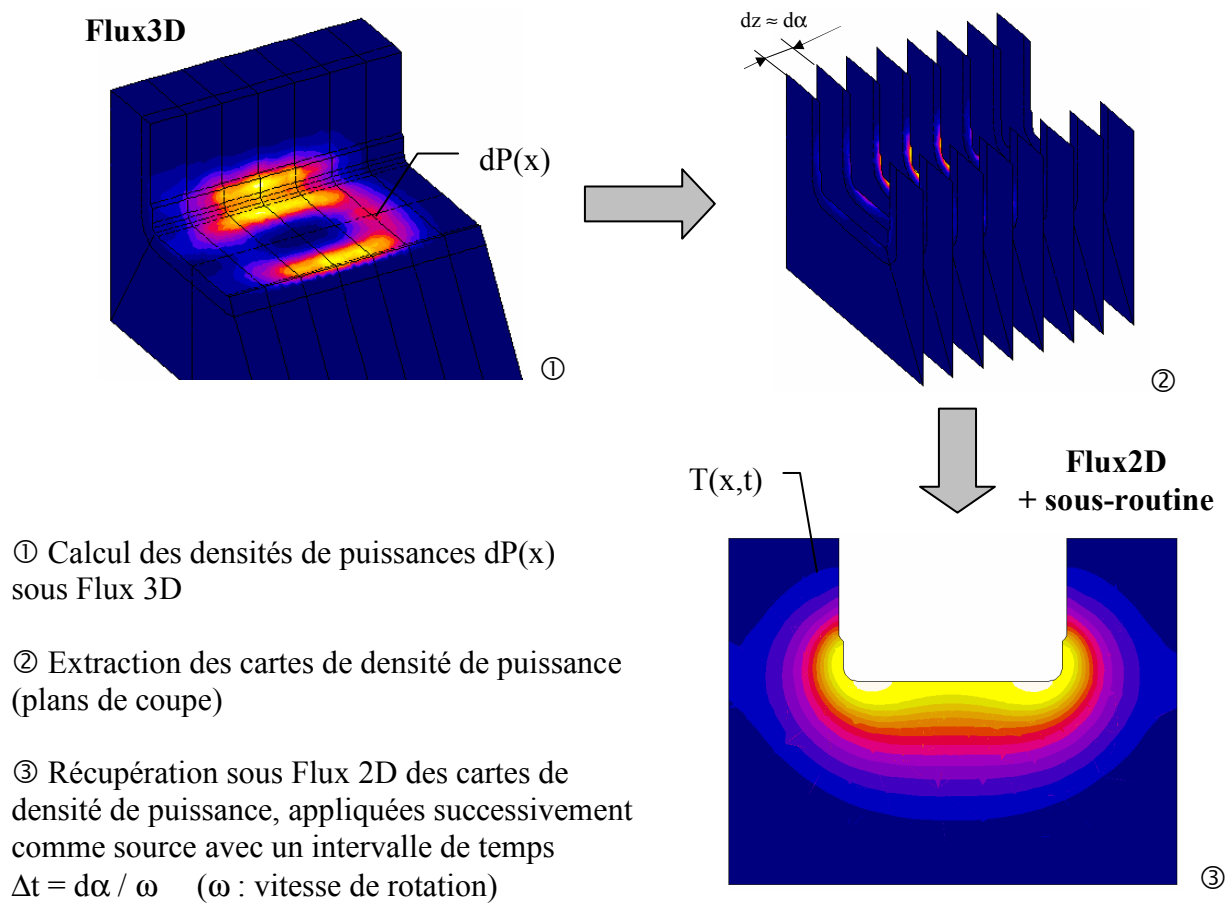


Figure III.6 : Principe du couplage entre Flux3D et Flux2D

III.1.2.2. Méthode magnétothermique

Flux2D offre la possibilité de réaliser des calculs magnétothermiques transitoires bidimensionnels, prenant en compte à la fois les phénomènes électromagnétiques et thermiques avec un couplage entre les deux par une réactualisation des propriétés électromagnétiques pendant le chauffage. L'obstacle majeur à l'utilisation de cette formulation est lié à la complexité de la géométrie réelle de la spire et à son déplacement relatif par rapport au maneton. Nous avons vu précédemment que le maneton peut être considéré comme une géométrie axisymétrique, pour peu que l'on ne s'intéresse qu'aux résultats sur un plan particulier. Par contre, la spire ne présente pas la même symétrie de révolution autour de l'axe du maneton.

Malgré cela, nous avons mis au point une technique permettant de contourner cet obstacle. Elle repose sur les hypothèses suivantes :

- Il est possible de modéliser la spire en construisant une géométrie de spire "virtuelle" qui est en quelque sorte la réunion de deux plans de coupe issus de la spire modélisée en 3D, incluant à la fois les branches rayons, les branches diamètre et les tôles magnétiques (Figures III.7 et III.8).
- La rotation relative de la spire par rapport au maneton peut être prise en compte à partir de cette géométrie en faisant varier dans le temps les propriétés électromagnétiques des régions Br1 et Br2 (Branches Rayon), Bd (Branche Diamètre), T1 et T2 (Tôles), et en faisant varier de la même façon la valeur du courant électrique circulant dans les régions Br1, Br2 et Bd.

L'idée découle en partie des observations des résultats électromagnétiques 3D. En traçant l'évolution de la densité de puissance sur différents segments orientés dans le sens longitudinal de la spire (Figure III.9), on constate que celle-ci peut être plus ou moins directement reliée à la géométrie de la spire et en particulier aux angles qui la caractérisent (Figure III.10) :

- ♦ α_s : angle total de couverture de la spire
- ♦ α_{br} : angle de couverture d'une branche rayon
- ♦ α_t : angle de couverture des tôles magnétique sur une branche rayon

Nous avons donc développé une sous-routine chargée de faire évoluer au cours du calcul magnétothermique les propriétés électromagnétiques et les densités de courant imposées aux différentes régions de la spire. Ces évolutions sont fonctions de la vitesse de rotation du maneton, des paramètres α_s , α_{br} , α_t et de la valeur du courant électrique imposée à la spire.

La figure III.11 représente les variations de μ_t , I_{Br1} et I_{Bd} permettant de simuler un passage de la spire. Les évolutions des densités de puissance en milieu de diamètre et en pied de rayon représentées sur la figure III.12 ont été obtenues en fin de chauffage en appliquant ces réglages. Les évolutions en pied de rayon sont proches de celles observées sur le calcul magnétodynamique 3D (figures II.9 et III.12). La différence en diamètre est plus importante mais reste raisonnable.

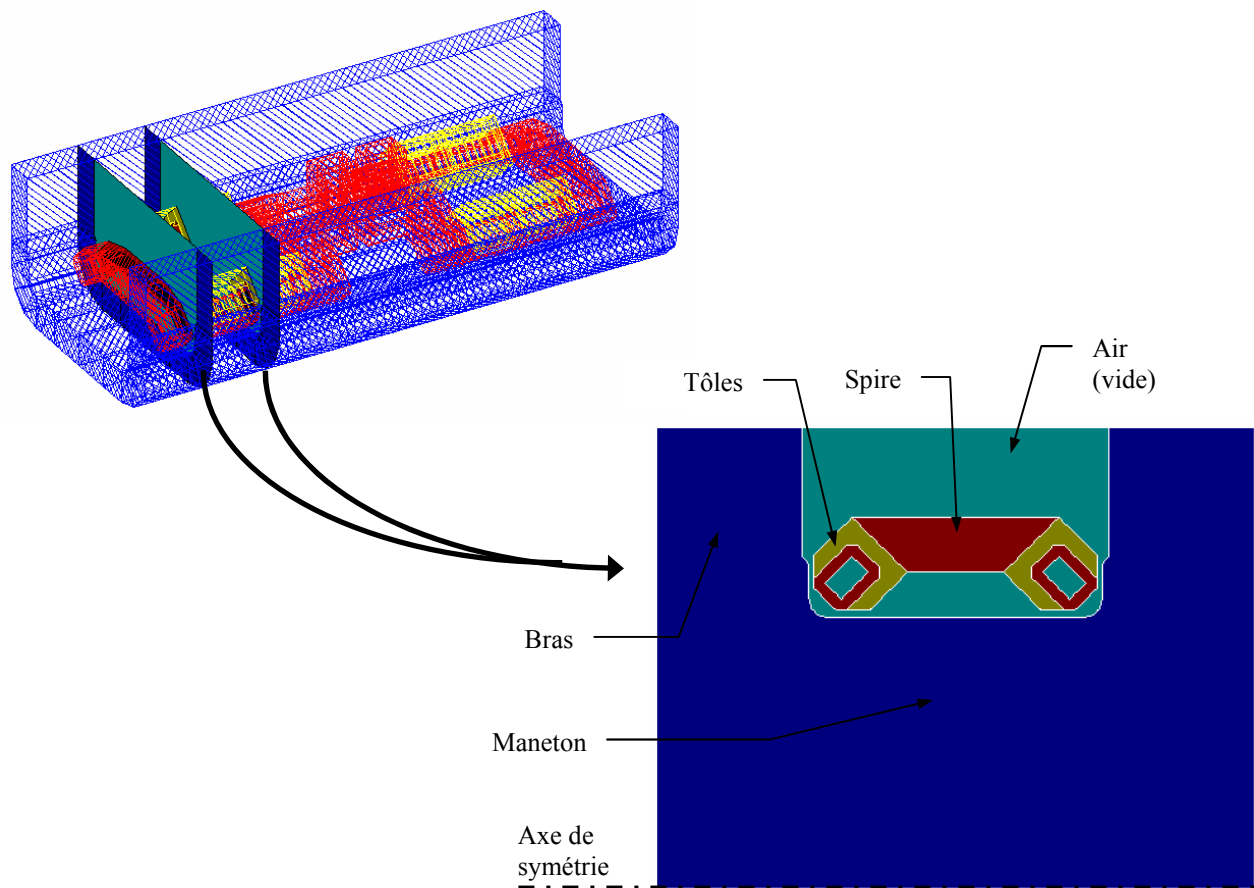


Figure III.7 : Construction de la géométrie bidimensionnelle axisymétrique

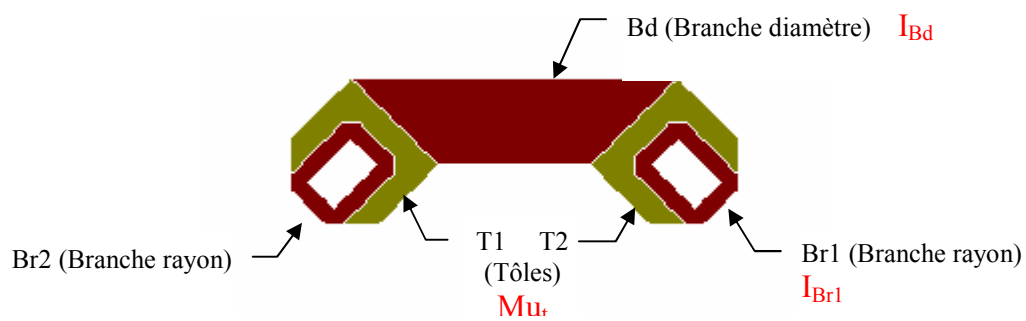
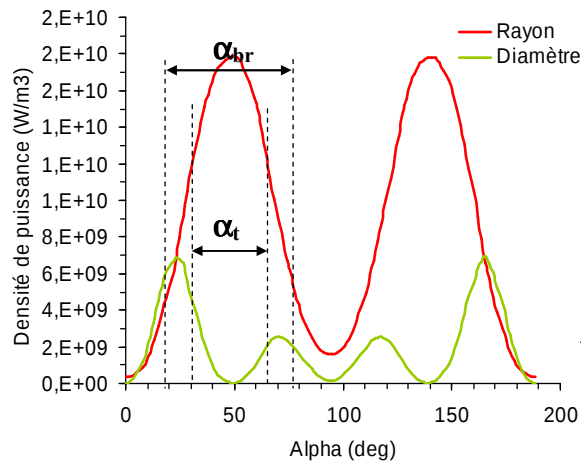
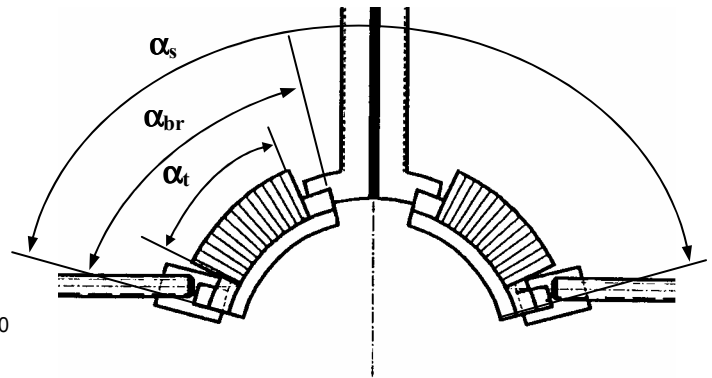


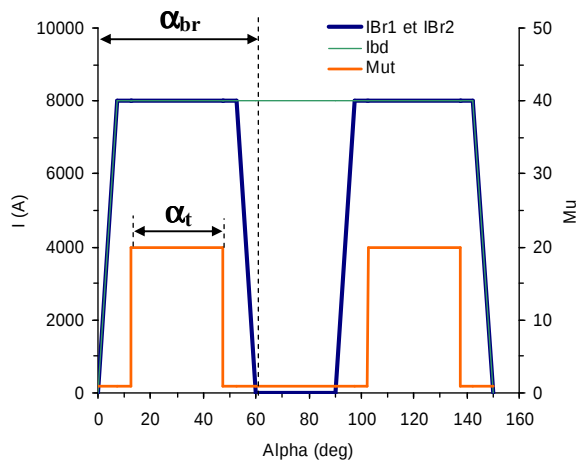
Figure III.8 : Régions surfaciques de la spire



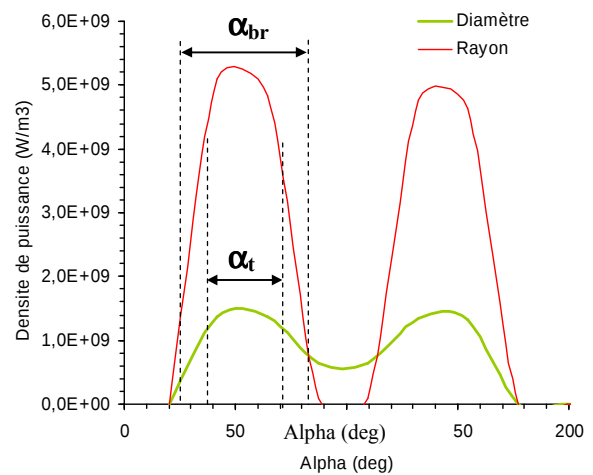
*Figure III.9 : Calcul magnétodynamique 3D
Evolution de la densité de puissance
en surface du maneton*



*Figure III.10 : Schéma de la partie active de la
spire SR*



*Figure III.11 : Calcul magnétothermique 2D
Evolution du courant circulant dans les régions
Br et Bd et de la perméabilité relative des
régions T1 et T2*



*Figure III.12 : Calcul Magnétothermique 2D
Evolution de la densité de puissance
en surface du maneton
(Fin de chauffage)*

III.1.3. Simulation métallurgique et mécanique

Dans les paragraphes précédents, nous avons proposé deux méthodes permettant de simuler le chauffage sur le demi-plan du maneton qui nous intéresse (6h). Il nous reste maintenant à achever notre outil de calcul en incluant la simulation des phénomènes métallurgiques et mécaniques. Pour cela, nous allons utiliser un troisième code de calcul, Marc, qui va nous permettre de récupérer les cartes de température issues de Flux2D et simuler les transformations métallurgiques, les déformations et les contraintes.

Ce code ne permet pas dans sa version commerciale de tenir compte des transformations de phase liées à l'acier. Nous avons donc utilisé un ensemble de sous-routines développées spécifiquement par la société PRISMECA qui ont pour fonction de simuler les transformations de phase et de redéfinir les propriétés mécaniques de l'acier en fonction des pourcentages de phase et de la température (Figure III.13).

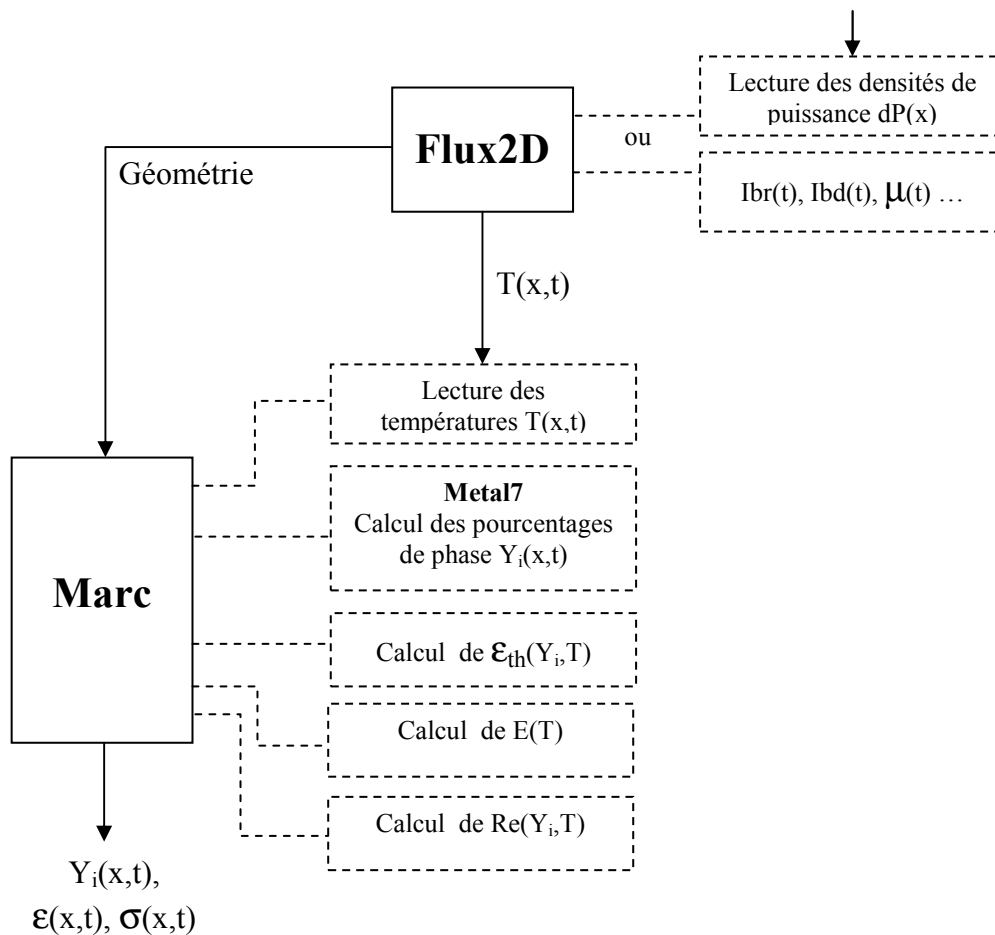


Figure III.13 : Principe du couplage Flux2D / Marc et du calcul métallurgique et mécanique

La sous-routine dédiée au calcul des transformations métallurgiques constitue le noyau d'un code de calcul métallurgique commercialisé sous le nom de Metal7. Pour tenir compte des spécificités de l'acier C38mod que nous avons mis en évidence au chapitre II, nous avons dû compléter les modèles proposés pour pouvoir prendre en compte la température d'austénitisation.

La loi de comportement mécanique que nous avons utilisé est une loi élastoplastique parfaite (cf. partie I.3.2.4). Les propriétés de l'acier qui sont réactualisées à chaque pas de temps sont donc :

- La déformation d'origine thermique ϵ_{th} , qui inclue la déformation liée aux transformations métallurgiques
- Le module d'Young E
- La limite élastique R_e

Ces trois propriétés sont fonction en tout point du pourcentage de chaque phase présente et de la température. Leurs évolutions seront données au paragraphe III.1.4.4.

En complément, dans la phase de validation de nos simulations, nous allons établir des comparaisons entre les profils de dureté mesurés en rayon et ceux obtenus par calcul. Ce calcul repose sur une loi de mélange linéaire et les valeurs mesurées ou estimées des duretés des différents constituants.

III.1.4. Modélisation des propriétés physiques

III.1.4.1. Propriétés électromagnétiques

III.1.4.1.1. Perméabilité magnétique

La propriété généralement utilisée pour caractériser le comportement magnétique d'un matériau est la perméabilité magnétique μ , définie comme le rapport de l'aimantation magnétique B sur le champ magnétique H . Dans le cas d'un acier, l'évolution de B dépend à la fois de H et de la température. La figure III.14 représente quelques courbes expérimentales $B(H,T)$ déterminée pour l'acier 50CV4 par Barrère [40] à l'aide d'un Fluxmètre pouvant travailler jusqu'à 850°C.

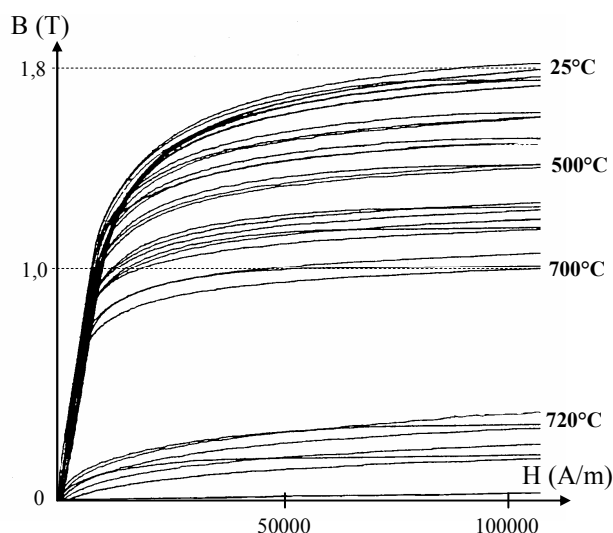


Figure III.14 : Courbes d'aimantation expérimentales de l'acier 50CV4

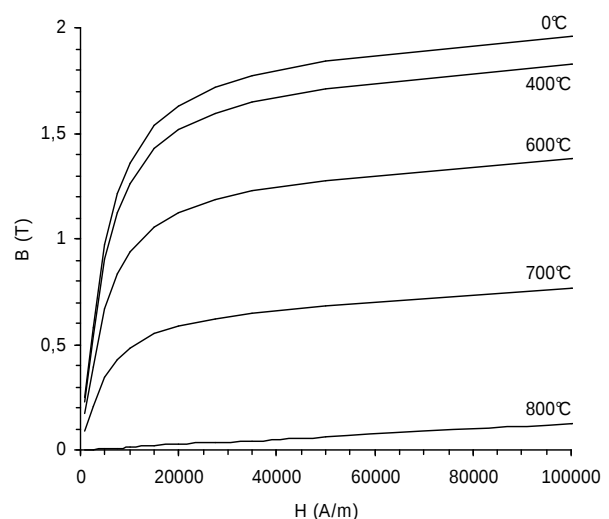


Figure III.15 : Courbes d'aimantation modélisées de l'acier 50CV4

Flux2D offre la possibilité d'entrer directement ces courbes d'aimantation, modélisées par l'équation suivante :

$$B(H,T) = \frac{2.J_s}{\pi} \left(1 - e^{\left(\frac{T-T_c}{C} \right)} \right) . \text{Arctg} \left(\frac{(a-1).\pi.\mu_0.H}{2.J_s} \right) + \mu_0.H \quad (\text{éq. III.1})$$

avec :

Js :	aimantation à saturation à 0°C	} Coefficients de B(H) à 0°C
a :	pente initiale de la courbe B(H)	
Tc :	température de Curie	} Coefficients de B(T) à saturation (H≈100000 A/m)
C :	courbure de B(T)	
μ_0 :	perméabilité magnétique du vide ($\mu_0=4.\pi.10^{-7}$)	

Les évolutions modélisées de B(H,T) pour l'acier 50CV4 représentées sur la figure III.15 ont été obtenues avec les paramètres $T_c=760^\circ\text{C}$, $C=140^\circ\text{C}$, $J_s=1,9 \text{ T}$ et $a=200$.

L'influence de la composition chimique de l'acier sur l'aimantation peut être négligée si l'on reste dans le cadre d'aciers faiblement alliés [41]. Nous avons donc choisi de prendre le même modèle pour notre acier C38mod. La figure III.16 représente l'évolution de l'aimantation à saturation $B_s(T)$ obtenue en fixant $H=100000 \text{ A/m}$, valeur représentative des champs magnétiques élevés rencontrés lors d'un chauffage par induction.

III.1.4.1.2. Résistivité électrique

La figure III.17 représente l'évolution de la résistivité électrique entrée pour l'acier C38mod. Cette courbe repose sur des données de l'OTUA [42] pour un aciers similaire (35M5) et est décrite par la formule :

$$\rho_e(T) = \rho_0 + \rho_1 . \text{Artg} \left(\frac{T - T_c}{T_r} \right) \quad (\text{éq. III.2})$$

avec :

$\rho_0 = 7.10^{-7} \Omega.m$
$\rho_1 = 3,82.10^{-7} \Omega.m$
$T_c = 520^\circ\text{C}$
$T_r = 220^\circ\text{C}$

III.1.4.1.3. Cas particulier du calcul Magnétodynamique 3D

Comme nous l'avons vu au paragraphe III.1.1, les calculs réalisés avec Flux3D utilisent des valeurs constantes pour la perméabilité relative μ_r et la résistivité électrique ρ_e . Pour nos analyses, nous utiliserons deux couples de paramètres représentatifs du début et de la fin du chauffage :

- En début de chauffage : $\mu_r = 20$ $\rho_e = 0,25.10^{-6} \Omega.m$
- En fin de chauffage : $\mu_r = 2$ $\rho_e = 1,00.10^{-6} \Omega.m$

Pour la simulation thermique avec le modèle de couplage Flux3D / Flux2D (cf. partie III.1.2.1) nous prendrons les valeurs correspondant à la fin du chauffage qui permettent d'évaluer au mieux le profil de trempe.

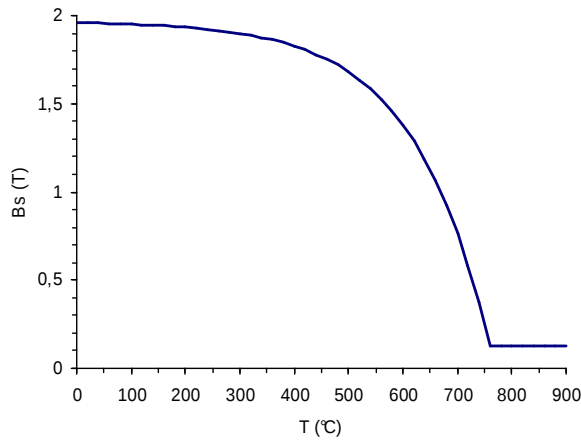


Figure III.16 : Modèle d'aimantation à saturation $B_s(T)$ de l'acier C38mod

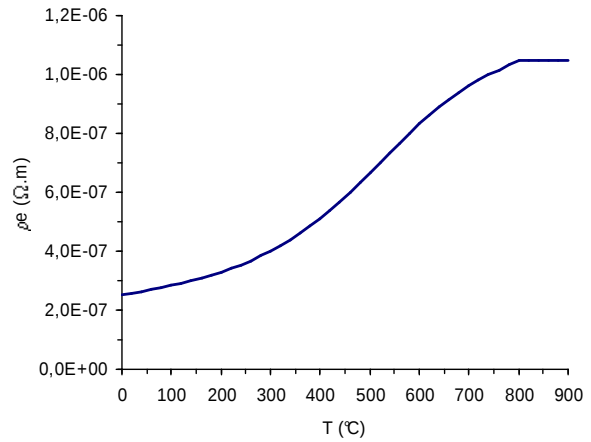


Figure III.17 : Modèle de résistivité électrique $\rho_e(T)$ de l'acier C38mod

III.1.4.2. Propriétés thermiques

III.1.4.2.1. Conductivité thermique et chaleur spécifique

Les évolutions de la conductivité thermique $k(T)$ et de la chaleur spécifique $\rho.C_p(T)$ de l'acier C38mod tracées sur les figures III.18 et III.19 ont été calées à partir de données expérimentales de l'OTUA pour l'acier 35M5 [43]. Les modèles utilisés sont les suivants :

$$k(T) = k_0 + (k_0 - k_\infty) \cdot e^{-T/Tau} \quad (\text{éq. III.3})$$

avec :

$k_0 = 22 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$	Valeur de k à T infinie
$V_\infty = 47 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$	Valeur de k à $T=0^\circ\text{C}$
$Tau = 500^\circ\text{C}$	Constante

$$\rho.C_p(T) = \frac{E_t}{\sigma \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{T-T_c}{\sigma} \right)^2} + (V_0 - V_\infty) \cdot e^{-\frac{T}{Tau}} + V_\infty \quad (\text{éq. III.4})$$

avec :

$E_t = 0,21 \cdot 10^9 \text{ J.m}^{-3}$	Energie de transition	} Partie gaussienne
$T_c = 760^\circ\text{C}$	Température de transition	
$\sigma = 13^\circ\text{C}$	Ecart type de la gaussienne	
$V_0 = 0,35 \cdot 10^7 \text{ J.m}^{-3}.\text{°C}^{-1}$	Valeur de $\rho.C_p$ à $T=0^\circ\text{C}$	} Partie exponentielle
$V_\infty = 0,5 \cdot 10^7 \text{ J.m}^{-3}.\text{°C}^{-1}$	Valeur de $\rho.C_p$ à T infinie	
$Tau = 360$	Constante	

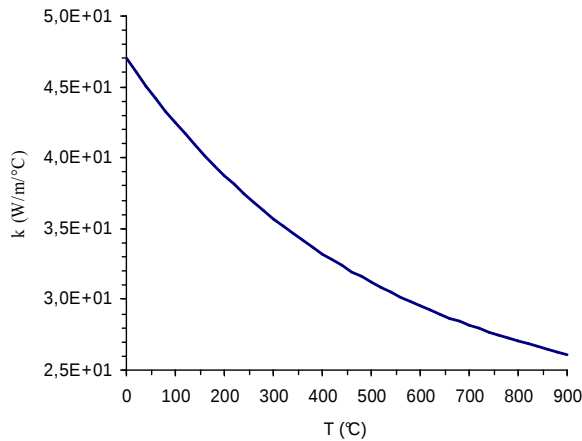


Figure III.18 : Modèle de conductivité thermique de l'acier C38mod

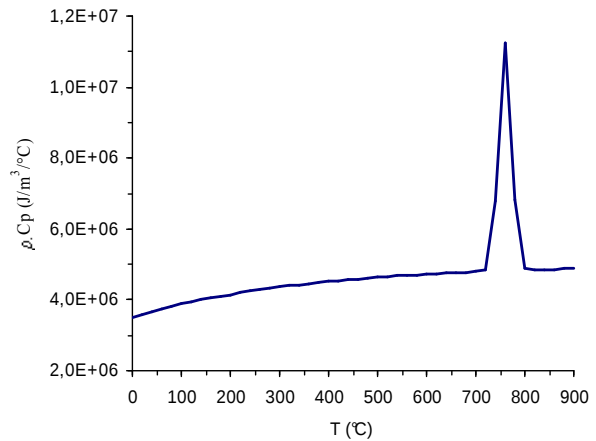


Figure III.19 : Modèle de chaleur spécifique de l'acier C38mod

III.1.4.2.2. Coefficient de convection

Nous considérons deux types de convection :

- La convection libre, liée à l'échange de chaleur entre le vilebrequin et l'air pendant le chauffage et le délai avant refroidissement. Nous prendrons alors un coefficient moyen de $50 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}$.
- La convection forcée, lorsque le vilebrequin est refroidi par le liquide de trempe. Dans ce cas, nous utiliserons un modèle basé sur les travaux de Delaleau [44] et calé sur les enregistrements thermiques réalisés sur un vilebrequin (cf. partie I.2.2.1) :

$$Hv = h_0 + h_1 \cdot \exp\left(-\frac{(T - T_1)^2}{\tau_1}\right) + h_2 \cdot \exp\left(-\frac{(T - T_2)^2}{\tau_2}\right) \quad (\text{éq. III.5})$$

avec :

$$h_0 = 1500 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}$$

$$h_1 = 1500 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}$$

$$h_2 = 2000 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}$$

$$T_1 = 100\text{°C}$$

$$T_2 = 550\text{°C}$$

$$\tau_1 = 30000 \text{ °C}^2$$

$$\tau_2 = 40000 \text{ °C}^2$$

valeur du pic à basse température

valeur du pic à haute température

position du pic à basse température

position du pic à haute température

paramètre de largeur du pic basse température

paramètre de largeur du pic haute température

L'évolution du coefficient de convection ainsi décrit est représenté sur la figure III.20.

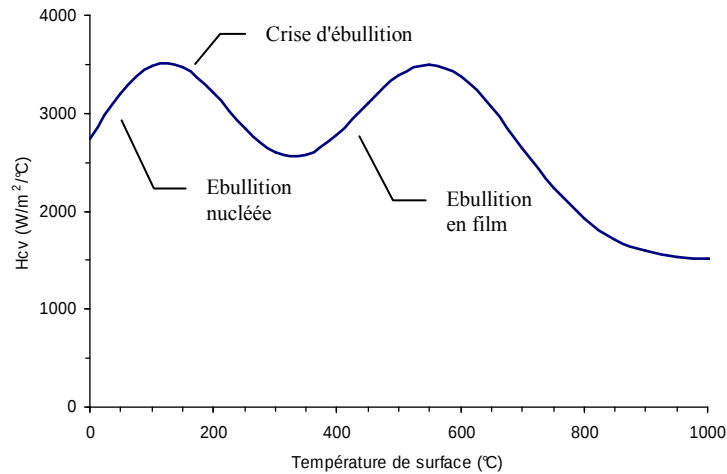


Figure III.20 : Evolution du coefficient de convection C38mod / liquide de trempe en fonction de la température de surface du maneton

III.1.4.3. Propriétés métallurgiques

La modélisation des transformations métallurgiques de l'acier C38mod a été présentée en détail dans le chapitre II et nous ne faisons ici qu'un rappel des modèles retenus.

III.1.4.3.1. Transformation FP→A

La transformation FP→A est modélisée par les équations :

$$y_i = ym \left(1 - \exp \left(-b_i \cdot (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i} \right) \right) \quad (\text{éq. III.6})$$

$$t_i^* = \sqrt[n_i]{\frac{1}{b_i} \cdot \ln \left(\frac{1}{1-y_{i-1}} \right)} \quad (\text{éq. III.7})$$

avec :

$$\left. \begin{array}{l} n_i = n(T_i) \\ b_i = b(T_i) = (T_i - 770) \cdot 0,02 \end{array} \right\} \text{paramètres de l'acier}$$

y_i et y_{i-1} : pourcentages transformés aux paliers i et $i-1$
 ym : pourcentage maximal transformable
 Δt_i : intervalle de temps du palier i
 T_i : température au palier i

Les évolutions des paramètres $n(T)$ et $b(T)$ sont tracées sur les figures III.21 et III.22.

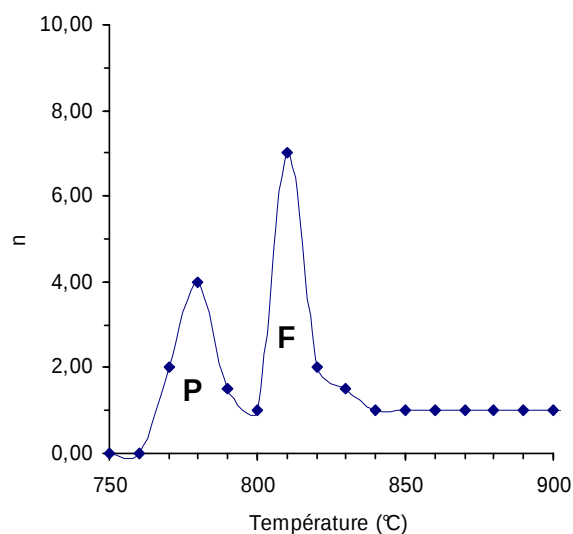


Figure III.21 : Evolution du paramètre $n(T)$ pour la transformation $FP \rightarrow A$

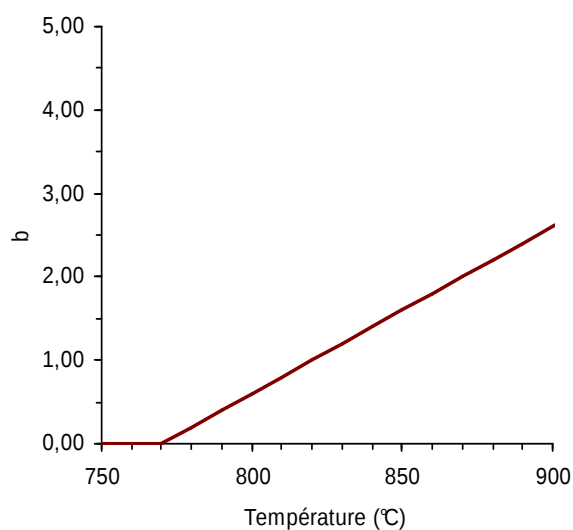


Figure III.22 : Evolution du paramètre $b(T)$ pour la transformation $FP \rightarrow A$

III.1.4.3.2. Transformation $A \rightarrow FPB$

La transformation $A \rightarrow FPB$ est modélisée par les équations :

$$y_i = ym \left(1 - \exp \left(-b_i \cdot (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i} \right) \right) \quad (\text{éq. III.8})$$

$$t_i^* = \sqrt[n_i]{\frac{1}{b_i} \cdot \ln \left(\frac{1}{1-y_{i-1}} \right)} \quad (\text{éq. III.9})$$

$$b_i = b(T_i, Ta) = (720 - T_i) \cdot ab(Ta) \quad (\text{éq. III.10})$$

avec $\left. \begin{array}{l} n_i = n(T_i) \\ ab(Ta) \end{array} \right\}$ paramètres de l'acier

y_i et y_{i-1} : pourcentages transformés aux paliers i et $i-1$
 ym : pourcentage maximal transformable
 Δt_i : intervalle de temps du palier i
 T_i : température au palier i

Les évolutions des paramètres $n(T)$ et $ab(Ta)$ sont représentées sur les figures III.23 et III.24.

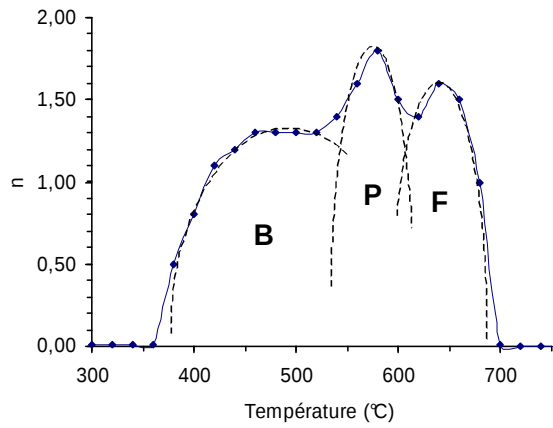


Figure III.23 : Evolution du paramètre $n(T)$ pour la transformation $A \rightarrow FPB$

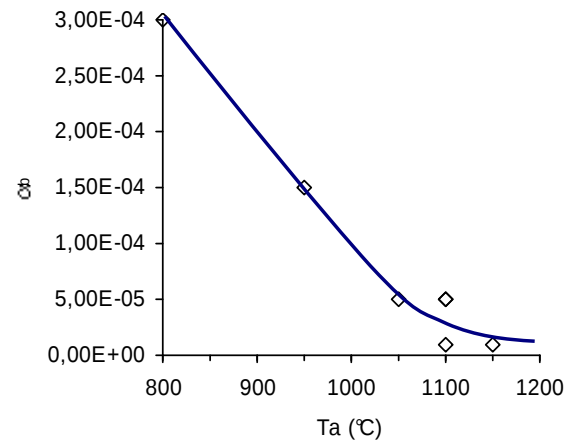


Figure III.24 : Evolution du paramètre $ab(Ta)$ pour la transformation $A \rightarrow FPB$

III.1.4.3.3. Transformation $A \rightarrow M$

La transformation martensitique est modélisée par l'équation :

$$y = y_a \cdot (1 - e^{-\alpha \cdot (Ms - T)}) \quad (\text{éq. III.11})$$

avec y_a : pourcentage d'austénite restant à transformer
 $Ms = 300^\circ\text{C}$
 $\alpha = 0,030$ } paramètres de l'acier

III.1.4.3.4. Transformation $M \rightarrow Mr$

La transformation de la martensite en martensite revenue est modélisée par les équations :

$$y_i = y_m \left(1 - \exp \left(-b_i \cdot (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i} \right) \right) \quad (\text{éq. III.12})$$

$$t_i^* = \sqrt[n_i]{\frac{1}{b_i} \cdot \ln \left(\frac{1}{1 - y_{i-1}} \right)} \quad (\text{éq. III.13})$$

avec : $n_i = 1$
 $b_i = 0.01$

III.1.4.4. Propriétés mécaniques

Nous avons détaillé au premier chapitre les équations qui régissent les phénomènes mécaniques liés au chauffage par induction et à la trempe. Nous avons choisi, pour des questions de simplification, un modèle de comportement élastoplastique parfait.

Les propriétés liées à l'acier devant être définies sont :

- Les courbes de dilatation des différentes phases solides, qui vont permettre de calculer les déformations d'origine thermique ε_{th} . Ces courbes tiennent aussi compte des variations volumiques liées aux transformations métallurgiques.
- Le module élastique et le coefficient de Poisson, qui permettent d'écrire le tenseur d'élasticité.
- La limite élastique, au-delà de laquelle le matériau se déforme plastiquement.

III.1.4.4.1. Courbes de dilatation

Les courbes de dilatation peuvent être représentées par des droites identifiées sur les courbes dilatométriques (Figure III.25). Elles nous renseignent à la fois sur les coefficients de dilatation des phases et sur les gonflements ou contractions liés aux transformations [23].

- Ferrite, perlite et bainite (FPB) :

$$\left(\frac{dl}{l_0}\right)_{FPB} = -0,35 \cdot 10^{-3} + 1,75 \cdot 10^{-5} \cdot T \quad (\text{éq. III.14})$$

- Austénite (A) :

$$\left(\frac{dl}{l_0}\right)_A = -7,50 \cdot 10^{-3} + 2,45 \cdot 10^{-5} \cdot T \quad (\text{éq. III.15})$$

- Martensite (M) :

$$\left(\frac{dl}{l_0}\right)_M = +2,00 \cdot 10^{-3} + 1,00 \cdot 10^{-5} \cdot T \quad (\text{éq. III.16})$$

- Martensite revenue (Mr) :

$$\left(\frac{dl}{l_0}\right)_{Mr1} = +0,15 \cdot 10^{-3} + 1,75 \cdot 10^{-5} \cdot T \quad (\text{éq. III.17})$$

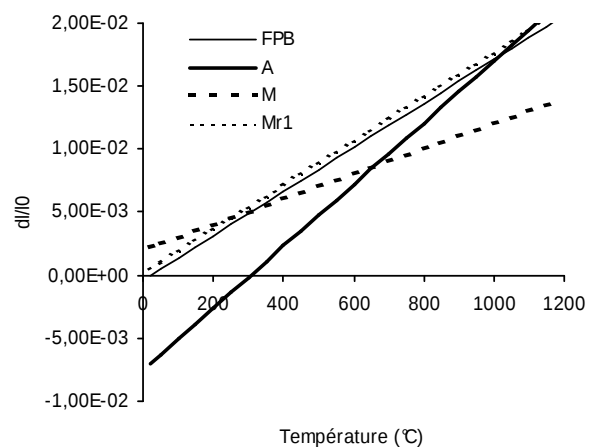


Figure III.25 : Courbes de dilatation des différentes phases solides

III.1.4.4.2. Module d'Young et coefficient de Poisson

Le module d'élasticité est supposé identique pour toutes les phases solides. En extrapolant les données de l'OTUA pour l'acier 35M5 entre 20 et 600°C [43], nous avons considéré qu'il évoluait de façon linéaire (Figure III.26) :

$$E(T) = 210.10^9 - 1.10^8.T \quad (\text{Pa}) \quad (\text{éq. III.18})$$

Le coefficient de poisson, à nouveau issu des données de l'OTUA, a été pris constant et identique pour toutes les phases :

$$\nu = 0,3$$

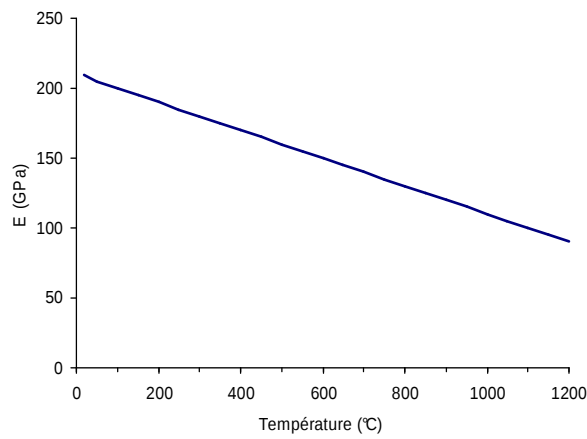


Figure III.26 : Modélisation de l'évolution du module d'Young $E(T)$

III.1.4.4.3. Limite élastique

L'évolution de la limite élastique a été extrapolée à partir de la valeur connue à la température ambiante pour la structure initiale, et des données issues de la littérature. La courbe de chaque phase est modélisée par une fonction affine par morceaux (Figure III.27). Pour tenir compte des comportements différents de la ferrite, la perlite et la bainite, alors que ces trois constituants ont été regroupés en un seul au niveau du calcul métallurgique, la limite élastique du constituant global FPB a été considéré comme fonction de la température de formation. Ce principe a déjà été utilisé par certains auteurs pour tenir compte de l'influence de la température de formation des constituants perlite ou bainite sur leur limite élastique, leur module de plasticité ou leur dureté [45].

L'évolution de la limite élastique à température ambiante du constituant FPB en fonction de la température de formation de ce constituant est représentée sur la figure III.28. L'évolution représentée sur la figure III.27 en fonction de la température pour le même constituant correspond à la structure initiale du vilebrequin brut de forge (ferrite + perlite, $R_e=600$ MPa à 20°C).

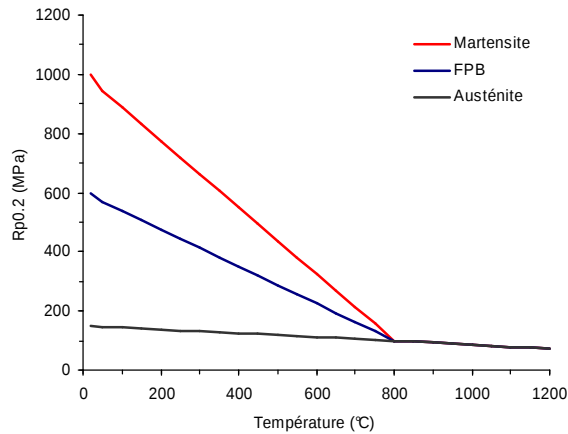


Figure III.27 : Evolution modélisée de la limite élastique $Re(T)$

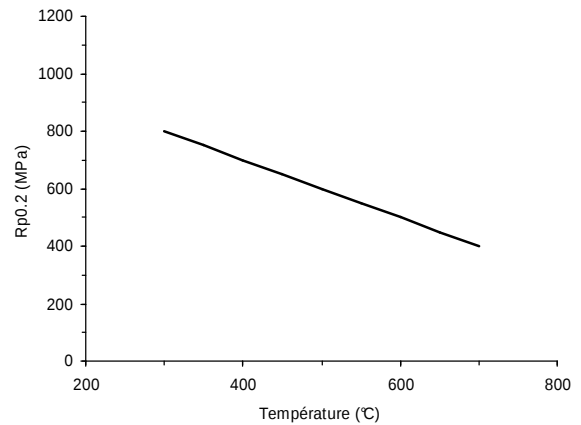


Figure III.28 : Evolution de la limite élastique à température ambiante du constituant FPB en fonction de sa température de formation

III.1.4.4.4. Dureté

Comme pour les autres propriétés mécaniques, le calcul de la dureté repose sur l'application de la loi de mélange linéaire. Les duretés utilisées pour les différents constituants sont les suivantes :

- Martensite : $H_{VM} = 700 \text{ Hv}$, et martensite revenue : $H_{VMr} = 550 \text{ Hv}$
- Austénite : $H_{VA} = 150 \text{ Hv}$
- Ferrite / Perlite / Bainite : comme pour la limite élastique (cf. paragraphe III.1.4.4.3), la dureté du constituant FPB a été prise comme fonction de la température de formation. La figure III.27b représente l'évolution de H_{VFPB} en fonction de la température de formation. La dureté initiale a été fixée à 280 Hv.

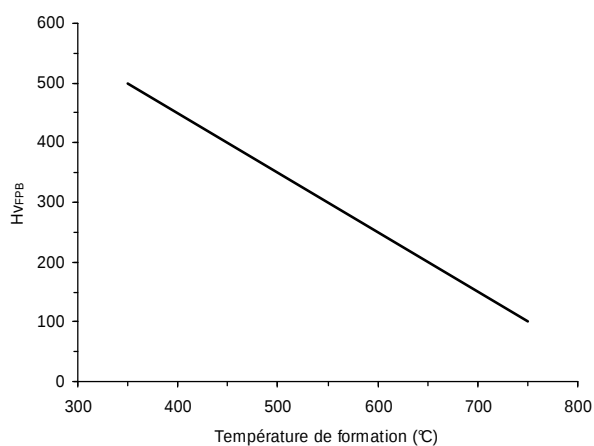


Figure III.29 : Evolution de la dureté à température ambiante du constituant FPB en fonction de sa température de formation

III.2. Simulation du procédé de trempe classique

Après avoir présenté les principes de la simulation et les propriétés de l'acier retenues pour étudier les différentes étapes de la TSI, nous allons les appliquer au procédé de trempe actuellement utilisé en production chez Krupp Mavilor. Ce procédé sera considéré comme le procédé de référence, noté **SR**. En plus des propriétés de l'acier et des paramètres du procédé, notre simulation repose sur deux calages préalables qui vont être nécessaires :

- Au niveau des calculs thermiques : les sources électriques vont être ajustées de manière à obtenir des évolutions thermiques calculées similaires à celles obtenues par les mesures. Ce calage est rendu nécessaire par nos méthodes de calcul qui ne permettent pas d'établir un lien direct entre les données du générateur (puissance, tension ou courant) et nos paramètres de simulation. Ces paramètres sont la tension aux bornes de l'inducteur pour le calcul couplé Flux3D / Flux2D, et la tension ou le courant de la spire "virtuelle" pour le calcul magnétothermique 2D.
- Pour la simulation des phénomènes mécaniques, la non prise en compte de la plasticité de transformation, ainsi que le choix de la loi de mélange linéaire et de la plasticité parfaite nous obligent à intervenir sur la valeur de la limite élastique de la martensite de façon à compenser par une augmentation de la déformation plastique. La limite élastique de ce constituant va être ajustée de façon à obtenir des contraintes résiduelles proches de celles déterminées sur un coude de vilebrequin issu de la production.

Malgré ces restrictions, notre outil de simulation va nous permettre de mieux cerner les mécanismes du chauffage et de la trempe du maneton, pour, par la suite, proposer une première approche d'optimisation du procédé de trempe.

III.2.1. Analyse des résultats électromagnétiques 3D

L'objectif du calcul magnétodynamique 3D, en plus de servir éventuellement de calcul des sources pour la simulation thermique, est d'évaluer directement l'efficacité de l'inducteur et la façon dont est chauffé le maneton. L'efficacité de la spire peut être définie par son aptitude à chauffer correctement les zones visées par la TSI et par la quantité d'énergie consommée pour arriver à ce résultat. Avec une perméabilité magnétique et une résistivité électrique constantes dans le temps et sur toute la région Maneton, ce calcul ne peut représenter qu'un instantané des phénomènes électromagnétiques. En choisissant correctement les valeurs de ces propriétés, il peut être représentatif du début du chauffage ($\mu_r = 20$ et $\rho_e = 0,25 \cdot 10^{-6}$, cf. partie III.1.4.1.3) ou de la fin du chauffage ($\mu_r = 2$ et $\rho_e = 1 \cdot 10^{-6}$). La figure III.30 représente la répartition de la puissance dissipée dans le maneton obtenue en conditions "fin de chauffage" et en appliquant une tension arbitraire de 60 V à la spire. Elle met en évidence trois phénomènes susceptibles de pénaliser le chauffage :

- Une répartition inégale de la puissance dissipée au niveau des rayons du maneton : celle-ci est répartie principalement sur la rosace et en pied de rayon, au détriment du rayon lui-même. Cela peut s'expliquer par la mauvaise adaptation de la section du cuivre au diamètre du congé de raccordement.
- Une puissance dissipée très faible au niveau du centre de la spire, en raison de l'entrefer large et de la présence des branchements électriques à ce niveau. La circulation des courants inducteurs en

sens opposé dans les deux branches rapprochées verticales de la spire a pour effet d'engendrer un champs magnétique faible au voisinage et donc peu de courants induits dans la charge.

- Une puissance dissipée faible sous les branches diamètres, qui s'explique par l'entrefer plus large et l'absence de tôles magnétiques sur ces branches.

Ces remarques sont confortés par le bilan des puissances dissipées présenté dans le tableau III.1. Pour évaluer l'efficacité de la spire nous utilisons la notion de rendement inductif, noté R_i , défini par le rapport de la puissance dissipée dans la charge (maneton) sur la puissance dissipée totale (maneton + spire). Plus ce rendement est faible, plus la puissance perdue dans la spire par effet Joule est élevée, ce qui pénalise son efficacité et sa durée de vie.

	Propriétés acier		Grandeurs électriques			Puissance dissipée		
	μ_r	ρ_e ($\Omega.m$)	U (V)	I (A)	N (kHz)	P_{spire} (kW)	$P_{maneton}$ (kW)	R_i
Début chauffage	20	$0,25.10^{-6}$	60	8500	N1	155	135	0,47
Fin chauffage	2	1.10^{-6}	60	9800	N1	200	160	0,44

Tableau III.1 : Bilan des grandeurs électriques et des puissances dissipées en début et fin de chauffage

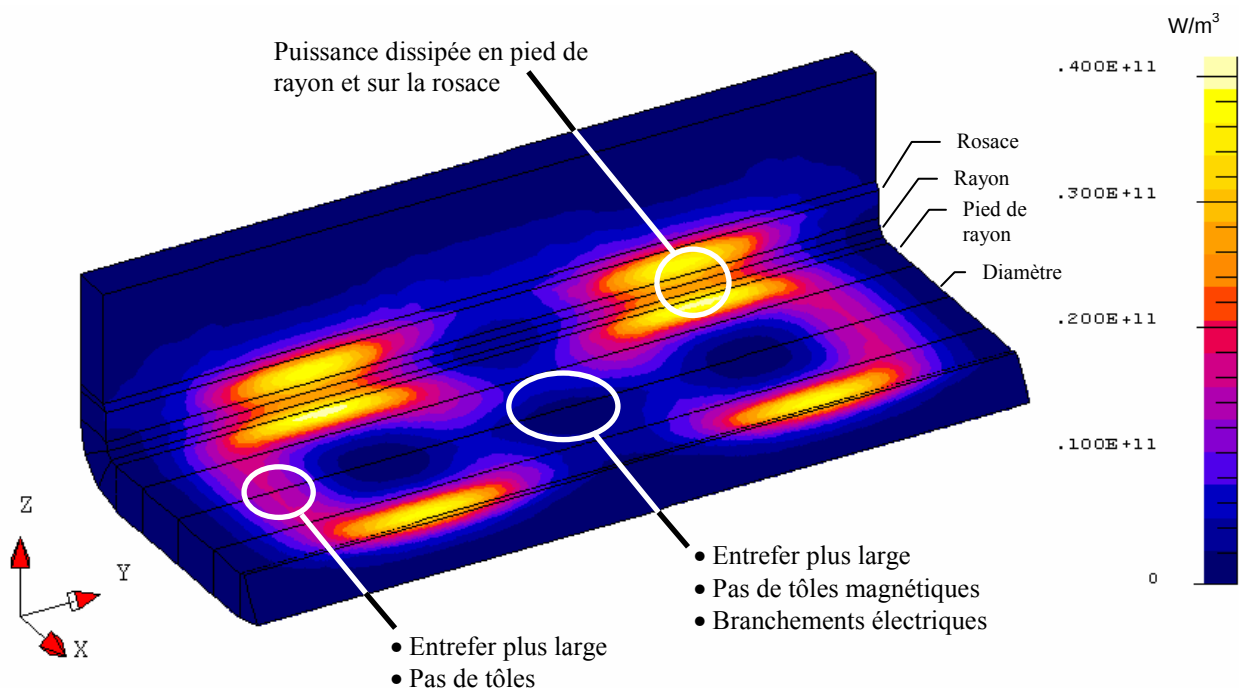


Figure III.30 : Densités de puissance dissipée dans le maneton (Fin de chauffage, $U=60V$, $N1$ kHz)

Avant même de poursuivre les calculs au stade thermique, l'analyse des résultats électromagnétiques permet donc de tirer plusieurs conclusions qui vont nous guider au moment d'optimiser l'inducteur et le procédé de trempe :

- Le profil de trempe satisfaisant obtenu dans la pratique avec la spire SR est dû en grande partie à la conduction thermique liée au temps de chauffage relativement long. Le chauffage débute en pied de rayon et sur la rosace, puis s'étend au rayon, et enfin au diamètre avec un temps de retard.
- Le rendement inductif de cette spire est faible : plus de la moitié de l'énergie est dissipée par effet joule dans le cuivre puis transmise à l'eau chargée de son refroidissement.

Ces deux conclusions en amènent une autre : si l'on souhaite réduire le temps de chauffage tout en augmentant la puissance, il va être nécessaire de revoir la conception de la spire de façon à ce que :

1/ rayons et diamètre chauffent de façon plus coordonnée,

2/ les pertes d'énergie dans le cuivre soient plus raisonnables pour éviter la rupture de la spire.

III.2.2. Résultats thermiques

Nous présentons ici les résultats thermiques obtenus avec les deux techniques présentées au paragraphe III.1.2 : le couplage Flux3D / Flux2D et le calcul magnétothermique 2D. Nous souhaitons ainsi présenter une comparaison entre les deux méthodes, chacune offrant des avantages et des inconvénients. Toutefois, pour la simulation complète du procédé de trempe qui va suivre, nous ne retiendrons que la technique du calcul magnétothermique 2D dont les résultats sont plus proches de la réalité en tout point de la zone trempée.

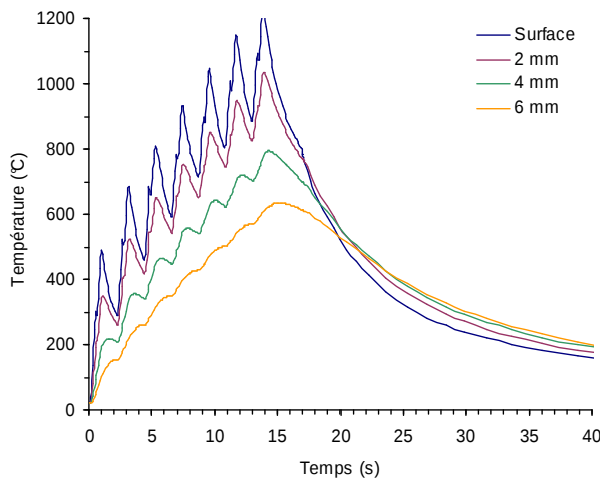
III.2.2.1. Méthode du couplage Flux3D / Flux2D

Le couplage entre Flux3D et Flux2D repose sur le transfert des densités de puissance obtenues par le calcul magnétodynamique 3D vers la simulation thermique transitoire 2D. Avec cette méthode, les densités de puissance utilisées comme sources de chaleur pour le calcul thermique sont constantes tout au long du chauffage. De ce fait, les évolutions thermiques simulées peuvent différer plus ou moins fortement des évolutions réelles. Malgré cela, l'expérience montre qu'en attribuant aux propriétés électromagnétiques des valeurs qui correspondent à des températures élevées ($\approx A_{c1}$), il est possible de retracer assez fidèlement les évolutions thermiques des points situés suffisamment en profondeur ($> 2-3$ mm). En conséquence, le profil de trempe obtenu par cette méthode est généralement très proche du profil de trempe réel.

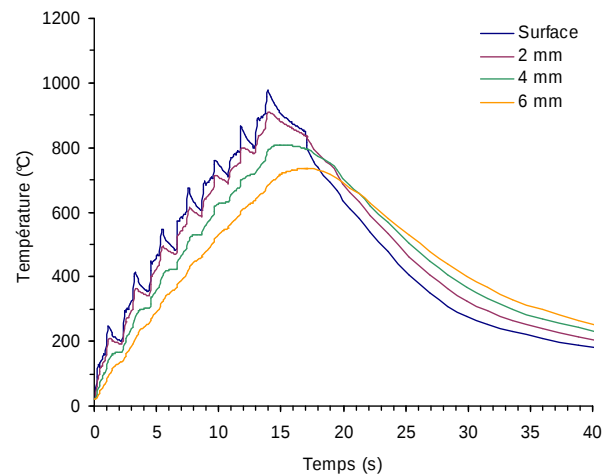
Les résultats présentés sur les figures III.31 et III.32 ont été obtenus avec les réglages indiqués dans le tableau III.2. Le paramètre ω représente la vitesse de rotation du maneton par rapport à l'inducteur. La tension U a été calée de façon à obtenir une température maximale à environ 4 mm en profondeur du rayon proche de celles mesurées (cf. partie I.2.2.1).

Flux3D				Flux2D		
μ_r	ρ_e ($\Omega.m$)	U (V)	N (kHz)	ω (tours/s)	Temps de chauffage (s)	délai (s)
2	1.10^{-6}	50	N1	0,5	TC1	TD1

*Tableau III.2 : Réglages utilisés pour le calcul couplé Flux3D / Flux2D
(Procédé SR)*



*Figure III.31 : Evolutions thermiques
simulées en rayon (Procédé SR)*

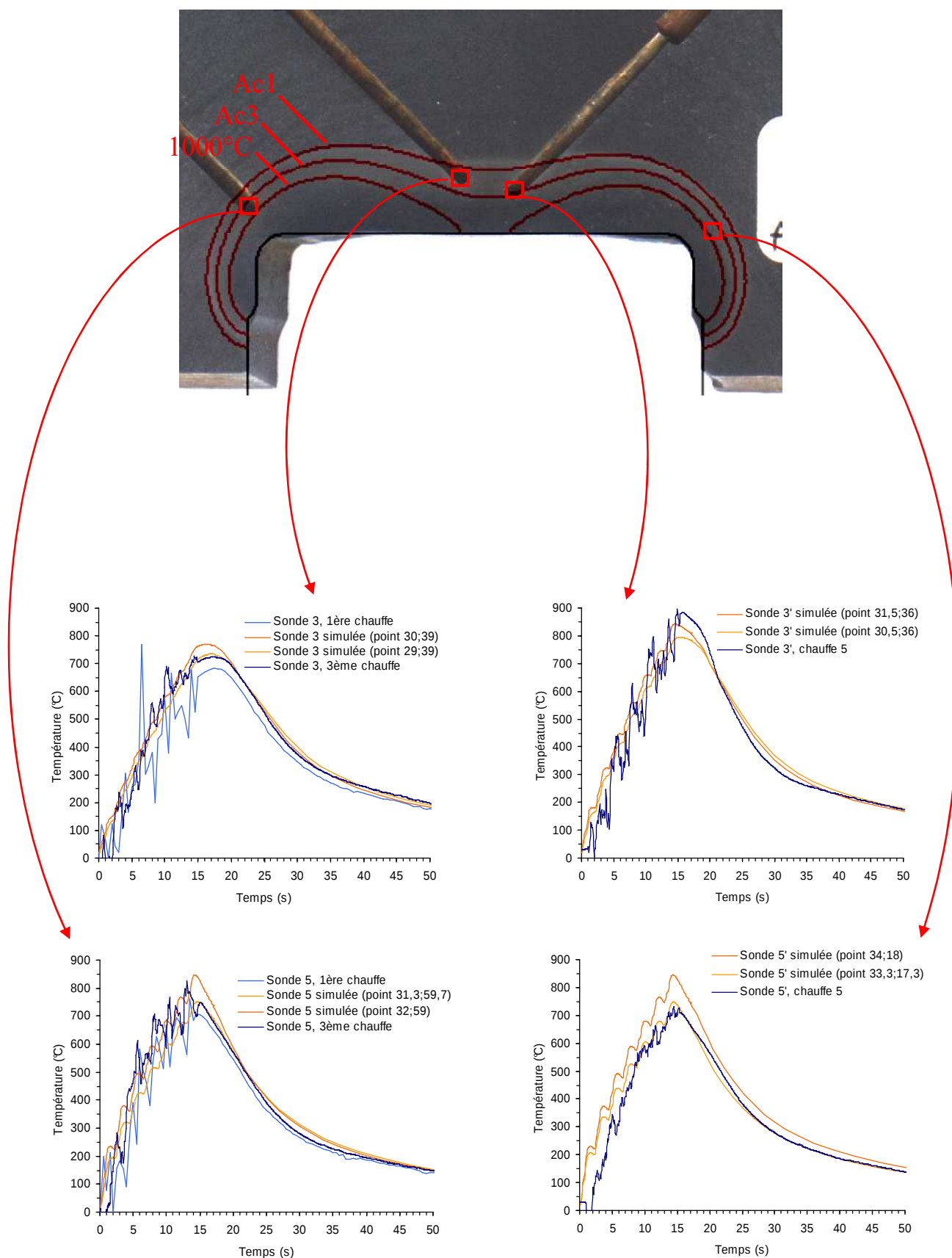


*Figure III.32 : Evolutions thermiques
simulées en diamètre (Procédé SR)*

Si l'on fait abstraction des oscillations dues à la rotation du maneton, les montées en température sont plutôt linéaires, ce qui s'explique par les densités de puissance constantes appliquées. Dans la réalité, les évolutions de la résistivité électrique et plus particulièrement de la perméabilité magnétique, ont pour conséquence de freiner le chauffage au-delà de la température de Curie ($\approx 760^\circ\text{C}$).

Les températures maximales atteintes en surface sont d'environ 1000°C en diamètre, 1200°C en rayon et 1500°C en pied de rayon qui constitue le point le plus chaud. Ces températures sont surestimées pour les raisons évoquées plus haut. En revanche, au-delà de 3 mm de profondeur, les températures calculées sont similaires à celles mesurées, comme le montrent les graphes de la figure III.33. De même, le profil de trempe qui peut être évalué en traçant l'isotherme à Ac1 ($\approx 750^\circ\text{C}$), est proche du profil réel, avec un léger écart de quelques dixièmes de millimètre au niveau du diamètre et des rosaces.

Toutefois, il faut se rappeler qu'un de nos objectifs est de calculer avec précision les pourcentages de phase obtenues après trempe. Nous avons vu par ailleurs que le comportement à la trempe de l'acier C38mod est fortement lié à la température d'austénitisation. Dans ces conditions, il ne paraît pas envisageable d'utiliser ces résultats thermiques comme base pour les calculs métallurgiques puisque les températures d'austénitisation obtenues sur les premiers millimètres de profondeur sont erronées.



*Figure III.33 : Corrélations entre les températures mesurées et simulées
(Procédé SR)*

III.2.2.2. Calcul Magnétothermique

La simulation couplée 3D / 2D entraînant une surévaluation des températures au voisinage de la surface, l'outil de calcul magnétothermique 2D a été spécifiquement développé pour éviter ce problème. Comme précédemment, cette méthode passe par un calage de la source de puissance, en l'occurrence le courant I circulant dans les branches rayons et diamètres. Ce calage a été fait sur les profondeurs moyennes de trempe mesurées en rayon et diamètre pour un grand nombre de pièces prélevées en production, et vérifié comme précédemment sur les enregistrements thermiques.

Le tableau III.3 regroupe les réglages appliqués pour ce calcul. La Figure III.34 présente les évolutions, en deux points de la surface, des densités de puissance. On vérifie bien que la puissance dissipée n'est plus constante tout au long du chauffage, les propriétés électromagnétiques μ_r et ρ_e étant fonctions de la température.

I (A)	ω (tours/s)	Temps de chauffage (s)	Délai (s)
8000	0,5	TC1	TD1

Tableau III.3 : Paramètres du calcul magnétothermique 2D
du procédé SR

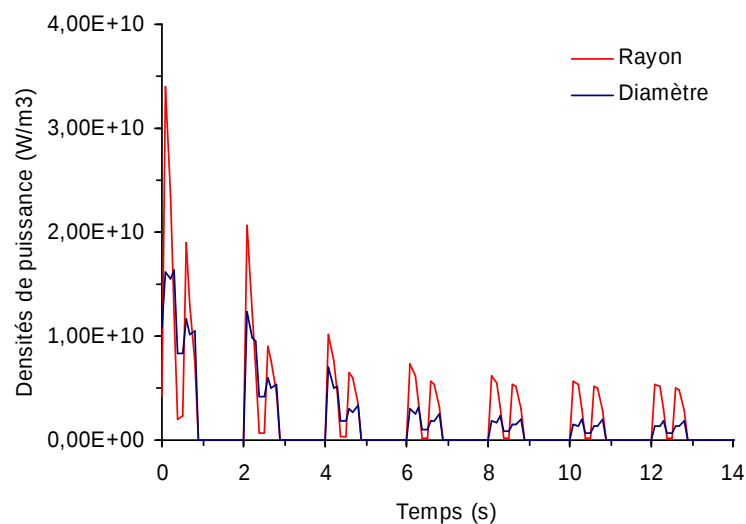


Figure III.34 : Evolution de la puissance dissipée
en surface du maneton
(Procédé SR)

Les résultats thermiques présentés sur les figures III.35 et III.36 témoignent de l'évolution de la puissance dissipée dans le maneton. On observe cette fois, non pas des évolutions linéaires, mais des montées très rapides suivies d'évolutions beaucoup plus lentes. Cette remarque est surtout valable au niveau des rayons, mais reste également vraie pour le diamètre. Les températures maximales atteintes en surface sont d'environ 1050°C pour le rayon, 1000°C pour le diamètre et 1300°C en pied de rayon (point le plus chaud).

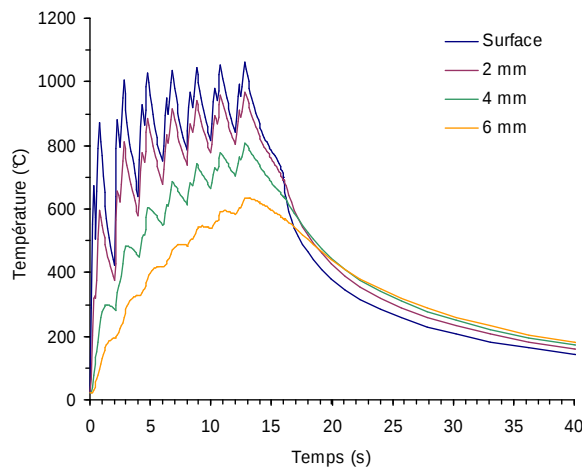


Figure III.35 : Evolution thermiques simulées en rayon (Procédé SR)

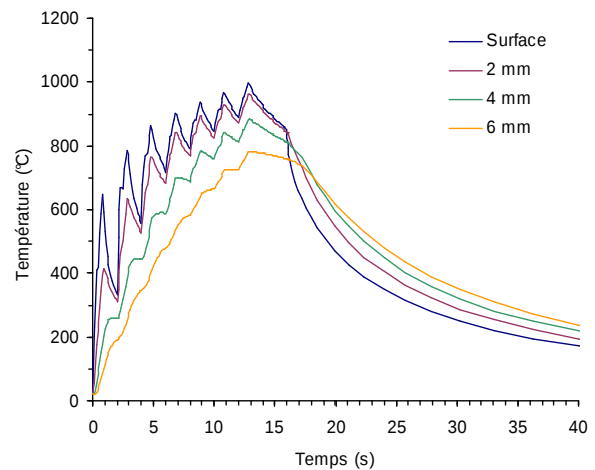


Figure III.36 : Evolution thermiques simulées en diamètre (Procédé SR)

La figure III.37 représente la superposition des isothermes à 750 ($\approx$ Ac1), 850 ($\approx$ Ac3) et 1000°C obtenues avec les deux techniques de calcul présentées. On retrouve des profondeurs de trempe identiques en rayon, et légèrement supérieure en diamètre pour le calcul magnétothermique 2D. Il faut rappeler que pour ce dernier, la valeur du courant a été réglé de façon à ce que ces profondeurs coïncident avec les profondeurs réelles.

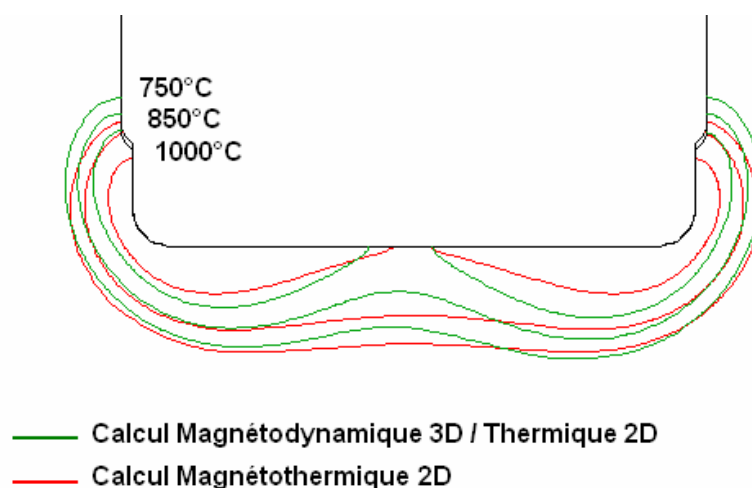
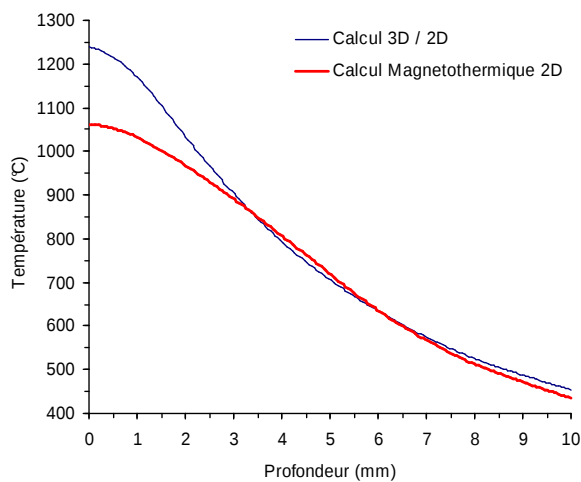


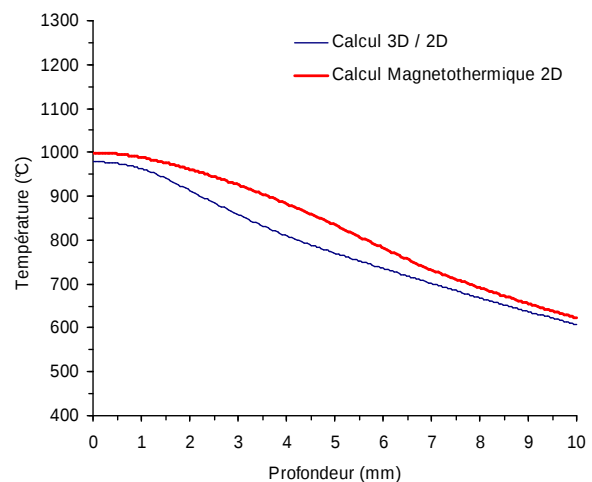
Figure III.37 : Comparaison des profils thermiques obtenus par les deux méthodes de simulation (Procédé SR)

La principale différence entre les résultats des deux techniques concerne les gradients thermiques, plus particulièrement au voisinage de la surface des rayons. Les figures III.38 et III.39 représentent ces gradients en milieu de rayon et en milieu de diamètre. Pour le rayon, les profils coïncident entre 3 et 10 mm de profondeur, mais de la surface jusqu'à 3 mm l'écart se creuse pour atteindre presque 200°C en surface. En diamètre, l'écart le plus important est visible vers 4 mm de profondeur avec +70°C en faveur du calcul magnétothermique.

Le calcul magnétothermique 2D s'avère donc plus juste, en particulier au niveau des rayons. Le profil de trempe évalué (isotherme Ac1) coïncide avec le profil réel et les évolutions thermiques sont proches de celles enregistrées expérimentalement. Le couplage des phénomènes magnétiques et thermique, avec la réactualisation des propriétés électromagnétiques, permet d'obtenir des températures au voisinage de la surface plus proches des températures réelles. Cette méthode de simulation du chauffage répond donc mieux aux exigences de la simulation des phénomènes métallurgiques et mécaniques.



*Figure III.38 : Comparaison des gradients thermiques simulés en rayon
(Procédé SR)*



*Figure III.39 : Comparaison des gradients thermiques simulés en diamètre
(Procédé SR)*

III.2.3. Résultats métallurgiques

Les calculs métallurgiques et mécaniques réalisés avec le code Marc font appel, pour la partie chauffage et refroidissement, aux cartes thermiques extraites du calcul Magnétothermique 2D axisymétrique. Pour simuler le revenu, le maneton est ensuite chauffé jusqu'à 230°C puis refroidi jusqu'à 20°C dans des conditions similaires à celles du revenu en four réalisé en production.

Dans le cadre de cette étude, nous nous intéressons essentiellement à la qualité des microstructures et aux contraintes résiduelles obtenues en fin de traitement au niveau des rayons. Aussi, notre analyse métallurgique porte principalement sur le pourcentage final de martensite revenue. Les figures III.40 et III.41 représentent la répartition de ce constituant sur la géométrie modélisée et plus particulièrement au voisinage d'un rayon. On observe une répartition plus forte de la martensite en pied de rayon et un pourcentage en rayon et sur la rosace compris entre 90 et 100% sur le premier millimètre de profondeur.

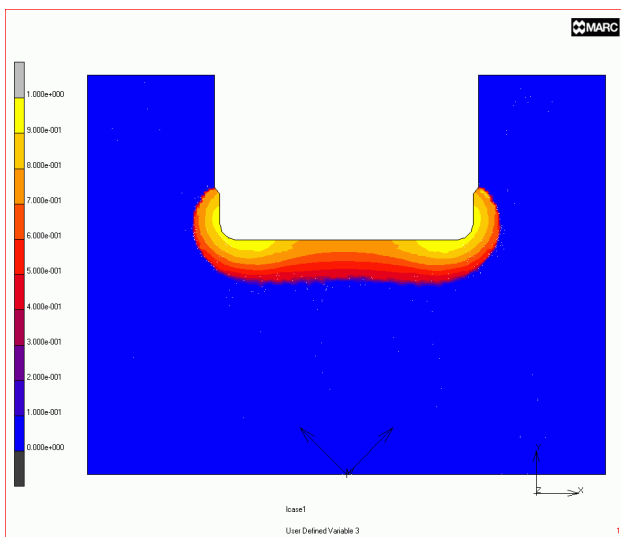


Figure III.40 : Pourcentage de martensite revenue en fin de traitement (Procédé SR)

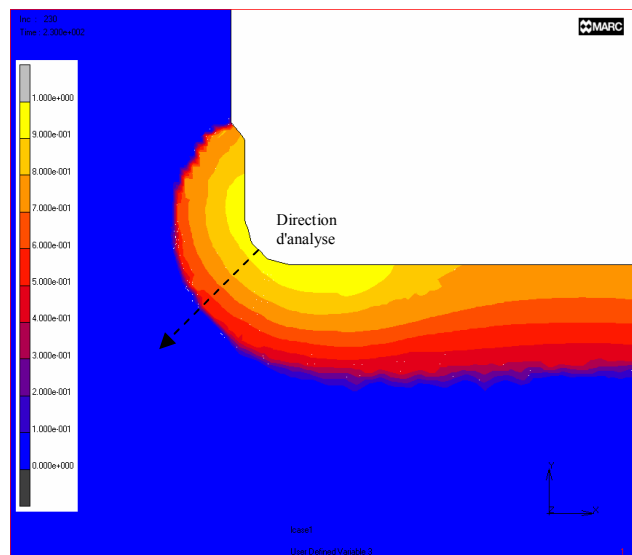
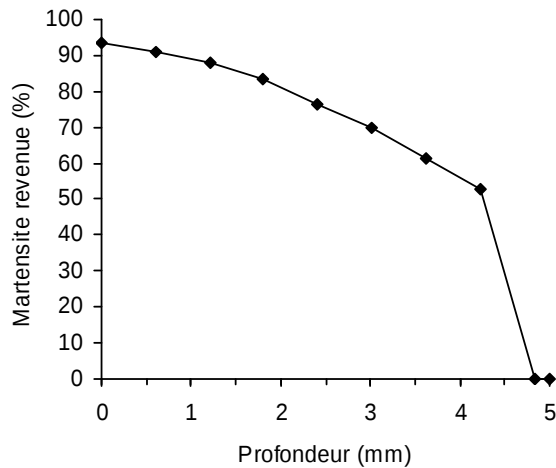


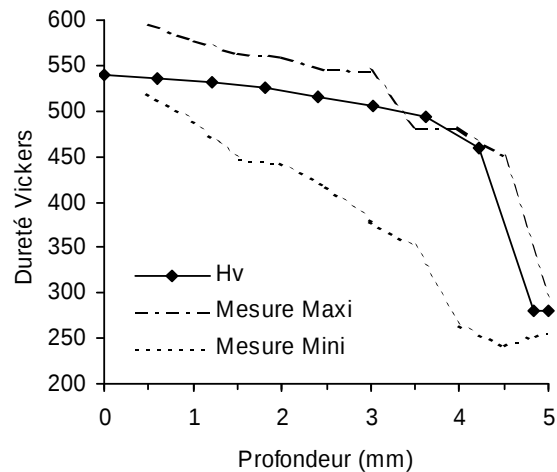
Figure III.41 : Pourcentage de martensite revenue en fin de traitement (Procédé SR)

La figure III.42 présente de façon plus précise le gradient de martensite revenue en fonction de la profondeur en rayon (direction à 45°, cf. figure III.38). Ce pourcentage n'atteint pas 95% en surface, et décroît lentement jusqu'à une profondeur de 4 mm, puis fortement entre 4 et 5 mm. La profondeur de trempe, à partir de laquelle on retrouve la structure initiale, est d'environ 4,8 mm. A titre de comparaison, la valeur moyenne observée en production est de $4,5 \pm 0,5$ mm.

Le profil de dureté calculé sur ce segment est donné figure III.43. Sur le même graphe, les profils de dureté maximal et minimal observées en production sont représentés. Ils permettent de vérifier que le profil calculé est plus proche des valeurs maximales mesurées.



*Figure III.42 : Pourcentage de martensite
revenue en rayon
(Procédé SR)*



*Figure III.43 : Profil de dureté en rayon
après revenu
(Procédé SR)*

III.2.4. Résultats mécaniques

Les figures III.44 et III.45 représentent les cartes des contraintes résiduelles axiales et circonférentielles calculées. La contrainte axiale a été obtenue en opérant une rotation du tenseur des contraintes de 45° , de façon à se placer dans une direction qui correspond à la direction principale des contraintes de service au niveau du rayon (cas d'un essai de flexion). C'est aussi suivant cette direction qu'ont été déterminées les contraintes résiduelles sur pièces réelles (cf. partie I.2.2.2).

Les profils de ces contraintes en rayon après revenu sont donnés figures III.46 et III.47. Les résultats des déterminations sur les premiers millimètres ont été superposés. La corrélation entre les valeurs calculées et les valeurs déterminées par diffractométrie X n'est pas parfaite. Les écarts peuvent avoir de nombreuses origines et pourraient s'expliquer aussi bien par des erreurs de calcul liées à la modélisation qu'à des problèmes de détermination ou de correction des contraintes expérimentales. Il faut aussi rappeler que les mesures ont été faites sur un coude de production rectifié alors que la simulation s'arrête au traitement thermique. Il est impossible de connaître à priori la façon dont se réorganisent les contraintes résiduelles après la rectification qui enlève une couche d'environ 0,7 mm d'épaisseur de matière.

On constate toutefois que les contraintes axiales calculées et déterminées évoluent de façon similaire. Le profil croissant de cette contrainte diffère de celui de la contrainte circonférentielle et le retour à l'équilibre se fait vers 3 mm de profondeur, soit plus d'un millimètre et demi avant la profondeur de trempe. Ce phénomène peut s'expliquer par la géométrie, le profil de trempe et la direction particulière d'analyse de cette contrainte.

Le profil de la contrainte circonférentielle est plus constant et coupe l'origine à une profondeur identique à la profondeur de trempe. Comme pour la contrainte axiale, le niveau calculé sur les 2 ou

3 premiers millimètres (≈ 700 MPa) ne coïncide pas avec celui déterminé expérimentalement (≈ 500 MPa).

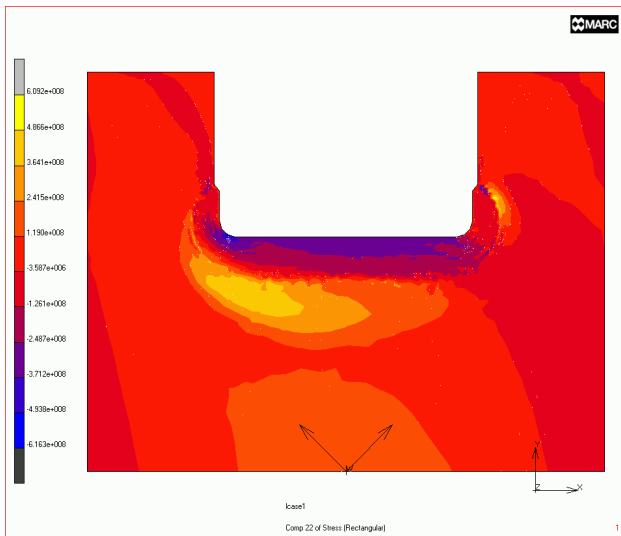


Figure III.44 : Contraintes axiales (45°) après revenu (Procédé SR)

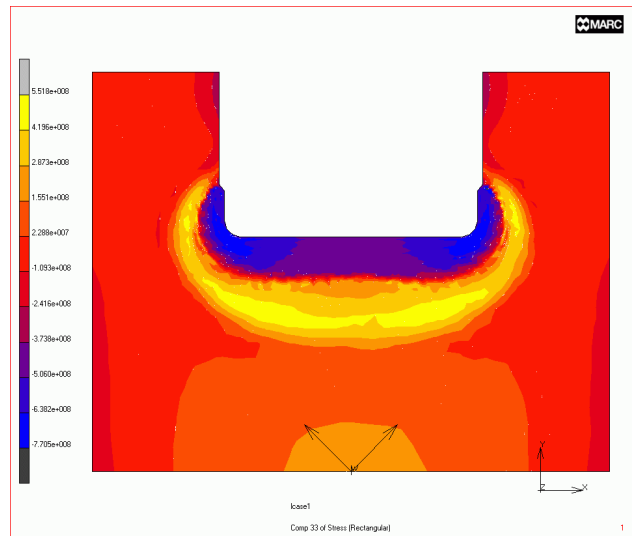


Figure III.45 : Contraintes circonférentielles après revenu (Procédé SR)

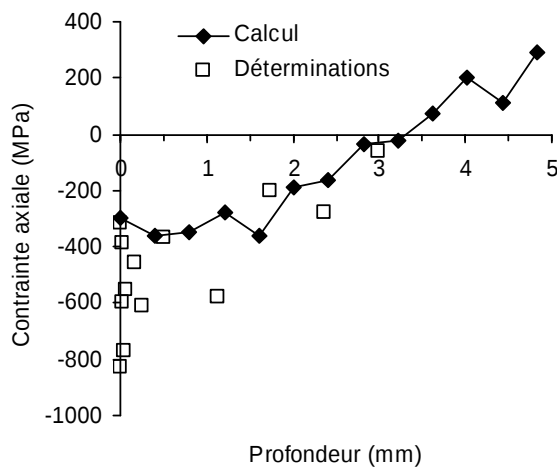


Figure III.46 : Profil de contrainte axiale en rayon après revenu, valeurs calculées et déterminées expérimentalement (Procédé SR)

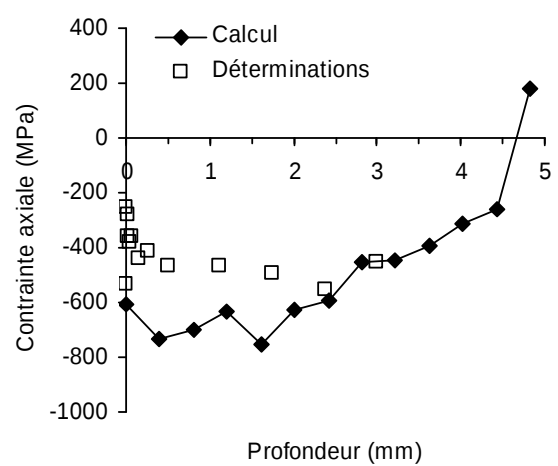


Figure III.47 : Profil de contrainte circonférentielle en rayon après revenu, valeurs calculées et déterminées expérimentalement (Procédé SR)

III.3. Optimisation du procédé de trempe

Notre outil de calcul ayant été calé et partiellement validé avec le procédé de trempe de référence, nous allons maintenant aborder l'optimisation de ce procédé. Les critères d'optimisation que nous nous sommes fixés en début d'étude sont la profondeur 100% martensitique et les contraintes résiduelles axiales en rayon. Toutefois, il nous est apparu très vite que l'optimisation du procédé vis à vis des contraintes résiduelles était loin d'être triviale et devait passer par une meilleure compréhension des phénomènes responsables de leur génération. Pour mieux cerner ces phénomènes et établir une relation directe entre les paramètres du procédé de TSI et les contraintes finales, une approche intéressante pourrait consister à réaliser une étude par plan d'expérience.

Les résultats que nous allons présenter ici ne constituent qu'une première optimisation, basée essentiellement sur des considérations énergétiques et métallurgiques. Les observations tirées des résultats des calculs électromagnétiques et thermiques nous ont amené à concevoir un nouvel inducteur. Celui-ci, associé à un temps de chauffage plus court que celui du procédé classique, va nous permettre d'améliorer sensiblement les résultats métallurgiques.

III.3.1. Résultats électromagnétiques

La simulation des phénomènes électromagnétiques nous a permis de mettre en évidence plusieurs défauts de la spire de référence SR :

- Un mauvais rendement inductif qui pénalise l'efficacité et la durée de vie de la spire.
- Une puissance dissipée dans le maneton répartie majoritairement au niveau des rosaces et des pieds de rayon.
- Une puissance dissipée faible en diamètre qui oblige à chauffer pendant un temps relativement long.

Tous ces problèmes peuvent être imputés à la conception relativement complexe de la spire. Pour les corriger, nous avons mis au point une géométrie plus simple baptisée SN. Le bilan des grandeurs électriques et des puissances dissipées présenté dans le tableau III.4 permet de comparer les résultats de cette nouvelle spire avec la spire de référence. Le rendement inductif de la spire SN est de 0,58. Cette nouvelle géométrie permet donc, pour des réglages électriques équivalents, de dissiper nettement plus d'énergie dans le maneton.

	Grandeurs électriques			Puissance dissipée		
	U (V)	I (A)	N (kHz)	P _{spire} (kW)	P _{maneton} (kW)	R _i
Spire SR	40	6500	N1	88	71	0,45
Spire SN	40	6000	N1	108	151	0,58

*Tableau III.4 : Bilan des grandeurs électriques et des puissances dissipées
en fin de chauffage*

Les figures III.48 et III.49 représentent la répartition des puissances dissipées avec les deux spires. La "trace" laissée par la spire SN forme une boucle qui peut être assimilée au rapprochement des deux demi - boucles en forme de "U" de la spire SR. Elle présente en outre la particularité d'être très marquée au niveau de la branche diamètre, et beaucoup plus faible à l'opposé en raison de la présence des branchements électriques de la spire. Enfin, l'utilisation du cuivre profilé sur les branches rayon permet visiblement d'améliorer la répartition de la puissance au niveau des rayons.

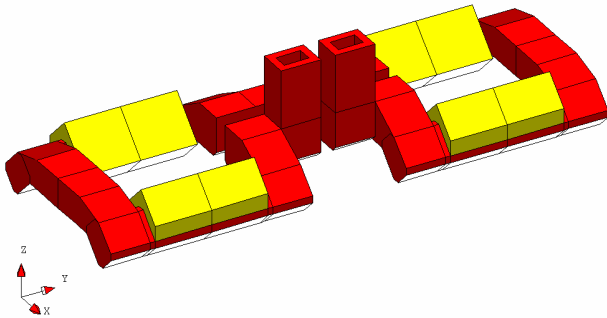


Figure III.47b : Géométrie de la spire SR

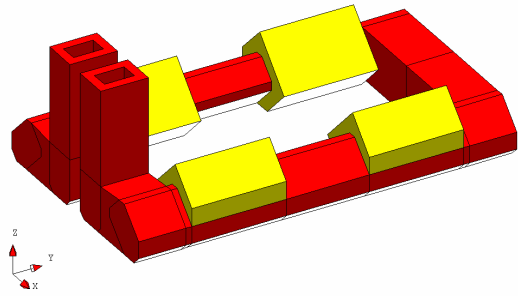


Figure III.47c : Géométrie de la spire SN

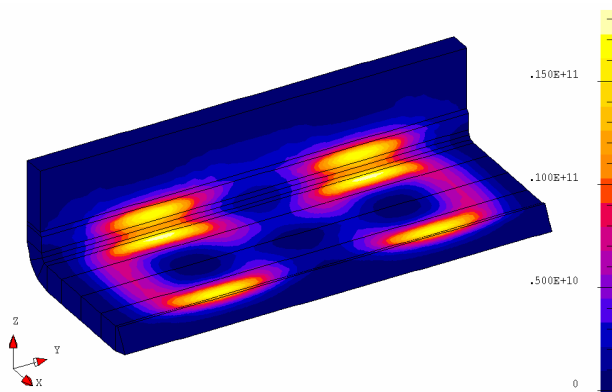
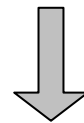
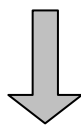


Figure III.47d : Puissance dissipée -
spire SR

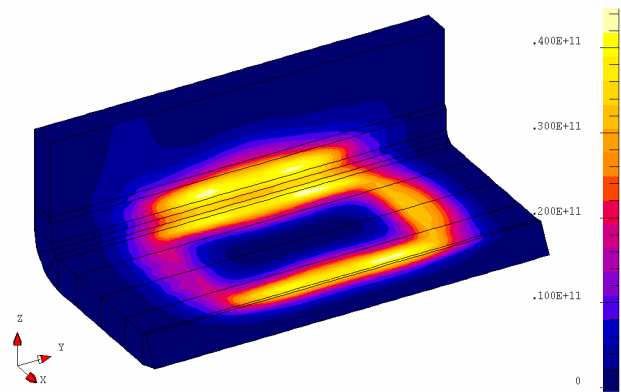


Figure III.47e : Puissance dissipée -
spire SN

III.3.2. Résultats thermiques, métallurgiques et mécaniques

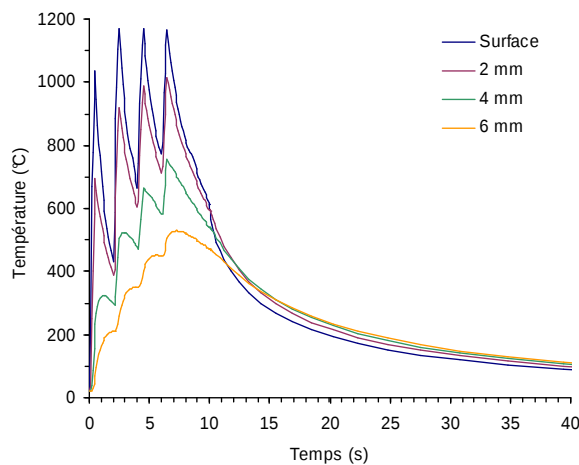
La technique utilisée pour la simulation des phénomènes électromagnétiques et thermiques du procédé de référence (couplage magnétothermique 2D axisymétrique) a été reprise pour simuler le nouveau procédé associé à la spire SN.

Le temps de chauffage a été réduit et la puissance augmentée par le biais de la valeur du courant électrique (Tableau III.5) de façon à obtenir une profondeur de trempe en rayon proche de celle obtenue avec le procédé classique.

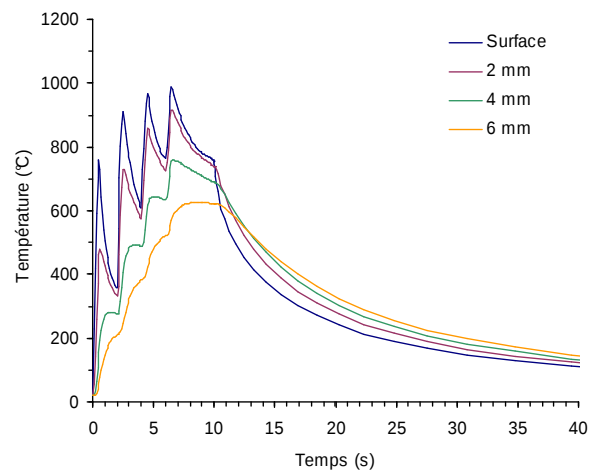
I (A)	ω (tours/s)	Temps de chauffage (s)	Délai (s)
10500	0,5	TC2	TD2

*Tableau III.5 : Paramètres du calcul magnétothermique 2D
du procédé SN*

Les figures III.48 et III.49 donnent les évolutions thermiques simulées avec ce nouveau procédé à différentes profondeurs du rayon et du diamètre du maneton.



*Figure III.48 : Evolution des températures
simulée en rayon
(Procédé SN)*



*Figure III.49 : Evolution des températures
simulée en diamètre
(Procédé SN)*

Les figures III.50 et III.51 établissent une comparaison des gradients thermiques en rayon et diamètre obtenus avec les deux procédés, de référence et nouveau, en fin de chauffage. Les gradients obtenus avec la spire SN sont nettement plus forts. Alors que les profondeurs de trempe estimées sont proches, les températures atteintes au niveau des rayons sur les trois premiers millimètres de profondeur sont bien plus élevées avec le nouveau procédé.

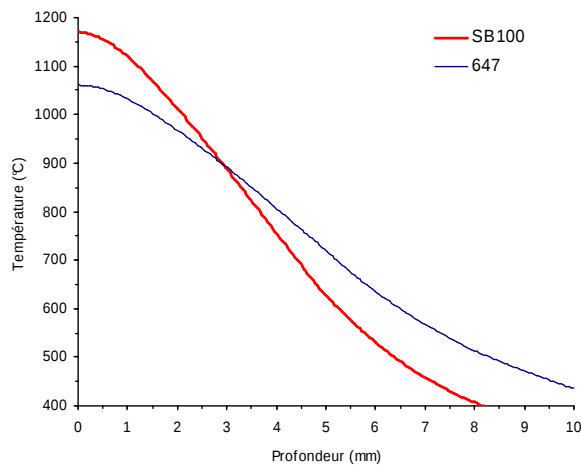


Figure III.50 : Comparaison des gradients thermiques simulés en rayon (Spires SR / SN)

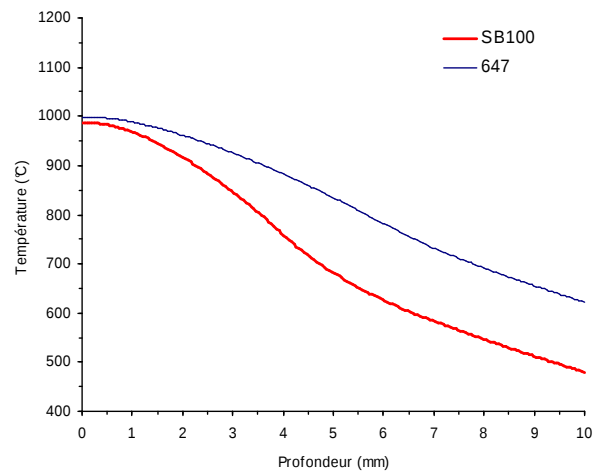


Figure III.51 : Comparaison des gradients thermiques simulés en diamètre (Spires SR / SN)

Compte tenu de la particularité liée à la température d'austénitisation de l'acier C38mod dont nous tenons compte dans notre modélisation, ce phénomène a une répercussion directe sur les structures trempées. Ainsi, les figures III.52 et III.53 mettent en évidence une meilleure répartition de la martensite revenue au niveau du rayon.

La figure III.54 permet de comparer les gradients de martensite en rayon obtenus par les deux procédés. Alors que le procédé classique associé à la spire SR ne donnait qu'environ 90% de martensite au voisinage de la surface, on obtient avec le nouveau une structure 100% martensitique sur plus d'un millimètre. Cette meilleure structure se retrouve sur les duretés calculées présentées en figure III.55.

Les figures III.56 et III.57 représentent les cartes des contraintes résiduelles axiales et circonférentielles du procédé SN. La comparaison des contraintes axiales calculées avec les deux process (Figures III.58 et III.59) montre une différence de plus de 100MPa sur le premier millimètre en défaveur du nouveau procédé. On remarque même une chute de la contrainte en surface. Les contraintes circonférentielles sont quant à elles similaires.

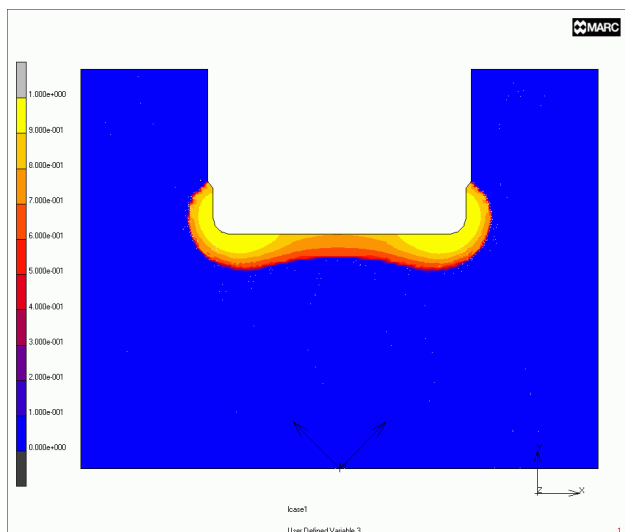


Figure III.52 : Pourcentages de martensite revenue en fin de traitement (Procédé SN)

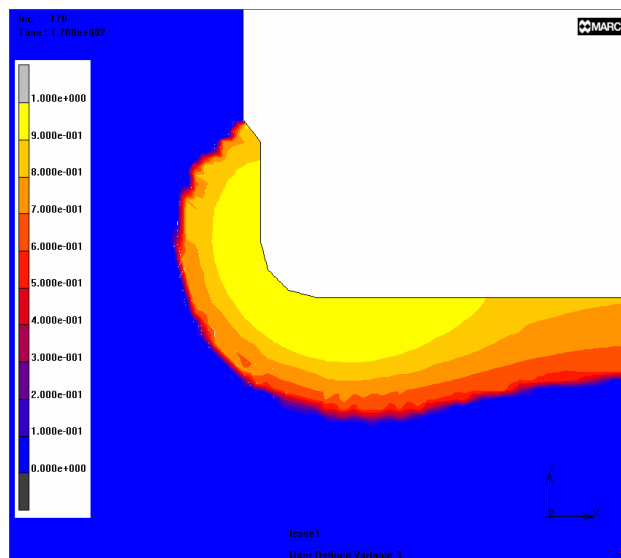


Figure III.53 : Pourcentages de martensite revenue en fin de traitement (Procédé SN)

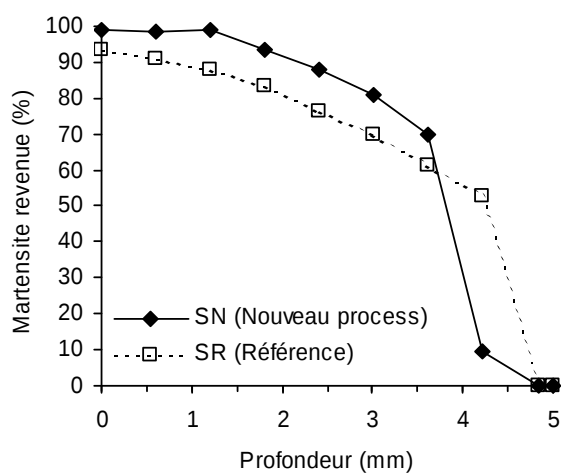


Figure III.54 : Comparaison des pourcentages de martensite revenue en rayon en fonction de la profondeur (Procédés SR / SN)

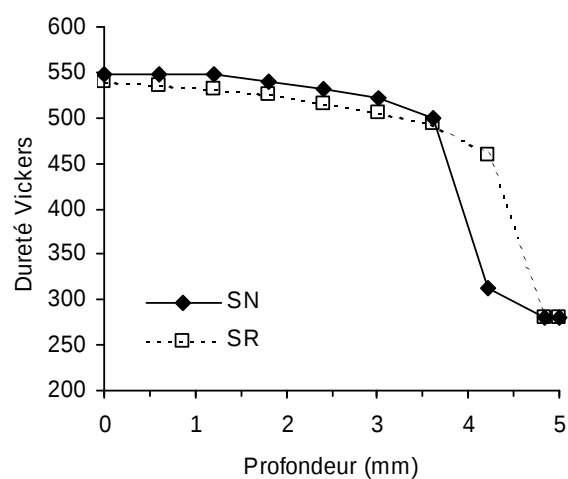
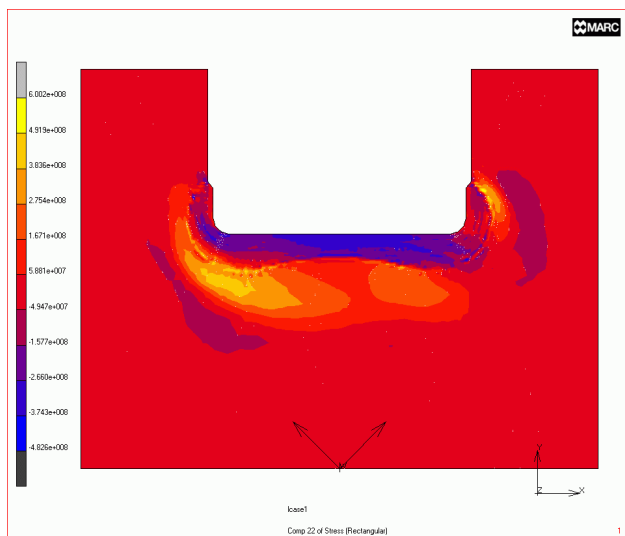
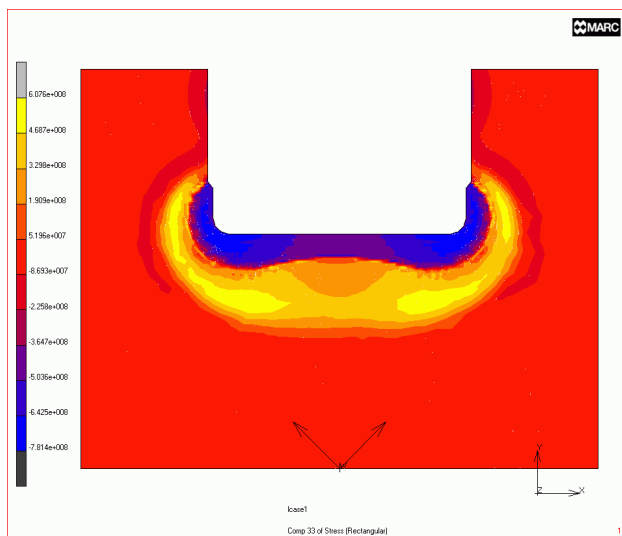


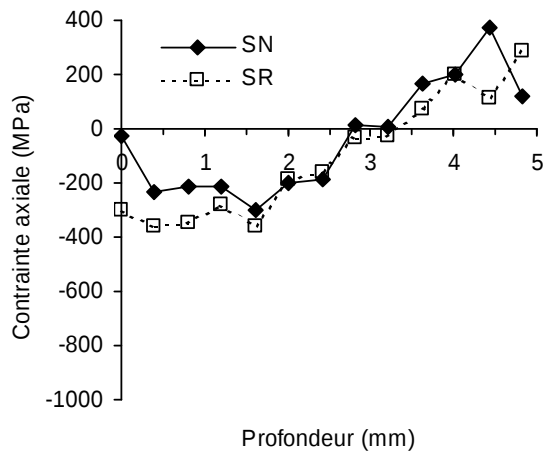
Figure III.55 : Comparaison des profils de dureté en rayon après revenu (Procédés SR / SN)



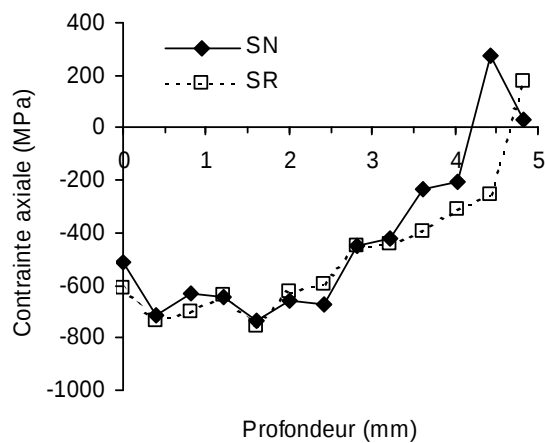
*Figure III.56 : Contraintes résiduelles
axiales après revenu
(Procédé SN)*



*Figure III.57 : Contraintes résiduelles
circonférencielles après revenu
(Procédé SN)*



*Figure III.58 : Comparaison des profils
de contrainte axiale
en rayon après revenu
(Procédés SR / SN)*



*Figure III.59 : Comparaison des profils
de contrainte circonférentielle
en rayon après revenu
(Procédés SR / SN)*

III.4. Conclusion

Au cours de ce chapitre, nous avons présenté l'outil chargé de la simulation de la trempe superficielle des vilebrequins. Il s'agit d'un véritable outil métier qui s'appuie sur plusieurs codes de calcul, établit un lien entre eux et permet de tenir compte des principales spécificités de la trempe superficielle après chauffage par induction et de son application aux vilebrequins. Nous avons aussi décrit les modèles choisis pour l'ensemble des propriétés de l'acier.

L'application du code métier au procédé de trempe de référence a montré des écarts entre les contraintes résiduelles calculées et celles déterminées par diffractométrie X sur une pièce de production. Nous n'avons pas trouvé d'explication à ce phénomène qui peut avoir de nombreuses origines, aussi bien du côté de la simulation que de la détermination expérimentale. Le choix de ne pas prendre explicitement en compte la plasticité de transformation et le calage de la limite élastique de la martensite ne semble pas en cause : différents tests ont montré que d'importantes variations de cette limite élastique (entre 800 et 1500MPa) n'affectent pas de façon sensible le profil des contraintes résiduelles axiales en rayon.

Malgré tout, nous supposons que notre outil et notre démarche restent valides dans le cadre d'une comparaison entre les résultats des simulations de différents procédés. Autrement dit, nous supposons que les erreurs éventuelles sont reproductibles d'un calcul à un autre et que la comparaison, au moins qualitative, reste possible. Notre démarche consiste donc à tenter une optimisation en comparant les résultats d'un nouveau procédé avec ceux du procédé de référence.

La première optimisation que nous avons entreprise a visé prioritairement le rendement énergétique de la spire et les résultats métallurgiques. Cette optimisation s'est notamment appuyée sur une des conclusions du deuxième chapitre concernant notre acier : à vitesse de refroidissement égale, plus la température d'austénitisation est élevée, meilleure est la structure trempée.

Toutefois, l'amélioration de la structure métallurgique n'est pas allée de paire avec les résultats mécaniques : les contraintes résiduelles axiales obtenues avec le nouveau procédé sont inférieures aux valeurs de référence. Il restera donc, pour achever l'optimisation, à établir le lien entre le procédé de trempe et les contraintes résiduelles, puis apporter de nouvelles modifications qui donneront à la fois de meilleures structures trempées et de meilleures contraintes résiduelles.

IV. VALIDATION EXPERIMENTALE

Pour compléter notre étude nous avons souhaité valider expérimentalement à la fois notre outil de calcul et nos premiers travaux d'optimisation. Pour comparer dans les meilleures conditions possibles les résultats des simulations et ceux obtenus expérimentalement, nous avons fait les choix suivants :

- Plutôt que de travailler sur des vilebrequins entiers, nous avons préféré utiliser comme pièces d'essais uniquement des coudes, plus faciles à manipuler et à contrôler dans un cadre expérimental.
- Pour supprimer les effets de la rectification sur les contraintes résiduelles, nous avons choisi de travailler sur des coudes préalablement rectifiés. Les deux seules opérations pratiquées après trempe superficielle des manetons sont donc la stabilisation et le rodage.
- La source principale de perturbation du chauffage provenant du positionnement de l'inducteur, nous avons mis au point une installation expérimentale de trempe qui limite les mouvements relatifs inducteur / maneton.

Le procédé de fabrication particulier utilisé pour les pièces d'essai est résumé sur la figure IV.1.

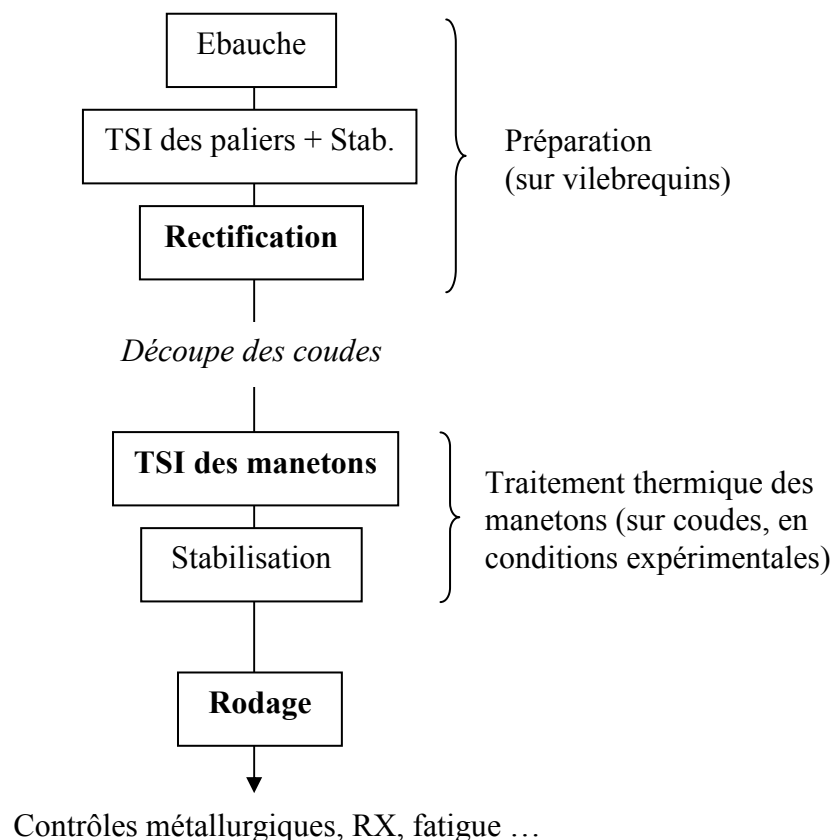


Figure IV.1 : Procédé de fabrication des coudes d'essai

IV.1. Essai de trempe sur coudes de vilebrequin

IV.1.1. Description du banc d'essai de trempe

Le dispositif de trempe expérimental a été mis au point sur la base d'une installation classique de trempe pour vilebrequins. Il en reprend la partie électrique (Générateur) et fonctionne avec les mêmes inducteurs.

Les principales modifications apportées concernent la partie mécanique et visent à réduire au maximum les mouvements de l'inducteur de façon à garantir un chauffage reproductible. Pour cela, le coude est pris entre deux brides et sa rotation se fait autour de l'axe maneton (Figure IV.2). Ainsi, l'inducteur est positionné en début d'essai et ne bouge pas pendant tout le chauffage. Pour limiter la pression exercée sur la surface du maneton et éviter les rayures, le poids de l'ensemble inducteur + tête est compensé par un vérin.

D'autre part, le refroidissement en bac est remplacé par une douche située sous le coude. Celle-ci recouvre un angle d'environ 180° et son déclenchement est assuré par une électrovanne. Des essais préalables ont permis de vérifier que le refroidissement engendré par ce dispositif était équivalent à celui réalisé en bac.

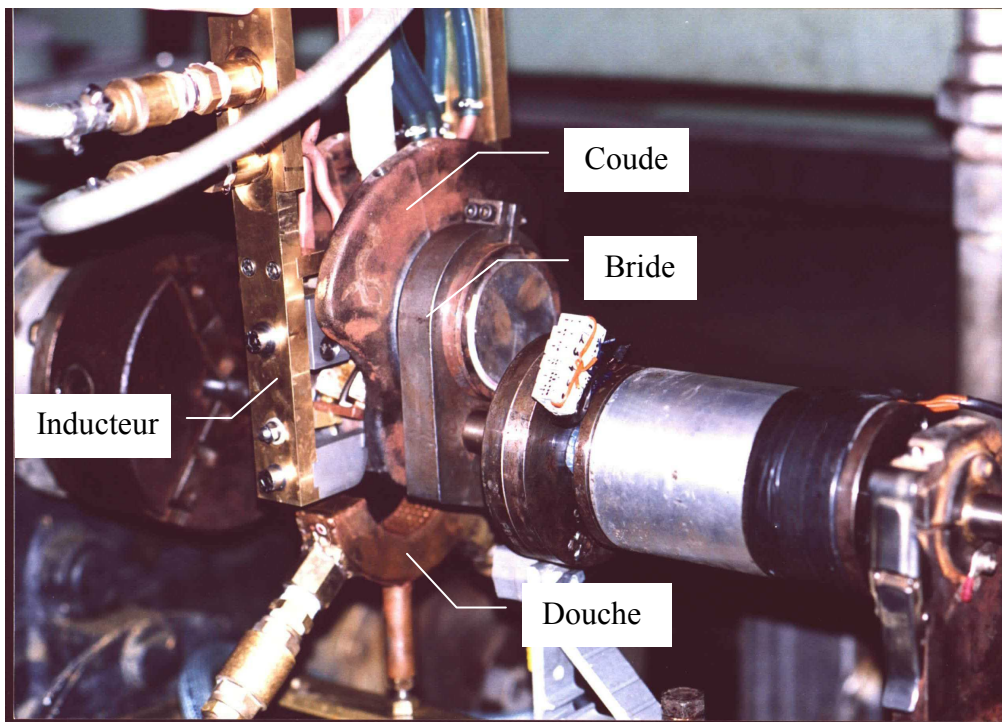


Figure IV.2 : Montage expérimental de trempe

IV.1.2. Résultats métallurgiques

Deux séries d'essais ont été réalisées (Tableau IV.1). La première est destinée à constituer une référence et a été trempée dans des conditions proches de la production (Inducteur et process SR). La seconde reprend le procédé et l'inducteur optimisé (SN). Les principaux paramètres des procédés de trempe utilisés pour ces essais et ceux pratiqués chez Mavilor sont identiques ou très proches (puissance, fréquence, temps de chauffage ...). Malgré cela, les conditions de traitement entre la production et ces essais expérimentaux diffèrent par de nombreux aspects : géométrie des pièces, entrefers, cycle de refroidissement ...

Série	Inducteur	Puissance	Temps de chauffage	Délai
1	SR	P1	TC1	TD1
2	SN	P2	TC2	TD2

Tableau IV.1 : Réglages des deux séries d'essais

Après la réalisation de ces deux séries, les procédés appliqués ont été simulés en tenant compte des spécificités évoquées plus haut. Les Figures IV.3 et IV.4 représentent, pour les deux séries, la superposition des profils de duretés en rayon, calculés et mesurés (valeurs maximales et minimales sur 6 échantillons). Les duretés plus élevées de la série 2 sont le résultat des meilleures structures obtenues avec le procédé SN. La profondeur de trempe de la série 1, inférieure de 0,5 mm à celle de la série 2 et de 1 mm à la moyenne du procédé équivalent réalisé chez Mavilor, est imputable aux différences de conception de l'inducteur.

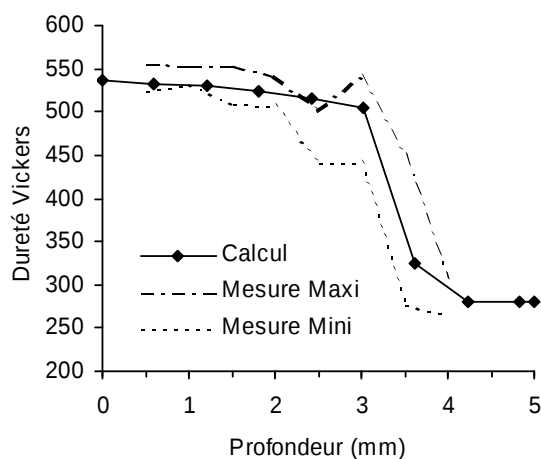


Figure IV.3 : Comparaison des duretés mesurées et calculées en rayon avec la série 1 (SR)

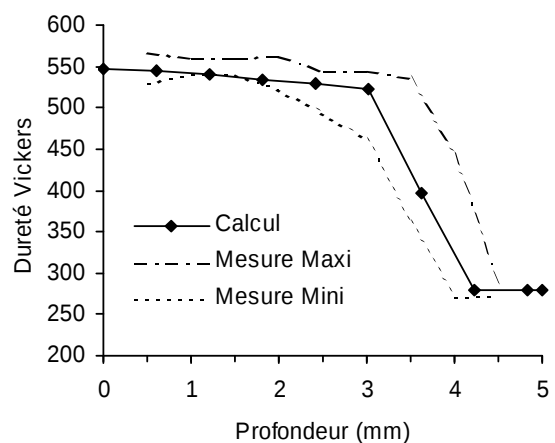


Figure IV.4 : Comparaison des duretés mesurées et calculées en rayon avec la série 2 (SN)

IV.1.3. Résultats mécaniques

Les figures IV.5 et IV.6 permettent de comparer les contraintes résiduelles axiales obtenues par calcul et par diffractométrie X. Les valeurs représentées concernent le rayon dans la zone de recouvrement (plan 6h) suivant la direction axiale tangentielle au milieu du rayon (45°).

Les déterminations ont été réalisées dans des conditions similaires à celles présentées au paragraphe I.2.2.2 et ont fait l'objet de corrections pour tenir compte de la géométrie torique du rayon. Compte tenu des difficultés de réalisation de ces mesures nous nous sommes contenté d'étudier la zone comprise entre la surface et environ 500 μm de profondeur. Les pièces utilisées pour ces essais n'ayant pas été rectifiées après traitement thermique, les contraintes résiduelles sont supposées avoir été peu affectées par les opérations de finition (uniquement rodage) et sur une profondeur inférieure à 50 μm .

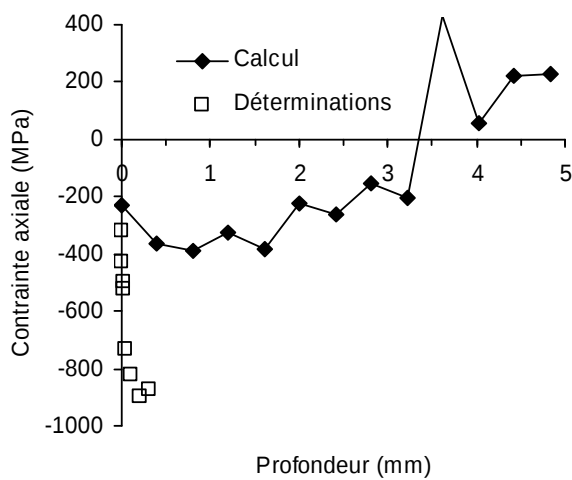


Figure IV.5 : Comparaison des contraintes axiales mesurées et calculées en rayon avec la série 1 (SR)

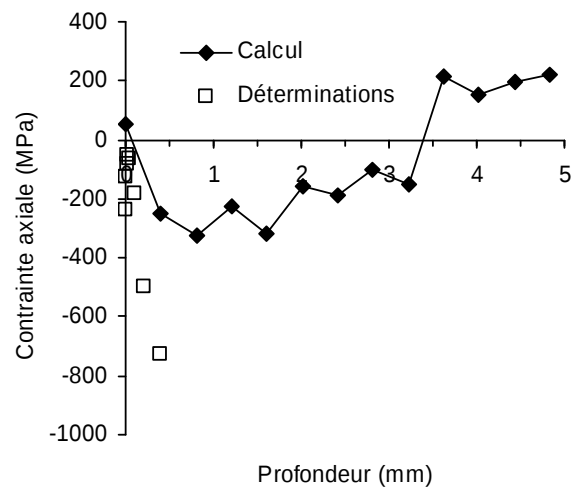


Figure IV.6 : Comparaison des contraintes axiales mesurées et calculées en rayon avec la série 2 (SN)

Les écarts entre contraintes expérimentales et calculées sont plutôt importants et atteignent 400-450 MPa vers 0,5 mm de profondeur. En revanche, les valeurs obtenues au voisinage de la surface sont assez proches : environ 200-300 MPa en compression pour la série 1 et 0 MPa pour la série 2.

En fait, il semblerait que l'erreur, qu'elle soit due à la simulation ou à la détermination, soit reproductible et affecte de la même façon des résultats des deux séries d'essais. Les figures IV.7 et IV.8 représentent un agrandissement des deux figures précédentes, sur lesquelles les contraintes déterminées ont été multipliées par un facteur correctif de 0,4. On obtient alors des niveaux similaires, aussi bien en surface que plus en profondeur, et des évolutions comparables entre surface et profondeur :

- Série 1 : la contrainte axiale part d'environ -200 MPa en surface puis descend rapidement pour se stabiliser à -300 MPa.
- Série 2 : la contrainte axiale est quasiment nulle en surface et évolue ensuite lentement pour atteindre $250-300$ MPa en compression à $0,4$ mm.

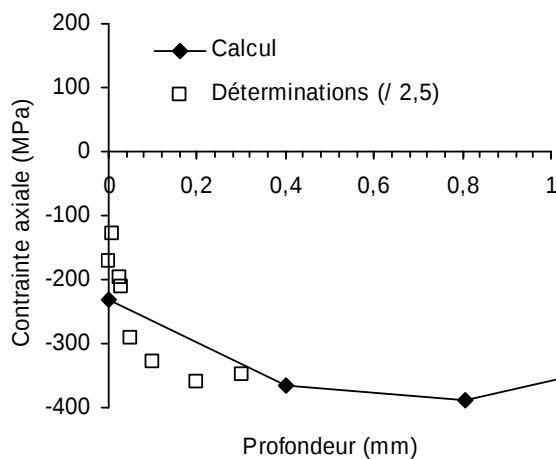


Figure IV.7 : Comparaison des contraintes axiales mesurées et calculées en rayon avec la série 1 (SR)

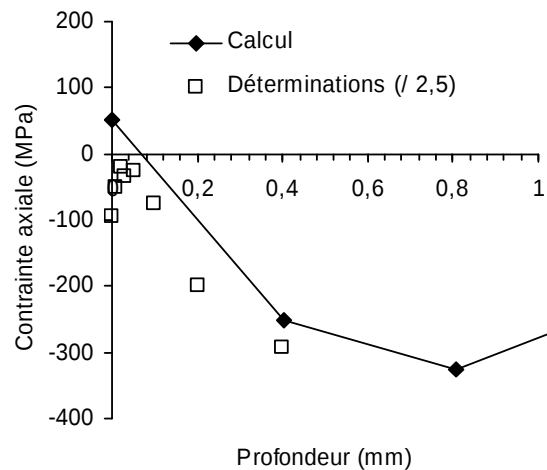


Figure IV.8 : Comparaison des contraintes axiales mesurées et calculées en rayon avec la série 2 (SN)

En dehors de ces aspects qui concernent la validation de notre code métier et du choix des modèles, le phénomène essentiel qui ressort de ces analyses est l'écart important qui existe entre les deux procédés testés : les profils des contraintes axiales sont très différents. Ce constat est valable aussi bien pour les résultats des simulations que pour ceux des déterminations par RX.

La série 2, qui présente les meilleurs résultats métallurgiques, révèle en contrepartie des contraintes résiduelles que l'on peut considérer comme catastrophiques puisque elles sont nulles en surface, là où les contraintes de service sont maximales.

Cela nous amène à un constat identique à celui présenté au chapitre précédent : l'optimisation du procédé que nous avons entreprise est incomplète. Le nouvel inducteur offre un rendement énergétique bien meilleur, et associé au nouveau cycle de chauffage il permet d'améliorer très sensiblement les résultats métallurgiques de la trempe en augmentant la profondeur 100% martensitique. Par contre, d'un point de vue mécanique, les contraintes résiduelles générées sont nettement inférieures à celles obtenues avec le procédé classique. On peut supposer que, d'un point de vue tenue en fatigue, l'écart est suffisamment important pour qu'il ne puisse pas être compensé par la meilleure microstructure.

IV.2. Tests en fatigue

Les deux séries de pièces traitées en conditions expérimentales ont été testées en fatigue de flexion selon la méthode du Stair-Case []. Ces tests doivent permettre de confirmer les observations des résultats métallurgiques et mécaniques faites précédemment et constituent l'étape ultime de validation de nos simulation et de notre démarche d'optimisation.

Ces tests ont été réalisés chez Krupp Mavilor, sur un banc d'essai utilisés pour vérifier la conformité des pièces produites avec le cahier des charges du client (Figure IV.9).

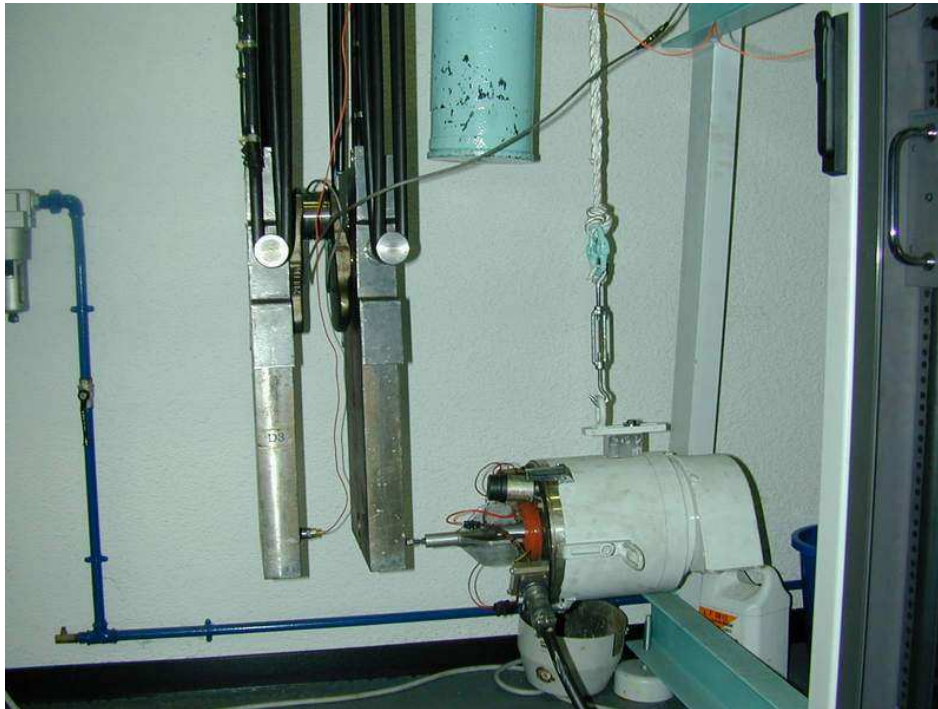


Figure IV.9 : Banc d'essais en fatigue de flexion

Les résultats sont représentés sur les tableaux IV.2 et IV.3. Les niveaux de contrainte donnés correspondent aux contraintes imposées en milieu de diamètre du maneton. Pour la série 1, la valeur calculée du Stair-Case par la méthode de DIXON est de 158 MPa (essais 6 à 13). Pour la série 2, elle est de 140 MPa (essais 1 à 6) mais l'ensemble du Stair-Case n'est pas réellement exploitable car pas stabilisé.

Ces résultats vont dans le même sens que les observations faites sur les contraintes résiduelles :

- La série 1 ne présente pas de problème particulier et son niveau de tenue en fatigue de flexion semble même légèrement supérieur à celui de la production.
- La série 2 présente un défaut au niveau des contraintes résiduelles qui affecte fortement sa tenue en fatigue.

	Numéro d'essai								
SMD (MPa)	5	6	7	8	9	10	11	12	13
164				R		F			
157			NF		NF		F		NF
150		NF						NF	
143	NF								
136									
129									

F : Fissuré NF : Non Fissuré R : Rompu
SMD : Contrainte milieu maneton

Tableau IV.2 : Extrait du Stair-Case réalisé sur la série 1 (SR)

	Numéro d'essai						
SMD (MPa)	1	2	3	4	5	6	7
164							
157	F		F				
150		NF		F			
143					F		
136						F	
129							NF

F : Fissuré NF : Non Fissuré
SMD : Contrainte milieu maneton

Tableau IV.3 : Extrait du Stair-Case réalisé sur la série 2 (SN)

IV.3. Conclusion

Les résultats que nous venons de présenter ont été obtenus suivant une démarche la plus rigoureuse et reproductible possible. Ils permettent une comparaison valide entre simulations et mesures.

Malgré une corrélation imparfaite entre les contraintes résiduelles calculées et celles obtenues par détermination expérimentale, les résultats simulés et mesurés présentent globalement de nombreuses similitudes. La plus importante concerne la comparaison entre les deux procédés étudiés, classique (SR) et "semi-optimisé" (SN) : les phénomènes montrés par les calculs au niveau des contraintes résiduelles axiales se retrouvent dans les détermination par RX, et sont confirmés par les tests en fatigue.

Quelle que soit l'origine des écarts entre mesures et calculs au niveau mécanique, nous pouvons donc considérer comme valide la démarche consistant à optimiser le procédé de trempe du vilebrequin en utilisant notre code métier et en procédant par comparaison avec les résultats de référence.

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Notre étude a été consacrée à la modélisation du cas particulier de la trempe superficielle après chauffage par induction des vilebrequins. Elle a abouti à la réalisation d'un outil métier, s'appuyant sur deux codes plus généralistes et sur des développements spécifiques qui ont permis de les compléter et de tenir compte des nombreuses particularités du procédé étudié.

La plupart des modèles choisis, que ce soit pour décrire les phénomènes physiques ou les propriétés de l'acier, reposent sur les travaux de différents auteurs et en constituent une synthèse partielle. Toutefois, les phénomènes métallurgiques ont fait l'objet d'une attention plus particulière. Les travaux consacrés à l'acier ont permis de proposer une modélisation innovante des transformations avec diffusion faisant intervenir un paramètre traduisant l'homogénéité de l'austénite de façon à tenir compte de son influence sur les transformations qui s'opèrent au refroidissement.

Une des principales faiblesse de la modélisation retenue concerne les phénomènes mécaniques. Le choix de la loi de comportement élastoplastique parfaite comme la non prise en compte de la plasticité de transformation ont été dictées par un soucis de simplification et surtout par le manque de données physiques adéquates. D'autre part, l'interprétation délicate des contraintes résiduelles obtenues par diffractométrie aux rayons X rend un peu plus difficile le calage ou la validation de notre modèle. La modélisation des phénomènes mécaniques, comme celle des phénomènes métallurgiques, reste aujourd'hui un sujet de recherche. Certains aspects a priori importants comme le comportement thermomécanique d'un mélange polyphasé tels que le mélange martensite + austénite doivent probablement être encore développés. D'autre part, un des problèmes fondamentaux auxquels se heurte la modélisation est celui de la caractérisation : les propriétés comme la limite élastique ou le module de plasticité doivent être évalués pour chaque phase modélisée et sur une large plage de température. Cette caractérisation passe par exemple par des essais de traction à chaud qui devraient en toute rigueur être réalisés dans des conditions de chauffage et de déformation proches de celles rencontrées dans le cas de la TSI.

La confrontation entre les calculs et les essais expérimentaux présentée au chapitre IV permet de valider les simulations thermiques et métallurgiques. Les résultats mécaniques, même si les niveaux des contraintes résiduelles au voisinage de la surface s'écartent des valeurs déterminées, présentent de fortes similitudes dans leurs évolutions avec les résultats expérimentaux et semblent être validés par les tests en fatigue. D'autre part, notre démarche reposant sur l'optimisation par rapport au calcul du procédé de référence, nous pouvons admettre une erreur même relativement importante sur les valeurs de contraintes calculées si on considère que cette erreur est reproductible d'une simulation à une autre.

Nous avons présenté à la fin du troisième chapitre une ébauche d'optimisation du procédé de trempe, avec comme objectifs d'améliorer le rendement inductif de la spire et d'obtenir une structure trempée martensitique exempte de ferrite sur environ 2 mm en rayon. Ce procédé a été mis au point par simulation puis validé expérimentalement. Cette validation a été entreprise par le biais des essais de trempe présentés au chapitre IV, mais aussi par des essais menés directement en production chez Krupp Mavilor. A ce jour, ce nouveau procédé, associé au nouvel inducteur, a fait l'objet d'une série de test et de réglages qui ont permis de corriger les problèmes de mise en route (tapures, déformations, refroidissement de la spire). Quelques arrangements ont aussi été apportés aux réglages pour améliorer l'état de contrainte résiduel et plusieurs séries de tests en fatigues ont montré que le niveau de tenue en fatigue obtenu était légèrement supérieur à celui de la production normale.

L'optimisation du procédé vis à vis des contraintes résiduelles reste un sujet d'actualité pour Krupp Mavilor. Suite aux travaux présentés dans ce mémoire, nous avons défini une démarche d'optimisation par calcul basée sur une analyse par plan d'expérience. Cette méthode fait actuellement l'objet d'une étude qui consiste à évaluer l'importance des principaux paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles. Par cette approche, nous espérons arriver prochainement à isoler les paramètres fondamentaux influant sur les résultats mécaniques. Il sera alors possible de définir le procédé de trempe "idéal", tant d'un point de vue métallurgique que mécanique. Il sera aussi intéressant d'étudier plus précisément, par la suite, l'incidence des petites perturbations qui peuvent avoir lieu en production sur certains paramètres du process.

Malgré les difficultés et les incertitudes liées à la simulation numérique, il ne fait aucun doute qu'elle représente aujourd'hui un outil efficace, voire incontournable, pour la mise au point ou l'optimisation d'un traitement thermique de trempe superficielle. L'utilisation de la simulation peut être envisagée, comme c'est généralement le cas, en tant qu'aide à la conception d'un nouveau procédé de trempe, ou bien comme nous l'avons fait en tant que moyen d'optimisation.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] RASSER M.W., RESCH T., PRIEB SCH H.H.
Calculation of coupled torsional, bending and axial vibrations and resulting stresses in crankshafts
MTZ Motortechnische Zeitschrift n°61, 2000
- [2] A.CONSTANT, G. HENRY, J.-C. CHARBONNIER
Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers
Editions PYC, 1997, pages 318-322
- [3] J. HEURTIN
Le chauffage par induction : Généralités, théorie simplifiée, influence de divers paramètres
Traitement thermique, n°163, 1982
- [4] *Les applications innovantes de l'induction dans l'industrie*
Documentation Novelect, 1992
- [5] O. LONGEOT
Analyse des phénomènes électriques, magnétiques, thermiques et métallurgiques lors de la trempe superficielle en chauffage par induction. Mesure et contrôle de la puissance active injectée à la pièce en temps réel.
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, 1985 (AMB 85-01)
- [6] *Déterminations des contraintes résiduelles par diffraction X*
Document de formation générale rédigé par le LM3 – UPRESA 8006, Première partie, 2000
- [7] G. MAEDER, J. L. LEBRUN, J. M. SPRAUEL
Déterminations des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X
Matériau, mise en forme, pièces formées, Ed. du CNRS, 1989
- [8] DIONNET B., FRANÇOIS M., LEBRUN J.L., NARDOU F.
Influence of tore geometry on X-Ray stress analysis
ECRS 4/01/1997
- [9] SEILER W., REILHAN F., GOUNET-LESPINASSE C., LEBRUN J.L.
Détermination du profil de contraintes résiduelles dans les gorges galetées de vilebrequin
Journal de la Physique, n° spécial RX 97, 1998
- [10] P. CHEVRE
Modélisation magnétothermique, métallurgique et mécanique et validation expérimentale du traitement par induction des engrenages à denture hélicoïdale.
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, 1999
- [11] NICLAS A.
Prise en compte des gradients de propriétés liés au traitement thermique dans le dimensionnement des pièces mécaniques
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Paris, 1998 (1998-31)

- [12] C. V. DODD
Solutions to électromagnétique induction problems
Report ORNL-TM-1842, 1967
- [13] G. MEUNIER
Formulations éléments finis magnétodynamiques bidimensionnelles
Document LEG, ENSIEG, 38402 Saint Martin d'Hères
- [14] G. GARRON DE LA MORINAIS, G. MEUNIER, C. KIENY
Calcul des courants de foucault en trois dimensions par une formulation utilisant le potentiel vecteur magnétique et le potentiel scalaire électrique
Revue Physique Appliquée, n°25, 1990, pages 593-603
- [15] Documentation Flux2D
© CEDRAT 1999
- [16] M. AVRAMI
Kinetics of phase change, Part I & II
Journal of Chem. Phys., 1939, vol. 7, pages 1103-1112
Journal of Chem. Phys., 1940, vol. 8, pages 212-224
- [17] F. WAECKEL
Une loi de comportement thermo-métallurgique des aciers pour le calcul mécanique des structures
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Paris, 1994
- [18] Documentation Marc, Tome 1
© MARC 1997
- [19] G. W. GREENWOOD, R. H. JOHNSON
The deformation of metals under small stresses during phase transformation
Proc. Roy. Soc. A283, 1965, pages 403-422
- [20] C. L. MAGEE
Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni
PhD Thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh (USA), 1966
- [21] J. B. LEBLOND, G. MOTTET, J. C. DEVAUX
A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations, parts I & II
J. Mech. Phys. Solids, vol. 34, n°4, 1986, pages 395-409 et 411-432
- [22] J. B. LEBLOND, G. MOTTET, J. DEVAUX, J. C. DEVAUX
Mathematical models of anisothermal phase transformations in steels, and predicted plastic behaviour
Materials Science and Technology, October 1985, vol. 1, pages 815-822
- [23] C. DURBAN
Analyse et optimisation des paramètres influents sur le calcul prévisionnel des contraintes résiduelles conséquentes au chauffage superficiel par induction suivit d'une trempe
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, 1997

- [24] O. LONGEOT, C. DELALEAU
Simulation numérique des procédés de traitement par induction
 Revue Traitement Thermique, n°280, 1995, pages 33-47
- [25] E. AEBY-GAUTIER
Transformation perlitique et martensitique sous contrainte de traction dans les aciers
 Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1985
- [26] R. BENSIMON
Les aciers
 Editions PYC, Tome 1, pages 123-135
- [27] G. KRAUSS
Morphologie et propriétés des martensites obtenues après trempe massique et trempe par induction
 Revue Traitement Thermique, n°317
- [28] E. S. DAVENPORT, E. C. BAIN
Transformation of austenite at constant subcritical temperatures
 Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol. 90, 1930, pages 117-154
- [29] W. A. JOHNSON, R. F. MEHL
Reaction kinetics in processes of nucleation and growth
 Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol. 135, 1939, pages 416-458
- [30] W. I. PUMPHREY, F. W. JONES
Inter-relation of hardenability and isothermal transformation data
 JISI, 1948, vol. 159, pages 137-144
- [31] M. GERGELY, S. SOMOGYI, G. BUZA
Prediction of transformation sequences in quenched steel components as an aid for the stress history
 Conf. Calculation of Internal Stresses in Heat Treatment of Metallic Materials, Linköping (Suède), Mai 1984
- [32] D. FARIAS, S. DENIS, A. SIMON
Les transformations de phases en cycle thermique rapide et leur modélisation, cas d'un acier XC42
 Revue Traitement Thermique, n° 237, 1990, pages 63-69
- [33] E. SCHEIL
Anlaufzeit der austenitumwandlung
 Arch. Eisenhüttenwes. , vol. 8, 1935, pages 565-567
- [34] J. B. LEBLOND, J. DEVAUX
A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size
 Acta metall. vol. 32, n°1, 1984, pages 137-146
- [35] A. B. GRENINGER, A. R. TROIANO
Kinetics of the austenite to martensite reaction
 Transaction of ASM, vol. 32, 1940, pages 537-574

- [36] D. P. KOISTINEN, R. E. MARBURGER
A general equation prescribing extent of the austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels
Acta Metall, 1959, vol. 7, pages 59-60
- [37] G. DELBART, F. MARATRAY
Etude de quelques aciers à faible teneur en éléments d'alliage, traités par trempe étagée
Revue de Métallurgie, n°11, 1953, pages 781-806
- [38] C. AUBRY
Modélisation et étude expérimentale des cinétiques de revenu / autorevenu d'aciers trempés, prévision des contraintes résiduelles de trempe dans un acier cémenté en incluant l'autorevenu
Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1998
- [39] F. FERNANDES, S. DENIS, A. SIMON
Prévision de l'évolution thermique et structurale des aciers au cours de leur refroidissement continu
Revue de métallurgie, Juillet-Août 1986, pages 355-365
- [40] E. BARRERE
Contribution à la modélisation des contraintes résiduelles lors de la trempe superficielle au défilé après un chauffage par induction
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, 1992 (92.33)
- [41] *Quelles sont les propriétés magnétiques des aciers de construction ?*
Courrier technique de l'OTUA, n°59
- [42] Données physiques sur quelques aciers d'utilisation courantes
Collection "Aciers Français", OTUA 1983
- [43] Propriétés des aciers 35M5
OTUA
- [44] C. DELALEAU
Simulation 2D 3D du procédé de traitement thermique utilisant le chauffage par induction à source bi-fréquence. Application au durcissement superficiel bi-couche de pignon de boîte de vitesses
Thèse de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, 1997 (97-30)
- [45] S. JUDLIN-DENIS
Modélisation des interactions contrainte – transformation de phase et calcul par éléments finis de la genèse des contraintes internes au cours de la trempe des aciers
Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1987