



HAL
open science

Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées : Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH

Alexandre Mondelin

► **To cite this version:**

Alexandre Mondelin. Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées : Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH. Autre. Ecole Centrale de Lyon, 2012. Français. NNT : 2012ECDL0054 . tel-00838512

HAL Id: tel-00838512

<https://theses.hal.science/tel-00838512>

Submitted on 25 Jun 2013

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.

Thèse de l'Université de Lyon

Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH

Présentée devant

L'École Centrale de Lyon

pour obtenir

le GRADE DE DOCTEUR

École doctorale :

Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité :

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

par

Alexandre MONDELIN

Thèse soutenue le 05 décembre 2012 devant la Commission d'examen

Jury

Philippe LORONG, Professeur des universités, Arts et Métiers ParisTech	Président
Gilles DESSEIN, Professeur des universités, ENI de Tarbes	Rapporteur
Benoît APPOLAIRE, Maître de Recherche, ONERA	Rapporteur
Nolwenn HIMBERT, Ingénieur-Docteur, EUROCOPTER	Examineur
Denis MAZUYER, Professeur des universités, École Centrale de Lyon	Examineur
Joël RECH, Professeur des universités, ENI de Saint-Étienne	Examineur
Michel CORET, Professeur des universités, École Centrale de Nantes	Examineur
Éric FEULVARCH, Maître de conférences, ENI de Saint-Étienne	Examineur
Sabine DENIS, Professeur des universités, École des Mines de Nancy	Invitée

Cette thèse a été préparée à l'Université de Lyon dans les laboratoires suivants :

Laboratoire de Tribologie et de Dynamique des Systèmes de l'EC de Lyon et de l'ENI de Saint-Etienne
Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures de l'INSA de Lyon

**Liste des personnes Habilitées à Diriger des Recherches en poste à l'Ecole Centrale de Lyon**

Nom-Prénom	Corps grade	Laboratoire ou à défaut département ECL	Etablissement
BEROUAL Abderrahmane	professeur	AMPERE	ECL
BURET François	professeur	AMPERE	ECL
JAFFREZIC-RENAULT Nicole	directeur de recherche	AMPERE	CNRS/ECL
KRÄHENBÜHL Laurent	directeur de recherche	AMPERE	CNRS/ECL
NICOLAS Alain	professeur	AMPERE	ECL
NICOLAS Laurent	directeur de recherche	AMPERE	CNRS/ECL
SCORLETTI Gérard	professeur	AMPERE	ECL
SIMONET Pascal	directeur de recherche	AMPERE	CNRS/ECL
VOLLAIRE Christian	professeur	AMPERE	ECL

Nbre Ampère 9

HELLOUIN Yves	maître de conférences	DER EEA	ECL
---------------	-----------------------	---------	-----

Nbre DER EEA 1

GUIRALDENQ Pierre	professeur émérite	DER STMS	ECL
VINCENT Léo	professeur	DER STMS	ECL

Nbre DER STMS 2

LOHEAC Jean-Pierre	maître de conférences	ICJ	ECL
MAITRE Jean-François	professeur émérite	ICJ	ECL
MARION Martine	professeur	ICJ	ECL
MIRONESCU Elisabeth	professeur	ICJ	ECL
MOUSSAOUI Mohand	professeur	ICJ	ECL
MUSY François	maître de conférences	ICJ	ECL
ZINE Abdel-Malek	maître de conférences	ICJ	ECL

Nbre ICJ 7

CALLARD Anne-Ségolène	professeur	INL	ECL
CLOAREC Jean-Pierre	maître de conférences	INL	ECL
GAFFIOT Frédéric	professeur	INL	ECL
GAGNAIRE Alain	maître de conférences	INL	ECL
GARRIGUES Michel	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
GENDRY Michel	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
GRENET Geneviève	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
HOLLINGER Guy	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
KRAWCZYK Stanislas	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
LETARTRE Xavier	chargé de recherche	INL	CNRS/ECL
O'CONNOR Ian	professeur	INL	ECL
PHANER-GOUTORBE Magali	professeur	INL	ECL
ROBACH Yves	professeur	INL	ECL
SAINT-GIRONS Guillaume	chargé de recherche	INL	CNRS/ECL
SEASSAL Christian	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL

SOUTEYRAND Eliane	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
TARDY Jacques	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL
VIKTOROVITCH Pierre	directeur de recherche	INL	CNRS/ECL

Nbre INL 18

CHEN Liming	professeur	LIRIS	ECL
DAVID Bertrand	professeur	ICTT	ECL

Nbre LIRIS 2

BAILLY Christophe	professeur	LMFA	ECL
BERTOGLIO Jean-Pierre	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
BLANC-BENON Philippe	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
BOGEY Christophe	chargé de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CAMBON Claude	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CARRIERE Philippe	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CHAMPOUSSIN J-Claude	professeur émérite	LMFA	ECL
COMTE-BELLOT geneviève	professeur émérite	LMFA	ECL
FERRAND Pascal	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
GALLAND Marie-Annick	professeur	LMFA	ECL
GODEFERD Fabien	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
GOROKHOVSKI Mikhail	professeur	LMFA	ECL
HENRY Daniel	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
JEANDEL Denis	professeur	LMFA	ECL
JUVE Daniel	professeur	LMFA	ECL
LE RIBAUT Catherine	chargée de recherche	LMFA	CNRS/ECL
LEBOEUF Francis	professeur	LMFA	ECL
PERKINS Richard	professeur	LMFA	ECL
ROGER Michel	professeur	LMFA	ECL
SCOTT Julian	professeur	LMFA	ECL
SHAO Liang	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
SIMOENS Serge	chargé de recherche	LMFA	CNRS/ECL
TREBINJAC Isabelle	maître de conférences	LMFA	ECL

Nbre LMFA 23

BENAYOUN Stéphane	professeur	LTDS	ECL
CAMBOU Bernard	professeur	LTDS	ECL
COQUILLET Bernard	maître de conférences	LTDS	ECL
DANESCU Alexandre	maître de conférences	LTDS	ECL
FOUVRY Siegfried	chargé de recherche	LTDS	CNRS/ECL
GEORGES Jean-Marie	professeur émérite	LTDS	ECL
GUERRET Chrystelle	chargé de recherche	LTDS	CNRS/ECL
HERTZ Dominique	past	LTDS	ECL
ICHCHOU Mohamed	professeur	LTDS	ECL
JEZEQUEL Louis	professeur	LTDS	ECL
JUVE Denyse	ingénieur de recherche	LTDS	ECL
KAPSA Philippe	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
LE BOT Alain	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
LOUBET Jean-Luc	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
MARTIN Jean-Michel	professeur	LTDS	ECL
MATHIA Thomas	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
MAZUYER Denis	professeur	LTDS	ECL
PERRET-LIAUDET Joël	maître de conférences	LTDS	ECL
SALVIA Michelle	maître de conférences	LTDS	ECL
SIDOROFF François	professeur	LTDS	ECL
SINOUE Jean-Jacques	professeur	LTDS	ECL
STREMSDOERFER Guy	professeur	LTDS	ECL

<i>THOUVEREZ Fabrice</i>	<i>professeur</i>	LTDS	ECL
<i>TREHEUX Daniel</i>	<i>professeur</i>	LTDS	ECL
<i>VINCENS Eric</i>	<i>maître de conférences</i>	LTDS	ECL

Nbre LTDS 25

Total HdR ECL

91

REMERCIEMENTS

Cette étude a été menée dans le cadre d'une convention CIFRE entre la société EUROCOPTER, le Laboratoire de Tribologie et de Dynamique des Systèmes (LTDS) de l'Ecole Centrale de Lyon et de l'ENI de Saint-Etienne et le Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS) de l'INSA de Lyon.

Je remercie dans un premier temps Denis MAZUYER, directeur du LTDS, et Alain COMBESCURE, puis David DUREISSEIX, directeurs du LaMCoS, de m'avoir accueilli dans ces deux laboratoires de renom. J'associe également Eric GRECO, Philippe-Jacques DURAND, Olivier RAYMOND, Nicolas GUILLEMOT et Nolwenn HIMBERT d'EUROCOPTER ainsi que l'ensemble des participants au projet MIFSU (d'AREVA et du CETIM).

Je souhaite adresser mes plus vifs remerciements à mes encadrants. Cette équipe efficace et complémentaire m'a permis d'évoluer en toute confiance, dans un cadre à la fois chaleureux et constructif. Je remercie donc Joël RECH qui m'a proposé ce projet à la fin de mon master et qui m'a guidé dans le déroulement de mes travaux. Merci également à Michel CORET qui s'est montré disponible à tout instant et qui m'a inculqué, toujours dans la bonne humeur, la "rigueur du mécanicien". Merci à Eric FEULVARCH pour sa sympathie et son aide précieuse dans le monde merveilleux du calcul numérique. J'associe à ces remerciements Frédéric VALIORGUE, initiateur de la modélisation hybride du tournage, pour l'ensemble de son aide et de ces conseils. Merci également à Vincent CHOMIENNE en particulier pour sa collaboration sur les analyses métallurgiques.

Je tiens à remercier les membres du jury pour l'intérêt porté à notre étude et la considération à mon égard. En premier lieu, je suis très reconnaissant envers Benoit APPOLAIRE et Gilles DESSEIN pour avoir accepté de rapporter ce travail et pour avoir apposé leurs regards d'experts sur mes travaux. Je remercie aussi Sabine DENIS et Philippe LORONG pour avoir accepté mon invitation.

Une thèse ne se fait pas seul et en particulier quand il s'agit d'appriivoiser des machines d'essai en tout genre. Je tiens à remercier vivement les équipes d'expérimentateurs qui m'ont aidé et conseillé : Florian, Patrick, Benoit, Patrice, Luigi et Maryane de l'ENISE et Philippe de l'INSA.

Merci aux deux Isabelle, PLETTTO (LTDS/ENISE) et COMBY (LaMCoS/INSA Lyon) pour leur gentillesse et leur indéfectible efficacité.

Être dans deux laboratoires (à Lyon et à Saint-Etienne) s'est avant tout la chance de pouvoir côtoyer de très nombreuses personnes et de se sentir partout comme à la maison... Pour tout cela, pour toutes les discussions et tous les bons moments pendant ces trois ans et plus, je remercie sincèrement les stéphanois Pierre N., Guillaume, Théodore, Gaylord, Fabien, Pierre F., Alexis, André, Olga, Sawsen, Haifa, Hussen, Hamdi.

Mais aussi tous les collègues de l'INSA (passés, présents...d'un bureau ou d'un autre) : Cédric, Daniel, François, Asad, Mushtaq, Muhibullah, Fabien, Paul, Aline, Loane, Emilien D., Emilien P., David, Lucas, Guillaume, Thibaut, Yancheng, Benjamin, Gauthier, Caroline, Julien, Sylvain, Adrien, Jean-Guillaume, Charlotte, Jérôme, Jikai, Benoit, Robin, Romains, Jérémy, Clément, Samy, Jing, Pierre et Didier bien sûr.

Et tous ceux que j'omettrai certainement et qui ne m'en voudront pas trop ! Il ne s'agit là que de listes de prénom mais je garde avec vous d'excellents souvenirs...

Enfin, je tiens à remercier du fond du cœur ma femme Aurore, mes parents et ma famille pour leur soutien, leur patience, leur encouragement et leur confiance sans faille. Je leur dois tellement...

RÉSUMÉ

En usinage, la zone de coupe présente des conditions de température, des cinétiques thermiques, des déformations et des pressions extrêmes. Dans ce contexte, être capable de relier les variations des conditions de coupe (vitesse de coupe, avance, lubrification, usure, outil,...) à l'intégrité de la surface usinée constitue un objectif scientifique majeur. Cette thèse s'intéresse au cas du tournage finition du 15-5PH (acier inoxydable martensitique utilisé, entre autre, pour la fabrication des pièces de rotor d'hélicoptère ainsi que les pompes et les vannes de circuit primaire de centrale nucléaire) et s'inscrit dans le cadre du projet MIFSU (Modélisation de l'Intégrité et de la Fatigue des Surfaces Usinées).

Dans un premier temps, le comportement du matériau a été étudié afin d'alimenter les simulations d'usinage. Des essais de dilatométrie libre ont été conduits afin de calibrer les cinétiques d'austénitisation du 15-5PH pour des vitesses de chauffe élevées (jusqu'à 11000 °C/s). Les paramètres du modèle de changement de phase de Leblond ont alors été identifiés. De plus, des essais de compression dynamique ($d\varepsilon/dt$ allant de 0.01 à 80 /s et $\varepsilon > 1$) ont été réalisés pour calibrer une loi de comportement élasto-plastique aux grandes déformations avec une sensibilité à la vitesse de déformation. Ces essais ont aussi permis de mettre en évidence des phénomènes de recristallisation dynamique et leurs influences sur la contrainte d'écoulement du matériau. Un modèle de recristallisation dynamique a donc également été mis en œuvre.

En parallèle, un modèle numérique de prédiction de l'intégrité des surfaces tournées a été construit. Ce modèle repose sur une méthodologie dite « hybride » (développée au cours de la thèse Frédéric Valiorgue pour l'acier AISI 304L) qui consiste à supprimer la modélisation de l'outil de coupe et de la formation du copeau, et à remplacer l'impact thermomécanique de ces derniers sur la surface usinée par des chargements équivalents. Une étape de calibration de ces chargements a donc été réalisée à travers des essais de coupe orthogonale et de frottement (étude de sensibilité des efforts d'usinage, du coefficient de frottement et du coefficient de partage thermique) aux variations des paramètres de coupe.

Enfin, les résultats des simulations numériques de tournage portant sur la prédiction des changements de microstructure (austénitisation et recristallisation dynamique) ainsi que des contraintes résiduelles ont été comparés aux résultats issus d'une campagne d'essais de chariotage.

MOTS CLÉS : Simulation numérique, usinage, tournage, acier inoxydable martensitique, dilatométrie, austénitisation, intégrité de surface, recristallisation dynamique, changement de microstructure, loi de comportement, essais de compression, contrainte résiduelle.

ABSTRACT

During machining, extreme conditions of pressure, temperature and strain appear in the cutting zone. In this thermo-mechanical context, the link between the cutting conditions (cutting speed, lubrication, feed rate, wear, tool coating...) and the machining surface integrity represents a major scientific target. This PhD study is a part of a global project called MIFSU (Modeling of the Integrity and Fatigue resistance of Machining Surfaces) and it focuses on the finish turning of the 15-5PH (a martensitic stainless steel used for parts of helicopter rotor).

Firstly, material behavior has been studied in order to provide data for machining simulations. Stress-free dilatometry tests were conducted to obtain the austenitization kinetics of 15-5PH steel for high heating rates (up to 11,000 ° C/s). Then, parameters of Leblond metallurgical model have been calibrated. In addition, dynamic compression tests ($d\varepsilon/dt$ ranging from 0.01 to 80/s and $\varepsilon > 1$) have been performed to calibrate a strain-rate dependent elastoplasticity model (for high strains). These tests also helped to highlight the dynamic recrystallization phenomena and their influence on the flow stress of the material. Thus, recrystallization model has also been implemented.

In parallel, a numerical model for the prediction of machined surface integrity has been constructed. This model is based on a methodology called "hybrid" (developed during the PhD thesis of Frédéric Valiorgue for the AISI 304L steel). The method consists in replacing tool and chip modeling by equivalent loadings (obtained experimentally). A calibration step of these loadings has been carried out using orthogonal cutting and friction tests (with sensitivity studies of machining forces, friction and heat partition coefficients to cutting parameters variations).

Finally, numerical simulations predictions of microstructural changes (austenitization and dynamic recrystallization) and residual stresses have been successfully compared with the results of an experimental campaign of turning.

KEYWORDS: Numerical simulation, machining, turning, dilatometry test, martensitic stainless steel, austenitization, surface integrity, microstructural change, dynamic recrystallization, material behavior law, compression test, residual stress.

NOMENCLATURE

$Ac1$:	<i>Température de début de transformation austénitique [°C]</i>
$Ac1_{Ref}$:	<i>Température de début de transformation austénitique référence [°C]</i>
$Ac3$:	<i>Température de fin de transformation austénitique [°C]</i>
$Ac3_{Ref}$:	<i>Température de fin de transformation austénitique référence [°C]</i>
a_p :	<i>Profondeur de passe [mm]</i>
C :	<i>Paramètre du modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire [MPa]</i>
c :	<i>Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation</i>
$Coeff_{JC}$:	<i>Coefficient de sensibilité à la température dans le modèle de Johnson-Cook</i>
$Coeff_{QT}$:	<i>Coefficient de Quinney-Taylor</i>
d :	<i>Longueur de la zone de contact direct outil-surface usinée finale [mm]</i>
$Dens_{ZCP}$:	<i>Densité de flux de chaleur en ZCP [W/mm²]</i>
$Dens_{ZCT}$:	<i>Densité de flux de chaleur en ZCT [W/mm²]</i>
DRV :	<i>Restauration dynamique</i>
DRX :	<i>Recristallisation dynamique</i>
$DRXC$:	<i>Recristallisation dynamique continue</i>
$DRXG$:	<i>Recristallisation dynamique géométrique</i>
f :	<i>Avance [mm]</i>
h :	<i>Epaisseur du copeau [mm]</i>
h_{max} :	<i>Epaisseur du copeau maximale dans la zone de contact direct [mm]</i>
h_{conv} :	<i>Coefficient de convection [W/(m².°C)]</i>
K :	<i>Longueur de la zone de contact indirecte outil-surface usinée finale [mm]</i>
L_1 :	<i>Longueur du massif du modèle numérique de tournage 3D hybride [mm]</i>
m :	<i>Paramètre de sensibilité à la température</i>
Ms :	<i>Température de début de transformation martensitique [°C]</i>
p :	<i>Déformation plastique cumulée</i>
\dot{p} :	<i>Taux de variation de la déformation plastique cumulée [1/s]</i>
R :	<i>Constante des gaz parfaits [J/(mol.°C)]</i>
R_β :	<i>Rayon d'acuité d'arête [μm]</i>
R_ϵ :	<i>Rayon de bec de l'outil de tournage [mm]</i>
T :	<i>Température [°C]</i>
\dot{T} :	<i>Vitesse de variation de la température [°C/s]</i>
t_{DRX} :	<i>Temps de la recristallisation dynamique [s]</i>
V_b :	<i>Usure en dépouille [mm]</i>
V_c :	<i>Vitesse de coupe [m/min]</i>
w :	<i>Largeur totale des chargements thermomécaniques équivalents [mm]</i>
$\underline{\underline{X}}$:	<i>Tenseur d'écrouissage</i>
X_{DRX} :	<i>Pourcentage de matière recristallisée</i>
Z :	<i>Nombre de Zener-Hollomon</i>
ZCP :	<i>Zone de cisaillement primaire</i>
ZCS :	<i>Zone de cisaillement secondaire</i>

ZCT :	<i>Zone de cisaillement tertiaire</i>
Z_{ref} :	<i>Proportion de phase référence</i>
$Z_{\alpha'}$:	<i>Proportion de martensite</i>
Z_{γ} :	<i>Proportion d'austénite</i>
α :	<i>Longueur de contact en dépouille [mm]</i>
α' :	<i>Martensite</i>
β :	<i>Épaisseur du copeau déformée [mm]</i>
γ :	<i>Austénite</i>
γ_{∞} :	<i>Paramètre du modèle d'écrouissage (terme de rappel pour une déformation infinie)</i>
γ_0 :	<i>Paramètre du modèle d'écrouissage (terme de rappel pour une déformation nulle)</i>
$\Delta\phi$:	<i>Variation du diamètre de l'éprouvette de dilatométrie [mm]</i>
$\Delta\sigma_{DRX}$:	<i>Baisse de la contrainte d'écoulement due à la recristallisation [MPa]</i>
ε :	<i>Déformation</i>
$\dot{\varepsilon}$:	<i>Taux de déformation [1/s]</i>
ε_c :	<i>Déformation critique d'initiation de la DRX</i>
θ :	<i>Taux d'écrouissage [MPa]</i>
λ :	<i>Conductivité thermique [W/(m.°C)]</i>
Λ_1 :	<i>Pourcentage de l'énergie de déformation plastique transformée en chaleur</i>
Λ_2 :	<i>Pourcentage de chaleur générée en ZCP absorbée par la surface usinée</i>
Λ_3 :	<i>Coefficient de répartition thermique outil/surface</i>
μ :	<i>Coefficient de frottement</i>
μ_{adh} :	<i>Coefficient de frottement adhésif</i>
μ_{app} :	<i>Coefficient de frottement apparent</i>
μ_{def} :	<i>Coefficient de frottement de déformation</i>
μ_{ZCP} :	<i>Coefficient de frottement en ZCP</i>
μ_{ZCS} :	<i>Coefficient de frottement en ZCS</i>
μ_{ZCT} :	<i>Coefficient de frottement en ZCT</i>
σ_c :	<i>Contrainte critique d'initiation de la DRX [MPa]</i>
σ_{pic} :	<i>Contrainte pic de la courbe contrainte-déformation en présence de DRX [MPa]</i>
σ_{SAT} :	<i>Contrainte de saturation [MPa]</i>
σ_{VM} :	<i>Contrainte équivalente de von Mises [MPa]</i>
$\underline{\underline{\sigma}}$:	<i>Tenseur des contraintes de Cauchy</i>
σ_y :	<i>Limite d'élasticité [MPa]</i>
τ :	<i>Temps de retard du modèle d'austénitisation [s]</i>

TABLE DES MATIÈRES

Résumé	3
Abstract	4
Nomenclature.....	5
Table des matières.....	7
Introduction	10
1 Contexte.....	12
1.1 Contexte de l'étude.....	12
1.2 Le projet MIFSU	13
1.3 L'intégrité de surface.....	14
1.3.1 Définition	14
1.3.2 Lien entre 'intégrité de surface et tenue mécanique'	15
1.4 Le tournage	16
1.5 Conclusion	19
2 Étude des cinétiques d'austénitisation du 15-5PH	20
2.1 État de l'art	21
2.1.1 La métallurgie des aciers	21
2.1.2 L'équilibre des phases et les transformations métallurgiques	25
2.1.3 La modélisation des transformations métallurgiques en phase solide	28
2.1.4 Moyens expérimentaux d'études des cinétiques d'austénitisation	29
2.2 Étude expérimentale des cinétiques d'austénitisation du 15-5PH.....	31
2.2.1 Introduction.....	31
2.2.2 Conditions expérimentales.....	32
2.2.3 Résultats des essais de dilatométrie libre.....	37
2.2.4 Discussion	46
2.3 Développement d'un modèle métallurgique pour des cinétiques thermiques élevées à partir des essais de dilatation libre.....	46
2.3.1 Hypothèses et calibration des paramètres du modèle	46
2.3.2 Implémentation du modèle calibré sous Sysweld® et modélisation de l'essai de dilatation libre	48
2.4 Étude et extrapolation vers des cinétiques thermiques plus sévères	51
2.4.1 Essais de chauffe et refroidissement rapide avec trempé.....	52
2.5 Influence du niveau de contrainte sur la transformation austénitique : application de l'équation de Clausius-Clapeyron au 15-5PH	57
2.6 Conclusion générale sur l'étude de l'austénitisation du 15-5PH.....	58
3 Étude du comportement du 15-5PH sous sollicitations thermo-mécaniques sévères.....	60

3.1	État de l'art	61
3.1.1	Étude des évolutions microstructurales sous sollicitations sévères	61
3.1.2	Rhéologie et lois de comportements	71
3.1.3	Les moyens expérimentaux de caractérisation	74
3.2	Modélisation de l'érouissage du 15-5PH : essais cycliques	76
3.2.1	Procédure expérimentale.....	77
3.2.2	Modélisation de l'érouissage.....	80
3.3	Essais de compression dynamique	83
3.3.1	Conditions expérimentales.....	83
3.3.2	Méthode de dépouillement.....	86
3.3.3	Résultats des essais de compression	92
3.4	Modélisation de la recristallisation dynamique	93
3.4.1	Étude de la microstructure des plots de compression	93
3.4.2	Calibration d'un modèle de recristallisation	94
3.5	Loi de comportement du 15-5PH	100
3.6	Conclusions	103
4	Étude de l'intégrité de surface en tournage finition.....	104
4.1	État de l'art	105
4.1.1	Les contraintes résiduelles	105
4.1.2	L'estimation des contraintes par diffraction de rayon X	107
4.1.3	Modélisation de l'usinage et prédiction de l'intégrité de surface	109
4.2	La modélisation hybride	119
4.2.1	Méthodologie	119
4.2.2	Essais préliminaires de frottement et de coupe orthogonale.....	130
4.2.3	Sensibilité des chargements thermomécaniques d'usinage aux variations des conditions de coupe.....	140
4.3	Campagne expérimentale de tournage finition du 15-5PH	142
4.3.1	Étude des efforts de coupe et de la rugosité.....	143
4.3.2	Étude des micrographies de surface.....	144
4.3.3	Conclusions sur la campagne d'essais de chariotage.....	148
4.4	Application du modèle d'austénitisation	149
4.4.1	Résultats numériques	149
4.4.2	Mesure d'austénite résiduelle dans les surfaces usinées.....	151
4.4.3	Conclusion	152
4.5	Étude et modélisation de la recristallisation en surface.....	153
4.6	Prédiction des contraintes résiduelles et sensibilité aux conditions d'usinage..	157
4.6.1	Précautions requises pour les comparaisons numérique / expérimentale	157

4.6.2	Prédiction des contraintes résiduelles et comparaison avec l'expérimental ..	160
4.6.3	Conclusions sur la modélisation de l'intégrité de surface du 15-5PH	167
4.7	Conclusions	168
Conclusions et perspectives		169
Bibliographie.....		174
Tables des figures		186
Annexes		192
Annexe 1 : Influence de l'inertie thermique des thermocouples.....		193
Annexe 2 : Modèle métallurgique utilisateur dans sysweld®		197
Annexe 3 : Routine de loi de comportement utilisateur dans sysweld®		199
Annexe 4 : Les chargements thermomécaniques du modèle 3D hybride.....		206
Annexe 5 : Modélisation 3D fluide de l'usinage		207
Annexe 6 : Propriétés thermo-physiques du 15-5PH.....		215

INTRODUCTION

Aujourd'hui, au-delà de la maîtrise des dimensions, de la géométrie ou de la rugosité, la production de pièces critiques (dans l'industrie aéronautique ou nucléaire par exemple) doit être capable d'assurer l'intégrité de la surface usinée. En d'autres termes, il faut pouvoir garantir que la surface produite possède l'ensemble des caractéristiques (notamment l'état de contrainte ou l'état métallurgique) qui lui permettront de remplir sa fonction sur une durée prédéfinie.

Par ailleurs, les évolutions du marché et de la productivité, mais aussi des techniques et des moyens de production, entraînent des variations permanentes des gammes de fabrication. Il est alors extrêmement difficile de garantir la fiabilité des pièces produites tout en prenant en compte ces changements dans le process de fabrication.

Une première solution peut être d'associer chaque modification de la gamme à une campagne expérimentale de caractérisation des surfaces obtenues. Cette méthode, bien que pertinente et efficace, est très coûteuse au niveau matériel et humain.

La seconde possibilité est de pouvoir prédire l'influence d'une variation des conditions d'usinage sur les surfaces produites à travers l'utilisation d'une simulation numérique. Cette solution peut permettre de réduire considérablement les délais et les coûts. De plus, la modélisation peut apporter des justifications physiques sur l'influence des paramètres de coupe à des échelles inaccessibles aux études expérimentales. Néanmoins, elle nécessite la mise en œuvre de modèles numériques adaptés et validés.

Ainsi, les objectifs de ce mémoire sont nombreux mais la finalité se résume à construire un modèle numérique prédictif de l'intégrité d'une surface usinée en tournage finition. Pour se faire, il faudra être capable de fournir :

- des modèles de comportement métallurgiques et mécaniques adaptés aux sollicitations de l'usinage
- une méthodologie permettant de construire un modèle numérique tridimensionnel dédié à la prédiction de l'intégrité de surface
- une base de comparaison des résultats numériques à travers des essais expérimentaux de tournage et l'étude des surfaces obtenues

Ainsi, ce mémoire débutera par la présentation du contexte générale de cette étude. On s'intéressera au cadre industriel qui a conduit EUROCOPTER, le CETIM et AREVA NP à s'intéresser à la modélisation de l'intégrité de surface au sein d'un grand projet collaboratif dénommé MIFSU (soutenu également par l'institut Carnot I@L). D'un point de vue général, on y décrira l'opération d'usinage étudiée (le tournage) ainsi que les sollicitations thermomécaniques associées aux phénomènes de coupe.

Le premier chapitre de ce mémoire se focalisera sur les sollicitations thermiques de la coupe et sur les conséquences métallurgiques associées. En partant du principe que la surface d'un acier martensitique (comme le 15-5PH) peut subir une transformation austénitique durant l'usinage, l'objectif de cette partie sera de fournir un modèle d'austénitisation adapté. On se basera pour cela sur des essais de dilatométrie libre sur une plage de vitesse de chauffe très importante. On calibrera alors les paramètres du modèle de Leblond permettant de reproduire les cinétiques d'austénitisation expérimentales. Afin de valider ce modèle métallurgique, sa

calibration et son extrapolation, on procédera également à des essais de chauffe puis de refroidissement rapide par trempe.

Le second chapitre s'intéressera à la modélisation du comportement mécanique de l'acier 15-5PH. Dans un premier temps, on étudiera le mode d'écrouissage du matériau à travers une série d'essais de traction/compression à différentes températures. Puis, pour se rapprocher des conditions thermomécaniques de l'usinage, on réalisera des essais de compression dynamique couplant de grandes déformations et plusieurs vitesses de sollicitation. Ces essais nous conduiront à la mise en évidence et à la modélisation de phénomènes de recristallisation du matériau. Une loi de comportement regroupant l'ensemble des conclusions et des sous-modèles établis sera alors proposée.

Le troisième chapitre se consacrera à l'étude et à la modélisation des surfaces tournées. La première partie sera dédiée à l'étude expérimentale de l'opération de chariotage finition sur l'acier 15-5PH. Elle fournira une base de comparaison pour les résultats du modèle numérique de prédiction de l'intégrité de surface. La seconde partie du chapitre présentera dans un premier temps la méthodologie du modèle numérique de tournage (appelé « 3D hybride »). Puis, on présentera les résultats (en terme de prédiction des changements de microstructures et des contraintes résiduelles) à travers une comparaison expérimentale/numérique basée sur une étude de sensibilité aux conditions d'usinage (variation de la vitesse de coupe, de l'avance, de la lubrification, du type d'outil et de son usure).

Enfin, un bilan des travaux effectués, des avancées mais aussi des perspectives ouvertes par cette étude, seront présentés en conclusion.

1 CONTEXTE

TABLE DES MATIÈRES

1	Contexte.....	12
1.1	Contexte de l'étude.....	12
1.2	Le projet MIFSU	13
1.3	L'intégrité de surface.....	14
1.3.1	Définition	14
1.3.2	Lien entre 'intégrité de surface et tenue mécanique'	15
1.4	Le tournage	16
1.5	Conclusion.....	19

1.1 Contexte de l'étude

Le Groupe Eurocopter est le premier fabricant d'hélicoptères au monde. Il est formé en 1992 à partir de la fusion des divisions hélicoptères du français Aérospatiale Matra et de l'allemand DaimlerChrysler Aerospace AG (DASA). En 2008 son chiffre d'affaires était de 4,5 milliards d'euros. Le siège de la société est installé dans le sud de la France à Marignane, où elle possède son principal site de production en France, l'autre se situant à La Courneuve ; la société est également installée en Allemagne, à Donauwörth, et en Espagne, à Albacete. La société possède de nombreuses filiales à travers le monde, en Australie, aux États-Unis... Le groupe Eurocopter est actuellement une filiale à 100% d'EADS.

A travers cette étude, l'objectif d'Eurocopter est de disposer d'une méthode permettant d'évaluer la sensibilité de leurs opérations d'usinage sur la tenue en fatigue de leurs pièces critiques (par exemple le mat rotor et les manchons de pâles, Figure 1-1). Ces pièces sont usinées en phase finale dans les parties critiques par le procédé de tournage finition, qui est le premier responsable de l'intégrité de surface de la pièce. Il est évident que ces pièces sont spécifiées avec un haut niveau de sécurité. Susceptibles de garantir la sécurité des personnes et des appareils, elles sont donc soumises à des règles de fabrication strictes. Notamment en usinage, où les paramètres de finition utilisés (conditions d'usinage, types d'outil,...) sont gelés après validation de la tenue en fatigue en fonctionnement.

Pour toute évolution de ces paramètres au-delà d'une plage de tolérance (20%), un accord du Service Calculs est obligatoire. Suivant l'importance de cette modification et de la sensibilité de la pièce (ou zone de la pièce), la justification demandée par le Service Calcul requière des actions plus ou moins lourdes : validation sur dossier, essai fatigue sur éprouvettes ou sur pièce réelles,... Les cas les plus courants se traitent au travers de mesures de contraintes résiduelles.

De plus, les circonstances occasionnant des changements de paramètres gelés sont nombreuses :

- optimisation de fabrication (réduction de coûts, amélioration de qualité) sur moyen existant ou lors d'industrialisation d'un nouveau moyen

- reprise de fabrication (d'un sous-traitant par Eurocopter ou d'un sous-traitant par un autre)
- traitement des cas de défaillance ou d'obsolescence des gammes d'outils

Cette position entraîne des coûts importants en termes de suivi des gammes de fabrication et de traitement de la demande.

Ainsi, Eurocopter souhaite disposer d'outils de modélisation capables de prédire avec le plus d'efficacité possible l'évolution de la limite de fatigue d'une surface en fonction de l'évolution des paramètres d'usinage (augmentation de la vitesse de coupe ou d'avance, changement d'outil ou de lubrifiant). De ce fait, il est nécessaire de s'intéresser dans un premier temps à la modélisation de l'intégrité de surface des pièces usinées. En effet, il existe une relation directe entre l'état de la matière en surface et la tenue en service de la pièce.

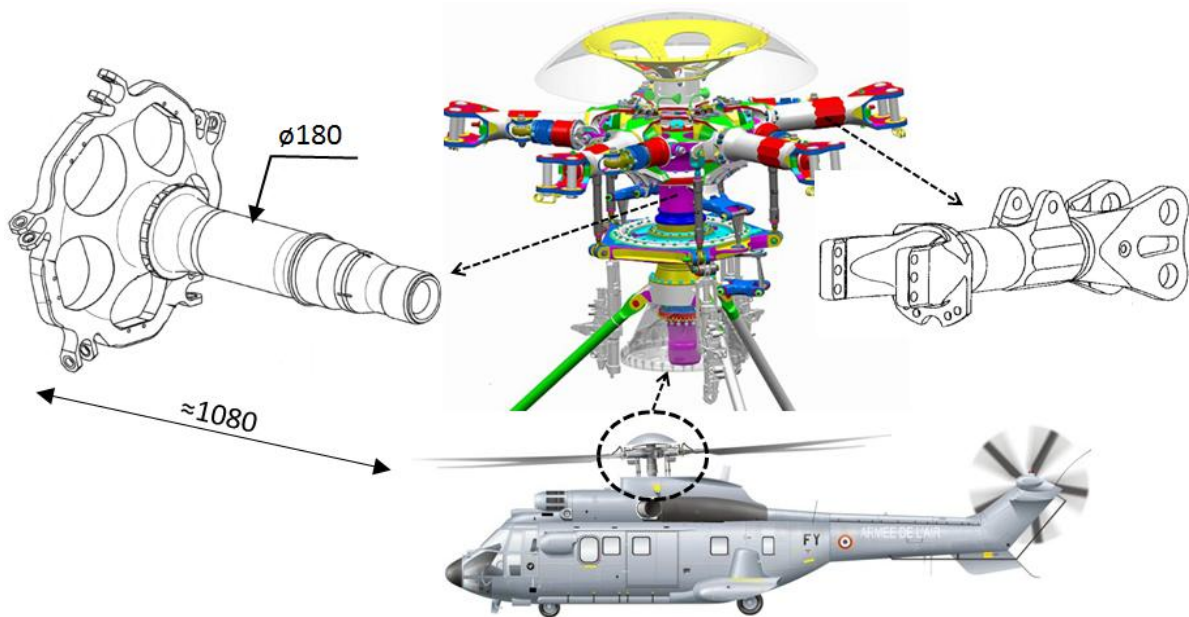


Figure 1-1. Positionnement du mât rotor et du manchon de fixation de pôle : pièces critiques en 15-5PH usinées en tournage finition.

1.2 Le projet MIFSU

Bien que ces travaux de thèse aient été réalisés dans le cadre d'une convention CIFRE avec l'entreprise Eurocopter, cette étude s'inscrit également dans le contexte plus large du projet **MIFSU** : **M**odélisation de l'**I**ntégrité et de la tenue en **F**atigue des **S**urfaces **U**sinées. Le projet MIFSU regroupe plusieurs laboratoires (LTDS, LaMCoS et MATEIS), plusieurs industriels (Eurocopter, Areva NP, CETIM) et est soutenu par l'institut Carnot I@L.

L'ensemble des partenaires du consortium MIFSU s'intéresse aux relations entre les conditions d'usinage, l'intégrité de la surface obtenue et la tenue en fatigue de la pièce. Ainsi, dans ce contexte d'étude, plusieurs matériaux ont été testés : 15-5PH, 316L et 304L. De plus, la modélisation de l'intégrité de surface n'étant pas une fin en soi, cette étude représente une base de travail à la thèse de Vincent Chomienne (MATEIS/LTDS) portant sur la tenue en fatigue des pièces tournées en 15-5PH (et s'inscrivant dans le projet MIFSU).

1.3 L'intégrité de surface

1.3.1 Définition

De façon générale, l'intégrité d'une surface est un ensemble de caractéristiques permettant de qualifier une surface vis-à-vis d'une application donnée. L'intégrité d'une surface regroupe ainsi un grand nombre de spécifications en fonction des domaines:

- métallurgiques (résistance à la corrosion),
- mécaniques (supporter les chargements mécaniques, état de surface),
- thermiques (conductivité ou résistance thermique),
- tribologiques (frottement, adhésion...),
- optiques (apparence, réflexion...),
- écoulement fluides (couches limites...).

Dans la conception et la validation d'une pièce, ces caractéristiques viennent de plus en plus compléter les exigences traditionnelles en termes de spécifications géométriques et de rugosité.

Au niveau de la production mécanique, le terme « intégrité de surface » représente l'état de la surface d'une pièce modifiée par un procédé de fabrication. Ce terme a été introduit dès 1964 par Michael Field and John F. Kahles (Degarmo, 2003). La définition et les spécifications liées à l'intégrité de surface sont à la charge des bureaux d'étude et de conception. Néanmoins, la garantie de l'obtention de l'intégrité de surface souhaitée reste du domaine de la production.

Il existe de nombreuses définitions du mot **surface**, parfois objet géométrique, parfois frontière physique entre deux milieux. Dans le cadre de cette étude, le terme surface servira à désigner la limite physique de la pièce considérée mais également le matériau directement sous la surface. En suivant cette distinction, l'intégrité de surface peut être divisée en deux catégories principales : les caractéristiques topographiques et les caractéristiques matérielles de la couche de surface. La topographie se compose de la rugosité, de l'ondulation, des erreurs de forme et autres défauts (fissures,...). Les propriétés matérielles de la couche de surface pouvant être affectées par le procédé de fabrication sont, entre autres, la déformation plastique, les contraintes résiduelles, la dureté, l'état de la microstructure (changement de phase et recristallisation) et la composition chimique.

On peut alors introduire la notion d'échelle qui est très importante pour la suite de ces travaux. En considérant que la 'surface' se compose de plusieurs couches, on peut globalement différencier plusieurs zones affectées par le procédé de fabrication et les phénomènes qui leur sont associés (Figure 1-2).

En effet, immédiatement après l'usinage, la nouvelle surface générée va adsorber des éléments et s'oxyder. Les éléments adsorbés proviennent de la vapeur d'eau et des différents hydrocarbures présents dans l'air ou le fluide de coupe. Sous cette couche se trouvent les oxydes dont l'épaisseur peut être stable dans le cas des aluminiums ou bien des aciers inoxydables, ou variable, pour les aciers faiblement alliés. L'épaisseur de ces couches d'adsorption et/ou d'oxydation est très faible (< 10nm, (Brinksmeier, *et al.*, 2004)). Cette échelle d'étude et les réactions physico-chimiques associées ne concernent pas les travaux de cette thèse. Les recherches de Brinksmeier (Brinksmeier, *et al.*, 2000) par exemple décrivent l'influence importante des composés sulfurés des additifs de lubrifiant dans la création d'une couche altérée de surface. Ils montrent également que les matériaux des outils (substrats et revêtements) réagissent aussi en créant parfois une couche résistante à l'usure pendant l'usinage. Les difficultés de ces études résident en partie dans les dispositifs de mesures à mettre en œuvre pour

obtenir des informations sur des couches à l'échelle du nanomètre : X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS), Electron Spectroscopy for Chemical Analysis (ou ESCA), Ultraviolet Photoelectron Spectroscopy (UPS), Auger Electron Spectroscopy (AES), Low Energy Ion Spectroscopy (LEIS) et Rutherford Backscattering Spectrometry (RBS).

Sous ces premières couches se trouve la couche affectée mécaniquement et thermiquement par le procédé d'usinage. Son épaisseur est supérieure de plusieurs ordres de grandeur à celle des couches précédentes et peut atteindre plusieurs dixièmes de millimètres. C'est à cette échelle que se situe notre étude. On remarquera par la suite que cette couche de surface affectée mécaniquement et thermiquement peut encore être divisée en fonction de l'apparition d'éventuels changements de microstructure.

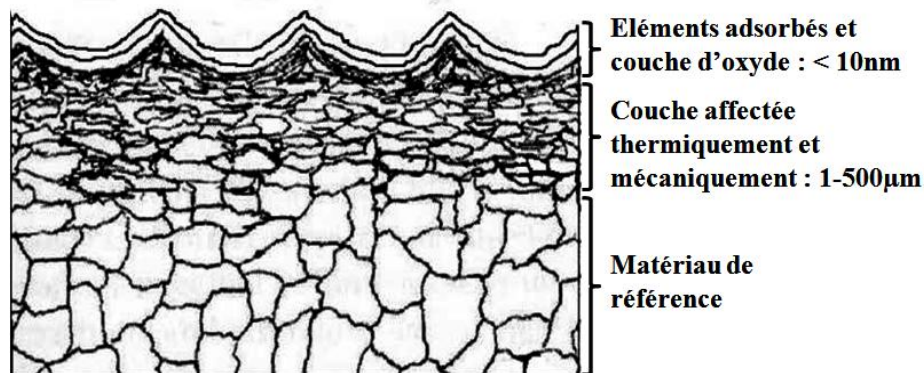


Figure 1-2. Les différentes couches affectées d'une surface (Davim, 2008).

1.3.2 Lien entre 'intégrité de surface et tenue mécanique'

Pourquoi s'intéresser à l'intégrité de surface, à sa caractérisation, sa maîtrise et sa prédiction ? Plusieurs études ((Bissey-Breton, *et al.*, 2007) ; (Smith, *et al.*, 2007)) ont montré que la résistance à la fatigue est directement et fortement influencée par plusieurs paramètres caractéristiques de l'intégrité de surface tels que la rugosité, les contraintes résiduelles et la microstructure. L'influence de l'intégrité de surface sur les performances fonctionnelles et sur la durée de vie des composants usinés a été largement discutée dans la littérature (Jawahir, *et al.*, 2011). Par exemple, Guo (Guo, *et al.*, 2012) a montré que la durée de vie en fatigue de roulement pouvait être divisée par 8 entre une surface tournée et une surface rectifiée (différence de microstructure et de contrainte résiduelle).

Yang et Liu ont décrit le rôle important que jouent les contraintes résiduelles dans le calcul de la durée de vie en fatigue de pièces critiques ((Yang, *et al.*, 2002) ; (Liu, *et al.*, 2001)). La contrainte résiduelle peut être définie comme la contrainte présente dans une pièce libre de toutes sollicitations. Sa valeur est très importante pour la tenue en fatigue des pièces. Elle provient de l'historique de fabrication de la pièce depuis l'élaboration du matériau jusqu'à son usinage. Cette contrainte résiduelle va venir s'ajouter à la contrainte fonctionnelle pendant l'utilisation de la pièce et peut ainsi provoquer de façon inattendue un dépassement de la limite d'élasticité du matériau et donc un endommagement précoce de la pièce. De façon générale, il est alors facile de comprendre que pour une pièce sollicitée en traction, un état de contrainte résiduelle de compression sera préféré pour assurer une meilleure tenue, et inversement. Ainsi, concernant le signe des contraintes résiduelles, lors d'une sollicitation en flexion rotative par exemple, des contraintes de surface de compression seront bénéfiques pour la durée de vie. Les paramètres clefs sont alors la profondeur affectée et l'intensité de la contrainte de compression. Un niveau

important de compression en sous-surface peut permettre d'atténuer, voire d'annuler l'impact de certaines imperfections de surface comme une rugosité élevée (Withers, 2007).

1.4 Le tournage

Le choix a été fait pour cette étude de s'intéresser à une opération de tournage finition. Deux raisons principales viennent motiver ce choix. Premièrement, la méthode de modélisation dite « hybride » et imaginée par Frédéric Valiorgue au cours de sa thèse en 2008 (Valiorgue, 2008), a été développée pour l'opération de tournage. Deuxièmement, le tournage est une opération d'usinage à la fois simple et très courante dans l'industrie mécanique. L'objectif de ce paragraphe n'est pas de faire une présentation détaillée du tournage et du processus de coupe en générale mais seulement de donner quelques définitions qui permettront une meilleure compréhension de la suite de l'étude.

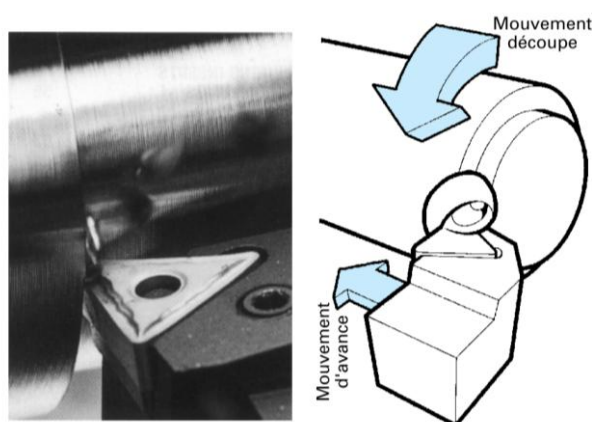


Figure 1-3 Le principe du tournage (Passeron, 2010).

Le tournage est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière. Il fait intervenir un outil de coupe à arête unique qui enlève de la matière sur une pièce mise en rotation. La matière enlevée est évacuée sous forme de copeau.

On étudiera principalement l'opération de tournage longitudinal de chariotage. En chariotage, le mouvement d'avance (mouvement de l'outil) est une translation rectiligne parallèle à l'axe de révolution de la pièce, et cet usinage aura pour effet de réduire le diamètre de la pièce. Il existe d'autres opérations de tournage comme le dressage (le mouvement d'avance est une translation rectiligne de l'outil perpendiculaire à l'axe ce qui génère un plan orthogonal à l'axe) ou le contournage (usinage de profil divers).

Les paramètres de coupe sont les grandeurs que l'on peut contrôler lors d'une opération. Ils conditionnent les phénomènes mécaniques mis en jeu au cours de la coupe et sont à l'origine des puissances mécaniques et thermiques dissipées. On peut définir trois paramètres de coupe principaux :

- **La vitesse de coupe.** La vitesse de coupe est la vitesse relative entre l'arête de coupe de l'outil et la matière enlevée. Elle se note V_c et s'exprime en m/min. Elle dépend de rotation de la pièce (N en tr/min) et du diamètre D de la pièce (mm) :

$$V_c = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000}$$

Équation 1-1

- **L'avance.** L'avance par tour f (mm/tr) est la valeur du déplacement de l'outil, lorsque la pièce a effectué une révolution (c'est le 'pas de l'hélice'). C'est une donnée clé pour la qualité de la surface usinée.
- **La profondeur de passe.** La profondeur de coupe est la différence de rayon entre la surface non usinée et la surface usinée (c'est-à-dire la moitié de la différence entre le diamètre non usiné et le diamètre usiné). La profondeur de passe est toujours mesurée perpendiculairement à la direction de l'avance.

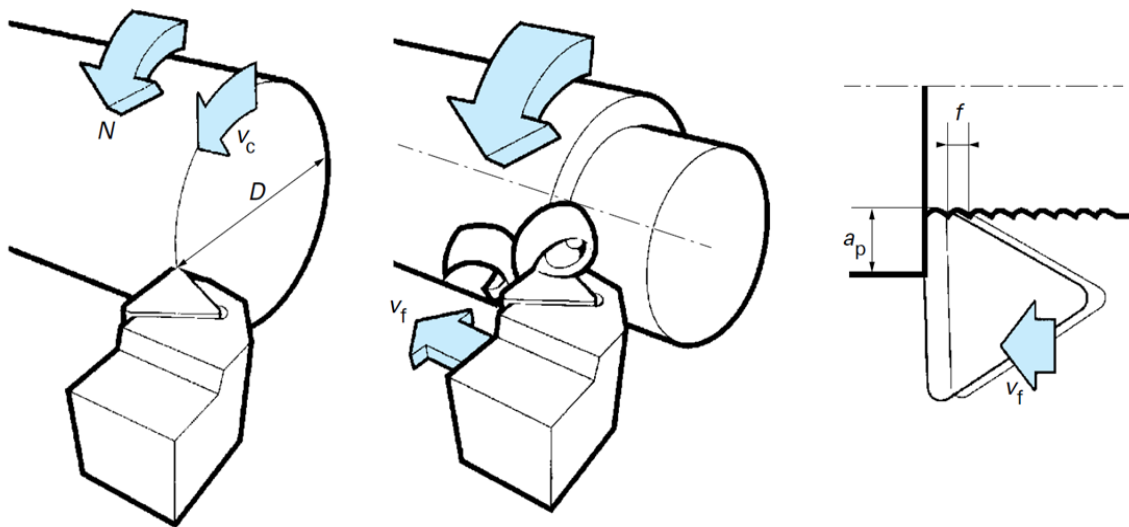


Figure 1-4 Représentation et définition des paramètres : vitesse de coupe V_c , avance f et profondeur de passe a_p (Passeron, 2010).

Au niveau géométrique, il est important de définir les zones principales de l'outil (Figure 1-5). Dans le processus de coupe, la matière se sépare au niveau de l'*arête de coupe*. La *face de coupe* est la face de l'outil où le copeau vient frotter. La *face de dépouille* frotte quant à elle avec la nouvelle surface générée de la pièce. On usine généralement en tournage finition avec le bec de l'outil défini, entre autre, par son rayon (= *rayon de bec* R_e).

La face de coupe et la face de dépouille sont donc reliées par l'*arête de coupe*. En se plaçant à l'échelle du processus de coupe et de l'écoulement de la matière autour de cette arête (Figure 1-5), on remarque que cette dernière représente en réalité un rayon appelé *rayon d'acuité d'arête* R_β .

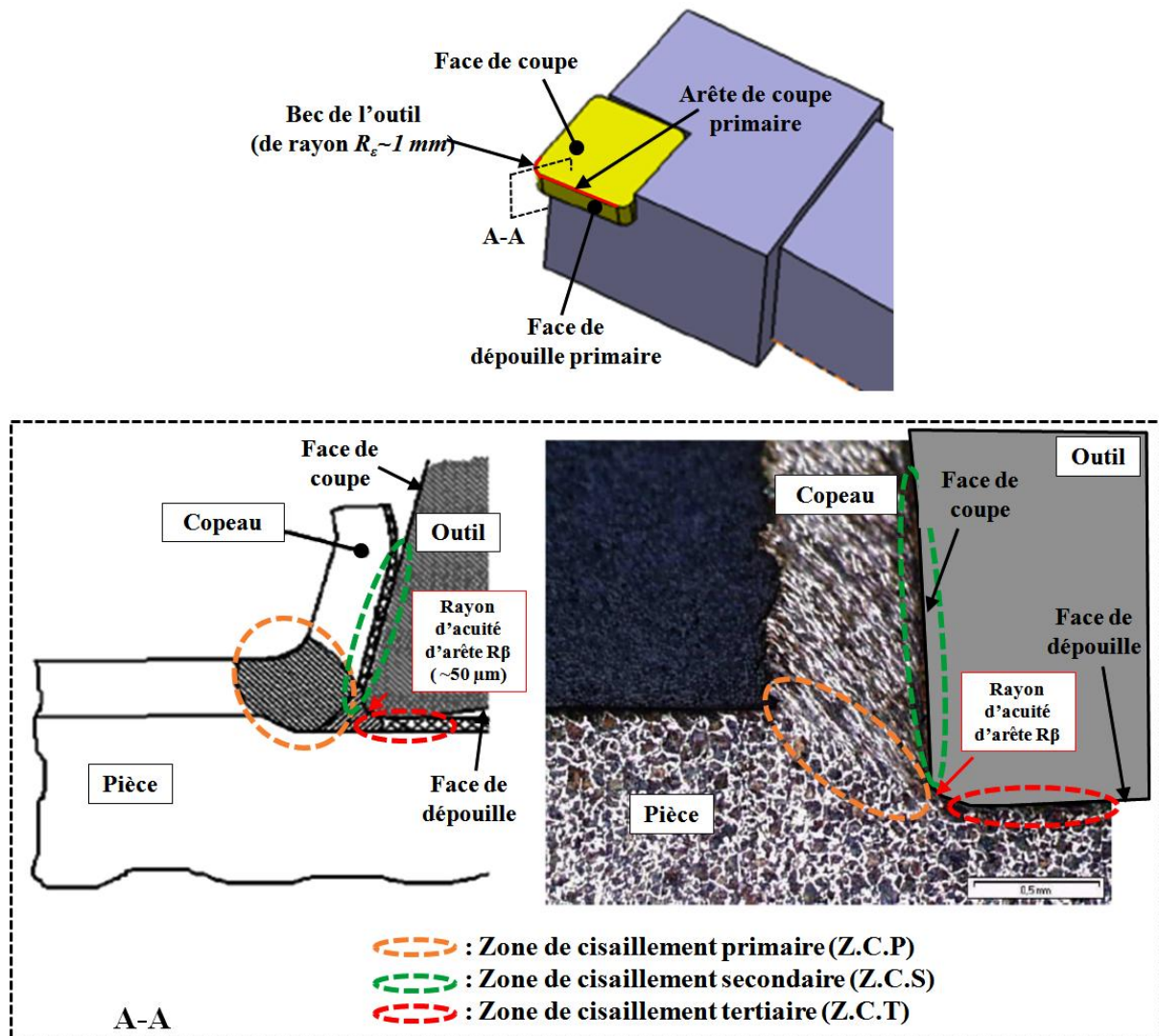


Figure 1-5 Définition des différentes zones de l'outil, des zones de coupe et des zones de cisaillement de la matière (Rech, et al., 2004).

Sur la Figure 1-5, on peut définir également les différentes zones de cisaillement généralement reconnues en usinage.

– **La zone de cisaillement primaire (ZCP)** : où le flux de matière (arrivant à la vitesse de coupe sur l'outil) est fortement cisailé pour changer de direction et se diriger vers le copeau.

– **La zone de cisaillement secondaire (ZCS)** : siège de phénomènes de frottement intenses entre le copeau et la face de coupe de l'outil.

– **La zone de cisaillement tertiaire (ZCT)** : il s'agit du lieu de frottement entre la face de dépouille de l'outil et la surface de la pièce fraîchement usinée. L'usure en dépouille, les contraintes résiduelles et l'intégrité de surface dépendent directement des pressions de contact, des températures et des flux générés à cette interface.

Ces zones de cisaillement sont le siège de sollicitations extrêmes de la matière. Plusieurs études expérimentales et numériques nous renseignent sur les ordres de grandeurs de ces conditions thermomécaniques sévères ((Trent, 1991),(Buryta, et al., 1994), (Poulachon, 1999), (Courbon, 2011)). Ainsi, les aciers dans la zone de coupe subissent :

- une déformation ε d'environ 100% en *ZCP* et jusqu'à 600% en *ZCS* et *ZCT*
- une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} \approx 10^4$ /s
- des pressions $P = [1-4]$ GPa
- une température $T = [400-1200]$ °C
- des cinétiques thermiques $\dot{T} = 10^6$ °C/s

1.5 Conclusion

Finalement, l'intégrité d'une surface usinée est une notion vaste et délicate à définir. La notion d'échelle est un paramètre clef qui conduit à s'intéresser parfois aux premiers nanomètres (adsorption par exemple), parfois aux premiers micromètres (modifications métallurgiques) ou encore aux premiers dixièmes de millimètre (contraintes résiduelles). Dans notre étude, on se focalisera sur la prédiction des contraintes résiduelles et des transformations métallurgiques générées par l'usinage. Pour ce faire, il faudra réussir à prendre en compte la sévérité des chargements thermomécaniques associés au phénomène de coupe.

Ainsi, la simulation de la coupe ne peut être réalisée sans l'apport de modèles de comportement thermique, métallurgique et mécanique adaptés à ce type de sollicitations. C'est pourquoi les premiers chapitres de cette étude seront consacrés à la modélisation du comportement de l'acier 15-5PH sous chargement thermiques et mécaniques sévères. A partir de là, on pourra chercher à prédire l'influence d'une opération de tournage finition sur la surface usinée.

2 ÉTUDE DES CINÉTIQUES D'AUSTÉNITISATION DU 15-5PH

TABLE DES MATIÈRES

2 Étude des cinétiques d'austénitisation du 15-5PH.....	20
2.1 État de l'art	21
2.1.1 La métallurgie des aciers.....	21
2.1.2 L'équilibre des phases et les transformations métallurgiques	25
2.1.3 La modélisation des transformations métallurgiques en phase solide	28
2.1.4 Moyens expérimentaux d'études des cinétiques d'austénitisation	29
2.2 Étude expérimentale des cinétiques d'austénitisation du 15-5PH.....	31
2.2.1 Introduction.....	31
2.2.2 Conditions expérimentales.....	32
2.2.3 Résultats des essais de dilatométrie libre.....	37
2.2.4 Discussion.....	46
2.3 Développement d'un modèle métallurgique pour des cinétiques thermiques élevées à partir des essais de dilatation libre.....	46
2.3.1 Hypothèses et calibration des paramètres du modèle	46
2.3.2 Implémentation du modèle calibré sous Sysweld® et modélisation de l'essai de dilatation libre.....	48
2.4 Étude et extrapolation vers des cinétiques thermiques plus sévères.....	51
2.4.1 Essais de chauffe et refroidissement rapide avec trempe.....	52
2.5 Influence du niveau de contrainte sur la transformation austénitique : application de l'équation de Clausius-Clapeyron au 15-5PH	57
2.6 Conclusion générale sur l'étude de l'austénitisation du 15-5PH.....	58

2.1 État de l'art

2.1.1 La métallurgie des aciers

2.1.1.1 Introduction

Cette partie présente des informations générales sur les aciers puis des détails plus spécifiques sur le matériau retenu pour cette étude.

Un acier est un alliage de fer et de carbone. Ces deux composés se présentent sous plusieurs phases ou formes allotropiques suivant les conditions de température et de pression. Nous proposons ici un bref rappel de ses trois phases principales que sont la ferrite, l'austénite et la martensite. Les valeurs fournies sont données à titre indicatif pour des conditions classiques, à pression atmosphérique et pour un alliage binaire Fer-Carbone (Figure 2-4). Les ouvrages beaucoup plus complets traitant de la métallurgie et en particulier de l'étude des aciers sont nombreux dans la littérature (Constant, *et al.*, 1992).

La ferrite

La ferrite est une phase de l'acier composé de fer dit α , sous la forme d'une structure cubique centré 'C.C'. Cette phase est observable lorsque la température est inférieure à 911 °C. On la retrouve également au-delà de 1392 °C (si la teneur en carbone est très faible), il est alors appelé fer δ . Le passage de la structure C.F.C (cubique à faces centrées) de l'austénite à la structure C.C de la ferrite, lorsque la température descend en dessous de 911 °C, résulte de l'apparition progressive du ferromagnétisme dans la structure cubique centrée. La solubilité du carbone dans la ferrite est faible, environ 0,02% massique, à cause du faible espace entre les atomes de fer dans la structure cubique centrée.

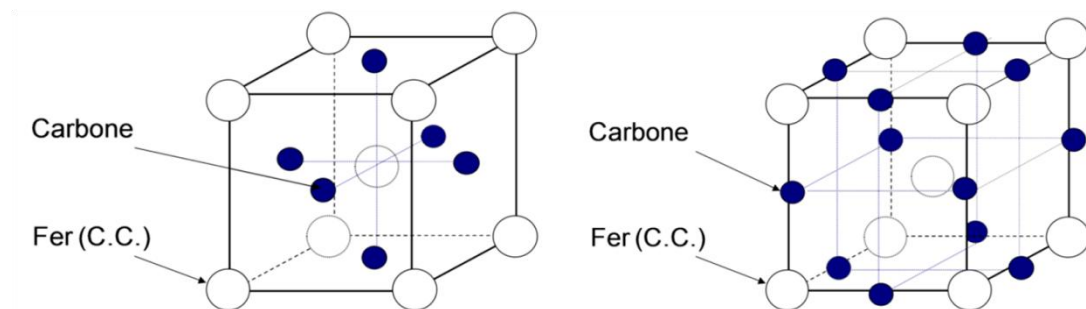


Figure 2-1 Modes possibles d'inclusions du carbone dans le fer α (C.C.).

L'austénite

L'austénite est constituée de fer γ sous la forme d'une structure cubique à faces centrées (C.F.C). Elle apparaît entre 911 °C et 1392 °C et est de nature paramagnétique. La solubilité du carbone y est plus importante que dans la ferrite, jusqu'à 2,1 en pourcentage massique. Sur la Figure 2-2, il est présenté le mode d'inclusion possible des atomes de carbone dans la structure cubique faces centrées de l'austénite.

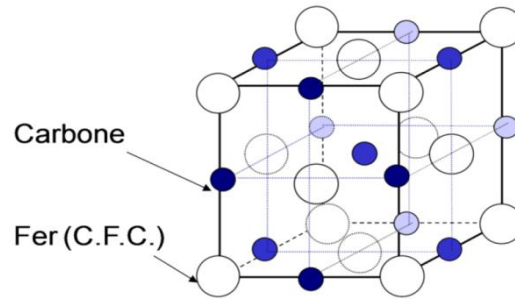


Figure 2-2 Mode d'inclusion du carbone dans le fer γ (C.F.C.).

La martensite

La martensite (fer α') est une phase métastable issue de la transformation sans diffusion de l'austénite en dessous d'une température martensitique. C'est une solution solide d'insertion sursaturée en carbone dans le fer α , de même composition que l'austénite initiale. La transformation austénite - martensite consiste en un changement du réseau cristallin (avec un faible déplacement des atomes de fer), mais elle n'affecte pas le carbone : on appelle ce type de transformation "displacive". La martensite cristallise dans le système quadratique (prisme droit à base carrée qui est ici très voisin d'un cube). La martensite est ferromagnétique. Elle possède une grande dureté ($HV > 800$) et une fragilité notable. Elle a une structure en aiguilles (plaques) ou en lattes, visibles avec un grossissement suffisant, après attaque par les réactifs classiques. Le durcissement de la martensite est d'ordre physico-chimique ; chaque atome de carbone, plus volumineux que l'interstice où il est inséré, écarte les deux atomes de fer voisins, le réseau du fer est ainsi fortement distordu, et ces perturbations en bloquant le mouvement des dislocations durcissent l'acier.

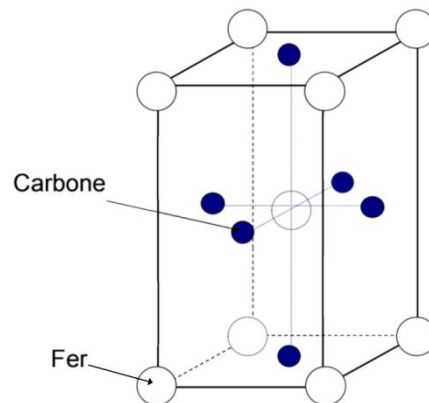


Figure 2-3 Structure cristalline quadratique de la martensite.

Les autres phases

Il existe d'autres phases souvent présentes dans les aciers au carbone, qui sont la conséquence de leurs compositions et des traitements thermiques comme la trempe ou le revenu, dont les principales sont listées ci-après :

La cémentite : la cémentite ou carbure de fer est un composé chimiquement défini de structure orthorhombique dont la formule est Fe_3C . Elle contient 6,67 % massique de carbone. C'est un composé très dur (dureté Vickers $HV = 700$ à 800) mais très fragile. Sa température de fusion est d'environ $1\ 227$ °C. C'est un composé métastable : si l'on attend « suffisamment longtemps », la cémentite se décompose en ferrite α et en graphite.

La perlite : la perlite est un constituant biphasé de l'acier et de la fonte ; sa température de transformation est de 727 °C. C'est un agrégat formé de 89 % de ferrite et 11 % de cémentite. La composition de la perlite est de 0,77 % en masse de carbone. Sa structure est généralement formée de lamelles alternées de cémentite (Fe₃C) et de ferrite.

La bainite : ce constituant se présente sous la forme d'un agrégat de plaquettes (ou lattes) de ferrite et de particules de cémentite. Il se forme lorsque le refroidissement de l'acier est trop rapide pour obtenir la formation de perlite mais trop lent pour obtenir la formation de martensite. C'est un constituant qui présente les mêmes phases que la perlite (ferrite et cémentite) mais possède une structure particulièrement fine, souvent en aiguilles, ce qui lui confère de bonnes propriétés mécaniques. La bainite est dure ce qui la rend très difficile à usiner.

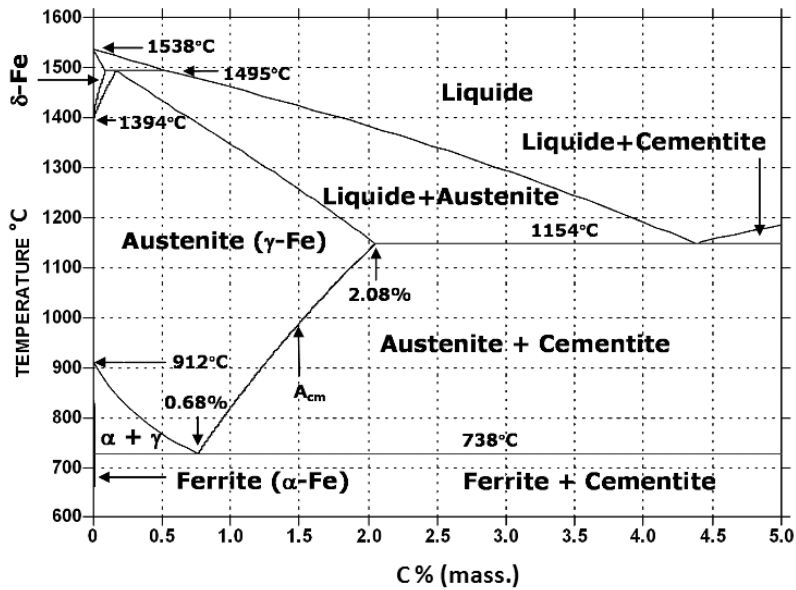


Figure 2-4 Diagramme d'équilibre Fer-Carbone (Saunders, et al., 1998).

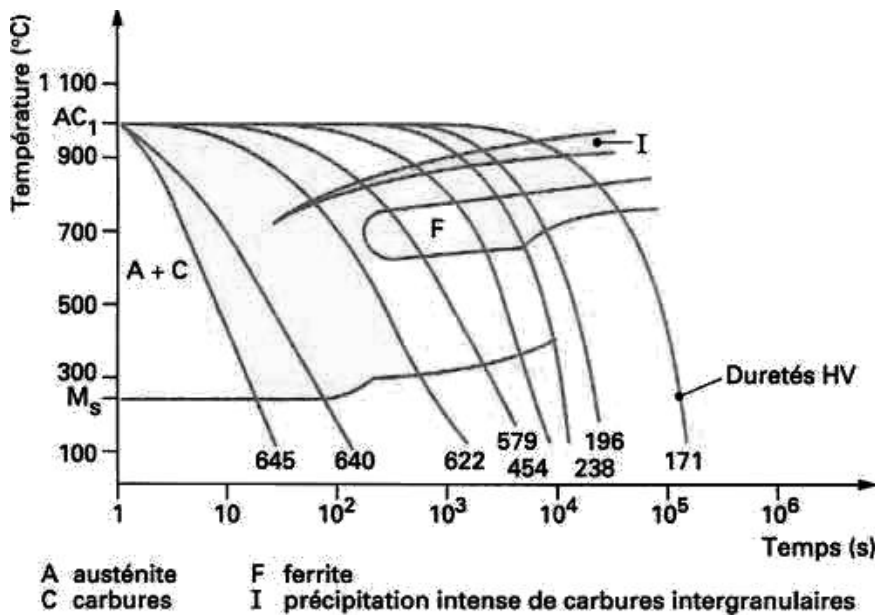


Figure 2-5 Courbe de transformation en refroidissement continu (TRC) d'un acier inoxydable martensitique titrant 0,25 % C et 13,4 % Cr (Sassoulas, 1997).

2.1.1.2 Caractéristiques du 15-5PH

Le 15-5PH est un acier inoxydable martensitique à durcissement structural par le cuivre refondu. Les désignations de cet acier sont, selon les normes : X5CrNiCu15-5 ; UNS S15500 ; DIN 1.4545 ; Z6CNU15.05 ; E-Z CNU 15-05 ; XM-12 ; AMS 5659. Sa composition est donnée par le Tableau 2-1.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	S	P	Fe
0.07	1.0	1.0	14 to	3.5 to	2.5 to	0.15	0.03	0.04	Bal.
Max.	Max.	Max.	15.5	5.5	4.5	0.45	Max.	Max.	

Tableau 2-1 Composition chimique du 15-5PH en pourcentage massique.

Le rôle des éléments d'alliages :

- Cuivre : en précipitant, il participe au durcissement structural de l'acier. La solubilité du cuivre dans le fer α est faible à basse température (inférieure à 1% mass. en dessous de 700 °C) mais peut atteindre 7% mass. à 1040 °C dans le fer γ .
- Niobium : il permet d'augmenter la ductilité en appliquant un traitement thermique à haute température (> 620 °C).
- Nickel : il favorise la formation d'austénite (solution solide de carbone dans le fer γ), augmente la ductilité et la ténacité de l'alliage. De plus une teneur comprise entre 3 et 5% sera favorable à une structure martensitique après refroidissement.
- Chrome : sa haute teneur contribue à la résistance à la corrosion et ralentit la vitesse de transformation de l'austénite au cours du refroidissement. Au niveau mécanique, il réduit la ductilité.

Le 15-5PH fait parti des aciers inoxydables martensitiques à durcissement par précipitation (comme le 17-4PH par exemple). On le trouve sous divers niveaux métallurgiques. Les plus courants sont la condition initiale (condition A, recuit de mise en solution) et la condition H1025 c'est-à-dire sous forme traité thermiquement à 1025°F \pm 15°F (=550 °C) pendant 4 heures et refroidi à l'air. C'est cet état H1025, utilisé par Eurocopter pour la production, qui a donc été retenu pour cette étude.

La Figure 2-6 présente une micrographie optique de l'acier 15-5PH à l'état de réception en condition H1025. On distingue une structure martensitique en latte ainsi que les frontières marquées des grains d'austénite primaire dont le diamètre varie de 5 à 30 μ m.

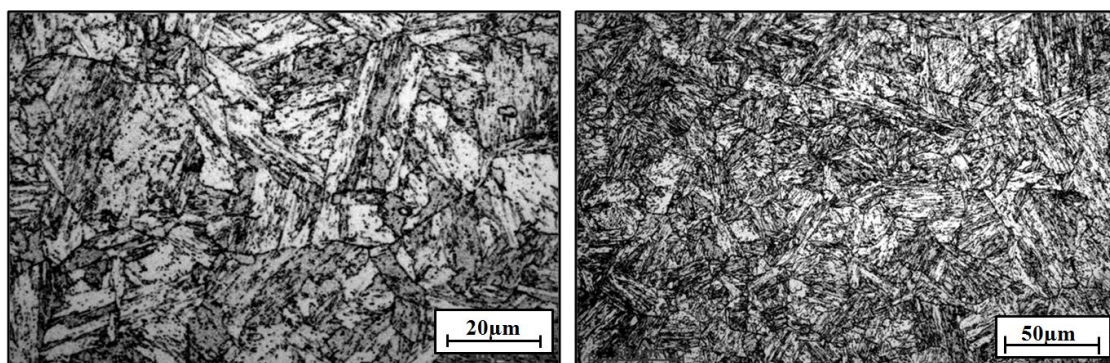


Figure 2-6 Micrographie optique de l'acier 15-5PH en condition H1025 (attaque au réactif ASTM24 : 79.5 ml C₂H₆O + 20 ml HCl + 0.5ml HNO₃ + 6.5 g FeCl₃).

Compte tenu de sa composition, cet acier fortement allié présente une forte trempabilité. De ce fait l'acier sera quasiment 100% martensitique à température ambiante même pour un refroidissement à l'air après austénitisation (Zavala, 2005). La présence de cuivre dans cet acier lui confère des possibilités de durcissement structural avec un comportement que l'on peut rapprocher de celui des alliages aluminium-cuivre ou des aluminium-magnésium-silicium (série 6000) à ceci près que la baisse de solubilité résulte ici du changement de phase α' - γ (Maisonnette, *et al.*, 2011).

L'acier 15-5PH a déjà fait l'objet d'études et de modélisation. On peut citer par exemple les travaux de Wu (Wu, 2007) qui apportent diverses propriétés mécaniques (courbes de traction jusqu'à 4% de déformation) et thermiques (variations de la conductivité thermique, du module de Young et du coefficient de dilatation en fonction de l'élévation de la température jusqu'à 800 °C).

2.1.2 L'équilibre des phases et les transformations métallurgiques

La transformation austénitique au cours d'un chauffage lent

Comme nous l'avons évoqué précédemment le fer (et l'acier) cristallise sous plusieurs formes allotropiques ayant chacune leur domaine (plage de température) d'équilibre. Ainsi, lors d'une chauffe suffisante, un acier (comme le 15-5PH) présentant une structure cubique centrée α (ou α') va se transformer en une structure cubique face centrée γ . L'acier doit être chauffé très lentement pour que les transformations se produisent dans des conditions proches de l'équilibre. Ce n'est généralement pas le cas dans la pratique industrielle et encore moins lorsque l'on s'intéresse à la modélisation d'un procédé comme l'usinage. Il est cependant intéressant de regarder dans un premier temps ce qui se passe lors d'un chauffage continu très lent. On pourra voir par la suite l'importance de l'aspect cinétique (vitesse de réaction).

Pour un acier à faible teneur en carbone comme le 15-5PH (<0.022%) présentant une structure hors équilibre (bainitique ou martensitique), à partir de la température $Ac1$, la martensite se décompose en ferrite. Le carbone se met progressivement en solution dans la ferrite, puis cette ferrite se transforme en austénite jusqu'à disparition totale à une température $Ac3$. Si on poursuit le chauffage au-delà de cette température il y a grossissement du grain d'austénite (Constant, *et al.*, 1992).

En pratique, les températures de transformation austénitique $Ac1$ et $Ac3$ sont déterminées, généralement par dilatométrie différentielle ou absolue, avec une vitesse de chauffage de 150 °C/heure.

Deux autres paramètres jouent un rôle important durant la transformation austénitique : la température maximum atteinte et la durée passée à cette température. Ces deux paramètres influence directement la taille des grains d'austénite formés. Des valeurs élevées de ces paramètres signifient une taille de grain importante. Cette donnée peut être importante dans la mesure où la taille des grains a ensuite un impact direct sur les transformations durant le refroidissement.

La transformation austénitique au cours d'un chauffage rapide

Quand la vitesse de chauffage augmente la transformation austénitique $\alpha \rightarrow \gamma$ est fortement influencée. En effet, des vitesses de chauffe élevées empêchent la décomposition classique de la martensite en austénite par diffusion du carbone (mouvement des atomes à une échelle supérieure à celle de la maille élémentaire). Ainsi les températures de début et de fin de transformation austénitique $Ac1$ et $Ac3$ sont directement impactées et le domaine d'austénitisation se déplace vers de plus hautes températures. Ces phénomènes sont bien décrits dans la littérature et on trouve pour la plupart des aciers des diagrammes de

transformation en chauffage continu décrivant ces évolutions de température ((Constant, *et al.*, 1992),(Orlich, *et al.*, 1973)). Dans ces études, la vitesse de chauffe reste généralement sur une plage inférieure à 100 °C/s. Ainsi, les études expérimentales de Zavala et Roux, effectuées en vue de déterminer les cinétiques d'austénisation, ont respectivement une vitesse maximale de chauffe de 80 °C/s, 100 °C/s ((Zavala, 2005) ; (Roux, *et al.*, 2006)).

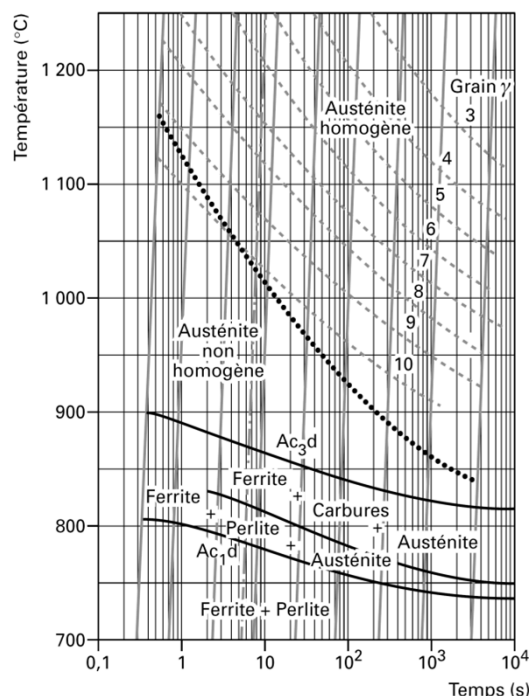


Figure 2-7 Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier du type 35 CrMo4 (Orlich, *et al.*, 1973).

Au-delà de ces vitesses de chauffe « classiques », les études expérimentales sont plus rares. Ces cinétiques de chauffe très élevées (appelées souvent « superheating » (Wang, *et al.*, 2007)) entraînent des discussions sur les phénomènes métallurgiques se déroulant lors de l'austénitisation.

Ainsi, plusieurs études ont montré que la martensite pouvait se transformer en austénite sans diffusion par une opération appelée « transformation martensitique inverse ». Son (Son, *et al.*, 2006) a mis en évidence ce mode de transformation pour un métal ferrito-perlitique vers de l'austénite après une déformation plastique sévère à température ambiante. Leem (Leem, *et al.*, 2001) s'intéresse quant à lui à un acier inoxydable martensitique bas carbone. Selon lui, en dessous d'un taux de chauffe de 10 °C/s la transformation de la martensite vers l'austénite se fait par diffusion, au-delà de cette valeur la transformation se fait par transformation martensitique inverse. Cette conclusion est justifiée par la dépendance des températures de début et de fin d'austénitisation à la vitesse de chauffe jusqu'à 10 °C/s tandis que, pour des valeurs de chauffe supérieures, $Ac1$ et $Ac3$ se stabilisent. Les transformations inverses semblent être liées à des structures de grains initiaux très fins.

Kappoor (Kappoor, *et al.*, 2004) étudie l'impact de la vitesse de chauffe sur la transformation de la martensite vers l'austénite dans un acier 17-4PH (acier inoxydable martensitique très proche du 15-5PH.). Ces conclusions montrent que, pour des faibles vitesses de chauffe, l'austénitisation se fait par diffusion tandis que, pour les grandes vitesses de chauffe, la transformation s'effectue par glissement/cisaillement. Leurs conclusions sont basées sur l'analyse de l'énergie d'activation nécessaire à la formation d'austénite. A partir de

20 °C/s, cette énergie passe de 250 à 900 kJ/mol symbole selon Kappoor du passage d'une transformation par diffusion à une transformation par cisaillement. Les taux de chauffe employés varient de 0.03 °C/s à 210 °C/s. Néanmoins, à l'inverse de l'étude de Leem (Leem, *et al.*, 2001), les températures $Ac1$ et $Ac3$ ne se stabilisent pas et continuent d'augmenter avec la vitesse de chauffe. Cette dépendance temporelle semble s'opposer au principe d'une transformation displacive (type martensitique) où le taux de transformation est contrôlé uniquement par la température.

Katsamas (Katsamas, 2007) réalise une étude numérique de la transformation austénite pour des vitesses de chauffe rapide. Il modélise un alliage Fe-C et les réactions successives de dissolution de la perlite puis de la ferrite en se basant sur les équations de la diffusion (modèles de diffusion 1D en série). Il montre en particulier que le paramètre clef de l'évolution de la transformation austénitique est le temps passé au-delà de la température de début d'austénisation (« dwell time »). L'importance des cinétiques de chauffe et de refroidissement se traduit donc par leur influence sur le temps de maintien au-delà d' $Ac1$.

Le débat sur les transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ de type displacive (transformation martensitique inverse) reste sujet à controverse. Ainsi, Kaluba (Kaluba, *et al.*, 1998) réalise des chauffes rapides (suivies de trempes à l'eau instantanée) sur un acier perlitique à 0.68% de carbone. Par effet joule, les vitesses de chauffe maximales atteintes sont de 2000 °C/s. L'étude de la microstructure des phases obtenues l'amène à caractériser la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ par un mécanisme de type bainitique (les phénomènes de diffusion restent présents) et non martensitique (purement displacive). Cette étude sera très discutée ((Aaronson, *et al.*, 2000)(Hillert, 2000)(Kaluba II, *et al.*, 2000)(Kaluba, *et al.*, 2000)) car les micrographies obtenues par MET sont difficiles à interpréter. Les mécanismes de transformation, ainsi que la nature des phases formées lors de la chauffe ou du refroidissement, seront vivement discutés.

Les travaux de Orlich (Orlich, *et al.*, 1973) nous donne des courbes illustrant les transformations dans un acier 34CrMo4 lors d'un chauffage rapide sans maintien. Les travaux présentés vont jusqu'à une vitesse de 2400 °C/s. Plusieurs points importants peuvent être soulignés. D'une part, on note une évolution permanente (augmentation) des températures $Ac1$ et $Ac3$ lorsque la vitesse de chauffe croît. Il n'y a pas de stabilisation de ces températures (comme observée par Leem notamment (Leem, *et al.*, 2001)). D'autre part, Constant insiste sur la non-homogénéité de l'austénite (en termes de concentration de carbone) formée à ces vitesses de chauffe (Constant, *et al.*, 1992). Ainsi à 2400 °C/s, la température de fin d'austénisation ($Ac3$) est annoncée à 900 °C, mais l'austénite ne sera homogène en concentration qu'à 1150 °C.

On peut finalement conclure que, concernant l'étude de la transformation austénitique hors équilibre (à très grande vitesse de chauffage), les observations et les conclusions des différents auteurs différent (même pour des aciers proches en composition). Certains évoquent la mise en place d'une transformation martensitique inverse (en se basant sur la variation de l'énergie d'activation ou la stabilisation d' $Ac1$ et $Ac3$ dès 10 °C/s), d'autres restent sur le modèle de diffusion classique même au-delà de 2000 °C/s. Étant donné les cinétiques thermiques présentes en surface lors d'une opération de tournage, ce point doit être étudié si l'on souhaite travailler sur un modèle adapté vis-à-vis du mode de transformation métallurgique réel.

La transformation martensitique durant le refroidissement

Contrairement à la transformation perlitique ou bainitique, la transformation martensitique se produit sans diffusion d'atomes à longue distance par un mécanisme cristallographique de type cisaillement. Alors qu'il est possible d'empêcher la transformation de l'austénite en ferrite au cours du refroidissement très rapide, il est impossible de supprimer

la transformation martensitique même avec un refroidissement très énergétique. Elle débute à la température M_s de façon quasiment instantanée. La vitesse d'apparition de la martensite est très élevée (de l'ordre de la vitesse de propagation d'une onde élastique dans le métal). Le taux de transformation, c'est-à-dire la fraction de martensite formée, est essentiellement fonction de la température (le taux augmente lorsque la température décroît). Le temps n'intervient donc pas.

Comme nous l'avons évoqué précédemment concernant le 15-5PH, sa composition entraîne une très forte trempabilité. Ainsi quelque soit la vitesse de refroidissement (refroidissement lent), le 15-5PH revient à une structure entièrement martensitique à température ambiante.

2.1.3 La modélisation des transformations métallurgiques en phase solide

De nombreux modèles de changement de phase ont été décrits dans la littérature. Concernant les transformations displacives (type martensitique), le modèle de Koistinen et Marburger (Koistinen, *et al.*, 1959) est très largement utilisé. Il considère la transformation martensitique comme indépendante du temps et donne la fraction volumique de martensite formée $Z_{\alpha'}$ en fonction de la température T à travers la loi empirique suivante :

$$Z_{\alpha'}(T) = Z_{\gamma} \cdot \left(1 - \exp(-\beta \cdot [M_s - T])\right)$$

Équation 2-1

où $Z_{\alpha'}$ et Z_{γ} sont respectivement les proportions de martensite et d'austénite ; M_s est la température de début de transformation martensitique ; β est un coefficient dépendant du matériau et T est la température.

Concernant les transformations par diffusion, la première approche est celle suggérée par Mehl (Johnson, *et al.*, 1939), puis Avrami (Avrami, 1939) afin de prédire les variations de la proportion de perlite. Ce modèle phénoménologique est également très utilisé pour décrire les transformations ferritiques et bainitiques :

$$Z(T, t) = Z_{\gamma} \cdot \left(1 - \exp(-b(T) \cdot t^{n(T)})\right)$$

Équation 2-2

où Z est la proportion de la phase formée (perlite, ferrite ou bainite), Z_{γ} est la proportion d'austénite, t est le temps, n et b sont deux paramètres matériaux dépendant de la nucléation, du taux de croissance et de la température.

Cette équation est écrite pour une transformation isotherme et n'est donc pas appropriée pour décrire les nombreuses applications anisothermes. C'est pourquoi Fernandes (Fernandes, *et al.*, 1985) a suggéré une mise en œuvre originale de ce modèle en décomposant les cycles thermiques en série de paliers isothermes. Les formulations différentielles sont généralement utilisées. Plusieurs formulations différentielles sont également proposées dans la littérature comme celle de Leblond (Leblond, *et al.*, 1984) :

$$\dot{Z}_\gamma = \frac{Z_{eq}(T) - Z_\gamma}{\tau(T)}$$

Équation 2-3

où \dot{Z}_γ est le taux de formation d'austénite, Z_{eq} est la proportion volumique de l'austénite à l'équilibre, Z_γ est la proportion d'austénite et τ est une constante de temps (un « retard »).

Ce modèle a été généralisé afin de correspondre à la cinétique de Johnson-Mehl-Avrami en condition isotherme avec $\tau(T) = b(T)^{\frac{1}{n(T)}}$ (Pont, *et al.*, 1994):

$$\dot{Z}_\gamma = n(T) \cdot \frac{Z_{eq}(T) - Z_\gamma}{\tau(T)} \cdot \left[\ln \left(\frac{Z_{eq}(T)}{Z_{eq}(T) - Z_\gamma} \right) \right]^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \cdot F(\dot{T})$$

Équation 2-4

La fonction $F(\dot{T})$ est introduite pour prendre en compte les effets de la vitesse de chauffe et de refroidissement sur la vitesse de transformation. Cependant, $F(\dot{T})$ ne permet pas de déplacer directement les températures $Ac1$ et $Ac3$ en fonction de la vitesse de chauffe. Pour palier à cette difficulté, nous proposons une formulation intermédiaire en considérant que Z_{eq} et τ peuvent dépendre de la température T mais aussi de la vitesse de chauffe \dot{T} de manière indépendante. La dépendance de Z_{eq} à \dot{T} nous conduit à ne plus utiliser le terme « équilibre » mais plutôt le terme « référence » (Z_{ref})

$$\dot{Z}_\gamma = \frac{Z_{ref}(T, \dot{T}) - Z_\gamma}{\tau(T, \dot{T})}$$

Équation 2-5

Finalement, cette forme modifiée du modèle de Leblond sera retenue pour le reste de l'étude pour la simplicité de ces paramètres et de leur calibration, sa facilité d'implémentation dans les codes éléments finis et sa bonne aptitude à modéliser des transformations anisothermes par diffusion (dépendante de la cinétique thermique). Plusieurs approches et améliorations permettant de prendre en compte d'autres caractéristiques de la transformation (taille de grain, concentration en carbone, dureté obtenue,...) existent mais ne seront pas développées ici.

2.1.4 Moyens expérimentaux d'études des cinétiques d'austénitisation

Les moyens expérimentaux permettant l'étude des cinétiques de changement de phase sont nombreux. Concernant les dispositifs de chauffe, le chauffage par effet Joule (par courants directs ou induits) est principalement utilisé. Les vitesses de chauffage sont surtout limitées par la capacité à mesurer la grandeur physique étudiée (comme la dilatation ou la résistivité). Ainsi, dans l'étude de Mioković (Mioković, *et al.*, 2007), le chauffage est réalisé à l'aide d'un laser et le taux de chauffe atteint est de 10^4 °C/s. Cependant, aucune grandeur physique (excepté la température) n'est mesurée directement durant la chauffe. On s'intéresse seulement à la microstructure obtenue. Cette démarche est également utilisée par Kaluba

(Kaluba, *et al.*, 1998). L'étude des microstructures obtenues après chauffage et refroidissement permet parfois de conclure sur le mode de transformation. Cependant cette démarche est très dépendante de l'interprétation des micrographies et il est très difficile de remonter aux cinétiques de la transformation (même si certaines conclusions peuvent être tirées de la croissance des phases). De plus, l'homogénéité de la température obtenue lors d'une impulsion laser intense est difficilement confirmable.

La température de début de transformation austénitique $Ac1$ peut être identifiée par un changement de pente de la courbe de chauffage (température en fonction du temps) d'après Constant (Constant, *et al.*, 1992). Cependant, cette méthode n'est pas adaptée aux aciers avec un faible taux de carbone. En effet, le changement de vitesse de chauffe est quasiment imperceptible à cause de la faible enthalpie associée à la transformation $\alpha' \rightarrow \gamma$. Enfin, mesurer les changements de résistivité électrique permet aussi de quantifier les températures de changements de phase (ferromagnétique vers paramagnétique, (Bouraoui, 1996)). Cependant, les courants de chauffe s'ils sont élevés, peuvent fortement perturber ce type de mesure.

2.1.4.1 La dilatométrie libre

Lors d'un essai de dilatométrie, utilisé notamment par (Leem, *et al.*, 2001) et (Kappoor, *et al.*, 2004), c'est la différence de coefficient de dilatation et de compacité qui est mesurée. Un essai de dilatométrie libre consiste à mesurer la déformation d'un échantillon libre de toutes contraintes autres que la température. La Figure 2-8 nous montre le type de courbe de dilatation mesurée au cours d'un essai de dilatométrie libre. Les débuts de changement de phase s'identifient par la perte de la linéarité dans la dilatation thermique.

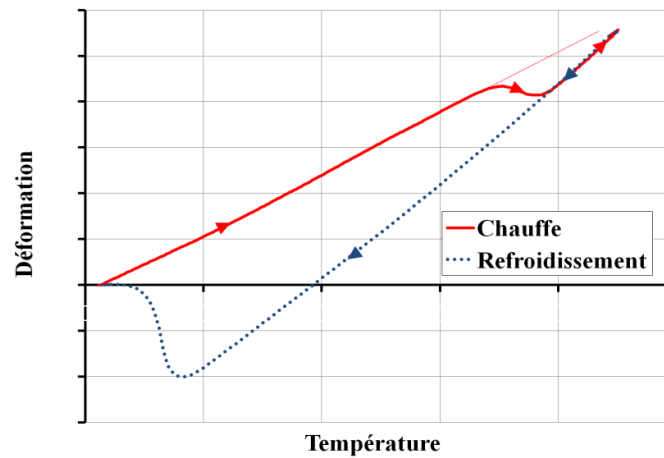


Figure 2-8 Type de courbe relevée lors des essais de dilatométrie libre.

Ce type de courbe permet en outre d'obtenir la fraction de phase transformée lors du changement de phase. Pour un essai de dilatométrie libre, la déformation totale est égale à la déformation thermique. En supposant que la déformation thermique E^{therm} peut être exprimée sous la forme d'une loi de mélange linéaire en fonction des fractions de phases et en considérant, par exemple, la transformation d'une phase ferritique α vers une phase austénitique γ , la déformation thermique moyenne est donnée par :

$$E^{therm} = (1 - Z_\gamma) \cdot E_{\alpha'}^{therm} + Z_\gamma \cdot (E_\gamma^{therm} + \Delta \varepsilon_{\alpha'\gamma}^{To})$$

Équation 2-6

où l'indice indique la phase sur laquelle la moyenne est réalisée, et $\Delta\varepsilon_{\alpha'\gamma}^{To}$ est la différence de compacité de la phase α par rapport à la phase γ à la température To .

De plus, la déformation thermique moyenne entre les températures To et T s'écrit $k_j(T-To)$ pour une phase k de coefficient de dilatation k_j . La relation précédente prend alors la forme suivante permettant ainsi d'obtenir la proportion de phase transformée:

$$Z_\gamma = \frac{E^{therm} - k_{\alpha'}(T - To) - \Delta\varepsilon_{\alpha'\gamma}^{To}}{(k_\gamma - k_{\alpha'})(T - To) - \Delta\varepsilon_{\alpha'\gamma}^{To}}$$

Équation 2-7

Enfin, à partir d'un essai de dilatométrie libre, il est également possible de quantifier l'énergie d'activation de la transformation étudiée en suivant une méthode développée par Mittemeijer (Mittemeijer, *et al.*, 1988) et utilisée entre autre par Kappoor (Kappoor, *et al.*, 2004). L'énergie d'activation est la quantité d'énergie nécessaire pour lancer un processus chimique, le plus souvent une réaction (la transformation de la martensite en austénite dans notre cas). La technique permet de calculer l'énergie d'activation (et ses variations) à partir d'une température extraite pour chaque courbe de dilatométrie (= différentes vitesses de chauffe) correspondant au même pourcentage d'austénite formée. La méthode sera décrite en détail par la suite. L'énergie d'activation est un autre critère permettant de conclure sur le mode de transformation et vient donc compléter les conclusions faites à partir de l'analyse direct des courbes (variations de $Ac1-Ac3$, formes des courbes,...). En effet, d'après Kappoor (Kappoor, *et al.*, 2004), une variation importante de l'énergie d'activation correspond au passage d'une réaction par diffusion (modèle classique de l'austénitisation) à une transformation par cisaillement (type martensitique).

2.2 Étude expérimentale des cinétiques d'austénitisation du 15-5PH

2.2.1 Introduction

On peut montrer que les opérations d'usinage induisent des cycles thermiques extrêmement rapides. La durée d'un cycle de déformation, chauffe et refroidissement lors du passage de la matière usinée dans la zone de l'arête de coupe est de l'ordre 0.1 ms (pour une vitesse de coupe de 150 m/min). Durant ce laps de temps, la matière se déforme de plusieurs centaines de pourcent et subit une chauffe supérieure à 500 °C.

Plusieurs études ont quantifié ces vitesses de chauffe et de refroidissement qui dépendent bien sûr de l'opération et du matériau en présence. Poulachon (Poulachon, 1999) estime à 2.1×10^6 °C/s la montée en température de l'acier durant une opération de tournage dur. Le modèle de Chou and Evans (Chou, *et al.*, 1999) montre un refroidissement de 3.6×10^4 °C/s pour le tournage à sec d'un acier AISI 52100. Ces cinétiques sont donc bien différentes de celles des vitesses de refroidissement traditionnellement associées aux opérations de trempe « classique » : 10-1000 °C/s (Krauss, 1989). Ces cinétiques de refroidissement élevées (même sans lubrification) sont principalement dues à la conduction de la chaleur de la zone usinée (très réduite) vers le corps massif de la pièce (hypertrempe par conduction).

Dans la suite de ce mémoire, au chapitre 4, paragraphe 4.4, on présentera les cycles thermiques extraits du modèle d'usinage 3D hybride et correspondant à une opération de tournage (finition) sur l'acier martensitique 15-5PH. On remarquera ainsi que, dans la zone de

cisaillement tertiaire, on obtient une vitesse de chauffe de 4.6×10^6 °C/s et un refroidissement de l'ordre de -2.5×10^6 °C/s.

Par ailleurs, les études directement relatives aux cinétiques d'austénitisation du 15-5PH sont rares. On peut néanmoins citer les travaux de Wu (Wu, 2007) qui s'intéressent au changement de phase du 15-5PH en vue de modéliser son comportement au soudage. Cependant les vitesses de chauffe étudiées sont limitées à 5 °C/s. De même, Herny *et al.* (Herny, *et al.*, 2008) s'intéresse à la chauffe du 15-5PH jusqu'à 1050 °C mais les résultats portent sur la précipitation du cuivre et les vitesses de chauffe et de refroidissement sont très lentes (5 °C/min).

Finalement, comme le montre les simulations et les études de la littérature, l'usinage entraîne souvent des chauffés de l'ordre de 10^6 °C/s et des refroidissements du même ordre (=auto-trempe par conduction). On peut alors s'interroger sur la possibilité de changement de phase à ces vitesses et pour des durées si brèves. De plus, si les changements de phases sont possibles, les modèles classiques (par diffusion par exemple) sont-ils aptes à reproduire de telles cinétiques ?

À travers une série d'essais de dilatation libre, on étudiera donc les changements de phase et en particulier le taux d'austénitisation lors de cinétiques de chauffe très importantes. L'idée est d'utiliser les capacités de la machine Gleeble® (chauffe par effet joule) pour atteindre des vitesses de chauffe élevées et d'étudier les changements de phases à travers les relevés de dilatation libre de l'éprouvette.

2.2.2 Conditions expérimentales

Les essais ont été réalisés sur une machine Gleeble® 3500 (Figure 2-9). Cette machine permet de chauffer les éprouvettes par conduction de courant électrique tout en réalisant éventuellement des essais de traction/compression. Elle permet la mesure de la température à l'aide de thermocouples, du déplacement des mors de fixation de l'éprouvette, des efforts sur ces derniers ainsi que la mesure de la dilatation de l'éprouvette par différents systèmes (dilatomètre axial ou radial).

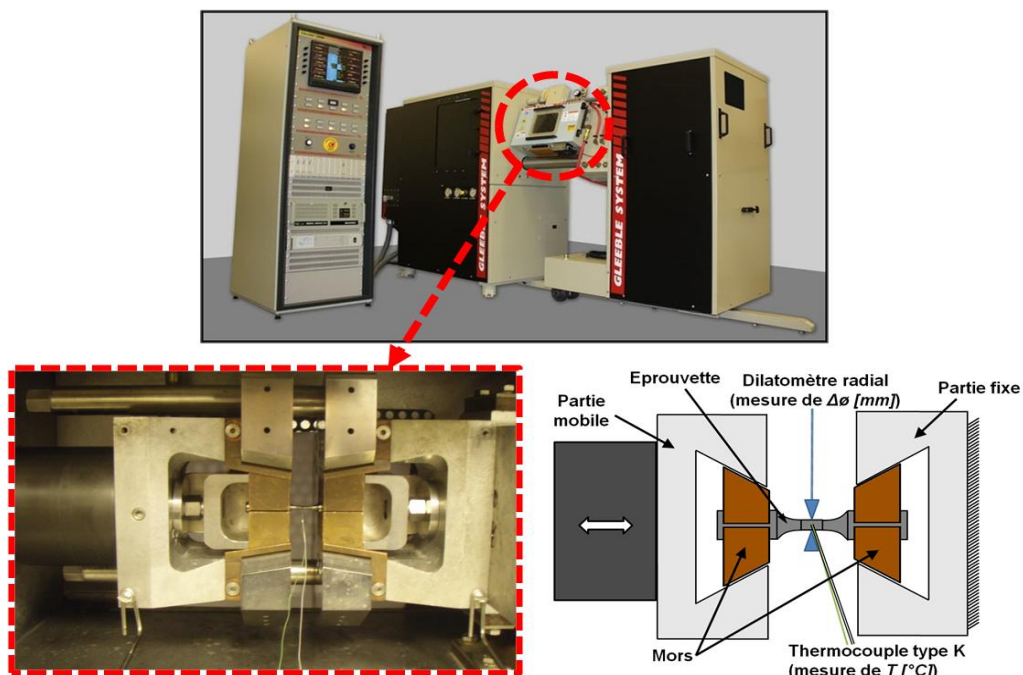


Figure 2-9 Système de chauffe et de traction d'une Gleeble 3500.

Plusieurs formes d'éprouvette ont été testées afin de tester les capacités de la machine en particulier au niveau de la vitesse de chauffe (Figure 2-10). Ces éprouvettes ont été découpées au fil dans un lopin de 15-5PH en condition H1025 puis usinées à la forme souhaitée. Au final, les éprouvettes courtes (type A et C, longueur utile de 12mm) ont été utilisées principalement pour limiter le gradient thermique sur la longueur utile et diminuer le volume chauffé. Les éprouvettes de diamètre $\varnothing=6$ mm peuvent être aisément réglées en température mais sont limitées à une vitesse de chauffe de 3000 °C/s. Pour les éprouvettes de diamètre $\varnothing=3$ mm, la machine Gleeble[®] est directement pilotée en puissance car la régulation en température s'avère plus délicate (dépassement de la consigne). On peut alors atteindre des vitesses de chauffe supérieures à 10000 °C/s.

Une des hypothèses des essais de dilatation libre tient dans le fait que l'éprouvette est libre de toutes contraintes autres que la température. Ainsi, une des extrémités de l'éprouvette doit être laissée libre de se déplacer axialement lorsque l'éprouvette se dilate. Cela est réalisé par la partie mobile de la machine qui, tout en assurant le contact électrique, peut se déplacer. Néanmoins, il subsiste des forces de frottement résiduelles sur cette partie mobile. En mesurant l'effort (≈ 80 N), on peut estimer la contrainte induite dans l'éprouvette à une dizaine de MPa. Au regard des courbes de dilatométrie, ces contraintes parasites ne semblent pas perturber les essais de dilatométrie dans la mesure où le cycle se termine sur une déformation quasi-nulle (pas de plasticité de transformation).

La Gleeble[®] permet également de réaliser des refroidissements rapides par trempe à l'eau ou au gaz. Dans un premier temps, les refroidissements ont été laissés libres (à l'air).

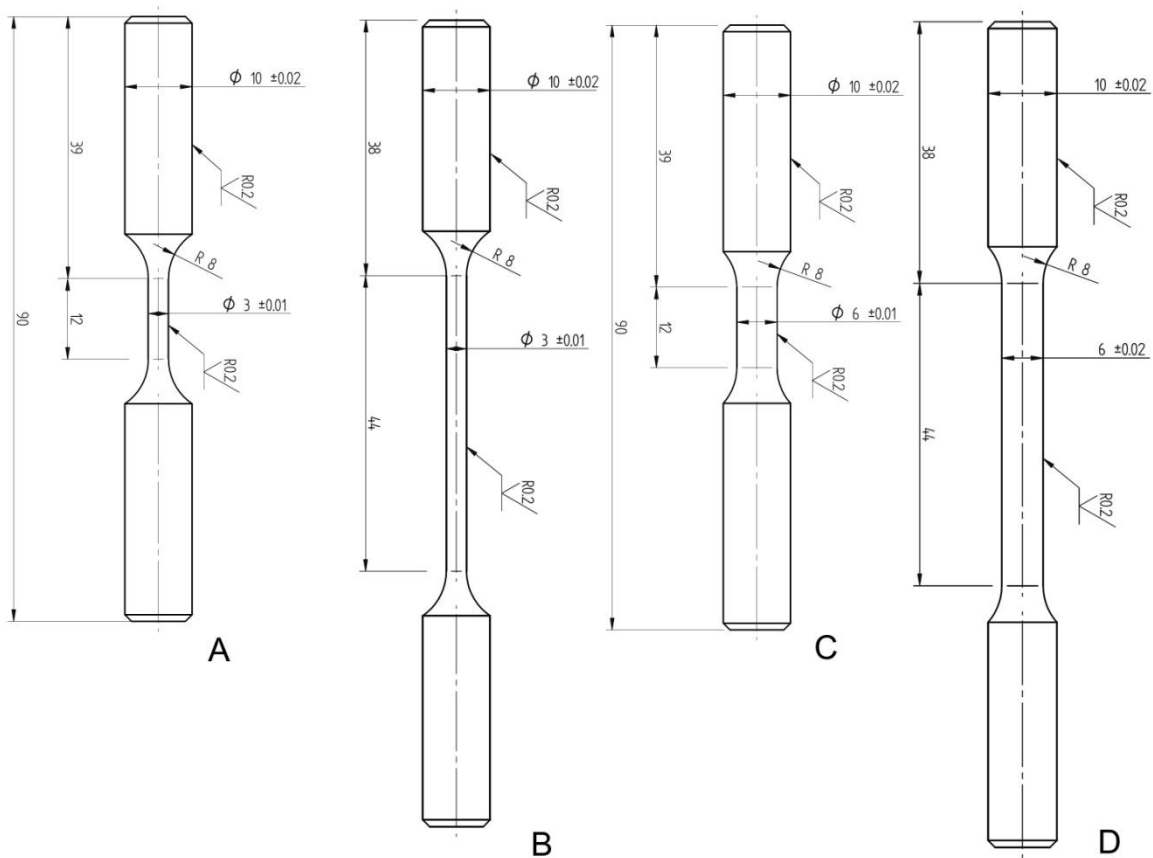


Figure 2-10. Différentes formes d'éprouvettes testées.

2.2.2.1 Difficultés expérimentales lors des essais de chauffes rapides

Les capacités du simulateur thermomécanique Gleeble[®] ont été utilisées pour atteindre des vitesses de chauffe très élevées. La Gleeble[®] permet de chauffer les éprouvettes par effet joule (manifestation thermique de la résistance électrique). Le chauffage se localise dans la zone de l'éprouvette de plus petit diamètre. Le système applique un courant électrique à l'éprouvette de 400V, 50Hz et pouvant atteindre une intensité de 300A durant de courtes durées de chauffe (d'après les données du fabricant DSI). Le courant est sinusoïdal tronqué avec une fréquence de 50Hz. Pour maîtriser le courant électrique transmis à l'éprouvette (et donc la vitesse de chauffe), le système contrôle la durée de la zone tronquée. Ce paramètre est appelé « PowerAngle » (Figure 2-11) c'est à dire la proportion transmise du courant sinusoïdal. Il peut varier entre 0° et 110°.

On remarquera alors qu'à chaque demi-sinusoïde le courant dans l'éprouvette est donc nul durant un certain temps. Cet instant est alors utilisé pour effectuer la mesure de température sans que le signal des thermocouples soit perturbé par le courant intense parcourant l'éprouvette durant le reste de la période. Le contrecoup de ce principe est que la fréquence d'acquisition de la température est fixée à deux fois la fréquence du courant de chauffe de la Gleeble, elle-même indexée sur la fréquence réseau (=50Hz), soit une fréquence d'acquisition en température de 100Hz.

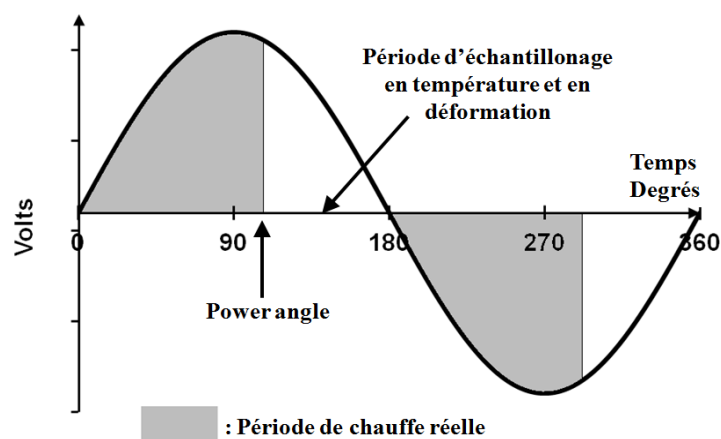


Figure 2-11 Représentation de la courbe de chauffe effective et du paramètre PowerAngle.

La mesure de dilatation est effectuée par un dilatomètre diamétral de type LVDT (de l'anglais Linear Variable Differential Transformer), c'est à dire un capteur électrique passif (inductif) de déplacements linéaires basant sa mesure sur la modification de la distribution des champs due au déplacement d'un noyau ferromagnétique à l'intérieur d'un transformateur. L'utilisation d'un dilatomètre radial permet de réduire les problèmes liés aux forts gradients de température qui viendraient perturber une mesure de déformation axiale. On considère alors que la température est homogène sur une section de l'éprouvette. Les simulations numériques présentées par la suite confirmeront cette hypothèse.

A l'instar de la mesure de température, la mesure de déformation doit être réalisée lorsque le courant dans l'éprouvette est nul à chaque demi-période. En effet, lors d'essais de chauffe rapide (plusieurs milliers de degrés par seconde), la mesure de dilatation (= le capteur inductif LVDT) est très fortement perturbée par les champs magnétiques générés par le courant de chauffe intense ($\pm 300A$). La mesure de dilatation devient alors inexploitable (Figure 2-12). Ainsi, le taux d'échantillonnage est donc également fixé à 100Hz, ce qui peut limiter la précision de la mesure pour les vitesses de chauffe les plus importantes.

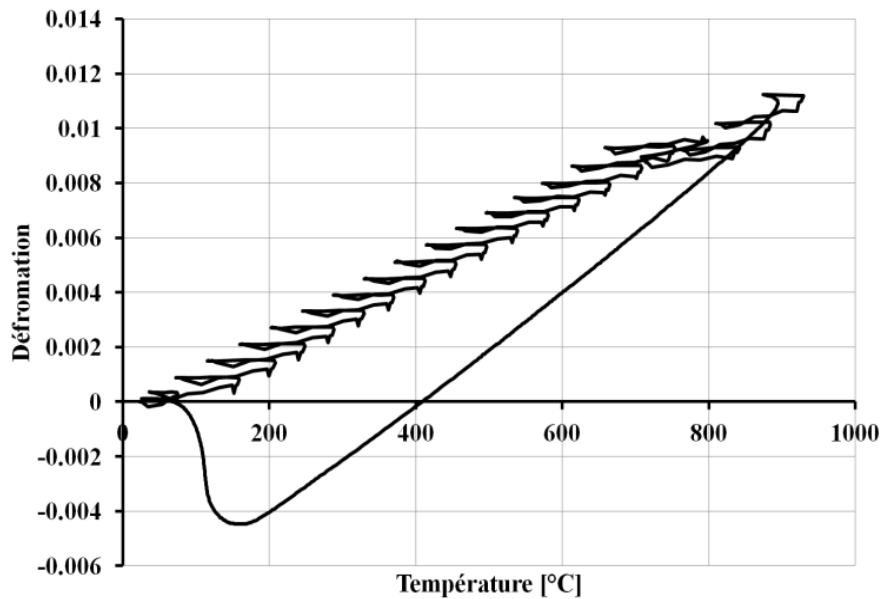


Figure 2-12 Exemple de courbe de dilatométrie à 3500 °C/s dont la mesure de dilatation est perturbée par le champ magnétique généré par le courant de chauffe.

Le choix des thermocouples est également un paramètre important pour des mesures avec des cinétiques de chauffe importantes. A partir d'une campagne d'essais préliminaires dont les difficultés sont présentés dans l'annexe 1, l'utilisation de thermocouples de faible diamètre (80 μm) de type K s'est révélée très efficace pour des essais jusqu'à 11000 °C/s. L'idée étant de réduire au maximum l'inertie thermique de ces derniers, l'utilisation de thermocouples de diamètres encore inférieurs aurait pu être une solution pour des essais encore plus rapide mais cela présente alors d'autres difficultés de mise en œuvre (soudure, fragilité,...).

Chaque essai a été reproduit au minimum deux fois. On peut estimer les incertitudes de mesure lors des essais les plus rapides à ± 20 °C pour A_{c1} et ± 35 °C pour A_{c3} . Ces écarts sont dus à la difficulté de localiser précisément la perte de linéarité de la courbe température-déformation ainsi qu'à la reproductibilité des mesures et sont illustrés Figure 2-13.

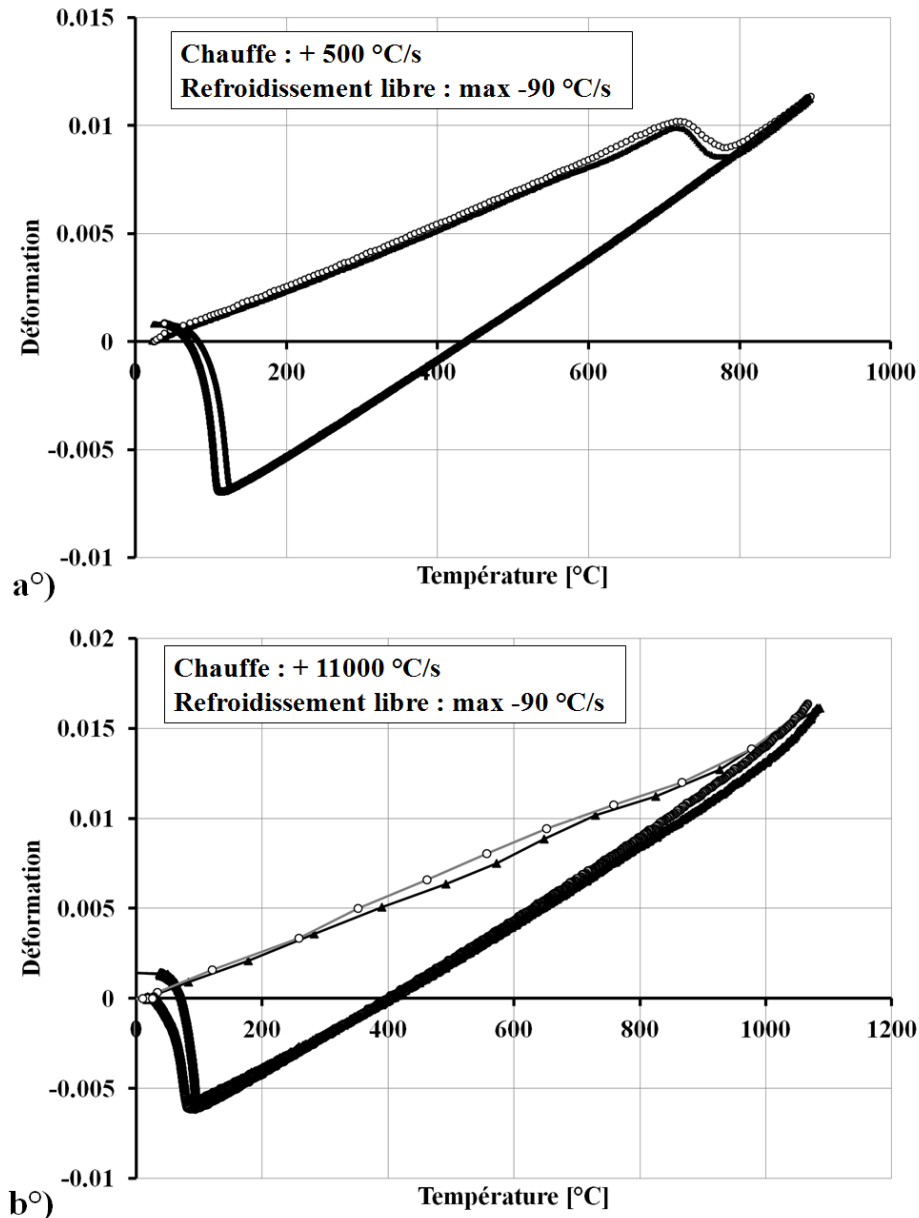


Figure 2-13 Exemple de courbes de dilatométrie présentant les points de mesure pour deux essais dans le cas d'une chauffe à 500 °C/s (a) et d'une chauffe à 11000 °C/s (b).

Les cycles de chauffe rapide sont obtenus en utilisant les limites de courant disponibles sur la Gleeble. Pour des chauffes jusqu'à 3500 °C/s, on utilise des éprouvettes de diamètre 6 mm. Les avantages de cette condition est que l'on peut piloter la machine directement à partir d'une consigne en vitesse de chauffe et en température maximale atteinte. La section importante de l'éprouvette permet une régulation correcte du courant de chauffe. Ensuite, on peut atteindre 11000 °C/s avec des éprouvettes de diamètre 3 mm. Dans ce cas, la machine régule mal le courant de chauffe à fournir (section d'éprouvette trop faible). On pilote alors la Gleeble directement à partir du paramètre de PowerAngle (proportion de la sinusoïde transmise). Il est alors globalement très difficile de prévoir les cinétiques de chauffe ainsi que la température maximale que l'on va obtenir. Dès lors, les valeurs des vitesses de chauffe sont mesurées a posteriori à partir des courbes de température (Figure 2-14). On remarquera que la chauffe se fait de façon quasi-linéaire et dure entre 160 s (6 °C/s) et 0.1 s (11000 °C/s).

Le refroidissement est laissé libre par conduction dans les mors et convection avec l'air ambiant. La vitesse de refroidissement maximale est de $-90\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ lorsque la chauffe s'arrête (début de la décroissance exponentielle).

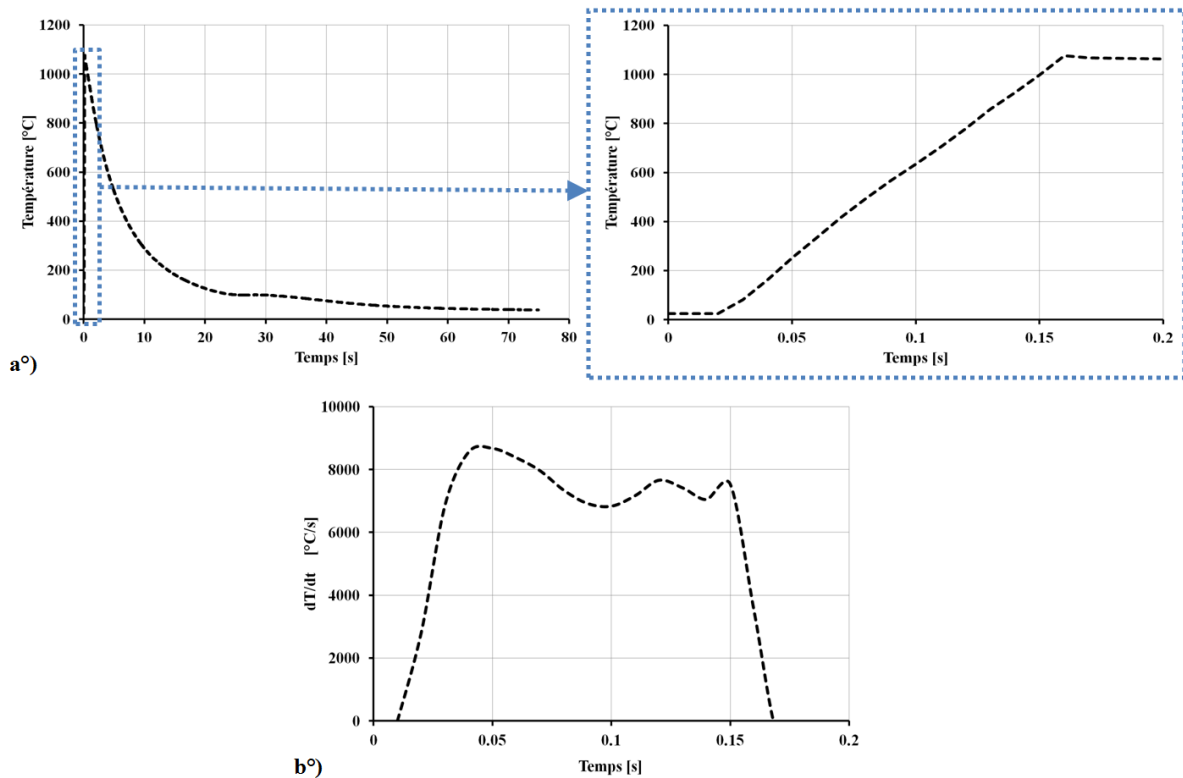


Figure 2-14 (a) Mesure de la température en fonction du temps pour un essai à $7750\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b) dérivée de la température en fonction du temps lors de la chauffe à $7750\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

2.2.3 Résultats des essais de dilatométrie libre

2.2.3.1 Cycle lent

Il s'agit d'une chauffe à $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ et d'un refroidissement contrôlé à $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (Figure 2-15). Ainsi, de nombreux essais ont pu être réalisés ce qui permet d'obtenir une bonne caractérisation des variations des valeurs $Ac1$, $Ac3$ et Ms (Figure 2-16).

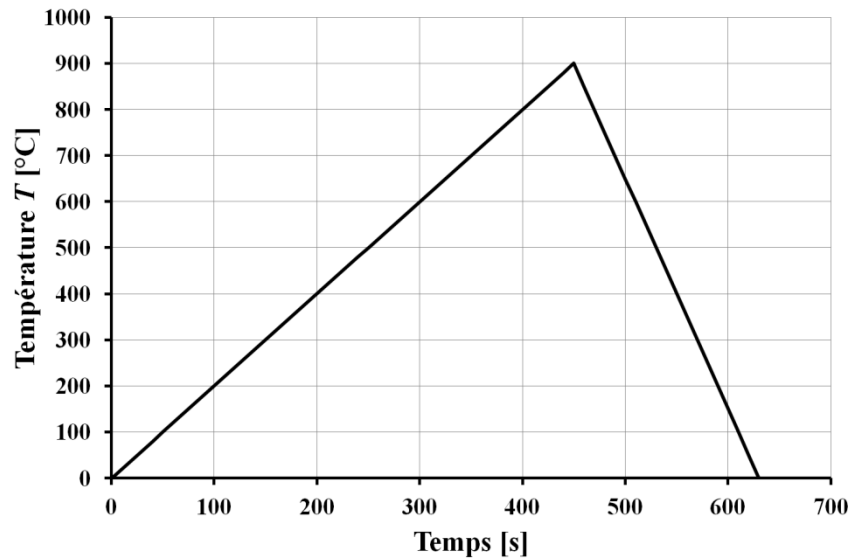


Figure 2-15. Cycle thermique lent : chauffe à 2 °C/s, refroidissement à 5 °C/s

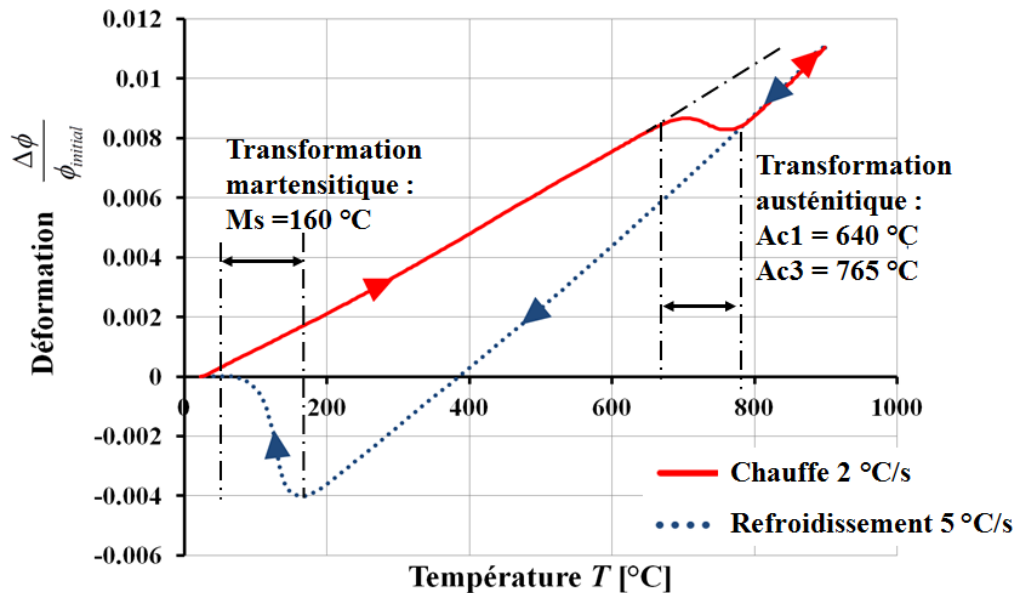


Figure 2-16. Déformation en fonction de la température lors d'un cycle thermique lent.

On peut constater que les valeurs annoncées par Wu (Wu, 2007) lors de ses travaux de thèse sur le 15-5PH sont différentes de celles mesurées par cette série d'essais. On mesure ici : $Ac1=640$ °C (760 °C pour Wu), $Ac3=765$ °C (820 °C pour Wu), $Ms=160$ °C (150 °C pour Wu). Des différences dans la composition des matériaux pourraient justifier ces écarts.

2.2.3.2 Cycles de chauffes rapides

La Figure 2-17 présente les mesures de dilatation libre réalisées pour différentes vitesses de chauffe de 6 °C/s à 11000 °C/s. On relève alors pour l'ensemble des courbes les températures de début et de fin de transformation $Ac1$ et $Ac3$ (Figure 2-17 et Tableau 2-2).

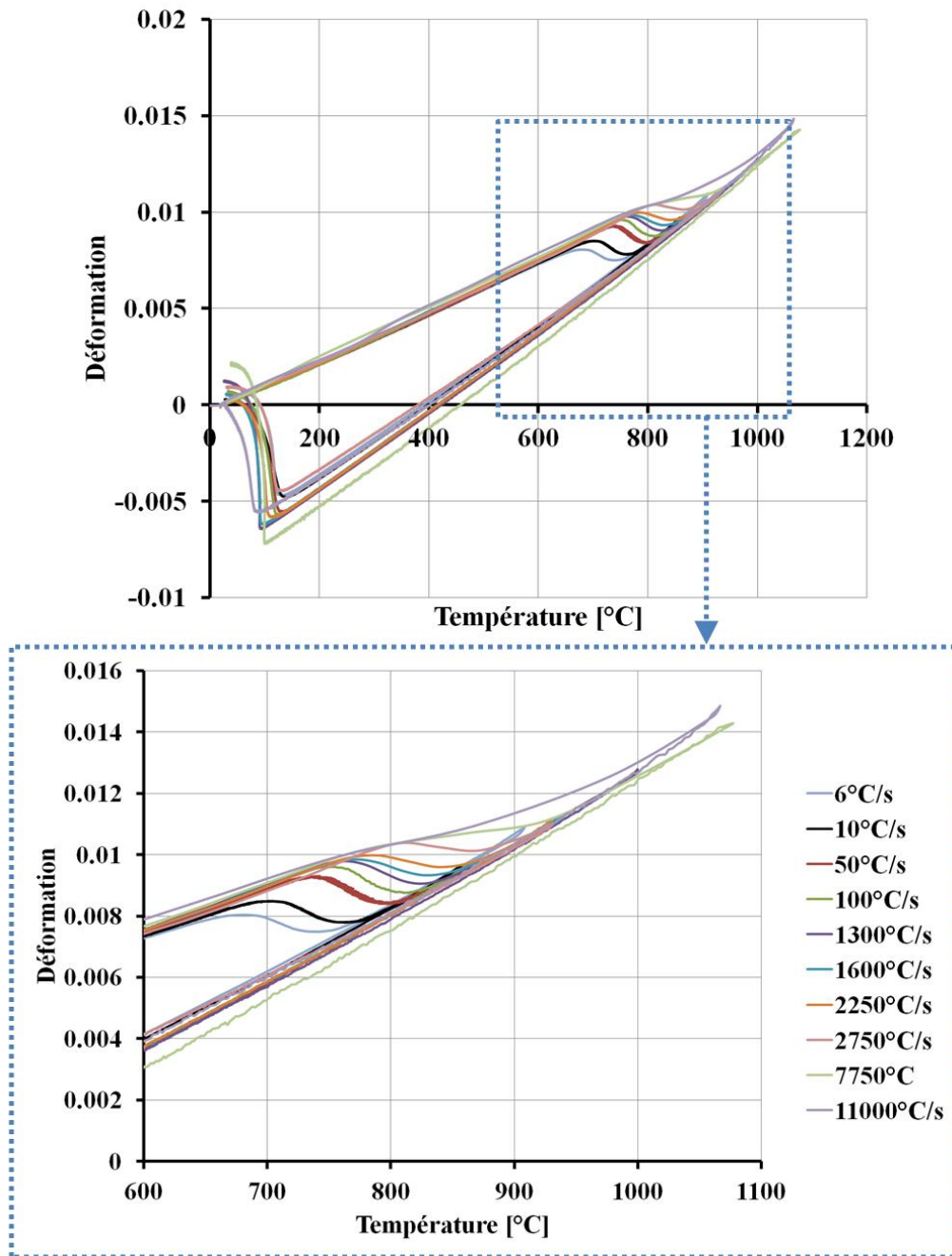


Figure 2-17 Mesures de dilatation libre pour des vitesses de chauffe allant de 6 °C/s à 11000 °C/s.

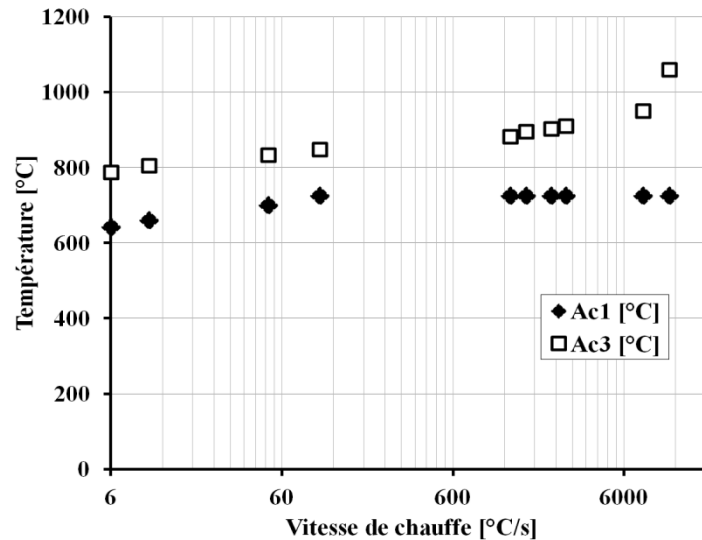


Figure 2-18 Evolution des températures $Ac1$ et $Ac3$ en fonction de la vitesse de chauffe.

Vitesse de chauffe [°C/s]	$Ac1$ [°C]	$Ac3$ [°C]	Plage d'austénitisation [°C]
6	642	788	146
10	660	805	145
50	700	834	134
100	720	848	128
1300	725	882	157
1600	725	895	170
2250	725	903	178
2750	725	910	185
7750	725	950	225
11000	725	1060	335

Tableau 2-2 Variation des températures $Ac1$ et $Ac3$ en fonction de la vitesse de chauffe.

On peut noter que l'évolution de la transformation en fonction de la vitesse de chauffe peut se décomposer en deux zones. Pour les vitesses de chauffe comprises entre 6 °C/s et 100 °C/s, la vitesse de transformation augmente et la plage d'austénitisation diminue légèrement (passant de 146 à 128 °C entre $Ac1$ et $Ac3$). La température de début de transformation $Ac1$ augmente notablement (passant de 642 à 720 °C). Pour les vitesses de chauffe de 1300 °C/s à 11000 °C/s, la température $Ac1$ se stabilise aux alentours de 725 °C. Cependant, la température de fin de transformation $Ac3$ continue d'augmenter. Ainsi, la plage de transformation s'étend pour atteindre 335 °C à 11000 °C/s.

La Figure 2-19 montre les microstructures obtenues pour différentes vitesses de chauffe et la comparaison avec le matériau d'origine. Tous les échantillons montrent une structure martensitique fine, mais sous une forme légèrement différente. Le matériau d'origine présente des marques très visibles des grains d'austénite primaire (Figure 2-19 (a)). Ces frontières disparaissent totalement après un chauffage à 6 °C/s et 700 °C/s (Figure 2-19 (b) et (c)) mais sont toujours visibles après un chauffage à 11000 °C/s (Figure 2-19 (c)). La structure finale de la martensite obtenue après la chauffe lente 6 °C/s est relativement différente de celles obtenues pour les chauffés rapides 700 °C/s et 11000 °C/s (plus ressemblantes).

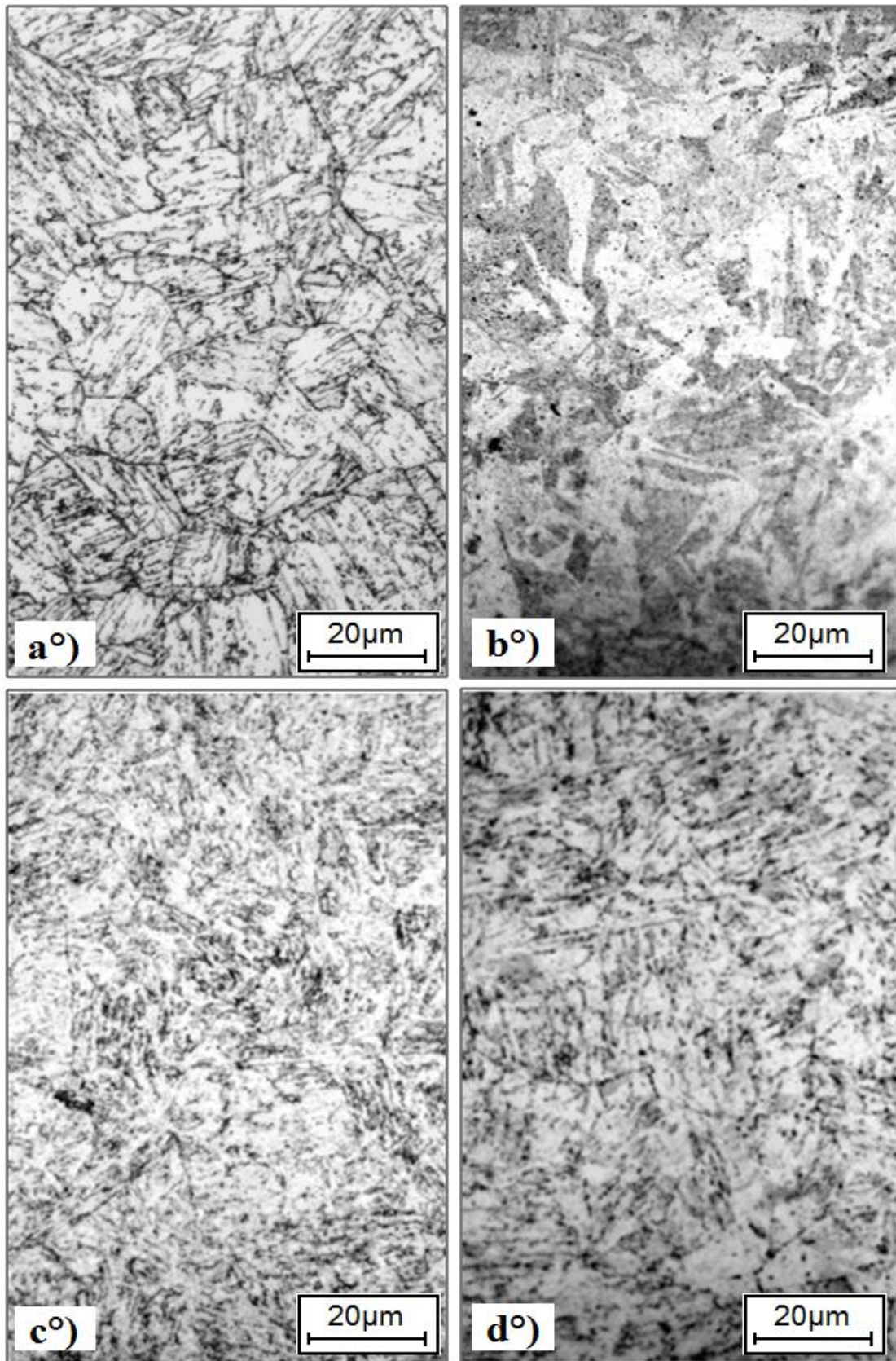


Figure 2-19 Micrographie optique de la microstructure du 15-5PH : a°) avant les essais de dilatation (matériau d'origine) et après différents cycles thermiques : b°) chauffe à 6 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; c°) chauffe à 700 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; d°) chauffe à 11000 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s.

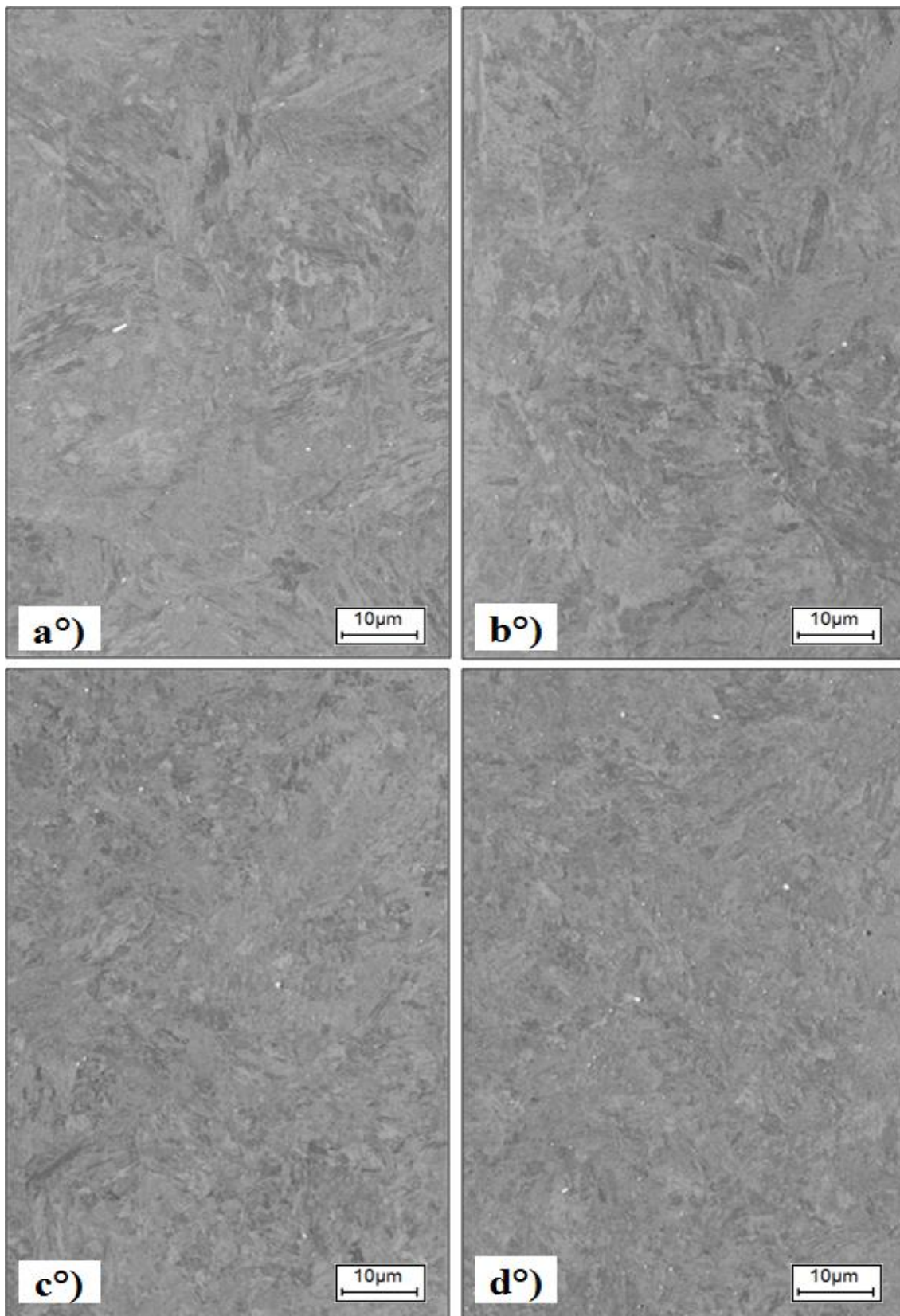


Figure 2-20 Micrographie au MEB de la microstructure du 15-5PH : a°) avant les essais de dilatation (matériau d'origine) et après différents cycles thermiques : b°) chauffe à 6 °C/s, Tmax 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; c°) chauffe à 700 °C/s, Tmax 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; d°) chauffe à 11000 °C/s, Tmax 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s.

2.2.3.3 Estimation de l'énergie d'activation de la transformation

Il est possible à partir des courbes de dilatométrie libre d'estimer l'énergie d'activation de la transformation étudiée. Cette grandeur peut ensuite être utilisée comme critère de choix vis-à-vis de la caractérisation du type de transformation en présence. On utilise la méthode développée par Mittemeijer (Mittemeijer, *et al.*, 1988) pour calculer cette énergie.

Pour un taux de chauffe constant, on peut considérer l'équation suivante :

$$\ln\left(\frac{(T_f)^2}{\dot{T}}\right) = \frac{E}{RT_f} + \ln\left(\frac{E}{Rk_0}\right) + \ln(\beta_f)$$

Équation 2-8

où T_f est la température pour un taux de transformation fixé, \dot{T} est la vitesse de chauffe, E est l'énergie d'activation de la transformation, R est la constante des gaz parfaits, β_f est une variable d'état définie pour une fraction de transformation f , et k_0 est le facteur pré-exponentiel (ou facteur de fréquence).

L'abscisse T_i du point d'inflexion de la courbe de dilatation libre (ε fonction de T) lors de la chauffe peut être considérée comme un point où le taux de transformation est commun à l'ensemble des configurations. C'est-à-dire que pour l'ensemble des courbes présentées Figure 2-17, la proportion d'austénite formée au niveau du point d'inflexion (correspondant à la température T_i) est identique. La température T_i peut donc être utilisée comme valeur pour T_f (Mittemeijer, *et al.*, 1988).

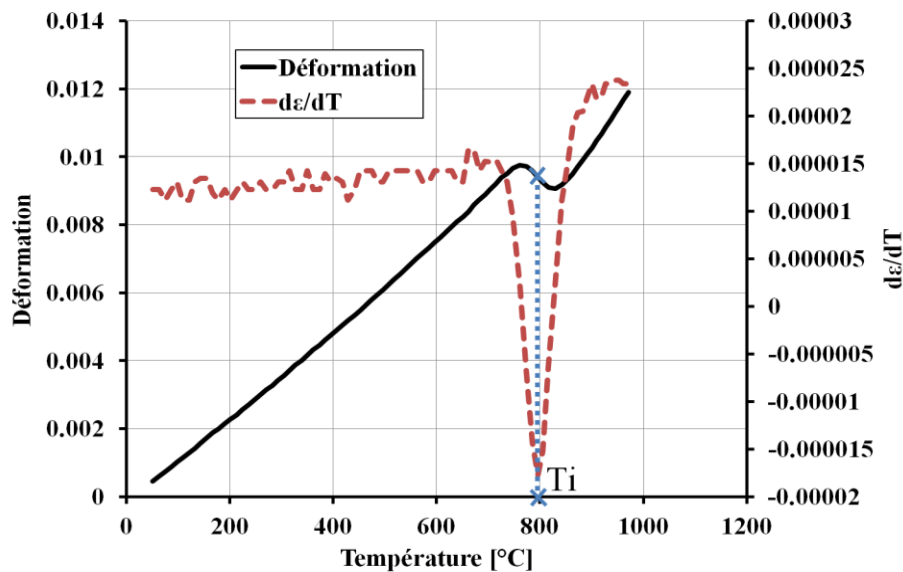


Figure 2-21 Exemple de détermination de la température T_i pour une courbe de dilatation correspondant à une chauffe de 1300 °C/s.

Afin de déterminer la valeur de cette température T_i et étudier l'influence de la vitesse de chauffe sur la cinétique de transformation, on peut tracer la dérivée de la déformation en fonction de la température (Figure 2-21 et Figure 2-22). Ce tracé représente à la fois la plage de température durant laquelle se produit la transformation austénitique et le taux de transformation (directement donné par la pente de la courbe de dilatation libre).

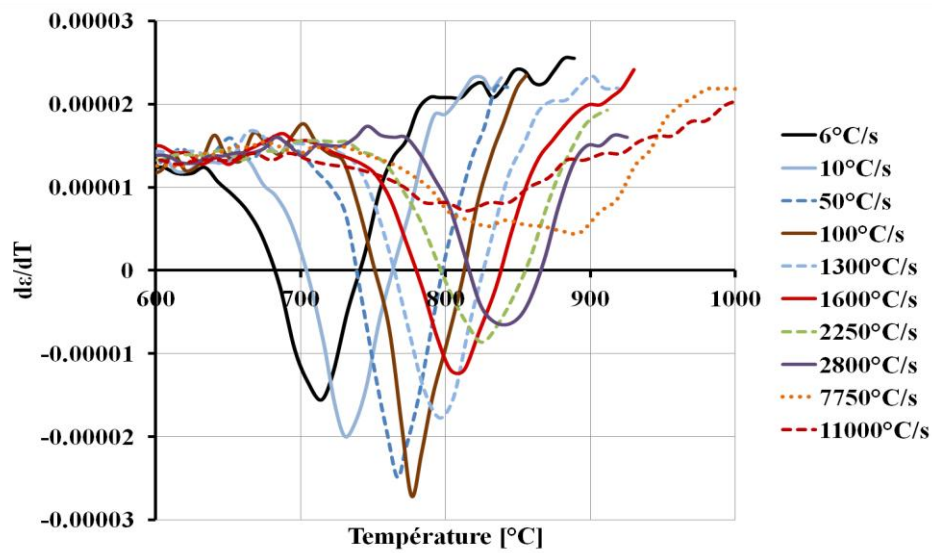


Figure 2-22 Dérivée de la déformation en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffe.

Vitesse de chauffe [°C/s]	Ti [°C]
6	715
10	730
50	767
100	775
1300	795
1600	803
2250	815
2750	840
7750	867
11000	900

Tableau 2-3. Température Ti en fonction de la vitesse de chauffe.

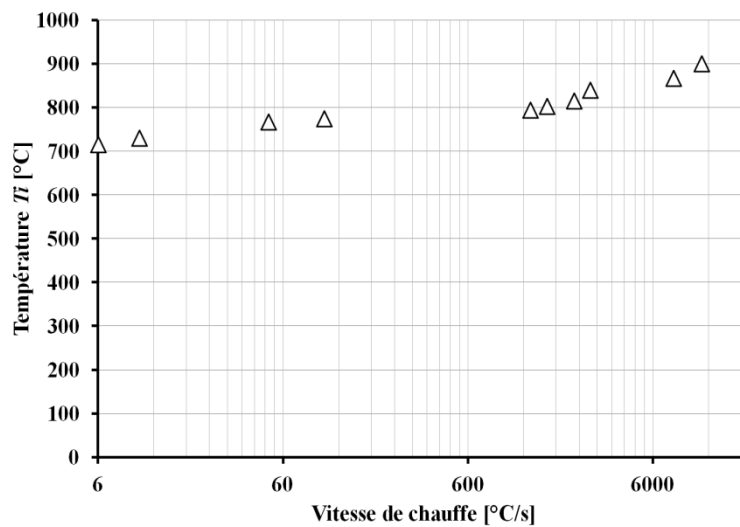


Figure 2-23 Évolution de la température Ti en fonction de la vitesse de chauffe.

La température T_i (correspondant à l'abscisse des creux de chaque courbe Figure 2-22) augmente avec la vitesse de chauffe. On peut remarquer que pour une vitesse de 11000 °C/s, la température T_i n'est pas lisible directement sur la Figure 2-22. En effet, la forme particulière de la courbe de dilatation à 11000 °C/s (légère courbure probablement due à des difficultés et des imprécisions de mesures) modifie la position du point d'inflexion T_i sur la Figure 2-22. On peut néanmoins estimer sa valeur directement sur la courbe de la dilatation libre (Figure 2-17).

La valeur de $\ln\left(\frac{E}{Rk_0}\right) + \ln(\beta_f)$ est constante pour un taux d'austénite formée donné f (Équation 2-8). Il est alors possible de tracer $\ln\left(\frac{(T_i)^2}{\dot{T}}\right)$ en fonction de $\frac{1}{T_i}$. D'après l'Équation 2-8, il en résulte des droites dont la pente est égale à E/R (Figure 2-24). On peut alors aisément extraire l'évolution de l'énergie d'activation E en fonction de la vitesse de chauffe (Tableau 2-4).

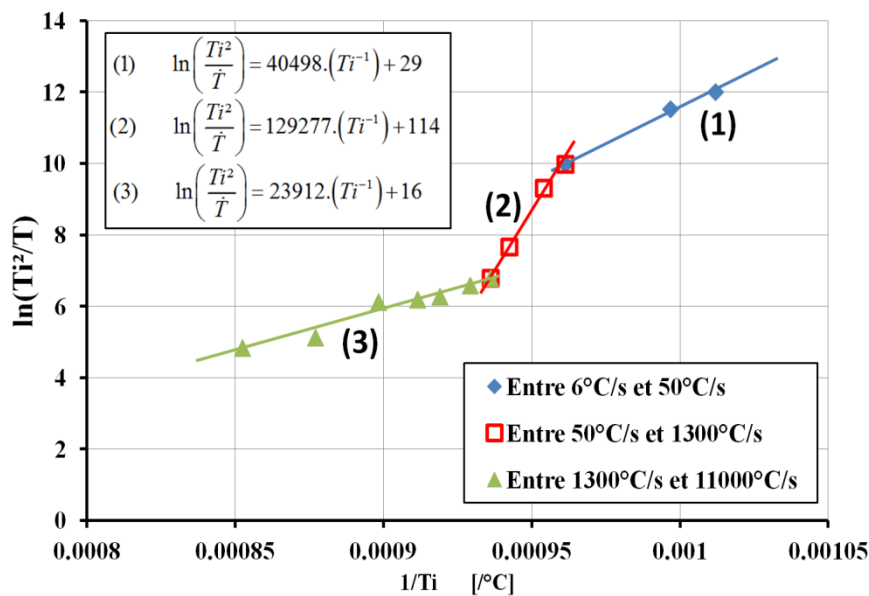


Figure 2-24. Détermination de l'énergie d'activation en fonction de la vitesse de chauffe

La Figure 2-24 présente trois zones distinctes : entre 6 et 50 °C/s, entre 50 °C/s et 1300 °C/s et entre 1300 °C/s et 11000 °C/s. On extrait alors E en divisant la pente des courbes par $R= 8,314472$ J/mol/K.

Vitesse de chauffe [°C/s]	Energie d'activation [kJ/mol]
Entre 6 et 50 °C/s	262
Entre 50 °C/s et 1300 °C/s	1075
Entre 1300 °C/s et 11000 °C/s	200

Tableau 2-4 Évolution de l'énergie d'activation en fonction de la vitesse de chauffe.

L'énergie d'activation pour la diffusion d'éléments dans les aciers en structure α est connue pour être aux alentours de 250 kJ/mol ((Kappoor, *et al.*, 2004), (Hirvonen, *et al.*, 1982), (Irmer, *et al.*, 1972)). Pour un acier inoxydable martensitique 17-4PH (très proche du 15-5PH par ces propriétés et sa composition), Kappoor (Kappoor, *et al.*, 2004) a estimé la variation de l'énergie d'activation jusqu'à une vitesse de 200 °C/s. Selon Kappoor (Kappoor,

et al., 2004), l'énergie d'activation vaut 248 kJ/mol jusqu'à 20 °C/s puis 904 kJ/mol au-delà (soit jusqu'à 200 °C/s). Il interprète cette évolution comme le passage d'une austénitisation par diffusion classique à une transformation par cisaillement (displacive).

Finalement, les valeurs d'énergie d'activation présentées Tableau 2-4 sont très proches de celles déterminées par Kapoor (262 kJ/mol jusqu'à 50 °C/s puis 1075 kJ/mol jusqu'à 1300 °C/s). Néanmoins, une nouvelle variation semble intervenir au alentour de 1300 °C/s pour revenir à des valeurs d'énergie d'activation plus faibles (200 kJ/mol). Cette nouvelle donnée semble contredire les conclusions faites par Kapoor (Kappoor, *et al.*, 2004). En effet, il est peu probable que la transformation se fasse tour à tour par diffusion, puis par cisaillement pour finalement revenir à une transformation par diffusion pour des vitesses de chauffe plus importantes. Il est cependant très difficile de justifier les phénomènes physiques conduisant à ces variations d'énergie d'activation. En effet à vitesse de chauffe élevée, les phénomènes mesurés se produisent hors équilibre. De plus, l'austénite formée n'est pas homogène. Enfin, le 15-5PH se compose de nombreux éléments d'alliage (cuivre, chrome, nickel, silicium, niobium,...) pouvant jouer un rôle variable en fonction de leurs caractéristiques de diffusion, des cinétiques de chauffe et des températures atteintes.

2.2.4 Discussion

On peut tenter de déduire la nature de la transformation austénitique étudiée à partir des mesures réalisées. Ainsi on constate une dépendance des températures de début et de fin de transformation $Ac1$ et $Ac3$ à la vitesse de chauffe et ce, même pour les plus hautes vitesses de chauffe testées (11000 °C/s). La plage d'austénitisation ne cesse de croître avec la vitesse de chauffe. De plus, même si on observe des variations du niveau de l'énergie d'activation, les fluctuations observées s'opposent à en tirer une conclusion en terme de changements de mode de transformation. Finalement, ni la stabilisation des températures $Ac1$ et $Ac3$ (observées par Leem, *et al.*, 2001), ni le changement d'énergie d'activation (Kappoor, *et al.*, 2004) ne permettent dans notre étude de conclure au passage d'une austénitisation classique à une transformation displacive (de type martensitique) lorsque les cinétiques de chauffe deviennent très élevées.

La dépendance du taux de transformation à la vitesse de chauffe se rapproche d'un mode de transformation par diffusion. Néanmoins, les variations de l'énergie d'activation ainsi que de la plage d'austénitisation rendent délicate une conclusion définitive sur la nature exacte de la transformation. Le modèle d'austénitisation recherché devra donc rendre compte de ces phénomènes observés.

2.3 Développement d'un modèle métallurgique pour des cinétiques thermiques élevées à partir des essais de dilatation libre

2.3.1 Hypothèses et calibration des paramètres du modèle

Le modèle métallurgique recherché vise à reproduire les cinétiques d'austénitisation observées expérimentalement pour des vitesses de chauffe élevées. Les conclusions des essais de dilatométrie libre montrent la dépendance de la transformation austénitique aux cinétiques thermiques sur l'ensemble de la plage testée. Ainsi, la variante du modèle de Leblond (Leblond, *et al.*, 1984), présenté en première partie de ce chapitre par l'Équation 2-5, est adaptée à la modélisation.

Les différents paramètres de l'Équation 2-5 (τ et Z_{ref} caractérisé par les températures $Ac1Z_{ref}$ et $Ac3Z_{ref}$) ont été calibrés à partir des essais de dilatation libre. Les hypothèses suivantes ont été prises en compte :

- Étant donné les variations des températures $Ac1$ et $Ac3$ constatées lors de l'évolution de la vitesse de chauffe, Z_{ref} (proportion d'austénite à l'équilibre) sera considérée comme dépendante de la température T mais également de la vitesse de chauffe \dot{T} . La proportion d'austénite Z_{ref} évolue de 0 à 100% de façon linéaire entre deux températures $Ac1Z_{ref}$ and $Ac3Z_{ref}$.

Ac1Z_{ref}:

$$|\dot{T}| < 6 \text{ °C/s} \rightarrow Ac1Z_{ref} = 642 \text{ °C}$$

$$|\dot{T}| > 380 \text{ °C/s} \rightarrow Ac1Z_{ref} = 765 \text{ °C}$$

$$6 \text{ °C/s} < |\dot{T}| < 380 \text{ °C/s} \rightarrow Ac1Z_{ref} = 597 \cdot |\dot{T}|^{0.04}$$

Ac3Z_{ref}:

$$|\dot{T}| < 6 \text{ °C/s} \rightarrow Ac3Z_{ref} = 754 \text{ °C}$$

$$|\dot{T}| > 200 \text{ °C/s} \rightarrow Ac3Z_{ref} = 830 \text{ °C}$$

$$6 \text{ °C/s} < |\dot{T}| < 200 \text{ °C/s} \rightarrow Ac3Z_{ref} = 717 \cdot |\dot{T}|^{0.03}$$

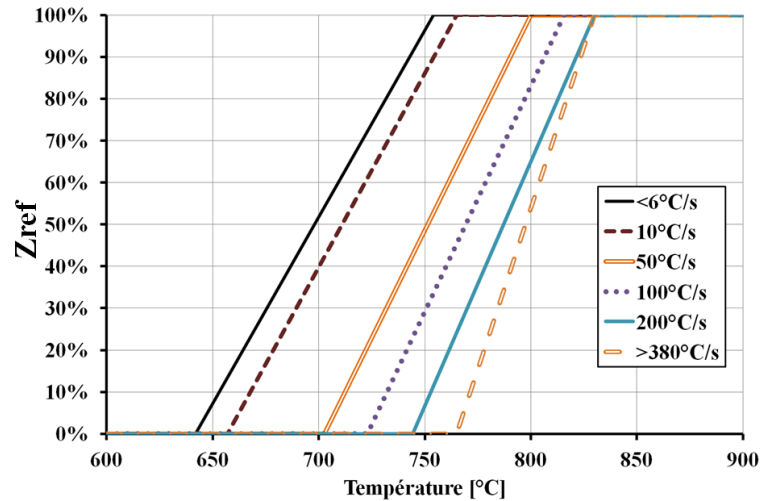


Figure 2-25 Évolution de proportion d'austénite Z_{ref} en fonction de la vitesse de chauffe.

- Le temps retard τ associé à la réaction sera dépendant de la vitesse de chauffe \dot{T} et diminuera de 60% de sa valeur initiale durant la réaction afin de modéliser l'augmentation de la vitesse d'austénitisation entre $Ac1$ et $Ac3$.

Temps retard τ :

$$|\dot{T}| < 6 \text{ °C/s} \rightarrow \tau = 8.75 \text{ s}$$

$$|\dot{T}| > 1300 \text{ °C/s} \rightarrow \tau = 0.026 \text{ s}$$

$$6 \text{ °C/s} < |\dot{T}| < 1300 \text{ °C/s} \rightarrow \tau = 36 / |\dot{T}|$$

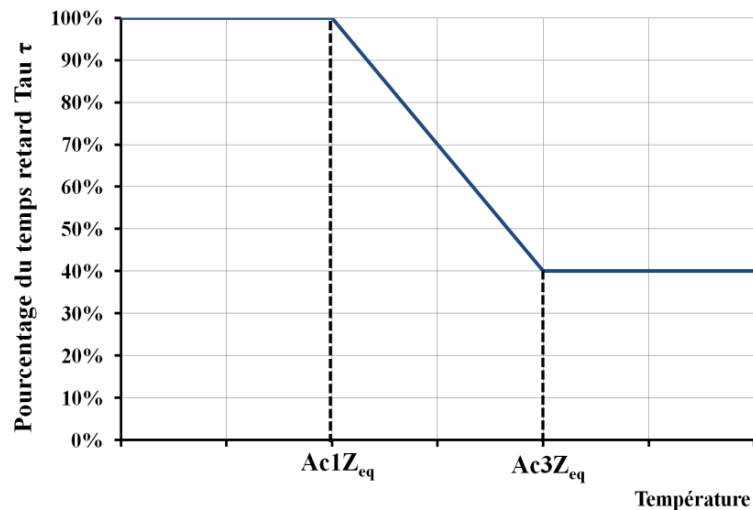


Figure 2-26 Évolution du temps retard en fonction de la température.

- L'austénisation pourra se poursuivre au refroidissement si le taux d'austénisation n'est pas de 100% à la fin de chauffe et tant que la température reste supérieure à $Ac1$. Cette hypothèse, confirmée par les travaux de Katsamas (Katsamas, 2007), est importante pour la simulation de chauffés rapides (ne permettant pas une austénisation totale) et de refroidissements lents.

On peut remarquer que, pour \dot{T} supérieur à 1300 °C/s, le modèle se simplifie car l'ensemble des paramètres du modèle ($Ac1Z_{ref}$, $Ac3Z_{ref}$, τ , ...) deviennent indépendants de \dot{T} . Les paramètres étant fixés, l'évolution du taux d'austénitisation dépend uniquement de la réaction du modèle aux variations de la cinétique de chauffe (et de refroidissement).

2.3.2 Implémentation du modèle calibré sous Sysweld® et modélisation de l'essai de dilatation libre

Afin de valider la calibration du modèle métallurgique effectuée en le comparant avec les résultats expérimentaux, le modèle a été implémenté sous Sysweld® et l'essai de dilatométrie libre réalisé sur machine Gleeble® a été simulé (Figure 2-29). Le modèle métallurgique calibré a été introduit dans Sysweld® en utilisant la fonctionnalité permettant d'implémenter des modèles métallurgiques « utilisateurs ». Les variables d'entrée sont le temps, la température, la variation de la température, la proportion des phases (martensite et austénite). Le modèle métallurgique « utilisateur » renvoie les variations de proportion des phases et le logiciel se charge de l'intégration de ces variables. La programmation est réalisée en FORTRAN simplifié, la routine est donnée en annexe 2.

On utilise les propriétés de symétrie de l'éprouvette de dilatométrie pour simplifier le modèle. On met ainsi en place une symétrie axiale en ne simulant qu'une demi-éprouvette. Le mors de cuivre est reproduit également. L'utilisation d'un modèle axisymétrique ne reproduit pas exactement la forme réelle du mors (en réalité de forme prismatique). Cette simplification n'a pas de réelle influence. En effet, le mors dans le modèle permet surtout de fixer l'éprouvette (la zone de contact mors/éprouvette est conforme à la réalité), d'évacuer la chaleur par la zone de contact et de servir d'entrée pour le courant électrique de chauffe. On applique sur la face supérieur du mors une densité de courant comprise entre 0.05 et 1.3 A/mm² en fonction de la vitesse de chauffe souhaitée (10 °C/s à 10000 °C/s).

Comme lors des essais, l'éprouvette est libre de se dilater suivant l'axe Y. Lors des simulations, on extrait la température et le déplacement du point O suivant X (Figure 2-27) comme le font le thermocouple et le dilatomètre radial durant les essais. On peut ainsi tracer les courbes de dilatométrie simulées et les comparer aux résultats expérimentaux.

Les résultats obtenus (Figure 2-28 et Tableau 2-5) valident la calibration des paramètres du modèle d'austénitisation et son implémentation dans le logiciel Sysweld®. En effet, les écarts de dilatation entre les résultats numériques et expérimentaux lors de l'austénitisation sont en moyenne inférieurs à 3% et en valeur maximum égale à 6% pour des chauffes de 6 à 11000 °C/s.

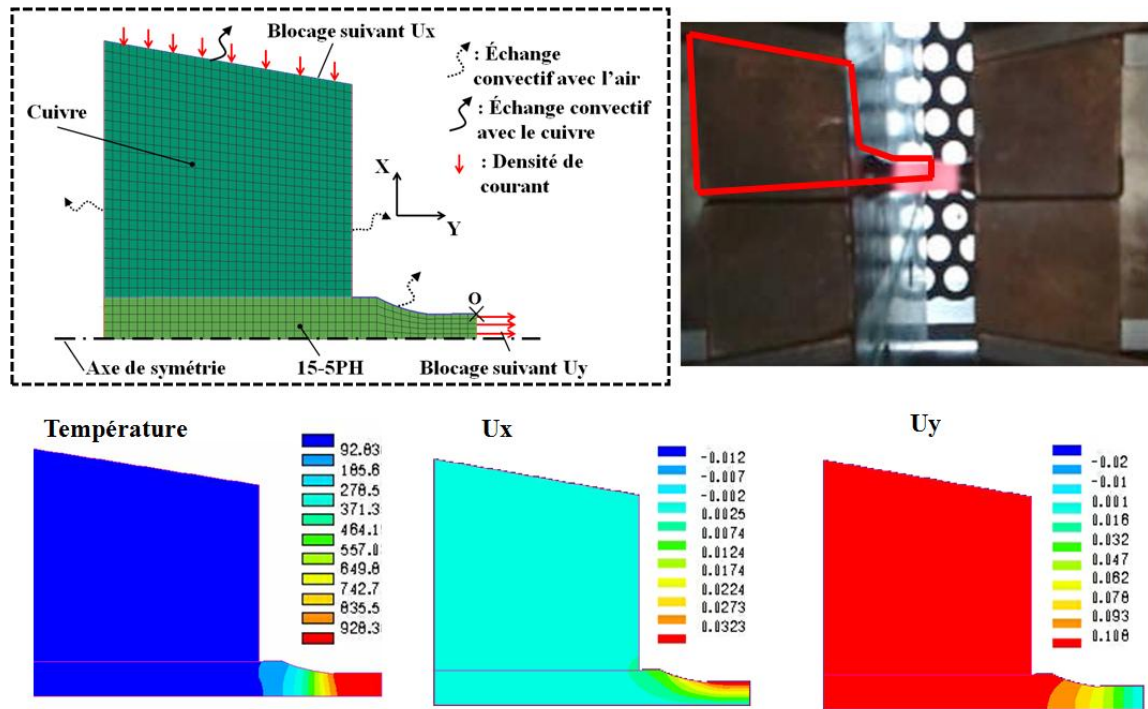


Figure 2-27. Modélisation de l'essai de dilatométrie libre sous Sysweld®.

Vitesse de chauffe	Écart moyen	Écart max.
6 °C/s	3%	6%
10 °C/s	2%	5%
50 °C/s	2%	4%
100 °C/s	1%	4%
1300 °C/s	1%	6%
2750 °C/s	1%	2%
7750 °C/s	1%	3%
11000 °C/s	3%	6%

Tableau 2-5. Quantification des écarts sur les déformations entre numérique et expérimentale.

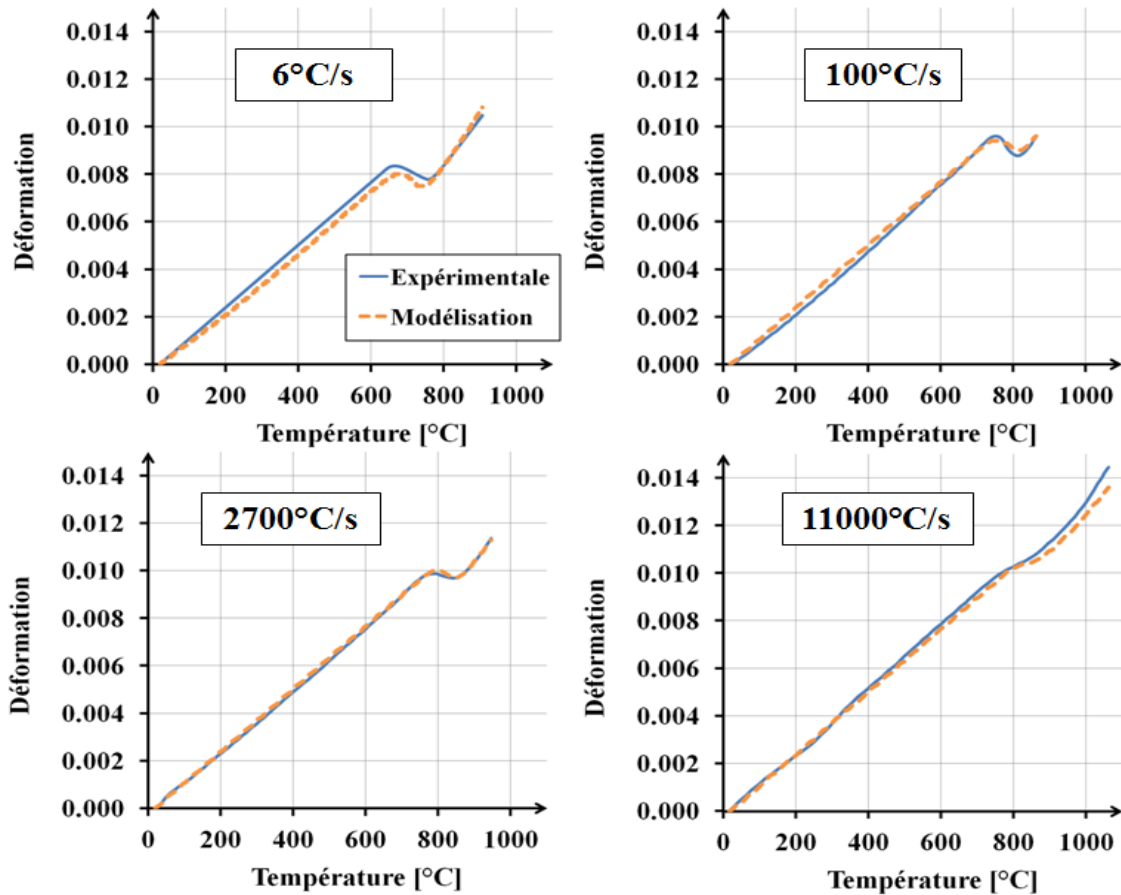


Figure 2-28. Exemples de comparaison des courbes de dilatation expérimentales et numériques.

On peut modéliser l'ensemble de l'essai de dilatation libre afin de comparer les résultats du modèle de métallurgique avec les données expérimentales (Figure 2-17). On utilise pour cela l'Équation 2-7 avec les coefficients suivants :

$$- \Delta \varepsilon_{\alpha, \gamma}^{T_0} = -8.10^{-3} \text{ (pour } T_0 = 20 \text{ °C)}$$

$$- k_{\alpha} = 1.45.10^{-5}$$

$$- k_{\gamma} = 2.2.10^{-5}$$

La transformation martensitique au refroidissement est modélisée à l'aide de l'Équation 2-1 avec les coefficients suivant :

$$- \beta = 0.02$$

$$- Ms = 175 \text{ °C}$$

On obtient alors la Figure 2-29 représentant les résultats de la modélisation du cycle complet (chauffe et refroidissement) de dilatation libre pour différentes vitesses de chauffe (de 6 °C/s à 11000 °C/s). La concordance avec les données expérimentales (Figure 2-17) confirme les paramètres identifiés pour le modèle métallurgique. On notera entre autres, les évolutions des températures $Ac1$ et $Ac3$ pour des vitesses de chauffe jusqu'à 1300 °C/s. Puis, on a une stabilisation de la température $Ac1$ mais l'augmentation de la température $Ac3$ continue.

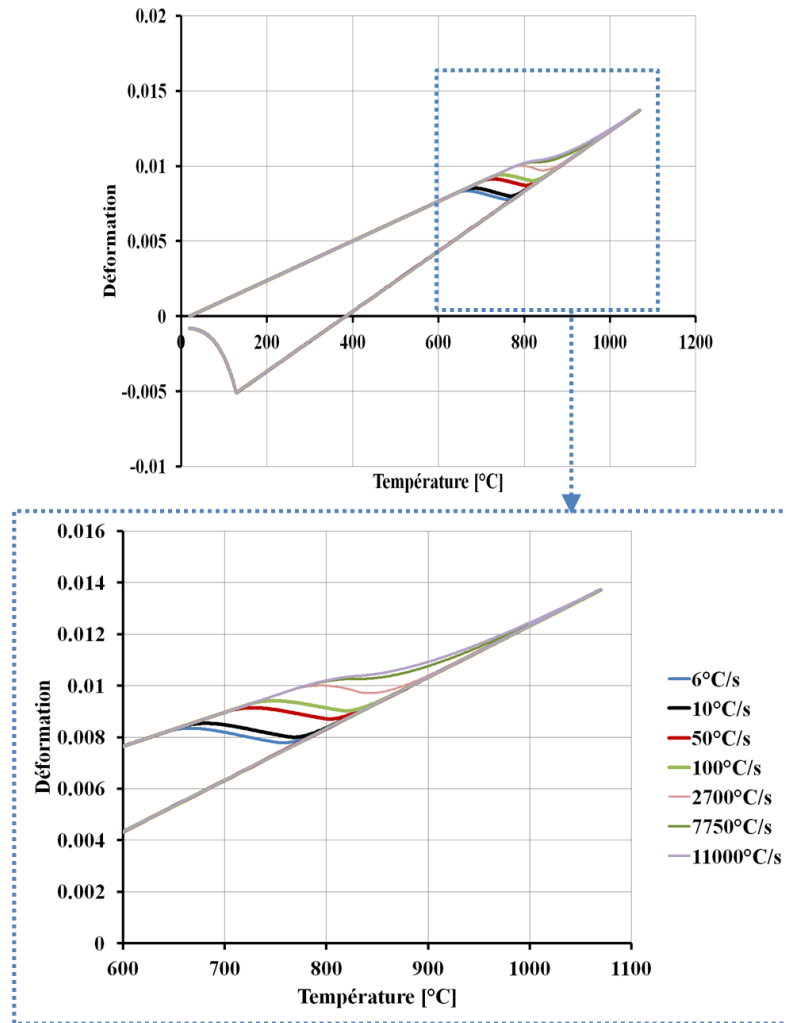


Figure 2-29. Modélisation complète de l'essai de dilatation libre à partir du modèle métallurgique identifié.

2.4 Étude et extrapolation vers des cinétiques thermiques plus sévères

Comme il est décrit au paragraphe 2.2.1, l'usinage entraîne des cinétiques thermiques beaucoup plus élevées que la plage d'identification du modèle métallurgique précédemment décrit. On peut alors s'interroger sur la validité de l'utilisation du modèle identifié dans le cadre d'une simulation de tournage. Premièrement lors de l'identification des paramètres du modèle, on a remarqué que pour \dot{T} supérieure à 1300 °C/s, le modèle se simplifie car l'ensemble des paramètres ($Ac1Z_{ref}$, $Ac3Z_{ref}$, τ ,...) deviennent indépendants de \dot{T} (leur valeur est fixe). L'évolution du taux d'austénitisation dépend alors uniquement de la réaction du modèle (c'est-à-dire de l'Équation 2-5) aux variations de la cinétique de chauffe (et de refroidissement). Dans ces conditions, le modèle reproduit bien les résultats expérimentaux de 1300 °C/s à 11000 °C/s. Il serait intéressant de pouvoir poursuivre cette validation pour des vitesses de chauffe encore plus élevées. Deuxièmement, l'influence de la vitesse de refroidissement est aussi à prendre en compte. En effet, dans les hypothèses du modèle, l'augmentation du taux d'austénite est possible lors de la chauffe mais aussi lors du refroidissement dès lors que la température est au-delà d' $Ac1$. Le pourcentage d'austénite formée dépend donc directement du temps passé au-delà de la température $Ac1$ et non pas seulement du dépassement de cette température. Il est alors primordial pour valider le modèle identifié de montrer que le matériau peut dépasser largement

la valeur d' A_{c1} sans atteindre 100% d'austénite formée. Il faut pour cela réduire le temps passé au-delà d' A_{c1} en augmentant au maximum les vitesses de chauffe et de refroidissement.

2.4.1 Essais de chauffe et refroidissement rapide avec trempe

Afin de valider expérimentalement le modèle identifié, on peut mettre en place des essais de chauffe rapide suivis par une trempe instantanée sur machine Gleeble[®]. L'idée étant d'obtenir les vitesses de chauffe et de refroidissement les plus élevées possibles expérimentalement. Plusieurs difficultés importantes sont rattachées à ces essais.

Premièrement lors de ces essais, les données de dilatation sont inutilisables (fréquence d'acquisition limitée, inertie du système mécanique, bruit de mesure et faible dilatation) à cause de l'augmentation des cinétiques thermiques. On se basera uniquement sur des micrographies afin de comparer l'évolution de la microstructure pour une austénitisation complète ou partielle en fonction du cycle thermique subi.

Deuxièmement, l'objectif avec ces essais est de valider la calibration du modèle métallurgique identifié. En particulier, on cherche à montrer que si la température atteinte n'est pas assez élevée ou si le temps passé au-delà d' A_{c1} n'est pas suffisant, alors l'austénitisation est nulle ou partielle. Pour cela, il était important de gérer parfaitement le temps de maintien à température maximale T_{max} entre la chauffe et le refroidissement. En pratique, le refroidissement (réalisé avec une trempe à l'eau) est légèrement superposé avec la chauffe. Néanmoins, la température maximale obtenue doit être suffisante pour atteindre la plage d'austénitisation.

Afin d'augmenter les vitesses de chauffe et de refroidissement, des éprouvettes de diamètre 2 mm ont été utilisées pour ces essais (Figure 2-30).

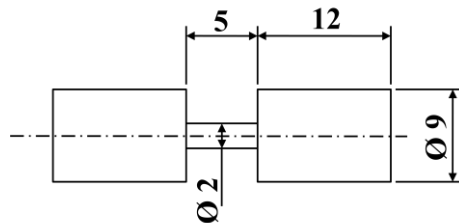


Figure 2-30. Éprouvette de petit diamètre utilisée pour les essais de chauffe avec trempe.

Le refroidissement rapide est réalisé grâce à une trempe à l'eau (sous une pression de 8 bars). La buse de trempe est positionnée à 15 mm de l'éprouvette (Figure 2-31). La trempe est programmée pour se déclencher à la fin de la chauffe (en pratique un léger temps de superposition entre chauffe et refroidissement a été utilisé afin de garantir un temps de maintien à T_{max} nul, Figure 2-32). Le temps de chauffe est de 0.02 s.

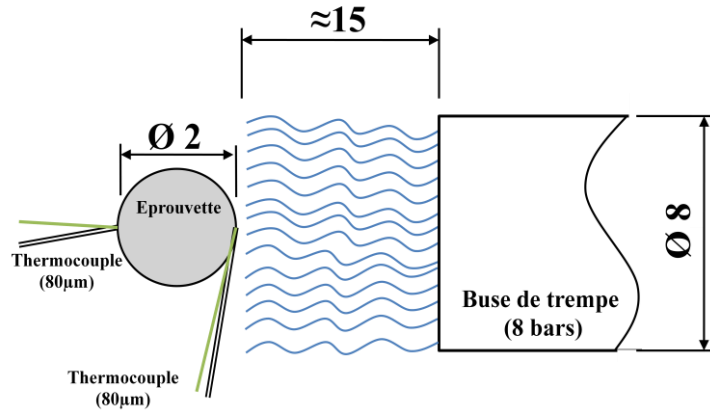


Figure 2-31. Dispositif expérimental des essais de chauffe rapide et de refroidissement par trempe.

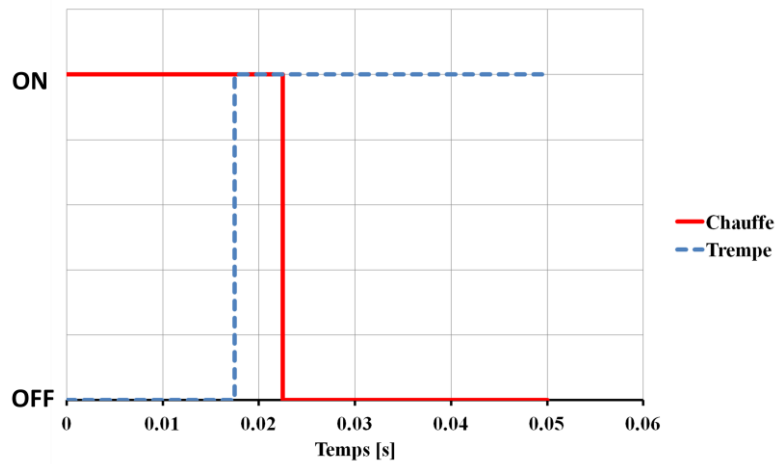


Figure 2-32. Cinétique de chauffe et de refroidissement lors des essais de chauffe rapide avec trempe.

La mesure de température est réalisée à l'aide de thermocouples placés de part et autre du diamètre de l'éprouvette (coté trempe et son opposé). Ces thermocouples ont un diamètre de 80 µm. On obtient alors les courbes de la Figure 2-33. On remarque que la vitesse de chauffe atteinte est de 32000 °C/s et la vitesse de refroidissement maximum atteinte est de -13000 °C/s.

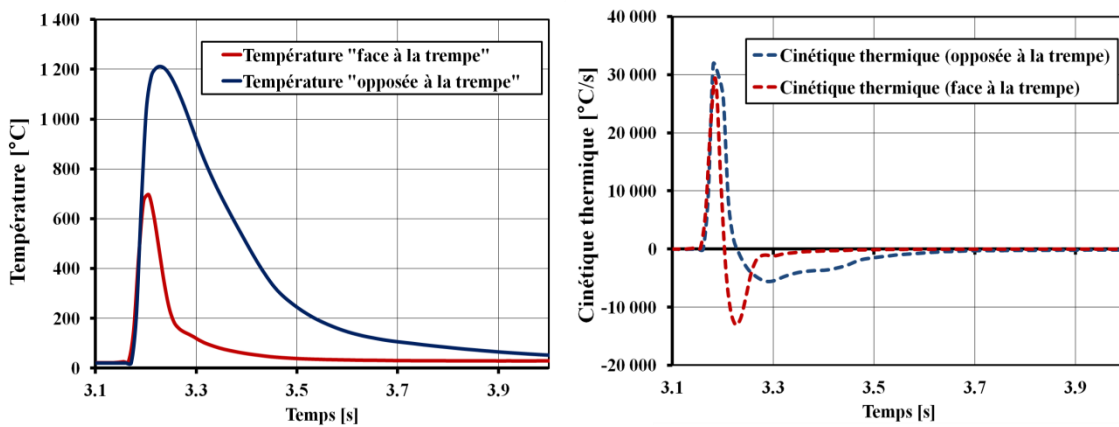


Figure 2-33. Relevé de la température et des vitesses de chauffe et de refroidissement face à la buse de trempe et du coté opposé à la trempe.

Un modèle numérique de l'essai a été développé. Ce modèle a deux objectifs. Le premier est d'évaluer la température en tout point de l'éprouvette. En effet, le dispositif expérimental permet seulement d'obtenir la mesure des deux thermocouples. C'est à partir de ces données de température que le modèle numérique a été recalé (durée et intensité du courant électrique de chauffe ainsi que les coefficients d'échange thermique correspondant à la zone de trempe). Malgré l'utilisation de thermocouple de faible diamètre (80 μm), la température mesurée est tronquée par l'inertie thermique du thermocouple (annexe 1). De ce fait, afin de pouvoir comparer les grandeurs mesurées et recaler le modèle numérique, les thermocouples ont également été modélisés. Le second objectif est bien sûr de tester le modèle d'austénitisation précédemment identifié et implémenté dans Sysweld[®].

On modélise un cylindre de 15-5PH correspondant à la zone utile des éprouvettes utilisées (diamètre 2 mm, longueur 5 mm). On modélise les branches des thermocouples par un cylindre de diamètre 0.08 mm d'une longueur suffisante et relié à la surface du massif.

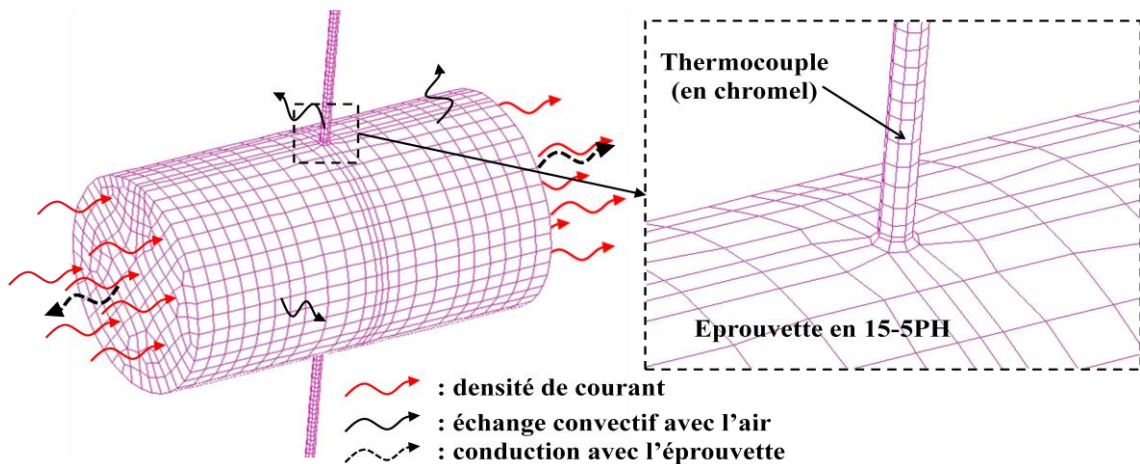


Figure 2-34. Modélisation de l'essai de chauffe rapide avec trempe.

Les propriétés thermo-dépendantes des matériaux correspondent à celles du 15-5PH pour le massif et à celle du chromel pour le thermocouple (Tableau 2-6).

Conductivité électrique [S/mm]		Conductivité thermique [W/mm/°C]	
0 °C	14300	0 °C	0.09
1400 °C	1400	1400 °C	0.07
Chaleur massique [J/°C/kg]		Densité volumique [kg/mm ³]	
0 °C	440	0 °C	8.65×10 ⁻⁶
1500 °C	800	1500 °C	8.05×10 ⁻⁶

Tableau 2-6. Propriétés du Chromel.

Afin de faire correspondre les mesures expérimentales et les températures calculées extraites au pied des thermocouples modélisés, plusieurs paramètres du modèle numérique ont été calibrés : la densité du courant aux bornes de l'éprouvette, la durée de la chauffe, le déclenchement de la trempe et les coefficients d'échange thermiques. Sur ce dernier point, plusieurs zones ont été considérées (Figure 2-35) : une zone face à la buse de trempe ($k=0.09 \text{ W/mm}^2/\text{°C}$), une zone intermédiaire ($k=0.02 \text{ W/mm}^2/\text{°C}$), une zone opposée à la buse de trempe ($k=0.004 \text{ W/mm}^2/\text{°C}$).

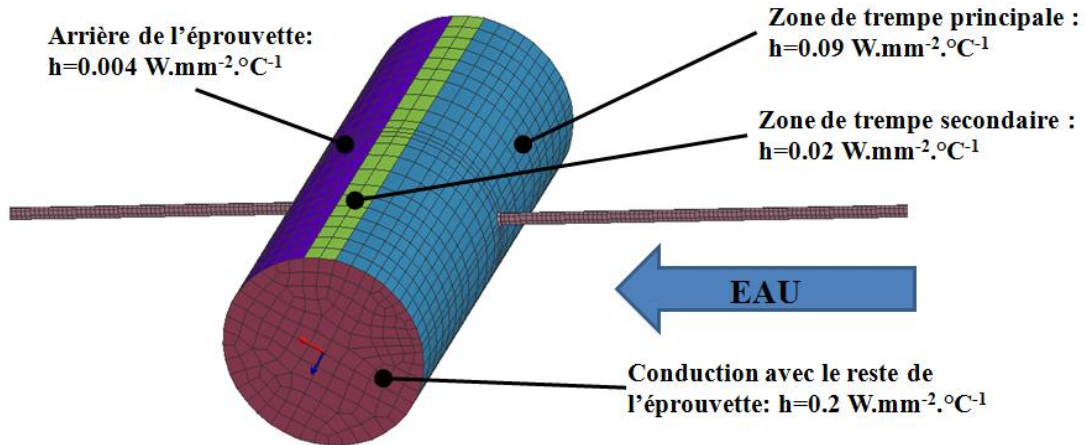


Figure 2-35. Coefficients d'échange thermique considérés lors de la trempe en fonction de la zone de l'éprouvette.

On obtient alors les courbes de la Figure 2-36 montrant la corrélation entre les températures relevées expérimentalement et reproduites numériquement. Les températures maximales atteintes sont similaires entre le calcul et les mesures ainsi que les cinétiques de chauffes et de refroidissement. Le calage de la thermique du modèle est donc réalisée.

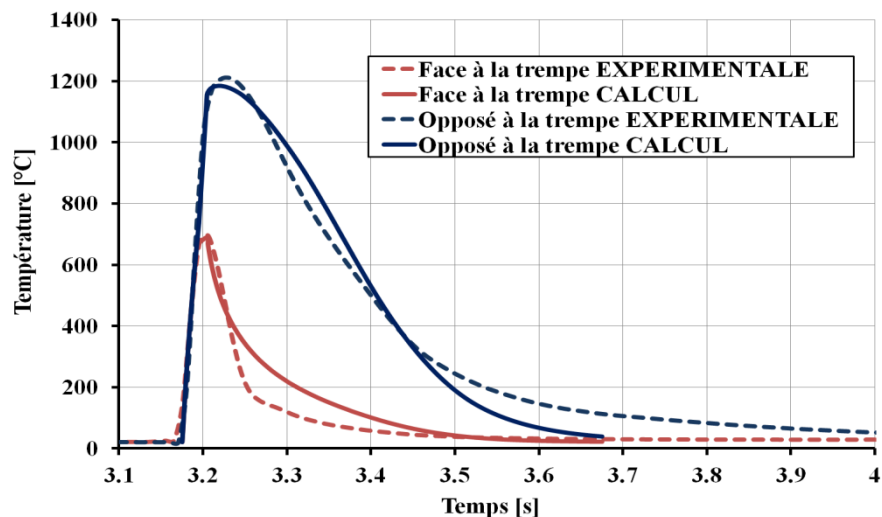


Figure 2-36. Comparaison entre les températures relevées expérimentalement et reproduites numériquement.

Le modèle d'austénitisation implémenté dans Sysweld[®] permet alors de prédire numériquement le pourcentage d'austénite formée lors de la chauffe (jusqu'à 32000 °C/s dans ce cas). Afin de valider les prédictions (et l'extrapolation) de ce modèle, on compare la proportion d'austénite formée au changement de microstructure observé sur une section de l'éprouvette (Figure 2-37).

On remarque alors une très bonne cohérence entre le pourcentage d'austénite formée prédit et la microstructure observée sur les différentes zones de la section de l'éprouvette. Ainsi, la zone située face à la buse de trempe (zone 1) présente une microstructure quasi-similaire à la microstructure initiale. Dans le modèle, cette zone correspond à moins de 25% d'austénite formée lors de la chauffe. Puis, on observe un dégradé de la microstructure jusqu'à atteindre le cœur de l'éprouvette (zone 2 et 3). Le modèle numérique présente également cette évolution en

termes de pourcentage d'austénite formée : de 0% à 100% au cœur de l'éprouvette. Il est intéressant de noter en particulier que la zone 1 a atteint une température de plus de 700 °C (soit 60 °C de plus que la température A_{c1} pour une cinétique thermique lente) sans constater de véritable changement de microstructure expérimentalement et avec une faible prédiction d'austénite formée numériquement. Ainsi, même pour des vitesses de chauffe et de refroidissement très élevées, le modèle d'austénitisation calibré semble adapté.

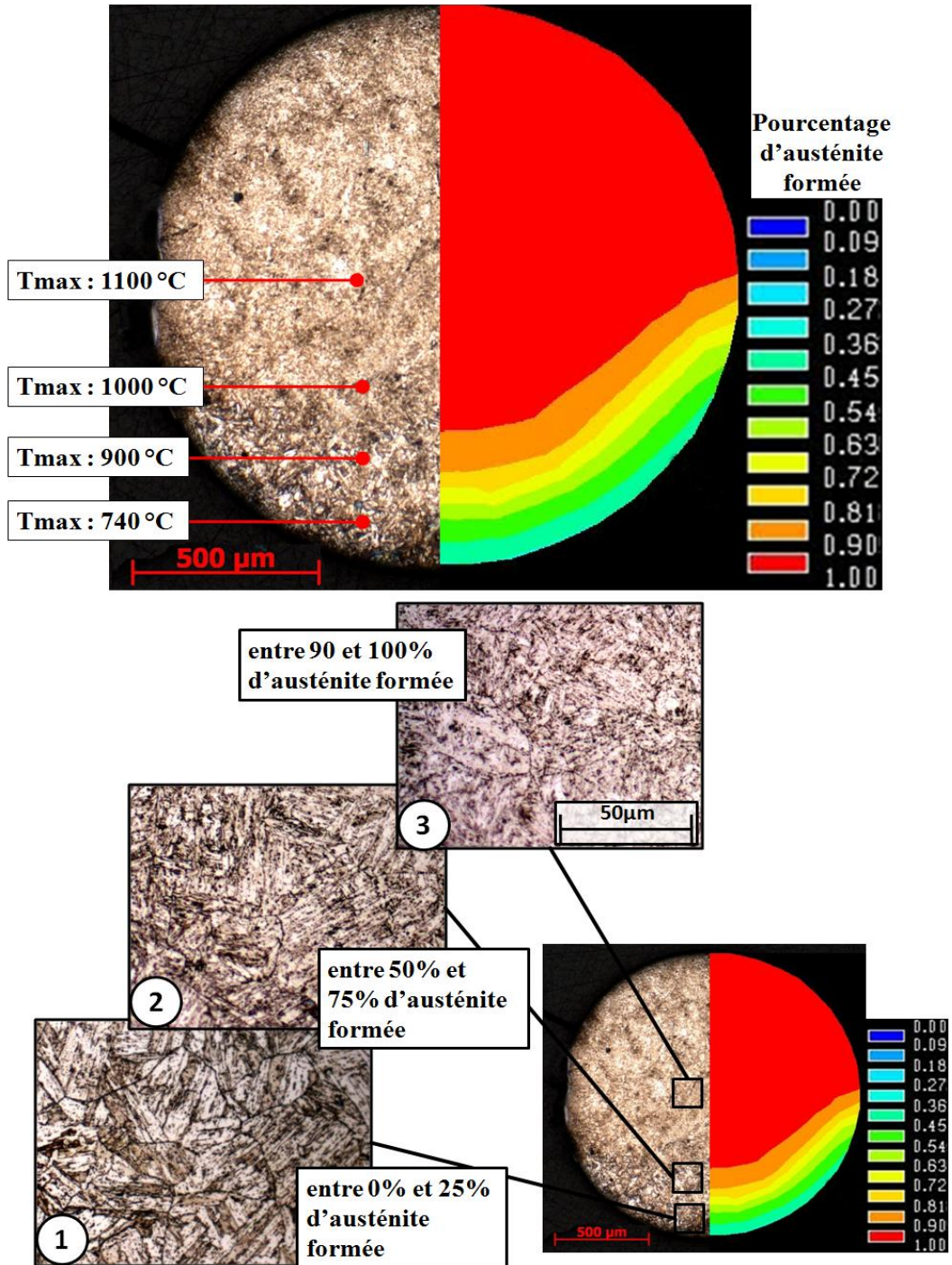


Figure 2-37. Comparaison entre la microstructure de l'éprouvette et le pourcentage simulé d'austénite formée lors de la chauffe.

2.5 Influence du niveau de contrainte sur la transformation austénitique : application de l'équation de Clausius-Clapeyron au 15-5PH

Les essais de dilatation libre utilisés pour calibrer la cinétique d'austénitisation du 15-5PH représentent un chargement purement thermique. Contrairement à l'usinage, le matériau ne subit pas de chargement mécanique (contraintes et déformations). On peut alors s'interroger sur l'influence de ces grandeurs mécaniques sur les cinétiques de changement de phase. En usinage, la surface est très fortement déformée (>100%) et subit des pressions de l'ordre du GPa. La littérature métallurgique spécialisée ne travaille pas avec des ordres de grandeurs (contraintes ou déformations) comparable à l'usinage. Il est donc très difficile de savoir quantifier l'influence des paramètres mécaniques sur les températures de changement de phase et des essais combinant chauffe rapide et déformation constituent une très grosse difficulté expérimentale. On peut néanmoins citer les travaux et la démarche de Ramesh (Ramesh, 2008) pour prendre en compte l'influence de la contrainte équivalente en usinage. Il utilise pour cela l'équation de Clausius-Clapeyron, démontrée et décrite par Darken (Darken, 1953) et Griffiths (Griffiths, 1987).

L'équation de Clausius-Clapeyron décrit les effets de la pression sur l'équilibre entre les phases dans un solide, un liquide ou un gaz. Pour la transformation de la ferrite/martensite à l'austénite, l'équation d'après Darken (Darken, 1953) prend la forme suivante :

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta H_{tr}}{T\Delta V_{tr}}$$

Équation 2-9

où ΔH_{tr} est la chaleur latente (variation d'enthalpie) de transformation $\alpha' \rightarrow \gamma$, ΔV_{tr} est la variation de volume par unité de volume et T est la température de transformation. P est la pression que l'on peut assimiler dans notre étude à la contrainte équivalente.

Ainsi, si on considère une température moyenne d'austénitisation du 15-5PH : $T_{aus} = 800$ °C = 1073 K. La variation d'enthalpie ΔH_{tr} correspondante est de 100000 J/kg = 5583000 mm³.MPa/mol. Le changement de volume par mole ΔV_{tr} lors de la transformation $\alpha' \rightarrow \gamma$ peut être estimé par la masse d'une mole de 15-5PH (55.83 g/mol) et la densité du 15-5PH sous forme martensitique (7.383 cm³/mol) et austénitique (7.213 cm³/mol). On obtient alors $\Delta V_{tr} = \frac{55.83}{7.383} - \frac{55.83}{7.213} = -170$ mm³/mol. En remplaçant ces quantités dans l'équation de Clausius-Clapeyron (Équation 2-9), on obtient :

$$\frac{dT}{dP} = \frac{T\Delta V_{tr}}{\Delta H_{tr}} = \frac{1073 \times (-170)}{5583000} = -0.033 \text{ K/MPa}$$

Équation 2-10

On arrive finalement à une variation de 0.033 K par MPa (Équation 2-10) ce qui représente une faible sensibilité de la température de transformation à la pression. Ainsi, comme représenté par la Figure 2-38, une contrainte (équivalente) dans le matériau de 2 GPa (soit une valeur significative pour les procédés d'usinage) entraîne une baisse des températures de changement de phase d'environ 65 °C. L'influence de la contrainte sur les températures de changement de phase est donc significative. Néanmoins dans le contexte de notre étude (les cinétiques thermiques extrêmes de l'usinage), ce décalage de quelques dizaines de degré du début de la

transformation austénitique ne change pas directement les conclusions sur l'austénitisation de la surface au cours du tournage (qui seront présentées au paragraphe 4.4.3 du chapitre 4).

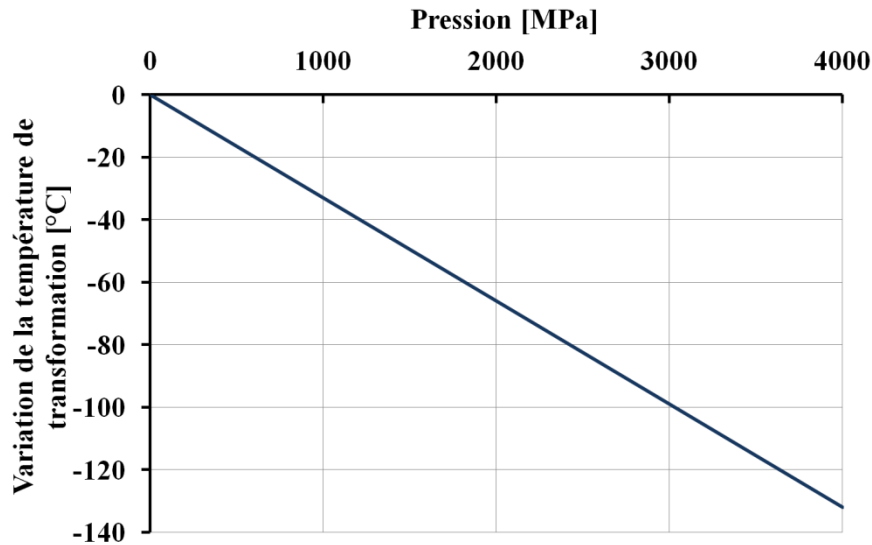


Figure 2-38. Évolution de la température de changement de phase en fonction de la contrainte.

Par ailleurs en ce qui concerne l'influence de la déformation sur les variations des températures de changement de phase, on peut noter que Beswick (Beswick, 1984) a constaté une baisse de 15 °C de la température de changement de phase pour un acier à roulement AISI 52100 ayant atteint précédemment 64% de déformation plastique. Là encore, l'influence de la déformation sur les températures de changements de phase existe mais reste faible dans le cadre de notre étude. L'influence de la contrainte et de la déformation sur les températures d'austénitisation sera donc négligée dans la suite.

2.6 Conclusion générale sur l'étude de l'austénitisation du 15-5PH

Dans un premier temps, des essais de dilatométrie libre ont été réalisés afin de mettre en évidence les cinétiques d'austénitisation de l'acier inoxydable martensitique 15-5PH. Les vitesses de chauffe employées varient de 6 °C/s à 11000 °C/s. Ces valeurs élevées ont pour but de se rapprocher des cinétiques thermiques caractéristiques du procédé d'usinage. On constate que les températures de début et de fin d'austénitisation ($Ac1$ et $Ac3$) sont directement dépendantes de la vitesse de chauffe. Si la température $Ac1$ finit par se stabiliser (pour des vitesses de chauffe supérieures à 1300 °C/s), la plage d'austénitisation varie continuellement (augmentation d' $Ac3$) même pour les vitesses de chauffe les plus élevées. Ainsi, le passage d'une transformation austénitique classique (par diffusion) à une transformation displacive (évoquée dans certaines études) ne peut pas être appliqué dans notre cas. L'étude de l'énergie d'activation (fonction de la vitesse de chauffe) vient confirmer ce résultat.

Dans un second temps, en se basant sur les résultats expérimentaux de dilatométrie libre, les paramètres du modèle de changement de phase de Leblond ont été identifiés. Le modèle autorise l'austénitisation du matériau dès lors que la température est supérieure à la température $Ac1$. Dès lors, le changement de phase peut se produire indépendamment du fait qu'on se trouve dans une phase de chauffe ou de refroidissement. Ainsi, l'austénitisation peut se poursuivre au refroidissement si la température maximale atteinte est trop basse ou si la vitesse de chauffe est trop élevée pour aboutir à une austénitisation complète pendant la chauffe.

La plage de validité du modèle a été étudiée. Les paramètres du modèle (Équation 2-5) sont figés pour une variation de température supérieures à 1300 °C/s. Cette vitesse de chauffe représente donc la vitesse minimale à atteindre lors de la calibration d'un modèle métallurgique pour le 15-5PH. Les prédictions du modèle sont alors validées jusqu'à 11000 °C/s par une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux.

Afin de valider expérimentalement une extrapolation du modèle, des essais de chauffe rapide suivis par une trempe instantanée ont été mis en place. L'idée étant d'obtenir les vitesses de chauffe et de refroidissement les plus élevées possibles expérimentalement. Comme les données de dilatation sont inutilisables à de telles vitesses de chauffe (fréquence d'acquisition limitée), les prédictions numériques du modèle ont été validées par une comparaison avec des micrographies (évolution de la microstructure pour une austénisation complète ou partielle en fonction du cycle thermique subi).

Enfin, on notera que le modèle métallurgique d'austénitisation calibré dans ce chapitre, sera introduit dans la simulation globale de l'usinage (tournage finition) au chapitre 4.

3 ÉTUDE DU COMPORTEMENT DU 15-5PH SOUS SOLLICITATIONS THERMO- MÉCANIQUES SÉVÈRES

TABLE DES MATIÈRES

3 Étude du comportement du 15-5PH sous sollicitations thermo-mécaniques sévères.....	60
3.1 État de l'art	61
3.1.1 Étude des évolutions microstructurales sous sollicitations sévères	61
3.1.2 Rhéologie et lois de comportements	71
3.1.3 Les moyens expérimentaux de caractérisation	74
3.2 Modélisation de l'érouissage du 15-5PH : essais cycliques	76
3.2.1 Procédure expérimentale.....	77
3.2.2 Modélisation de l'érouissage.....	80
3.3 Essais de compression dynamique	83
3.3.1 Conditions expérimentales.....	83
3.3.2 Méthode de dépouillement.....	86
3.3.3 Résultats des essais de compression	92
3.4 Modélisation de la recristallisation dynamique	93
3.4.1 Étude de la microstructure des plots de compression	93
3.4.2 Calibration d'un modèle de recristallisation	94
3.5 Loi de comportement du 15-5PH	100
3.6 Conclusions	103

3.1 État de l'art

La qualité des résultats des modèles numériques employés pour la simulation des procédés dépend, entre autres, de la pertinence des lois de comportement employées. En usinage, les conditions thermomécaniques extrêmes rencontrées rendent délicate cette étape de choix et de calibration du modèle de comportement adopté. Des essais mécaniques, visant à se rapprocher au mieux des conditions de déformation et de température, doivent être mis en œuvre. De plus, outre la caractérisation « classique » des effets de plasticité et écrouissage, d'autres phénomènes (comme des évolutions microstructurales) doivent être pris en compte pour retranscrire au mieux la réalité du matériau.

3.1.1 Étude des évolutions microstructurales sous sollicitations sévères

De nombreuses études ont été réalisées sur les changements de microstructure des métaux sous sollicitations sévères. Ce terme générique regroupe un ensemble de mécanisme conduisant généralement à une évolution totale de la microstructure. On peut notamment citer :

- *les bandes de cisaillement adiabatique*. Il s'agit de bandes de cisaillement où la déformation se localise du fait de l'adoucissement thermique ; la déformation plastique se produit si rapidement que la quantité de chaleur générée ne peut s'évacuer par conduction dans le matériau. On rencontre ce type d'instabilité plastique dans les essais de compression sur des éprouvettes chapeaux (Hor, 2011), des essais de poinçonnage (Zener, *et al.*, 1944) ou des copeaux festonnés (Poulachon, 1999) par exemple. Les niveaux de déformation atteints représentent plusieurs centaines de pourcents pour des vitesses de déformation dépassant grandement 1000 /s ((Lesuer, *et al.*, 2005); (Meyers, *et al.*, 2009)). Si leur mode de formation est clairement attribué au couplage mécanique-thermique à grande vitesse, plusieurs auteurs se sont intéressés à la microstructure formée dans ces bandes. Que ce soit Meyers (Meyers, *et al.*, 2009) ou Xu (Xu, *et al.*, 2006) sur des alliages de titane ou Hines (Hines, *et al.*, 1998) pour un acier perlitique lors d'essais de cisaillement dynamique, les auteurs décrivent des grains equiaxes de petites tailles (70nm). Les auteurs attribuent cet état au processus de recristallisation dynamique enclenché à haute déformation et favorisé par la chaleur générée.

- *les essais balistiques/explosions/charges creuses*. La charge creuse est un type de munition destiné à percer les blindages. Son fonctionnement est basé sur l'effet Monroe, c'est-à-dire sur le contrôle de la dispersion du flux d'énergie et de particules en fusion issus de l'explosion. Les températures (700 °C), déformation ($\epsilon \approx 900\%$), et vitesse de déformation ($d\epsilon/dt \approx 10^7$ /s) atteintes pendant le jet constituent un cas extrême de déformation plastique des métaux. Murr (Murr, *et al.*, 1995) a comparé la microstructure initiale et finale du cône de charges creuses en tantale. La microstructure initiale constituée de grains de tailles comprises entre 30 et 60 μm se transforme en une microstructure constituée de grains équiaxes de 4 μm . L'intérieur des cellules et des grains présente une faible quantité de dislocations ce qui est typique du processus de recristallisation dynamique.

Au niveau des études sur les impacts, on peut citer les travaux de Carrington (Carrington, *et al.*, 1948) où la surface modifiée en envoyant un projectile en acier durci à 1167 m/s sur une plaque d'acier. Dans un autre ordre de grandeur, Kermouche (Kermouche, *et al.*, 2011) étudie la formation de surfaces mécaniquement attritées (*mechanically attrited surface MAS*). Ces surfaces sont générées par impacts répétés de faible énergie (aucun échauffement) mais conduisant à des déformations plastiques élevées (jusqu'à 200% pour 5000 impacts).

- **les grandes déformations par ECAP (Equal-Channel Angular Pressing) ou HPT (High Pressure Torsion).** Les études portant sur les dispositifs ECAP sont nombreuses. La méthode et les conséquences métallurgiques sont décrites depuis longtemps (Yoshinori, *et al.*, 1996). Les auteurs cherchent à obtenir des structures submicroniques en faisant passer la matière plusieurs fois dans un conduit formant un angle jusqu'à 90°. Ainsi, Hwang (Hwang, *et al.*, 2006) obtient des grains de ferrite de 0.2 à 0.3 μm après déformation d'un acier bas carbone. Puis, Hwang réalise un essai de cisaillement dynamique sur ces échantillons ($d\varepsilon/dt=200$ /s). Il constate que la taille de grain diminue encore (0.03–0.06 μm) et explique ce phénomène par la recristallisation dynamique. Pour les dispositifs HPT, Busquet (Busquet, *et al.*, 2009) étudie la formation de couche M2S2 (*Mechanically Modified Superficial Structures*) d'acier AISI1045 sur des enclumes de Bridgman modifiées qui permettent de cisailier les échantillons en torsion tout en appliquant des pressions très élevées. Ils notent que les structures fines sont associées aux fortes déformations plastiques équivalentes et aux fortes pressions hydrostatiques.

- **les zones de frottement intense.** Ces zones de sollicitations extrêmes sont générées par le contact et le frottement de deux pièces. Beaucoup de systèmes tribologiques ont permis de mettre en évidence l'apparition de couches nanostructurées en surface. Au fil des études, de nombreuses appellations ont vu le jour. Ainsi, Morgan (Morgan, 1983) montre l'apparition d'une couche blanche (*White Layer WL*) sur la bague extérieure des roulements à bille après utilisation. Sauger (Sauger, *et al.*, 2000) met en évidence une structure tribologiquement transformée (*Tribologically Transformed Structure TTS*) après usure en fretting. Rigney (Rigney, *et al.*, 1984) décrit une couche mécaniquement mélangée (*Mechanically Mixed Layer MML*) apparaissant dans le cas d'usure par frottement. Tous ces auteurs expliquent que l'origine de cette couche réside dans une transformation plastique sévère qui conduit soit à la germination et la croissance de nouveaux grains aux joints de grain initiaux (recristallisation dynamique discontinue), soit à la cassure des grains initiaux (recristallisation dynamique géométrique).

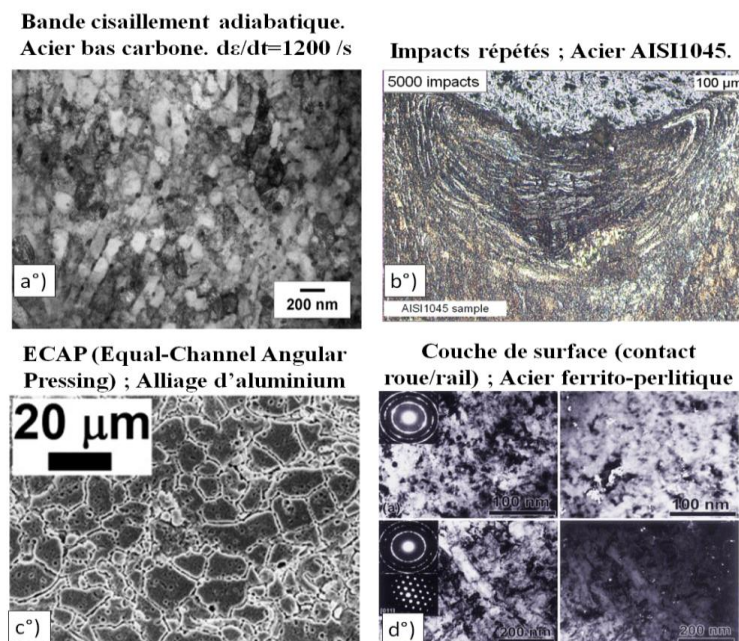


Figure 3-1 Exemple de microstructures fines obtenues lors de sollicitations mécaniques sévères de la matière : a°) (Hwang, *et al.*, 2006), b°) (Kermouche, *et al.*, 2011), c°) (Lin, *et al.*, 2012), d°) (Zhang, *et al.*, 2006).

Finalement, toutes ces sollicitations se traduisent par des déformations très élevées de la matière (généralement supérieure à 100%, et même jusqu'à 900% pour les charges creuses (Lurdos, 2008)). Par contre, les plages de température et de vitesse de déformation varient beaucoup (du quasi-statique à froid en ECAP à 10^7 /s en balistique). L'autre point commun est la transformation de la microstructure initiale. Il s'agit d'une réduction de la taille de grain initiale d'un facteur supérieure à 10 pour obtenir une microstructure présentant des grains équiaxes. Si certains auteurs évoquent des changements de phase par l'aspect thermique (exemple de l'austénitisation pour Zener (Zener, *et al.*, 1944)), la majorité s'oriente vers un phénomène de recristallisation dynamique au regard des microstructures obtenues.

Enfin, on peut remarquer que l'usinage (le processus de coupe) peut aisément être classé parmi les sollicitations sévères de la matière. Nous verrons par la suite que de nombreuses études expérimentales se sont intéressées aux changements de microstructure des surfaces usinées.

3.1.1.1 Les changements de microstructure des surfaces usinées

Il existe d'après Griffiths (Griffiths, 1987) trois causes principales aux modifications des microstructures de surface lors d'une opération d'usinage : les effets thermiques (chauffe rapide puis trempe de la matière), les effets mécaniques (déformation plastique sévère), les réactions avec l'environnement.

Nombres d'études ont reporté l'apparition d'une couche blanche apparaissant lors de l'usinage de différents aciers. Certains attribuent clairement l'apparition de cette couche à l'impact thermique de l'usinage sur la matière, d'autres privilégient l'impact de la déformation plastique.

Li (Li, *et al.*, 2007) parle de transformation de phase dynamique et justifie l'apparition des microstructures fines par la déformation et la vitesse de déformation très élevée en usinage. De même, Duan (Duan, *et al.*, 2012) après une analyse fine des microstructures obtenues en surface et dans le copeau lors du tournage de l'acier AISI1045, explique que les microstructures sont dues à des phénomènes de recristallisation dynamique.

A l'inverse, Han (Han, *et al.*, 2008) sur le même acier considère que la couche modifiée de surface est due à une austénitisation. Néanmoins, Han explique que la température de début de transformation n'est pas atteinte lors de l'usinage de cet acier aux propriétés mécaniques faibles et explique que la déformation plastique sévère doit alors jouer un rôle important. Chou (Chou, *et al.*, 1999) considère pour sa part une transformation purement thermique (chauffage rapide, formation d'austénite et trempe) pour expliquer la microstructure de surface. Dans ce cas, la couche blanche décrite comme une martensite non-revenue est accompagnée par une couche sombre (zone de recuit). De même lors d'une opération de rectification haute productivité, Brosse (Brosse, *et al.*, 2008) fait apparaître une couche blanche d'épaisseur supérieure à 100 μm . Cette couche est accompagnée d'une couche sombre en profondeur. La transformation austénitique justifie ces changements.

Ramesh (Ramesh, *et al.*, 2005) mélange les deux aspects (mécanique et thermique). Ramesh présente les couches de surface formées lors du tournage dur de l'acier AISI 52100 (62 HRC). A partir des images au microscope électronique à transmission, Ramesh conclue que les couches produites à faible vitesse de coupe sont dues au raffinement de grain lié à la déformation plastique, tandis qu'à vitesse de coupe élevée les aspects thermiques (austénitisation) sont dominants.

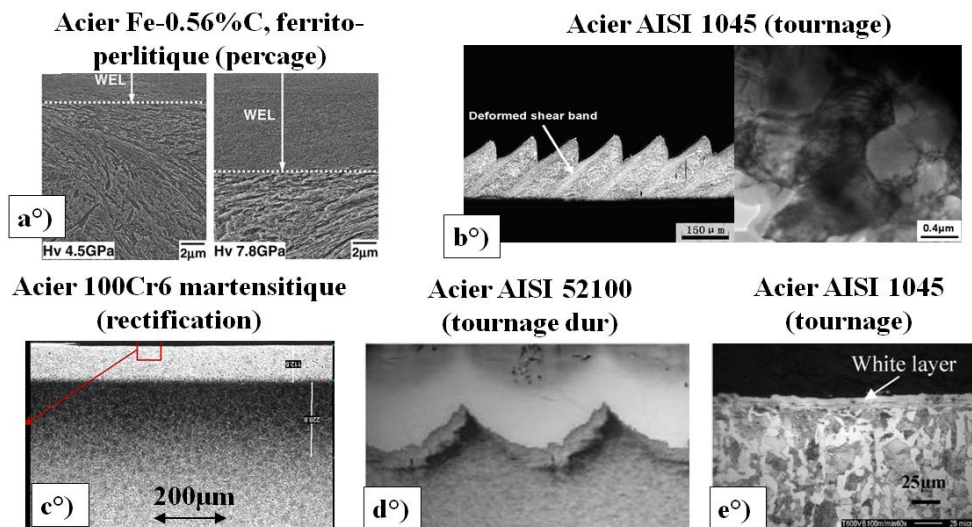


Figure 3-2 Exemple de couches de surface modifiées par l'usinage : a. (Li, *et al.*, 2007), b. (Duan, *et al.*, 2012), c. (Brosse, *et al.*, 2008), d. (Chou, *et al.*, 1999), e. (Han, *et al.*, 2008).

3.1.1.2 La recristallisation des aciers

Nous avons vu que les couches modifiées par des sollicitations mécaniques sévères sont largement étudiées dans la littérature et décrites par de nombreux termes (couche blanche, M2S2, TTS, MML, MAS,...). Quelque soit le terme par lequel est désigné cette couche, elle présente la particularité d'avoir une microstructure beaucoup plus fine que la taille de grain initiale. Il s'agit alors de s'intéresser aux mécanismes conduisant au raffinement du grain dans le matériau, à leur caractérisation, à leur modélisation et à leur incidence sur le comportement plastique du matériau.

Pour les aciers, la diminution de la taille des grains lors de la déformation peuvent être interprétés en termes de restauration (DRV) et de recristallisation dynamique (DRX).

Montheillet (Montheillet, 2009) explique que pour les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement (aluminium, fer α , titane β , aciers ferritiques), la courbe contrainte-déformation présente d'abord un domaine d'érouissage, puis un maximum relativement peu accentué, suivi d'un lent adoucissement conduisant à un domaine stationnaire, dans lequel la contrainte d'écoulement reste constante (Figure 3-3). Celui-ci n'est parfois atteint qu'après une déformation très élevée. Pour les aciers martensitiques, Bao (Bao, *et al.*, 2005) explique que le pic de contrainte est généralement peu marqué même si les effets de la recristallisation sont visibles sur les micrographies. Un tel comportement est associé aux processus de recristallisation dynamique continue (DRXC) et de recristallisation dynamique géométrique (DRXG) (Montheillet, 2009) que nous allons décrire par la suite.

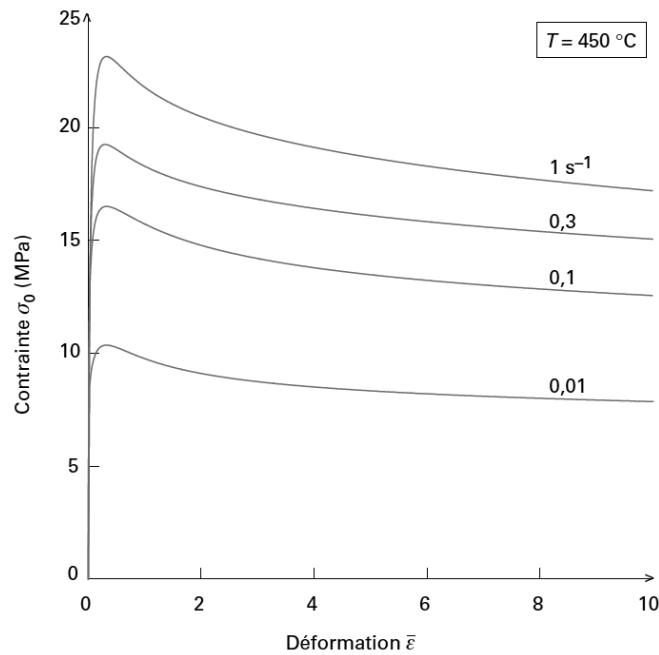


Figure 3-3 Courbe contrainte/déformation d'un aluminium AA1050 déformé à 450 °C et représentatif des phénomènes de recristallisation dynamique continue et géométrique pour les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement (Montheillet, 2009).

La Figure 3-4 schématise le mécanisme menant une structure déformée à une structure de grains fins équiaxes. Au cours de l'écroutissage, la densité de dislocations, homogène à l'état initial (Figure 3-4, a), augmente progressivement afin d'accommoder la déformation plastique du matériau. A partir d'un certain niveau de déformation, les fortes densités de dislocations produites s'organisent sous forme de cellules à l'intérieur des grains déformés afin d'abaisser l'énergie du système (Figure 3-4, b). Le matériau subit ici une restauration dynamique. Les grains initiaux sont alors subdivisés en domaines faiblement désorientés et forment des sous-grains (Figure 3-4, c).

Lorsque la déformation s'intensifie, la désorientation entre ces domaines s'accroît et devient si importante que les sous-joints s'apparentent alors à des joints de grains (Figure 3-4, d). De nouveaux grains se forment progressivement par rotation des sous-grains formés précédemment et conduisent à la structure très fine couramment observée (Figure 3-4, e). Chaque nouveau grain recristallisé peut être à son tour sujet à cette transformation entraînant un affinement progressif de la structure.

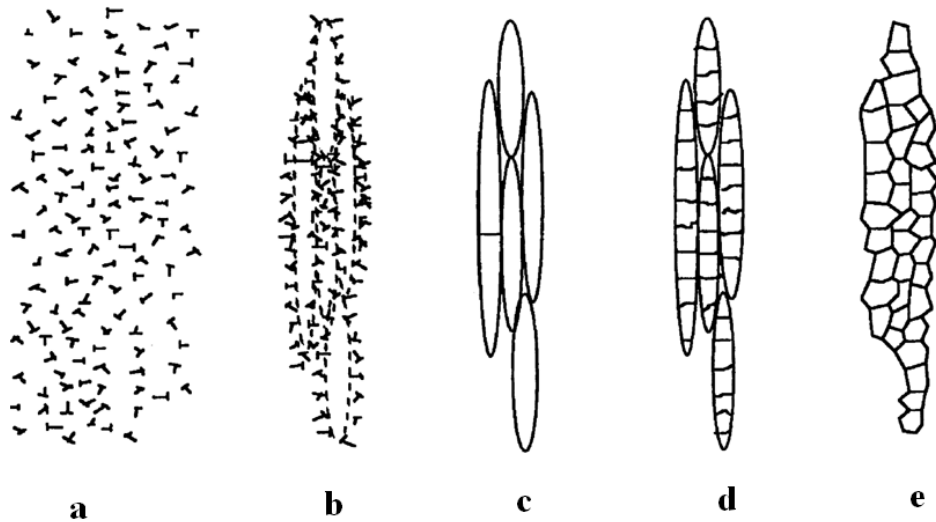


Figure 3-4 Représentation de l'évolution microstructurale et de l'affinement de grain lors de déformation à grande vitesse (Nesterenko, *et al.*, 1997).

Ce mécanisme constitue la recristallisation dynamique dite continue du fait de l'évolution relativement homogène de la structure. On l'oppose à la recristallisation dynamique discontinue, plus locale, pilotée par la germination de nouveaux grains, suivie d'un grossissement ou d'une prolifération par collier aux joints de grains (Humphreys, *et al.*, 2004).

Pour les très hautes déformations, un autre mécanisme nommé recristallisation dynamique géométrique (DRXG) semble aboutir à un affinement également conséquent de la taille de grain. Au fur et à mesure que la déformation augmente (Figure 3-5), les grains initiaux deviennent de plus en plus déformés, voire aplatis, et leur épaisseur s'approche de la taille des sous-grains obtenus par restauration dynamique. Ils peuvent alors subir des pincements locaux qui conduisent à leur fragmentation et forment une structure à petits grains équiaxes (Humphreys, *et al.*, 2004).

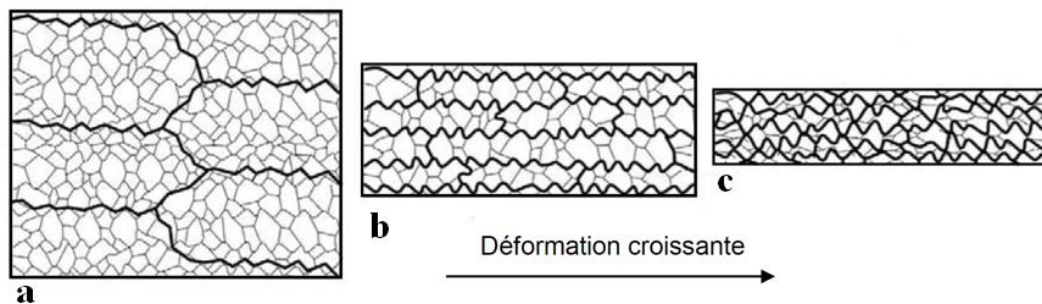


Figure 3-5 Illustration du processus d'affinement de grains par recristallisation dynamique géométrique (Humphreys, *et al.*, 2004).

La caractérisation des phénomènes de recristallisation peut se faire de plusieurs manières. La première passe par l'observation des microstructures obtenues. Comme nous l'avons vu la recristallisation conduit à des grains de petites tailles et équiaxes. On peut ainsi essayer de déterminer quel type de recristallisation s'applique (DRXG, DRXC, DRX discontinue). Deuxièmement, à une échelle plus macroscopique, la recristallisation peut être étudiée à travers son influence sur le comportement plastique du matériau (baisse de la contrainte d'écoulement).

Notre étude s'appuie principalement sur ce couplage fort entre les modifications microstructurales et le comportement mécanique.

La Figure 3-6 explique le lien entre les phénomènes de recristallisation/restauration et l'écoulement plastique observé lors d'un essai mécanique (Jonas, *et al.*, 2009).

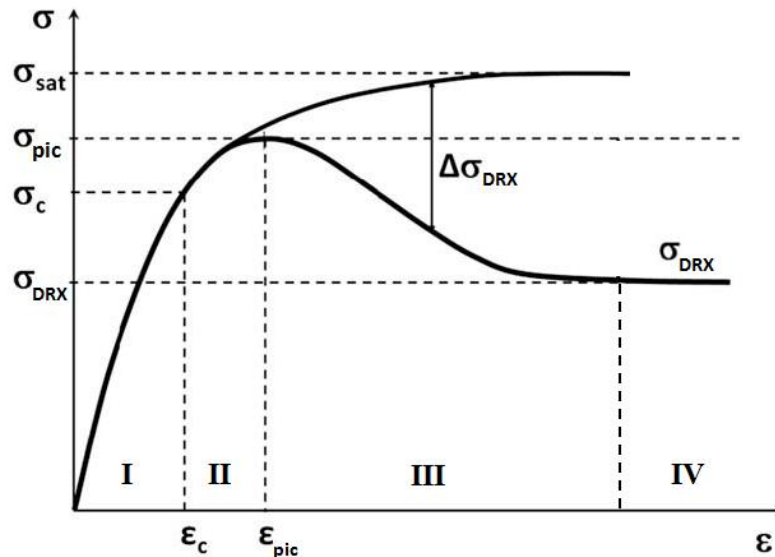


Figure 3-6 Lien entre les phénomènes microstructuraux et la contrainte d'écoulement (Jonas, *et al.*, 2009).

Lin (Lin, *et al.*, 2008) décrit les étapes conduisant à ce type de comportement (Figure 3-6):

- **Étape I** - Ecoulement : sous l'effet de la déformation, la densité de dislocations augmente rapidement provoquant une élévation de la contrainte (écrouissage). La pente est positive mais décroît tandis que la restauration dynamique (DRV, réarrangement menant à une annihilation de dislocations) se met en place.
- **Étape II** - Transition : à partir d'une déformation "critique", l'écrouissage entre en compétition avec un mécanisme d'adoucissement supplémentaire : la recristallisation dynamique (DRX). Celle-ci vient renforcer les effets de la restauration et ralentit le durcissement du matériau jusqu'à atteindre un maximum de contrainte.
- **Étape III** - Adoucissement : ce pic est suivi d'une baisse soudaine de contrainte montrant la prépondérance des phénomènes d'annihilation des dislocations (DRV+DRX). Ils génèrent progressivement une nouvelle structure de grains à l'intérieur desquels ces processus s'appliquent à nouveau.
- **Étape IV** - Stabilisation : la chute se stabilise vers une contrainte seuil caractéristique de la DRX et indépendante du niveau de déformation.

Finalement, il ressort de cette étude que le comportement du matériau aux grandes déformations est directement dépendant du pourcentage de recristallisation X_{DRX} en présence. En effet, Jonas (Jonas, *et al.*, 2009) explique que la baisse des contraintes due à la DRX ($\Delta\sigma_{DRX}$ sur la Figure 3-6) est proportionnelle au taux de recristallisation.

Établir un modèle de recristallisation dynamique se compose alors en deux étapes :

- Déterminer un critère d'activation de la recristallisation. Comme on peut le voir sur la Figure 3-6, le processus de DRX s'initie qu'à partir d'une déformation critique ε_c .
- Etablir une loi d'évolution. En effet, la DRX n'est pas un phénomène instantané. Le taux de recristallisation X_{DRX} augmente progressivement avec la déformation.

Critère d'activation de la recristallisation

On trouve dans la littérature plusieurs études visant à établir des modèles de recristallisation à partir d'essais de compression à chaud. L'étude de Poliak (Poliak, *et al.*, 1996) constitue une base à de nombreuses recherches. A partir de considérations thermodynamiques sur la conservation de l'énergie apportée par la déformation et le stockage de cette dernière dans les dislocations du matériau, Poliak arrive aux conclusions suivantes : la recristallisation dynamique s'initie lorsque l'énergie stockée et le taux de dissipation atteignent leurs maximums (= valeurs critiques). D'après Poliak, cette constatation se traduit de manière directe sur une courbe représentant le taux d'écrouissage θ en fonction de la contrainte d'écoulement σ . En effet, les conditions critiques d'initiation de la recristallisation se trouvent au niveau du point d'inflexion de la courbe (Figure 3-7).

Ainsi, la Figure 3-7 représente un exemple de courbe θ - σ à température et vitesse de déformation constante avec :

$$\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$$

Équation 3-1

De plus, d'après Ryan (Ryan, *et al.*, 1986) et la théorie des courbes idéalisées, plusieurs informations nécessaires à l'établissement d'un modèle de comportement matériau avec DRX sont potentiellement lisibles sur la courbe θ - σ (Figure 3-7). Ainsi, la contrainte pic σ_p (Figure 3-6) correspond à $\theta=0$, soit le point d'intersection entre la courbe et l'axe des abscisses (valeur maximale \rightarrow dérivée nulle $\rightarrow \theta=0$). De plus en l'absence de DRX, la courbe n'aurait pas subi de point d'inflexion. On peut alors tracer une hypothétique droite représentant le comportement du matériau sans DRX (en pointillé sur la Figure 3-7). L'intersection de cette droite avec l'axe des abscisses nous donne la valeur de la contrainte σ_{sat} (Figure 3-6 et Figure 3-7). Par ailleurs, en reportant la valeur de la contrainte critique σ_c sur la courbe σ - ε de l'essai, on peut déterminer la déformation critique ε_c .

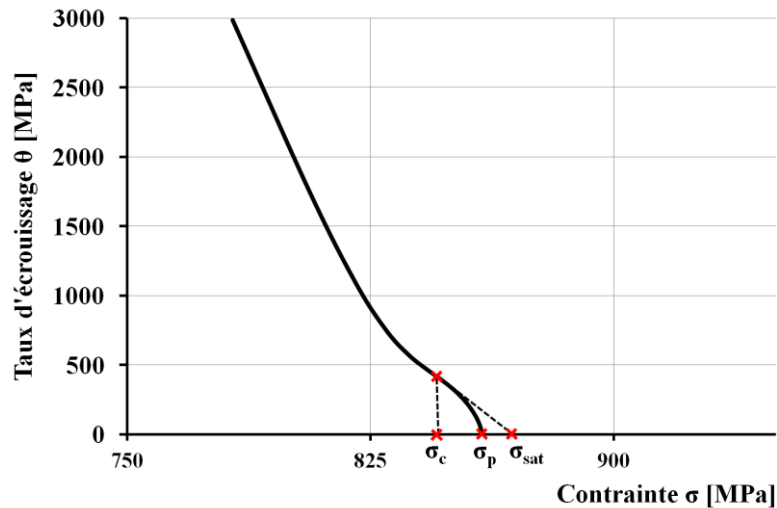


Figure 3-7 Exemple de courbe $\theta - \sigma$ pour un essai à 500 °C ; $d\varepsilon/dt = 80$ /s.

On peut alors s'interroger sur les paramètres influençant la valeur des conditions critiques (ε_c ou σ_c). Logiquement la température et la vitesse de déformation apparaissent comme deux paramètres clés au regard des mécanismes microstructuraux en présence et précédemment présentés. De ce fait, plusieurs études établissent alors une relation entre les conditions critiques et le nombre de Zener-Hollomon sous la forme $\varepsilon_c = f(Z)$ avec :

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R.T}\right)$$

Équation 3-2

Z regroupe sous une même variable l'effet de la température T et de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ en les couplant à une énergie d'activation Q (mécanisme thermiquement activé). R est la constante des gaz parfaits.

Cette relation entre ε_c et Z est prise en compte par exemple par Quan (Quan, *et al.*, 2011) après des essais de compression de 900 °C à 1100 °C sur un acier 42CrMo4 (loi linéaire entre les logarithmes des déformations critiques et de Z). Chen (Chen, *et al.*, 2011) montre également une relation linéaire entre σ_c et $\ln(Z)$ lors d'essais de compression sur un acier 30CrNi4MoV à chaud pour des vitesses de déformation de 0.001 à 0.1 /s.

Loi d'évolution de la recristallisation

Comme l'écrit Mirzadeh (Mirzadeh, *et al.*, 2010), la recristallisation dynamique peut être considérée comme une transformation solide. De ce fait, l'utilisation d'une loi cinétique de type Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov ((Johnson, *et al.*, 1939), Équation 3-3) semble adapté.

$$X = 1 - \exp(-k.t^n)$$

Équation 3-3

X est le pourcentage d'avancement de la transformation (dans notre cas X_{DRX} représentera le taux de matériau recristallisé), k est la constante d'Avrami et n une constante appliquée en exposant au temps t .

Cette démarche a été adoptée entre autre par Mirzadeh (Mirzadeh, *et al.*, 2010) pour étudier les cinétiques de DRX pour un acier 17-4PH (proche du 15-5PH) lors d'essais de compression ($T=[950-1150]$ °C ; $d\varepsilon/dt=[0.001-10]$ /s), par Chen (Chen, *et al.*, 2011) pour un acier 30CrNi4MoV, par Jonas (Jonas, *et al.*, 2009) sur un ensemble de 11 nuances d'acier et des essais de compression allant de $T=[950-1100]$ °C et $d\varepsilon/dt=[0,01-1,5]$ /s.

Il y a deux constantes à calibrer dans l'équation de la loi d'évolution (Équation 3-3) : k et n . Suivant la méthode utilisée par Mirzadeh (Mirzadeh, *et al.*, 2010), l'Équation 3-3 peut se mettre sous la forme :

$$n \cdot \log t_{DRX} + \log k = \log \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_{DRX}} \right) \right)$$

Équation 3-4

Ainsi le tracé de la courbe $\log \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_{DRX}} \right) \right)$ en fonction de $\log t_{DRX}$ nous donne une droite de pente n et d'ordonnée à l'origine $\log k$ (Figure 3-8). Pour tracer cette droite, il faut néanmoins déterminer les valeurs de X_{DRX} et de t_{DRX} .

- X_{DRX} correspond au pourcentage de matériau recristallisé durant l'essai. Nous avons vu précédemment que cette proportion peut être directement reliée à la baisse de la contrainte d'écoulement $\Delta\sigma_{DRX}$. La baisse maximale de la contrainte ($X_{DRX}=100\%$) est donnée par $\sigma_{sat} - \sigma_{DRX}$. Suivant la méthode de Mirzadeh (Mirzadeh, *et al.*, 2010), on peut poser :

$$X_{DRX} = \frac{\sigma_{sat} - \sigma}{\sigma_{sat} - \sigma_{DRX}}$$

Équation 3-5

Ainsi on peut estimer à tout instant le taux de matière recristallisée X_{DRX} à partir des valeurs de σ_{sat} et σ_{DRX} (extraites du tracé des courbes $\sigma-\varepsilon$ et $\theta-\sigma$) et de la contrainte d'écoulement σ .

- t_{DRX} est le temps correspondant à la durée de la transformation. Nous avons vu précédemment que la DRX s'initie pour une déformation critique ε_c . Cet instant correspond au temps zéro de la transformation. Si l'on travaille à partir d'essais à vitesse de déformation constante, on peut alors écrire :

$$t_{DRX} = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}$$

Équation 3-6

On peut ainsi déterminer les constantes k et n pour l'ensemble des essais (ensemble de conditions de température et de vitesse de déformation).

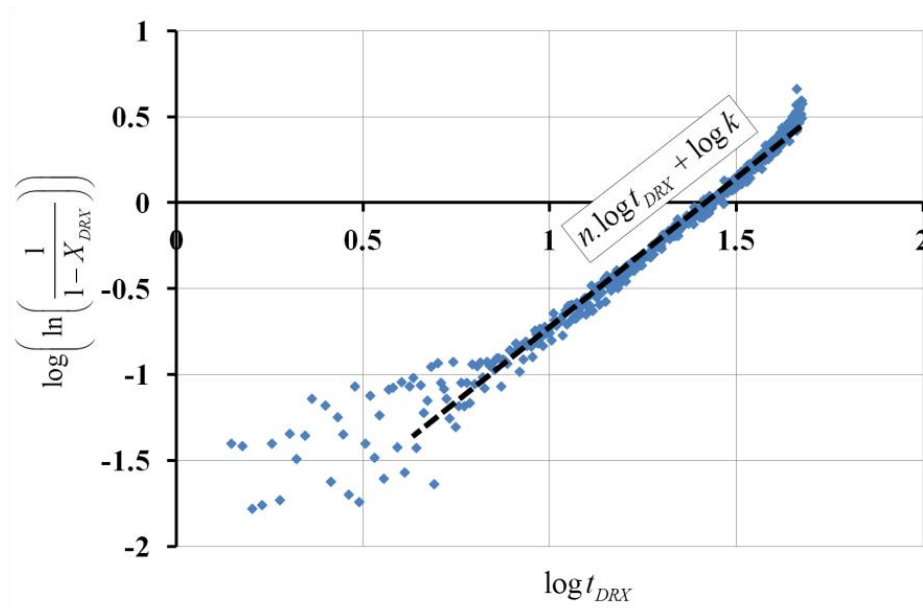


Figure 3-8 Exemple de détermination des paramètres n et k de la loi d'évolution d'Avrami pour un essai à 600 °C ; $d\varepsilon/dt = 0.01\text{ /s}$

On peut finalement résumer la modélisation de la DRX à partir de la démarche présentée ainsi :

Un critère d'activation de la DRX :

Une déformation critique ε_c , déterminée à partir du tracé de la courbe θ - σ et liée aux différentes conditions d'essai par une relation au nombre de Zener-Hollomon $\varepsilon_c = f(Z)$.

Une loi d'évolution de la DRX :

Une loi basée sur une cinétique d'Avrami, avec des paramètres k et n calibrés pour les essais à partir de la courbe $\log \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_{DRX}} \right) \right)$ en fonction de $\log t_{DRX}$.

On obtient alors le pourcentage de matériau recristallisé X_{DRX} à tout instant que l'on peut relier directement à une baisse de la contrainte $\Delta\sigma_{DRX} = \sigma_{sat} - \sigma$.

3.1.2 Rhéologie et lois de comportements

3.1.2.1 Partition des taux de déformations

La rhéologie est l'étude de la déformation et de l'écoulement de la matière sous l'effet d'une contrainte appliquée. Dans le cas des matériaux métalliques, l'expérience indique l'existence simultanée de plusieurs mécanismes de déformation (élastique, plastique, visqueuse, thermique...).

Afin d'écrire les équations constitutives, le tenseur des taux de déformations est décomposé en plusieurs parties :

- **une partie élastique** $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}^e}$

- **une partie thermique** $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}^{th}}$: la déformation thermique est due à la variation du coefficient de dilatation en fonction de la température.

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \alpha(T)(T - T_{ref}) \cdot \underline{\underline{I}}$$

Équation 3-7

avec T_{ref} température à laquelle la déformation thermique est nulle.

- **une partie plastique** $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}^p}$ dont l'évolution dépend du comportement du matériau.

Le taux de déformation totale s'écrit alors comme la somme des taux :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{tot} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$$

Équation 3-8

D'autres taux de déformations peuvent également s'ajouter comme ceux liés à la plasticité de transformation (déformation résiduelle liée à une transformation métallurgique se faisant sous une contrainte inférieure à la limite de plasticité du matériau).

3.1.2.2 La plasticité

Les éléments nécessaires à la modélisation du comportement plastique d'un matériau sont un critère de plasticité et une loi d'écoulement (avec son modèle d'écrouissage).

Le critère de plasticité, délimitant toujours une surface de plasticité convexe, est dit isotrope si la contrainte de chargement est invariante par changement de repère. C'est le cas du critère de von Mises que nous allons considérer par la suite: $f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_{VM} - \sigma_y$

Équation 3-9

avec σ_y la limite d'élasticité et σ_{VM} la contrainte équivalente de von Mises définie en fonction de $\underline{\underline{\sigma}}$ par :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}})} = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{\sigma}}_D : \underline{\underline{\sigma}}_D)}$$

Équation 3-10

$$\text{où } \underline{\underline{\sigma}}_D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}Tr(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{I}} \quad \text{et} \quad J_2(\underline{\underline{\sigma}}) = \frac{1}{2}\underline{\underline{\sigma}}_D : \underline{\underline{\sigma}}_D$$

Équation 3-11 et Équation 3-12

La loi d'écoulement permet la détermination de la déformation plastique une fois le seuil d'écoulement atteint soit lorsque la fonction de charge est nulle $f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_{VM} - \sigma_y = 0$. La plasticité augmente seulement si f est nulle telle que :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p &= 0 \text{ si } f < 0 \\ \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p &\geq 0 \text{ si } f = 0 \end{aligned}$$

Équation 3-13

La vitesse de déformation plastique est déterminée d'après la loi d'écoulement par :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$$

Équation 3-14

avec : $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$ la vitesse de déformation plastique, f la fonction de charge et $\dot{\lambda}$ un scalaire défini par la relation de cohérence $\dot{f} = 0$ indiquant que l'état de contrainte se trouve sur la surface de plasticité.

L'évolution de la limite d'élasticité avec la déformation plastique constitue la loi d'écrouissage. Il existe trois modes d'écrouissage possible : l'écrouissage isotrope (Figure 3-9, a), l'écrouissage cinématique (Figure 3-9, b) et l'écrouissage mixte (Figure 3-9, c).

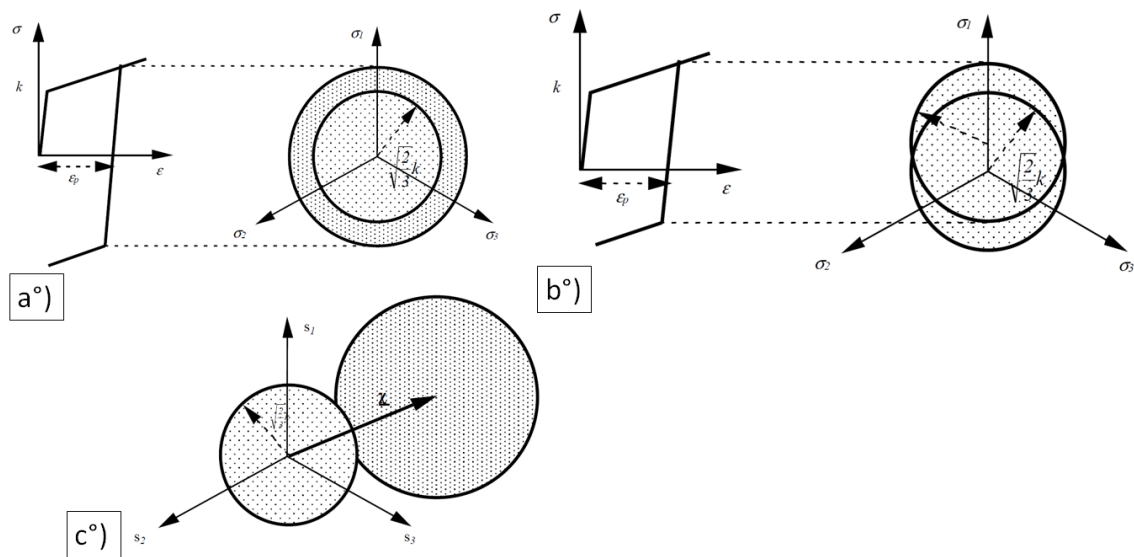


Figure 3-9 Représentation des différents modes d'écrouissage : a. isotrope, b. cinématique, c. mixte (SYSTUS, 2008).

Le modèle choisi dépend bien sûr du matériau mais aussi du type de sollicitations étudié. Ainsi, en fonction de l'application fixée, un matériau peut ainsi se voir affecter des modèles de comportement très différents selon le phénomène modélisé.

Le modèle d'écrouissage isotrope est caractérisé par une homothétie du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. L'écrouissage est fonction d'une seule variable scalaire notée R . Le critère de plasticité est défini alors par (dans le cadre d'un critère de von Mises) :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, R) = \sigma_{VM} - R - \sigma_y = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}})} - R - \sigma_y$$

Équation 3-15

On regroupe parfois les variables R et σ_y en écrivant le critère de plasticité sous la forme : $f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_{VM} - \sigma_y(p) = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}})} - \sigma_y(p)$ où $\sigma_y(p) = \sigma_{y0} + K \cdot p$ dans le cas, par exemple, d'un écrouissage linéaire (p étant la déformation plastique cumulée).

L'écrouissage cinématique est caractérisé par une translation du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. L'écrouissage dépend donc d'une variable tensorielle $\underline{\underline{X}}$. Le critère de plasticité est défini alors (dans le cadre d'un critère de von Mises) par :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}) = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} - \sigma_y$$

Équation 3-16

Un écrouissage mixte correspond à une translation et une homothétie du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. Le critère de plasticité va prendre en compte une variation de la limite d'élasticité σ_y et un déplacement suivant une variable $\underline{\underline{X}}$.

Comme le décrit Lof (Lof, *et al.*, 2001), il est possible de formuler des modèles de plasticité dépendants de la vitesse de déformation. Ainsi la limite d'écoulement précédemment présenté σ_y peut dépendre de la plasticité cumulée p mais aussi le cas échéant de la température T et de la vitesse de sollicitation $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p}$. Le critère de plasticité s'écrit alors (dans le cadre d'un critère de von Mises) :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}) = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} - \sigma_y(p, \dot{p}, T)$$

Équation 3-17

On remarquera que ce type de formulation (où la surface de charge dépend de la vitesse de déformation) est différente des formulations viscoplastiques classiques (du type loi d'Odqvist ou de Norton-Hoff). En effet, en viscoplasticité le critère f peut être supérieure à zéro et prendre des valeurs arbitraires alors que dans ce cas de plasticité où σ_y dépend de \dot{p} , f reste inférieur ou égale à zéro.

3.1.3 Les moyens expérimentaux de caractérisation

Il existe un très grand nombre de moyens expérimentaux visant à étudier le comportement d'un matériau. La difficulté en usinage réside dans les conditions intenses de déformations (>200%), vitesses de déformation (>10⁵ /s) et d'échauffement extrêmes (10⁶ °C/s). Actuellement, il est très difficile de distinguer un moyen expérimental capable de reproduire ces conditions. On peut décrire brièvement les performances des quelques moyens d'essais utilisés couramment en les classant selon leur mode de sollicitation.

Traction

L'essai de traction est sans doute le plus pratiqué notamment afin de déterminer la limite d'élasticité, la contrainte ou l'allongement à rupture d'un matériau. Étant purement uniaxial, il

est assez aisé de remonter à une loi de comportement uniaxiale à partir de l'allongement de l'éprouvette (extensomètre) et de l'effort mesuré. L'apparition précoce de striction suivie d'endommagement limite souvent la caractérisation des phénomènes d'érouissage à $\approx 10\%$ de déformation plastique. Au niveau des vitesses de déformation appliquées, la gamme classique est relativement basse (quasi-statique 10^{-5} /s à 0.1 /s). Néanmoins, certaines machines dynamiques (lanceur à gaz, masse tombante) couplées à des formes d'éprouvettes particulières permettent d'atteindre des vitesses de déformations jusqu'à 10^3 /s (Nistor, 2005).

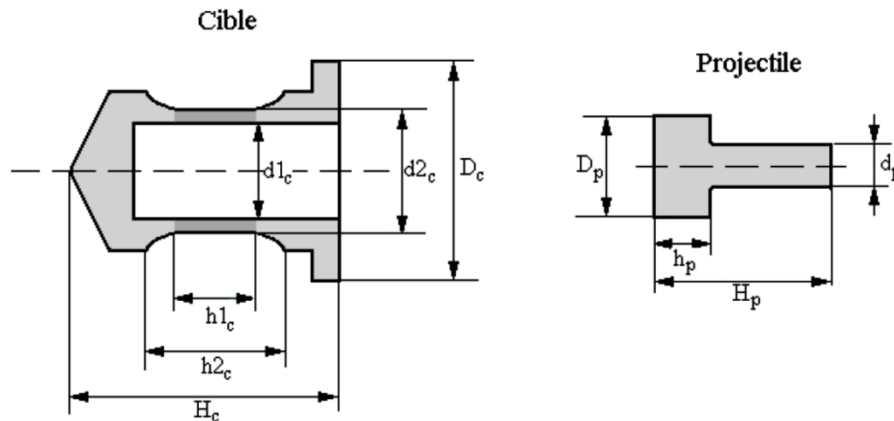


Figure 3-10 Dispositif de traction dynamique (Nistor, 2005)

Compression

L'essai de compression permet d'atteindre un domaine de déformation vraie plus étendu sans endommagement de l'échantillon. L'essai de compression dynamique est très populaire. A travers des dispositifs comme les barres d'Hopkinson (une onde de pression est transmise à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un projectile) ou des essais Taylor (projection directe de l'éprouvette sur un massif rigide), il permet d'atteindre des déformations très importantes ($\epsilon > 3$) et des vitesses de déformations ($> 10^5$ /s). Néanmoins, la mise en œuvre de ces essais et leur dépouillement représentent souvent de grosses difficultés expérimentales et nécessitent l'utilisation de méthodes inverses à l'aide d'un modèle numérique correspondant (Nistor, 2005).

La principale difficulté propre à l'essai de compression réside dans la maîtrise des l'hétérogénéité des déformations principalement due au frottement sur les enclumes. Lorsque le frottement est important, l'écoulement radial est en effet réduit et l'éprouvette prend la forme caractéristique du tonneau.

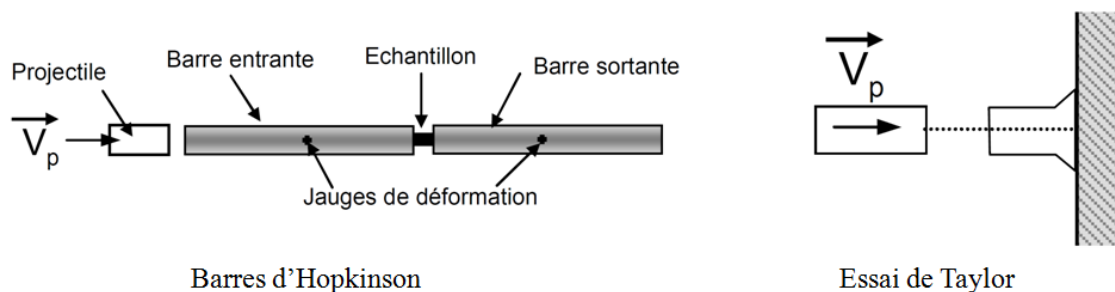


Figure 3-11 Barre d'Hopkinson et principe de l'essai Taylor.

Cisaillement/Torsion

L'essai de cisaillement représente une alternative intéressante au niveau du mode de sollicitation. La géométrie de l'éprouvette (très variable) influence directement le type d'essai et ces capacités. On peut notamment citer les essais de double cisaillement ((Rusinek, *et al.*, 2001),(Nistor, 2005)), les éprouvettes chapeaux (Hor, 2011) et les éprouvettes SCS (Shear-Compression-Specimen (Rittel, *et al.*, 2002)). On peut également évoquer l'essai de torsion, qui n'est rien d'autre qu'un essai de cisaillement simple et qui permet de caractériser le matériau pour de très grandes déformations ($1 < \varepsilon < 3$) tout en supprimant la question du frottement aux interfaces avec l'outil (Lurdos, 2008).

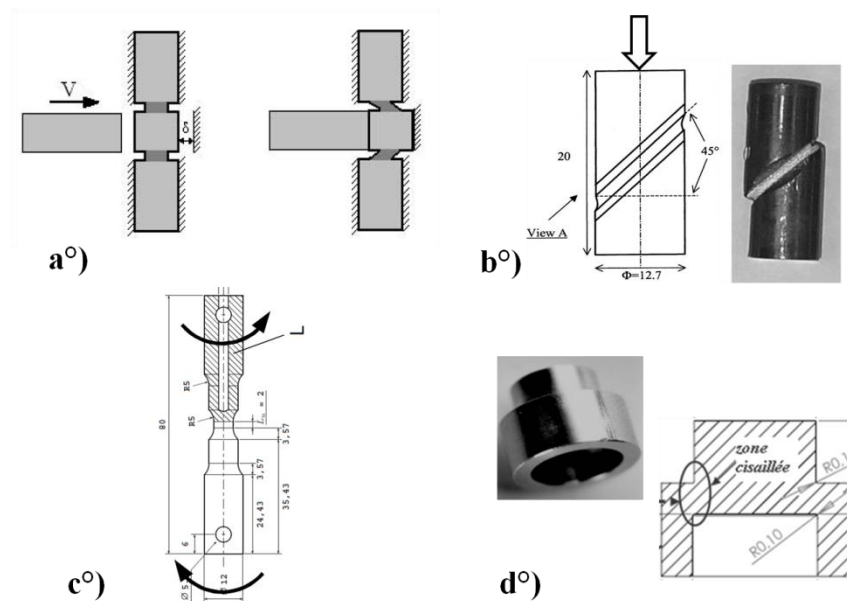


Figure 3-12 Différents dispositifs d'essais de cisaillement : a. cisaillement double, b. éprouvette SCS, c. éprouvette de torsion, d. éprouvette chapeau.

En termes de vitesse de déformation, les essais de cisaillement permettent d'atteindre des vitesses supérieures à 10^4 /s en utilisant des dispositifs dynamiques (par exemple une machine Gleeble[®] et des éprouvettes chapeaux (Hor, 2011)).

La grosse difficulté des essais de cisaillement présentés réside dans la maîtrise et la prise en compte de l'endommagement. En effet, de nombreux auteurs constatent l'apparition de fissures ((Nistor, 2005), (Hor, 2011)) dans les zones de cisaillement des éprouvettes ce qui modifie directement la signification de la contrainte extraite des essais.

Finalement, les essais de compression dynamique ont été retenus pour étudier la rhéologie du 15-5PH en particulier pour tirer profit de la disponibilité et des performances du simulateur thermomécanique Gleeble[®] 3500 du LaMCoS. Des essais cycliques, réalisés sur une machine hydraulique Schenck viendront compléter la caractérisation du mode d'érouissage.

3.2 Modélisation de l'érouissage du 15-5PH : essais cycliques

L'objectif de ce chapitre est, entre autre, de fournir un modèle de comportement du 15-5PH adapté à la simulation du tournage. De cette contrainte découle la nécessité de travailler avec des déformations importantes, de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation mais aussi de modéliser le mode d'érouissage de façon précise. En effet lors d'une opération de tournage, en fonction de l'avance de l'outil et de son rayon de bec, la matière usinée subit plusieurs cycles thermiques et mécaniques (charge/décharge). Cet aspect cyclique du

chargement mécanique ne peut pas être négligé lorsque l'on souhaite modéliser plusieurs rotations de la pièce. De plus, à une échelle plus fine, le passage de la matière dans la zone de coupe entraîne également un chargement de type compression puis traction. La matière est comprimée avant d'arriver sur l'arête de coupe puis subit de la traction après le passage de la zone de contact en dépouille (Figure 3-13).

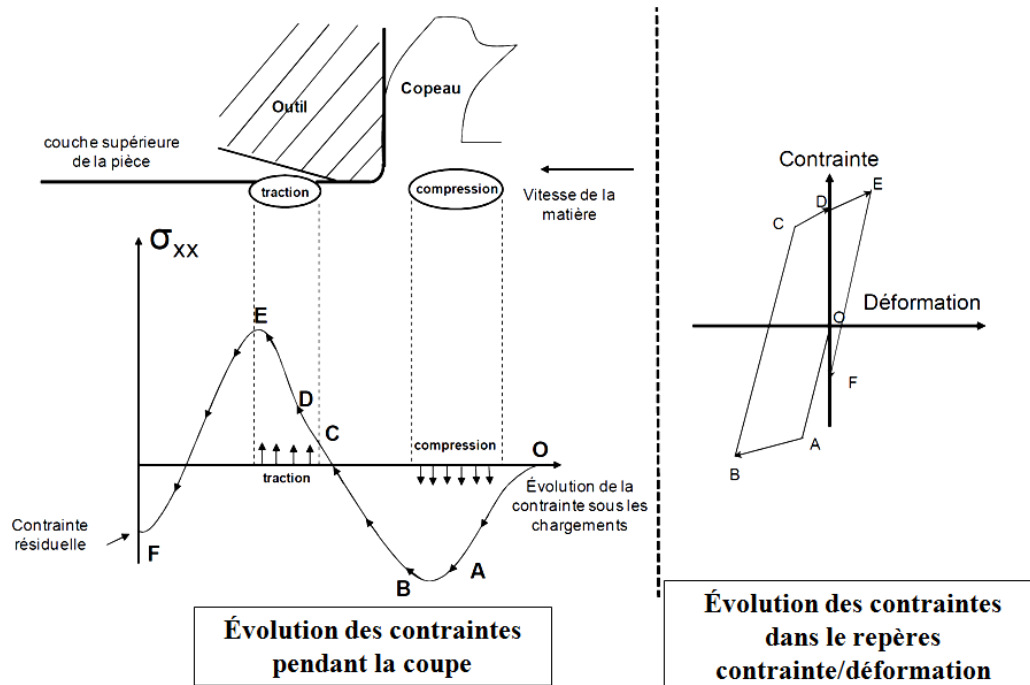


Figure 3-13 Illustration du chargement mécanique induit par la coupe (Valiorgue, 2008).

Pour ces raisons, des essais de traction/compression cycliques ont été réalisés afin d'étudier le mode d'érouissage du 15-5PH (isotrope/cinématique) et de calibrer un modèle adapté.

3.2.1 Procédure expérimentale

Les essais sont réalisés à l'aide d'une machine de traction hydraulique de capacité 200 kN sur des éprouvettes en 15-5PH extraites d'un brut fourni par EUROCOPTER. Le plan des éprouvettes est disponible Figure 3-14. Les déformations sont mesurées à l'aide d'un extensomètre à couteaux (Erreur absolue sur la mesure de déformation +/- 0.005%).

Les essais ont été réalisés pour plusieurs températures. Pour le 15-5PH, qui présente une austénitisation à haute température, les essais ont été réalisés lors de la chauffe (phase martensitique) et lors du refroidissement (phase austénitique) et parfois pour des températures identiques. Les températures testées peuvent être représentées sur la courbe de dilatation libre (Figure 3-14). La chauffe est réalisée par induction et la température est mesurée par une série de thermocouple le long de la partie utile de l'éprouvette (Figure 3-15). La vitesse de montée en température et de refroidissement est de ± 3 °C/s.

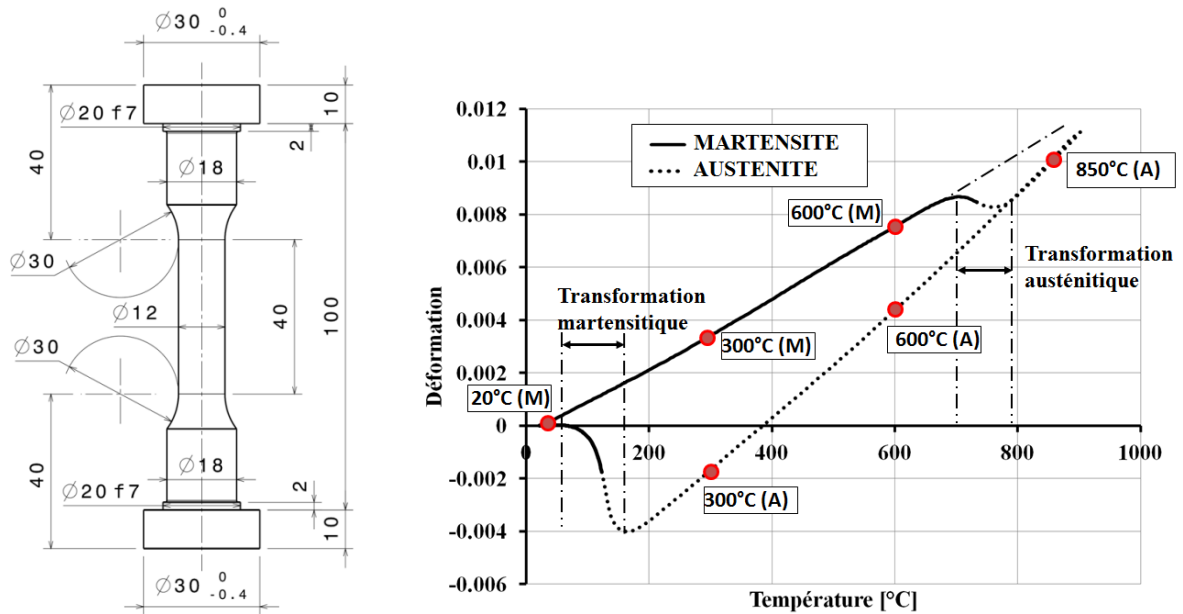


Figure 3-14 Éprouvette utilisée et températures testées lors des essais cycliques.

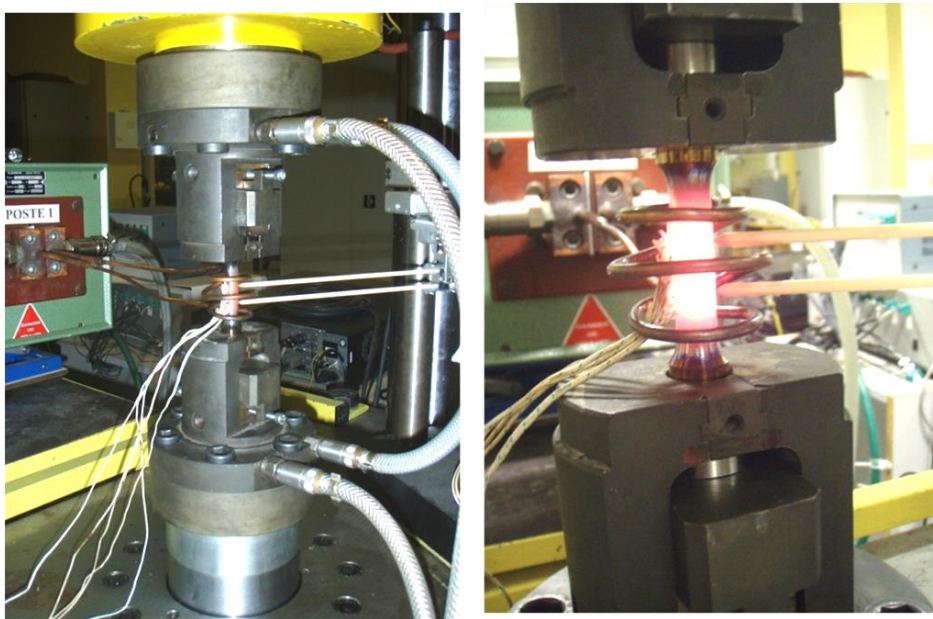


Figure 3-15 Dispositif expérimental des essais cycliques.

Les essais consistent en une succession de cinq cycles de traction/compression en modifiant progressivement la déformation atteinte. Les essais sont réalisés jusqu'à une déformation de 2% afin d'éviter les problèmes liés au flambement des éprouvettes en compression. La vitesse de déformation est constante et égale à 5.10^{-4} /s. La Figure 3-16 présente le trajet de déformation complet. Certaines déformations sont répétées afin de pouvoir comparer les cycles et étudier des variations liées à la déformation plastique cumulée.

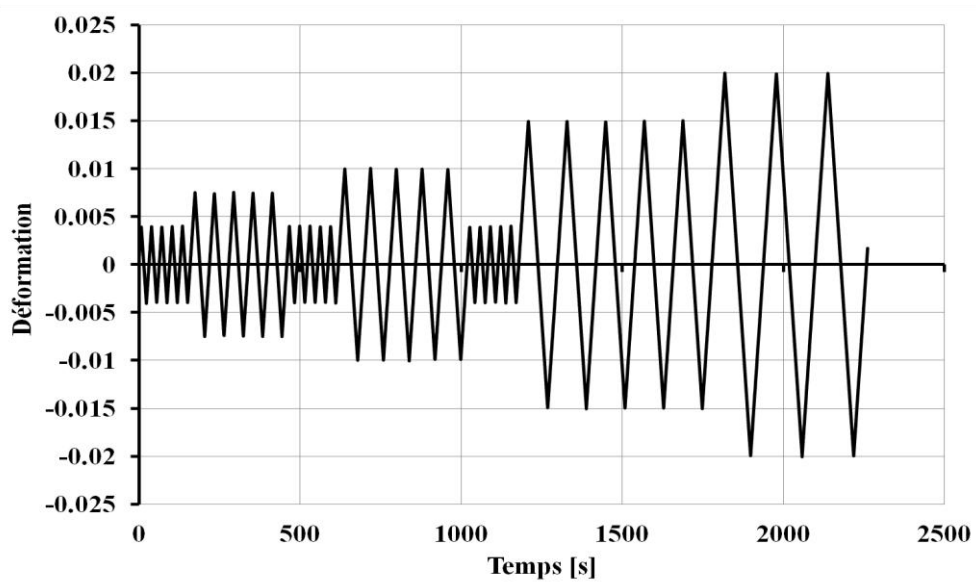


Figure 3-16 Trajet de déformation.

Les courbes contrainte/déformation complètes pour le 15-5PH sont présentées Figure 3-17. La déformation affichée est celle mesurée par l'extensomètre. La contrainte conventionnelle est calculée à partir de l'effort axial mesuré F et du diamètre initial des éprouvettes :

$$\sigma = \frac{F}{\frac{\pi \cdot d_o^2}{4}}$$

Équation 3-18

On aurait pu calculer la contrainte vraie mais la différence est négligeable du fait des petites déformations.

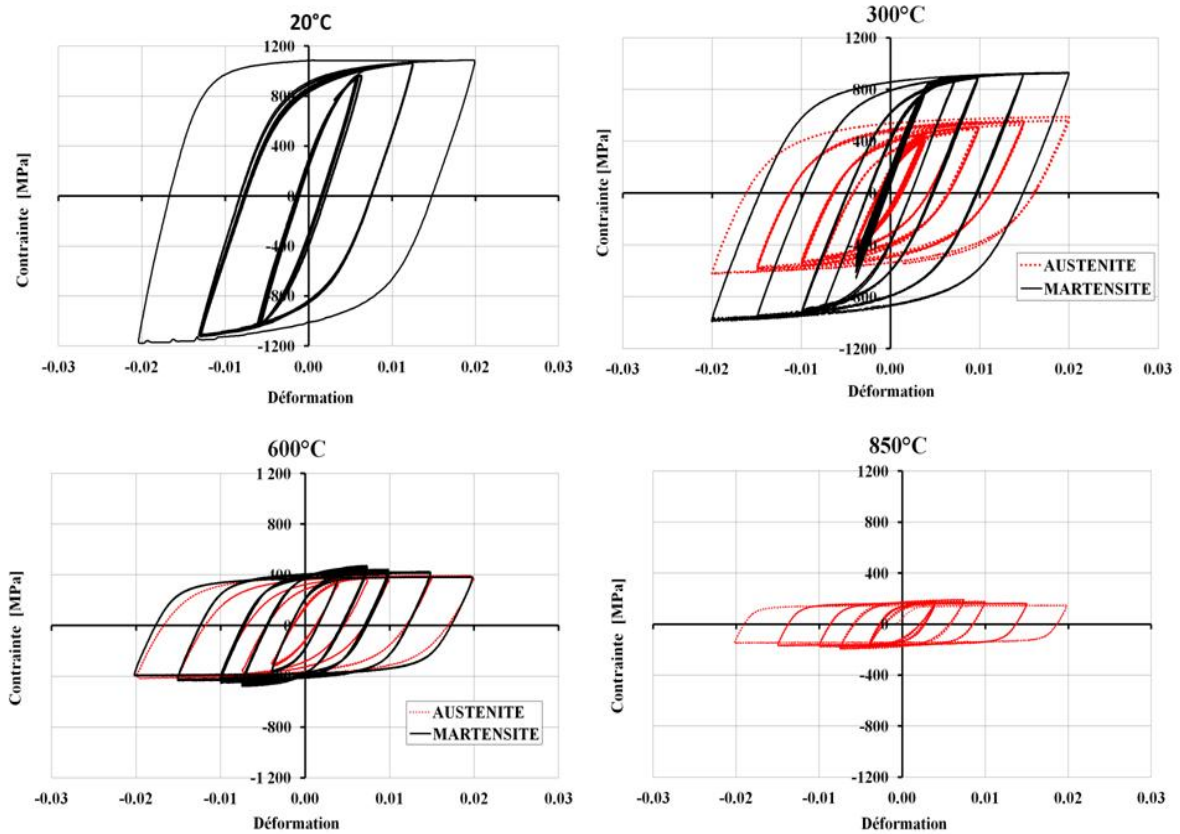


Figure 3-17 Résultats des essais de traction/compression en fonction de la température et de la microstructure.

3.2.2 Modélisation de l'érouissage

On remarque sur la Figure 3-17 que la stabilisation des cycles se fait très rapidement. Les cinq cycles traction/compression réalisées par déformation sont quasi immédiatement superposés.

On remarque à partir des courbes contraintes/déformation que l'érouissage du 15-5PH est majoritairement cinématique (il n'y a pas de variations de l'amplitude entre les limites d'élasticité en traction et en compression au cours des cycles). Une identification sur une loi de comportement cinématique non-linéaire (de type Armstrong-Frederick) est alors proposée (Chaboche, *et al.*, 2004).

Cette loi permet de modéliser un comportement correspondant au régime stabilisé et sans prise en compte de l'effet mémoire, ainsi seuls les derniers cycles réalisés pour les différentes amplitudes de déformation seront pris en compte. Le modèle recherché peut se décrire ainsi :

$$\text{Le critère de plasticité : } f = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} - \sigma_y$$

Équation 3-19

$$\text{avec l'évolution du tenseur d'érouissage : } \underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_p - \gamma \cdot \underline{\underline{X}} \cdot \dot{p}$$

Équation 3-20

C et γ sont des paramètres matériaux, σ_y la limite d'élasticité et p la déformation plastique cumulée : $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p}$

Il s'agit alors d'identifier les paramètres σ_y , C et γ . On utilise pour cela la méthode décrite par Chaboche *et al.* (Chaboche, *et al.*, 2004) dans le cadre d'essais uniaxiaux. La valeur du module d'Young est déterminée à partir de la partie linéaire des courbes contraintes/déformation. On peut alors se ramener à la déformation plastique :

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{tot} - \frac{\sigma}{E}$$

Équation 3-21

Le coefficient C/γ est ensuite déterminé comme valeur asymptotique de la courbe (Figure 3-18) :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} - \sigma_y = f\left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)$$

Équation 3-22

où $\Delta\sigma$ représente l'amplitude de contrainte et $\Delta\varepsilon_p$ représente l'amplitude de déformation plastique lors d'un cycle compression/traction. On obtient alors le coefficient C en traçant la courbe (Figure 3-18) :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} - \sigma_y = \frac{C}{\gamma} . th\left(\gamma \cdot \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)$$

Équation 3-23

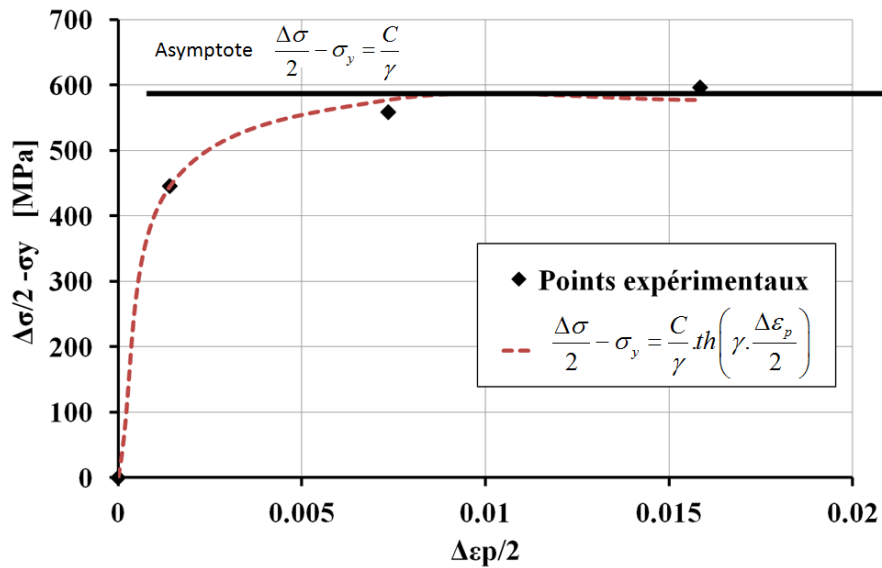


Figure 3-18 Exemple d'évaluation des paramètres C et γ pour l'essai cyclique à 20 °C.

Les paramètres identifiés sont présentés dans le Tableau 3-1:

Température (phase)	E [MPa]	σ_y [MPa]	C	γ
20 °C (martensite)	199000	530	421405	730
300 °C (martensite)	181940	382	284420	508
600 °C (martensite)	155560	197	120000	600
300 °C (austenite)	154280	200	125400	330
600 °C (austenite)	124000	185	110000	500
850 °C (austenite)	117000	70	76500	900

Tableau 3-1 Évolution des paramètres du modèle d'écrouissage en fonction de la température et de la microstructure.

On peut alors valider les paramètres identifiés en traçant sur le même graphique les courbes cycliques expérimentales et prédites par le modèle calibré. On obtient les résultats présentés Figure 3-19 .

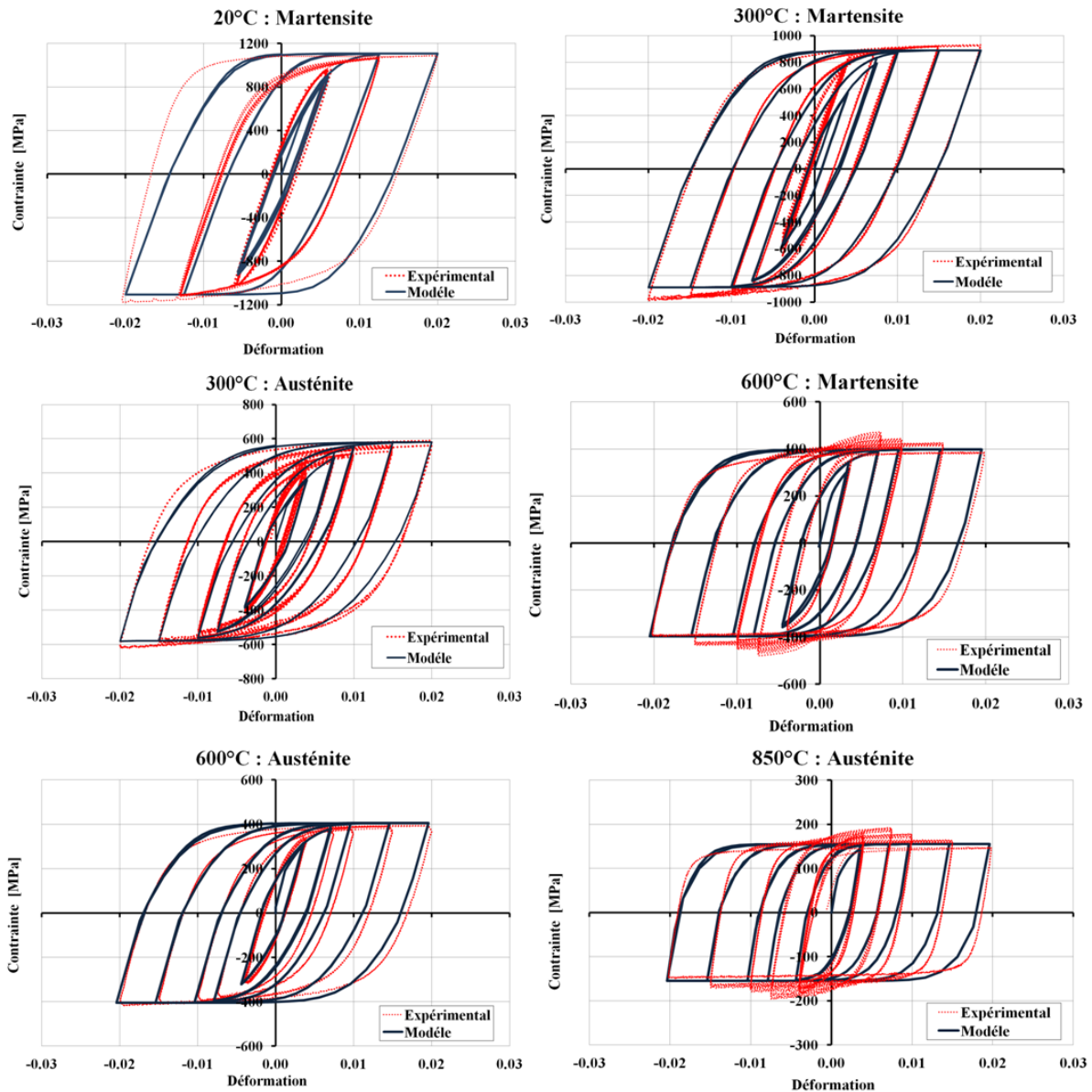


Figure 3-19 Comparaison entre les courbes expérimentales et les prédictions du modèle d'écrouissage identifié.

On remarquera que les courbes issues du modèle d'écrouissage identifié se confondent aux courbes expérimentales. Cette conclusion permet de valider deux points : le fait d'avoir choisi un modèle purement cinématique non-linéaire à deux paramètres et l'identification des paramètres de ce dernier.

3.3 Essais de compression dynamique

3.3.1 Conditions expérimentales

L'objectif de cette série d'essais de compression est d'étudier le comportement du 15-5PH pour des déformations (et des vitesses de sollicitation) élevées. Il s'agit en particulier de s'intéresser aux phénomènes de recristallisation.

Les essais de compression dynamique ont été réalisés sur le simulateur thermomécanique Gleeble[®] 3500 du LaMCoS.

Le choix des conditions de sollicitations est le suivant :

- 6 températures : $T = [20 ; 100 ; 200 ; 400 ; 500 ; 600]$ °C. Ce choix est dicté par l'objectif de rester en dessous de la température de début de transformation austénitique $Ac1 = 642$ °C.
- 3 vitesses de déformations (sur 4 décades) : $\dot{\epsilon} = [0.01 ; 1 ; 80]$ /s.

On peut noter que les ordres de grandeur des vitesses de déformation ainsi que des températures sont inférieurs à ceux de l'usinage du 15-5PH ($T = [800-900]$ °C ; $\dot{\epsilon} \approx 10^5$ /s). Les vitesses de sollicitations sont limitées par les capacités du dispositif utilisé.

On peut néanmoins remarquer que la majorité des modèles travaillant sur les phénomènes de recristallisation possèdent un critère basé sur le nombre Z de Zener-Hollomon rappelé ci-dessous (Équation 3-24).

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

Équation 3-24

Z regroupe sous une même variable l'effet de la température et de la vitesse de déformation en les couplant à une énergie d'activation Q (mécanisme thermiquement activé).

Zener et Hollomon (Zener, *et al.*, 1944) supposent que l'effet d'une augmentation de la vitesse de déformation peut être obtenu par une réduction de température. Il est ainsi possible de raisonner par une "équivalence en Z " et non plus en dissociant vitesse de déformation et température.

Ainsi la Figure 3-20 représente la plage de Z correspondant à l'usinage et la plage de Z testée pendant les essais de compression. On remarque que l'usinage travaille sur une plage de $\log(Z)$ allant de 17 à 24. La plage testée lors des essais de compression est beaucoup plus vaste et englobe celle de l'usinage puisque qu'elle va de 13 à 47.

$\dot{\epsilon}$	0.001	0.01	0.1	0.5	1	5	10	50	100	10000	100000
T (°C)											
20	42	43	44	44	45	45	46	46	47	49	50
100	32	33	34	35	35	36	36	37	37	39	40
200	25	26	27	27	28	28	29	29	30	32	33
300	20	21	22	22	23	23	24	24	25	27	28
400	16	17	18	19	19	20	20	21	21	23	24
500	14	15	16	17	17	18	18	19	19	21	22
600	12	13	14	15	15	16	16	17	17	19	20
700	10	11	12	13	13	14	14	15	15	17	18
800	9	10	11	12	12	13	13	14	14	16	17
850	9	10	11	11	12	12	13	13	14	16	17

--- Essai de compression
 - - - Usinage

Figure 3-20 Valeur du paramètre de Zener-Hollomon $\log(Z)$ dans le cadre de l'usinage et des essais de compression dynamique.

Le simulateur thermomécanique Gleeble3500[®] est capable d'exercer des efforts statiques jusqu'à 100 kN pour des vitesses de déplacement du vérin atteignant 1 m/s. Il est équipé d'une cellule d'effort dynamométrique et les déplacements sont fournis par un extensomètre longitudinal (capteur LVDT) fixé sur les mors (Figure 3-21). La fréquence d'acquisition des signaux a été sélectionnée entre 10 Hz et 5 kHz suivant la vitesse de déformation de l'essai.

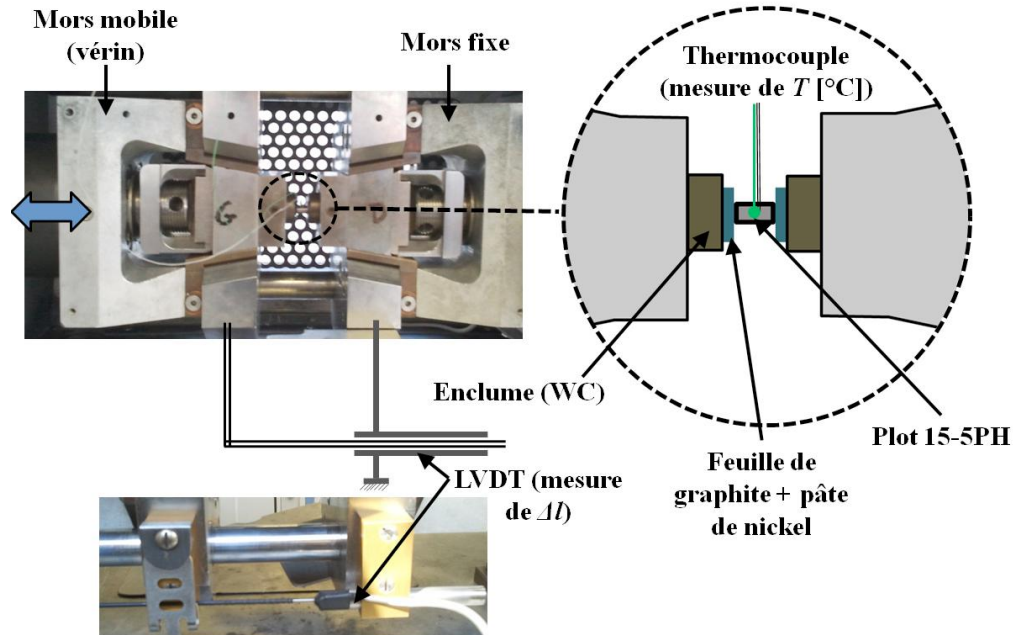


Figure 3-21 Dispositif de compression sur la machine Gleeble[®].

L'échantillon à comprimer (plot de compression) est placé entre deux enclumes de carbure de tungstène. Le contact entre les enclumes est le plot est contrôlé par l'ajout de feuille de graphite et de pâte de nickel (lubrification par graisse chargée en nickel). Ces deux matériaux permettent à la fois d'assurer une très bonne conduction électrique, de limiter d'éventuels défauts de planéité, d'abaisser et de contrôler le coefficient de frottement (constant entre les essais).

Les éprouvettes se résument à des cylindres de diamètre initial $d_0 = 6 \pm 0,025$ mm et longueur initiale $h_0 = 9 \pm 0,025$ mm. Des tolérances de 0,025 mm sur le parallélisme des faces et 0,01 sur leur perpendicularité à l'axe de révolution ont été imposées afin d'assurer la qualité et la répétabilité des essais. Les hétérogénéités matière ont été limitées en les prélevant dans les mêmes zones du brut.

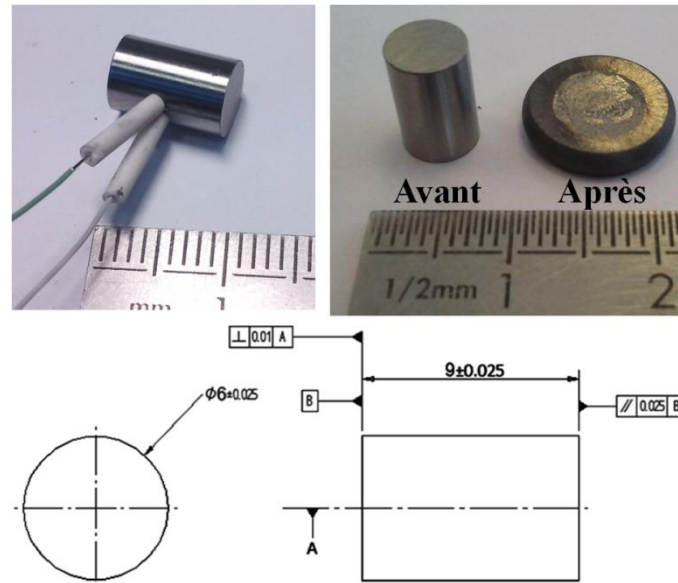


Figure 3-22 Éprouvette de compression.

La mise en température de l'éprouvette est réalisée par effet joule et contrôlée par un thermocouple type K (Chromel-Alumel) formé de deux fils de diamètre 0,1 mm soudé à la surface du plot (Figure 3-21, Figure 3-22). La montée en température jusqu'à la température souhaitée de l'essai se fait à vitesse de chauffe lente $+5$ °C/s. Un temps de maintien de 1 min est observé avant la compression afin d'assurer l'homogénéité de la température dans le plot. Durant les essais, le courant de chauffe de consigne est maintenu. Ainsi l'éprouvette reste à la température de consigne pendant les essais à faible vitesse de déformation.

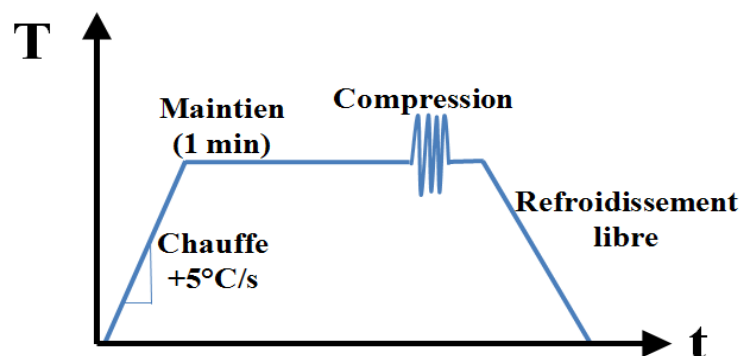


Figure 3-23 Cycle thermique des essais de compression.

3.3.2 Méthode de dépouillement

L'essai de compression est un essai d'apparence simple, néanmoins la valeur des résultats obtenus peut être affectée par le frottement à l'interface plot/enclume (hétérogénéité de

déformation), par l'autoéchauffement lors des essais rapides et par les défauts de rigidité de la machine.

Afin de corriger l'impact de ces phénomènes sur les courbes expérimentales extraites, la démarche purement analytique décrite ci-après a été appliquée.

3.3.2.1 Extraction des courbes contrainte/déformation

Les mesures réalisées par l'extensomètre longitudinal et le capteur d'effort nous donnent les valeurs du déplacement Δl et de l'effort F . On calcule alors la déformation logarithmique ε_{\log} (ou déformation rationnelle) à partir de la longueur initiale l_o (9mm) :

$$\varepsilon_{\log} = \int_{l_o}^{l_o + \Delta l} \frac{dl}{l} = \ln \left(\frac{l_o + \Delta l}{l_o} \right)$$

Équation 3-25

La contrainte vraie σ_{vraie} est déterminée en considérant la déformation plastique incompressible. On utilise la relation suivante :

$$\sigma_{vraie} = \frac{F}{S_i} = \frac{F.l_i}{S_o.l_o} = \frac{F.(l_o + \Delta l)}{S_o.l_o}$$

Équation 3-26

avec l_i longueur instantanée et S_i surface instantanée.

3.3.2.2 Prise en compte de la rigidité de la machine

La mesure de déplacement par un extensomètre placé sur les mors est surestimée (comme le montre Hor (Hor, 2011)). Plusieurs pièces et surfaces de contact interviennent dans la chaîne de mesure (Figure 3-21) ce qui augmente la souplesse du dispositif. Le déplacement est alors une donnée indirecte, contrairement à un système de mesure directement placé sur la zone de sollicitation. Il intègre la déformation élastique des mors et des enclumes ainsi que la mise en compression de l'éprouvette.

$$\varepsilon_{mesurée} = \varepsilon_{éprouvette} + \varepsilon_{machine}$$

$$\varepsilon_{mesurée} = \frac{\sigma}{E_{app}}$$

$$\varepsilon_{éprouvette} = \frac{\sigma}{E}$$

$$\varepsilon_{machine} = \frac{\sigma}{k_{machine}}$$

Équation 3-27

où $k_{machine}$ est la raideur de la machine, E_{app} est le module d'élasticité apparent et E est le module d'Young du matériau. Pour un montage en série, la contrainte est la même partout, donc nous pouvons écrire :

$$\frac{1}{E_{app}} = \frac{1}{k_{machine}} + \frac{1}{E}$$

Équation 3-28

Il est très difficile de déterminer la valeur de la rigidité de la machine pendant l'essai. Comme le montre Hor, cette rigidité dépend de la température de l'essai et de la vitesse de sollicitation. On suppose néanmoins que la valeur de $k_{machine}$ est constante au cours de l'essai.

Ainsi, on peut travailler à partir des courbes contrainte/déformation plastique et s'affranchir alors de la rigidité de la machine.

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e = \varepsilon - \frac{\sigma}{E_{app}}$$

Équation 3-29

Pour chaque courbe, on détermine alors le module d'Young apparent E_{app} et la limite d'élasticité. On se rapporte alors à la courbe contrainte/déformation plastique en supprimant la partie linéaire à partir de l'Équation 3-29.

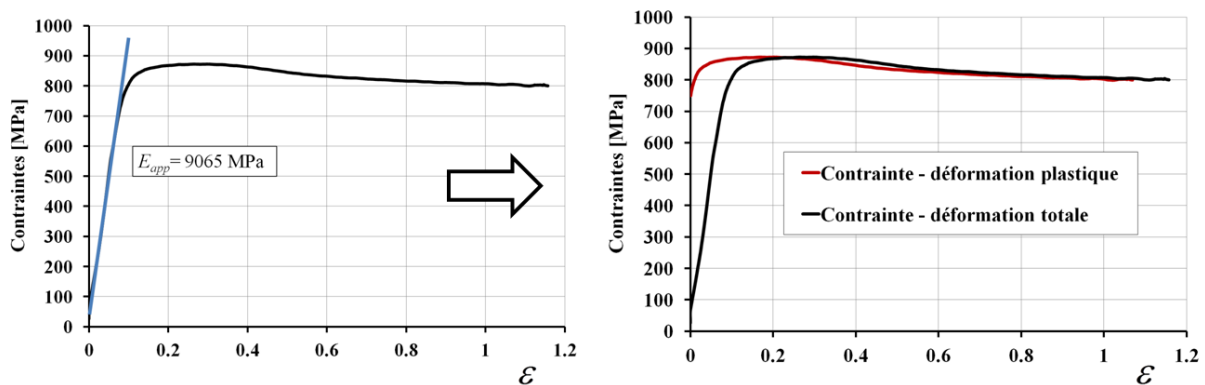


Figure 3-24 Correction de la rigidité de la machine en se ramenant à une courbe contrainte/déformation plastique (essai à 400 °C, $d\varepsilon/dt = 1/s$).

3.3.2.3 Correction du frottement

Afin de corriger les effets du frottement, la contrainte peut être calculée à partir de la formule donnée par Dieter (Dieter, 1988), déterminée à partir de la méthode des tranches et décrite dans le guide des essais de compression de Roebuck *et al.* (Roebuck, *et al.*, 1997):

$$\sigma = \frac{F}{\pi \left(\frac{d_i}{2} \right)^2 \left(1 + \frac{\mu \cdot d_i}{3 \cdot h_i} \right)}$$

Équation 3-30

avec d_i diamètre instantanée, h_i hauteur instantanée et μ le coefficient de frottement à l'interface plot/enclume.

On remarque que la difficulté principale réside dans la détermination du coefficient de frottement μ . On suppose que sa valeur ne changera pas entre les essais de part les précautions prises pour assurer des interfaces de contact constantes (feuille de graphite, graisse nickel).

Il est très difficile de quantifier expérimentalement le coefficient de frottement entre l'acier et le mélange graphite/graisse nickel dans les conditions d'un essai de compression. Si on se rapporte aux résultats de la littérature (déterminés généralement par méthode inverse à partir de la forme finale des éprouvettes), Hor utilise une valeur de 0.1 (déterminée expérimentalement pour l'acier 42CrMo4 et validée lors d'essais de compression en conditions similaires aux nôtres. Pour des essais statique et dynamique, Lichtenberger (Lichtenberger, *et al.*, 1994) obtient des valeurs allant de 0.03 (statique) à 0.085 (dynamique) avec une lubrification (dépôt de bisulfure de molybdène) et un acier C45. Ashton (Ashton, *et al.*, 1997) détermine un coefficient de frottement allant de 0.1 à 0.2 pour un acier RHA/UK100 et une lubrification silicone sous sollicitation dynamique.

Finalement, au regard des valeurs trouvées dans la littérature et compte tenu de la plage relativement faible des variations, la valeur du coefficient de frottement a été fixée à $\mu=0.1$.

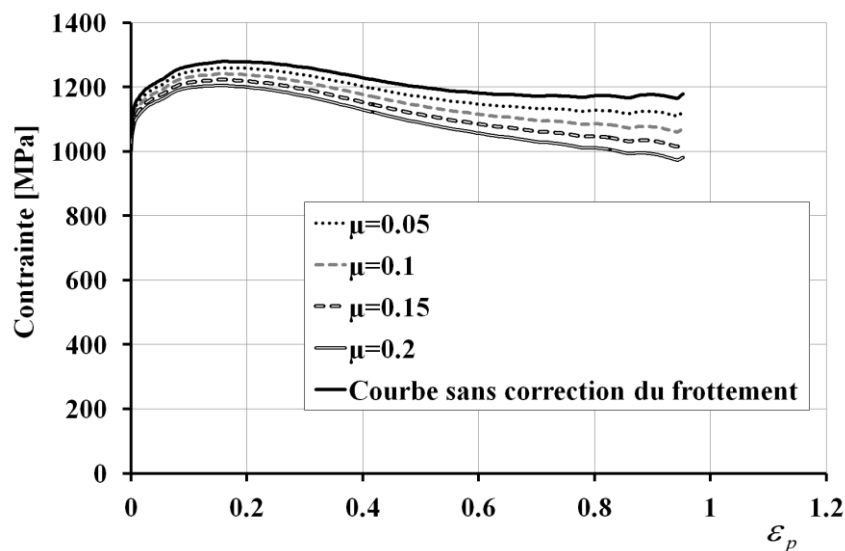


Figure 3-25 Comparaison entre la courbe contrainte/déformation plastique initiale et les courbes avec correction du frottement en considérant $\mu=[0.05 ; 0.2]$ (essai à 20 °C ; $d\epsilon/dt = 1/s$).

3.3.2.4 Correction de l'auto-échauffement

L'essai de compression uniaxiale isotherme est une méthode commune pour déterminer la contrainte d'écoulement des métaux. A partir d'une vitesse de déformation supérieure à 10^{-2} /s, les résultats peuvent être considérablement modifiés par l'auto-échauffement dû à la déformation plastique. L'objectif est donc de prendre en compte cet échauffement et son impact sur la contrainte afin de se ramener à des courbes contrainte-déformation véritablement isothermes.

La démarche analytique appliquée est globalement décrite par Goetz (Goetz, *et al.*, 2001). Elle se compose de deux étapes :

- déterminer l'augmentation de la température au cours de la déformation. Pour cela, il faut prendre en compte la chaleur générée par la déformation plastique moins les pertes par conduction dans les enclumes de compression (on négligera les pertes par rayonnement ou convection avec l'air qui sont d'un ordre de grandeur beaucoup plus faible).

- corriger la contrainte mesurée pour se ramener une contrainte représentative d'un essai isotherme (à la température de consigne).

Détermination de l'élévation de température au cours de l'essai :

On raisonne sur l'augmentation de la température dans le plot ΔT par pas de temps Δt (un pas de temps Δt correspond par exemple à la période d'échantillonnage).

L'augmentation de la température dans le plot sur le temps Δt vaut :

$$\Delta T = \frac{E_{gen} - E_{perte}}{\rho.C.V}$$

Équation 3-31

avec E_{gen} l'énergie générée par la déformation plastique, E_{perte} l'énergie perdue par conduction dans les enclumes, ρ la densité volumique ($\rho [kg/mm^3] = -3.10^{-10}.T + 7.81 \times 10^{-6}$), C la chaleur massique ($C [mJ/kg/^\circ C] = 422.T + 23000$) et V le volume du plot.

La chaleur générée par la déformation plastique au cours de l'essai de compression uniaxiale sur un temps Δt (correspondant à une déformation plastique $\Delta \varepsilon_p$) est :

$$E_{gen} = Coeff_{QT} . \sigma . \Delta \varepsilon_p$$

Équation 3-32

avec $Coeff_{QT}$ le coefficient de Quinney-Taylor représentant la part de l'énergie transformée en chaleur, on fixe $Coeff_{QT} = 0,85$.

La valeur de la chaleur perdue par conduction dans les enclumes sur un temps Δt est:

$$E_{perte} = \frac{\lambda}{\frac{h_i}{2}} . 2.S_i . (T_i - T_{enclume}) . \Delta t$$

Équation 3-33

avec S_i la section instantanée du plot ($S_i = 2\pi R_i$), $T_{enclume}$ la température des enclumes (que l'on suppose constante à 20 °C), T_i la température instantanée du plot, λ la conductivité thermique du 15-5PH ($\lambda [W/m/^\circ C] = 0.01T + 15.4$), h_i la hauteur instantanée du plot (on considère que l'énergie de déformation plastique est générée au centre de l'éprouvette).

En couplant les équations 3-31, 3-32 et 3-33, on obtient alors la variation de température ΔT du plot sur un temps Δt (correspondant à une déformation plastique $\Delta \varepsilon_p$). La température du plot vaut donc à tout instant t :

$$T_t = T_{consigne} + \sum_0^t \Delta t$$

Équation 3-34

avec $T_{consigne}$ la température au début de l'essai de compression (la température de consigne).

Correction de la contrainte mesurée pour se ramener à un essai isotherme :

La première étape de cette méthode nous permet de quantifier l'élévation de la température dans le plot au cours de l'essai. Néanmoins, il est très difficile de travailler avec des courbes contrainte/déformation anisotherme (pour en extraire un modèle de comportement par exemple). Pour cela, la seconde étape consiste à corriger la contrainte mesurée pour se ramener à une courbe isotherme (correction de l'auto-échauffement).

On se base pour cela sur un coefficient multiplicateur prenant en compte l'effet de la température sur la contrainte. On choisit le coefficient extrait de la loi de Johnson-Cook (Johnson, *et al.*, 1983) :

$$\text{Coef}_{JC}(T_1) = 1 - \left(\frac{T_1 - 20}{T_{fus} - 20} \right)^m$$

Équation 3-35

avec T_{fus} la température de fusion du 15-5PH ($T_{fus} = 1440$ °C), m un paramètre matériau à déterminer. On remarquera que :

$$\frac{\sigma_{T_1}}{\text{Coef}_{JC}(T_1)} = \frac{\sigma_{T_2}}{\text{Coef}_{JC}(T_2)} = \sigma_{20^\circ\text{C}}$$

Équation 3-36

Pour déterminer le coefficient m , on peut se baser sur la contrainte d'écoulement obtenue lors des essais cycliques (paragraphe 3.2) pour une déformation de 2% et réalisés en quasi-statique ($d\varepsilon/dt = 5 \cdot 10^{-4}$ /s) pour différentes températures. On obtient la Figure 3-26 et on détermine $m = -0.0009T + 1.16$.

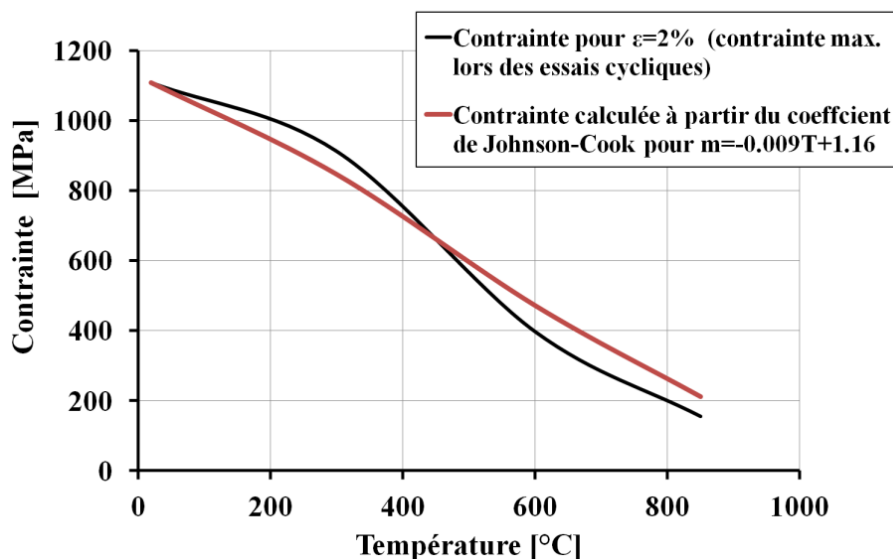


Figure 3-26 Calibration du coefficient de correction thermique du modèle de Johnson-Cook (Johnson, *et al.*, 1983).

On peut alors corriger les courbes contrainte/déformation en couplant les équations 3-34 et 3-36.

$$\sigma_{T_{consigne}} = \sigma_{T_i} \cdot \frac{Coef_{JC}(T_{consigne})}{Coef_{JC}(T_i)}$$

Équation 3-37

On peut finalement estimer la température au cours de l'essai dans le plot et corriger la contrainte mesurée en fonction. La Figure 3-27 nous donne un exemple pour un essai à 20 °C et $\dot{\varepsilon} = 1$ /s.

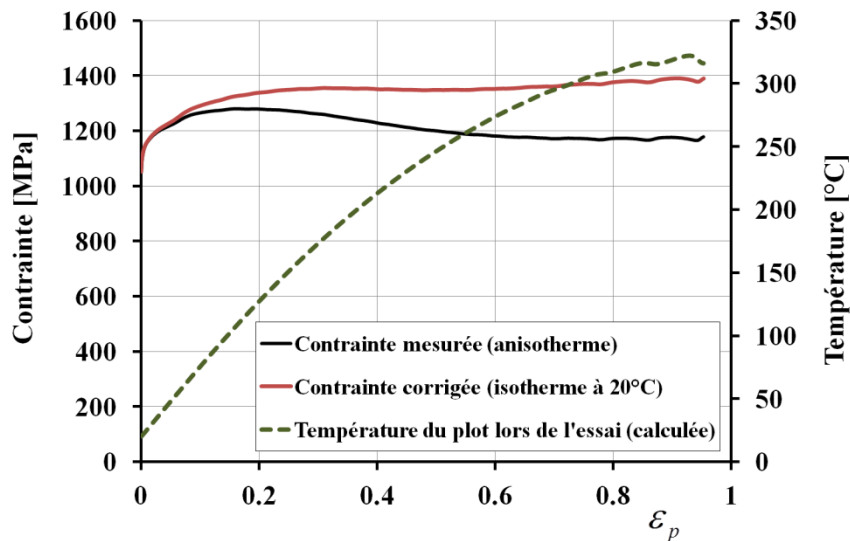


Figure 3-27 Exemple de correction des effets de l'auto-échauffement sur la contrainte (pour $T=20$ °C et $d\varepsilon/dt=1$ /s).

3.3.3 Résultats des essais de compression

Tous les résultats de mesure ont été dépouillés et corrigés en termes de frottement, de rigidité de la machine et d'auto-échauffement en utilisant la méthode précédemment décrite. Les courbes présentées représentent donc l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation plastique logarithmique (jusqu'à 100%) en condition isotherme (Figure 3-28).

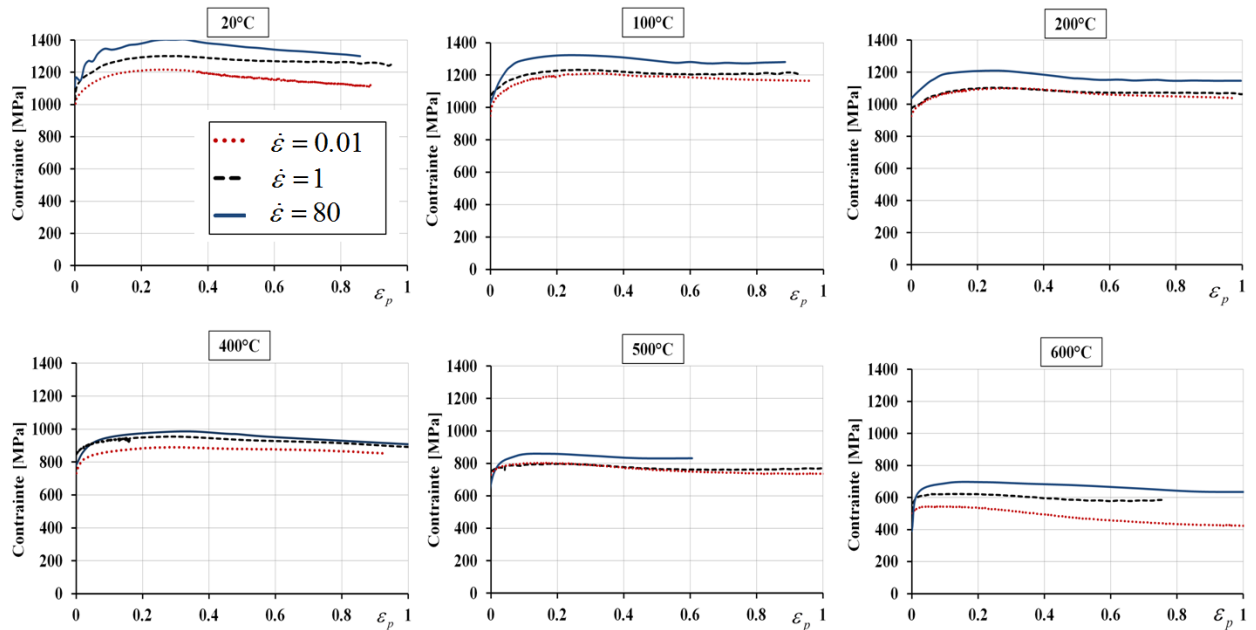


Figure 3-28 Courbes corrigées contrainte/déformation plastique des essais de compression dynamique.

On remarquera finalement que, malgré la correction de la baisse de contrainte due à l'auto-échauffement au court de l'essai, les courbes possèdent une forme « pic-plateau ». En effet, la contrainte atteint une valeur maximale puis diminue progressivement jusqu'à se stabiliser. Cette forme de courbe est décrite dans de nombreuses études concernant les phénomènes de recristallisation ((Bao, *et al.*, 2005; Montheillet, 2009)). On peut donc raisonnablement supposer que ce type de transformation est présent lors de la déformation élevée du 15-5PH.

3.4 Modélisation de la recristallisation dynamique

3.4.1 Étude de la microstructure des plots de compression

La forme des courbes contrainte/déformation obtenues lors des essais de compression (pic-plateau) nous laisse supposer la présence de phénomènes de recristallisation dynamique. Néanmoins, seule une analyse des microstructures obtenues (en particulier à travers l'utilisation d'imagerie EBSD) et une comparaison avec la microstructure d'origine peut permettre de valider cette hypothèse (Figure 3-29). L'EBSD (Electron Backscattered Diffraction) est une technique qui permet l'analyse de la microstructure des échantillons au sein d'un microscope électronique. Elle met en évidence les différences d'orientations cristallographiques des grains dans un échantillon polycristallin et permet également de discriminer et d'identifier les phases présents (réseau cubique centré, cubique face centré,...).

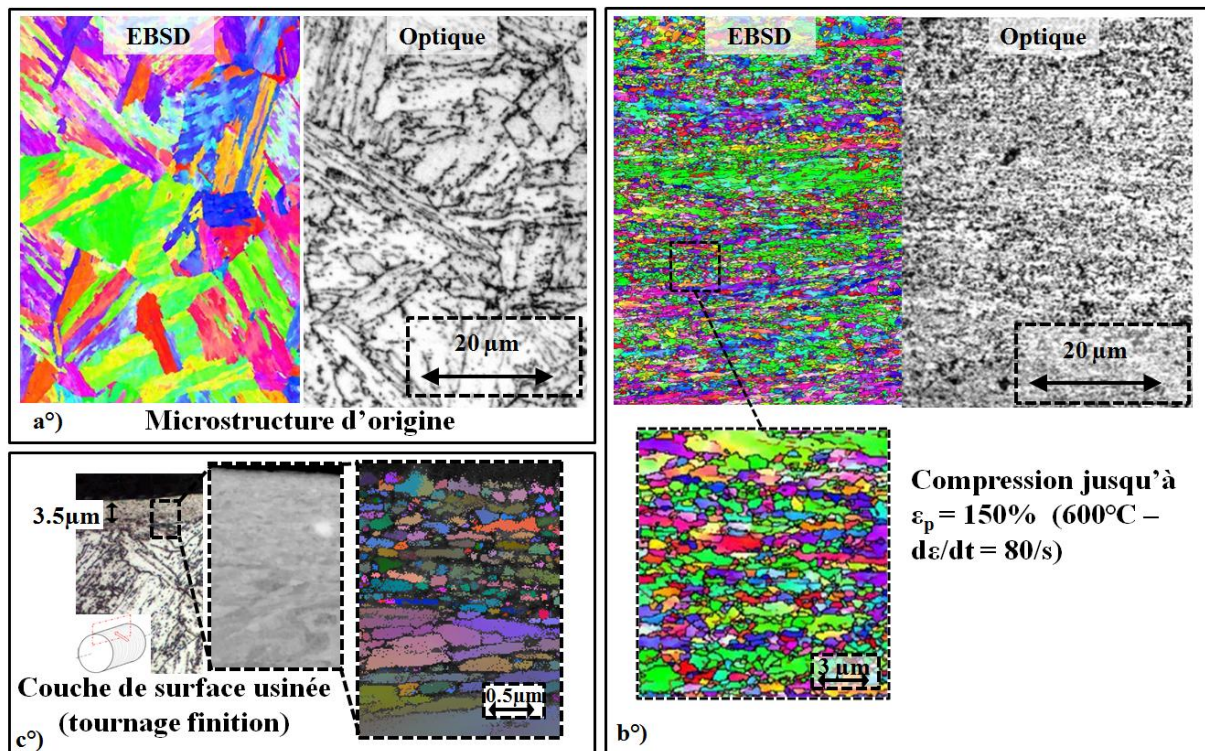


Figure 3-29 Comparaison entre les microstructures : a. du matériau brut, b. après un essai de compression, c. de la couche de surface après usinage.

On remarque que la microstructure du plot de compression est totalement différente de celle du matériau d'origine (lattes de martensite et frontière des grains d'austénite primaire). Après déformation intense, le 15-5PH possède une structure de grains globalement équiaxes, de diamètres de l'ordre du micromètre. Cette microstructure est typique des phénomènes de recristallisation ((Bao, *et al.*, 2005; Montheillet, 2009)) et correspond bien à la microstructure observée sur les surfaces usinées (qui seront décrites chapitre 4). On peut alors confirmer que les essais de compression conduisent bien à des phénomènes de recristallisation dynamique et que les microstructures produites correspondent à celles des surfaces usinées.

3.4.2 Calibration d'un modèle de recristallisation

Après avoir mis en évidence le phénomène de recristallisation dynamique à travers les observations des courbes σ - ε des essais de compression et les micrographies associées, on cherche à calibrer un modèle nous permettant de prédire ces changements de microstructure et leurs conséquences sur le comportement du matériau.

On applique ici la méthode décrite en introduction de ce chapitre au paragraphe 3.1.1.2, l'objectif étant de calibrer un modèle de recristallisation permettant de fournir le taux de matière recristallisée dans le matériau X_{DRX} et la baisse de la contrainte d'écoulement associée $\Delta\sigma_{DRX}$.

La première étape consiste à déterminer les conditions critiques d'activation de la recristallisation sous la forme d'une déformation critique ε_c (et d'une contrainte critique σ_c). On rappelle pour cela que ces conditions critiques sont extraites à partir du tracé du taux d'écroutissage θ en fonction de σ (cf Figure 3-7). D'autres informations comme les valeurs de la contrainte pic σ_p , et de la contrainte de saturation (par restauration dynamique) σ_{sat} sont également extraites des courbes θ - σ .

Pour tracer pour chaque essai de compression la courbe θ - σ , on commence par réaliser une approximation polynomiale de la zone étudiée de la courbe σ - ε (préalablement corrigée en frottement et en auto-échauffement, Figure 3-30). On peut alors dériver la contrainte en fonction de la déformation sans que les perturbations expérimentales (vibrations, oscillations de la contrainte) viennent perturber les résultats. On obtient alors la Figure 3-31 présentant l'ensemble des courbes θ - σ tracées à partir des courbes σ - ε présentées sur la Figure 3-28.

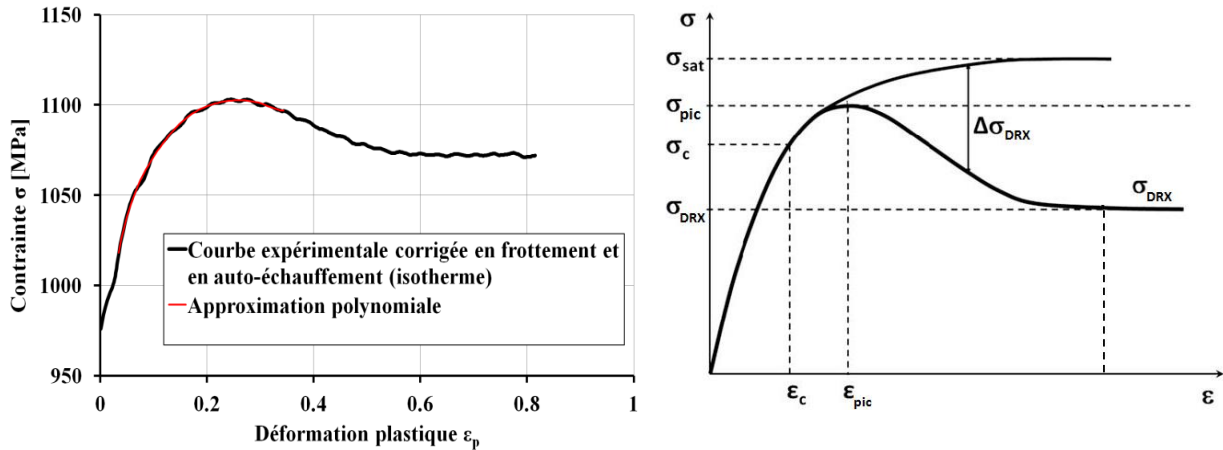


Figure 3-30 Exemple d'approximation polynomiale pour la courbe σ - ε d'un essai à 200 °C et $d\varepsilon/dt=1/s$ et rappel des paramètres caractéristiques de la DRX.

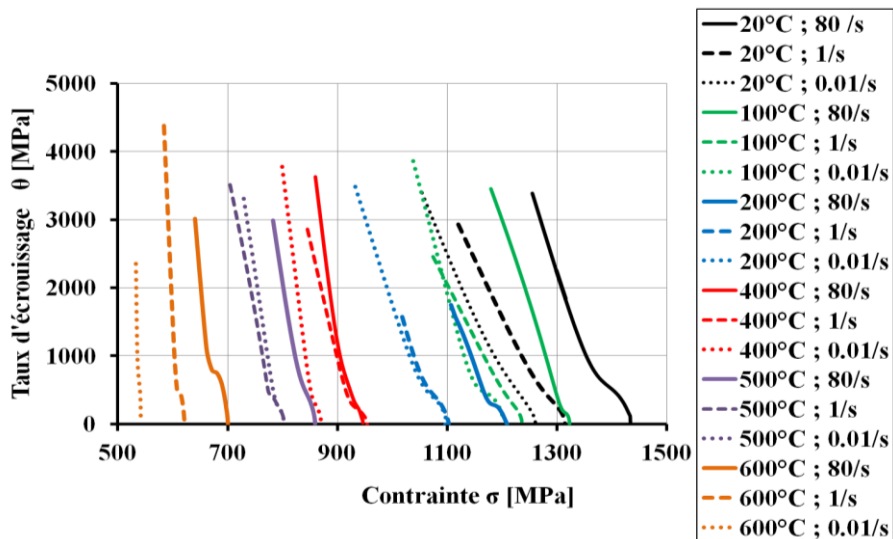


Figure 3-31 Courbes θ - σ pour l'ensemble des essais de compression.

On extrait alors les valeurs de σ_{sat} , σ_c et de σ_p (comme illustré Figure 3-7) et en se reportant aux courbes σ - ε , on obtient également les valeurs de ε_c à partir de σ_c . L'ensemble des résultats est reporté dans le Tableau 3-2. On ajoute aussi la valeur de $\ln(Z)$ calculée pour chaque essai à partir de la température T (en Kelvin), de la vitesse de déformation de l'essai et en prenant une énergie d'activation $Q=254\text{ kJ/mol}$ (valeur du fer α pur d'après Maki (Maki, *et al.*, 1982) comme le fait Bao (Bao, *et al.*, 2005) pour un acier martensitique 17Ni-0.2C). On présente également les valeurs de la contrainte stabilisée en fin d'essai σ_{DRX} lues sur les courbes σ - ε (Figure 3-28).

T (°C)	dε/dt	ln(Z)	ε _c	σ _c	σ _{pic}	σ _{sat}	σ _{DRX}
20	0.01	91	0.16	1271	1256	1270	1220
20	1	96	0.17	1289	1314	1350	1293
20	80	100	0.18	1403	1440	1500	1432
100	0.01	76	0.13	1171	1205	1225	1210
100	1	81	0.17	1222	1225	1263	1220
100	80	85	0.17	1313	1325	1340	1165
200	0.01	59	0.12	1076	1105	1120	1103
200	1	64	0.12	1084	1110	1130	1068
200	80	68	0.14	1184	1210	1225	1088
400	0.01	40	0.09	927	950	810	867
400	1	45	0.06	859	888	930	878
400	80	49	0.09	923	986	1050	970
500	0.01	34	0.06	780	802	825	735
500	1	39	0.05	770	804	850	780
500	80	43	0.05	842	860	875	805
600	0.01	30	0.03	540	541	560	485
600	1	34	0.03	613	622	650	598
600	80	39	0.05	685	706	730	654

Tableau 3-2 Valeurs des paramètres du modèle de recristallisation dynamique σ_{sat} , σ_c , σ_p , ε_c et σ_{DRX} extraites des essais de compression dynamique.

On remarque alors la relation linéaire entre les paramètres σ_{sat} , σ_c , σ_p , ε_c et σ_{DRX} et le nombre Z comme illustré sur les tracés de la Figure 3-32. On obtient les relations suivantes :

$$\varepsilon_c = 0.0012\ln(Z) + 0.013$$

$$\sigma_c = 10.6\ln(Z) + 366$$

$$\sigma_{pic} = 10.5\ln(Z) + 392$$

$$\sigma_{sat} = 10.9\ln(Z) + 398$$

$$\sigma_{DRX} = 10.45\ln(Z) + 263$$

Équation 3-38

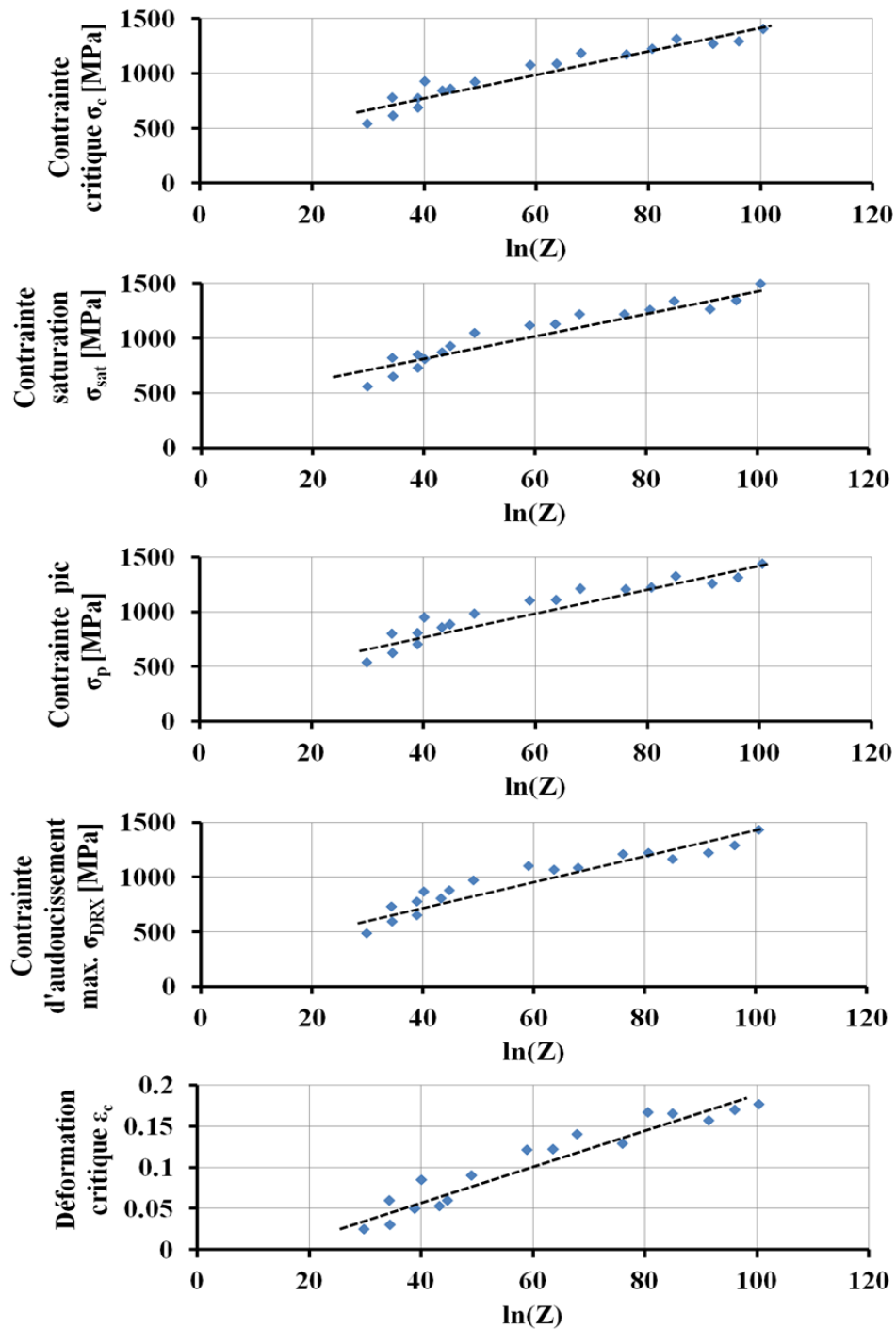


Figure 3-32 Mise en évidence des relations linéaire entre $\ln(Z)$ et les différents paramètres σ_{sat} , σ_c , σ_p , ε_c et σ_{DRX} .

On peut alors déterminer deux paramètres essentiels du modèle :

- **la condition critique d'initiation** de la DRX sera donnée par ε_c , soit :

- si $p < \varepsilon_c = 0.0012\ln(Z) + 0.013$ alors la DRX ne s'enclenche pas, le taux de recristallisation $X_{DRX} = 0$ (avec p la déformation plastique cumulée)
- si $p \geq \varepsilon_c = 0.0012\ln(Z) + 0.013$ alors la DRX s'enclenche ($X_{DRX} \neq 0$)

- **la valeur de la baisse de la contrainte d'écoulement maximale** (c'est-à-dire pour 100% de matière recristallisée, $X_{DRX}=100\%$) est donnée par :

$$\sigma_{sat} - \sigma_{DRX} = 0.44 \ln(Z) - 135$$

Équation 3-39

Ainsi, à tout instant, la baisse de la contrainte d'écoulement sera donnée par la relation :

$$\Delta\sigma_{DRX} = X_{DRX} \cdot (\sigma_{sat} - \sigma_{DRX}) = X_{DRX} \cdot (0.44 \ln(Z) - 135)$$

Équation 3-40

La seconde étape de calibration du modèle DRX est de déterminer les paramètres de la loi d'évolution. Suivant la méthode décrite au paragraphe 3.1.1.2, les paramètres de la loi d'Avrami k et n (Équation 3-3) peuvent être calibrés à partir du tracé pour chaque essai des courbes

$\log\left(\ln\left(\frac{1}{1-X_{DRX}}\right)\right)$ en fonction de $\log t_{DRX}$ (Figure 3-8).

La Figure 3-33 présente quelques exemples de courbes de calibration de k et n balayant la plage des conditions d'essai. Le Tableau 3-3 regroupe l'ensemble des résultats. Au regard des valeurs obtenues, on remarque que le paramètre k est du même ordre de grandeur que la vitesse de déformation de l'essai. On choisit donc de fixer $k = \dot{\epsilon}$. Pour le paramètre n , les valeurs sont plus stables et oscillent autour d'une valeur moyenne qui sera retenue : $n=1.1$.

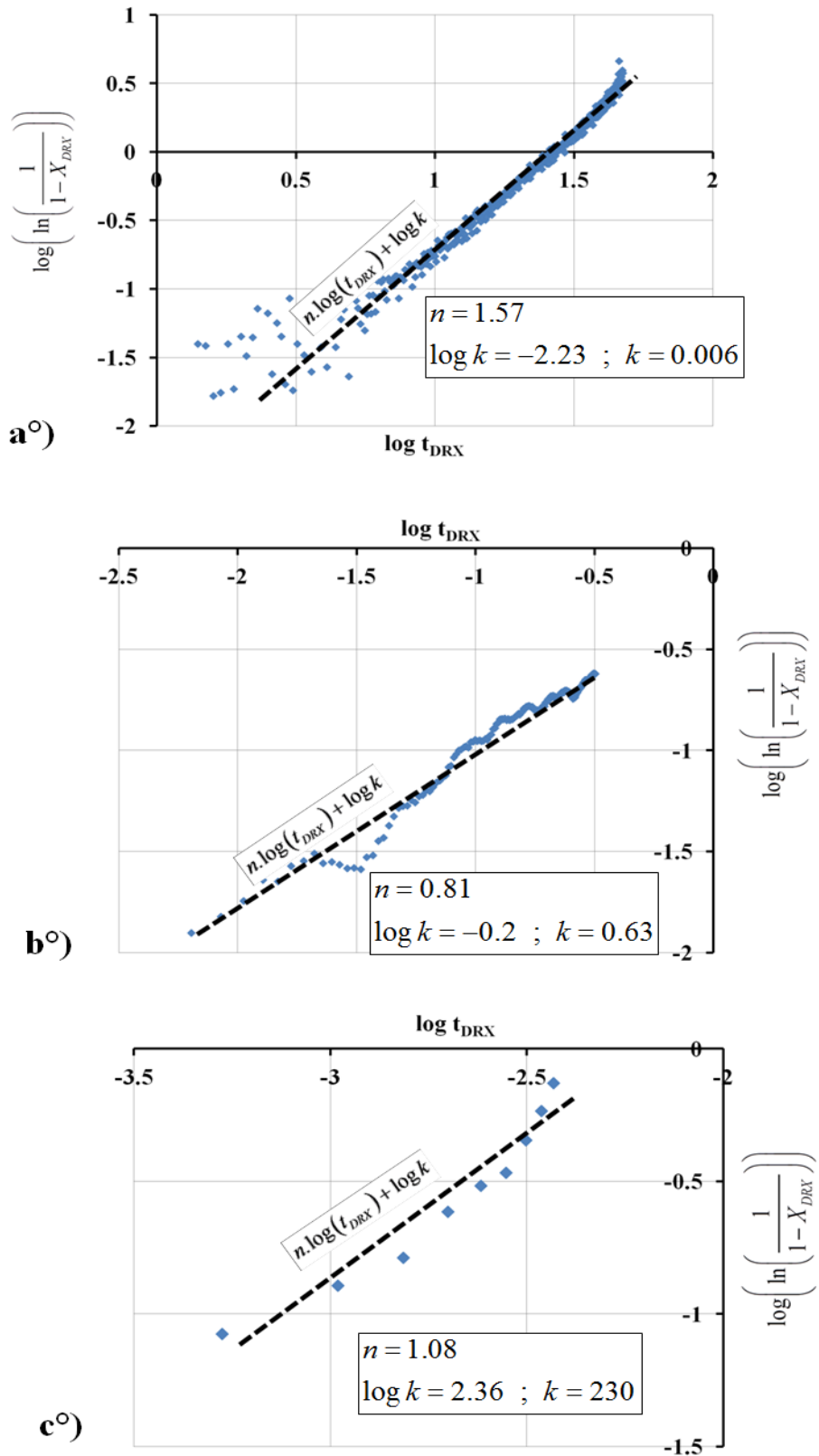


Figure 3-33 Exemple de calibration des constantes n et k pour : a. 600 °C ; $d\epsilon/dt=0.01$ /s, b. 400 °C ; $d\epsilon/dt=1$ /s, c. 20 °C ; $d\epsilon/dt=80$ /s.

T (°C)	dε/dt	n	k
20	0.01	1.20	0.01
20	1	0.66	0.5
20	80	1.08	230
100	0.01	0.80	0.03
100	1	1.20	1.5
100	80	1.70	57
200	0.01	0.95	0.1
200	1	1.10	1
200	80	1.17	75
400	0.01	1.00	0.04
400	1	0.81	0.63
400	80	0.80	20
500	0.01	1.10	0.026
500	1	0.93	1
500	80	0.99	134
600	0.01	1.57	0.006
600	1	1.60	8
600	80	1.30	210

Tableau 3-3 Valeur des paramètres k et n de la loi d'évolution d'Avrami.

Finalement, on obtient le modèle de recristallisation dynamique suivant :

Pour $p \geq \varepsilon_c = 0.0012 \ln(Z) + 0.013$, alors :

$$X_{DRX} = 1 - \exp(-k \cdot t_{DRX}^n) = 1 - \exp(-\dot{p} \cdot t_{DRX}^{1.1})$$

Équation 3-41

Le temps de la réaction est calculé à partir du dépassement de la déformation critique ε_c et en fonction de la vitesse de sollicitation (Mirzadeh, *et al.*, 2010), soit :

$$t_{DRX} = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{p}}$$

Équation 3-42

Et la baisse de la contrainte d'écoulement associée à cette proportion de DRX sera donnée par la relation : $\Delta\sigma_{DRX} = X_{DRX} \cdot (\sigma_{sat} - \sigma_{DRX}) = X_{DRX} \cdot (0.44 \ln(Z) - 135)$.

Équation 3-43

3.5 Loi de comportement du 15-5PH

Deux types d'essais ont été effectués afin de caractériser le comportement du 15-5PH pour plusieurs températures :

- des essais de traction/compression (sollicitations cycliques)
- des essais de compression dynamique (grandes déformations et diverses vitesses de déformation)

Plusieurs modèles ont été extraits de ces essais : un modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire et un modèle de recristallisation (influençant directement la contrainte d'écoulement du matériau). On peut donc regrouper toutes ces conclusions afin d'établir la loi de comportement complète du 15-5PH.

Les déformations sont décomposées en déformation thermique, élastique et plastique (au sens d'un modèle de plasticité dépendant de la vitesse de déformation) :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}^{tot}}} = \underline{\underline{\dot{\epsilon}^{th}}} + \underline{\underline{\dot{\epsilon}^e}} + \underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}}$$

Équation 3-44

On utilise un critère de plasticité défini à partir de la contrainte équivalente de von Mises et d'un écrouissage cinématique non-linéaire:

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}) = \sigma_{VM} - \sigma_y(T, \dot{p}, X_{DRX})$$

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}} = 0 \quad \text{si } f < 0$$

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}} \geq 0 \quad \text{si } f = 0$$

Équation 3-45

$$\text{avec } \sigma_{VM} = \sqrt{3J_2((\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}))} ; \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}}}$$

La limite d'élasticité est définie à partir d'une limite d'élasticité à 20 °C pour $\dot{p} = 0.01/s$ corrigé par un coefficient prenant en compte la température (défini par l'Équation 3-35), un coefficient prenant en compte la vitesse de déformation et la baisse de contrainte due au phénomène de recristallisation dynamique (définie par l'Équation 3-43).

$$\sigma_y(T, \dot{p}, X_{DRX}) = \sigma_{y_{20^\circ C}} \times \left[1 - \left(\frac{T_1 - 20}{T_{fus} - 20} \right)^m \right] \times \left[1 + c \cdot \log\left(\frac{\dot{p}}{0.01} \right) \right] - \Delta\sigma_{DRX}$$

Équation 3-46

avec $\Delta\sigma_{DRX} = X_{DRX} \cdot (0.44 \ln(Z) - 135)$, $\sigma_{y_{20^\circ C}} = 530$ MPa, les constantes c et m sont définies à partir de la température : $m = -0.0009T + 1.16$ et $c = 0.0003T + 0.07$.

Le modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire (en condition anisotherme) est celui présenté et calibré lors des essais cycliques :

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} C(T) \underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}} - \gamma(p, T) \underline{\underline{X}} \dot{p} + \left(\frac{1}{C(T)} \cdot \frac{dC}{dT} \cdot \underline{\underline{X}} \cdot \dot{T} \right)$$

Équation 3-47

avec $C(T) = 434740 - 520T$.

Comme l'écrit Chaboche (Chaboche, *et al.*, 2004), on peut utiliser une fonction $\gamma(p)$ décroissant pour faire le lien entre les essais cycliques (avec une déformation maximale de 2%) et les essais de compression dynamique (avec une déformation maximale de 150%). On pose alors (Chaboche, *et al.*, 2004) :

$$\gamma(p, T) = \gamma_{\infty} + (\gamma_o - \gamma_{\infty})e^{-l \cdot p}$$

Équation 3-48

avec $\gamma_{\infty} = 618 - 0.46T$, $\gamma_o = 0.0018T^2 - 1.33T + 754$ et $l = 0.08T + 13.5$.

La loi d'écoulement plastique est donnée par :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_D - \underline{\underline{X}}_D}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}$$

Équation 3-49

$$\dot{\lambda} = \dot{p} = \frac{1}{h} \left[\frac{3}{2} \frac{(\underline{\underline{\sigma}}_D - \underline{\underline{X}}_D) : d\underline{\underline{\sigma}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \right]$$

Équation 3-50

$$h = C - \frac{3}{2} \gamma \frac{(\underline{\underline{\sigma}}_D - \underline{\underline{X}}_D) : \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}$$

Équation 3-51

avec $\underline{\underline{\sigma}}_D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} Tr(\underline{\underline{\sigma}}) I$

Le modèle de comportement du 15-5PH présenté a été implémenté dans le logiciel Sysweld[®] via une routine de comportement utilisateur USLOIC (présenté en annexe 3). La procédure permettant de connaître l'état de contrainte à la fin du pas de temps, est basée sur une méthode itérative de prédiction élastique et de correction plastique par retour radial.

La Figure 3-34 présente quelques résultats de simulation pour différentes vitesses de sollicitation et différentes températures en comparaison avec les essais de compression dynamique. On remarquera que le modèle permet de reproduire le comportement cyclique observé lors des essais de traction/compression. Il modélise également la baisse de contrainte due à la recristallisation dynamique en calculant à tout instant le taux de matière recristallisée.

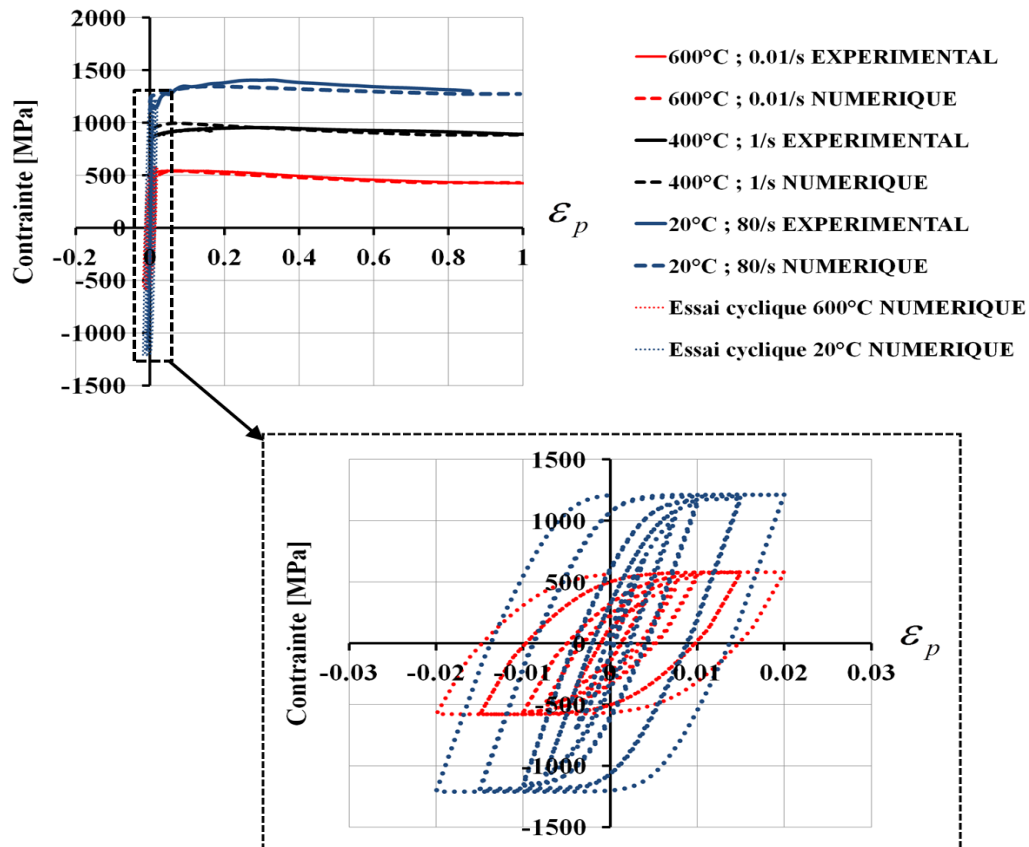


Figure 3-34 Validation de la loi de comportement à travers la simulation des essais uniaxiaux et des essais cycliques.

3.6 Conclusions

Ce chapitre a permis d'étudier le comportement du 15-5PH pour différents types de sollicitations. Dans un premier temps des essais de traction/compression ont permis de mettre en évidence le mode d'écroutissage cinématique du 15-5PH. Un modèle cinématique non-linéaire a été calibré afin de reproduire ce comportement.

Dans un second temps, le comportement du matériau pour de grandes déformations a été observé à partir d'essais de compression dynamique. Plusieurs vitesses de déformation et plusieurs températures ont été appliquées. A partir de l'observation des courbes contrainte-déformation mais aussi de la microstructure obtenue après les essais, les phénomènes de recristallisation se produisant à grandes déformations ont été mis en évidence. Un modèle de recristallisation a donc été recherché. Ce modèle prend en compte une déformation critique d'initiation de la DRX puis une loi d'évolution de type Avrami. L'influence de la DRX sur le comportement mécanique est modélisée par une baisse de contrainte proportionnelle au taux de matière recristallisée.

Enfin, l'ensemble de ces résultats ont été rassemblés dans une loi de comportement implémentée sous Systus[®] à travers une routine utilisateur.

4 ÉTUDE DE L'INTÉGRITÉ DE SURFACE EN TOURNAGE FINITION

TABLE DES MATIÈRES

4 Étude de l'intégrité de surface en tournage finition.....	104
4.1 État de l'art	105
4.1.1 Les contraintes résiduelles	105
4.1.2 L'estimation des contraintes par diffraction de rayon X	107
4.1.3 Modélisation de l'usinage et prédiction de l'intégrité de surface	109
4.2 La modélisation hybride	119
4.2.1 Méthodologie	119
4.2.2 Essais préliminaires de frottement et de coupe orthogonale.....	130
4.2.3 Sensibilité des chargements thermomécaniques d'usinage aux variations des conditions de coupe	140
4.3 Campagne expérimentale de tournage finition du 15-5PH	142
4.3.1 Étude des efforts de coupe et de la rugosité.....	143
4.3.2 Étude des micrographies de surface.....	144
4.3.3 Conclusions sur la campagne d'essais de chariotage.....	148
4.4 Application du modèle d'austénitisation	149
4.4.1 Résultats numériques	149
4.4.2 Mesure d'austénite résiduelle dans les surfaces usinées.....	151
4.4.3 Conclusion	152
4.5 Étude et modélisation de la recristallisation en surface.....	153
4.6 Prédiction des contraintes résiduelles et sensibilité aux conditions d'usinage..	157
4.6.1 Précautions requises pour les comparaisons numérique / expérimentale	157
4.6.2 Prédiction des contraintes résiduelles et comparaison avec l'expérimental ..	160
4.6.3 Conclusions sur la modélisation de l'intégrité de surface du 15-5PH	167
4.7 Conclusions	168

4.1 État de l'art

4.1.1 Les contraintes résiduelles

La contrainte résiduelle peut être définie comme la contrainte présente dans une pièce libre de toutes sollicitations. Les contraintes résiduelles sont induites par une combinaison complexe d'effets thermiques, mécaniques, chimiques et métallurgiques ((Brosse, *et al.*, 2008), (Liu, *et al.*, 1982), (Davim, 2008)). Les chargements mécaniques (pression et cisaillement) entraîne généralement des contraintes résiduelles de compression en raison d'une déformation plastique du matériau en surface et en profondeur ((Mofid, *et al.*, 1999), (Rech, *et al.*, 2008)). Dans le cas du tournage, les effets mécaniques sont générés par les fortes pressions locales mises en jeu autour du rayon d'arête, au niveau de la zone de cisaillement primaire et tertiaire.

A l'inverse, les effets thermiques conduisent à des contraintes résiduelles de traction dues à d'importants gradients thermiques ((Skalli, *et al.*, 1991), (Chen, *et al.*, 2000)). Les changements de température génèrent des contraintes dans la matière à travers des phases de dilatation et de contraction. En tournage, la création de chaleur est due à la déformation plastique intense de la matière et au frottement à l'interface outil/matière. Les effets métallurgiques sont indissociables des effets d'origine thermique. En effet, lorsque la matière usinée est soumise à des hausses de température, des changements de phases apparaissent dans certains cas. Ces transformations de phases ont pour effets :

- Une modification locale des propriétés thermiques (chaleur massique, conductivité thermique,...)
- Une modification locale des propriétés mécaniques (dureté, limite d'élasticité, coefficient de dilatation,...) de la matière usinée
- Un changement de microstructure.

L'interprétation des contraintes résiduelles obtenues, suite à ces transformations, reste toutefois très compliquée car ces phénomènes rentrent en compétition avec les phénomènes purement thermiques. L'apparition d'un changement de phase en surface peut faire passer le niveau de contrainte de la traction à la compression (Brosse, *et al.*, 2008). Son éventualité ne peut donc pas être négligée.

Lorsque les aspects mécaniques et thermiques sont fortement liés dans un procédé (comme dans l'usinage), il est très difficile de prédire si les contraintes résiduelles (de surface) seront en compression ou en traction. En rectification, Chen *et al.* (Chen, *et al.*, 2000) mentionne une valeur critique de la température: en dessous de cette température de transition, les contraintes résiduelles sont en compression, au-dessus les contraintes sont en traction.

Dans la littérature, des études expérimentales ont été réalisées pour quantifier les effets des paramètres de coupe sur l'intégrité de surface. Capello (Capello, 2005) montre que lors d'une opération de tournage, les contraintes résiduelles de surface peuvent être de traction ou de compression en fonction des paramètres de coupe (avance, vitesse de coupe, rayon de bec de l'outil, ...) et des caractéristiques du matériau usiné. Les modifications des conditions d'usinage entraînent en effet une variation des chargements thermomécaniques subis par la surface. Cette inconstance illustre parfaitement la difficulté de prédire le signe, l'intensité et la répartition des contraintes résiduelles induites par un procédé d'usinage.

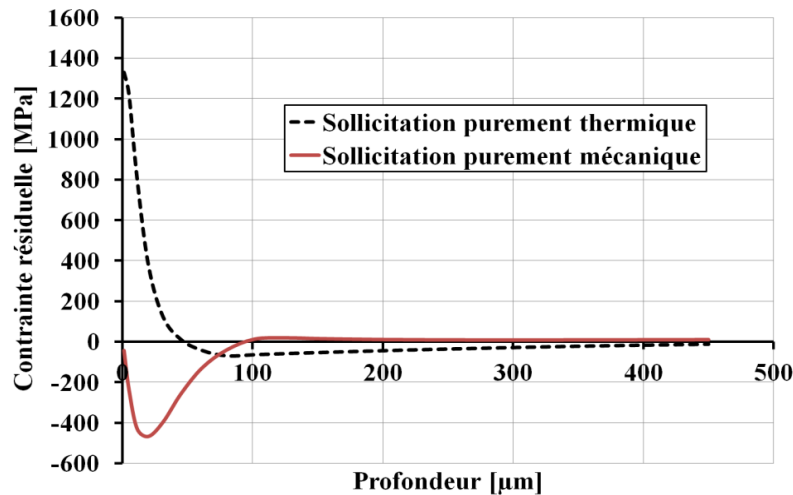


Figure 4-1 Exemple de profils de contraintes résiduelles.

Il existe en réalité non pas une contrainte mais bien un tenseur de contraintes résiduelles dans une pièce. De plus, la contrainte résiduelle peut également être définie suivant trois ordres de grandeurs en fonction du volume de matière étudié (Dakhlaoui, 2006). Ainsi, alors qu'une contrainte d'ordre I est une moyenne sur plusieurs grains, une contrainte d'ordre II est une moyenne sur un seul grain et une contrainte d'ordre III se localise à l'intérieur d'un grain de part sa non homogénéité et ces dislocations. La Figure 4-2 reprend les différentes grandeurs de contraintes existantes. Lorsqu'on parle de contrainte résiduelle, il s'agit en fait d'une combinaison des ordres I à III. Il est à noter également que la mesure (et la diffraction des rayons X en particulier) donnent généralement la macro-contrainte (ordre I) qui est également celle étudiée principalement en mécanique numérique des procédés.

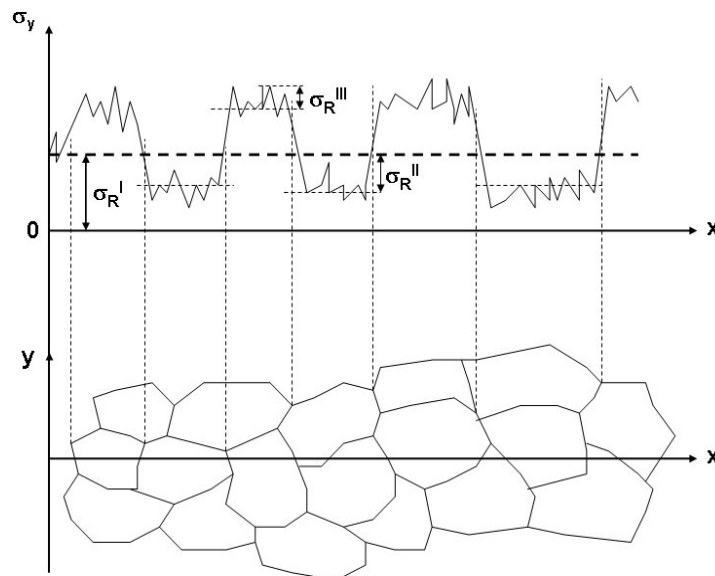


Figure 4-2 Représentation schématique des différents ordres des contraintes résiduelles en fonction de la taille des domaines concernés (Valette, 2007).

4.1.2 L'estimation des contraintes par diffraction de rayon X

Il existe plusieurs méthodes pour mesurer des contraintes résiduelles. Que ce soit des méthodes destructives : méthode du trou incrémental, méthode de la flèche... ou non destructives : diffraction des rayons X, diffraction de neutrons, bruit Barkausen, ultrasons,... Aujourd'hui, la méthode la plus utilisée pour obtenir des gradients de contraintes résiduelles est la mesure par diffraction des rayons X dont il est présenté ici les principaux points.

4.1.2.1 Principe

Le premier point essentiel pour la mesure de contrainte par rayons X (RX) est d'abord de mesurer un matériau compatible : celui-ci doit posséder une structure cristalline qui diffracte les R.X ce qui n'est pas le cas des matériaux non cristallins de type polymère. Ensuite, afin de mener à bien une mesure, il est nécessaire d'être en possession d'une tête goniométrique alimentée par un générateur haute tension et refroidie qui va générer les rayons X à la longueur d'onde λ souhaitée, de 10^{-11} à 10^{-8} m, et de détecteurs, généralement de 1 à 4, qui vont récolter le signal diffracté et l'analyser. De même, afin d'assurer des valeurs mesurées correctes, il est important de posséder des échantillons de référence pour étalonner la machine, et des appareils de polissage électrolytique pour mesurer des profils de contraintes en profondeur. La Figure 4-3 présente un schéma d'une tête de mesure par diffraction RX à deux détecteurs.

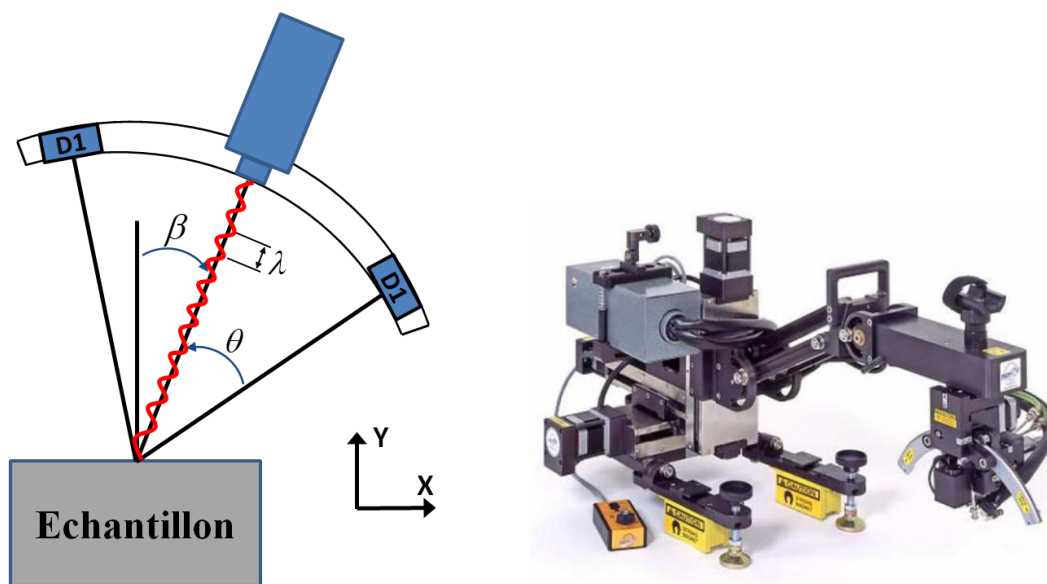


Figure 4-3 Principe et dispositif de mesure par diffraction de RX.

Lors de la mesure de la contrainte de surface σ_{xx} , la tête va réaliser plusieurs points de mesure à différents angles. Pour chacun de ces essais, le signal diffracté est mesuré par les détecteurs D1 et D2 positionnés à l'angle θ prédéterminé par la loi de Bragg (Équation 4-1). Pour chaque point, l'acquisition est réalisée avec un nombre de coups N_{coups} et un temps d'acquisition par coup t_{coup} choisis empiriquement en fonction du matériau et du type de diaphragme utilisé. Enfin, la valeur de la déformation ε_{xx} est obtenue par la relation des $\sin^2 \psi$. Il est à signaler que la diffraction par rayons X peut également permettre de mesurer le taux d'austénite résiduelle dans une pièce par mesure comparative des pics d'austénite et martensite. De plus, le taux d'érouissage du matériau peut être étudié à travers les comparaisons des mesures de largeur de corde (= grandeur proportionnelle au nombre de dislocations dans le matériau).

4.1.2.2 *Mesure et analyse*

L'obtention des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X consiste à mesurer la distance inter réticulaires d pour une famille de plans (hkl) choisie en fonction du matériau à étudier suivant la relation de Bragg (SERAM, 1997) :

$$2.d.\sin\theta = n.\lambda$$

Équation 4-1

avec θ l'angle de diffraction de Bragg, n l'ordre de diffraction et λ la longueur d'onde choisie des rayons X.

Depuis la mesure du pic diffracté illustrée par la Figure 4-4, plusieurs algorithmes existent pour la détermination des grandeurs nécessaires au calcul des contraintes. Parmi ces grandeurs, le point milieu θ_m et la variation $\Delta 2\theta$ entre le pic mesuré et un pic de référence sont nécessaires. La détermination du point milieu est réalisée dans notre cas par corrélation d'une partie du pic avec une parabole sur les 15 % supérieurs du pic par exemple.

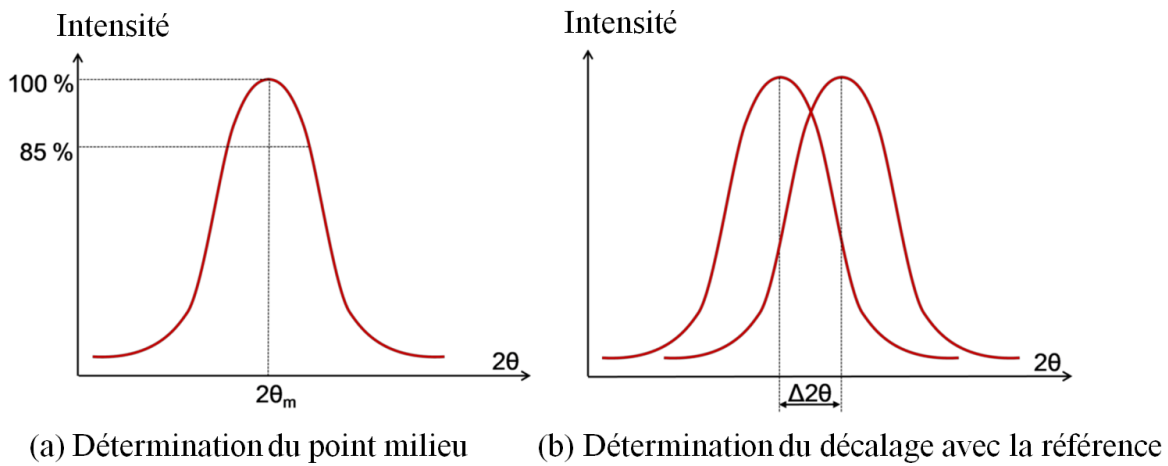


Figure 4-4 Principe de mesure sur pic de diffraction.

La mesure du déplacement $\Delta 2\theta$ du pic de diffraction permet de déterminer la déformation ε_{dd} des plans inter réticulaires sélectionnés par Équation 4-2:

$$\varepsilon_{dd} = \frac{\Delta d}{d} = -\frac{1}{2}.\cotan(\theta).\Delta 2\theta$$

Équation 4-2

Enfin, en combinant la loi des $\sin^2\psi$, la déformation ε_{dd} et la mécanique des milieux continus, on peut obtenir l'Équation 4-3 de la contrainte de surface σ_{xx} .

$$\sigma_{xx} = -\frac{1}{2}.\cotan(\theta).\frac{\pi}{180}.A_{RX}.\frac{\Delta 2\theta}{\sin^2\psi}$$

Équation 4-3

avec A_{RX} une constante élastique radiocristallographique calculée à partir des caractéristiques mécaniques macroscopiques : E le module d'élasticité, ν le coefficient de Poisson du matériau et du facteur d'anisotropie radiocristallographique selon le modèle de Kröner-Eshelby.

4.1.2.3 Sources d'erreurs

Il est important de souligner que la méthode de mesure de contrainte par diffraction de rayons X est une méthode relativement récente qui présente son lot d'incertitudes et d'erreurs de mesure (SERAM, 1997). On peut classer ces erreurs en trois grandes classes :

- *Les erreurs de mesures* : ce sont toutes les erreurs possibles pendant la mesure des pics de diffractions. Elles peuvent être dues à de mauvais réglages de l'appareil (hauteur de mesure, calibrage, point de mesure, polissage pour les profils).

- *Les erreurs théoriques* : ce sont toutes les erreurs liées aux hypothèses de la diffractométrie. En effet, le phénomène de diffraction ou diffusion est fortement lié au matériau : chaque matériau réagit différemment face à un bombardement de rayons X en fonction de sa composition et structure. Ainsi, les hypothèses de la théorie de diffraction comme l'isotropie du matériau ne sont pas forcément vérifiées. On peut également mettre ici toutes les erreurs liées aux algorithmes de calcul (correction d'intensité, méthode de détermination de la position du pic ou encore algorithme de compensation d'enlèvement de matière pour les profils).

- *Les erreurs d'interprétation* : ce sont essentiellement les erreurs qui apparaissent lors du passage de la distance inter réticulaire à la valeur de la contrainte résiduelle par l'intermédiaire des différentes lois (comme la loi des $\sin^2\psi$) et des paramètres matériau.

Finalement, il est important de constater que les contraintes résiduelles sont très difficiles à mesurer de façon précise. On parle généralement d' « estimation des contraintes résiduelles » car il ne s'agit pas d'une mesure directe mais bien d'une estimation faite à partir de la mesure des déformations des plans inter-réticulaires.

4.1.3 Modélisation de l'usinage et prédiction de l'intégrité de surface

4.1.3.1 Études expérimentales et prédictions des contraintes résiduelles

Études expérimentales

Dans la littérature, de nombreuses études expérimentales ont été réalisées pour quantifier les effets des paramètres de coupe sur l'intégrité de surface et en particulier les contraintes résiduelles. On s'intéressera ici principalement aux études effectuées sur les aciers martensitiques et les aciers inoxydables. Le Tableau 4-1 présente les résultats de différents travaux.

	Paramètre étudié	Niveau des σ_{res} en surface	Niveau des σ_{res} en profondeur	Profondeur du pic de compression	Profondeur affectée
(M'Saoubi, <i>et al.</i> , 1999) 316L (170 HV) Coupe orthogonale	Angle de coupe : 0° à 5°	↓	↓	↓	↓
	Augmentation de f	=	↑	↑	↑
	Augmentation de V_c	↑	↓	↓	↓
	Outil non-revêtu → Revêtement Al ₂ O ₃ /TiC	=	↓	↓	↓
(Matsumoto, <i>et al.</i> , 1999) AISI 52100 (58-62 HRC) Tournage dur	Augmentation de f	↑	↑	↑	↑
	Augmentation de l' a_p	↑	=	=	=
	Rayon d'acuité d'arête $R\beta$	=	↑	↑	↑
(Agha, <i>et al.</i> , 2000) AISI 52100 (62-63 HRC) Tournage dur	Outil neuf → Outil usé	↓			
	Augmentation de l' a_p	↑			
(Capello, 2005) 39NiCrMo3 (Re 670MPa) Chariotage	Augmentation de f	↑			
	Augmentation de l' a_p	=			
	Augmentation du rayon de bec $R\epsilon$	↑			
	Augmentation de l'angle de direction d'arête	=			

Tableau 4-1 Études expérimentales portant sur l'influence de certains paramètres de coupe.

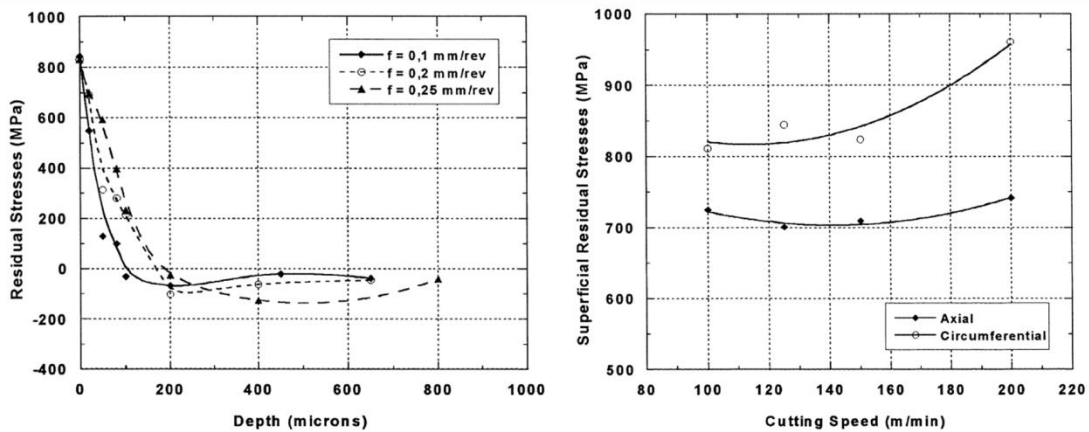


Figure 4-5 Évolution des contraintes résiduelles en coupe orthogonale du 316L en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe (M'Saoubi, *et al.*, 1999).

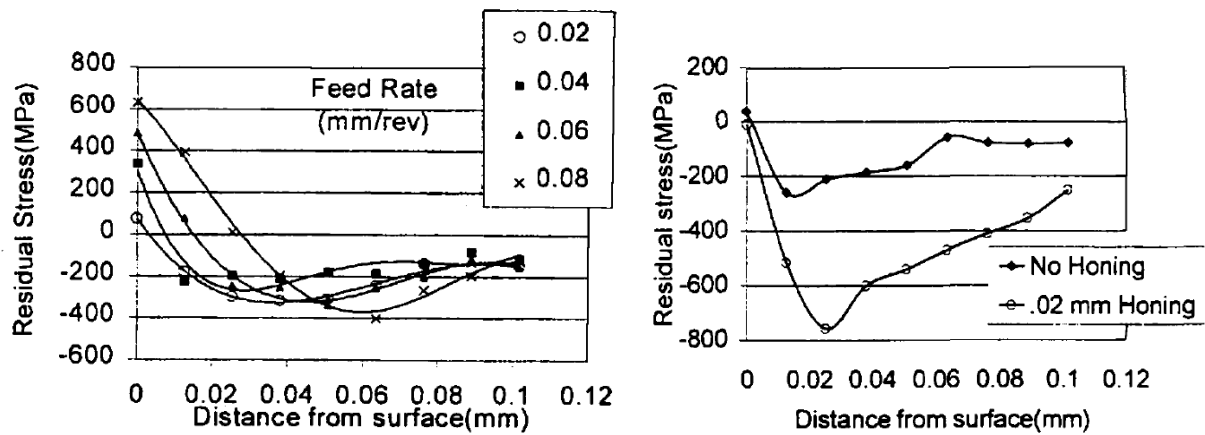


Figure 4-6 Évolution des contraintes résiduelles en tournage dur du AISI 52100 en fonction de l'avance et de la préparation d'arête (Matsumoto, *et al.*, 1999).

Finalement, l'ensemble de ces travaux font ressortir l'influence importante de certains paramètres comme l'avance f , le revêtement de l'outil et sa préparation d'arête ou la vitesse de coupe V_c . Ces grandeurs modifient les niveaux de contraintes résiduelles en surface mais également en sous-surface (avec des modifications importantes des profondeurs affectées). D'autres paramètres de coupe, comme la profondeur de passe a_p , apparaissent comme peu influents ((Capello, 2005),(Matsumoto, *et al.*, 1999)). Enfin, pour des soucis de répétabilité, la plupart des études n'utilisent que des outils neufs. L'usure est donc une grandeur peu étudiée dont l'influence reste à déterminer.

La plupart des travaux se limitent à des constatations expérimentales sur l'influence des conditions de coupe sur les contraintes résiduelles. On peut néanmoins remarquer que Capello (Capello, 2005) et El-Axir (El-Axir, 2002) utilisent les résultats expérimentaux pour obtenir des expressions analytiques (polynomiales) permettant de relier les contraintes résiduelles en surface aux valeurs des paramètres de coupe. Les formulations obtenues restent néanmoins directement liées à l'opération d'usinage étudiée (matériau/outil/conditions de coupe). Globalement, les limites des observations empiriques résident dans la compréhension des phénomènes locaux et dans la justification des sensibilités des influences.

Modélisations analytiques

En parallèle, différents modèles ont été développés. Les modèles analytiques ont été logiquement les premiers à être développés au travers des travaux d'Henriksen notamment (Henriksen, 1951). Plusieurs études ont ensuite poursuivi et amélioré ce travail (Liu, *et al.*, 1982). Ulutan a développé un modèle analytique thermomécanique permettant la génération des contraintes résiduelles en couplant le champ thermique de la pièce et les efforts de coupe (Ulutan, *et al.*, 2007). Il s'agit de simulations de coupe orthogonale 2D. La distribution des températures entre le copeau, l'outil et la pièce est réalisée à partir de la méthode des différences finies en considérant la chaleur produite par le cisaillement en ZCP et le frottement en ZCT et ZCS (Figure 4-7). Au niveau du chargement mécanique, la méthode est basée sur la répartition en contraintes locales des efforts de coupe macroscopiques (issus de mesures expérimentales ou d'autres modélisations).

Ces modèles analytiques ont des temps de calculs très courts (de l'ordre de la seconde) et facilitent la compréhension des phénomènes impliqués dans la génération des contraintes résiduelles. Malheureusement, les hypothèses simplificatrices importantes généralement mises en œuvre ne permettent pas de fournir des résultats quantitatifs.

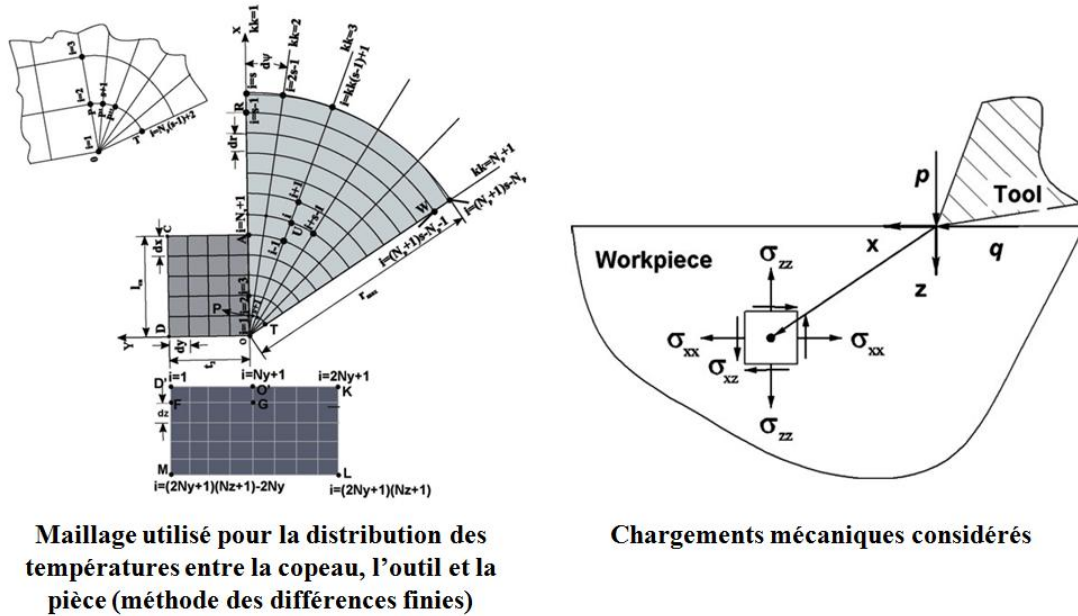
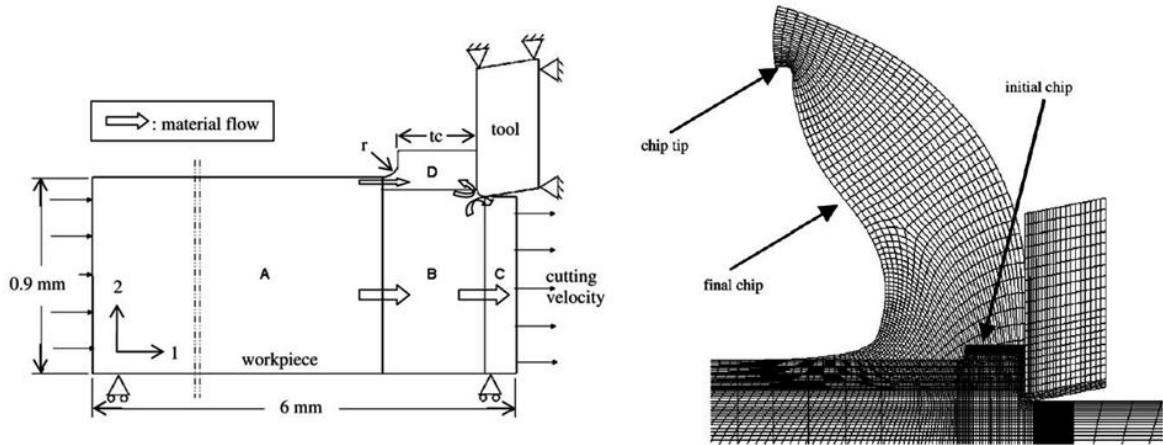


Figure 4-7 Modèle analytique développé par Ulutan (Ulutan, *et al.*, 2007).

Modélisations numériques

Différents modèles numériques ont également été développés. Deng (Deng, *et al.*, 2003) et Salio (Salio, *et al.*, 2006) ont utilisé une formulation lagrangienne pour modéliser le processus d'enlèvement de matière. Ces modèles rencontrent deux difficultés principales: le critère de séparation autour du rayon d'arête (Ee, *et al.*, 2005) et la modélisation de frottement (Liu, *et al.*, 2000). En outre, les modèles lagrangiens nécessitent des temps de calcul importants. Certains modèles, similaires à ceux proposés par Nasr (Nasr, *et al.*, 2007), utilisent une formulation mixte eulérienne/lagrangienne (A.L.E) fournissant des résultats plus rapides. La zone de modélisation Eulérienne se situe uniquement au niveau de la pointe de l'outil (absence de critère d'endommagement ou de ligne de séparation du copeau prédéfinie). L'ensemble de ces travaux utilisent un algorithme d'intégration temporelle explicite qui conduit à des difficultés pour modéliser le temps de relaxation et de retour élastique (crucial pour la prédiction des contraintes résiduelles). En effet, la simulation explicite du retour élastique nécessite un important temps de calcul et un choix judicieux d'un facteur d'amortissement pour aboutir au massif final relâché (Chatti, 2009).



Régions A,C,D : modélisation Lagrangienne
 Région B : modélisation Eulérienne

Figure 4-8 Modélisation A.L.E de la coupe orthogonale selon Nasr (Nasr, et al., 2007).

Au cours d'une opération de tournage, l'outil de coupe effectue un grand nombre de passages sur la surface de la pièce à usiner. Chaque passage de l'outil modifie l'état de contrainte résiduelle obtenue lors du tour précédent. Pour des opérations de tournage avec une avance faible et un rayon de bec important (cas typique du tournage finition), on comprend aisément que plusieurs tours sont nécessaires pour atteindre un état de contrainte résiduelle définitif. Par conséquent, les modélisations 2D sont utiles pour comprendre les mécanismes responsables de l'intégrité de surface, mais ils sont incapables de fournir des données quantitatives comparables avec une opération de tournage longitudinal. En se basant sur cette conclusion, certains chercheurs ont mis en place des simulations du chariotage en 3D. Sasahara (Sasahara, et al., 2004) ont proposé de combiner deux modèles 2D lagrangiens (Figure 4-9): une simulation en coupe orthogonale contenant la direction de la vitesse coupe et une simulation de type indentation du rayon de bec dans la surface usinée (contenant la direction d'avance).

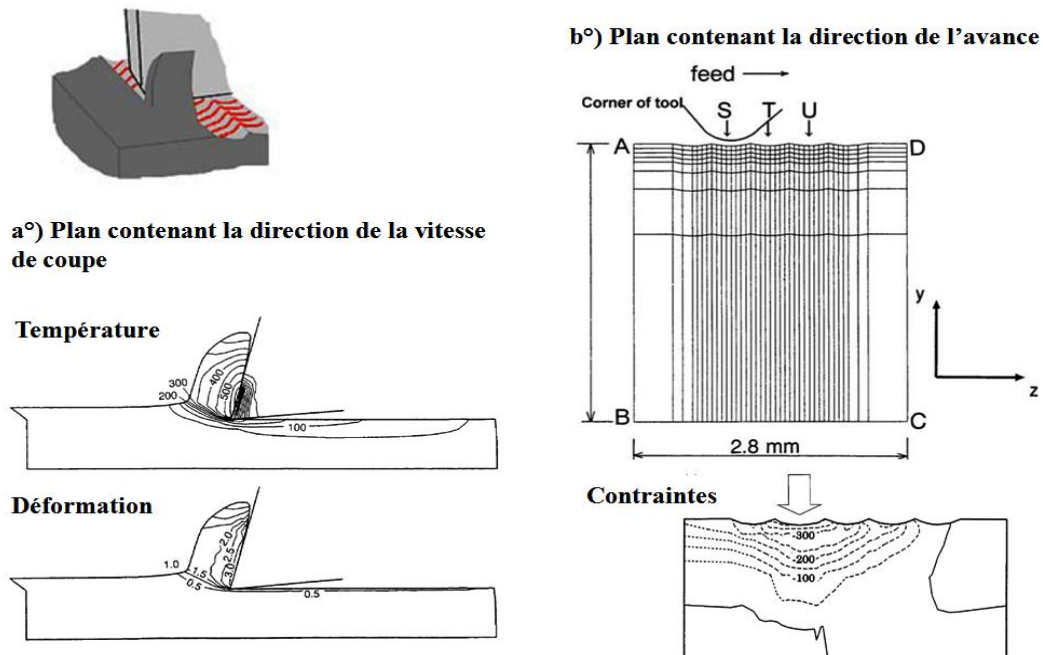


Figure 4-9 Modélisation du chariotage à l'aide de deux modèles 2D orthogonaux (Sasahara, et al., 2004).

Un modèle plus récent, proposé par Attanasio (Attanasio, *et al.*, 2009), utilise un couplage entre des phases de modélisation eulérienne et lagrangienne pour prédire les contraintes résiduelles induites par la coupe. Cette étude constitue une avancée importante dans la modélisation 3D de l'usinage. Néanmoins, le modèle ne considère pas de variation du coefficient de frottement à l'interface outil/pièce/copeau et représente une stratégie de simulation complexe, peu compatible avec une exploitation industrielle.

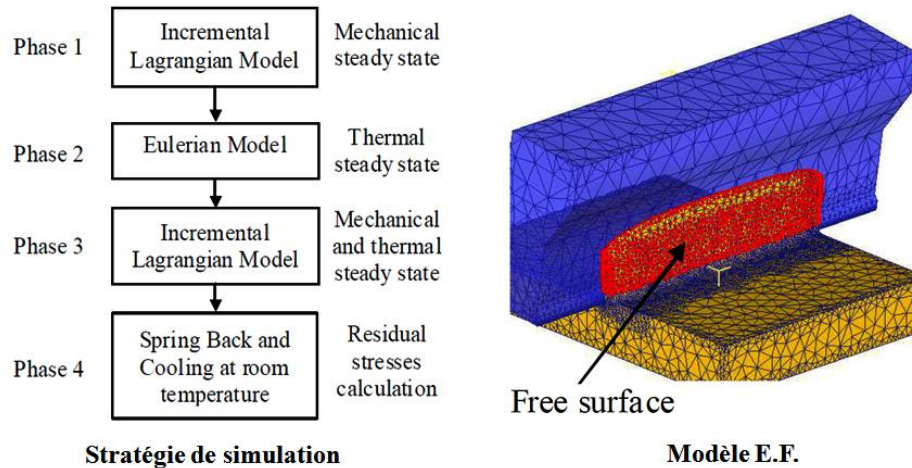


Figure 4-10 Modélisation de la coupe orthogonale en 3D (Attanasio, *et al.*, 2009).

Une approche alternative proposée par Valiorgue (Valiorgue, *et al.*, 2007) consiste à simuler la génération des contraintes résiduelles en supprimant la modélisation du processus de coupe (outil et copeau) et en la remplaçant par des chargements thermomécaniques équivalents (Figure 4-11). Ce type de modélisation est basé sur une formulation implicite. Après simulation de la phase de refroidissement/relaxation, ce modèle permet de prédire les gradients de contraintes résiduelles engendrés par l'opération de tournage. Dans un premier temps, cette stratégie de simulation a été développée sur un modèle de coupe orthogonale en 2D (plan contenant la direction de la vitesse de coupe). Puis, afin de représenter correctement une opération de tournage longitudinal, la méthode a été étendue à un massif en 3D. Plusieurs passages de l'outil (= plusieurs tours de la pièce) peuvent alors être modélisés ainsi que l'interaction entre ces passes. L'aspect tridimensionnel de l'opération de chariotage est donc bien pris en compte. Ce type d'approche, basée sur l'utilisation de chargements équivalents pour remplacer la modélisation outil/matière dans le calcul des contraintes résiduelles, a été initialement utilisé dans la simulation du soudage et de la rectification (Hamdi, *et al.*, 2004) en prenant uniquement en compte les aspects thermiques. C'est ce type de modélisation appelée « modélisation hybride » qui sera décrite et utilisée dans la suite de cette étude. En effet comme le montre le Tableau 4-2, la modélisation hybride (Valiorgue, *et al.*, 2007) permet une simulation 3D du tournage longitudinal (en lagrangien implicite) conduisant à des temps simulés importants (plusieurs secondes d'usinage) pour des temps de calcul limités (quelques heures).

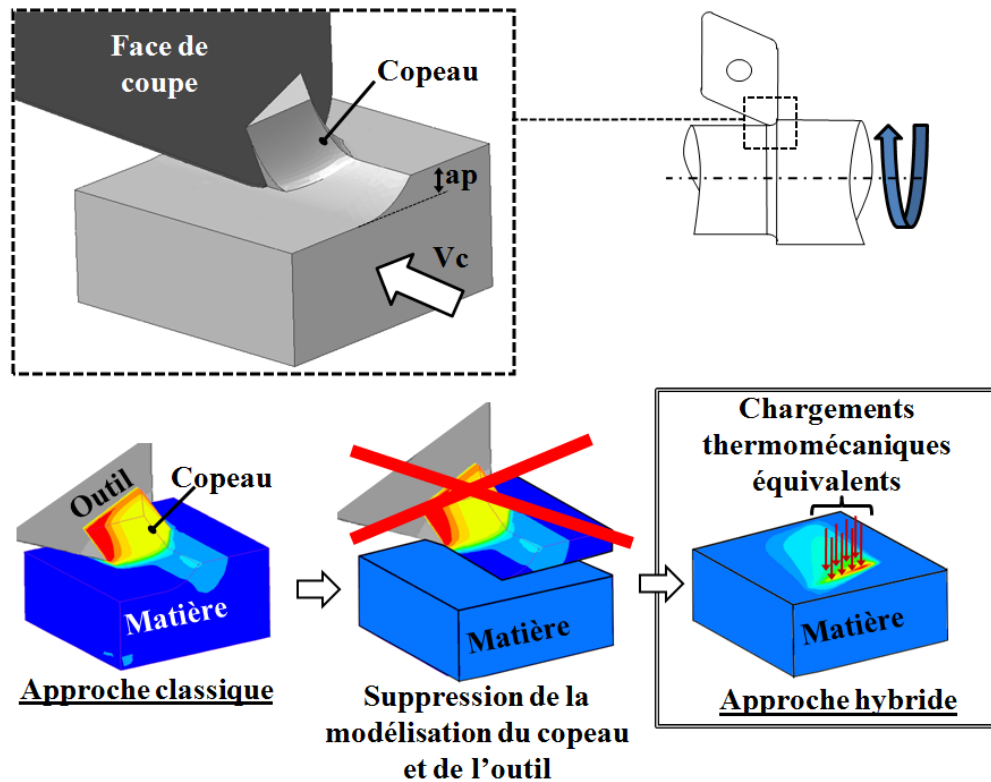


Figure 4-11 Principe de la modélisation hybride.

	Opération de coupe	2D/3D	Modélisation	Formation du copeau	Prise en compte du frottement	Temps d'usage simulé	Temps de calcul
(Ulutan, <i>et al.</i> , 2007)	Coupe ortho.	2D	Analytique	Géométrie fixe			Rapide
(Deng, <i>et al.</i> , 2003)	Coupe ortho.	2D	Lagrangien Explicite	Critère de séparation	Coef. constant	0.62 ms	
(Salio, <i>et al.</i> , 2006)	Coupe ortho.	2D	Lagrangien Implicite	Remaillage	Coef. constant	3.1 ms	
(Nasr, <i>et al.</i> , 2007)	Coupe ortho.	2D	A.L.E Explicite	Ecoulement de la matière	Coef. constant	≈ ms	
(Sasahara, <i>et al.</i> , 2004)	Chariotage	2×2D	Lagrangien	Critère de séparation	Loi non-linéaire	≈ ms	
(Attanasio, <i>et al.</i> , 2009)	Coupe ortho.	3D	A.L.E	Remaillage	Coef. constant	15 ms	
(Valiorgue, 2008)	Chariotage	3D	Lagrangien Implicite	Non modélisée	Coef. variable	≈ s	≈ 5 heures

Tableau 4-2 Comparaison de différentes simulations d'usinage en vue de la prédiction des contraintes résiduelles induites.

4.1.3.2 Prédiction des changements de microstructures en usinage

Comme décrit précédemment, il existe une relation directe entre l'état de contraintes résiduelles, les changements de microstructure et la tenue en fatigue d'une pièce. Si la surface d'une pièce est susceptible de changer de phase au cours de son opération d'usinage finition,

cette éventualité ne peut être négligée. En effet, les modifications de microstructures ont un impact directe (à travers les propriétés mécaniques de la surface) et indirecte (à travers leur impact sur les niveaux de contraintes résiduelles) sur la durée de vie de la pièce.

Modélisation des changements de phase de type austénitisation

Actuellement dans la littérature, la plupart des modèles d'usinage se concentrent uniquement sur la prédiction des contraintes résiduelles. Les effets éventuels des changements de microstructure ne sont pas pris en compte ((Outeiro, *et al.*, 2008) ; (Valiorgue, *et al.*, 2012)). Par ailleurs, certaines études s'intéressent aux changements de phase lors de l'usinage afin de prédire l'intégrité de surface dans sa globalité. Différentes approches et modèles sont utilisés. Par exemple, Chou (Chou, *et al.*, 2005) a étudié la formation de couches blanches en surface lors du tournage dur de l'acier AISI52100 acier (60-62 HRc). Un modèle thermique analytique est utilisé pour obtenir les distributions de température à partir de l'ensemble des sources de chaleur (différentes zones de cisaillement, frottement,...). Chou suppose alors que la couche blanche produite lors de l'usinage de l'acier résulte de l'austénitisation. Dès lors, le modèle métallurgique utilisé est basé uniquement sur une température de début de transformation (727 °C, qui est la température austénitisation de l'acier dans des conditions d'équilibre). La profondeur de pénétration de la température d'austénitisation est utilisée pour estimer l'épaisseur de la couche blanche. L'influence de la cinétique thermique n'est pas prise en compte. Une étude comparable sur le tournage dur de l'acier AISI52100 est présentée par Umbrello (Umbrello, *et al.*, 2009). Cet article présente une approche expérimentale et numérique pour améliorer la prédiction de l'intégrité de surface en intégrant la formation d'une couche blanche et d'une couche sombre. Les critères de changement de phase sont basés sur une modification de la dureté et sur une température de début d'austénitisation. La plage de température de début d'austénitisation varie de 550 °C à 650 °C (selon la dureté du matériau initial, mais pas en fonction de la vitesse de chauffe). Ramesh *et al.* (Ramesh, *et al.*, 2008) suggère d'utiliser l'équation de Clausius-Clayperon pour tenir compte de l'effet de la contrainte sur la température de début d'austénitisation. On obtient alors une température de 614 °C pour l'acier AISI 52100. Puis, dans le modèle numérique d'usinage étudié, si la température est supérieure à 614 °C, l'acier martensitique est instantanément transformé en austénite. Seuls deux niveaux d'austénitisation sont pris en compte: 0% et 100% d'austénite (Figure 4-12).

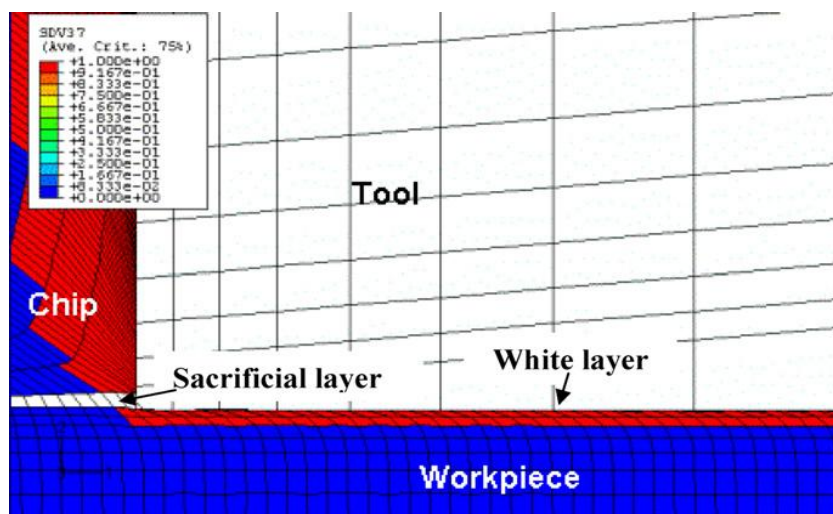


Figure 4-12 Modélisation de l'austénitisation en usinage (Ramesh, *et al.*, 2008).

Ainsi, on met en évidence la difficulté des études actuelles pour calibrer un modèle métallurgique adapté aux cinétiques thermiques élevées de l'usinage. L'aspect temporel de la transformation austénitique est souvent négligé. Le modèle métallurgique se résume souvent à une température de début d'austénitisation (A_c1) seule. Cette approche n'est valable que dans des conditions d'équilibre thermique (ou pour des vitesses de chauffage très faibles telles que 60 °C/heure (Constant, *et al.*, 1992)). Ce n'est clairement pas le cas au cours d'une opération d'usinage. L'aspect transitoire de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ n'est pas pris en compte par les modèles. Un modèle de transformation métallurgique utilisé dans une simulation d'usinage doit inévitablement intégrer les cinétiques thermiques (chauffage et refroidissement) dans le calcul de la proportion de phase formée.

Ainsi dans l'étude de Chou (Chou, 2002), les effets des cinétiques thermiques de l'usinage sont mentionnés. Chou utilise une source de chaleur équivalente (calculée analytiquement) déplacée sur la surface usinée pour étudier le durcissement de l'acier AISI4340. Il extrait alors la courbe température-temps à 13 μm de profondeur. La température maximale atteinte est de 1300 °C (avec une vitesse de chauffe supérieure à 5.5×10^6 °C/s). Chou explique alors que l'intervalle de temps pendant lequel le matériau a été exposé à une température supérieure à la température de début d'austénitisation (A_c3 est fixée à 774 °C pour l'acier AISI4340) n'est que de 0,3 ms. Cette valeur est beaucoup plus faible que l'intervalle de temps subi par la matière lors d'un traitement de durcissement de surface par exemple. Chou montre qu'un temps d'austénitisation si court est en contradiction avec la cinétique de la transformation austénitique. Chou suggère finalement que c'est la déformation de la matière qui contribue de manière significative au processus de durcissement de surface.

Modélisation de la recristallisation des surfaces usinées

L'utilisation de modèles prédictifs des phénomènes de recristallisation dans les simulations d'usinage n'est pas très courante. On peut néanmoins citer les travaux de Bissey-Breton (Bissey-Breton, *et al.*, 2011) portant sur la recristallisation dynamique du cuivre lors du tournage finition. Le modèle appelé « multi-physique » commence par calculer analytiquement un champ de déformation résiduelle après le passage de l'outil. Puis, l'échauffement est calculé à partir de la déformation plastique et du champ de contrainte. Enfin, à partir de toutes ces informations, la densité de dislocation est estimée par une méthode analytique appelée « Evolution of Defect Density » EDD (Klepaczko, *et al.*, 1993) d'une part. D'autre part, la densité de dislocation nécessaire à enclencher le processus de recristallisation est calculée à partir d'un modèle phénoménologique calibré expérimentalement. On obtient alors la profondeur de la zone recristallisée lorsque la densité de dislocation présente dans le matériau est supérieure à la densité de dislocation nécessaire à la recristallisation (Figure 4-13).

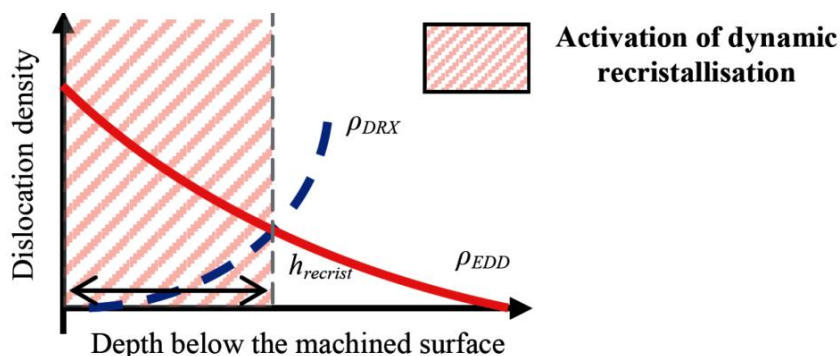


Figure 4-13 Étude de la profondeur recristallisée lors du tournage finition du cuivre (Bissey-Breton, *et al.*, 2011).

L'étude de Ding *et al.* (Ding, *et al.*, 2011) porte également sur la recristallisation du cuivre mais aussi de l'aluminium lors d'une opération de coupe orthogonale. Là encore, le modèle d'affinement de grain se base sur l'évolution des densités de dislocations dans le matériau calculées à partir de la déformation et de la température. Le modèle métallurgique est implémenté dans le code Abaqus® et associé à une simulation d'usinage couplée Lagrangienne-Eulérienne. Ding obtient alors des cartographies précises des tailles de grains obtenues après usinage (Figure 4-14) et des comparaisons pertinentes avec les micrographies expérimentales. La difficulté principale de cette étude est finalement liée à la calibration des très nombreux paramètres du modèle de raffinement de grain basé sur les densités de dislocations.

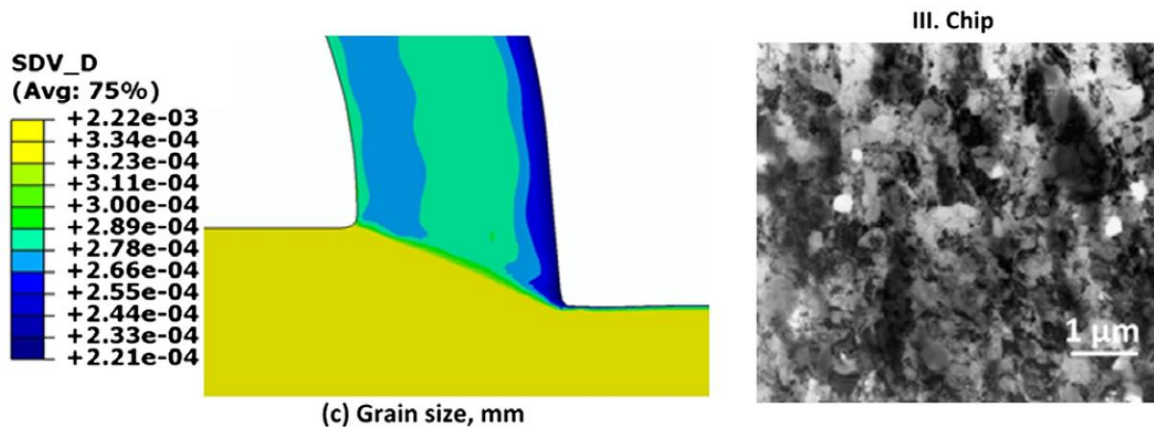


Figure 4-14 Comparaisons entre les tailles de grain prédites numériquement et les mesures expérimentales (Ding, *et al.*, 2011).

Caruso (Caruso, *et al.*, 2011) fournit également un modèle numérique permettant de prendre en compte les phénomènes de recristallisation dynamique lors du tournage dur de l'acier AISI52100. Il se base pour cela sur les travaux de Umbrello (Umbrello, 2011) pour simuler l'évolution de la taille des grains en utilisant le paramètre de Zener-Hollomon pour relier les changements de granulométrie à la vitesse de déformation et à la température:

$$d = d_0 \cdot \alpha \cdot (Z - 0.24352)$$

Équation 4-4

où d est la taille de grain actuel, d_0 est la taille de grain initiale, α est une constante du matériau. La Figure 4-15 indique que la taille de grain moyenne simulée pour la surface usinée est submicronique, ce qui s'accorde avec les observations expérimentales.

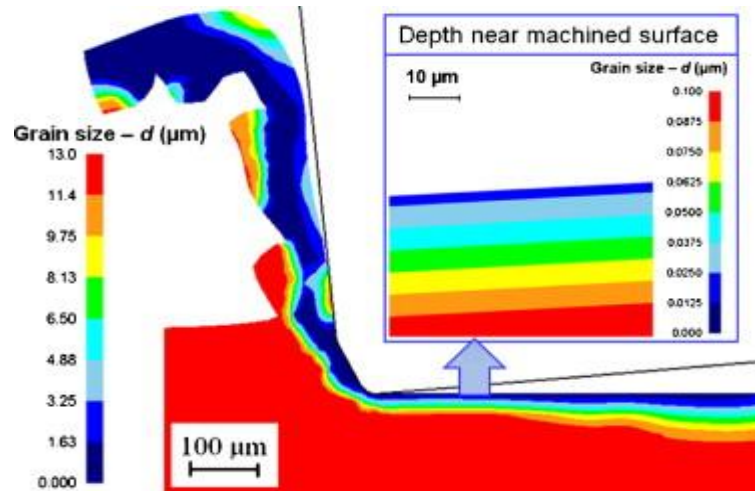


Figure 4-15 Taille de grain simulée lors du tournage de l'acier 52100 (Caruso, *et al.*, 2011).

Enfin, l'étude de Courbon (Courbon, 2011) porte sur la modélisation de la DRX pour deux aciers : un acier ferrito-perlitique AISI1045 et un acier martensitique 42CrMo4. Il utilise pour cela deux modèles de comportement définis par Kim (Kim, *et al.*, 2001) et Lurdos (Lurdos, 2008) qu'il compare lors de simulation de l'usinage (modèle de coupe orthogonale A.L.E). Les résultats ne sont pas formulés en taille de grain mais en pourcentage de matière recristallisée (Figure 4-16).

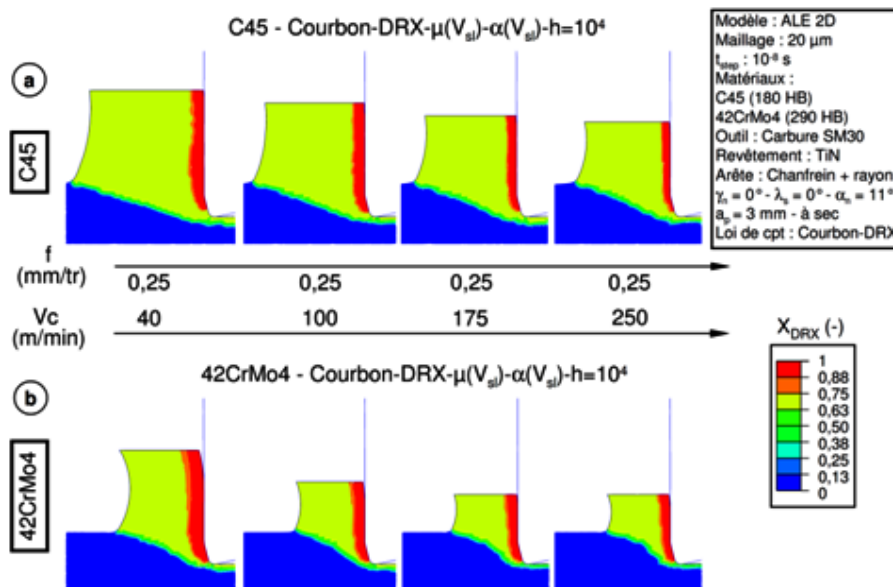


Figure 4-16 Illustration qualitative des zones recristallisées en fonction des conditions de coupe pour un acier C45 et un acier 42CrMo4 (Courbon, 2011).

4.2 La modélisation hybride

4.2.1 Méthodologie

Comme il a été dit précédemment, la modélisation d'usinage dite « hybride » et proposée par Valiorgue (Valiorgue, *et al.*, 2007) a été retenue pour notre étude. Elle permet en effet de

modéliser des temps d'usinage importants (plusieurs rotations de la pièce) en 3D (superposition des passes de tournage) tout en s'affranchissant des problèmes liés aux fortes distorsions de maillage (formation du copeau) et à la modélisation du contact (outil/surface). La modélisation hybride repose sur deux principes importants :

- la suppression de la modélisation de l'outil de coupe et de la formation du copeau,
- l'utilisation de chargements thermomécaniques équivalents quantifiés expérimentalement et déplacés sur la surface usinée finale.

Pour construire le modèle, la démarche appliquée est décrite par la Figure 4-17. Dans un premier temps, le choix de la position et de la forme des chargements thermomécaniques à appliquer est réalisé à partir d'une simulation 2D de la coupe orthogonale. Puis, un modèle analytique simple est employé pour faire le lien entre les chargements souhaités et les paramètres expérimentaux nécessaires pour leur calibration. Des essais « élémentaires » sont alors réalisés pour quantifier ces paramètres. A partir de là, on obtient des chargements thermomécaniques équivalents en 2D qui seront étendus en 3D suivant des formes d'évolutions simples (l'objectif étant d'obtenir une simulation du tournage longitudinal en 3D). Enfin, on obtient la simulation hybride finale de l'usinage en déplaçant ces changements équivalents calibrés à la surface d'un massif représentatif du matériau usiné. Cette démarche va être décrite plus en détail par la suite afin d'illustrer les paramètres clés de ce type de modélisation et de pouvoir étudier leur sensibilité aux conditions d'usinage.

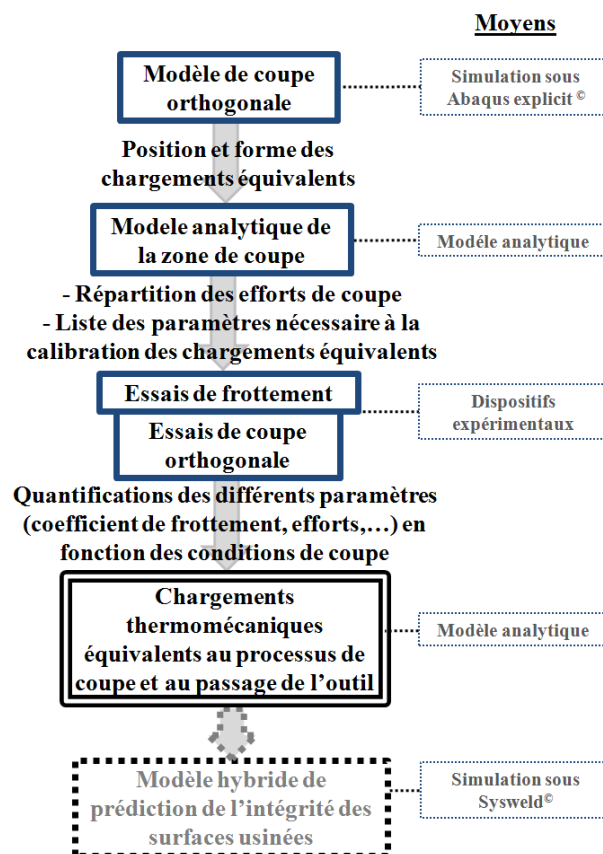


Figure 4-17 Méthodologie appliquée pour la construction d'une simulation hybride.

4.2.1.1 Identification de la position et de la forme des chargements thermomécaniques

Pour identifier les chargements équivalents à appliquer afin de reproduire le processus de coupe et le passage de l'outil sur la surface usinée, on utilise une simulation 2D de coupe orthogonale A.L.E développée par Courbon (Courbon, 2011) et décrite par la Figure 4-18. Le but de cette simulation est seulement de localiser et d'extraire la forme des chargements (Figure 4-19). Trois types de chargements sont pris en compte: flux de chaleur, pression normale et contrainte tangentielle. Pour ces simulations, les conditions de coupe références sont utilisées. Les formes simplifiées des chargements sont extraites au niveau de surface finale (=après enlèvement de matière) (Figure 4-19).

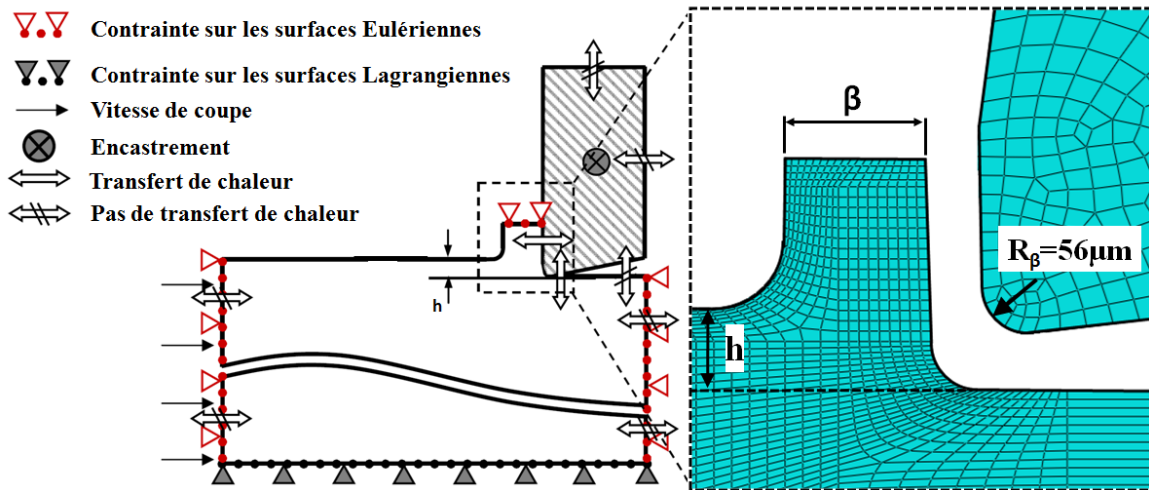


Figure 4-18 Description du modèle de coupe orthogonale A.L.E.

On supposera que la zone de formation du copeau (zone de cisaillement primaire: *ZCP*) a une influence purement thermique. Son influence mécanique sur la surface de la pièce est négligée. En effet, la valeur de la contrainte sous la *ZCP* est très faible et inférieure à la limite d'élasticité du 15-5PH même pour des températures élevées. En effet, si on regarde le chargement mécanique sous la zone de formation du copeau au niveau de la surface finale (voir Figure 4-19), la contrainte tangentielle varie de 426 MPa ($V_c=250$ m/min, $f=0.2$ mm/rev) à 613 MPa ($V_c=90$ m/min, $f=0.1$ mm/rev) et la contrainte normale varie de 448 MPa ($V_c = 250$ m/min, $f=0.2$ mm/rev) à 244 MPa ($V_c=90$ m/min, $f=0.1$ mm/rev). La température maximale atteinte dans cette zone est de 203 °C avec ces conditions de coupe. Ainsi la limite d'élasticité du 15-5PH baisse à 620 MPa. La déformation plastique en *ZCP* est donc quasi-nulle et négligeable vis-à-vis du niveau de contrainte sous l'outil (zone de cisaillement tertiaire *ZCT*). Dans la *ZCP*, la densité de flux de chaleur est supposé homogène. La largeur du flux de chaleur est égale à l'épaisseur moyenne du copeau β .

La zone de contact outil/pièce (zone de cisaillement tertiaire *ZCT*) est considérée comme ayant une influence thermique et mécanique. La pression normale est supposée avoir une forme parabolique. La largeur de parabole α correspond à la longueur de contact en face de dépouille. Le coefficient de frottement est considéré comme constant dans la *ZCT*. Sa valeur dépend de la vitesse de glissement (très proche de la vitesse de coupe) comme indiqué par Bonnet *et al.* (Bonnet, *et al.*, 2008). Par conséquent, le frottement induit une contrainte de cisaillement parabolique dans la même zone. De plus, le frottement génère de la chaleur à l'interface outil/pièce. La chaleur générée se répartit alors entre l'outil et la pièce usinée. Le coefficient de partage de la chaleur dépend également de la vitesse de glissement (Bonnet, *et al.*, 2008).

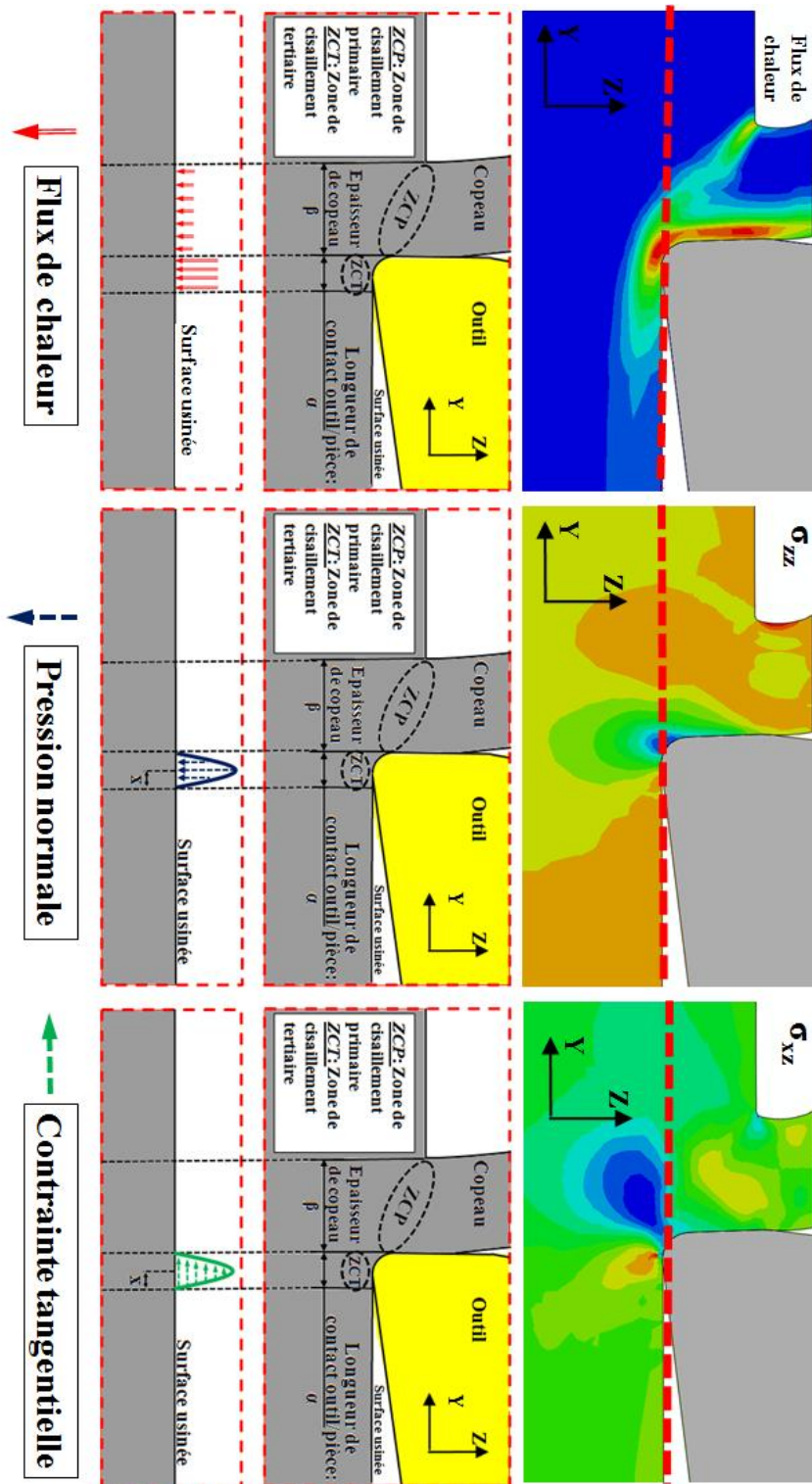


Figure 4-19 Comparaisons entre la simulation de coupe et les formes de chargements retenues pour les flux de chaleur, la pression normale et la contrainte tangentielle.

4.2.1.2 Identification des paramètres nécessaires à la calibration des chargements

Après avoir déterminé la position et la forme des chargements thermomécaniques équivalents retenus, une étape de calibration doit être effectuée. Il est donc nécessaire d'établir un lien entre les paramètres mesurables expérimentalement et les chargements équivalents désirés. Un modèle analytique simple est alors utilisé (Figure 4-20).

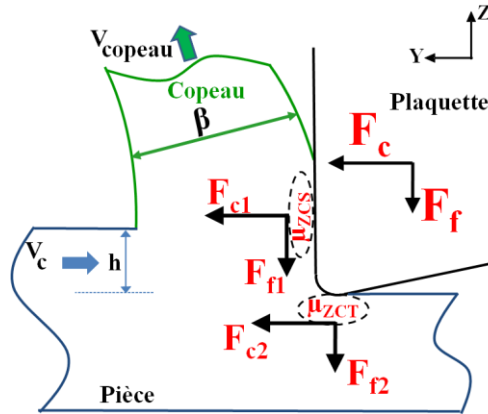


Figure 4-20 Répartition des efforts d'usinage.

Les efforts de coupe locaux sont calculés en résolvant le système suivant (Figure 4-20):

$$F_c = F_{c1} + F_{c2}$$

$$F_f = F_{f1} + F_{f2}$$

$$F_{f1} = F_{c1} \cdot \mu_{ZCS}$$

$$F_{c2} = F_{f2} \cdot \mu_{ZCT}$$

Équation 4-5

Avec μ_{ZCS} : coefficient de frottement moyen sur la face de coupe (ZCS), μ_{ZCT} : coefficient de frottement moyen sur la face de dépouille (ZCT).

On remarquera que la Figure 4-20 ainsi que les formules analytiques concernant la répartition des efforts de coupe et d'avance présentées ci-dessus, sont données pour un angle de coupe nul ($\gamma=0^\circ$). Dans notre cas d'étude, la plaquette mise en place en condition industrielle de chariotage, présente un angle de coupe légèrement négatif ($\gamma=-6^\circ$). L'influence de cet angle sur la répartition analytique des efforts est très faible ($\cos 6^\circ=0.995$) et n'a donc été prise en compte dans les équations. Bien sûr, la mise en place des plaquettes, et donc les valeurs des angles de coupe et de dépouille, ont été respectées lors des essais de chariotage et de coupe orthogonale (conformément à l'application industrielle).

μ_{ZCT} est estimé à partir des essais de frottement. La vitesse de glissement dans la zone de cisaillement tertiaire est proche de la vitesse de coupe. On estime μ_{ZCS} également avec les essais de frottement. La vitesse moyenne de glissement en zone de cisaillement secondaire est estimée par le rapport de compression du copeau:

$$V_{\text{copeau}} = \frac{V_c \cdot h}{\beta}$$

Équation 4-6

Avec h : épaisseur de copeau non déformé, β : épaisseur de copeau moyen (Figure 4-20).

La pression normale et les contraintes tangentielles appliquées dans la ZCT sont supposées avoir une forme parabolique issue de la théorie du contact de Hertz (Johnson, 1987):

$$\sigma_{zz}(y) = \frac{2.F_{f2}}{\pi.(\alpha/2)^2}((\alpha/2)^2 - y^2)^{1/2}$$

$$\sigma_{yz}(y) = \mu_{zct} \cdot \frac{2.F_{f2}}{\pi.(\alpha/2)^2}((\alpha/2)^2 - y^2)^{1/2}$$

Équation 4-7

Dans cette zone, de la chaleur est générée par le frottement. Cette source de chaleur est supposée homogène et indépendante de la pression de contact de la face de dépouille. Elle ne dépend que de la force tangentielle et la vitesse de glissement. La densité de flux de chaleur est estimée à partir des essais de coupe orthogonale par:

$$Dens_{zct} = \frac{F_{c2} \cdot V_C}{b \cdot 60 \cdot \alpha} \cdot (1 - \Lambda_3)$$

Équation 4-8

Avec b : largeur de coupe (épaisseur du disque) et α : la longueur de contact entre la face de dépouille et la surface usinée, Λ_3 est le coefficient de partage de la chaleur à l'interface outil/pièce (=pourcentage de la chaleur générée absorbé par l'outil).

En ce qui concerne la ZCP, le flux de chaleur généré est homogène. La densité de flux de chaleur peut être estimée à partir de l'énergie de déformation plastique dans cette zone. Une majeure partie de cette énergie est transformée en chaleur. Par ailleurs, une partie de cette chaleur $(1 - \Lambda_2)$ est évacuée dans le copeau tandis que le reste est absorbé par la surface usinée. La densité de flux de chaleur en provenance de la ZCP au niveau de la surface usinée peut être estimée par:

$$Dens_{zcp} = \frac{F_{c1} \cdot V_C}{b \cdot 60 \cdot \beta} \cdot \Lambda_1 \cdot \Lambda_2$$

Équation 4-9

Avec:

- Λ_1 : Pourcentage de l'énergie de déformation plastique transformée en chaleur. Selon Shi *et al.* (Shi, *et al.*, 2002), Λ_1 est proche de 0,85.

- Λ_2 : Pourcentage de la chaleur absorbée par la surface usinée (le reste étant évacué par le copeau). Selon Buryta *et al.* (Buryta, *et al.*, 1994) Λ_2 est proche de 0,1.

Il est alors possible de dresser la liste des paramètres requis pour quantifier totalement l'intensité (et les zones d'application) des chargements thermomécaniques équivalents :

Extrait des essais de frottement:

- le coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement (μ_{ZCT}, μ_{ZCS})
- le coefficient de partage de la chaleur à l'interface outil-pièce en fonction de la vitesse de glissement (Λ_3)

Extrait des essais de coupe orthogonale:

- l'effort d'avance (F_f)
- l'effort de coupe (F_c)
- l'épaisseur moyenne du copeau (β)
- la longueur de contact entre la face de dépouille et la surface usinée (α)

4.2.1.3 Distribution et quantification des chargements équivalents en 3D

L'objectif étant d'obtenir une simulation du tournage longitudinal en 3D, il est nécessaire d'extraire une distribution tridimensionnelle des chargements équivalents à partir de leurs répartitions en 2D préalablement présentée. Pour cela, en plus de considérer la section A (plan normal à la vitesse d'avance) comme précédemment, il faut prendre en compte la section B (plan normal à la vitesse de coupe) comme illustré sur la Figure 4-21.

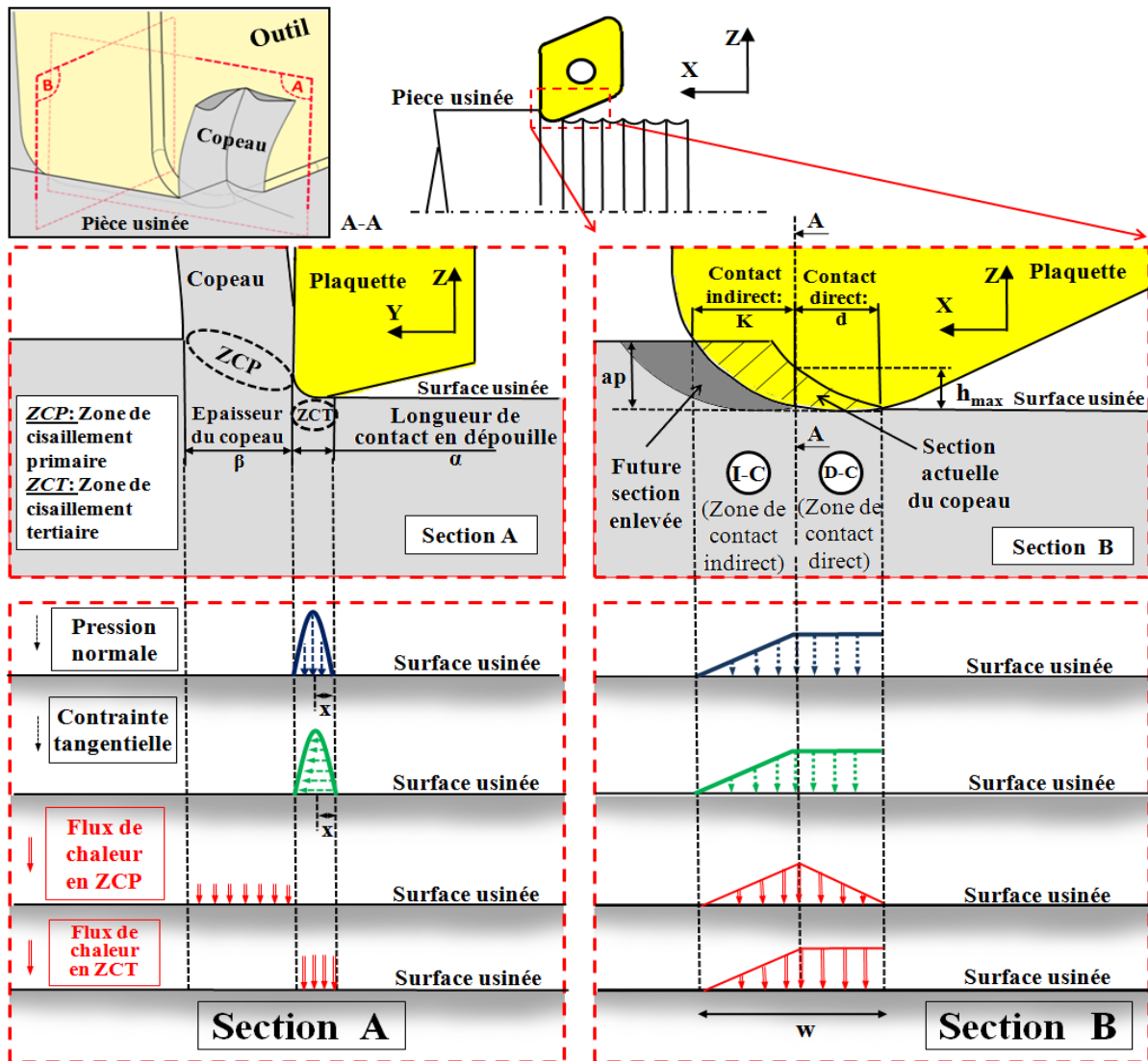


Figure 4-21 Chargements thermomécaniques équivalents à l'interface outil/pièce.

- Section A

On reprend les formes des chargements thermomécaniques décrites précédemment.

- Section B

D'après la Figure 4-21, il est nécessaire de distinguer deux zones:

- une zone où l'outil est directement en contact avec la surface usinée finale (zone D-C de la section B).

- une zone où l'outil n'est pas directement en contact avec la surface usinée finale (zone I-C de la section B). La plaquette est en contact avec la section de matière qui sera retirée au cours de la prochaine révolution. L'influence de l'outil de coupe sur la surface finale est donc indirecte.

Dans la zone de cisaillement primaire (ZCP, section B), le flux de chaleur transmis à la surface usinée est supposé dépendre de l'épaisseur radiale de la section du copeau h . Dans la zone de contact direct D-C, l'épaisseur radiale de la section du copeau h varie en continu de 0 à h_{max} . Dans la zone de contact indirect I-C, l'épaisseur radiale de la section du copeau h varie également. Néanmoins, comme son influence au niveau de la surface usinée finale n'est qu'indirecte et que l'épaisseur de la future section de copeau augmente, on considère une décroissance linéaire du flux de chaleur transmis à la surface usinée.

Dans la zone de cisaillement tertiaire (ZCT, section B), on considère une répartition uniforme du flux de chaleur dans la zone de contact directe D-C. Pour les mêmes raisons qu'en ZCP, la future section du copeau intercalée en zone de contact indirecte I-C, nous fait considérer une décroissance linéaire du flux de chaleur transmis à la surface usinée.

Ces formes supposées des chargements thermomécaniques peuvent être aisément critiquées car basées sur des constatations géométriques. On pourra néanmoins les valider à partir de l'utilisation d'un modèle numérique de tournage en 3D. Ce modèle est basé sur un comportement matériau de type fluide et une simulation purement eulérienne. Ses premiers résultats sont présentés en annexe 4. L'objectif est alors d'extraire de ce type de simulation les formes des chargements (flux de chaleur et contraintes) subis par la surface lors du passage de l'outil.

Vis-à-vis de la calibration de l'intensité des chargements équivalents en 2D précédemment présentés, l'extension en 3D nécessite uniquement l'estimation d'autres paramètres exclusivement géométriques (dans la section B):

- w : longueur totale de contact outil/pièce dans la section B (projetée sur la surface finale)
- K : longueur de la zone de contact indirecte outil/pièce I-C dans la section B (projetée sur la surface finale)
- d : longueur de la zone de contact directe outil/pièce D-C dans la section B (projetée sur la surface finale)
- h_{max} : épaisseur radiale maximale de la section du copeau (avant usinage)

Tous ces paramètres géométriques peuvent être directement calculés à partir de l'avance f , du rayon de bec de l'outil R_ϵ et de la profondeur de passe a_p . A partir des relations géométriques de la Figure 4-22 et en supposant que $R_\epsilon > a_p$ et que $R_\epsilon \gg f$ (ce qui est le cas en tournage finition), on obtient les équations suivantes:

$$d = f$$

Équation 4-10

$$w = K + d$$

Équation 4-11

$$K = \sqrt{R_\varepsilon^2 - (R_\varepsilon - a_p)^2} - \frac{f}{2}$$

Équation 4-12

$$h_{\max} = \frac{\sqrt{4R_\varepsilon^2 - f^2}}{2} - \frac{\sqrt{4R_\varepsilon^2 - 9f^2}}{2}$$

Équation 4-13

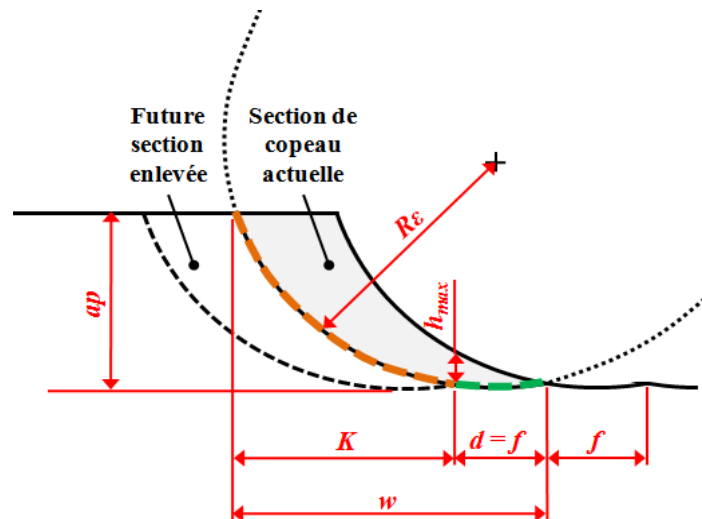


Figure 4-22 Estimation des paramètres géométriques nécessaires à l'extension des chargements en 3D.

4.2.1.4 Construction du modèle hybride et stratégie de simulation

Le modèle a pour objectif la prédiction de l'intégrité de surface (et en particulier des contraintes résiduelles) résultante d'une opération de tournage longitudinal de finition (Figure 4-24). Tel que mentionné précédemment, la méthode proposée ne tient pas compte des mécanismes d'enlèvement de copeaux et ne modélise pas l'outil de coupe. La pièce usinée considérée est un cylindre (Figure 4-24). Les conditions de coupe sont constantes sur toute la surface, il est donc possible de modéliser seulement un petit volume de ce cylindre. Enfin, pour une pièce de diamètre suffisamment grand vis-à-vis des dimensions de la zone de coupe, la surface usinée peut être considérée comme plane (la rugosité et les stries de tournage ne sont donc pas prises en compte).

Finalement, il devient possible de modéliser la génération de contraintes résiduelles lors d'une opération de tournage longitudinal à partir d'un parallélépipède (Figure 4-24). Les dimensions du parallélépipède sont d'environ : 1,5 mm x 2,5 mm x 1 mm mais dépendent des conditions de coupe (et en particulier de la vitesse d'avance). Il est alors possible de simuler plusieurs tours de la pièce usinée (plusieurs passages de l'outil).

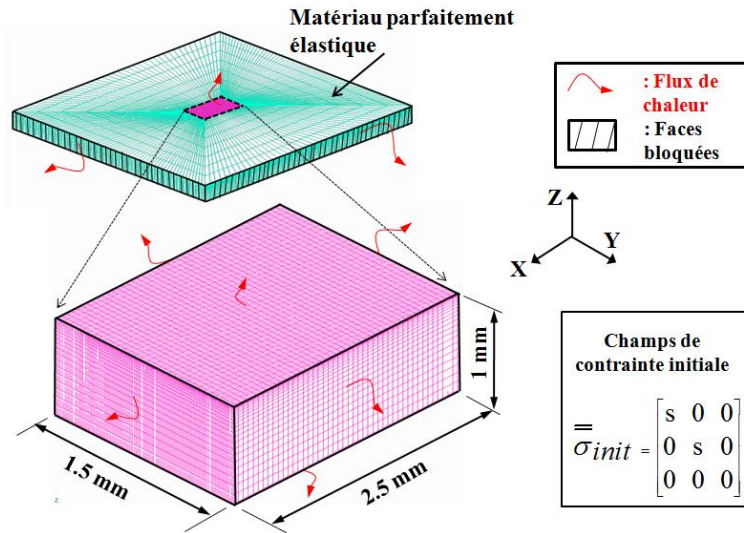


Figure 4-23 Paramètres géométriques et maillage du modèle de tournage 3D hybride.

Cinq côtés du massif doivent être considérés en contact avec le reste de la pièce. Ainsi une bordure formée par un matériau supposé parfaitement élastique (pour réduire la durée du calcul) a été positionnée autour du parallélépipède de référence (Figure 4-23). Les difficultés liées à d'éventuels effets de bord sont ainsi réduites au maximum et la rigidité réelle du matériau est simulée. Les échanges thermiques par conduction avec la pièce sont pris en compte. Par ailleurs, la face supérieure représentant la surface usinée possède quant à elle des échanges thermiques avec l'ambient c'est-à-dire avec l'air lors d'un usinage à sec ($h_{conv}=35 \text{ W/m}^2/\text{K}$) ou avec une émulsion d'huile soluble lors d'un usinage sous lubrification ($h_{conv}=10^5 \text{ W/m}^2/\text{K}$ (Li, 1996))

Comme présenté dans la Figure 4-23, un maillage hexaédrique est utilisé dont la taille a été optimisée afin de minimiser la durée de calcul sans perturber la précision des résultats. Un maillage fin est nécessaire sous la surface usinée (taille de maille de l'ordre du μm), où les chargements thermomécaniques intenses sont appliqués et conduisent à de forts gradients de contraintes résiduelles. Des mailles de plus grandes tailles sont utilisées dans la profondeur. Enfin, il est possible de prendre en compte un champ de contrainte résiduelle initial homogène dans le massif. Ce champ de contrainte initial peut, par exemple, représenter l'influence d'un procédé précédant l'opération de tournage finition (ébauche, traitement de surface, forge,...). Pour cela, on applique une déformation initiale aux mailles du modèle avant la simulation de l'opération de tournage.

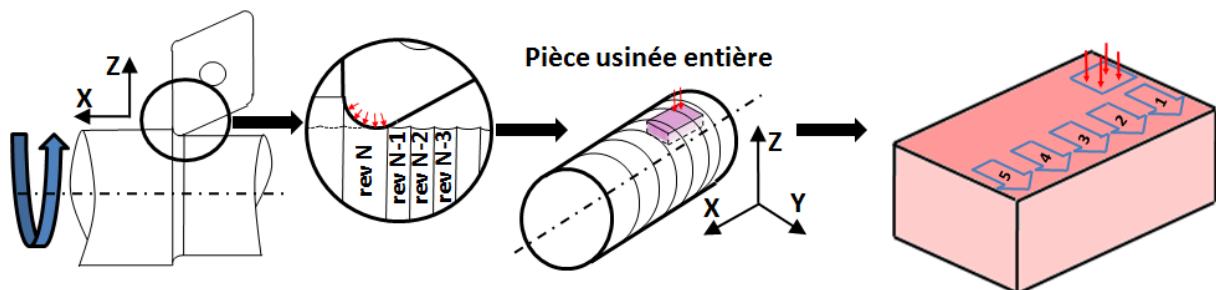


Figure 4-24 Stratégie de simulation du modèle de tournage 3D hybride.

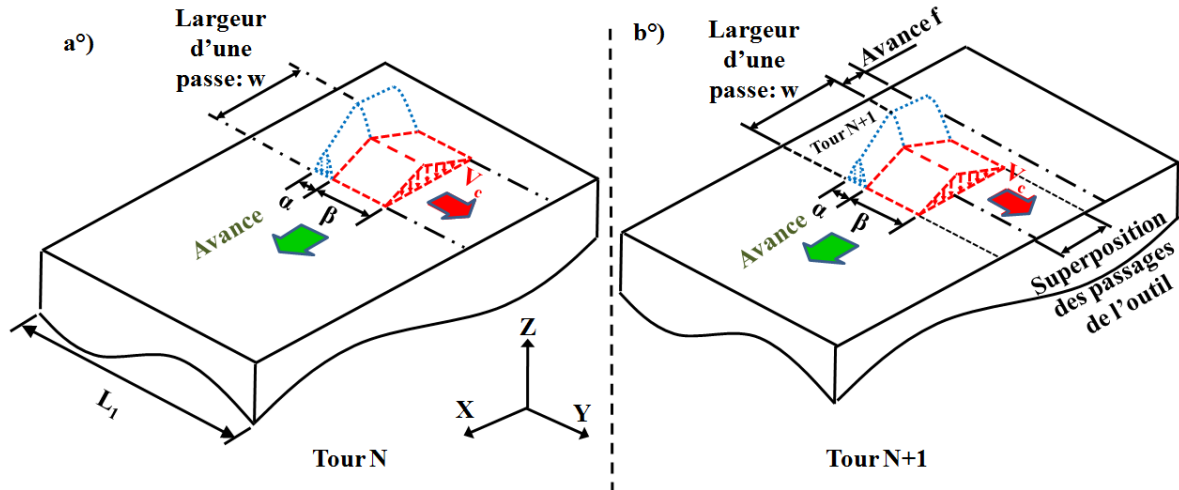


Figure 4-25 Modélisation de plusieurs rotations de la pièce (= plusieurs passages de l'outil).

Le comportement du matériau est modélisé à partir des études précédentes et intègre l'ensemble des résultats des chapitres 2 et 3. Ainsi, la loi de comportement présentée au paragraphe 3.5 est utilisée. Le matériau possède un modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire de type Armstrong-Frederick et une sensibilité à la vitesse de déformation (issue des essais de traction/compression et de compression dynamique). Le phénomène de recristallisation et son influence sur la baisse de la contrainte d'écoulement est également pris en compte.

Il est possible de considérer un éventuel changement de phase de type austénitisation en réalisant une simulation « métallurgique » intégrant la routine utilisateur évoquée au chapitre 2.

La pièce à usiner est modélisée par un parallélépipède (Figure 4-24 et Figure 4-25). Les chargements en ZCT sont appliqués sur une surface rectangulaire ayant une dimension de w par α . Les chargements en ZCP sont appliqués sur une surface rectangulaire ayant pour dimension de w dans la direction d'avance et β dans la direction de la vitesse de coupe. Ces chargements sont déplacés dans la direction Y (direction de la vitesse de coupe) avec une vitesse égale à la vitesse de coupe. Le temps t_{coupe} , nécessaire pour traverser le massif, est :

$$t_{coupe} = \frac{L_1}{V_c}$$

Équation 4-14

Puis un temps de refroidissement t_{refr} est nécessaire pour simuler la rotation complète et le mouvement de l'outil autour du périmètre complet de la pièce. Sa valeur est fonction du diamètre D de la pièce à usiner, de la vitesse de coupe V_c et de la largeur du massif L_1 :

$$t_{refr} = \frac{\pi \cdot D - L_1}{V_c}$$

Équation 4-15

Puis pour modéliser une seconde révolution de la pièce, un second passage des chargements thermomécaniques équivalents est simulé (Figure 4-25, b). La seconde passe est décalée dans la direction X (direction d'avance) afin de simuler l'avance par tour de l'outil. Comme la largeur de la zone de chargement w est plus grande que l'avance f , le chargement

thermomécanique affecte une zone de la surface qui a déjà été modifiée au cours de la révolution précédente (Figure 4-25, b). Il y a superposition des passes. Puis la simulation se poursuit avec une deuxième phase de refroidissement, un troisième passage des chargements, etc...

En général de 5 et 7 passages de l'outil sont simulés (en fonction du taux de recouvrement des passes). On montrera plus tard que cela est suffisant pour atteindre un état stationnaire des contraintes résiduelles. À la fin de la simulation (dernier passage de l'outil), le matériau est refroidi jusqu'à température ambiante et les contraintes résiduelles sont extraites. Environ 6 heures de calcul sont nécessaires sur un PC de bureau avec un processeur de 3 GHz et 8Go de RAM pour la simulation de 7 passages de l'outil (7 tours soit environ 1.6 secondes d'usinage).

4.2.2 Essais préliminaires de frottement et de coupe orthogonale

4.2.2.1 Condition référence d'usinage et choix des cas d'étude

Les essais préliminaires de coupe orthogonale et de frottement permettent d'alimenter les chargements du modèle 3D hybride de tournage à partir de la méthode précédemment décrite. Il faut pour cela avoir une parfaite cohérence entre les conditions d'usinage étudiées (conditions industrielles de référence) et les conditions de coupe et de frottement lors des essais préliminaires. De plus, un certain nombre de cas d'étude de sensibilité aux conditions de coupe seront définis. Ces variations doivent également être prises en compte lors de la campagne d'essais préliminaires de coupe et de frottement.

- *Condition référence*

L'opération d'usinage référence étudiée (conditions de coupe industrielles) correspond au tournage longitudinal (chariotage) d'un cylindre de 15-5PH en condition H1025 (35HRC). Le diamètre du cylindre est d'au moins 150mm afin d'être cohérent avec les dimensions des pièces d'hélicoptère (mât rotor et manchon de pale) réalisées en 15-5PH. Les conditions de coupe sont les suivantes :

- Vitesse de coupe : $V_c = 150$ m/min
- Avance : $f = 0.18$ mm/tr
- Profondeur de passe : $a_p = 0.6$ mm
- Lubrification sous huile soluble (concentration 5%)

La plaquette de chariotage référence est une plaquette DNMG 15 06 12. La géométrie du brise-copeau est adaptée à la finition/semi-finition : géométrie QM chez Sandvik, le rayon de bec est de 1,2 mm. La plaquette est en carbure revêtu MT-CVD (nuance 4215 chez Sandvik). Il s'agit d'un revêtement épais (≈ 15 μm) composé d'une couche TiCN (8 μm) et une couche d' Al_2O_3 (7 μm). Un flash de TiN (≈ 1 μm) est ajouté sur la face de dépouille pour une meilleure estimation de l'usure. Le rayon moyen d'acuité d'arête est mesuré à $R_\beta = 56$ μm .

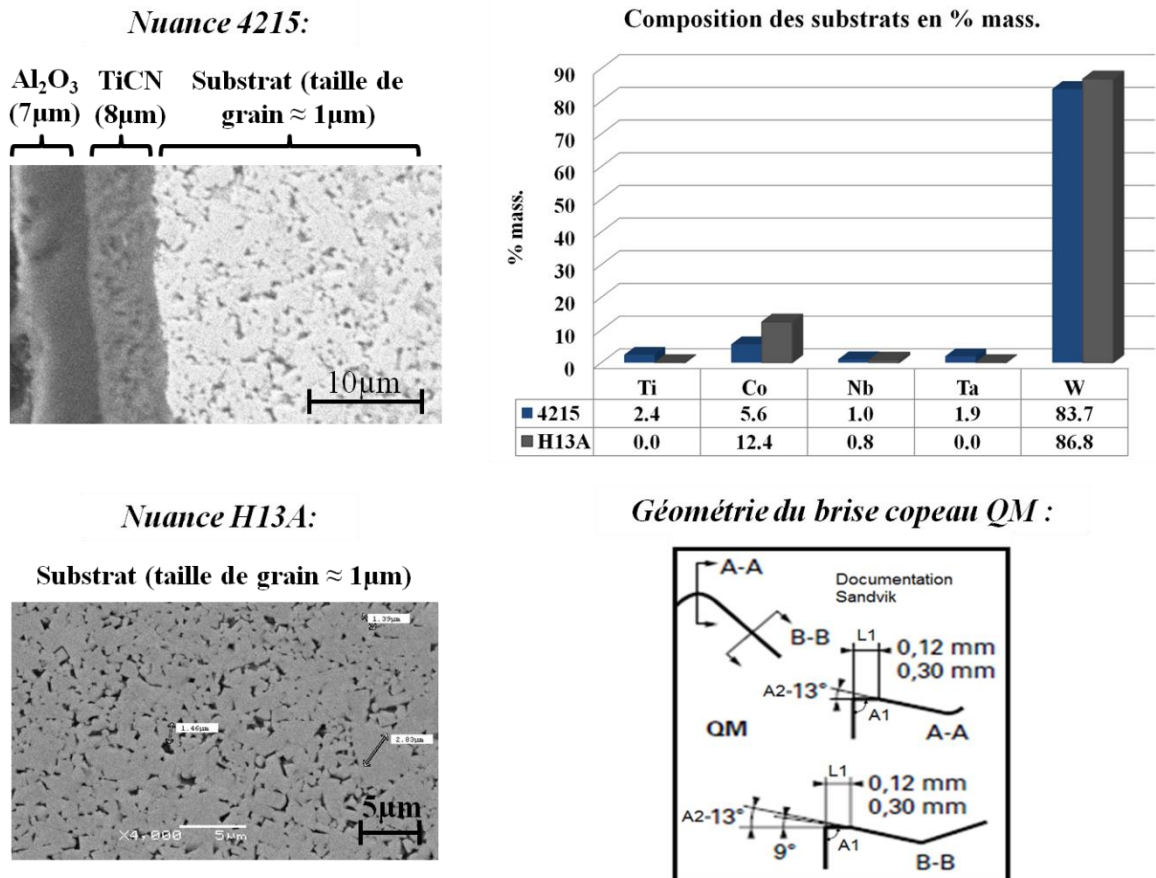


Figure 4-26 Comparaison des nuances 4215 et H13A.

À partir de ces conditions de chariotage références, on peut définir un ensemble de cinq cas d'étude permettant d'étudier la sensibilité de l'intégrité de surface aux variations des conditions de coupe.

- *Cas 1 : variation de la vitesse de coupe.* On fait varier la vitesse de coupe de 50 à 250 m/min.
- *Cas 2 : variation de l'avance.* On fait varier l'avance de 0.1 à 0.3 mm/tr.
- *Cas 3 : usinage avec un outil usé.* L'usinage se fait avec un outil ayant une usure en dépouille importante ($V_b=0.25\text{mm}$).
- *Cas 4 : absence de lubrification.* L'usinage se fait à sec.
- *Cas 5 : plaquette de coupe différente.* Soit l'usinage est réalisé avec une plaquette de géométrie identique (DNMG 15 06 12 QM) mais avec une nuance différente : H13A (c'est-à-dire une plaquette carbure non revêtu (Figure 4-26)), soit l'usinage est réalisé avec une plaquette de géométrie différente (plaquette ronde de rayon 4.5mm : RNMG 09 03 00) mais de nuance identique (QM 4215).

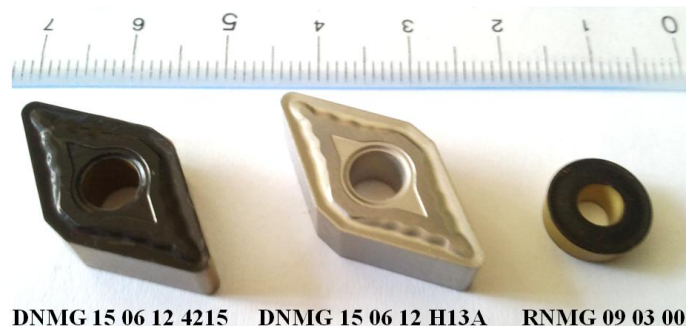


Figure 4-27 Plaquettes utilisées lors des essais de chariotage.

4.2.2.2 Essai de frottement : identification d'un modèle de frottement adapté à l'interface outil/copeau/pièce

L'objectif de cette série d'essais de frottement est de quantifier (en partie) les chargements thermomécaniques équivalents utilisés dans le modèle 3D hybride. En effet, il est nécessaire de connaître les coefficients de frottement et de partage thermique en ZCS et en ZCP pour dimensionner les chargements équivalents.

- *Dispositif expérimental*

Il est maintenant généralement admis qu'un coefficient de frottement de Coulomb constant ne peut pas représenter le contact à l'interface outil/copeau/pièce. Dans le cadre de l'usinage des aciers, des conditions de coupe classiques conduisent à des conditions tribologiques extrêmes: des vitesses importantes (50-300 m/min), des hautes températures (jusqu'à 1000 °C) et des pressions élevées (jusqu'à 2 GPa) (Schmidt, *et al.*, 1949).

Les mesures expérimentales d'efforts de frottement et de flux de chaleur ont été réalisées sur un tribomètre spécialement mis au point pour ce genre d'application, c'est-à-dire pour travailler à des vitesses et des pressions significatives pour l'usinage. La trajectoire hélicoïdale du point de contact entre le pion de frottement et la pièce garantit une surface de frottement continuellement renouvelée (tribo-système ouvert). Entre chaque essai de frottement, la surface frottante de la barre est renouvelée par usinage et sa rugosité diminuée par toilage ($Ra \approx 0,1 \mu\text{m}$). Le tribomètre mesure en continu les efforts de frottement normaux et tangentiels ainsi que les flux de chaleur induits dans le pion (Figure 4-28). Le développement de ce tribomètre ainsi que sa mise en œuvre est entièrement décrite par Claudin (Claudin, *et al.*, 2010) et Zemzemi (Zemzemi, *et al.*, 2007).

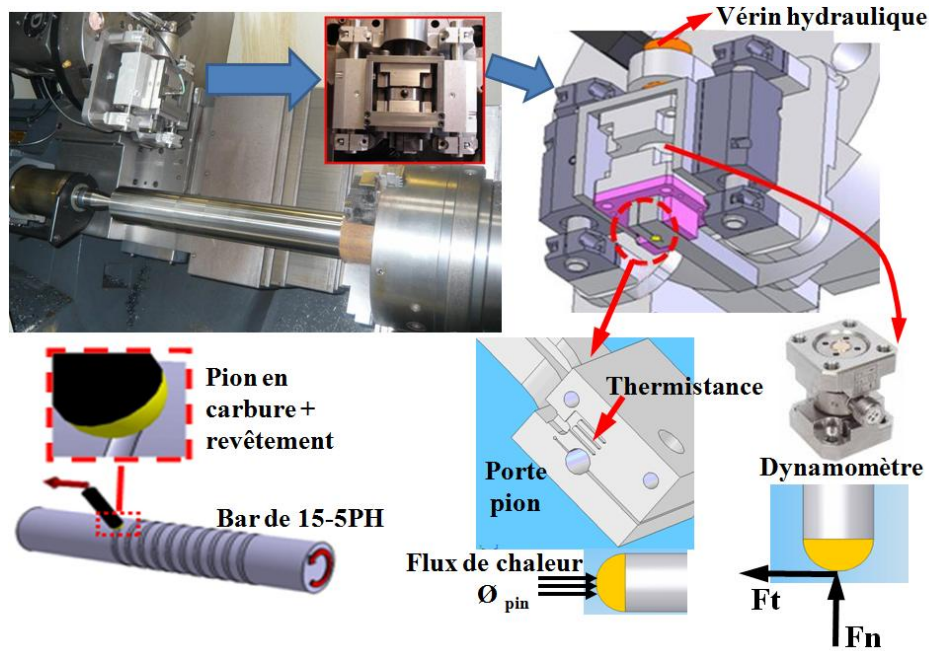


Figure 4-28 Dispositif expérimental de frottement.

On utilise une barre de 15-5PH en condition identique à celles utilisées pour les essais d'usinage (H1025, 35HRC). Les pions de frottement utilisés sont des cylindres avec une extrémité hémisphérique. Ils possèdent un diamètre de tête de 17 mm. Deux types de pions ont été utilisés correspondant aux analyses réalisées des plaquettes d'usinage du projet (Figure 4-26). Ainsi pour représenter fidèlement le contact plaquette/matière, on utilise :

- des pions en MP40 (carbure correspondant au substrat du 4215) et revêtus par MT-CVD (revêtement épais) de TiCN et d' Al_2O_3 .
- des pions en carbures H10F non-revêtus. Le carbure H10F est très proche du H13A.

Chaque essai de frottement dure environ 20 s et chaque condition de frottement a été reproduite trois fois.

Le pion de frottement est maintenu dans un porte pion instrumenté permettant de quantifier le flux de chaleur entrant dans le pion (Zemzemi, *et al.*, 2007). Il est possible de définir le coefficient de partage de chaleur Λ_3 comme le pourcentage de la chaleur transmis au pion par rapport à l'énergie de frottement totale (supposée entièrement transformée en chaleur).

$$\Lambda_3 = \frac{\Phi_{pion}}{\Phi_{totale}}$$

Équation 4-16

avec Φ_{pion} le flux de chaleur entrant dans le pion et Φ_{totale} l'énergie de frottement totale.

Le porte-pion est fixé sur un dynamomètre afin de mesurer l'effort normal F_n et l'effort tangentielle F_t (efforts macroscopiques). L'effort normal F_n est maintenu autour des 1000 N. Le coefficient de frottement apparent est donné par le rapport entre les efforts normal et tangentiel.

$$\mu_{app} = \frac{F_t}{F_n}$$

Équation 4-17

Le terme de coefficient de frottement «apparent» est utilisé car il diffère sensiblement du coefficient de frottement local. Les essais de rayage réalisés conduisent à la formation d'un sillon et de bourrelets latéraux. Ce constat oblige à dissocier les effets de labourage d'une part et les effets de frottement d'autre part. La méthode d'extraction du coefficient adhésif de frottement repose sur le principe de décomposition du frottement en une composante adhésive et une part de labourage. Le frottement apparent μ_{app} est la somme du frottement adhésif μ_{adh} et du labourage μ_{def} (Challen, *et al.*, 1979).

$$\mu_{app} = \frac{F_t}{F_n} = \mu_{adh} + \mu_{def}$$

Équation 4-18

où μ_{app} est le coefficient de frottement apparent, μ_{adh} est la part adhésion, et μ_{def} est la part la déformation.

Le but de la méthode mise au point par Bonnet (Bonnet, *et al.*, 2008) est donc de parvenir à exprimer la part adhésive du frottement en fonction de paramètres locaux tels que la température, la pression ou bien la vitesse de glissement. L'obtention d'un tel résultat nécessite deux étapes complémentaires :

- la mesure de données expérimentales issues des essais réalisés sur le tribomètre (effort normal, effort tangentiel, flux de chaleur transmis au pion).
- l'utilisation de ces données dans un modèle numérique afin d'extraire la part adhésive.

Le modèle de rayage implémenté sur ABAQUS Explicit® (Figure 4-29) permet d'extraire la part adhésive du frottement ainsi que le coefficient d'échange thermique lors d'une opération de rayage en fonction des paramètres locaux (pression locale, vitesse de glissement locale). Il s'agit d'un modèle A.L.E (Arbitrary Lagrangian-Eulerian Method). La pièce en 15-5PH est représentée par un massif eulérien tandis que le pion repose sur une formulation lagrangienne.

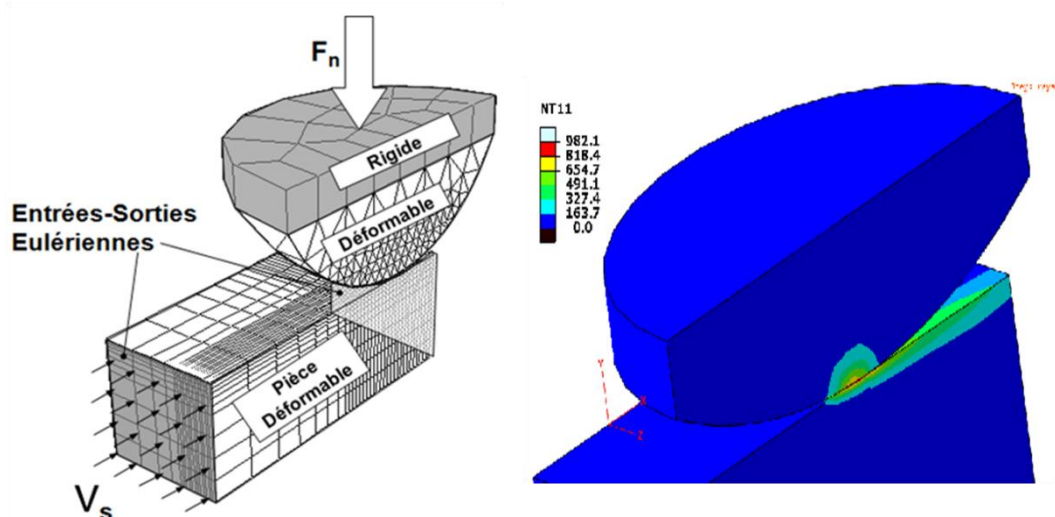


Figure 4-29 Modèle numérique de dépouillement des essais de frottement.

Afin de coller le plus possible à la réalité, le modèle de rayage doit intégrer les données issues des manipulations réalisées à l'aide du tribomètre. Ainsi trois grandeurs issues des essais

servent d'entrées au modèle numérique et permettent de calibrer les grandeurs de sorties (coefficient de frottement adhésif et coefficient d'échange thermique) :

- l'effort normal
- le coefficient de frottement macroscopique
- le flux de chaleur transmis au pion

Afin de rendre l'effort tangent le plus proche de la mesure, il est nécessaire d'itérer sur le coefficient de frottement adhésif. Le calage du coefficient macroscopique par l'intermédiaire du frottement adhésif nécessite plusieurs itérations. De même, afin de corrélérer avec la partie expérimentale, il faut déterminer quel est le coefficient de répartition du flux de chaleur entre la pièce et le pion.

- Résultats des essais de frottement

Évolution du coefficient de frottement local

Une loi de frottement en vitesse de glissement présente un certain nombre d'avantages quant à sa formulation et à son utilisation avec le modèle 3D hybride de prédiction des contraintes résiduelles. En traçant l'évolution du coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement locale (Figure 4-30), il apparaît une évolution décroissante. A basse vitesse (<50 m/min), les coefficients sont proches dans les deux configurations (carbure revêtu 4215 et non revêtu H13A) et passent de 0.75 à 0.4. Pour les hautes vitesses, le coefficient de frottement est plus bas pour le pion avec revêtement (Al_2O_3) que sans revêtement (différence d'environ 30%). A 300 m/min, le coefficient de frottement varie de 0.22 à 0.15.

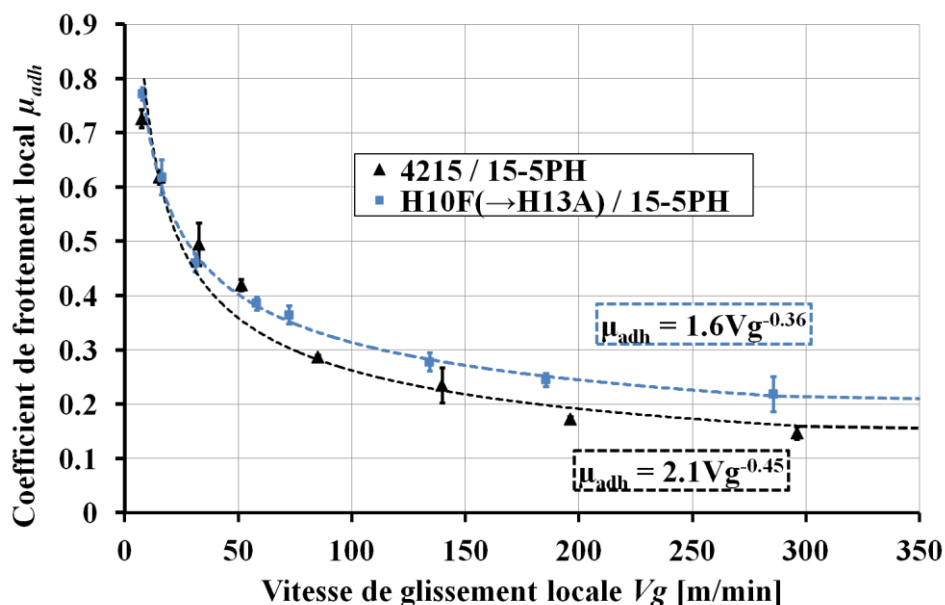


Figure 4-30 Évolution du coefficient de frottement local en fonction de la vitesse de glissement.

Le coefficient de frottement adhésif est représenté par les équations suivantes :

Carbure revêtu nuance 4215 :

$$\begin{aligned} \mu_{adh} &= 2.1 Vg^{-0.45} && \text{pour } 10 \text{ m/min} < Vg < 300 \text{ m/min} \\ \mu_{adh} &= 0.15 && \text{pour } Vg > 300 \text{ m/min} \end{aligned}$$

Carbure non-revêtu nuance H10F (→H13A) :

$$\begin{aligned} \mu_{adh} &= 1.6 Vg^{-0.36} && \text{pour } 10 \text{ m/min} < Vg < 300 \text{ m/min} \\ \mu_{adh} &= 0.22 && \text{pour } Vg > 300 \text{ m/min} \end{aligned}$$

Équation 4-19

Évolution du coefficient de partage thermique Λ_3

Le coefficient de partage thermique (représentant la part de chaleur entrant dans le pion par rapport au total de la chaleur générée par le frottement) diminue également avec la vitesse de glissement. L'écart entre les deux nuances est très important. Pour le pion non-revêtu, le pourcentage de chaleur partant dans le pion varie de 50% à 15%. Pour le pion revêtu $Al_2O_3/TiCN$ (sur 15 μm) seulement de 25% à 8% de la chaleur générée est dirigée vers le pion. L'écart entre les différents pions est plus important à basse vitesse.

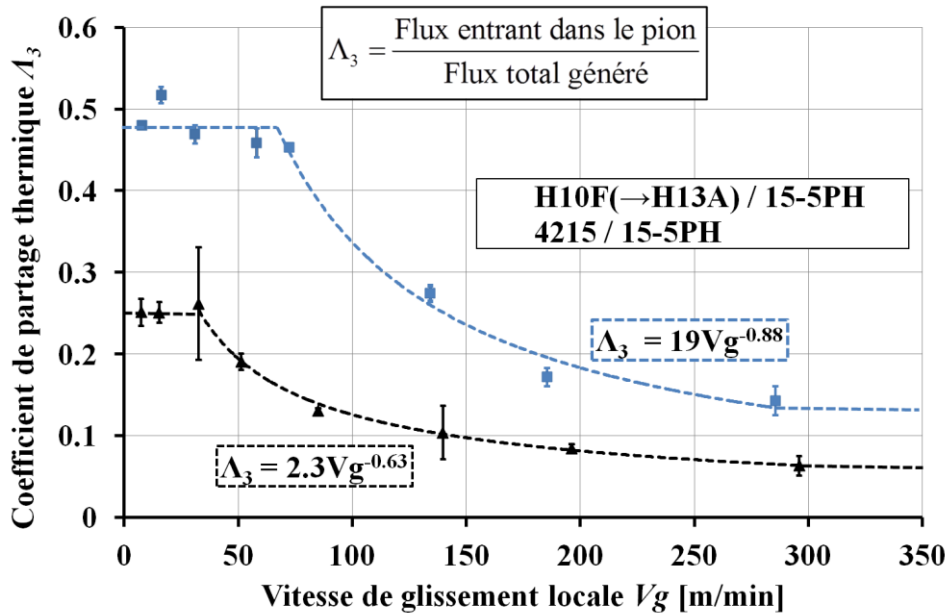


Figure 4-31 Évolution du coefficient de partage thermique en fonction de la vitesse de glissement.

Le coefficient de partage de chaleur est représenté par les équations suivantes :

Carbure revêtu nuance 4215 :

$$\begin{aligned} \Lambda_3 &= 0.25 && \text{pour } Vg < 25 \text{ m/min} \\ \Lambda_3 &= 2.3 Vg^{-0.63} && \text{pour } 25 \text{ m/min} < Vg < 300 \text{ m/min} \\ \Lambda_3 &= 0.08 && \text{pour } Vg > 300 \text{ m/min} \end{aligned}$$

Carbure non-revêtu nuance H10F (→H13A) :

$$\begin{aligned} \Lambda_3 &= 0.47 && \text{pour } Vg < 75 \text{ m/min} \\ \Lambda_3 &= 19.Vg^{-0.88} && \text{pour } 75 \text{ m/min} < Vg < 300 \text{ m/min} \\ \Lambda_3 &= 0.15 && \text{pour } Vg > 300 \text{ m/min} \end{aligned}$$

4.2.2.3 Essais de coupe orthogonale

- Procédure expérimentale

L'objectif de cette série d'essais de coupe orthogonale est de quantifier (en partie) les chargements thermomécaniques équivalents utilisés dans le modèle de tournage 3D hybride. Les essais de coupe orthogonale permettent de maîtriser l'épaisseur de la matière usinée (=l'avance en coupe orthogonale), les angles de l'outil et les directions d'efforts. A partir de ces essais, on peut mesurer plusieurs paramètres essentiels pour la localisation et la quantification des chargements comme décrit précédemment:

- les efforts d'usinage : effort d'avance (F_f) et efforts de coupe (F_c)
- l'épaisseur moyenne du copeau (à comparer avec l'avance) : β
- la longueur de contact en dépouille entre l'outil et la pièce usinée : α

Les essais de coupe orthogonale ont été réalisés en usinant en plongée des disques de 15-5PH d'épaisseur 3 mm (Figure 4-32).

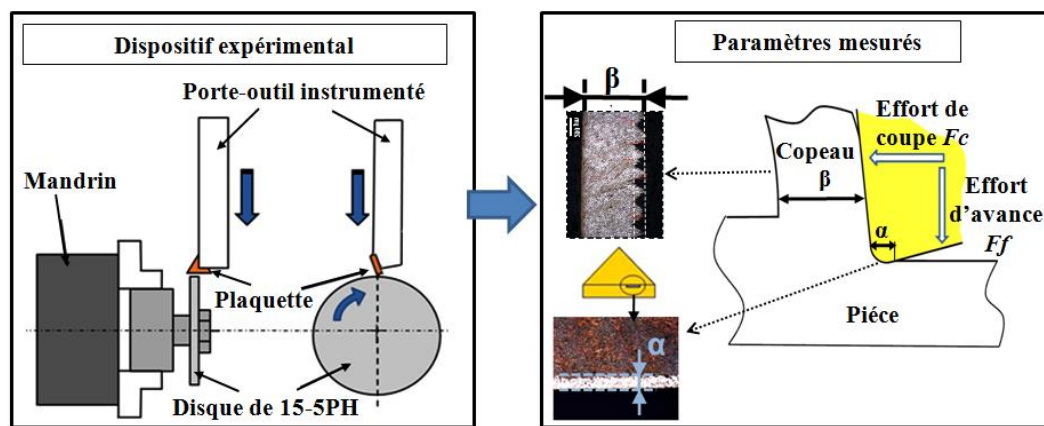


Figure 4-32 Dispositif de coupe orthogonale et grandeurs mesurées.

Toujours dans un souci de cohérence entre l'opération de chariotage industrielle référence et les essais préliminaires permettant de construire le modèle numérique, la mise en place des plaquettes, et donc les valeurs des angles de coupe et de dépouille, ont été respectées (en utilisant un porte-plaquette conçu spécialement). De plus, les plaquettes utilisées en coupe orthogonale ont une géométrie d'arête de coupe et des nuances identiques à celles utilisées en tournage longitudinal. Ainsi, on peut répertorier les plaquettes utilisées en coupe orthogonale:

- Cohérence avec **les cas d'étude référence, 1 (variation de V_c), 2 (variation de f), 4 (absence de lubrification)** : plaquette TNMG 15 06 08 QM en nuance 4215. Il s'agit donc de plaquettes triangulaires mais possédant bien une géométrie de brise-copeau QM et une nuance carbure revêtu 4215.

- Cohérence avec **le cas d'étude 5 (changement de nuance de plaquette)** : plaquette TNMG 15 06 08 QM en nuance H13A. La géométrie de la plaquette est identique, seule la nuance est différente (H13A : carbure non revêtu).

- Cohérence avec **le cas d'étude 3 (outil usé)** : plaquette TNMG 15 06 08 QM en nuance 4215 avec une usure maîtrisée. Pour réaliser ces essais de coupe orthogonale « outil usé », la face de dépouille des plaquettes a été volontairement pré-usée afin de recréer une longueur de contact en dépouille plus importante ($V_b=0.1$ à 0.25 mm). Cette usure « contrôlée » a été faite sur une

polisseuse métallurgique en respectant la mise en position de la plaquette en usinage dans son porte-plaquette (angle de coupe/angle de dépouille). Partant d'un outil neuf, on obtient un outil présentant une longueur de contact en dépouille plus importante (Figure 4-33). On peut noter alors que le rayon d'acuité d'arête est fortement diminué. Pour recréer un rayon d'arête cohérent avec celui des plaquettes neuves ($R\beta \approx 56 \mu\text{m}$), un léger sablage de l'arête de coupe est effectué.

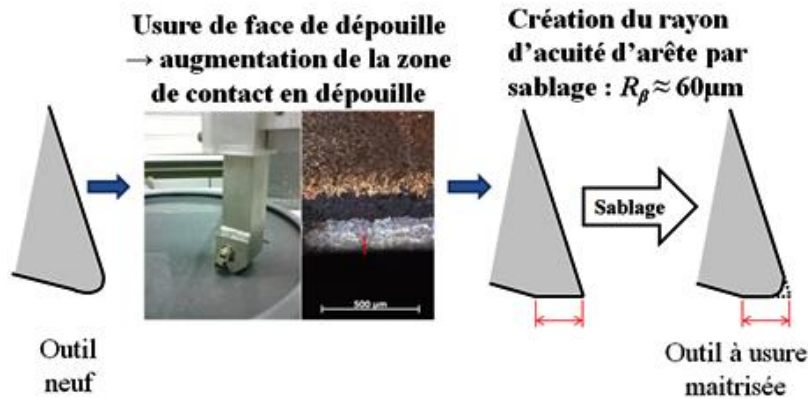


Figure 4-33 Création de plaquettes à usure maîtrisée pour les essais de coupe orthogonale.

Les essais ont été réalisés sur des plages de vitesse de coupe et d'avance importantes en lien avec les conditions de coupe testées avec le modèle 3D hybride :

- f allant de 0.05 à 0.25 mm/tr
- V_c allant de 50 à 250 mm/min

Les essais durent alors entre 6 s et 30 s en fonction de V_c et f . L'effort de coupe F_c (direction de la vitesse de coupe) et l'effort d'avance F_f (direction radiale) ont été mesurés à l'aide d'un dynamomètre piézo-électrique. Pour chaque configuration, les essais ont été reproduits trois fois avec des écarts inférieurs à 5%.

La mesure des épaisseurs de copeau a été réalisée au microscope après revêtement et polissage. La difficulté principale réside dans la notion d'épaisseur de copeau lorsque ce dernier est très festonné (ce qui est le cas uniquement pour les grandes avances). On retient alors une valeur moyenne calculée à partir des épaisseurs « pic » et « creux ».

- Résultats des essais de coupe orthogonale

On s'intéresse aux variations de quatre paramètres de sortie (F_f , F_c , épaisseur du copeau β , longueur de contact en dépouille α) en fonction de cinq variables d'entrée (f , V_c , usure en dépouille V_b , nuance de la plaquette 4215 ou H13A, lubrification).

Les facteurs d'influence ont été déterminés à partir de la méthode d'analyse de la variance basée sur le test de Mann et Whitney (petit nombre d'échantillons indépendants). Ainsi, à partir d'une série d'essais, on peut déterminer et justifier de l'influence des variables d'entrée sur les grandeurs mesurées en sortie. Il ressort de cette analyse :

- l'épaisseur du copeau n'est influencée que par la valeur de l'avance f (Figure 4-34).
- les efforts F_f et F_c sont influencés par la valeur de l'avance f , de l'usure V_b , de la vitesse de coupe V_c et du type de nuance (Figure 4-35). On remarquera entre autre que la lubrification n'a pas d'influence significative sur les valeurs des efforts. Le lubrifiant ne reste pas dans le contact (comme l'a montré Claudin (Claudin, *et al.*, 2010)). De plus, on notera que l'effort d'avance est beaucoup plus sensible aux variations de ces paramètres (excepté l'avance f) que

l'effort de coupe. Enfin, la sensibilité des efforts d'usinage au changement de nuance d'outil (4215/H13A) peut se justifier d'une part, par des changements de propriétés tribologiques mais aussi, et surtout, à cause d'une différence au niveau de l'acuité d'arête. En effet, on a constaté que, pour la même géométrie annoncée (QM), les plaquettes H13A ont un rayon d'acuité d'arête de $R\beta \approx 34 \mu\text{m}$ tandis que les plaquettes 4215 ont un rayon de $R\beta \approx 56 \mu\text{m}$ (cet écart est dû à l'épaisseur du revêtement rajouté).

- la longueur de contact en dépouille α dépend uniquement du type de nuance H13A/4215 (différence d'acuité d'arête) et bien sûr de l'usure en dépouille V_b . La longueur de contact en dépouille est établie à $\alpha = 75 \mu\text{m}$ pour les outils en nuance 4215 et à $\alpha = 100 \mu\text{m}$ pour les outils en nuance H13A.

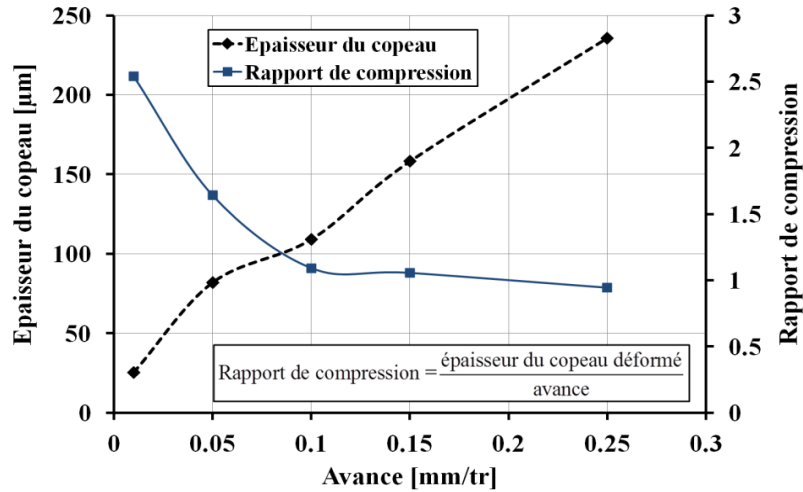


Figure 4-34 Sensibilité de l'épaisseur moyenne du copeau à la variation de l'avance.

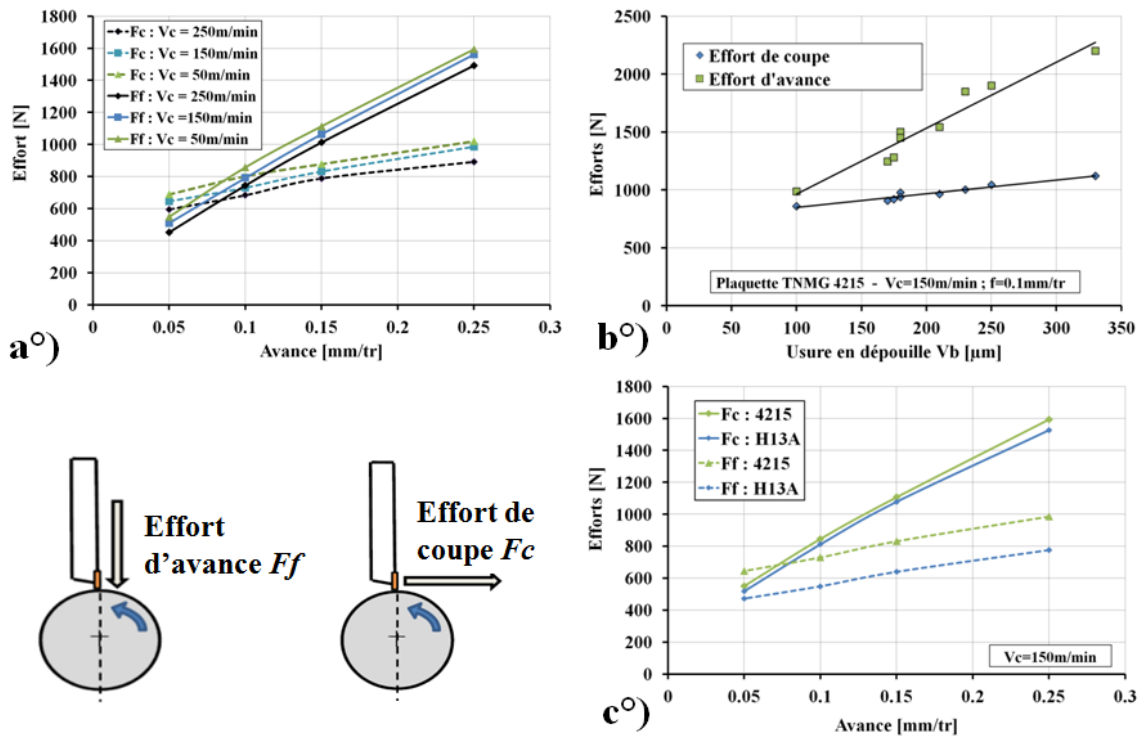


Figure 4-35 Sensibilité des efforts d'usinage (coupe et avance) aux conditions de coupe : a. Avance et vitesse de coupe, b. Usure en dépouille, c Nuance de l'outil.

4.2.2.4 Bilan sur les essais préliminaires de dimensionnement des chargements

Un nombre important d'essais de coupe orthogonal et de frottement a permis d'obtenir les paramètres nécessaires à la calibration des chargements thermomécaniques équivalents utilisés par le modèle de tournage 3D hybride et représentatifs de l'impact de l'usinage sur la surface de la pièce. De plus, de nombreuses variations des conditions de coupe ont été prises en compte. La prochaine étape consiste donc à rassembler ces informations et à quantifier les chargements thermomécaniques suivant la méthode décrite afin de faire le lien entre les variations des conditions de coupe et les variations des chargements subis par la surface usinée.

4.2.3 Sensibilité des chargements thermomécaniques d'usinage aux variations des conditions de coupe


À partir des paramètres mesurés lors des essais de coupe orthogonale et de frottement, on applique la méthode du modèle hybride décrite précédemment pour quantifier les chargements thermomécaniques équivalents et leurs sensibilités aux conditions d'usinage.

L'étude de la sensibilité des chargements équivalents se fera de façon qualitative en comparant le cas référence ($V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm, $a_p=0.6$ mm, nuance 4215, sous lubrification) aux six cas d'étude définis. Les valeurs chiffrées des paramètres du modèle sont présentées en annexe 5.

On présentera cette étude de sensibilité sur deux niveaux :

- *Niveau 1* : sensibilité des grandeurs physiques (mesurables) aux conditions de coupe. On s'intéressa alors au coefficient de frottement, au coefficient de répartition thermique, aux efforts de coupe, au coefficient de convection avec l'ambient et aux longueurs de contact.
- *Niveau 2* : sensibilité des chargements thermomécaniques équivalents (forme et intensité) aux conditions de coupe. On s'intéressa alors à l'intensité mécanique des chargements (valeur des pressions normales et des contraintes tangentielles appliquées en *ZCT* et *ZCP*), à l'intensité mécanique des chargements (valeur des flux de chaleur appliqués en *ZCT* et *ZCP*), à la dimension de la zone d'application des chargements et au taux de recouvrement des passes.

<i>Niveau 1 :</i>	Coeff. de frottement pièce/outil μ	Coeff. de répartition thermique A_3	Coeff. de convection avec l'ambient	Efforts d'usinage F_f et F_c	Long. de contact en dépouille α
<u>Cas 1 :</u> augmentation de la vitesse de coupe V_c	↓	↓	-	↓	-
<u>Cas 2 :</u> augmentation de l'avance f	↓	-	-	↑	-
<u>Cas 3 :</u> usinage avec un outil usé	↑	↑	-	↑	↑
<u>Cas 4 :</u> Suppression de la lubrification	-	-	↓	-	-
<u>Cas 5 :</u> usinage avec une nuance différente (H13A)	↑	↑	-	↓	↑
<u>Cas 5 (bis) :</u> usinage avec une plaquette ronde	-	-	-	↑	-

<i>Niveau 2 :</i>	Intensité thermique	Intensité mécanique	Dimension des chargements	Taux de recouvrement des passes	Commentaires
<u>Cas 1 :</u> augmentation de la vitesse de coupe V_c	↑	↓	-	-	Le temps d'exposition aux chargements diminue aussi.
<u>Cas 2 :</u> augmentation de l'avance f	↑	↑	-	↓	
<u>Cas 3 :</u> usinage avec un outil usé	↓	↓	↑	-	
<u>Cas 4 :</u> Suppression de la lubrification		-	-	-	La chaleur n'est plus évacuée en partie par le fluide de coupe.
<u>Cas 5 :</u> usinage avec une nuance différente (H13A)	↓	↓	↑	-	
<u>Cas 5 (bis) :</u> usinage avec une plaquette ronde	↓	↓	↑	↑	

On remarquera la complexité d'évaluer l'influence d'un paramètre de coupe sur les chargements thermomécaniques subis par la surface usinée et donc son influence sur les contraintes résiduelles notamment. Ainsi, si on s'intéresse à l'influence de l'avance : la section du copeau augmente ce qui entraîne une augmentation de l'intensité des chargements thermiques mais aussi mécaniques. Ces deux paramètres tendent à avoir un effet contraire sur le niveau de contraintes résiduelles. De plus, le taux de recouvrement est directement modifié. Il est donc très difficile de conclure et seul le résultat de la simulation de tournage complète permet de prédire l'influence de l'avance.

Un autre exemple est celui de l'usure. L'usure de l'outil tend à augmenter les efforts d'usinage que l'on pourrait mesurer au niveau macroscopique. Mais dans le même temps, la zone de contact en dépouille augmente fortement (usure en dépouille). Les coefficients de frottement et de répartition de chaleur sont aussi modifiés. Au final, les densités de flux de chaleur et les pressions subies par la surface sont plus faibles avec l'outil usé qu'avec l'outil neuf. Par contre, la durée d'application du chargement (et donc de la chauffe par exemple) est plus longue.

Ce type de constatation peut-être faite pour les autres paramètres étudiés. Les influences sont souvent croisées et multiples ce qui explique que la démarche doit être menée dans son ensemble (jusqu'à la simulation du tournage) pour pouvoir conclure sur le rôle d'un paramètre de coupe.

4.3 Campagne expérimentale de tournage finition du 15-5PH

Une campagne expérimentale de chariotage du 15-5PH a été réalisée dans des conditions similaires à l'opération industrielle étudiée (présentée paragraphe 4.2.2.1). Des variations des paramètres de coupe ont également été opérées afin de représenter les cas d'études évoqués (variation de la vitesse de coupe, variation de l'avance, usinage avec un outil usé, absence de lubrification, plaquette de coupe différente). L'objectif de cette série d'essais de tournage longitudinal est double :

-étudier l'intégrité de surface obtenue après l'opération de tournage (rugosité, microstructure,...)

-fournir une base de comparaison pour les résultats du modèle d'usinage 3D hybride (en particulier au niveau des contraintes résiduelles)

Ainsi, les plages de paramètres testées sont les suivantes :

- **Vitesse de coupe** : $V_c = [50 \text{ à } 250] \text{ m/min}$
- **Avance** : $f = [0.1 \text{ à } 0.3] \text{ mm/tr}$
- **Usure V_b** = [Neuf à 0.25] mm. L'usure des plaquettes a été réalisée en faisant travailler les plaquettes dans les conditions de l'opération étudiée. Une usure en dépouille de 0.25 mm correspond à 27 min de tournage ($V_c=150\text{m/min}$, $f=0.18 \text{ mm/tr}$).
- **Lubrification** sous huile soluble (concentration 5%) ou absence de lubrification.
- **Plaquettes** : DNMG 15 06 12 QM nuance 4215 ou H13A et plaquette ronde Rayon=4.5mm en nuance 4215 QM.
- **Profondeur de passe** fixée à $a_p = 0.6 \text{ mm}$

Les essais ont été conduits sur un tour à commande numérique. Sur un cylindre de 15-5PH (H1025) de diamètre 150 mm, chaque condition de chariotage a été appliquée sur une zone de longueur 27 mm délimitée par une rainure (Figure 4-36). Chaque condition a été répétée trois

fois sur chaque tronçon (3 passes = épaisseur enlevée de 2.4 mm) afin de supprimer l'influence des usinages précédents. En fonction de V_c et de f , les essais durent entre 20 et 60s.

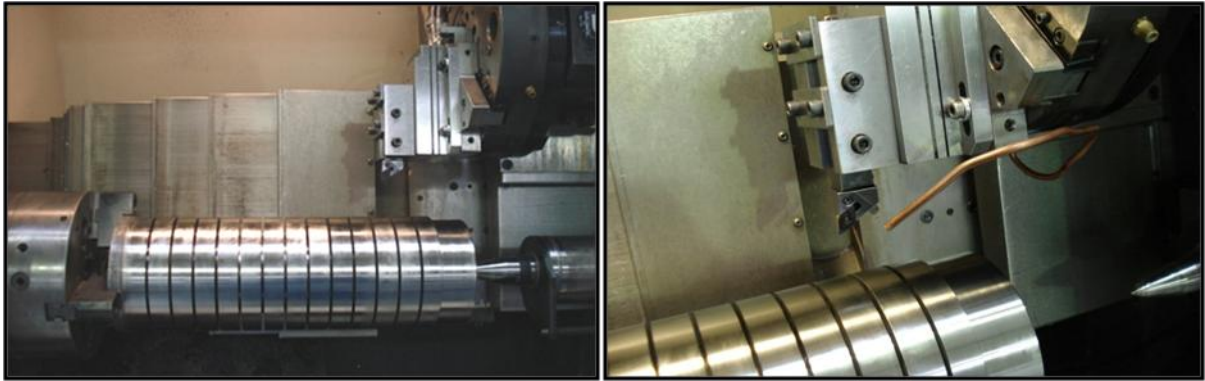


Figure 4-36 Configuration des essais de tournage.

4.3.1 Étude des efforts de coupe et de la rugosité

- Efforts de coupe

Les efforts de coupe dans les trois directions ont été mesurés à l'aide d'un dynamomètre piézoélectrique Kistler. Les conclusions sont identiques à celles des essais de coupe orthogonale présentées en détail au paragraphe 4.2.2.3.

Ainsi, on peut retrouver le fait que les efforts sont influencés par la valeur de l'avance f (section du copeau), de l'usure V_b (longueur de contact en dépouille), de la vitesse de coupe V_c (variation des propriétés tribologiques et mécaniques du matériau) et par le type de nuance (variation des propriétés tribologiques et du rayon d'acuité d'arête). La lubrification n'a pas d'influence significative sur les valeurs d'effort (le lubrifiant n'est pas présent dans le contact (Claudin, *et al.*, 2010)).

On peut ajouter que la pression spécifique de coupe k_c ($k_c = F_c/(f \cdot a_p)$) est relativement constante entre les essais aux alentours de 3350 MPa (cohérent avec le matériau (Barlier, *et al.*, 1992)).

- Rugosité

Des mesures de rugosité ont été réalisées sur les échantillons chariotés à l'aide d'un perthomètre tactile Mahr. Les mesures ont été faites dans la direction axiale (direction d'avance de l'outil) et ont été répétées trois fois par échantillons (différentes zones). Les profils obtenus sont typiques d'une rugosité de tournage avec un enchainement de pic et de creux correspondant aux passages de l'outil (Figure 4-37).

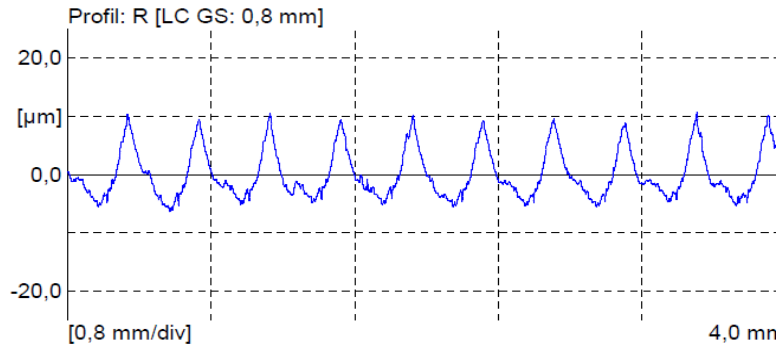


Figure 4-37 Exemple de profil mesuré.

Globalement, les rugosités moyennes obtenues (Ra) sont conformes aux prévisions données par la formule :

$$Ra = \frac{f^2}{18\sqrt{3}R_c}$$

Équation 4-20

Les conditions sévères ($V_c=250\text{m/min}$ et absence de lub) dégradent les critères de rugosité (passage d'une rugosité $Ra=1\ \mu\text{m}$ à $Ra=1.8\ \mu\text{m}$ pour les conditions références). Il n'y a pas d'influence notable du changement de nuance d'outil (4215 / H13A).

V_c [m/min]	f [mm/tr]	a_p [mm]	Lub.	Nuance DNMG	Ra mesurée [μm]	Ra théorique [μm]	Écart : $Ra_{\text{mesurée}} / Ra_{\text{théorique}}$
150	0.18	0.6	OUI	4215	1.08	0.87	28%
250	0.18	0.6	OUI	4215	0.82	0.87	11%
150	0.3	0.6	OUI	4215	3.86	4.28	15%
150	0.18	0.6	NON	4215	0.89	0.87	3%
150	0.18	0.6	OUI	H13A	0.86	0.87	9%
50	0.18	0.6	OUI	4215	1.06	0.87	28%
250	0.18	0.6	NON	4215	1.26	0.87	41%
250	0.3	0.6	NON	4215	4.27	4.28	6%
250	0.3	0.6	NON	H13A	5.60	4.28	28%

Tableau 4-3 Comparaisons des valeurs de la rugosité Ra mesurée et théorique pour diverses conditions de coupe.

4.3.2 Étude des micrographies de surface

L'étude de l'intégrité des surfaces usinées passe nécessairement par l'étude de leurs microstructures. Des micrographies ont donc été réalisées à partir des surfaces chariotées.

Les échantillons ont été découpés au disque sous lubrification très abondante puis revêtus (tronçonneuse métallurgique afin de limiter les échauffements). La première étape de polissage a été volontairement prolongée afin de supprimer toute couche de matière potentiellement affectée

par la découpe (suppression d'une épaisseur supérieure à 1 mm). Le polissage s'est ensuite prolongé jusqu'au « poli miroir » (alumine de $0.05 \mu\text{m}$). L'attaque chimique a été réalisée à l'ASTM24, spécial pour les inox martensitiques. Les images ont été faites au microscope optique (grossissement jusqu'à 100x) pour toutes les configurations d'essais.

Sur les micrographies obtenues, on remarque systématiquement l'apparition d'une couche de surface présentant une microstructure totalement différente de celle d'origine du 15-5PH (que l'on retrouve en profondeur, Figure 4-38).

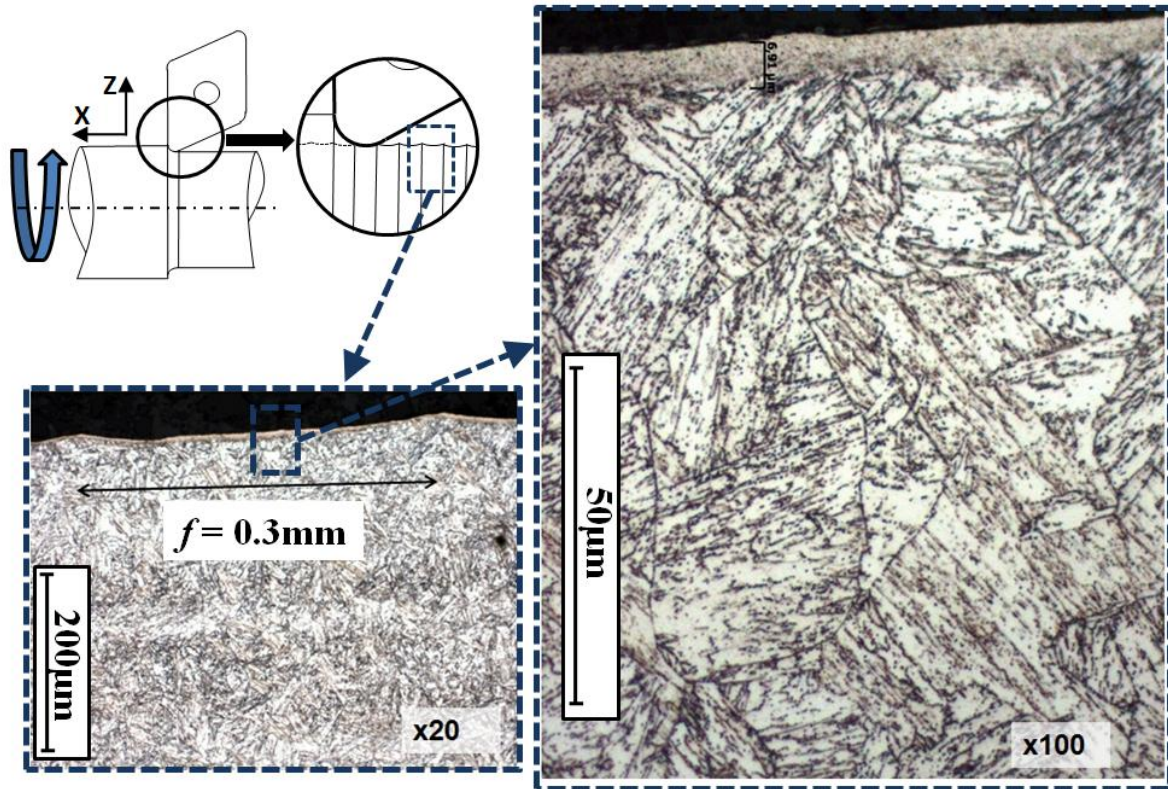


Figure 4-38 Mise en évidence de la couche modifiée de surface après une opération de tournage ($V_c=150 \text{ m/min}$, $f=0.3 \text{ mm/tr}$, $a_p=0.6 \text{ mm}$, sous lubrification).

La microstructure de la couche de surface est beaucoup plus fine que le matériau de base et devient indiscernable au microscope optique. Si l'on observe la couche dans un plan normal à la vitesse de coupe, la transition entre la couche de surface et la microstructure d'origine semble quasiment instantanée (Figure 4-39, a). Dans un plan normal à la vitesse d'avance, on voit clairement apparaître la déformation des lattes de martensite dans la direction de la vitesse de coupe. Ces lattes déformées deviennent imperceptibles et disparaissent au niveau de la couche modifiée de surface. On notera également qu'aucune couche « sombre » n'apparaît pas sous cette couche blanche de surface comme a pu le constater Ramesh (Ramesh, *et al.*, 2005) lors du tournage dur de l'acier AISI 52100.

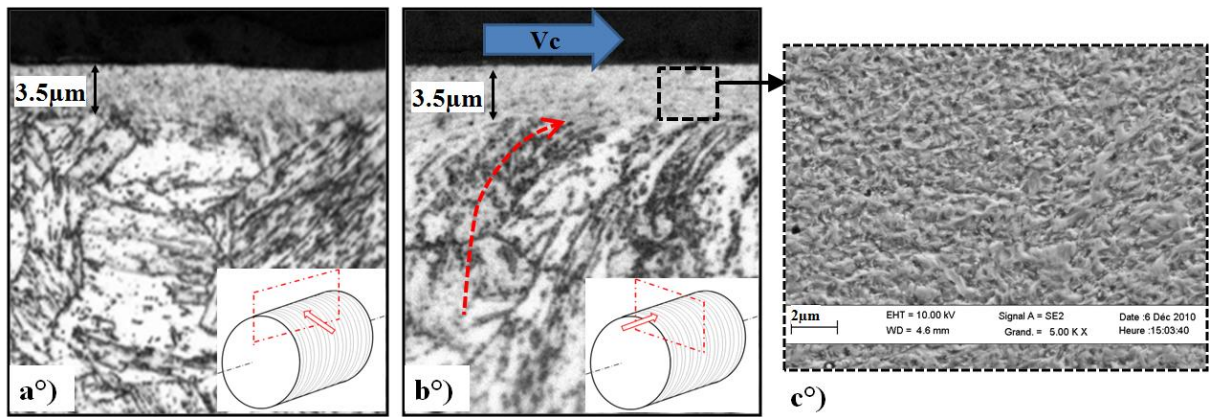


Figure 4-39 Visualisation de la couche de surface dans des plans normaux (a) à la vitesse de coupe, (b) la vitesse d'avance ou (c) au MEB ($V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sous lubrification).

Finalement, seule l'utilisation d'imagerie EBSD permet d'accéder à la structure de la couche de surface. La Figure 4-40, réalisée par Vincent Chomienne (LTDS/MATEIS), révèle alors une microstructure composée de grains largement submicroniques (diamètre d'environ 200 nm). Les grains en extrême surface présentent majoritairement une microstructure équiaxe typique d'une microstructure issue des phénomènes de recristallisation dynamique ((Bao, *et al.*, 2005), (Montheillet, 2009)). Les grains plus en profondeur ont un diamètre de l'ordre du micromètre et sont de formes beaucoup plus allongées.

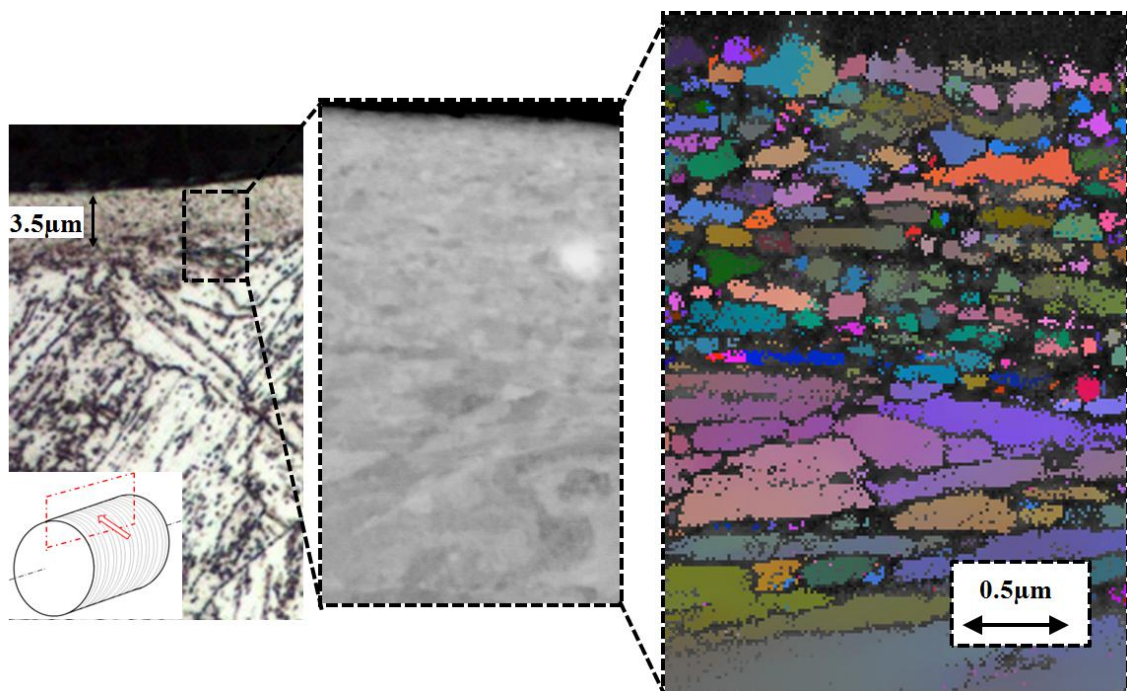


Figure 4-40. Micrographie EBSD de la couche modifiée en surface ($V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sous lubrification).

On peut s'intéresser aux variations de l'épaisseur de cette couche modifiée de surface en fonction des paramètres d'usinage. En utilisant un plan d'expérience simple, on peut extraire une relation entre l'épaisseur de la couche de surface mesurée et les variations des paramètres de coupe :

$$\text{Épaisseur de la couche} = 3.7 + 1.5[f] - 0.5[\text{Nuance}] - 0.2[Vc] - 0.2[\text{Lub.}]$$

Équation 4-21

avec

Valeur du paramètre		Vc [m.min ⁻¹]	f [mm.rev ⁻¹]	Nuance plaquette	Lubrification
+1	si	250	0.4	4215	Huile soluble
-1	si	150	0.18	H13A	A sec

À première vue, l'avance semble être le paramètre le plus influent. L'augmentation de la section du copeau conduit à une augmentation des chargements mécaniques subis par la surface (Valiorgue, *et al.*, 2012). La nuance de la plaquette (passage du 4215 au H13A non revêtu) joue également un rôle sur l'épaisseur. Plusieurs explications peuvent être avancées : le changement de propriétés tribologiques (qui conduit à un frottement plus intense) mais aussi le changement de rayon d'acuité d'arête (56 μm pour le 4215 à 34 μm pour le H13A)

Les influences de la vitesse de coupe et de la présence de la lubrification semblent plus faibles. On peut supposer que l'aspect thermique (largement influencé par ces paramètres) joue un rôle plus faible que l'aspect mécanique sur l'apparition de cette couche modifiée de surface.

On peut terminer l'analyse de la microstructure de surface obtenue en tournage par des mesures de nano-dureté. L'objectif de ces mesures est d'obtenir des informations sur les propriétés mécaniques de la couche de surface. Les essais de nanoindentation ont été réalisés (en collaboration avec Sophie Pavan et de Guillaume Kermouche du LTDS/ECL) dans différentes directions (normale ou tangentielle à la surface) pour plusieurs essais présentant des couches de surface très épaisses (essais avec des outils très usés entre autres). Les conditions des essais étaient les suivantes :

- charge max: 200 mN à 450 mN
- indenteur type Berkovich
- chaque condition est répétée au moins 10 fois (dans une zone différente)

Les indents obtenus ont une taille d'environ 7,5 à 10 μm (Figure 4-41).

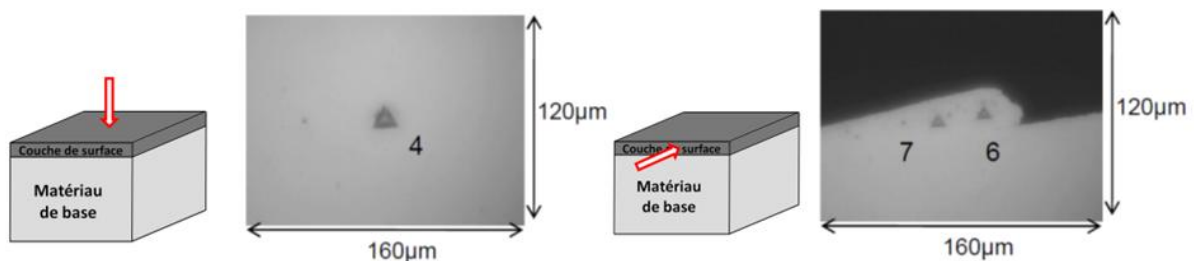


Figure 4-41. Exemples d'indents obtenus dans la direction normale ou tangentielle à la couche de surface

Les résultats montrent clairement une dureté beaucoup plus élevée dans la couche de surface (4,1 GPa dans la direction normale ou tangentielle) que dans le matériau d'origine (3,4 GPa).

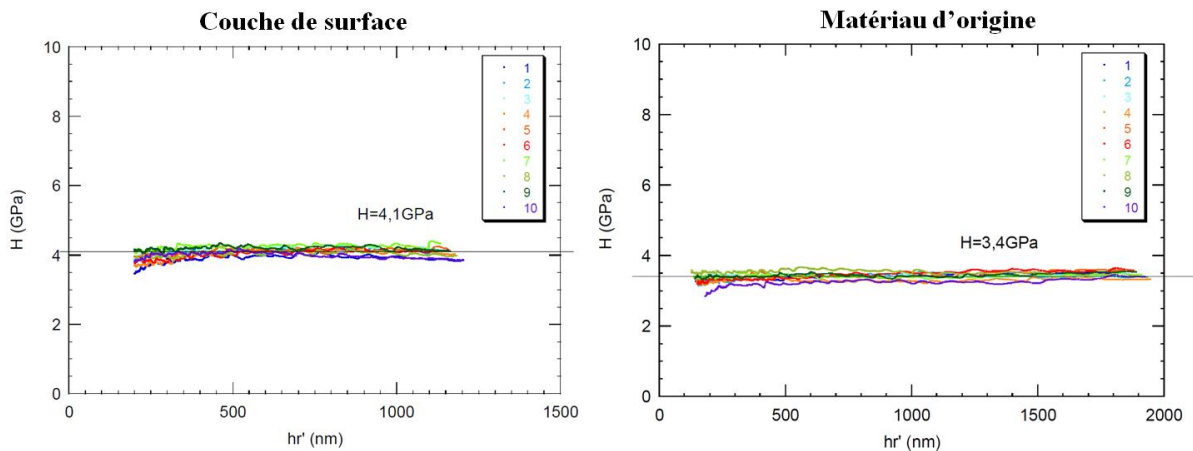


Figure 4-42 Mesures de dureté par nanoindentation dans la couche de surface en comparaison aux mesures dans le matériau d'origine.

En revanche l'étude du module d'élasticité ne montre aucune variation significative entre la couche de surface et le matériau à cœur. Une valeur de 220 GPa est mesurée dans les deux cas (Figure 4-43).

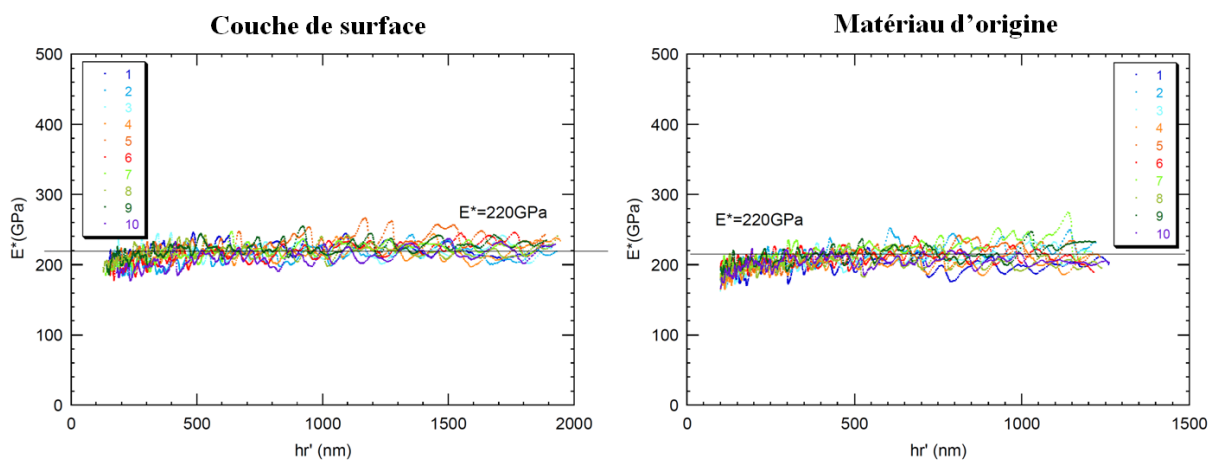


Figure 4-43 Mesures du module d'élasticité par nanoindentation dans la couche de surface en comparaison aux mesures dans le matériau d'origine.

4.3.3 Conclusions sur la campagne d'essais de chariotage

Ces essais de chariotage nous ont permis d'établir une base de travail pour la suite de l'étude. L'analyse des efforts de coupe n'a pas montré d'originalité particulière par rapport aux variations classiques des efforts en chariotage. La pression spécifique de coupe est cohérente avec les pressions de coupe de ce type d'acier martensitique. L'influence négligeable de la lubrification sur les efforts peut apparaître comme surprenante même si elle se justifie par une non-pénétration du fluide de coupe dans le contact outil/pièce (comme l'a montré Claudin (Claudin, *et al.*, 2010)). L'augmentation de l'avance conduit à une augmentation de l'effort de

coupe à travers l'augmentation de la section du copeau. On peut ajouter que le changement d'outil 4215 vers H13A entraîne des variations d'efforts. Ces écarts s'expliquent principalement par une différence d'acuité d'arête (même si une différence de coefficient de frottement peut également être avancée).

Les micrographies ont révélé la présence systématique d'une couche de surface à la microstructure très fine et particulière dont l'épaisseur varie selon les essais. Des micrographies EBSD ont permis de révéler une microstructure composée de grains submicroniques (diamètre de l'ordre de la centaine de nanomètre) et équiaxes. On est donc bien en présence de recristallisation dynamique. L'origine de cette couche est due principalement à des phénomènes mécaniques. Les mesures de dureté ont révélé une dureté élevée (=grand nombre de dislocations) mais un module d'élasticité inchangé par rapport au matériau de base (=même arrangement atomique).

4.4 Application du modèle d'austénitisation

4.4.1 Résultats numériques

Le 15-5PH est un acier martensitique susceptible de subir une transformation austénitique durant la chauffe. L'étude de ce type de transformation et des cinétiques associées a été réalisée lors du chapitre 2. Un modèle d'austénitisation a ainsi été calibré et implémenté sous Sysweld[®]. Il ressort de cette étude que la transformation austénitique est très dépendante des cinétiques thermiques (même pour les vitesses de chauffe les plus élevées).

Par ailleurs, un modèle d'usinage permettant de simuler une opération de tournage finition a été développé. Les chargements équivalents thermiques et mécaniques utilisés par ce modèle pour simuler l'impact de l'usinage ont été quantifiés pour différentes conditions de coupe.

On peut alors réaliser une simulation de tournage en prenant en compte une éventuelle transformation austénitique. Les paramètres du modèle sont les suivants :

- la loi de comportement décrite au chapitre 3
- les conditions de coupe sévères : $V_c = 250$ m/min, $f = 0.18$ mm/tr, $a_p = 0.6$ mm plaquette en carbure revêtu DNMG 150612 4215 QM, absence de lubrification
- cinq passages de l'outil de coupe (cinq tours de la pièce simulés)
- le matériau d'origine présente une structure 100% martensitique

Après calcul, on s'intéresse au taux d'austénite maximum formée pendant l'usinage. Le résultat de cette simulation de tournage montre que moins de 0.5% d'austénite a été formée malgré une température maximum atteinte très élevée.

Pour expliquer ce résultat, il est intéressant d'extraire le cycle thermique subi par un point de la surface durant l'usinage. On présente alors les courbes température-temps extraites de la simulation du tournage (Figure 4-44). Dans un premier, on remarque que la matière subit plusieurs cycles de chauffe refroidissement dus aux différents passages de l'outil (aspect cyclique du tournage). Par ailleurs, si on s'intéresse au passage ayant conduit à la température maximale atteinte (passage de l'outil à la verticale de la zone étudiée), on remarque que le gradient de température dans la profondeur est extrêmement sévère. Ainsi, la température maximum atteinte en surface est de 960 °C tandis que 60 µm sous la surface, la température n'a pas dépassé les 200 °C (Figure 4-44, a). De plus, la vitesse de chauffe est de 4.6×10^6 °C/s et la vitesse de refroidissement est de -2.5×10^6 °C/s (Figure 4-44, b). Ces valeurs sont cohérentes avec les valeurs prédites par Poulachon (Poulachon, 1999) et Chou (Chou, 2002).

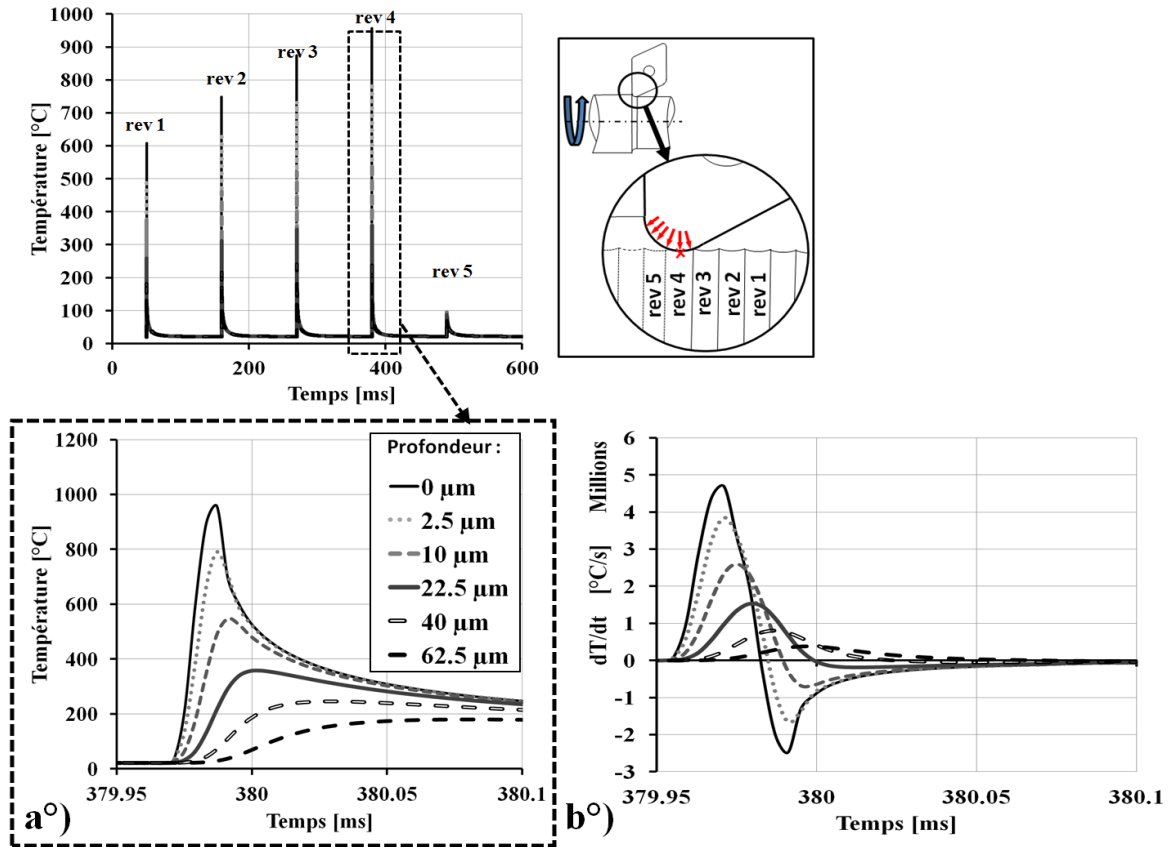


Figure 4-44 Cycle thermique extrait d'une simulation de tournage en fonction du temps et de la profondeur : a°) Température-Temps, b°) Cinétique thermique-Temps ($V_c=250$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sans lubrification).

Premièrement, il est important de rappeler que la température de début d'austénitisation $Ac1$ est de 642 °C pour des vitesses de chauffe très faibles. La température maximale prédite durant la simulation de tournage est de 960 °C, soit 318 °C de plus que la température $Ac1$. Cette conclusion indique que la transformation austénitique peut se produire. Néanmoins, la prise en compte de cinétique thermique ne peut se faire qu'en appliquant le modèle de Leblond calibré.

La Figure 4-45 illustre la variation de la proportion d'austénite formée à partir du cycle thermique extrait de la simulation de tournage (pour un point de la surface).

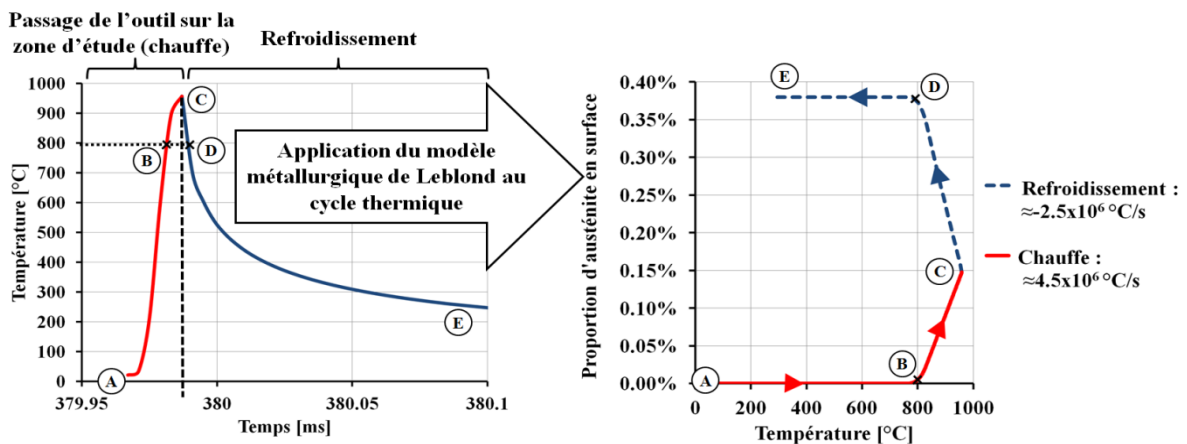


Figure 4-45 Application du modèle d'austénitisation de Leblond calibré au cycle thermique d'usinage : prédiction de la proportion d'austénite formée en surface.

Entre les points A et C, la plaquette est en contact avec la zone du matériau étudiée. C'est la phase de chauffe. Le refroidissement se fait après le point C. En faisant l'hypothèse que le matériau est 100% martensitique, le cycle thermique du tournage produit 0.37% d'austénite lors d'une chauffe jusqu'à 960 °C. Seulement 0.15% d'austénite est formée lors de la chauffe (entre les points B et C). La transformation continue donc au refroidissement.

Avec les cinétiques thermiques de l'usinage, la température $Ac1$ du modèle est de 775 °C. Le matériau va passer seulement 0.01 ms au-delà de cette température (entre les points B et D).

Cet exemple met en évidence la nécessité de calibrer les transformations métallurgiques avec des vitesses de chauffe élevées. Si le modèle métallurgique employé s'était résumé à une température de début d'austénitisation comme le fait Chou (Chou, *et al.*, 2005) par exemple, le modèle aurait prédit 100% d'austénite formée.

4.4.2 Mesure d'austénite résiduelle dans les surfaces usinées

Il est difficile de valider les résultats du couplage entre le modèle d'austénitisation et le modèle de tournage. En effet, on s'intéresse à la proportion d'austénite formée lors de la chauffe due à l'usinage sachant que le 15-5PH aura tendance à toujours revenir à une structure martensitique lors du refroidissement (très forte trempabilité).

L'association du modèle métallurgique avec les cinétiques thermiques d'usinage nous a montré que la proportion d'austénite ayant le temps de se former était insignifiante (<0.5%) quelque soit les conditions de coupe.

Certains auteurs justifient l'austénitisation de la surface lors de l'usinage en quantifiant la proportion d'austénite résiduelle (Umbrello, 2011). On peut donc procéder de la même manière.

Plusieurs surfaces de pièces usinées ont donc été analysées par le CETIM ainsi qu'un échantillon du matériau brut. Pour les surfaces usinées, deux conditions ont été considérées :

- la condition référence : $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; sous lubrification
- une condition sévère (plus à même de provoquer la transformation austénitique) : $V_c=250$ m/min ; $f=0.4$ mm/tr ; sans lubrification

De plus, les dosages d'austénite résiduelle ont été fait sur les surfaces usinées avec et sans la couche modifiée (couche blanche). La suppression de cette couche a été faite par polissage électrolytique.

Le dosage a été réalisé par diffraction de rayons X en dispersion d'énergie, à partir du spectre continu d'une anode de tungstène. Cette méthode développée au CETIM est basée sur la reconstitution des spectres théoriques des différentes structures cristallines présentes, permet le dosage quantitatif des différents composés intermétalliques présents dans l'acier et notamment les carbures, sous réserve qu'ils soient identifiés et que leur structure cristalline soit connue. Cette technique permet donc de s'affranchir des problèmes de superposition des réflexions des phases α et γ avec celles des carbures ou autres phases. Par ailleurs, compte tenu du grand nombre de réflexions des phases α et γ utilisées pour le dosage, elle permet également de minimiser les éventuels effets de texture.

Les résultats sont les suivants (Tableau 4-4):

	Phase α (%)		Phase γ (%)		Ecart-type sur γ (%)	
	Avec couche de surface	Sans couche de surface	Avec couche de surface	Sans couche de surface	Avec couche de surface	Sans couche de surface
Brut	-	92.7	-	7.3	-	0,2
Condition référence	94,1	92,0	5,0	7,5	0,2	0,3
Condition sévère	95,5	93,4	4,5	6,6	0,3	0,3

Tableau 4-4 Dosage de l'austénite résiduelle dans les surfaces usinées et dans le matériau brut.

On remarque que le matériau brut possède 7.3% de fer γ . On retrouve cette valeur pour les surfaces usinées lorsque la couche modifiée de surface a été enlevée. Par contre, dans la couche de surface le taux d'austénite résiduelle est plus faible ($\approx 5\%$). Cette conclusion semble valider les prédictions du modèle métallurgique calibré. On peut supposer que, comme l'illustre la Figure 4-46, la proportion d'austénite, initialement à 7% dans le matériau, ne change quasiment pas pendant l'usinage du point B à D (prédiction du modèle de Leblond calibré). Par contre lors de la fin du refroidissement, la très forte trempabilité du 15-5PH, couplée au refroidissement très rapide de l'usinage (hyper trempé par conduction) et à la transformation martensitique (non dépendante de la cinétique thermique, représentée par le modèle de Koistinen-Marburger Équation 2-1) permet de poursuivre la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$. Le taux d'austénite résiduelle diminue donc.

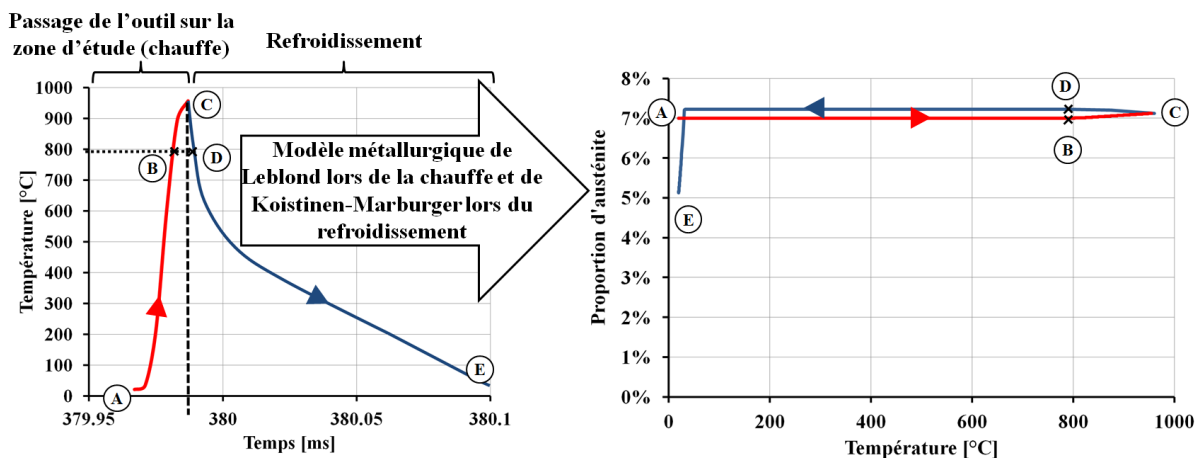


Figure 4-46 Simulation des proportions de phase (calibrée à partir des mesures d'austénite résiduelle).

On remarquera que la simulation des proportions de phase recalée sur les dosages de l'austénite résiduelle (environ 7% dans le brut ; environ 5% après usinage), nous permet d'approximer la valeur du coefficient β du modèle de Koistinen-Marburger : $\beta=0.03$.

4.4.3 Conclusion

L'application dans le cadre du tournage du modèle d'austénitisation précédemment calibré nous montre que la proportion d'austénite formée lors de la chauffe due à l'usinage est quasi nulle. Ce très faible pourcentage ($<0.5\%$) n'est pas dû à des températures atteintes trop faible (température de surface simulée ≈ 960 °C en conditions de coupe sévères) mais bien à la

cinétique de la transformation elle-même. On illustre ainsi la nécessité de calibrer les modèles métallurgiques sur des plages de variations importantes de la vitesse de chauffe et l'importance de tenir compte de l'aspect temporel lors de la modélisation des changements de phase en usinage.

Des dosages d'austénite résiduelle réalisées par le CETIM dans le matériau brut et dans la couche modifiée des surfaces usinées nous ont permis de confirmer en partie ce résultat.

4.5 Étude et modélisation de la recristallisation en surface

L'étude expérimentale du chariotage du 15-5PH a mis en évidence l'apparition systématique d'une couche de surface dont la microstructure submicronique est totalement différente de la microstructure d'origine du matériau. L'analyse EBSD de cette couche a révélé des grains équiaxiaux d'une centaine de nanomètre de diamètre. Cette microstructure est typique d'un phénomène de recristallisation dynamique.

Un modèle de DRX a été calibré à partir d'essais de compression dynamique et implémenté dans Sysweld[®] afin de connaître à tout instant la proportion de matériau recristallisé ainsi que l'influence de ces changements métallurgiques sur le comportement mécanique du matériau (baisse de la contrainte d'écoulement).

On peut alors s'intéresser à la prédiction de la recristallisation lors d'une simulation de tournage. On réalise alors une simulation dans des conditions de tournage finition référence : $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

La Figure 4-47 présente les résultats de la simulation. Il s'agit d'une cartographie des zones recristallisées en surface.

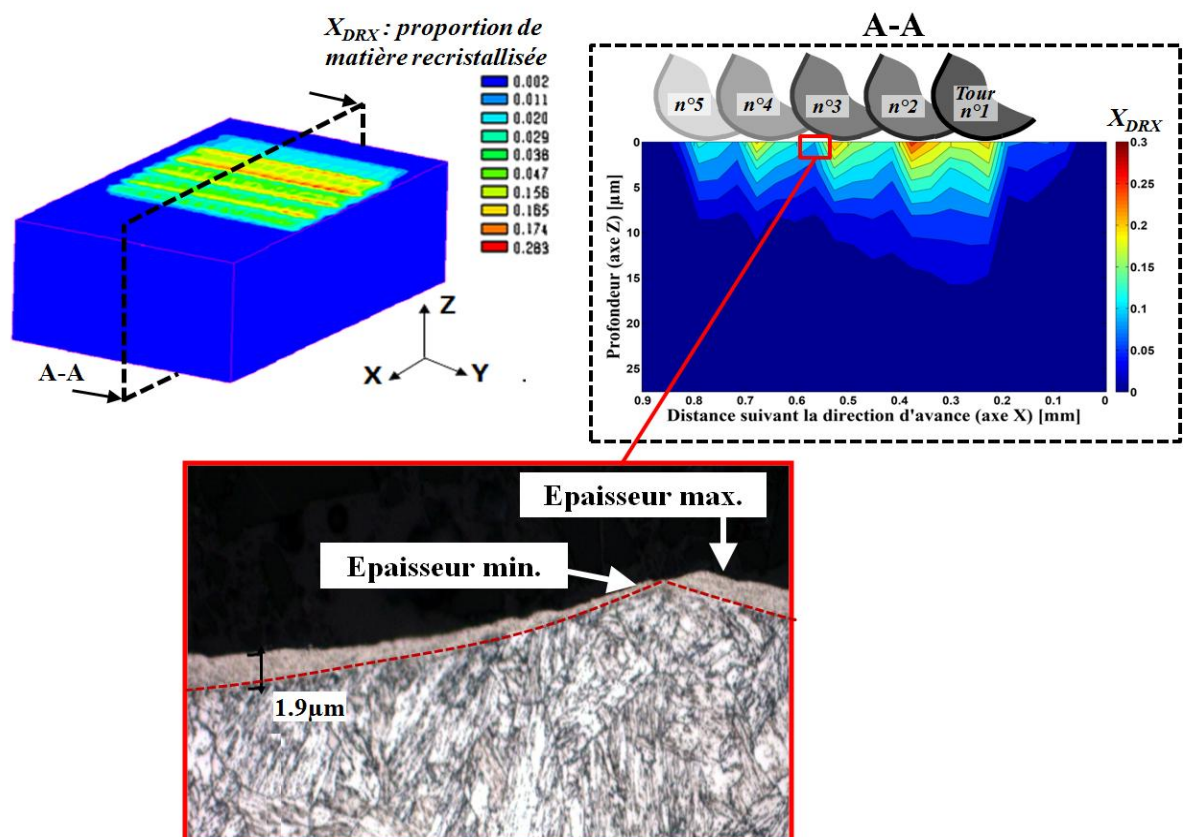


Figure 4-47 Représentation de la proportion de matière recristallisée après une opération de tournage finition.

On remarque que l'ensemble de la surface usinée est recristallisée. La proportion de matière recristallisée varie entre les différentes zones et l'on retrouve l'influence de chaque passage de l'outil. On retrouve en quelque sorte la constatation expérimentale qui faisait apparaître une disparité de l'épaisseur de la couche recristallisée au niveau de chaque sillon de tournage. En effet, en regardant les micrographies de la surface, on observe que l'épaisseur de la couche varie d'une épaisseur nulle jusqu'à une épaisseur maximale au niveau de chaque pic des sillons.

Si on s'intéresse au pourcentage de matière recristallisée, on remarque que ce dernier est faible. De plus, la valeur de ce taux de recristallisation est fortement dépendante de la taille des mailles en surface. Ainsi, la Figure 4-48 montre qu'en passant d'une maille de surface de $2\ \mu\text{m}$ à $0.75\ \mu\text{m}$, la proportion de recristallisation en surface passe de 8 à 26 %. On peut supposer que la surface usinée atteint en réalité 100% de matière recristallisée (d'après les micrographies EBSD, même si ce taux est difficile à quantifier précisément).

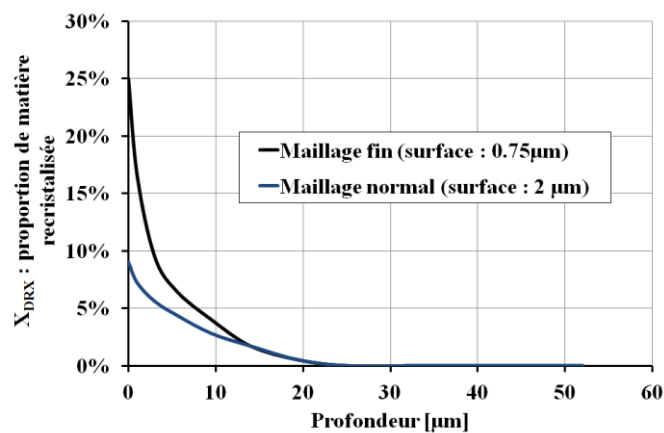


Figure 4-48 Évolution de la proportion de matière recristallisée après usinage dans la profondeur et influence de la taille de maille.

On comprend alors que le pourcentage de recristallisation est directement dépendant de la déformation plastique maximale atteinte. Lors d'une simulation du modèle hybride la déformation plastique maximale atteinte en surface est de l'ordre de 25%. Cette valeur est très faible en comparaison des ordres de grandeur généralement associés au processus de coupe (plusieurs centaines de pourcents). Cette sous-évaluation de la déformation en surface (sur les 15 premiers micromètres) est due à la construction du modèle hybride. En effet, il n'y a pas de simulation de l'écoulement de la matière autour de l'arête de coupe mais seulement la prise en compte de la surface usinée finale et de chargements équivalents (pression normale, contrainte tangentielle). Il s'agit là d'un effet d'échelle et d'objectif du modèle.

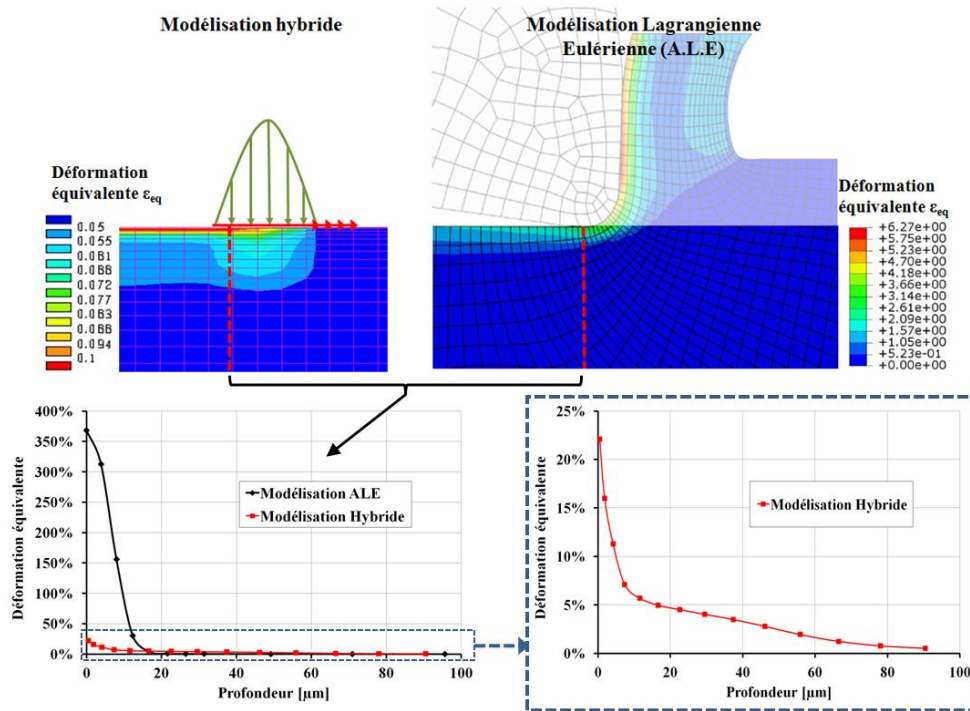


Figure 4-49 Comparaison des déformations équivalentes en surface entre les modélisations ALE et hybride.

Suivant ces conclusions et pour tester le modèle de recristallisation identifié, plusieurs solutions ont été testées. La première consiste à appliquer le modèle DRX dans une simulation d'usinage A.L.E complète (copeau/pièce/outil). La seconde consiste à étudier la DRX dans les essais de frottement et dans les simulations associées.

Modélisation A.L.E du tournage

Pour tester le modèle DRX, on utilise une simulation 2D de coupe orthogonale A.L.E développée par Courbon (Courbon, 2011) et décrite par la Figure 4-50. Pour ces simulations, les conditions de coupe références ($V_c = 150$ m/min, $f = 0.18$ mm) sont utilisées. Ce type de modèle considère l'écoulement de la matière de façon eulérienne et permet de reproduire des déformations de plusieurs centaines de pourcents en surface. Le modèle de recristallisation (déformation critique et loi d'évolution) a été implémenté dans Abaqus Explicit® en utilisant une routine utilisateur VUMAT.

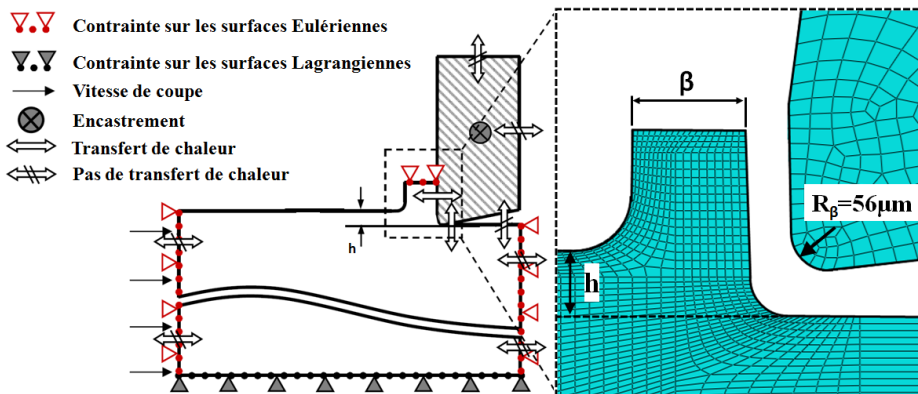


Figure 4-50 Description du modèle de coupe orthogonale A.L.E.

La Figure 4-51 présente le taux de recristallisation dans la matière durant l'usinage. Plusieurs remarques peuvent alors être faites sur ces simulations. Premièrement, on remarque que ce type de modèle de coupe A.L.E conduit à une proportion de recristallisation élevée (jusqu'à 100%) ce qui semble plus cohérent avec les analyses expérimentales des surfaces usinées. On note également que, même si la zone de cisaillement primaire initie le phénomène de DRX, les proportions les plus importantes se trouvent en zone de cisaillement tertiaire et secondaire.

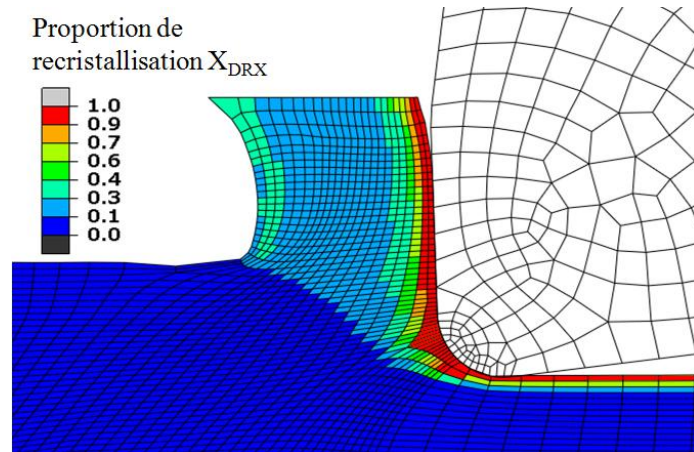


Figure 4-51 Proportion de recristallisation simulée par le modèle ALE ($V_c=150$ m/min ; $f=0.1$ mm/tr).

La recristallisation dynamique en frottement

Les phénomènes de DRX ne sont pas uniquement liés au processus de coupe. Lors des essais sur un tribomètre dédié aux conditions de pression et de vitesse de l'usinage, des couches recristallisées apparaissent dans les stries de frottement.

Les essais de frottement et le tribomètre sont présentés au paragraphe 4.2.2.2. L'objectif de ces essais est justement de reproduire les conditions thermomécaniques de l'usinage. Ainsi, le frottement intense induit des déformations et des températures synonymes de recristallisation dans le 15-5PH.

Par ailleurs, un modèle numérique purement Lagrangien reproduisant le frottement d'un pion de carbure hémisphérique sur un massif de 15-5PH a été utilisé pour valider le modèle de DRX (Figure 4-52).

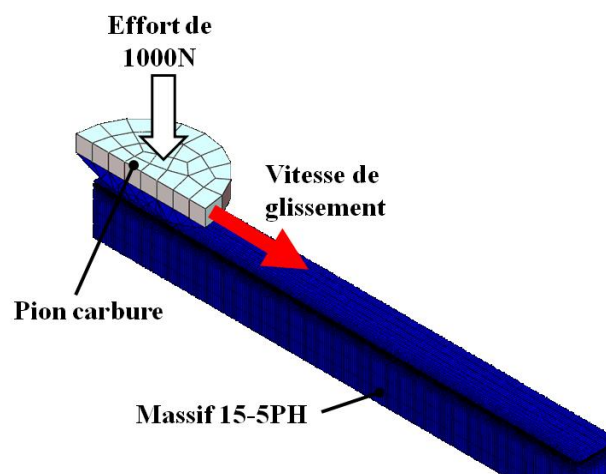


Figure 4-52 Modèle Lagrangien de frottement.

On réalise alors des essais et les simulations correspondantes pour un effort normal de 1000N, un pion de carbure MP40 revêtu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$ et de diamètre 17mm, pour des vitesses de glissement allant de 50 à 250 m/min, sans lubrification.

La comparaison des résultats numériques (proportion de recristallisation) et de micrographies expérimentales est présentée Figure 4-53.

Au niveau des micrographies, malgré une diminution importante du coefficient de frottement apparent (qui passe de 0,4 à 0.17 lorsque V_g passe de 50 à 250 m/min), l'état de surface « se dégrade » avec une augmentation de la vitesse de frottement. De plus, la largeur de la trace de frottement diminue légèrement et sa courbure varie (déformation plastique). Enfin, l'épaisseur de couche recristallisée chute lorsque la vitesse de frottement augmente.

Numériquement, l'ensemble de ces tendances sont parfaitement reproduites. Ainsi, on retrouve une diminution de la largeur du sillon et de sa courbure lorsque V_g augmente. De plus, l'épaisseur de la couche recristallisée numériquement prédite baisse également lorsque V_g croît. Une augmentation de la vitesse conduit en effet à une localisation des phénomènes mécaniques et thermiques en surface.

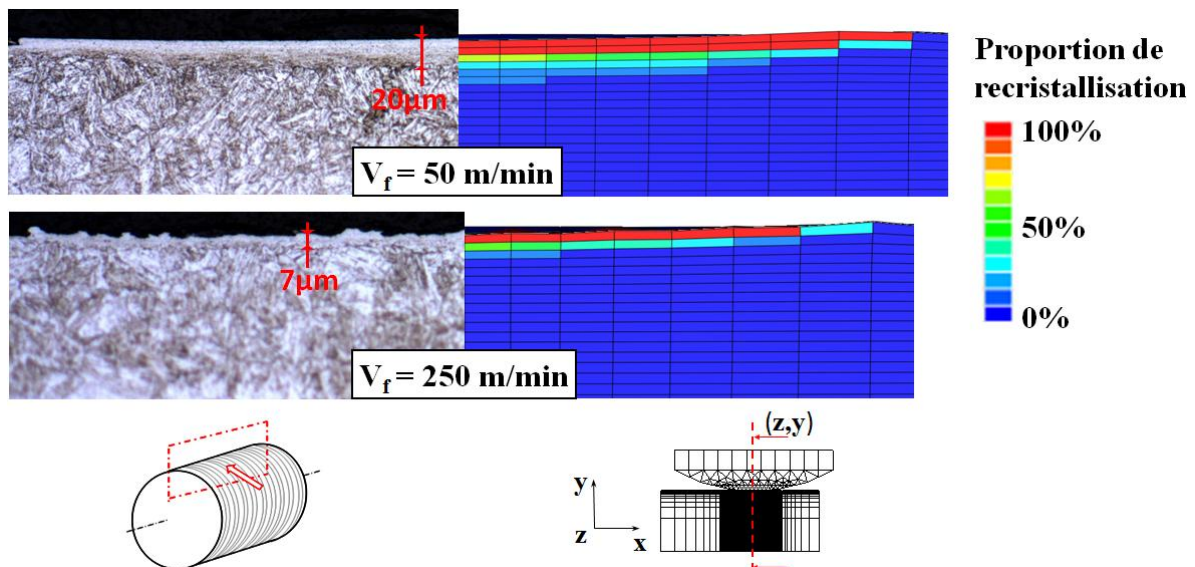


Figure 4-53 Comparaison numérique/expérimentale de la recristallisation dynamique dans les stries de frottement.

Ces comparaisons entre résultats numériques et expérimentaux semblent confirmer la validité du modèle de recristallisation identifié. Ainsi, il est possible de prédire les changements de microstructure du 15-5PH en conditions thermomécaniques extrêmes.

4.6 Prédiction des contraintes résiduelles et sensibilité aux conditions d'usage

4.6.1 Précautions requises pour les comparaisons numérique / expérimentale

Avant de se lancer dans une comparaison entre les profils de contraintes calculés et les profils de contraintes mesurés par diffraction de rayon X, plusieurs points doivent être examinés afin de réaliser un rapprochement cohérent et valable.

La méthode de dépouillement des contraintes résiduelles est décrite par la Figure 4-54. Après passage des chargements thermomécaniques x fois à la surface du massif (x étant le nombre de passes modélisées), on obtient une répartition des contraintes résiduelles logiquement non homogène (Figure 4-54, a). Chaque zone du matériau n'a pas subi un chargement identique. Ces différences peuvent être accentuées par les effets de recouvrement entre les passages de l'outil.

Pour obtenir un gradient de contrainte, on se place alors dans un premier temps dans un plan médian au massif afin de s'affranchir d'éventuels effets de bord. Puis, on extrait les valeurs de contraintes pour l'ensemble des éléments du plan. Enfin, pour chaque rangée d'élément dans la profondeur on réalise la moyenne dans la direction d'avance (axe X). Le gradient de contrainte obtenu représente donc bien une valeur de contrainte moyenne (de la zone stabilisée) suivant la direction d'avance (axe X) tracé en fonction de la profondeur (axe Z).

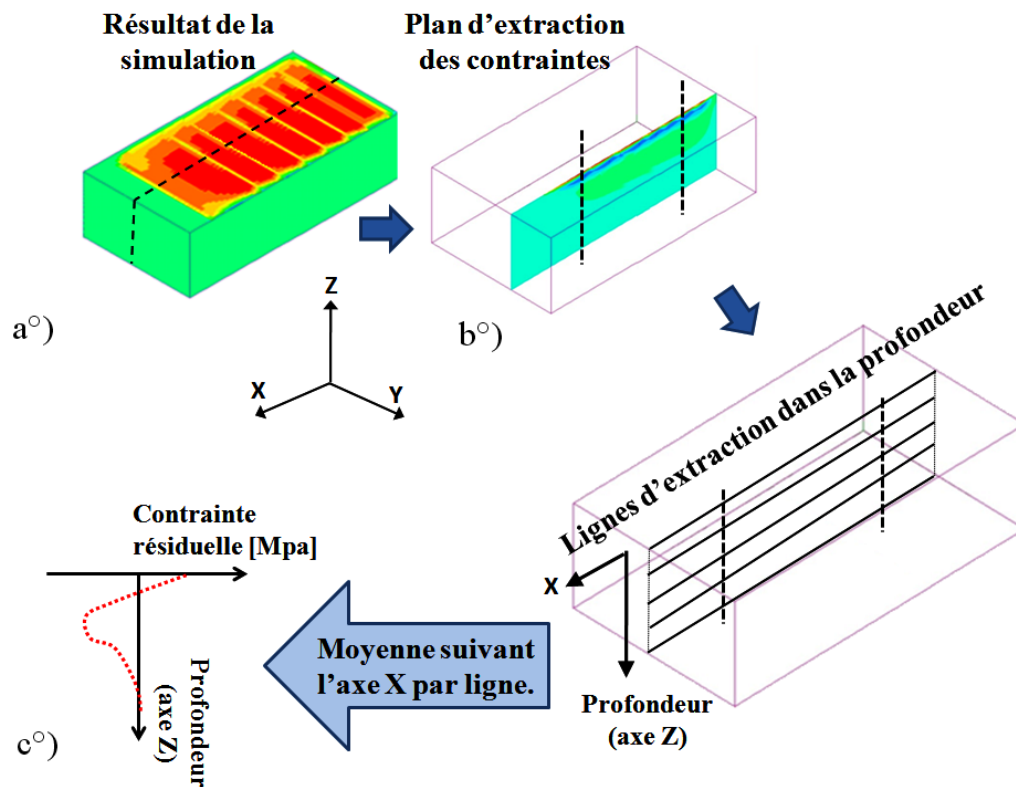


Figure 4-54 Méthode d'extraction des profils de contraintes à partir du modèle de tournage 3D hybride.

- Variations et moyennes sur les mesures et les simulations

Il est important de rappeler que la forme du spot de rayon X utilisé pour les mesures est un disque de diamètre 2 mm dans le plan X-Y avec une pénétration moyenne de $5.8 \mu\text{m}$ dans la direction Z. Les contraintes mesurées correspondent à la valeur moyenne des contraintes présentes dans cette zone de $\pi \times 0.0058 \text{ mm}^3$.

La Figure 4-55 représente les contraintes résiduelles de surface extraites et tracées suivant la direction d'avance (axe X). Chaque ondulation de la contrainte correspond à un passage de l'outil (une révolution de la pièce).

Sur le même graphique, la zone de mesure d'un rayon X de diamètre 2mm est schématisée. On comprend alors bien la nécessité de comparer la valeur moyenne de la contrainte obtenue numériquement à la valeur mesurée par diffraction.

On peut par ailleurs noter que les variations de la contrainte deviennent régulières dès la troisième révolution (dans ce cas). La simulation d'environ cinq tours est donc suffisante pour obtenir une valeur moyenne significative.

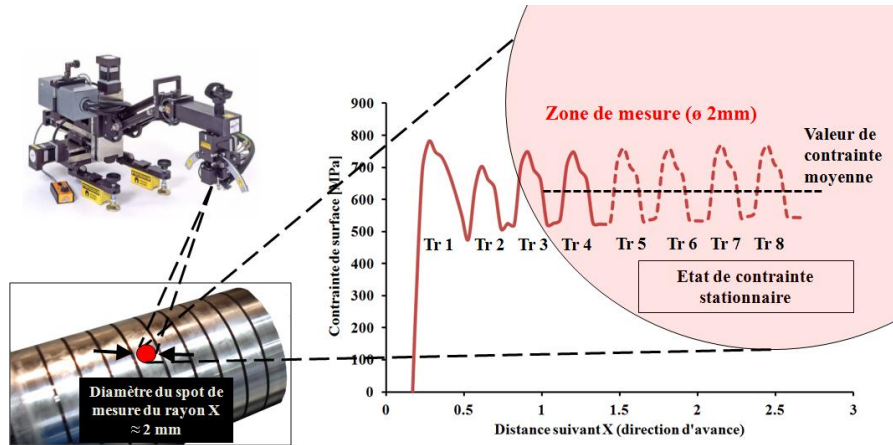


Figure 4-55 Comparaison entre les fluctuations des contraintes simulées et la taille du spot de mesure par diffraction de rayon X.

On peut enfin remarquer que la simulation numérique nous fournit des variations des contraintes avec une résolution spatiale beaucoup plus fine que les mesures expérimentales. En moyennant les contraintes numériquement prédites, on perd la notion d'influence des passes visibles sur les simulations (pic et creux de contrainte). Il serait alors intéressant de réaliser des mesures avec un spot rayon X de diamètre beaucoup plus petit afin de pouvoir comparer les résultats numériques et expérimentaux à une échelle plus fine (mesures non réalisables avec la machine de diffraction PROTO® de l'ENISE).

De plus lorsque l'on réalise une estimation de contrainte par diffraction de rayon X, la valeur obtenue est une moyenne volumique. En plus de réaliser une moyenne sur la surface du spot de rayon X ($\phi = 2$ mm) comme précédemment décrit, on obtient également une moyenne dans la profondeur à cause de la pénétration des rayons.

La norme EN 15 305 (AFNOR, 2009) nous donne la profondeur moyenne de mesure à laquelle la contrainte est évaluée pour les conditions de mesure utilisées pour le 15-5PH. Cette profondeur de pénétration est de $5.8 \mu\text{m}$. Cette valeur peut paraître insignifiante vis-à-vis de la profondeur affectée par le procédé d'usinage ($\approx 0.2\text{mm}$). Néanmoins, étant donné les gradients de contrainte très élevés que l'on obtient (chute de 1GPa et passage de la traction à la compression en moins de $40 \mu\text{m}$), l'influence de cette profondeur de pénétration n'est pas négligeable. Comme l'illustre la Figure 4-56, la prise en compte d'une profondeur de pénétration des rayons X de $5.8 \mu\text{m}$ peut conduire à une baisse de l'ordre de 100MPa pour la contrainte de surface. Ainsi, les résultats numériques de contrainte seront post-traités en réalisant une moyenne glissante dans la profondeur de $5.8 \mu\text{m}$.

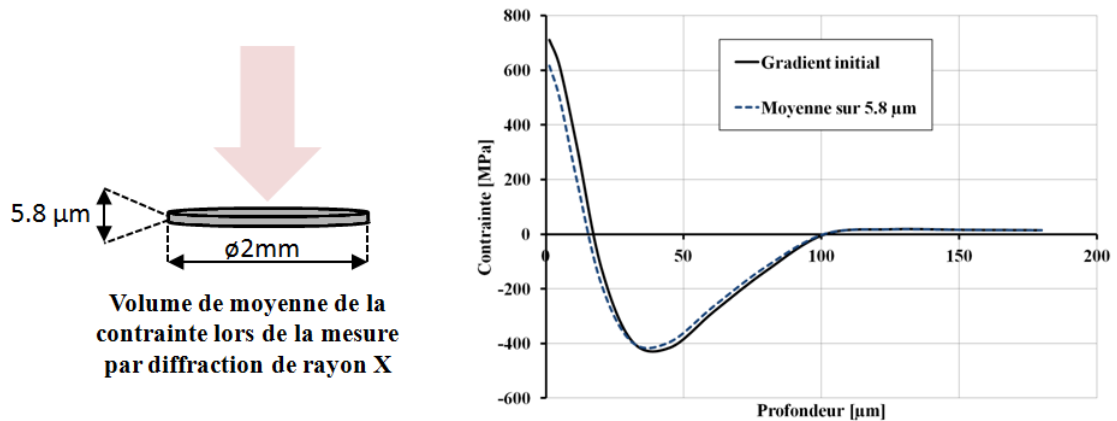


Figure 4-56 Influence de la prise en compte de la pénétration des rayons X sur les gradients de contraintes résiduelles simulés (exemple pour $V_c=150\ \text{m/min}$, $f=0.18\ \text{mm/tr}$, $a_p=0.6\ \text{mm}$).

4.6.2 Prédiction des contraintes résiduelles et comparaison avec l'expérimental

On présente ici les résultats des mesures des gradients de contrainte résiduelle en les comparant avec les prédictions du modèle numérique hybride. La démarche de calcul et de dépouillement est celle présentée précédemment. La loi de comportement du matériau est extraite des essais de compression dynamique et de traction/compression et présentée à la fin du chapitre 3. Les valeurs des chargements thermomécaniques sont présentées en annexe 5.

La direction dite « circonférentielle » correspond aux contraintes mesurées dans la direction de la vitesse de coupe (ou direction de l'axe Y). La direction dite « axiale » correspond à la direction de la vitesse d'avance (ou direction de l'axe X).

Les paramètres expérimentaux d'estimation des contraintes par diffraction de rayon X sont les suivants :

Conditions de diffraction:

- Radiation Cr $K\alpha$ avec 18kV, 4mA
- $\lambda = 0.229\ \text{nm}$, plans {211}
- Angle de Bragg: $2\theta = 155,00^\circ$
- Mode d'acquisition Ω

Conditions d'acquisition:

- 7 angles β (de -30° à $+30^\circ$) dans les directions X et Y
- Oscillations β : $\pm 6^\circ$

Calcul de la contrainte:

- Méthode de traitement elliptique
- Constantes radiocristallographiques: $\frac{1}{2} S_2 = 5.92 \times 10^{-6} / \text{MPa}$ et $S_1 = -1.28 \times 10^{-6} / \text{MPa}$

Pour faciliter la lecture des graphes, les écart-types sur les mesures de contraintes résiduelles n'ont pas été affichés. On notera que l'incertitude sur l'estimation des contraintes résiduelles est relativement constante entre les mesures. Elle vaut (en moyenne) $\pm 28\ \text{MPa}$ pour les estimations de contrainte en surface et chute à $\pm 12\ \text{MPa}$ dès que la première attaque électrolytique a été réalisée (mesures en profondeur)

On s'intéresse aux six cas d'études en faisant varier les paramètres de coupe et en les comparant avec le cas référence :

- *Cas Référence* : $V_c = 150$ m/min ; $f = 0.18$ mm/tr ; $a_p = 0.6$ mm ; Lubrification sous huile soluble (concentration 5%) ; plaquette DNMG 15 06 12-QM en nuance 4215.

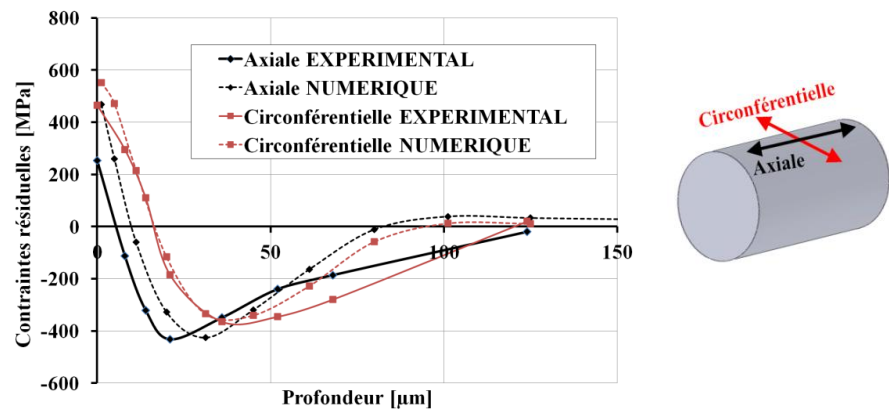


Figure 4-57 Comparaison entre les contraintes résiduelles simulées et mesurées pour le cas d'étude référence $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

On remarquera que les résultats numériques sont relativement cohérents avec les estimations expérimentales. Au niveau des contraintes mesurées et simulées en surface, les écarts sont relativement importants (supérieurs à 100 MPa), les contraintes calculées sont supérieures à celles mesurées. Cette conclusion sera identique pour l'ensemble des conditions testées. Au niveau du pic de compression, simulation et mesure sont très proches à la fois en terme de valeur et de profondeur.

- *Cas 1 : variation de la vitesse de coupe.* On fait varier la vitesse de coupe de 50 à 250 m/min.

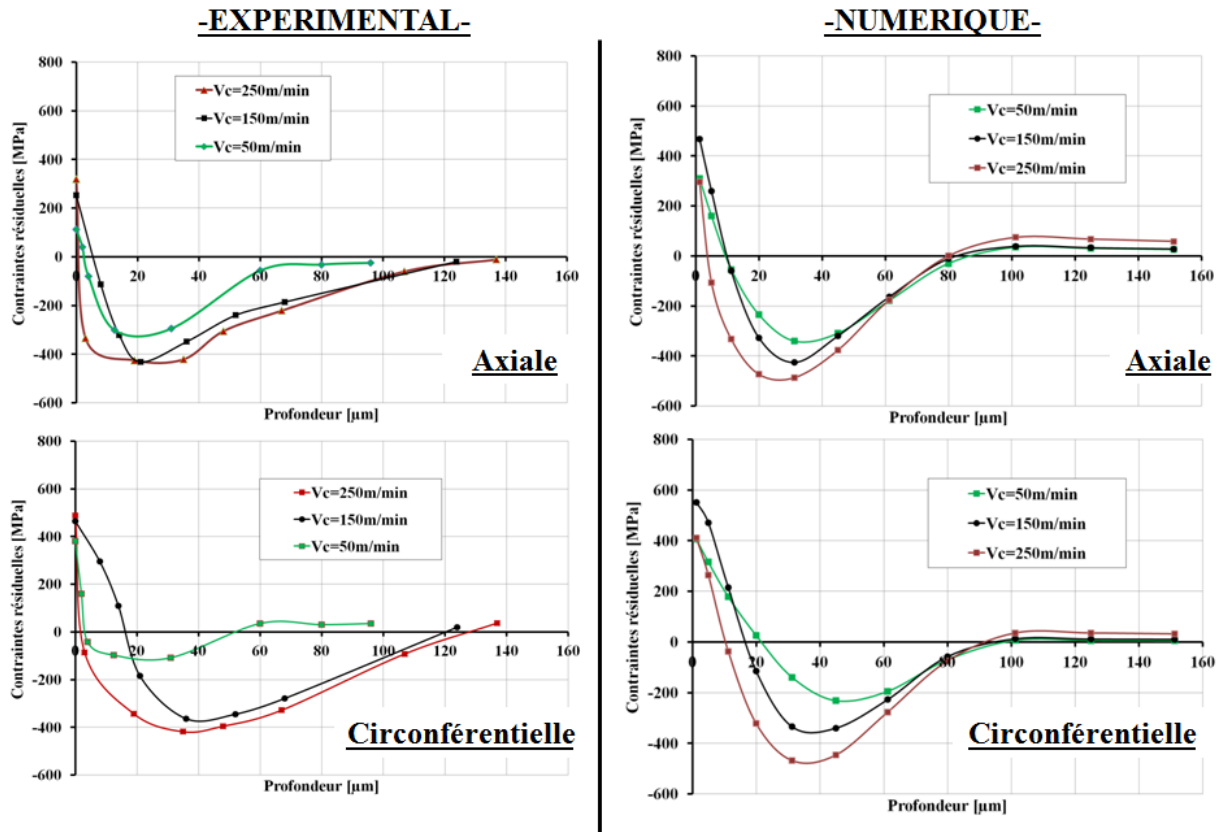


Figure 4-58 Influence de la vitesse coupe (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=[50-250]$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

L'effet de la vitesse de coupe est très superficiel ce que, ni la mesure, ni le modèle, ne sont capable de prendre en compte correctement. En effet, comme nous l'avons vu précédemment, le modèle sous-estime la déformation de la matière sur les 15 premiers micromètres tandis que la mesure par diffraction RX réalise une moyenne sur 5.8 μm de profondeur. Expérimentalement, on remarque que la valeur de la contrainte en surface baisse avec la vitesse de coupe. Les écarts sont toutefois relativement faibles malgré une plage de vitesses testée très large. L'intensité du pic de compression semble également diminuée avec la baisse de la vitesse de coupe. Cette tendance est observée numériquement et expérimentalement. La profondeur du pic ne change pas (sauf dans le cas de la mesure à 50 m/min dans la direction circonférentielle).

- Cas 2 : variation de l'avance. On fait varier l'avance de 0.1 à 0.3 mm/tr.

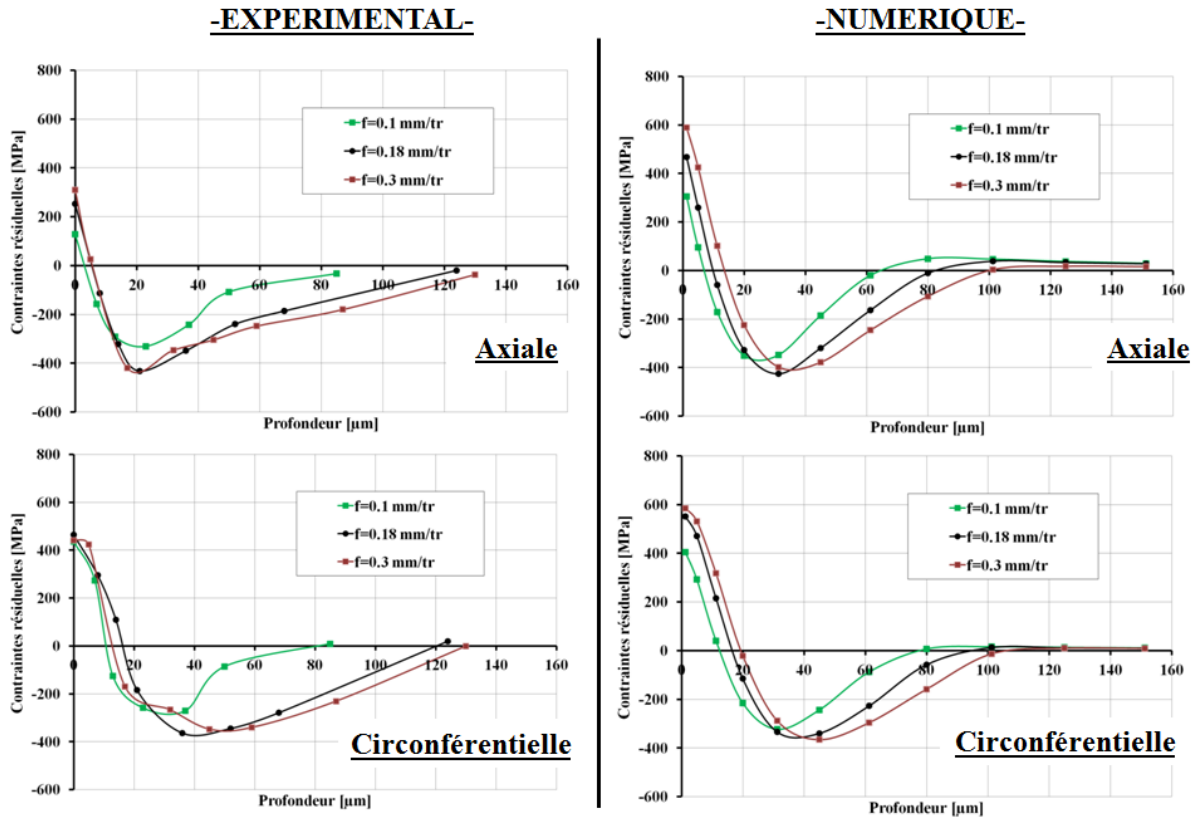


Figure 4-59 Influence de l'avance (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=[0.1-0.3]$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

L'avance a un effet majeur que le modèle numérique reproduit bien. La baisse de l'avance induit une baisse de la position du pic de compression en profondeur ainsi que de sa valeur. Une diminution du niveau de contrainte en surface est également constatée numériquement et expérimentalement.

- *Cas 3 : usinage avec un outil usé.* L'usinage se fait avec un outil ayant une usure en dépouille importante ($V_b=0.25$ mm).

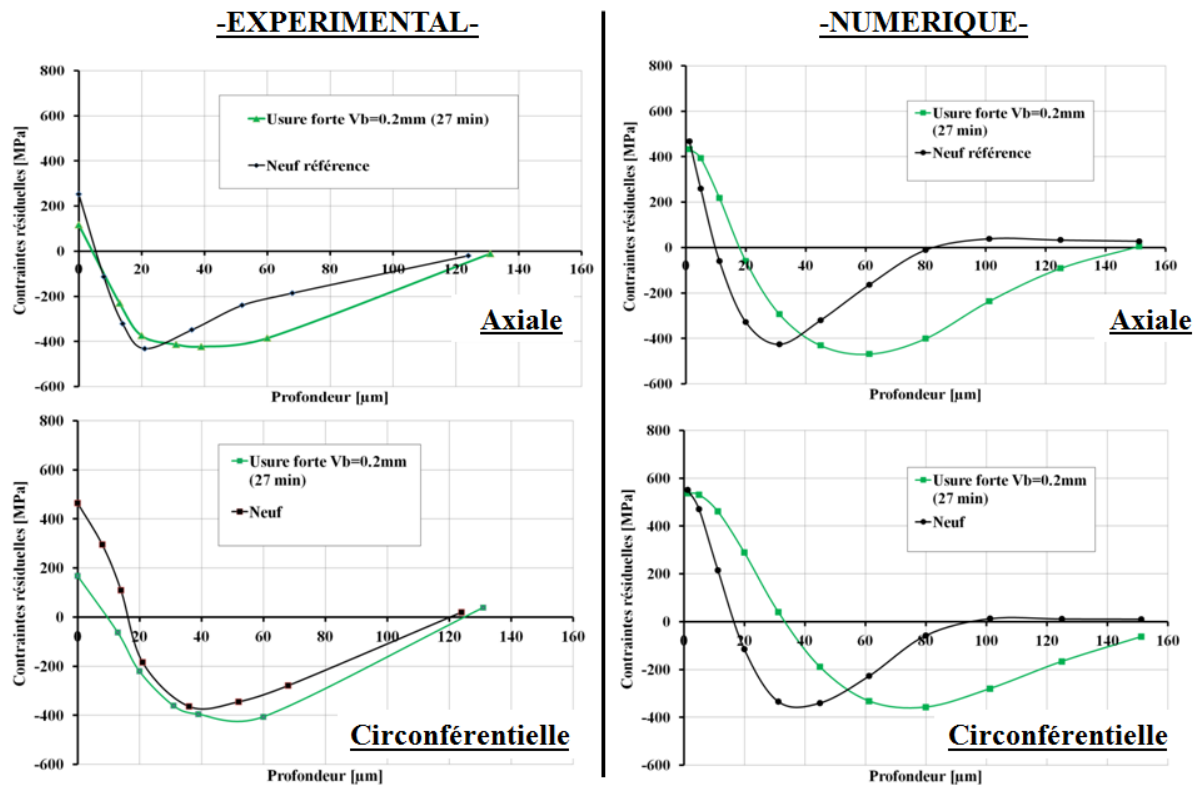


Figure 4-60 Influence de l'usure (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

L'influence de l'usure est forte, notamment sur la profondeur affectée, sur la position du pic de compression et, dans une moindre mesure, sur la contrainte en surface. Ces conséquences sont principalement dues aux variations de la longueur de contact en dépouille et sont comparables expérimentalement et numériquement.

- Cas 4 : absence de lubrification. L'usinage se fait à sec.

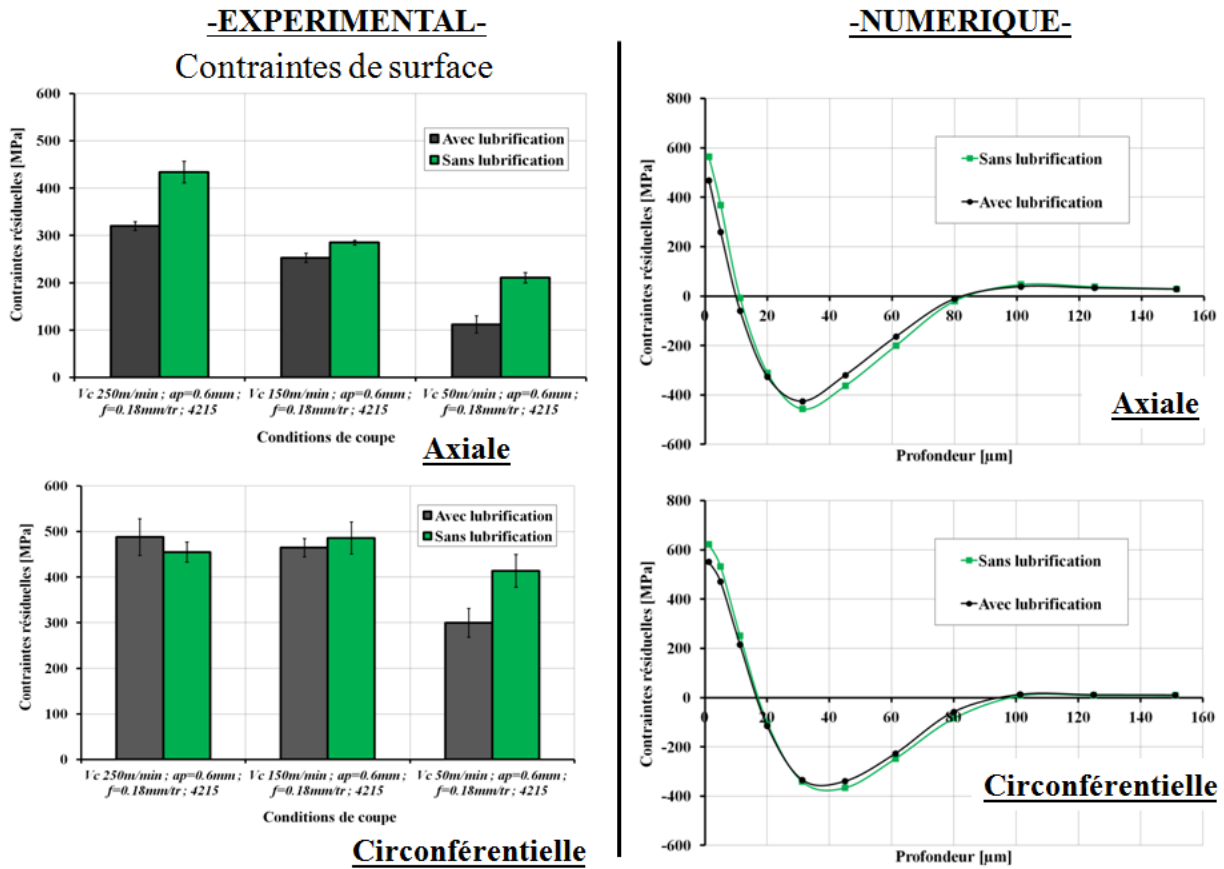


Figure 4-61 Influence de la lubrification (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=[250-50]$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm.

L'influence majeure de l'absence de lubrification est de faire chuter le coefficient d'échange thermique avec le milieu extérieur. Par conséquent, les transferts thermiques en surface sont légèrement modifiés car la quasi-totalité de la chaleur est alors évacuée par la pièce. Les conséquences sur les contraintes résiduelles sont limitées. Numériquement, on observe une augmentation de la contrainte de surface d'environ 100 MPa dans les directions circonférentielles et axiales lors de l'absence de lubrification. Cette hausse se retrouve aussi expérimentalement lors de mesure des contraintes de surface pour des essais avec et sans lubrification. On observe une augmentation moyenne de 34 MPa (direction circonférentielle) et de 81 MPa (direction axiale) pour des vitesses de coupe allant de 50 à 250 m/min (Figure 4-61).

- *Cas 5 : plaquette de coupe différente.* Soit l'usinage est réalisé avec une plaquette de géométrie identique (DNMG 15 06 12 QM) mais avec une nuance différente : H13A (c'est-à-dire une plaquette carbure non revêtu (Figure 4-26)), soit l'usinage est réalisé avec une plaquette de géométrie différente (plaquette ronde de rayon 4.5 mm) mais de nuance identique (QM 4215).

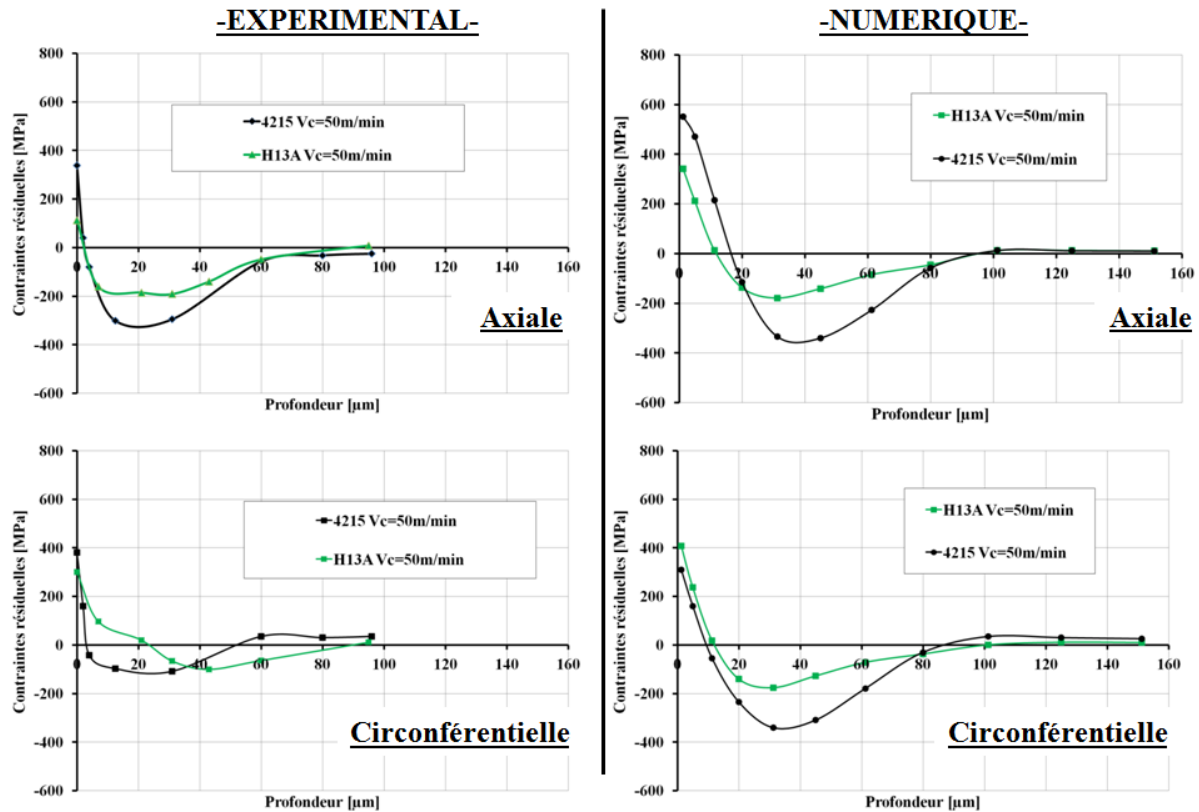


Figure 4-62 Influence de la nuance de l'outil (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=50$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

Le passage d'un outil 4215 (carbure revêtu) à H13A (carbure non revêtu) entraîne une baisse de la contrainte en surface et une diminution importante du niveau de contrainte dans le pic de compression. Les résultats numériques sont globalement cohérents avec cette tendance expérimentale. On constate néanmoins un écart entre simulation et expérimentation dans la direction circonférentielle (en particulier pour l'outil en 4215).

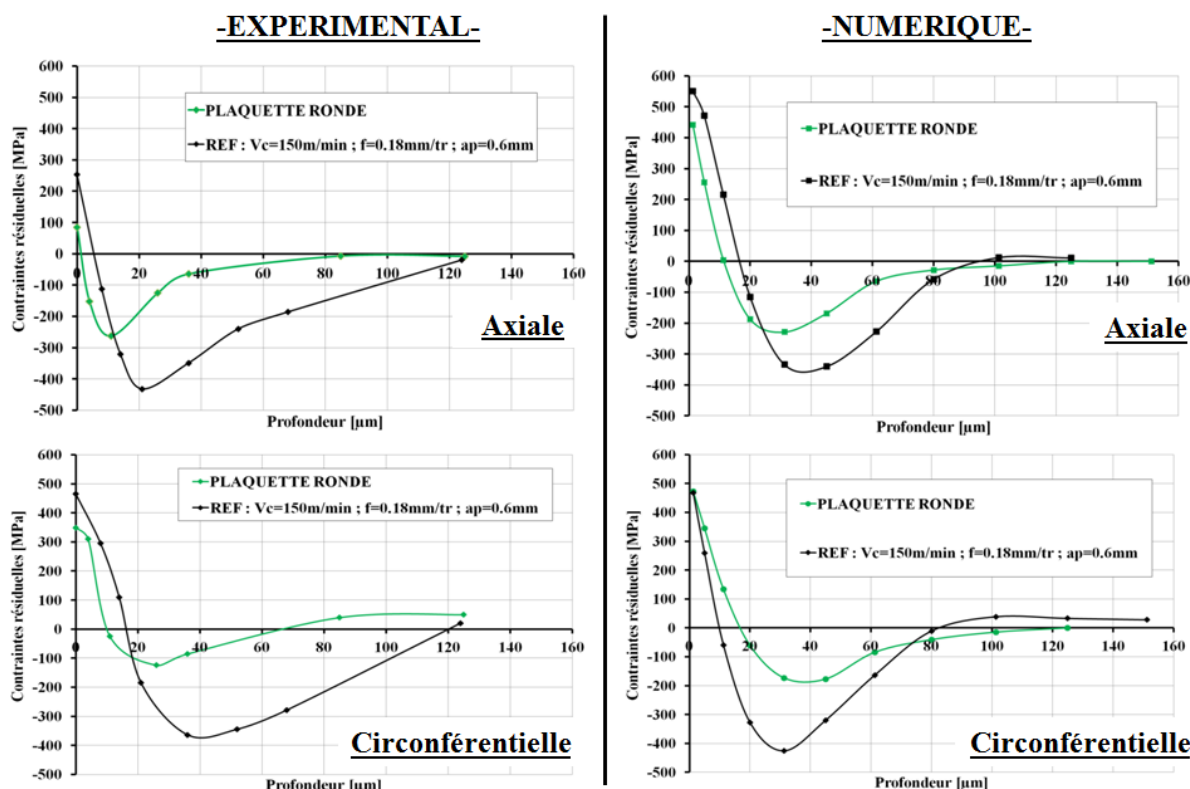


Figure 4-63 Influence de la forme de l'outil (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.

Le passage d'une plaquette classique, forme D à une plaquette ronde (diamètre 9 mm) entraîne une modification de la superposition des passes et de l'épaisseur du copeau. Cela entraîne une diminution importante des contraintes en surface, ainsi qu'au niveau du pic de compression. La position du pic de compression se rapproche de la surface. Ces constats sont similaires entre numérique et expérimental.

4.6.3 Conclusions sur la modélisation de l'intégrité de surface du 15-5PH

Les comparaisons entre les estimations de contraintes résiduelles expérimentales et les prédictions du modèle numérique 3D hybride illustrent les capacités de la simulation à reproduire les sensibilités expérimentales. À travers les six cas d'études, de nombreuses conditions de coupe ont été testées. Certains paramètres (comme l'usure, le type d'outil ou la valeur de l'avance) ont une grande influence sur la contrainte. D'autres paramètres (comme la vitesse de coupe ou la lubrification) ont une influence plus limitée. Les tendances du modèle numérique sont toujours cohérentes avec les tendances expérimentales. De plus, la valeur de la contrainte et la position du pic de compression sont généralement très bien prédites. Seule la valeur de la contrainte en surface est toujours surestimée par le modèle numérique. De nombreuses explications peuvent justifier ces écarts en surface. Au niveau numérique, on peut évoquer les limites du modèle hybride à reproduire les déformations extrêmes des premiers micromètres de matière lors de l'usinage. De même, il est difficile de connaître la validité de la loi de comportement extrapolée dans ces conditions thermomécaniques. Au niveau expérimental, on soulignera la difficulté à mesurer la contrainte dans la couche de surface recristallisée (où la nature du matériau est sensiblement différente de celle d'origine).

4.7 Conclusions

Ce chapitre fait le lien entre toutes les parties de l'étude à travers la mise en œuvre du modèle d'usinage appelé « 3D hybride ». La méthodologie de construction du modèle et les essais préliminaires (frottement et coupe orthogonale) nécessaires à alimenter les chargements thermomécaniques équivalents sur lesquels reposent les simulations ont été présentés dans un premier temps.

Puis, six conditions de tournage faisant varier des paramètres de coupe (comme l'avance, la vitesse de coupe, la lubrification, l'usure et la nature de l'outil) ont été étudiés à la fois expérimentalement et numériquement.

D'une part, la prise en compte des changements de phase de type austénitisation lors du tournage du 15-5PH nous montre que les cinétiques thermiques sont trop rapides pour conduire à une proportion d'austénite créée significative (et cela même pour des conditions d'usinage sévères).

D'autre part, on notera que le tournage du 15-5PH conduit systématiquement à la formation en surface d'une couche présentant une microstructure submicronique très différente de la microstructure d'origine. La formation de cette couche semble être rattachée à un phénomène de recristallisation dynamique due aux grandes déformations autour de la zone de coupe. Le modèle d'usinage 3D hybride permet de prendre en compte ces phénomènes métallurgiques et leur influence sur les propriétés mécaniques du matériau. On peut ainsi obtenir une cartographie des zones recristallisées ainsi que l'évolution du taux de recristallisation dans la profondeur en tout point de la surface. On remarque néanmoins que le pourcentage de recristallisation est sous-estimé par la modélisation et est très influencé par la taille du maillage. Il s'agit là d'un effet d'échelle directement lié à la construction du modèle en lui-même. La simulation hybride basée sur une modélisation de la surface uniquement n'est en effet pas apte à reproduire les déformations extrêmes de la matière autour de l'arête de coupe d'outil dans les premiers micromètres (comme le ferait un modèle ALE ou purement fluide).

Enfin, les prédictions numériques des gradients de contraintes résiduelles pour l'ensemble des cas d'études sont comparées avec succès aux estimations expérimentales. L'ensemble des sensibilités expérimentales aux conditions de coupe sont reproduites par le modèle. De plus la simulation s'avère quantitativement fiable au niveau des profondeurs affectées et des valeurs du pic de compression. Des écarts plus importants sont constatés en surface.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

L'objectif des travaux présentés dans ce mémoire était de mettre en place une démarche de modélisation de l'intégrité d'une surface après une opération d'usinage. Le choix s'est porté sur l'étude de l'impact du tournage finition d'un acier inoxydable martensitique 15-5PH. Plusieurs axes de recherche, portant à la fois sur l'étude du comportement du matériau et sur le procédé de fabrication, ont du être développés afin de mener à bien ce projet.

Synthèse des travaux effectués

• **Étude du matériau**

La première partie de ce mémoire (chapitres 2 et 3) se concentre sur l'étude du 15-5PH soumis à des sollicitations thermomécaniques sévères. En effet, les procédés d'usinage sont associés à des conditions thermiques et mécaniques extrêmes. Il est alors indispensable de modéliser le comportement du 15-5PH pour ces cas de chargements afin d'alimenter ensuite un modèle numérique d'usinage.

La première étude réalisée se concentre sur les changements de phases provoqués par un chargement purement thermique de l'acier. Le 15-5PH étant à l'origine martensitique, une chauffe conséquente peut se traduire par une austénitisation complète ou partielle ayant des conséquences directes sur la microstructure et donc sur l'intégrité du matériau. Cette possibilité ne peut pas être négligée lorsque l'on s'intéresse à une opération d'usinage. Des essais de dilatométrie libre (pour des vitesses de chauffe allant de 6 °C/s à 11000 °C/s) ont donc été réalisés. Ces essais ont permis de mettre en évidence la sensibilité élevée de la transformation austénitique à la cinétique de chauffe. On remarquera que les températures de début et de fin de transformation (A_{c1} et A_{c3}) varient directement en fonction de la vitesse de chauffe. A partir des résultats expérimentaux, les paramètres d'un modèle métallurgique ont été calibrés afin de reproduire les cinétiques mesurées et de pouvoir simuler la proportion d'austénite formée en fonction du cycle thermique subi. Ce modèle analytique a été implémenté sous Sysweld[®]. Enfin, des essais de chauffe très rapide (32000 °C/s) et refroidissement par trempe (-12000 °C/s) ont permis de valider le modèle métallurgique calibré (et son implémentation) à travers la comparaison des taux d'austénitisation numériquement prédits et des micrographies des éprouvettes chauffées.

Par la suite le comportement mécanique du 15-5PH a été analysé pour différentes conditions de déformation et de température. Dans un premier temps, des essais de traction/compression cycliques ont permis de calibrer un modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire sur une grande plage de température. Un comportement différent a été observé et pris en compte en fonction de la microstructure en présence (austénite ou martensite). Dans un second temps, le comportement du 15-5PH pour des déformations élevées (supérieures à 100%) et sa sensibilité à la vitesse de sollicitation (de 0.01 à 80 /s) ont été considérés à travers des essais de compression dynamique. Le dépouillement des essais a nécessité des corrections analytiques en termes d'auto-échauffement, de frottement et de prise en compte de la rigidité du dispositif expérimental. Au-delà de l'apport des courbes contrainte/déformation pour l'ensemble de conditions thermomécaniques testées, ces essais de compression dynamique ont permis d'étudier les changements de microstructure de type « recristallisation dynamique » (*DRX*). Ainsi, l'ensemble des courbes σ - ε présentent une forme en pic-plateau caractéristique des phénomènes de recristallisation dynamique. Les analyses EBSD des microstructures obtenues mettent en évidence des grains raffinés (taille de l'ordre de la centaine de nanomètre) et équiaxes caractéristiques de la *DRX*. En se basant sur l'hypothèse que la baisse des contraintes est

directement due aux phénomènes de recristallisation, un modèle de *DRX* a été calibré. On remarque alors que les conditions (contraintes/déformations) d'initiation de la recristallisation sont directement proportionnelles au logarithme du paramètre de Zener-Hollomon. Sa loi d'évolution suit une loi d'Avrami. Le modèle identifié, permettant de prédire la quantité de matériau recristallisé en y associant une baisse de la contrainte d'écoulement, a été implémenté sous Sysweld[®] et Abaqus[®].

- **Modélisation des surfaces usinées**

Le chapitre 4 présente véritablement l'étude et la modélisation de l'intégrité des surfaces usinées. D'une part, une campagne expérimentale d'essais de chariotage sous différentes conditions de coupe a été réalisée afin de fournir une base d'étude expérimentale. En parallèle, un modèle numérique, appelé « 3D hybride » et représentant la surface en cours d'usinage, a été construit et alimenté en fonction des conditions d'usinage expérimentales. Trois critères clefs, représentatifs de l'intégrité de surface, ont alors été analysés numériquement et expérimentalement: l'austénitisation, la recristallisation et les contraintes résiduelles.

La campagne expérimentalement de chariotage réalisée couvre une plage importante de conditions de coupe correspondant à six cas d'études de sensibilité prédéfinis : conditions nominales, variation de la vitesse de coupe, variation de l'avance, variation des conditions de lubrification, changement d'outil (revêtement et forme) et usinage avec un outil usé. Pour l'ensemble des configurations d'usinage testées expérimentalement, une couche de surface présentant une microstructure fortement modifiée et différente de la microstructure d'origine du 15-5PH (couche recristallisée) est apparue. Des analyses EBSD des microstructures obtenues par usinage et lors des essais de compression ont été comparées et apparaissent semblables. L'épaisseur de cette couche recristallisée semble être particulièrement sensible à l'avance de l'outil. Les résultats des mesures de nanodureté montrent clairement une dureté plus élevée dans la couche de surface que dans le matériau d'origine. En revanche l'étude du module d'élasticité ne montre aucune variation significative entre la couche de surface et le matériau à cœur.

La modélisation dite « hybride » de l'usinage (développée au cours de la thèse Frédéric Valiorgue pour l'acier AISI 304L) consiste à supprimer la modélisation de l'outil de coupe et de la formation du copeau, et à remplacer l'impact thermomécanique de ces derniers sur la surface usinée par des chargements équivalents. Une première étape de calibration de ces chargements a donc été réalisée pour le 15-5PH en fonction des plages de conditions de coupes étudiées à travers des essais de coupe orthogonale et de frottement. Ainsi, les essais de coupe ont permis de relier la sensibilité des efforts d'usinage aux variations des paramètres de coupe tandis que les essais de frottement (réalisés sur un tribomètre dédié à l'usinage) ont fourni des lois d'évolution du coefficient de frottement et du coefficient de partage thermique en fonction de la vitesse de glissement et du type d'outil (revêtement, nuance,..).

En termes d'austénitisation de la surface usinée, les résultats des simulations numériques montrent que malgré des températures atteintes en surface supérieures à la température de début d'austénitisation du 15-5PH (*Ac1*), le taux d'austénite formée lors de l'usinage est quasiment nul (même pour des conditions sévères). Cette conclusion est directement liée à la dépendance de la transformation austénitique aux cinétiques de chauffes. Les conditions extrêmes de l'usinage ($\pm 10^6$ °C/s) conduisent à un temps passé au-delà d'*Ac1* trop faible pour former un pourcentage d'austénite significatif (même pour des conditions de coupes sévères). Ces résultats sont globalement validés par des mesures d'austénite résiduelle dans les couches supérieures des surfaces usinées.

Au niveau de la recristallisation dynamique de la surface usinée, le modèle d'usinage 3D hybride permet d'obtenir des cartographies de surface et des gradients de la *DRX* en profondeur.

La profondeur recristallisée numériquement prédite est, comme cela a été observé expérimentalement, non homogène sur la surface. Néanmoins, de part sa construction, le modèle 3D hybride d'usinage a tendance à minimiser la déformation de la matière pour les 10 premiers micromètres de la surface. De ce fait, le taux de recristallisation maximum atteint numériquement est faible (max.25%) vis-à-vis des observations expérimentale de la couche de surface (laissant supposer une recristallisation à 100%).

Enfin concernant la prédiction des contraintes résiduelles (en surface et en profondeur) et leur sensibilité aux conditions de coupe, le modèle 3D hybride fournit des résultats pertinents en termes de tendance mais aussi généralement de valeurs (profondeurs et niveau de contraintes). La sensibilité du modèle aux modifications des conditions d'usinage a été éprouvée. Cette sensibilité se traduit par des variations des chargements thermomécaniques équivalents (représentant l'impact du passage de l'outil sur la surface). Ainsi, on peut directement relier des changements de V_c , f , de lubrification, d'outil ou d'usure à des variations de pressions, de flux de chaleur ou de longueur de contact au niveau de la surface usinée. Pour valider le caractère prédictif du modèle, des comparaisons des résultats numériques et expérimentaux de contraintes résiduelles ont été réalisées avec succès. Pour cela, il faut passer par des étapes de moyennage importantes (diamètre du spot rayon X, volume de mesure, etc.). Les calculs modélisent généralement 5 tours de la pièce pour obtenir un niveau de contrainte résiduelle stabilisé. Des calculs plus rapides (1 ou 2 tours) ou plus importants (jusqu'à 8 tours) ont également été fait (en fonction de l'importance de la superposition des passes de chargement).

En conclusion, la démarche adoptée a fourni des résultats très encourageants. D'un point de vue général, l'étude du matériau a apporté des données, des modèles et une méthodologie permettant de caractériser son comportement mécanique et métallurgique pour des conditions de sollicitations sévères. Le contexte d'utilisation des résultats obtenus peut logiquement s'étendre au-delà de l'usinage (pour les autres procédés de mise en forme par exemple). Au niveau de la prédiction de l'intégrité des surfaces tournées, le modèle 3D hybride a montré ces aptitudes à simuler une opération de tournage finition sur un temps significatif (plusieurs rotations de la pièce). Ces capacités à modéliser les contraintes résiduelles ont été complétées par la prise en compte d'éventuels changements microstructuraux (austénitisation et recristallisation dynamique). La sensibilité du modèle aux variations des conditions d'usinage a été éprouvée pour un grand nombre de paramètres de coupe. Une relation directe entre les changements des conditions opératoires et le chargement thermomécanique subit par la surface usinée a été établi.

Perspectives scientifiques et industrielles

L'ensemble des travaux effectués ouvrent des perspectives directes pour la poursuite et l'application des recherches.

Au niveau de l'étude de l'austénitisation des aciers soumis à des cinétiques thermiques très rapides (comme l'usinage), une première avancée expérimentale pourrait être une augmentation de la vitesse de chauffe (et de refroidissement) lors des essais de dilatométrie libre. Ainsi, l'extrapolation nécessaire au passage de la plage de calibration du modèle à son utilisation dans les simulations de coupe serait réduite. Il s'agit néanmoins d'un travail expérimental conséquent pour pouvoir atteindre des cinétiques thermiques de l'ordre de 10^5 voir 10^6 °C/s, équivalentes au procédé d'usinage (puissance de chauffe et fréquence d'acquisition élevées, volume d'éprouvette réduit,...). De plus, les essais de dilatométrie ont été réalisés en prenant en compte un chargement purement thermique sur un matériau non déformé. Si on peut raisonnablement quantifier la faible influence d'une contrainte équivalente en se basant sur l'équation de Clausius-Clapeyron, cela n'est pas suffisant pour quantifier l'influence de l'ensemble des chargements mécaniques (déformation par exemple). Là encore, un développement expérimental

pourrait être envisagé même si le couplage mécanique/thermique pour les vitesses de sollicitations visées représente une réelle difficulté. Par ailleurs, la généralisation des résultats ne peut évidemment pas être faite pour l'ensemble des aciers. Le 15-5PH présente des caractéristiques relativement particulières (très faible taux de carbone) et un grand nombre d'éléments en quantité importante (Ni, Cu, Cr,...). Des essais sur d'autres aciers, alliages binaires ou fer pur pourraient être envisagés. De plus, l'explication et la justification des phénomènes observés (variation des températures $Ac1/Ac3$ et des énergies d'activation) sont délicates. Plusieurs pistes peuvent être avancées (influence plus ou moins importante des éléments d'alliages en fonction de la température) mais seule une étude métallurgique spécialisée pourrait apporter des réponses pertinentes.

Concernant l'étude du comportement du 15-5PH et de la *DRX* lors des essais mécaniques, l'utilisation du modèle calibré dans une simulation d'usinage nécessite également une extrapolation importante (étant donné les niveaux de vitesse de déformation atteints). D'autres dispositifs expérimentaux pourraient alors être utilisés pour tenter réduire ces écarts (barre d'Hopkinson par exemple). Au niveau de l'analyse des résultats, on remarquera que la nature exacte de la recristallisation et son déroulement n'ont pas été étudiés. L'échelle de l'étude reste à un niveau macro et non à l'échelle des dislocations par exemple. Le terme « recristallisation dynamique » est donc à prendre avec prudence car il englobe beaucoup de phénomènes métallurgiques différents. Dans notre cas, il s'applique pour évoquer un changement de microstructure conduisant à l'apparition de nouveaux grains au cours de la déformation. Là encore, une étude spécifique pourrait permettre de mieux comprendre les phénomènes à l'œuvre et de les représenter par des modèles métallurgiques.

Vis-à-vis du développement de la modélisation de l'intégrité de surface à l'aide de la méthodologie hybride, plusieurs perspectives d'améliorations peuvent être évoquées. Premièrement, les vibrations durant l'usinage ont une influence certaine sur les niveaux de contraintes résiduelles. De plus, il s'agit d'un phénomène couramment rencontré en production et parfois difficilement maîtrisable. A travers une étude expérimentale et numérique, le modèle 3D hybride pourrait prendre en compte ces phénomènes vibratoires. On peut facilement imaginer intégrer cette fonctionnalité en prenant en compte des chargements thermomécaniques cycliques (de fréquence équivalente à celle des vibrations). Sur la même base, l'influence du festonnage du copeau peut être étudiée.

Par ailleurs, la forme des chargements thermomécaniques employés par le modèle hybride, actuellement basée sur une analyse géométrique basique, pourrait être affinée à partir des résultats du modèle de chariotage 3D eulérien par exemple.

D'un point de vue général, l'étude fine des premiers micromètres d'une surface usinée reste un point délicat qui ressort de nos travaux. Au niveau expérimental, la matière a subi des déformations extrêmes et des changements de microstructure. La prise en compte de ces évolutions dans les mesures de contraintes résiduelles par diffraction de *RX* n'est pas réalisée actuellement. De plus, le comportement mécanique de cette couche modifiée est difficilement appréhendable. Au niveau numérique, de par sa méthodologie (simuler la surface uniquement), le modèle 3D hybride ne permet pas de représenter finement l'écoulement (et donc la déformation) de la matière autour de l'arête de coupe (pour faire apparaître des phénomènes de recristallisation dynamique par exemple). Ainsi une approche stationnaire 3D fluide (ou A.L.E) semble être une modélisation globalement opposée et donc parfaitement complémentaire à l'approche hybride. Lorsque l'on s'intéresse à l'intégrité des surfaces usinées, l'importance de la notion d'échelle nous pousse à adapter le choix du modèle numérique au phénomène étudié (contraintes résiduelles, *DRX*,...). Si deux modèles numériques opposés (modèle hybride et 3D fluide par exemple) sont utilisés pour balayer l'ensemble de ces échelles d'étude, on peut envisager de faire un lien direct entre leurs résultats respectifs. On obtiendra alors une modélisation « complète » et « multi-échelle » de l'intégrité de surface.

Enfin, l'étude de l'intégrité de surface ne représente pas une fin en soi. L'étude de la fatigue doit venir compléter cette dernière pour définir quels sont les critères clefs de la durée de vie d'une pièce. A partir de là, la modélisation de l'usinage pourrait être adaptée pour se concentrer sur les grandeurs critiques.

Au niveau industriel, la méthodologie et les résultats de cette étude peuvent être utilisés et appliqués de façon plus ou moins immédiate. Concernant l'objectif premier, c'est-à-dire être capable de justifier rapidement l'impact d'une modification des conditions d'usinage sur l'intégrité de la surface, le modèle 3D hybride peut être directement exploité pour le tournage finition du 15-5PH. A plus long terme, la démarche de cette thèse sur la caractérisation mécanique et métallurgique ainsi que la simulation (hybride) de l'usinage pourrait être étendue à d'autres matériaux (titanes, aciers à fort taux de carbone,...) et d'autres procédés (fraisage, rectification,...). Ainsi l'influence de tout changement dans le process de fabrication sur la durée de vie des pièces pourrait être directement évaluée par calcul.

BIBLIOGRAPHIE

- (**Aaronson, et al., 2000**) Aaronson, H.I., Nie, J.F., 2000. Discussion on "the bainite mechanism of austenite formation during rapid heating". *Scripta Materialia*, Volume 42 (5), pp. 505-509.
- (**AFNOR, 2009**) AFNOR, 2009. Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Norme homologuée n° NF-EN 15305.
- (**Agha, et al., 2000**) Agha, S.R., Liu, C.R., 2000. Experimental study on the performance of superfinish hard turned surfaces in rolling contact,. *Wear*, Volume 244, pp. 52-59.
- (**Ashton, et al., 1997**) Ashton, M., Pany, D.J., 1997 . The Effects of Friction on the Compressive Behaviour of High Strength Steels. *Journal de Physique*.
- (**Attanasio, et al., 2009**) Attanasio, A., Ceretti, E., Giardini, C., 2009. 3D FE modelling of superficial residual stresses in turning operations. *Machining Science, Technology*, Volume 13, pp. 317-337.
- (**Avrami, 1939**) Avrami, M., 1939. Kinetics of phase change I: General theory. *Journal of Chemical Physics*, Volume 7, pp. 103-112.
- (**Bao, et al., 2005**) Bao, Y.Z., Adachi, Y., Toomine, T., Xu, P.G., Suzuk, T.i, Tomota, Y., 2005. Dynamic recrystallization by rapid heating followed by compression for a 17Ni-0.2C martensite steel. *Scripta materialia*, Volume 53, pp. 1471-1476.
- (**Barlier, et al., 1992**) Barlier, C., Girardin, L., 1992. *Mémotech Productique : Matériaux et usinage*. Paris: Educavivre CASTEILLA, ISBN 2-7135-1186-0, pp. 247.
- (**Beswick, 1984**) Beswick, J., 1984. Effect of prior cold work on the martensite transformation in SAE 52100. Volume 15A, pp. 299-306.
- (**Bissey-Breton, et al., 2007**) Bissey-Breton, S., Farré, F., Vignal, V., Mary, N., 2007. Impact des conditions d'usinage sur la zone du matériau affectée par le procédé. *Mécanique et Industries*, Volume 8, pp. 193-197.
- (**Bissey-Breton, et al., 2011**) Bissey-Breton, S., Gravier, J., Vignal, V., 2011. Impact of superfinish turning on surface integrity of pure.. *Procedia Engineering*, Volume 19, pp. 28 - 33.
- (**Bonnet, et al., 2008**) Bonnet, C., Valiorgue, F., Rech, J., Claudin, C., Hamdi, H., Bergheau, J.M., Gilles, P., 2008. Identification of a friction model - Application to the context of dry cutting of an AISI 316L austenitic stainless steel with a TiN coated carbide tool. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 48, pp. 1211-1223.
- (**Bouraoui, 1996**) Bouraoui, T., 1996. *Transformation martensitique suivies par mesure de résistance électrique et de plasticité de transformation*, Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie de Paris. 1996.

- (Brinksmeier, et al., 2004)** Brinksmeier, E., Lucca, D.A., Walter, A., 2004. Chemical Aspects of Machining Processes. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 53 (2), pp. 685-699.
- (Brinksmeier, et al., 2000)** Brinksmeier, E., Walter, A., 2000. Generation of Reaction Layers on Machined Surfaces. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 49 (1), pp. 435-438.
- (Brosse, et al., 2008)** Brosse, A., Hamdi, H., Bergheau, J.M., 2008. A numerical study of phase transformation during grinding. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, Volume 4, pp. 148-157.
- (Buryta, et al., 1994)** Buryta, D., Sowerby, R., Yellowley, I., 1994. Stress distributions on the rake face during orthogonal machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 34, pp. 721-739.
- (Busquet, et al., 2009)** Busquet, M., Descartes, S., Berthier, Y., 2009. Tribology International. *Formation conditions of mechanically modified superficial structures for two steels*, Volume 42, pp. 1730-1743.
- (Capello, 2005)** Capello, E., 2005. Residual stresses in turning, Part I: Influence of process parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 160, pp. 221-228.
- (Carrington, et al., 1948)** Carrington, W.E., Gayler, M.L.V., 1948. The use of flat ended projectiles for determining dynamic yield stress. *Proceeding of Royal Society*, Volume 194, pp. 323-331.
- (Caruso, et al., 2001)** Caruso, S., Di Renzo, S., Dillon, O.W., Umbrello, D., Jayal, A.D., Jawahir, I.S., 2011. Finite Element Modeling of Microstructural Changes in Hard Turning of AISI 52100 Steel. *Advances in Materials Research*, Volume 223, pp. 960-969.
- (Chaboche, et al., 2004)** Chaboche, J.L., Lemaître, J., Benallal, A., Desmorat, R., 2004. *Mécanique des matériaux solides*, Dunod.
- (Challen, et al., 1979)** Challen, J.M., Oxley, P.L.B., 1979. An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models. *Wear*, Volume 53, pp. 229-243.
- (Chatti, 2009)** Chatti, S., 2009. Choix d'un algorithme explicite ou implicite pour la simulation du retour élastique. *19ème Congrès Français de Mécanique*.
- (Chen, et al., 2011)** Chen, F., Cui, Z., Chen, S., 2011. Recrystallization of 30Cr2Ni4MoV ultra-super-critical rotor steel during hot deformation. Part I: Dynamic recrystallization. *Materials Science and Engineering A*, Volume 528, pp. 5073-5080 .
- (Chen, et al., 2000)** Chen, X., Rowe, W.B., McCormack, D.F., 2000. Analysis of the transitional temperature for tensile residual stress in grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 107, pp. 216-221.
- (Chou, 2002)** Chou, Y.K., 2002. Surface hardening of AISI 4340 steel by machining: a preliminary investigation. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 124, pp. 171-177.

- (Chou, et al., 1999)** Chou, Y.K., Evans, C.J., 1999. White layers and thermal modeling of hardturned surfaces. *International journal of machining tools and manufacture*, Volume 39, pp. 1863-1881.
- (Chou, et al., 2005)** Chou, Y.K., Hui Song, H., 2005. Thermal modeling for white layer predictions in finish hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 45, pp. 481-495.
- (Claudin, et al., 2010)** Claudin, C., Mondelin, A., Rech, J., Fromentin, G., 2010. Effects of a straight oil on friction at the toolworkmaterial interface in machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 50, pp. 681-688.
- (Constant, et al., 1992)** Constant, A., Henry, G., Charbonnier, J.C., 1992. *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*, PYC.
- (Courbon, 2011)** Courbon, C., 2011. *Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces*, Thèse de doctorat, LTDS-ENISE LaMCoS-INSA Lyon.
- (Dakhlaoui, 2006)** Dakhlaoui, R., 2006. *Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons X et neutronique*, Thèse de doctorat, ENSAM Paris.
- (Darken, et al., 1953)** Darken, L.S.; Gurry, R.W., 1953. *Physical Chemistry of Metals*,. New Delhi: CBS Press.
- (Davim, 2008)** Davim, J.P., 2008. *Machining : fundamentals and Recent Advances*, Springer.
- (Degarmo, et al., 1953)** Degarmo, E.P., Black, J.T., Kohser, R.A., 2003. *Materials and Processes in Manufacturing (9th ed.)*. Wiley.
- (Deng, et al., 2003)** Deng, X., Shet, C., 2003. Residual stresses and strains in orthogonal metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 43, pp. 573-587.
- (Dieter, 1988)** Dieter, G.E., 1988. *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Edition.
- (Ding, et al., 2011)** Ding, H., Shen, N., Shin, Y.C., 2011. Modeling of grain refinement in aluminum and copper subjected to cutting. *Computational Materials Science*, Volume 50, pp. 3016-3025.
- (Duan, et al., 2012)** Duan, C.Z., Zhang, L.C., 2012. Adiabatic shear banding in AISI 1045 steel during high speed machining: Mechanisms of microstructural evolution. *Materials Science and Engineering A*, Volume 532, pp. 111- 119.
- (Ee, et al., 2005)** Ee, K.C., Dillon Jr., O.W., Jawahir, I.S., 2005. Finite element modelling of residual stresses in machining induced by cutting a tool with finite edge radius. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 47, pp. 1611-1668.

- (El-Axir, 2002)** El-Axir, M., 2002. A method of modeling residual stress distribution in turning for different materials. *International Journal of Machine Tools Manufacture*, Volume 42, pp. 1055-1063.
- (Fernandes, et al., 1985)** Fernandes, F.B.M., Denis, S., Simon, A., 1985. Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels.. *Journal of Materials Science and Technology*, Volume 1, pp. 838-844.
- (Goetz, et al., 2001)** Goetz, R.L., Semiatin, S.L., 2001. The adiabatic correction factor for deformation heating during the uniaxial compression test. *Journal of Materials Engineering and Performance Contents*, Volume 10, pp. 710-717.
- (Griffiths, 1987)** Griffiths, B.J., 1987. Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes. Volume 109, pp. 525-530..
- (Guo, et al., 2012)** Guo, Y.B., Warren, A.W., Hashimoto, F., 2012. The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact,. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, Volume 2, pp. 129-134.
- (Hamdi, et al., 2004)** Hamdi, H., Zahouani, H., Bergheau, J.M., 2004. Residual stresses computation in a grinding process. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 147, pp. 277-285.
- (Han, et al., 2008)** Han, S., Melkote, S., Haluska, M., Watkins, T., 2008. White layer formation due to phase transformation in orthogonal machining of AISI 1045 annealed steel. *Materials Science and Engineering A*, Volume 488, pp. 195-200.
- (Henriksen, 1951)** Henriksen, E.K., 1951. Residual Stresses in Machined Surfaces. *ASME Transaction*, Volume 73, pp. 69-76.
- (Herny, et al., 2008)** Herny, E., Lours, P., Andrieu, E., Cloue, J.M., Lagain, P., 2008. Evolution of microstructure and impact-strength energy in thermally and thermomechanically aged 15-5 PH. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, pp. 299-304.
- (Hillert, 2000)** Hillert, M., 2000. Comments on " the bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating". *Scripta Materialia*, 43(11), pp. 1045-1046.
- (Hines, et al., 1998)** Hines, J., Vecchio, K., Ahzi, S., 1998. A model for microstructure evolution in adiabatic shear bands. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 29, pp. 191-203.
- (Hirvonen, et al., 1982)** Hirvonen, J., Raisanen, J., 1982. Diffusion of aluminum in ion-implanted alpha iron. *Journal of applied physic*, Volume 53, pp. 3314-3316.
- (Hor, 2011)** Hor, A., 2011. *Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage - caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement.*, Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, Angers.

- (Humphreys, et al., 2004)** Humphreys, F.J., Hatherly, M., 2004. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Pergamon 2nd Revised edition.
- (Hwang, et al., 2006)** Hwang, B., Lee, S., Kim, Y.C., Kim, N.J., Shin, D.H., 2006. Microstructural development of adiabatic shear bands in ultra-fine-grained low-carbon steels fabricated by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, Volume 441, pp. 308-320.
- (Irmer, et al., 1972)** Irmer, V., Feller-Kniepmeier, M., 1972. Diffusion of manganese in α -iron single crystals of different purity. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, Volume 33, pp. 2141-2148.
- (Jawahir, et al., 2011)** Jawahir, I.S., Brinksmeier, E., M'Saoubi, R., Aspinwall, D.K., Outeiro, J.C., Meyer, D., Umbrello, D., Jayal, A.D., 2011. Surface integrity in material removal processes: Recent advances. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 60, pp. 603-626.
- (Johnson, et al., 1983)** Johnson, G.R., Cook, W.H., 1983. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, pp. 541-547.
- (Johnson, 1987)** Johnson, K.L., 1987. *Contact Mechanics*. Cambridge: Cambridge University Press.
- (Johnson, et al., 1939)** Johnson, W.A., Mehl, R.F., 1939. Reaction kinetics in process of nucleation and growth. *AIME Transaction*, 1939, Volume 135, pp. 416-45.
- (Jonas, et al., 2009)** Jonas, J.J., Quelennec, X., Jiang, L., Martin, E., 2009. The avrami kinetics of dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, Volume 137.
- (Kaluba, et al., 1998)** Kaluba, W.J., Taillard, R., Focf, J., 1998. The bainite mechanism of austenite formation during rapid heating. *Scripta Materialia*, 46(16), pp. 5917-5927.
- (Kaluba, et al., 2000)** Kaluba, W.J., Taillard, R., Focf, J., 2000. Reply to "discussion to "the bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating" ". *Scripta Materialia*, 42(5), pp. 511-516.
- (Kaluba II, et al., 2000)** Kaluba II, W.J., Taillard, R., Focf, J., 2000. Reply to " comments on " the bainitic mechanism of austenite formation during rapid heating" ". *Scripta Materialia*, 43(11), pp. 1047-1049.
- (Kappoor, et al., 2004)** Kappoor, R., Batra, I.S., 2004. On the α' to γ transformation in maraging (grade 350), PH 13-8 Mo and 17-4 PH steels. *Materials Science and Engineering*, 371(1-2), pp. 324-334.
- (Katsamas, 2007)** Katsamas, A.I., 2007. A computational study of austenite formation kinetics in rapidly heated steels. *Surface and Coatings Technology*, 201(Issue 14), pp. 6414-6422.

- (Kermouche, et al., 2011)** Kermouche, G., Pacquaut, G., C., L., Bergheau, J., 2011. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel. *Comptes Rendus Mecanique*, Volume 339, pp. 552-562.
- (Kim, et al., 2001)** Kim, S.I, Yoo, Y.C., 2001. Dynamic recrystallization behavior of AISI 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, Volume 311, pp. 108 - 113.
- (Klepaczko, et al., 1993)** Klepaczko, J.R., Sasaki, T., Kurokawa, T., 1993. On The Rate Sensitivity of Polycrystalline Aluminium at High Strain Rates. *Transaction of the Japanese Society of Aerospace Science*, Volume 36, pp. 170-187.
- (Koistinen, et al., 1959)** Koistinen, D.P., Marburger, R.E., 1959. A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica Materialia*, Volume 7, pp. 59-60.
- (Krauss, 1989)** Krauss, G., 1989. Steels : Heat Treatment and Processing Principles,. *ASM International*, pp. 156-163.
- (Leblond, et al., 1984)** Leblond, J.B., Devaux, J., 1984. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica Materialia*, Volume 32, pp. 137-146.
- (Leblond, et al., 1986)** Leblond, J.B., Mottet, G., Devaux, J.C., 1986. A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations. I: Derivation of general relations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Volume 34, pp. 395-409.
- (Leem, et al., 2001)** Leem, D.S., Lee, Y.D., Jun, J.H., Choi, C.S., 2001. Amount of retained austenite at room temperature after reverse transformation of martensite to austenite in an Fe-13%Cr-7%Ni-3%Si martensitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 45(7), pp. 767-772.
- (Lesuer, et al., 2005)** Lesuer, D.R., Syn, C.K., Sherby, O.D., 2005. Severe plastic deformation through adiabatic shear banding in Fe-C steels.. *Materials Science and Engineering : A*, Volume 410, pp. 222-225.
- (Li, et al., 2007)** Li, J.G., Umemoto, M., Todaka, Y., Tsuchiya, K., 2007. A microstructural investigation of the surface of a drilled hole in carbon steels. *Acta Materialia*, Volume 55, pp. 1397-1406.
- (Li, 1996)** Li, X., 1996. Study of the jet-flow rate of cooling in machining Part 1: Theoretical analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 62, pp. 149-152.
- (Lichtenberger, et al., 1994)** Lichtenberger, A., Lach, E., Bohmann, A., 1994. Analyse du frottement dans les essais de compression sur barres d'Hopkinson. *Journal de physique*, Volume 4.
- (Lin, et al., 2008)** Lin, Y.C., Chen, M.S., Zhong, J., 2008. Prediction of 42CrMo steel flow stress at high temperature and strain rate. *Mechanics Research Communications*, Volume 35, pp. 142-150.

- (Lin, et al., 2012)** Lin, Y.C., Zhang, Y., Xiong, B., Lavernia, E., 2012. Achieving high tensile elongation in an ultra-fine grained Al alloy via low dislocation density. *Materials Letters*, Volume 82, pp. 233-236.
- (Liu, et al., 1982)** Liu, C.R., Barash, M.M., 1982. Variables governing patterns of mechanical residual stresses in machined surface. *Journal of Engineering for Industry-Transactions of the ASME*, Volume 104, pp. 257-264.
- (Liu, et al., 2000)** Liu, C.R., Guo, Y., 2000. Ultra high speed machining of A356-T6 aluminium alloys for automotive applications. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 42, pp. 1069-1086.
- (Liu, et al., 2001)** Liu, C.R., Yang, X., 2001. The scatter of surface residual stresses produced by face-turning and grinding. *Machining Science, Technology*, Volume 5, pp. 1-21.
- (Lof, et al., 2001)** Lof, J., van der Boogaard, A.H., 2001. Adaptive return mapping algorithms for J2 elasto-viscoplastic flow. *International journal for numerical methods in engineering*, Volume 51, pp. 1283-1298.
- (Lurdos, 2008)** Lurdos, O., 2008. *Lois de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- (M'Saoubi, et al., 1999)** M'Saoubi, R., Outeiro, J.C., Changeux, B., Lebrun, J.L., Morao Dias, A., 1999. Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 96, pp. 225-233.
- (Maki, et al., 1982)** Maki, T., Okaguchi, S., Tamura, I., 1982. *Proceedings of international conference on strength of metals and alloys..* New York: Pergamon Press.
- (Matsumoto, et al., 1999)** Matsumoto, Y., Hashimoto, Y., Lahoti, G., 1999. Surface integrity generated by precision hard turning. *Annals of the CIRP*, Volume 48, pp. 59-62.
- (Maisonnette, et al. 2011)** Maisonnette, D., Suery, M., Nelias, D., Chaudet, P., Epicier, T. 2011. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A*, Volume 528, pp. 2718-2724.
- (Meyers, et al., 2009)** Meyers, M.A., Chawla, K.K., 2009. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge: University Press, 4th edition.
- (Mioković, et al., 2007)** Mioković, T., Schulze, V., Vöhringer, O., Löhe, D., 2007. Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening.. *Acta Materialia*, Volume 55, pp. 589-599.
- (Mirzadeh, et al., 2010)** Mirzadeh, H., Najafizadeh, A., 2010. The rate of dynamic recrystallization in 17-4PH stainless steel. *Materials and design*, Volume 31, pp. 4577-4583.
- (Mittemeijer, et al., 1988)** Mittemeijer, E.J., Cheng, L., Van der Schaaf, P.J., . Brakman, C.M., Korevaar, B.M, 1988. *Metall. Trans.*, Volume 19.

- (Mofid, et al., 1999)** Mofid, M., Liangchi, Z., 1999. Applied mechanics in grinding, Part 7: residual stresses induced by the full coupling of mechanical deformation, thermal deformation and phase transformation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 39, pp. 1285-1298.
- (Montheillet, 2009)** Montheillet, F., 2009. *Métallurgie en mise en forme à chaud*, Techniques de l'ingénieur, Référence M3031.
- (Morgan, 1983)** Morgan, J.E., 1983. Structural and microstructural changes in the inner races of ball bearings. *Wear*, Volume 84, pp. 51-64.
- (Murr, et al., 1995)** Murr, L.E., Niou, C.S., Sanchez, J.C., 1995. Comparison of beginning and ending microstructures in metal shaped charges as a mean to explore mechanisms for plastic deformation at high rates. *Journal of Materials Science*, Volume 30, pp. 2747-2758.
- (Nasr, et al., 2007)** Nasr, M.N.A., Ng, E.G., Elbestawi, M.A., 2007. Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 47, pp. 401-411.
- (Nesterenko, et al., 1997)** Nesterenko, V.F., Meyers, M.A., Lasalvia, J.C., Bondar, M.P., Chen, Y.J., Lu, K.Y.L., 1997. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Materials Science and Engineering A*, pp. 23 - 41.
- (Nistor, 2005)** Nistor, I., 2005. *Identification expérimentale et simulation numérique de l'endommagement en dynamique rapide : application aux structures aéronautiques*, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse et l'Académie Technique Militaire de Bucarest.
- (Orlich, et al., 19973)** Orlich, J., Rose, A., Wiest, P., 1973. *Atlas zur Warmbehandlung der Stähle. Zeit Temperatur Austenitisierung Schaubilder, MPI*.
- (Outeiro, et al., 2008)** Outeiro, J.C., Pina, J.C., M'Saoubi, R., Pusavec, F., Jawahir, I.S., 2008. Analysis of residual stresses induced by dry turning of difficult-to-machine materials. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 57, pp. 77-80.
- (Passeron, 2010)** Passeron, A., 2010. *Tournage*. Techniques de l'ingénieur, Référence BM 7 086.
- (Poliak, et al., 1996)** Poliak, E.I., Jonas, J.J., 1996. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, Volume 44, pp. 127-136.
- (Pont, et al., 1994)** Pont, D., Bergheau, J., Rochette, M., Fortunier, R., 1994. Identification of a kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels. Dans: *Inverse Problems in Engineering Mechanics*. Rotterdam., pp. 151-156.
- (Poulachon, 1999)** Poulachon, G., 1999. *Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers, Cluny.

- (Quan, et al., 2011)** Quan, G.Z., Li, G.S., Chen, T., Wang, Y.X., Zhang, Y.W., Zhou, J., 2011. Dynamic recrystallization kinetics of 42CrMo steel during compression at different temperatures and strain rates. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 528, pp. 4643-4651.
- (Ramesh, et al., 2008)** Ramesh, A., Melkote, S.N., 2008. Modeling of white layer formation under thermally dominant conditions in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel. Volume 48, pp. 402-414.
- (Ramesh, et al., 2005)** Ramesh, A., Melkote, S.N., Allard, L.F., Riestler, L., Watkins, T.R., 2005. Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering A*, Volume 390, pp. 88-97.
- (Rech, et al., 2004)** Rech, J., Battaglia, J., Moisan, A., 2004. Thermal influence of cutting tool coatings. *Journal de physique*, Volume 120, pp. 743-750.
- (Rech, et al., 2008)** Rech, J., Kermouche, G., Grzesik, W., García-Rosales, C., Khellouki, A., García-Navas, V., 2008. Journal of Materials Processing Technology. *Characterization and modelling of the residual stresses induced by belt finishing on a AISI 52100 hardened steel*, Volume 208, pp. 187-195.
- (Rigney, et al., 1984)** Rigney, D.A., Chen, L.H., Naylor, M.G.S., Rosenfield, A.R., 1984. Wear processes in sliding systems. *Wear*, Volume 100, pp. 195-219.
- (Rittel, et al., 2002)** Rittel, D., Ravichandran, G., Lee, S., 2002. Large strain constitutive behavior of OFHC copper over a wide range of strain rates using the shear compression specimen.. *Mechanics of Materials*, Volume 34, pp. 627 - 642.
- (Roebuck, et al., 1997)** Roebuck, B., Lord, J.D., Varma, R.K., Loveday, M.S., 1997. *Guidelines for the measurement of flow stress in hot axisymmetric compression tests*. Teddington: National Physical Laboratory.
- (Roux, et al., 2006)** Roux, G.M., Hild, F., Billardon, R., 2006. Modélisation de la transformation austénitique au chauffage. *Colloque National Mecamat / Ecole de Mécanique des Matériaux "Approches multiéchelles en mécanique des matériaux"*.
- (Rusinek, et al., 2001)** Rusinek, A., Klepaczko, J.R., 2001. Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *International Journal of Plasticity*, Volume 17(1), pp. 87 - 115.
- (Ryan, et al., 1986)** Ryan, N.D., McQueen, H.J., Evangelista, E., 1986. *Metallurgy and Material Science*. Roskilde: Riso National Laboratory.
- (Salio, et al., 2006)** Salio, M., Berruti, T., De Poli, G., 2006. Prediction of residual stresses distribution after turning in turbine disks. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 48, pp. 976-984.

- (Sasahara, et al., 2004)** Sasahara, H., Obikawa, T., Shirakashi, T., 2004. Prediction model of surface residual stress within a machined surface by combining two orthogonal models. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 44, pp. 815-822.
- (Sassoulas, 2009)** Sassoulas, H., 1997. *Traitement thermique des aciers inoxydables*, Techniques de l'ingénieur, Référence M 1 155.
- (Saunders, et al., 1998)** Saunders, A., Miodownik, A.P., 1998. *CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide*, 1st Edition, éd. Saunders & Miodownik, ISBN : 9780080421292.
- (Sauger, et al., 2000)** Sauger, E., Ponsonnet, L., Martin, J.M., Vincent, L., 2000. Study of the tribologically transformed structure created during fretting tests. *Tribology International*, Volume 33, pp. 743-750.
- (Schmidt, et al., 1949)** Schmidt, A.O., Roubik, J.R., 1949. Distribution of Heat Generated in Drilling. *ASME Transaction*, Volume 71, pp. 245-252.
- (SERAM, 1997)** SERAM, 1997. *Determination des contraintes par diffraction des rayons X*, ENSAM, Paris.
- (Shi, et al., 2002)** Shi, G., Deng, X., Shet, C., 2002. A finite element study of the effect of friction in orthogonal metal cutting. *Finite Elements in Analysis and Design*, Volume 38, pp. 863-883.
- (Skalli, et al., 1991)** Skalli, N., Turbat, A., Flavenot, J.F., 1991. Prédiction des contraintes résiduelles d'origine thermique en rectification plane. *Revue Française de la mécanique*, Volume 1, pp. 69-76.
- (Smith, et al., 2007)** Smith, S., Melkote, S.N., Lara-Curzio, E., Watkins, T.R., Allard, L., Riester, L., 2007. Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance. *Material Science Engineering A*, Volume 459, pp. 337-346.
- (Son, et al., 2006)** Son, Y.I., Lee, Y.K., Park, K.T., 2006. "Reverse Transformation of Ferrite and Pearlite to Austenite in an Ultrafine-Grained Low-Carbon Steel Fabricated by Severe Plastic Deformation". *Metallurgical and materials transactions*, Volume 37A, pp. 3161-3164.
- (SYSTUS, 2008)** SYSTUS, 2008. *Reference manual ESI*, pp. 1209-1211.
- (Trent, 1991)** Trent, E.M., 1991. *Metal Cutting*. 3rd Edition éd. London: Butterworths.
- (Ulutan, et al., 2007)** Ulutan, D., Alaca, B., Lazoglu, I., 2007. Analytical modelling of residual stresses in machining. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 183, pp. 77-87.
- (Umbrello, 2011)** Umbrello, D., 2011. Influence of material microstructure changes on surface integrity in hard machining of AISI 52100 steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Volume 54, pp. 887-898.

- (Umbrello, et al., 2009)** Umbrello, D., Filice, L., 2009. Improving surface integrity in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel by modeling white and dark layers formation. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 58, pp. 73-76.
- (Valette, 2007)** Valette, S., 2007. *Diffraction des rayons X par les cristaux : application à l'estimation des contraintes résiduelles*, Polycopié de cours (5GM), ENISE Saint-Etienne.
- (Valiorgue, et al., 2007)** Valiorgue, F., Rech, J., Hamdi, H., Gilles, P., Bergheau, J.M., 2007. A new approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 191, pp. 270-273.
- (Valiorgue, 2008)** Valiorgue, F., 2008. *Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L. Nouvelle approche numérique et expérimentale*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- (Valiorgue, et al., 2012)** Valiorgue, F., Rech, J., Hamdi, H., Gilles, P., Bergheau, J.M., 2012. 3D modeling of residual stresses induced in finish turning of an AISI304L stainless steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 53, pp. 77-90.
- (Wang, et al., 2007)** Wang, Q.F., Zhang, C.Y., Xu, W.W., Zhao, S.J., Zhao, X.Q., Yan, Z.S., 2007. Refinement of Steel Austenite Grain Under an Extremely High Degree of Superheating. *Journal of Iron and Steel Research*, Volume 14 (5), pp. 161-166.
- (Withers, 2007)** Withers, P.J., 2007. Residual stress and its role in failure. *Reports on Progress in Physics*, Volume 70, pp. 2211-2264.
- (Wu, 2007)** Wu, T., 2007. *Experiment and numerical simulation of welding induced damage : stainless steel 15-5PH*, Thèse de doctorat, INSA Lyon.
- (Xu, et al., 2006)** Xu, Y., Bia, Y., Meyers, M.A., 2006. Deformation, phase transformation and recrystallization in the shear bands induced by high-strain rate loading in titanium and its alloys. *Journal of Materials Sciences and Technology*, Volume 22, pp. 737 - 746.
- (Yang, et al., 2002)** Yang, X., Liu, C.R., Grandt, A.F., 2002. An experimental study on fatigue life variance, residual stress variance, and their correlation of face-turned and ground Ti 6Al-4V samples. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Volume 124, pp. 809-820.
- (Yoshinori, et al., 1996)** Yoshinori, I., Zenji, H., Minoru, N., 1996. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta Materialia*, Volume 35, pp. 143-146.
- (Zavala, 2005)** Zavala, I., 2005. *Prédiction des distorsions dans le cas du soudage TIG de l'acier 17-4PH- Elaboration d'un modèle avec prise en compte des phénomènes de durcissement par précipitation*, Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, Vannes.
- (Zemzemi, et al., 2007)** Zemzemi, F., Rech, J., Salem, W.B., Dogui, A., Kapsa, P., 2007. Development of a friction model for the tool-chip-workpiece interfaces during dry machining of

AISI4142 steel with TiN coated carbide tools. *International Journal of Machine Tools, Manufacture*, Volume 2, pp. 361-367.

(Zener, et al., 1944) Zener, C., Hollomon, J.H., 1944. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, Volume 15, pp. 22-32.

(Zhang, et al., 2006) Zhang, H.W., Ohsaki, S., Mitao, S., Ohnuma, M., Hono, K., 2006. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 421, pp. 191-199.

TABLES DES FIGURES

FIGURES

Figure 1-1. Positionnement du mât rotor et du manchon de fixation de pôle : pièces critiques en 15-5PH usinées en tournage finition.....	13
Figure 1-2. Les différentes couches affectées d'une surface (Davim, 2008).....	15
Figure 1-3 Le principe du tournage (Passeron, 2010).....	16
Figure 1-4 Représentation et définition des paramètres : vitesse de coupe V_c , avance f et profondeur de passe a_p (Passeron, 2010).	17
Figure 1-5 Définition des différentes zones de l'outil, des zones de coupe et des zones de cisaillement de la matière (Rech, <i>et al.</i> , 2004).....	18
Figure 2-1 Modes possibles d'inclusions du carbone dans le fer α (C.C).	21
Figure 2-2 Mode d'inclusion du carbone dans le fer γ (C.F.C).	22
Figure 2-3 Structure cristalline quadratique de la martensite.	22
Figure 2-4 Diagramme d'équilibre Fer-Carbone (Saunders, <i>et al.</i> , 1998).	23
Figure 2-5 Courbe de transformation en refroidissement continu(TRC) d'un acier inoxydable martensitique titrant 0,25 % C et 13,4 % Cr(Sassoulas, 1997)	23
Figure 2-6 Micrographie optique de l'acier 15-5PH en condition H1025 (attaque au réactif ASTM24 : 79.5 ml C_2H_6O + 20 ml HCl + 0.5ml HNO_3 + 6.5 g $FeCl_3$).	24
Figure 2-7 Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier du type 35 CrMo4 (Orlich, <i>et al.</i> , 1973).....	26
Figure 2-8 Type de courbe relevée lors des essais des dilatométrie libre.	30
Figure 2-9 Système de chauffe et de traction d'une Gleeble 3500.	32
Figure 2-10. Différentes formes d'éprouvettes testées	33
Figure 2-11 Représentation de la courbe de chauffe effective et du paramètre PowerAngle.	34
Figure 2-12 Exemple de courbe de dilatométrie à 3500 °C/s dont la mesure de dilatation est perturbée par le champ magnétique généré par le courant de chauffe.....	35
Figure 2-13 Exemple de courbes de dilatométrie présentant les points de mesure pour deux essais dans le cas d'une chauffe à 500 °C/s (a) et d'une chauffe à 11000 °C/s (b).	36
Figure 2-14 (a) Mesure de la température en fonction du temps pour un essai à 7750 °C/s ; (b) dérivée de la température en fonction du temps lors de la chauffe à 7750 °C/s.....	37
Figure 2-15. Cycle thermique lent : chauffe à 2 °C/s, refroidissement à 5 °C/s	38
Figure 2-16. Déformation en fonction de la température lors d'un cycle thermique lent.	38
Figure 2-17 Mesures de dilatation libre pour des vitesses de chauffes allant de 6 °C/s à 11000 °C/s.....	39
Figure 2-18 Evolution des températures A_c1 et A_c3 en fonction de la vitesse de chauffe.	40
Figure 2-19 Micrographie optique de la microstructure du 15-5PH : a°) avant les essais de dilatation (matériau d'origine) et après différents cycles thermiques : b°) chauffe à 6 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; c°) chauffe à 700 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; d°) chauffe à 11000 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s.....	41
Figure 2-20 Micrographie au MEB de la microstructure du 15-5PH : a°) avant les essais de dilatation (matériau d'origine) et après différents cycles thermiques : b°) chauffe à 6 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; c°) chauffe à 700 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s ; d°) chauffe à 11000 °C/s, T_{max} 1000 °C, vitesse de refroidissement -90 °C/s.....	42

Figure 2-21 Exemple de détermination de la température T_i pour une courbe de dilatation correspondant à une chauffe de 1300 °C/s.....	43
Figure 2-22 Dérivée de la déformation en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffe.	44
Figure 2-23 Évolution de la température T_i en fonction de la vitesse de chauffe.....	44
Figure 2-24. Détermination de l'énergie d'activation en fonction de la vitesse de chauffe.....	45
Figure 2-25 Evolution de proportion d'austénite Z_{ref} en fonction de la vitesse de chauffe.....	47
Figure 2-26 Évolution du temps retard en fonction de la température.....	48
Figure 2-27. Modélisation de l'essai de dilatométrie libre sous Sysweld®.	49
Figure 2-28. Exemples de comparaison des courbes de dilatation expérimentales et numériques.	50
Figure 2-29. Modélisation complète de l'essai de dilatation libre à partir du modèle métallurgique identifié.	51
Figure 2-30. Éprouvette de petit diamètre utilisée pour les essais de chauffe avec trempe.....	52
Figure 2-31. Dispositif expérimental des essais de chauffe rapide et de refroidissement par trempe.	53
Figure 2-32.Cinétique de chauffe et de refroidissement lors des essais de chauffe rapide avec trempe.	53
Figure 2-33. Relevé de la température et des vitesses de chauffe et de refroidissement face à la buse de trempe et du coté opposé à la trempe.....	53
Figure 2-34. Modélisation de l'essai de chauffe rapide avec trempe.....	54
Figure 2-35. Coefficients d'échange thermique considérés lors de la trempe en fonction de la zone de l'éprouvette.....	55
Figure 2-36. Comparaison entre les températures relevées expérimentalement et reproduites numériquement.	55
Figure 2-37. Comparaison entre la microstructure de l'éprouvette et le pourcentage simulé d'austénite formée lors de la chauffe.....	56
Figure 2-38. Évolution de la température de changement de phase en fonction de la contrainte.	58
Figure 3-1 Exemple de microstructures fines obtenues lors de sollicitations mécaniques sévères de la matière : a°) (Hwang, <i>et al.</i> , 2006), b°)(Kermouche, <i>et al.</i> , 2011) , c°) (Lin, <i>et al.</i> , 2012), d°)(Zhang, <i>et al.</i> , 2006)	62
Figure 3-2 Exemple de couches de surface modifiées par l'usinage : a. (Li, <i>et al.</i> , 2007), b.(Duan, <i>et al.</i> , 2012), c.(Brosse, <i>et al.</i> , 2008), d.(Chou, <i>et al.</i> , 1999), e.(Han, <i>et al.</i> , 2008).	64
Figure 3-3 Courbe contrainte/déformation d'un aluminium AA1050 déformé à 450 °C et représentatif des phénomènes de recristallisation dynamique continue et géométrique pour les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement (Montheillet, 2009).....	65
Figure 3-4 Représentation de l'évolution microstructurale et de l'affinement de grain lors de déformation à grande vitesse (Nesterenko, <i>et al.</i> , 1997).	66
Figure 3-5 Illustration du processus d'affinement de grains par recristallisation dynamique géométrique (Humphreys, <i>et al.</i> , 2004).	66
Figure 3-6 Lien entre les phénomènes microstructuraux et la contrainte d'écoulement (Jonas, <i>et al.</i> , 2009).	67
Figure 3-7 Exemple de courbe $\theta - \sigma$ pour un essai à 500 °C ; $d\epsilon/dt = 80$ /s.....	69
Figure 3-8 Exemple de détermination des paramètres n et k de la loi d'évolution d'Avrami pour un essai à 600 °C ; $d\epsilon/dt = 0.01$ /s.....	71
Figure 3-9 Représentation des différents modes d'écrouissage : a. isotrope, b. cinématique, c. mixte (SYSTUS, 2008).	73
Figure 3-10 Dispositif de traction dynamique (Nistor, 2005).....	75
Figure 3-11 Barre d'Hopkinson et principe de l'essai Taylor.....	75

Figure 3-12 Différents dispositifs d'essais de cisaillement : a. cisaillement double, b. éprouvette SCS, c. éprouvette de torsion, d. éprouvette chapeau.	76
Figure 3-13 Illustration du chargement mécanique induit par la coupe (Valiorgue, 2008).	77
Figure 3-14 Éprouvette utilisée et températures testées lors des essais cycliques.	78
Figure 3-15 Dispositif expérimental des essais cycliques.	78
Figure 3-16 Trajet de déformation.	79
Figure 3-17 Résultats des essais de traction/compression en fonction de la température et de la microstructure.	80
Figure 3-18 Exemple d'évaluation des paramètres C et γ pour l'essai cyclique à 20 °C.	82
Figure 3-19 Comparaison entre les courbes expérimentales et les prédictions du modèle d'écrouissage identifié.	83
Figure 3-20 Valeur du paramètre de Zener-Hollomon $\log(Z)$ dans le cadre de l'usinage et des essais de compression dynamique.	85
Figure 3-21 Dispositif de compression sur la machine Gleeble®.	85
Figure 3-22 Éprouvette de compression.	86
Figure 3-23 Cycle thermique des essais de compression.	86
Figure 3-24 Correction de la rigidité de la machine en se ramenant à une courbe contrainte/déformation plastique (essai à 400 °C, $d\varepsilon/dt = 1$ /s).	88
Figure 3-25 Comparaison entre la courbe contrainte/déformation plastique initiale et les courbes avec correction du frottement en considérant $\mu = [0.05 ; 0.2]$ (essai à 20 °C ; $d\varepsilon/dt = 1$ /s).	89
Figure 3-26 Calibration du coefficient de correction thermique du modèle de Johnson-Cook (Johnson, <i>et al.</i> , 1983).	91
Figure 3-27 Exemple de correction des effets de l'auto-échauffement sur la contrainte (pour $T = 20$ °C et $d\varepsilon/dt = 1$ /s).	92
Figure 3-28 Courbes corrigées contrainte/déformation plastique des essais de compression dynamique.	93
Figure 3-29 Comparaison entre les microstructures : a. du matériau brut, b. après un essai de compression, c. de la couche de surface après usinage.	94
Figure 3-30 Exemple d'approximation polynomiale pour la courbe σ - ε d'un essai à 200 °C et $d\varepsilon/dt = 1$ /s et rappel des paramètres caractéristiques de la DRX.	95
Figure 3-31 Courbes θ - σ pour l'ensemble des essais de compression.	95
Figure 3-32 Mise en évidence des relations linéaire entre $\ln(Z)$ et les différents paramètres σ_{sat} , σ_c , σ_p , ε_c et σ_{DRX}	97
Figure 3-33 Exemple de calibration des constantes n et k pour : a. 600 °C ; $d\varepsilon/dt = 0.01$ /s, b. 400 °C ; $d\varepsilon/dt = 1$ /s, c. 20 °C ; $d\varepsilon/dt = 80$ /s.	99
Figure 3-34 Validation de la loi de comportement à travers la simulation des essais uniaxiaux et des essais cycliques.	103
Figure 4-1 Exemple de profils de contraintes résiduelles.	106
Figure 4-2 Représentation schématique des différents ordres des contraintes résiduelles en fonction de la taille des domaines concernés (Valette, 2007).	106
Figure 4-3 Principe et dispositif de mesure par diffraction de RX.	107
Figure 4-4 Principe de mesure sur pic de diffraction.	108
Figure 4-5 Évolution des contraintes résiduelles en coupe orthogonale du 316L en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe (M'Saoubi, <i>et al.</i> , 1999).	110
Figure 4-6 Évolution des contraintes résiduelles en tournage dur du AISI 52100 en fonction de l'avance et de la préparation d'arête (Matsumoto, <i>et al.</i> , 1999).	111
Figure 4-7 Modèle analytique développé par Ulutan (Ulutan, <i>et al.</i> , 2007).	112
Figure 4-8 Modélisation A.L.E de la coupe orthogonale selon Nasr (Nasr, <i>et al.</i> , 2007).	113
Figure 4-9 Modélisation du chariotage à l'aide de deux modèles 2D orthogonaux (Sasahara, <i>et al.</i> , 2004).	113

Figure 4-10 Modélisation de la coupe orthogonale en 3D (Attanasio, <i>et al.</i> , 2009).....	114
Figure 4-11 Principe de la modélisation hybride.	115
Figure 4-12 Modélisation de l'austénitisation en usinage (Ramesh, <i>et al.</i> , 2008).	116
Figure 4-13 Étude de la profondeur recristallisée lors du tournage finition du cuivre (Bissey-Breton, <i>et al.</i> , 2011).	117
Figure 4-14 Comparaisons entre les tailles de grain prédites numériquement et les mesures expérimentales (Ding, <i>et al.</i> , 2011).....	118
Figure 4-15 Taille de grain simulée lors du tournage de l'acier 52100 (Caruso, <i>et al.</i> , 2011). ..	119
Figure 4-16 Illustration qualitative des zones recristallisées en fonction des conditions de coupe pour un acier C45 et un acier 42CrMo4(Courbon, 2011).....	119
Figure 4-17 Méthodologie appliquée pour la construction d'une simulation hybride.	120
Figure 4-18 Description du modèle de coupe orthogonale A.L.E.	121
Figure 4-19 Comparaisons entre la simulation de coupe et les formes de chargements retenues pour les flux de chaleur, la pression normale et la contrainte tangentielle.	122
Figure 4-20 Répartition des efforts d'usinage.	123
Figure 4-21 Chargements thermomécaniques équivalents à l'interface outil/pièce.	125
Figure 4-22 Estimation des paramètres géométriques nécessaires à l'extension des chargements en 3D.....	127
Figure 4-23 Paramètres géométriques et maillage du modèle de tournage 3D hybride.	128
Figure 4-24 Stratégie de simulation du modèle de tournage 3D hybride.....	128
Figure 4-25 Modélisation de plusieurs rotations de la pièce (= plusieurs passages de l'outil)...	129
Figure 4-26 Comparaison des nuances 4215 et H13A.....	131
Figure 4-27 Plaquettes utilisées lors des essais de chariotage.	132
Figure 4-28 Dispositif expérimental de frottement.	133
Figure 4-29 Modèle numérique de dépouillement des essais de frottement.	134
Figure 4-30 Évolution du coefficient de frottement local en fonction de la vitesse de glissement.	135
Figure 4-31 Évolution du coefficient de partage thermique en fonction de la vitesse de glissement.	136
Figure 4-32 Dispositif de coupe orthogonale et grandeurs mesurées.	137
Figure 4-33 Création de plaquettes à usure maîtrisée pour les essais de coupe orthogonale.....	138
Figure 4-34 Sensibilité de l'épaisseur moyenne du copeau à la variation de l'avance.....	139
Figure 4-35 Sensibilité des efforts d'usinage (coupe et avance) aux conditions de coupe : a. Avance et vitesse de coupe, b. Usure en dépouille, c Nuance de l'outil.	139
Figure 4-36 Configuration des essais de tournage.	143
Figure 4-37 Exemple de profil mesuré.....	144
Figure 4-38 Mise en évidence de la couche modifiée de surface après une opération de tournage ($V_c=150$ m/min, $f=0.3$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sous lubrification).....	145
Figure 4-39 Visualisation de la couche de surface dans des plans normaux (a) à la vitesse de coupe, (b) la vitesse d'avance ou (c) au MEB ($V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sous lubrification).	146
Figure 4-40. Micrographie EBSD de la couche modifiée en surface ($V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sous lubrification).....	146
Figure 4-41. Exemples d'indents obtenus dans la direction normale ou tangentielle à la couche de surface.....	147
Figure 4-42 Mesures de dureté par nanoindentation dans la couche de surface en comparaison aux mesures dans le matériau d'origine.....	148
Figure 4-43 Mesures du module d'élasticité par nanoindentation dans la couche de surface en comparaison aux mesures dans le matériau d'origine.	148

Figure 4-44 Cycle thermique extrait d'une simulation de tournage en fonction du temps et de la profondeur : a°) Température-Temps, b°) Cinétique thermique-Temps ($V_c=250$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm, sans lubrification).	150
Figure 4-45 Application du modèle d'austénitisation de Leblond calibré au cycle thermique d'usinage : prédiction de la proportion d'austénite formée en surface.	150
Figure 4-46 Simulation des proportions de phase (calibrée à partir des mesures d'austénite résiduelle).....	152
Figure 4-47 Représentation de la proportion de matière recristallisée après une opération de tournage finition.....	153
Figure 4-48 Évolution de la proportion de matière recristallisée après usinage dans la profondeur et influence de la taille de maille.	154
Figure 4-49 Comparaison des déformations équivalentes en surface entre les modélisations ALE et hybride.	155
Figure 4-50 Description du modèle de coupe orthogonale A.L.E.	155
Figure 4-51 Proportion de recristallisation simulée par le modèle ALE ($V_c=150$ m/min ; $f=0.1$ mm/tr).	156
Figure 4-52 Modèle Lagrangien de frottement.	156
Figure 4-53 Comparaison numérique/expérimentale de la recristallisation dynamique dans les stries de frottement.....	157
Figure 4-54 Méthode d'extraction des profils de contraintes à partir du modèle de tournage 3D hybride.	158
Figure 4-55 Comparaison entre les fluctuations des contraintes simulées et la taille du spot de mesure par diffraction de rayon X.	159
Figure 4-56 Influence de la prise en compte de la pénétration des rayons X sur les gradients de contraintes résiduelles simulés (exemple pour $V_c=150$ m/min, $f=0.18$ mm/tr, $a_p=0.6$ mm).	160
Figure 4-57 Comparaison entre les contraintes résiduelles simulées et mesurées pour le cas d'étude référence $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.	161
Figure 4-58 Influence de la vitesse coupe (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=[50-250]$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.....	162
Figure 4-59 Influence de l'avance (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=[0.1-0.3]$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.....	163
Figure 4-60 Influence de l'usure (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.....	164
Figure 4-61 Influence de la lubrification (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=[250-50]$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm.....	165
Figure 4-62 Influence de la nuance de l'outil (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=50$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.....	166
Figure 4-63 Influence de la forme de l'outil (comparaison numérique et expérimentale) pour $V_c=150$ m/min ; $f=0.18$ mm/tr ; $a_p=0.6$ mm ; sous lubrification.	167

TABLES

Tableau 2-1 Composition chimique du 15-5PH en pourcentage massique.	24
Tableau 2-2 Variation des températures A_c1 et A_c3 en fonction de la vitesse de chauffe.	40
Tableau 2-3. Température T_i en fonction de la vitesse de chauffe.	44
Tableau 2-4 Évolution de l'énergie d'activation en fonction de la vitesse de chauffe.....	45
Tableau 2-5. Quantification des écarts sur les déformations entre numérique et expérimentale. .	49

Tableau 2-6. Propriétés du Chromel.	54
Tableau 3-1 Évolution des paramètres du modèle d'écroissage en fonction de la température et de la microstructure.	82
Tableau 3-2 Valeurs des paramètres du modèle de recristallisation dynamique σ_{sat} , σ_c , σ_p , ε_c et σ_{DRX} extraites des essais de compression dynamique.	96
Tableau 3-3 Valeur des paramètres k et n de la loi d'évolution d'Avrami.	100
Tableau 4-1 Études expérimentales portant sur l'influence de certains paramètres de coupe. ...	110
Tableau 4-2 Comparaison de différentes simulations d'usinage en vue de la prédiction des contraintes résiduelles induites.	115
Tableau 4-3 Comparaisons des valeurs de la rugosité Ra mesurée et théorique pour diverses conditions de coupe.	144
Tableau 4-4 Dosage de l'austénite résiduelle dans les surfaces usinées et dans le matériau brut.	152

ANNEXES

Annexe 1 : Influence de l'inertie thermique des thermocouples.....	193
Annexe 2 : Modèle métallurgique utilisateur dans sysweld®	197
Annexe 3 : Routine de loi de comportement utilisateur dans sysweld®	199
Annexe 4 : Les chargements thermomécaniques du modèle 3D hybride.....	206
Annexe 5 : Modélisation 3D fluide de l'usinage	207
Annexe 6 : Propriétés thermo-physiques du 15-5PH.....	215

ANNEXE 1 : INFLUENCE DE L'INERTIE THERMIQUE DES THERMOCOUPLES

Lorsque les mesures de températures se font pour des vitesses de chauffages élevées (supérieures à 500 °C/s), le choix du diamètre du thermocouple devient un paramètre très influent. Les premiers essais effectués avec des thermocouples type K de diamètre 0.254 mm ont mis en évidence l'erreur importante dans la mesure de température provenant de l'inertie thermique du thermocouple.

Deux exemples nets, qui ont perturbés les essais préliminaires de chauffe rapide, permettent de mettre en évidence ces erreurs de mesure de température.

Premièrement, si on s'intéresse à la courbe de chauffe/refroidissement d'un essai de chauffe rapide (> 3000 °C/s) réalisé avec un thermocouple de diamètre important $\phi=0.254$ mm (Figure A-1), on remarque qu'après la zone de chauffe rapide (marquée par une chauffe linéaire), la température mesurée continue d'augmenter pendant plusieurs dixièmes de seconde (même si le courant de chauffe est nul). Cette tendance indique que la température au point de mesure (base du thermocouple) est différente de la température au cœur de l'éprouvette.

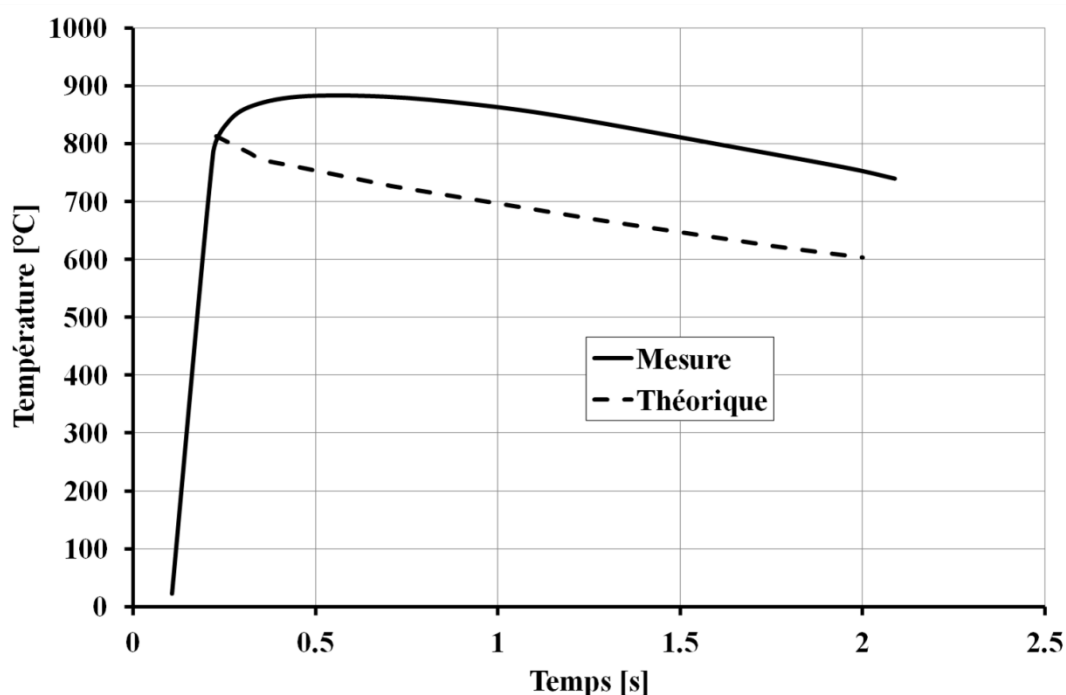


Figure A-1 Chauffe (3500 °C/s) et début de refroidissement mesurés avec un thermocouple de diamètre 0.254mm.

Deuxièmement, on peut réaliser des mesures de dilatation jusqu'à une température inférieure à la température de début d'austénisation A_{c1} . Ainsi, en supprimant les éventuels effets d'un changement de phase sur la dilatation, on doit obtenir une courbe de dilatation à la chauffe (rapide) superposée à la courbe de dilatation au refroidissement (lent). La pente de cette courbe étant directement donnée par le coefficient de dilatation. Sur la Figure A-2 (mesure réalisée avec un thermocouple de diamètre 0.254 mm), on remarque que la courbe lors de la

chauffe est différente de celle obtenue au refroidissement. Il s'agit d'une erreur (« retard ») dans la mesure de la température lors de la chauffe de plus de 100 °C.

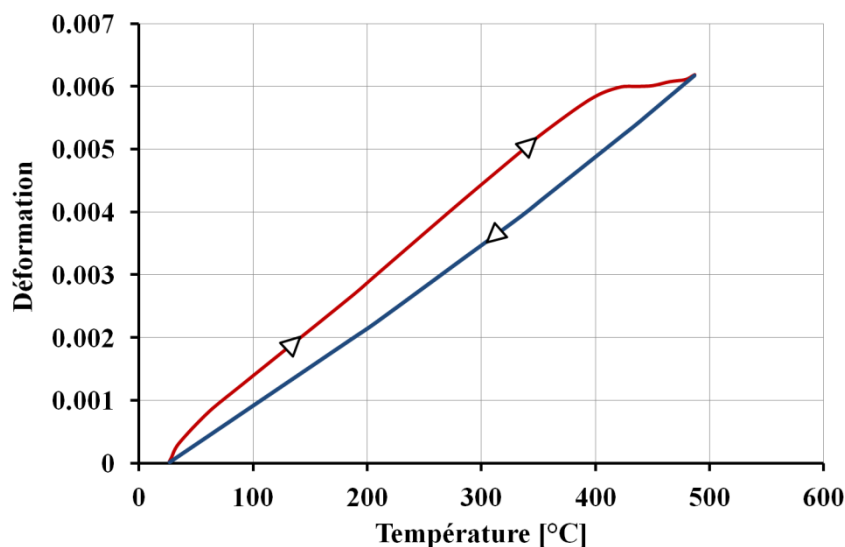


Figure A-2 Dilatation libre sans changement de phase à une vitesse de chauffe de 3500 °C/s : erreur dans la mesure de température (thermocouple de diamètre 0.254mm).

On peut modéliser le phénomène de retard dans la mesure de température à l'aide d'un modèle simple (Figure A-3). On simule un cylindre de 15-5PH correspondant à la zone utile des éprouvettes utilisées (diamètre 6 mm, longueur 12 mm). On modélise une branche du thermocouple par un cylindre de diamètre 0.25 mm d'une longueur suffisante et relié au centre du massif.

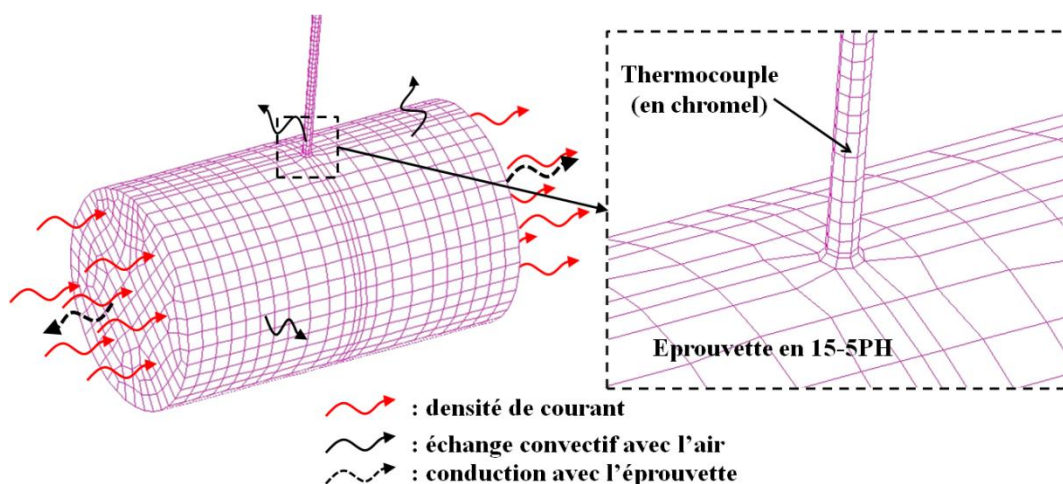


Figure A-3 Modélisation simplifiée de la liaison avec le thermocouple.

On applique une densité de courant comprise entre 9 et 230A/mm² en fonction de la vitesse de chauffe souhaitée (10 °C/s à 10000 °C/s) au borne de la zone modélisée. Un échange convectif avec l'air ($k = 5.10^{-5}$ W/mm²/°C) est possible sur la surface cylindrique du massif et sur les deux premiers millimètres du thermocouple (simulant le dénudage de la gaine). La conduction avec le reste de l'éprouvette est appliquée sur les deux faces aux extrémités du cylindre.

Enfin, on mesure la température au cours de la chauffe et du refroidissement en deux points correspondant au cœur de l'éprouvette (Point 1) et à la zone de soudure du thermocouple sur l'éprouvette (Point 2) comme indiqué sur la Figure A-4.

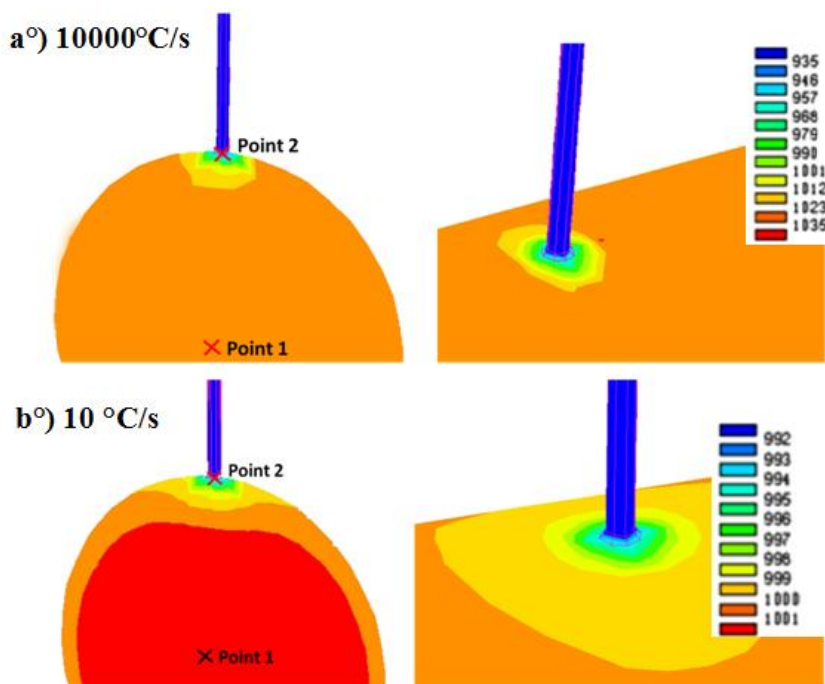


Figure A-4 Évolution de la température à proximité de la zone de soudure du thermocouple à une vitesse de chauffe de: a°) 10000 °C/s ; b°) 10 °C/s

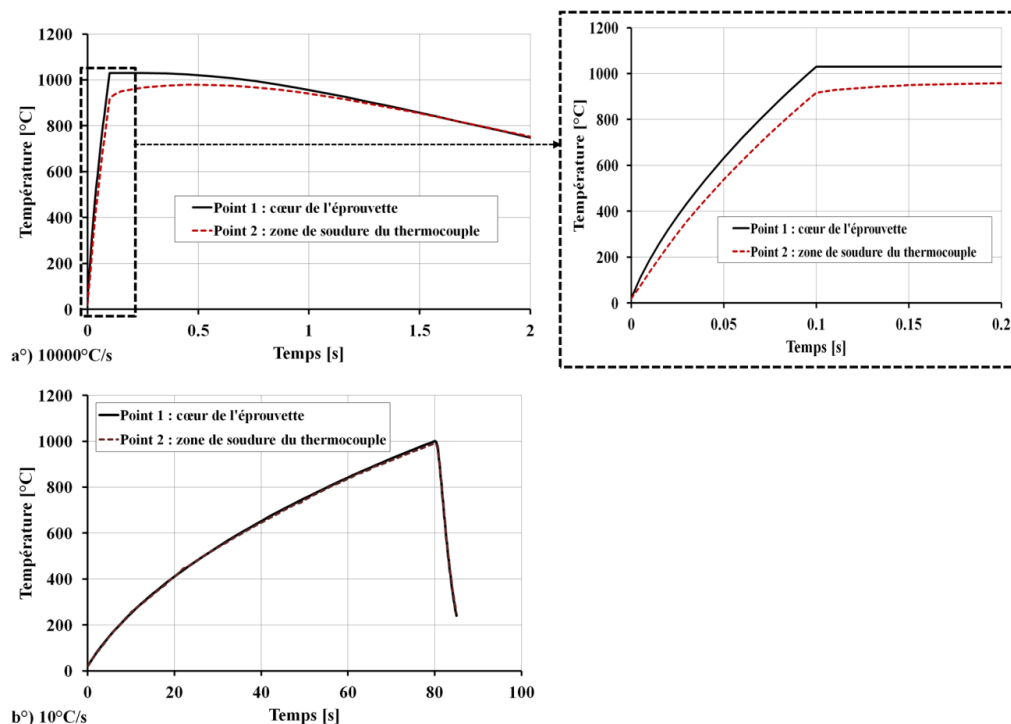


Figure A-5 Températures simulées lors de la chauffe et du refroidissement pour deux vitesses de chauffe : a°) 10000 °C/s ; b°) 10 °C/s.

Plusieurs conclusions peuvent être extraites de ces simulations. Premièrement, on remarque que pour une vitesse de chauffe élevée, il y a un écart important entre la température à cœur et la température mesurée au niveau de la soudure du thermocouple. Sur la Figure A-4, on voit que le thermocouple pompe localement la chaleur de l'éprouvette. Ce phénomène est fortement atténué lors d'une chauffe lente (10 °C/s). L'écart de température se réduit à quelques degrés car la température de l'éprouvette et du thermocouple ont le temps de s'équilibrer.

Deuxièmement, la courbe de refroidissement simulée pour une vitesse de chauffe élevée (10000 °C/s) présente la même caractéristique que celle mesurée expérimentalement. Ainsi, après la chauffe rapide, la température continue d'augmenter lentement pendant quelques dixièmes de seconde. Il s'agit bien du rééquilibrage des températures entre le centre de l'éprouvette (qui a commencé à refroidir) et la zone de soudure (plus froide).

Enfin, on voit que l'échange convectif avec l'air n'a logiquement aucun impact sur la répartition des températures à haute vitesse de chauffe. Pour les basses vitesses, un écart de quelques degrés apparaît.

Finalement, les simulations et les essais préliminaires nous permettent de conclure que le diamètre du thermocouple doit être réduit au maximum pour diminuer le volume chauffé. Des thermocouples de diamètre 80 µm ont donc été utilisés (bon compromis entre précision de la mesure et difficultés de soudage). Les écarts entre la température mesurée et la température réelle de l'éprouvette (correspondant à la dilatation) sont ainsi fortement réduits (15 °C à 500 °C/s et 70 °C à 10000 °C/s).

ANNEXE 2 : MODÈLE MÉTALLURGIQUE

UTILISATEUR DANS SYSWELD[®]

Dans le logiciel Sysweld[®], lorsque la cinétique d'une réaction métallurgique n'est pas décrite par un modèle préprogrammé, l'utilisateur peut introduire ses propres cinétiques de transformation via une routine en Fortran Simplifié. Les transformations ainsi définies sont additives aux autres transformations qui pourraient être définies par ailleurs. C'est le cas du modèle métallurgique identifié au chapitre 2 reproduisant les cinétiques d'austénitisation du 15-5PH et calibré pour des vitesses de chauffe allant de 6 à 11000 °C/s. La suite de cette annexe présente la routine utilisateur qui permet d'utiliser ce modèle métallurgique.

FORTRAN

DIMENSION X(5) , F(2)

C INPUT :

C X(1) : temps

C X(2) : température

C X(3) : dérivée de la température

C INPUT/OUTPUT :

C X(4) : proportion phase 1 MARTENSITE

C X(5) : proportion phase 2 AUSTENITE

C OUTPUT :

C F(1) : dérivée de la proportion phase 1 MARTENSITE

C F(2) : dérivée de la proportion phase 2 AUSTENITE

C Initialisation des variables

TIME = X(1)

TEMP = X(2)

DTEM = X(3)

DTEM = ABS(DTEM)

PM = X(4)

PA = X(5)

C Calcul des températures AC1 et AC3 et du temps retard TAU en fonction de la cinétique de chauffe

AC1 = 642

IF (DTEM.LT.6) GOTO 10

AC1 = 765

IF (DTEM.GT.380) GOTO 10

AC1 = DTEM**0.042

AC1 = AC1*597

10 AC3 = 754

IF (DTEM.LT.6) GOTO 20

AC3 = 830

IF (DTEM.GT.200) GOTO 20

AC3 = DTEM**0.028

AC3 = AC3*717

20 TAU = 8.75

IF (DTEM.LT.6) GOTO 30

TAU = 0.026

```
IF (DTEM.GT.1300) GOTO 30
TAU = 1/DTEM
TAU = TAU*36
```

C Calcul de la proportion d'austénite à l'équilibre ZREF

```
30 ZREF = 0.0
IF (TEMP.LT.AC1) GOTO 40
ZREF = 1.0
IF (TEMP.GT.AC3) GOTO 40
a = AC3-AC1
a = 1/a
b = AC1-AC3
b = AC1/b
ZREF = a*TEMP
ZREF = ZREF+b
IF (ZREF.LT.0) ZREF = 0.0
IF (ZREF.GT.1) ZREF = 1.0
```

C Calcul de l'évolution du temps retard au cours de la transformation TAU

```
40 TAEQ = TAU
IF (TEMP.LT.AC1) GOTO 50
TAEQ = 0.4*TAU
IF (TEMP.GT.AC3) GOTO 50
aa = AC3-AC1
ab = -0.6
ab = ab*TAU
aa = ab/aa
bb = AC3-AC1
ba = TAU*AC3
bc = -0.4
bc = bc * TAU
bc = bc*AC1
bc = ba+bc
bb = bc/bb
TAEQ = aa*TEMP
TAEQ = TAEQ+bb
```

C Calcul des proportions de phase martensitique et austénitique

```
50 VAL = ZREF - PA
VAL = VAL/TAEQ
IF (TEMP.LT.AC1) GOTO 60
IF (VAL.LT.0) GOTO 60
F(2) = VAL
F(1) = -VAL
60 RETURN
END
```

ANNEXE 3 : ROUTINE DE LOI DE COMPORTEMENT UTILISATEUR DANS SYSWELD[®]

Dans le logiciel Syweld[®], lorsque la loi de comportement souhaitée n'est pas décrite par un modèle préprogrammé, l'utilisateur peut introduire ses propres lois via une routine en Fortran Simplifié appelée USLOIC. La routine utilisée pour décrire la loi de comportement décrite et calibrée au chapitre 3, est présentée ci-après :

```

SUBROUTINE USLOIC (IDIM,A,B,D,DP,IDP,IS,ISS,ICTRPL,INCRE,MODIF,
.             GAMMA,KZ,KC,IPAGE,MAILL,TRA,RCMAT,CONST)
C
C=====
C Routine
C Ecrouissage cinématique non-linéaire ; critère de von Mises ; recristallisation dynamique
C Pas de calcul de matrice tangente : utiliser avec l'algorithme BFGS
C The programming is achieved in 3D
C
C Déclaration des variables
REAL  A(*), TRA(*)
REAL*8 B(*),D(6,6),DP(6,6),GAMMA(3,3)
INTEGER IDIM,IDP,IS,ISS,ICTRPL,KZ,KC
C
LOGICAL INCRE,MODIF
C
INTEGER IPAGE(160),MAILL(30)
REAL  RCMAT(201)
REAL*8 CONST(10)
C
INTEGER IOPT, I, J
REAL*8 SIG(6), DEVSIG(6), DELTAEP(6), DSDE(6,6),
.     DSEQDE(6), DDEQDE(6), DDEPDE(6,6)
REAL*8 SLOPE, EEQIN, EEQOUT, XLAMBDA, XMU, SIGY, SIGM,
.     SIGEQ, OVERSTR, DELTAEQ, COEF1, COEF2, COEF3
C
REAL*8 CU, DRX, EDT, BAISS, DELTAEQCUM, XM, VISCO
REAL*8 ZU, EPSCRIT, DDRX, EEQCUM, GAMINF, GAMZERO
REAL*8 PEEQVERYOLD, TEM, TEMPTERM, TSTAR, DELTATEMPS
REAL*8 FLOW(6),XX(6),DELTAAX(6), DEVX(6), DIFF(6), RR
REAL*8 HH, XXEQ, MM, GAM, CC, DTEM
C Fin des déclarations
C
IOPT = IPAGE(101)
C
C 3D computation : IOPT.EQ.4
C

```

```

IF (IOPT.NE.4) RETURN
C
C  Initialisation et calcul des coefficients du modèle
C
  DELTATEMPS = ABS(A(22)-B(22))
  TEM = A(21)
  DTEM = (A(21)-B(21))
  DTEM = 0.0
  NN = 1.1
C Coefficient de correction en température
  MM = -0.0009*TEM
  MM = MM+1.16
  MM = dmax1(MM,0.001)
  TSTAR = (TEM-20.)/(1440.-20.)
  TSTAR = dmax1(TSTAR,0.d0)
  TSTAR = dmin1(TSTAR,1.d0)
  TSTAR = TSTAR**MM
  TEMPTERM = 1.0 - TSTAR
  TEMPTERM = dmax1(TEMPTERM,0.d0)
  TEMPTERM = dmin1(TEMPTERM,1.d0)
C Coefficient de correction en vitesse de déformation
  EDT = A(43)
  EDT = dmax1(EDT,0.01)
  CC = 0.0003 *TEM + 0.07
  VISCO = 1.0 + CC*LOG10(EDT/0.01)
  VISCO = dmax1(VISCO,1.d0)
C Paramètre de la loi d'écrouissage
  SIGY = 530
  SIGY = SIGY * VISCO * TEMPTERM
  CU = 434742 - 520 * TEM
  GAMINF = 618 - 0.46 * TEM
  GAMZERO = 0.0018 * TEM * TEM - 1.329 * TEM + 754
  RR = 0.08*TEM + 13.5
  EEQCUM = ABS(A(45))
  GAM = GAMINF+(GAMZERO-GAMINF)*exp(-1.0*RR*EEQCUM)
C Récupération tenseur d'écrouissage
  DO 1 I=1,6
    XX(I) = A(I+12)
  1 CONTINUE
C Récupération du taux de recristallisation et calcul de la chute de contrainte associée
  BAISSSE = A(44)
  SIGY = SIGY - BAISSSE
C
C  Warning, the first value of RCMAT is the material number
C  so the CMAT(1) = RCMAT(2) in chapter 18.3 description
C
C Déformation plastique cumulée :
  EEQIN =A(20)
  EEQOUT = EEQIN
C Lambda (coefficient de Lamé)

```

```

XLAMBDA = CONST(9)
C Mu (coefficient de Lamé)
  XMU = CONST(2)
C
C Récupération du tenseur de la prédiction élastique
  DO 5 I=1,6
    SIG(I) = B(I)
  5 CONTINUE
C
C Initialization of the code for tangent matrix calculation (IDP=0, veut dire que l'on ne va pas
calculer la matrice tangente)
  IDP = 0
C
C Matrice d'élasticité
C
  DO 10 I=1,6
    DO 20 J=1,6
      DP(I,J) = 0.
    20 CONTINUE
  10 CONTINUE
C
  DO 30 I=1,3
    DO 40 J=1,3
      IF (I.EQ.J) THEN
        DP(I,J) = XLAMBDA + 2.*XMU
        DP(I+3,J+3) = XMU
      ELSE
        DP(I,J) = XLAMBDA
      ENDIF
    40 CONTINUE
  30 CONTINUE
  32 CONTINUE
C
C Projection
C Déviateur du tenseur des contraintes
C
  SIGM = (SIG(1) + SIG(2) + SIG(3))/3.
  DO 50 I=1,3
    DEVSIG(I) = SIG(I) - SIGM
    DEVSIG(I+3) = SIG(I+3)
  50 CONTINUE
C
C Déviateur du tenseur d'écroutissage
C
  XM = (XX(1) + XX(2) + XX(3))/3.
  DO 51 I=1,3
    DEVX(I) = XX(I) - XM
    DEVX(I+3) = XX(I+3)
  51 CONTINUE
C

```

C Calcul du critère de plasticité de von Mises

C

```

SIGEQ = (DEVSIG(1)-XX(1))**2 + (DEVSIG(2)-XX(2))**2
.      + (DEVSIG(3)-XX(3))**2
.      + ((DEVSIG(4)-XX(4))**2 + (DEVSIG(5)-XX(5))**2
.      + (DEVSIG(6)-XX(6))**2)*2

```

C

```

SIGEQ = SQRT(3./2.*SIGEQ)

```

C

```

OVERSTR = SIGEQ - SIGY

```

C

C Case of elastic unloading (in this case EEQ is stored with a minus sign,
C following Systus/Sysweld convention)

C Comportement élastique : $f < 0$

```

IF (OVERSTR.LE.0.) THEN

```

C

```

    B(20) = -ABS(EEQIN)
    B(19) = SIGY
    B(20) = EEQOUT
    B(24) = SIGY
    B(59) = DRX
    B(60) = DELTAEQ
    B(43) = EDT
    B(44) = BAISSE
    B(45) = EEQCUM
    B(46) = XREQ
    B(47) = DRX
    B(48) = HH
    RETURN
ENDIF

```

C Dépassement du seuil de plasticité

C Module d'écroissage

```

DO 52 I=1,3
    DIFF(I) = DEVSIG(I) - DEVX(I)
    DIFF(I+3) = DEVSIG(I+3) - DEVX(I+3)

```

52 CONTINUE

```

IF (A(48).GT.0) THEN

```

```

    HH = A(48)

```

ELSE

```

    HH = A(28)

```

ENDIF

C Calcul de l'incrément de déformation plastique

```

DELTAEQ = OVERSTR/(HH + 3.*XMU)

```

C Calcul du tenseur incrément de déformation plastique

```

DO 60 I=1,3
    DELTAEP(I) = 1.5*DELTAEQ*DIFF(I)/SIGEQ
    DELTAEP(I+3) = 3.*DELTAEQ*DIFF(I+3)/SIGEQ

```

60 CONTINUE

C Evolution du tenseur cinématique

```

DO 64 J=1,10000

```



```

DO 65 I=1,6
  DELTAXX(I) = 2/3*CU*DELTAEP(I)-GAM*XX(I)*DELTAEQ
  .   - (1/CU)*520*XX(I)*DTEM
  XX(I) = XX(I) + DELTAXX(I)
65 CONTINUE
64 CONTINUE
C Calcul du tenseur des contraintes final
DO 70 I=1,3
  SIG(I) = SIG(I) - 2.*XMU*DELTAEP(I)
  SIG(I+3) = SIG(I+3) - XMU*DELTAEP(I+3)
70 CONTINUE
C
C Itération et validation de la valeur du critère de plasticité (f=0)
C Calcul des déviateurs (contraintes et tenseur d'écrouissage)
SIGM = (SIG(1) + SIG(2) + SIG(3))/3.
DO 71 I=1,3
  DEVSIG(I) = SIG(I) - SIGM
  DEVSIG(I+3) = SIG(I+3)
71 CONTINUE
C
XM = (XX(1) + XX(2) + XX(3))/3.
DO 72 I=1,3
  DEVX(I) = XX(I) - XM
  DEVX(I+3) = XX(I+3)
72 CONTINUE
C
SIGEQ = (DEVSIG(1)-XX(1))**2 + (DEVSIG(2)-XX(2))**2
.   + (DEVSIG(3)-XX(3))**2
.   + ((DEVSIG(4)-XX(4))**2 + (DEVSIG(5)-XX(5))**2
.   + (DEVSIG(6)-XX(6))**2)**2
C
SIGEQ = SQRT(3./2.*SIGEQ)
C
OVERSTR = SIGEQ - SIGY
C
DO 73 I=1,6
  EP(I) = EP(I) + DELTAEP(I)
73 CONTINUE
C Boucle d'itération pour que f < ou = 1 MPa
IF (OVERSTR.GT.1) THEN
  GOTO 32
ENDIF
C
C Calcul du tenseur taux de déformation finale
DO 75 I=1,6
  DELTAEP(I) = EP(I) - A(36+I)
75 CONTINUE
C Calcul du taux de déformation équivalent final
DELTAEQ = (DELTAEP(1))**2 + (DELTAEP(2))**2
.   + (DELTAEP(3))**2

```

```

.      + ((DELTAEP(4))**2 + (DELTAEP(5))**2
.      + (DELTAEP(6))**2)*2
DELTAEQ = SQRT(2./3.*DELTAEQ)
C Mise à jour de la déformation plastique cumulée
EEQOUT = EEQIN + DELTAEQ
C Calcul du module d'écrouissage final
SIGM = (SIG(1) + SIG(2) + SIG(3))/3.
DO 76 I=1,3
  DEVSIG(I) = SIG(I) - SIGM
  DEVSIG(I+3) = SIG(I+3)
76 CONTINUE
  XM = (XX(1) + XX(2) + XX(3))/3.
  DO 77 I=1,3
    DEVX(I) = XX(I) - XM
    DEVX(I+3) = XX(I+3)
77 CONTINUE
  DO 78 I=1,3
    DIFF(I) = DEVSIG(I) - DEVX(I)
    DIFF(I+3) = DEVSIG(I+3) - DEVX(I+3)
78 CONTINUE
  SIGEQ = (DEVSIG(1)-XX(1))**2 + (DEVSIG(2)-XX(2))**2
.      + (DEVSIG(3)-XX(3))**2
.      + ((DEVSIG(4)-XX(4))**2 + (DEVSIG(5)-XX(5))**2
.      + (DEVSIG(6)-XX(6))**2)*2
C
  SIGEQ = SQRT(3./2.*SIGEQ)
  HH = (XX(1)*DIFF(1) + (XX(2)*DIFF(2))
.      + (XX(3)*DIFF(3))
.      + ((XX(4)*DIFF(4) + (XX(5)*DIFF(5))
.      + (XX(6)*DIFF(6)))**2
  HH = (3./2.) * GAM * HH
  HH = HH/SIGEQ
  HH = CU - HH
  HH = amax1(HH,0.00001)
C
C Calcul du taux de recristallisation dynamique
C Calcul de la vitesse de déformation
  EDT = ABS(DELTAEQ)/DELTATEMPS
  EDT = dmax1(EDT,0.01)
C Calcul de Z
  ZU = EDT*exp(250000.0/(8.314*(TEM + 273)))
  ZU = dmax1(ZU,1.d0)
C Calcul de la déformation critique de recristallisation
  EPSCRIT = 0.0012*log(ZU) + 0.0131
C On retrouve le taux de DRX à t
  DRX = A(59)
C Calcul de la DRX à t+dt
  IF (EEQCUM.EQ.0) THEN
    DRX = 0.0
  ELSE

```

```

IF (EEQCUM.LT.EPSCRIT) THEN
  DRX = DRX
ELSE
  DDRX = NN * (EEQCUM-EPSCRIT)**(NN-1)
  DDRX = DDRX * EXP(-1*EDT*((EEQCUM-EPSCRIT)/EDT)**NN)
  DRX = DRX+DDRX*(DELTAEQ)
  DRX = DRX+DDRX*DELTAEQ
  DRX = dmax1(DRX,0.d0)
  DRX = dmin1(DRX,1.d0)
ENDIF
ENDIF
C Calcul de la baisse de contrainte à t+dt (utilisée à l'itération suivante) due à la DRX
  BAISSE = DRX*(135-0.44*log(ZU))
C
C Stockage des variables
C Déformations plastiques et contraintes
  DO 180 I=1,6
    B(I) = SIG(I)
  180 CONTINUE
C
  IF (ISS.EQ.1) THEN
    DO 190 I=1,6
      B(36+I) = A(36+I) + DELTAEP(I)
    190 CONTINUE
C
C Tenseur cinématique
  DO 200 I=1,6
    B(I+12) = XX(I)
  200 CONTINUE
C
C taux de recristallisation et baisse des contraintes associée, vitesse de déformation, etc...
  B(19) = SIGY
  B(20) = EEQOUT
  B(24) = SIGY
  B(59) = DRX
  B(60) = DELTAEQ
  B(43) = EDT
  B(44) = BAISSE
  B(45) = EEQCUM
  B(46) = XXEQ
  B(47) = DRX
  B(48) = HH
C
  ENDIF
  RETURN
  END

```

ANNEXE 4 : LES CHARGEMENTS

THERMOMÉCANIQUES DU MODÈLE 3D

HYBRIDE

Le modèle de tournage 3D hybride se base sur un ensemble de chargements thermomécaniques équivalents à l'impact du processus de coupe sur la surface finale usinée. Pour les cas d'études définis, le tableau suivant donne les valeurs des paramètres (dimensions, coefficients, pressions, flux de chaleur,...) utilisés dans les simulations de prédiction des contraintes résiduelles.

Conditions de coupe et longueurs des zones D-C et I-C									
Cas d'étude	Outil	Lub.	R β (μ m)	f (mm/tr)	a _p (mm)	Vc (m/min)	h _{max} (mm)	d (mm)	K (mm)
REF	4215	OUI	56	0.18	0.6	150	0.03	0.18	0.96
Cas 1	4215	OUI	56	0.18	0.6	50	0.03	0.18	0.96
Cas 1	4215	OUI	56	0.18	0.6	250	0.03	0.18	0.96
Cas 2	4215	OUI	56	0.1	0.6	150	0.008	0.1	0.97
Cas 2	4215	OUI	56	0.3	0.6	150	0.075	0.3	0.88
Cas 3	4215 Usé	OUI	≈60	0.18	0.6	150	0.03	0.18	0.96
Cas 4	4215	NON	56	0.18	0.6	150	0.03	0.18	0.96
Cas 5	Plaquette ronde	OUI	56	0.18	0.6	150	0.0036	0.18	2.10
Cas 5	H13A	OUI	35	0.18	0.6	50	0.03	0.18	0.96

Cas	Essais de frottements			Essais de coupe orthogonale				Chargements du modèle numérique					
	μ_{ZCT}	μ_{ZCS}	Λ_3	F _c (N)	F _f (N)	β (mm)	α (mm)	P _N max (Mpa)	τ max (Mpa)	Flux ZCT (W)	Densité de flux ZCT (W/mm ²)	Flux ZCP (W)	Densité de flux ZCP (W/mm ²)
REF	0.22	0.30	0.12	432	603	0.06	0.075	2771	616	248	1001	68	366
Cas 1	0.36	0.50	0.18	447	630	0.06	0.075	2725	994	28	113	19	101
Cas 1	0.18	0.24	0.08	366	585	0.06	0.075	2842	502	353	1427	97	523
Cas 2	0.22	0.46	0.12	296	559	0.04	0.075	2572	572	230	929	41	320
Cas2	0.22	0.25	0.12	699	690	0.10	0.075	2987	664	267	1079	123	405
Cas 3	0.26	0.30	0.25	523	1180	0.06	0.22	2072	546	550	758	49	264
Cas 4	0.22	0.30	0.12	432	603	0.06	0.075	2771	616	248	1001	68	366
Cas 5	0.22	0.64	0.12	268	550	0.04	0.075	2416	537	216	873	36	313

ANNEXE 5 : MODÉLISATION 3D FLUIDE DE L'USINAGE

La simulation de l'usinage à l'aide de la méthode dite « hybride » consiste à remplacer la modélisation de l'outil de coupe et de la formation du copeau par des chargements thermomécaniques équivalents. Connaître précisément les formes de ces chargements thermomécaniques équivalents représente à la fois une difficulté et une nécessité pour la construction d'un modèle d'usinage hybride 3D pertinent.

Dans un premier temps, les formes des chargements (pression, contrainte tangentielle et flux de chaleur) ont été déterminées à partir de conclusions géométriques (basées sur la forme et l'épaisseur des sections de copeau) et sur les théories du contact cylindre/plan.

Afin de valider et d'améliorer ces formes, il est nécessaire d'utiliser une modélisation du tournage en 3D pour extraire l'impact du passage de l'outil au niveau de la surface usinée finale. Comme nous l'avons montré précédemment au chapitre 4, il existe peu de modèles d'usinage capables de fournir une simulation en 3D, qui plus est en conditions stationnaires. Le choix s'est donc porté sur une modélisation purement eulérienne de la zone de coupe à travers l'utilisation du modèle décrit ci-après.

Dans un second temps, on s'intéressera également aux résultats des prédictions des zones recristallisées en tournage. En effet, il est intéressant d'exploiter les capacités de ce modèle d'usinage 3D fluide (comme la prise en compte d'une déformation élevée) pour simuler les phénomènes de DRX.

Description du modèle 3D fluide

Le modèle représente à la fois l'ensemble « plaquette/porte-plaquette/fixation (vis et assise) » et la zone de formation du copeau (Figure A-6). La nécessité de modéliser l'ensemble de l'outil se justifie par une meilleure représentation de la thermique du phénomène. L'objectif étant d'obtenir un état stationnaire de l'usinage, l'évacuation de la chaleur de la zone de coupe est un critère essentiel. Toutes les parties sont maillées par des tétraèdres.

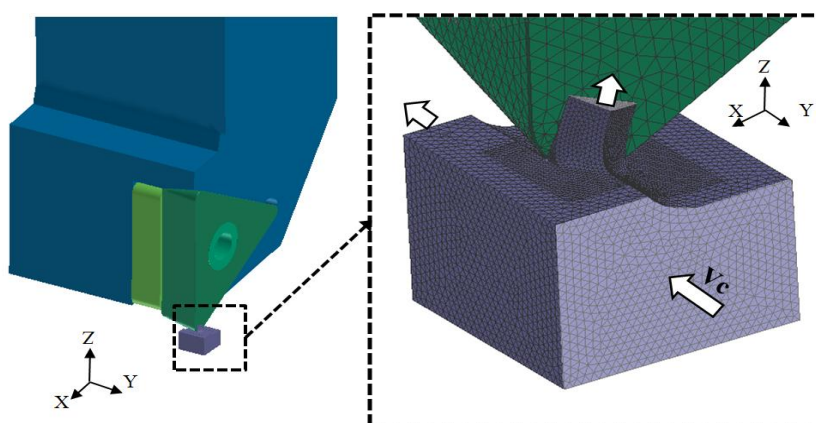


Figure A-6 Principe du modèle numérique de tournage « 3D fluide ».

Le modèle permet de prendre en compte un frottement à l'interface copeau/outil à partir d'une loi :

$$\vec{\tau} = K \cdot \|\overline{\Delta V}\|^{n-1} \cdot \overline{\Delta V}$$

Équation A-1

où K et n sont des paramètres matériaux et ΔV représente la différence de vitesse entre les parties frottantes.

La chaleur produite est répartie entre l'outil et la pièce usinée à travers l'utilisation d'un coefficient de partage thermique identique à celui utilisé par la modèle hybride et calibré lors des essais de frottement. Une résistance thermique de contact est également appliquée (égale à 29 [mm².K]/W (Courbon, 2011)).

Dans la partie « outil », l'ensemble des résistances thermiques de contact (plaquette/vis/assise/porte-plaquette) ont été calibrées à l'aide d'essais de chauffe laser. On garantit ainsi une évacuation de la chaleur appropriée et donc une chauffe réaliste de la zone de coupe. Au niveau du matériau usiné, l'évacuation de la chaleur générée par le frottement mais aussi par la déformation plastique élevée, est réalisée à la fois par convection (écoulement de la matière à travers le maillage) et par conduction (échanges thermiques reproduits sur l'ensemble des faces du massif).

Le comportement du matériau usiné est modélisé à l'aide d'une loi rigide-visqueuse incompressible afin de pouvoir représenter les déformations extrêmes et l'écoulement de la matière au voisinage de l'arrête de coupe. La partie élastique du comportement matériau est négligée (l'objectif n'étant pas d'obtenir les contraintes résiduelles par exemple). Cette loi peut être présentée sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma_D}} = 2 \cdot \mu \cdot \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$$

Équation A-2

avec $\underline{\underline{\sigma_D}}$ déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy, μ la viscosité dynamique, $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$ tenseur des vitesses de déformation.

La viscosité μ peut être définie de différentes façons. L'approche la plus simple consiste à supposer que les contraintes ne présentent aucune sensibilité au niveau de déformation atteint au travers d'une loi de type Norton-Hoff. Cette loi de comportement est souvent employée pour modéliser les procédés de mise ne forme à chaud. Elle fait intervenir la consistance K du matériau de base, ainsi que la sensibilité m de la contrainte à la vitesse de déformation :

$$\mu = K \cdot \left(\sqrt{3} \cdot \dot{\epsilon}_{eq} \right)^{m-1}$$

Équation A-3

où $\dot{\epsilon}_{eq}$ représente la vitesse de déformation équivalente définie par :

$$\dot{\epsilon}_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}}$$

Équation A-4

Les paramètres K et m ont été déterminés à partir de la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation extraite des essais de compression dynamique. K dépend fortement de la température.

T (°C)	K	m
20	699	0.0076
100	647	0.0076
200	581	0.0076
300	515	0.0076
400	449	0.0076
500	383	0.0076
600	317	0.0076
700	251	0.0076
800	186	0.0076
900	120	0.0076
1000	56	0.0076
1100	20	0.0076

Tableau A-1 Valeurs de paramètres K et m pour le 15-5PH en fonction de la température.

La matière arrive à une vitesse égale à la vitesse de coupe (dans la direction Y , Figure A-6) et s'écoule librement à travers le copeau et le reste du massif. La forme du copeau est fixe. Elle a été déterminée à partir de mesures expérimentales lors d'essais de chariotage « quick-stop » en condition stationnaire d'usinage (c'est-à-dire un arrêt instantané de la coupe permettant de figer la position du copeau).

Les valeurs de la déformation équivalente et du taux de recristallisation dynamique ont été obtenues par intégration le long des lignes de courant en résolvant une équation d'advection. En effet, on suppose que la quantité physique p recherchée est régie par une équation différentielle :

$$\frac{dp}{dt} = f\left(p, T, \frac{dT}{dt}, \dot{\epsilon}, \dots\right)$$

Équation A-5

Sa dérivée peut s'écrire dans un formalisme eulérien:

$$\frac{dp}{dt} = \frac{\partial p}{\partial t} + \vec{v} \cdot \overrightarrow{\text{grad}} p$$

Équation A-6

Soit en combinant les deux équations précédentes, on obtient l'équation d'advection suivante :

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \vec{v} \cdot \overrightarrow{\text{grad}} p = f\left(p, T, \frac{dT}{dt}, \dot{\epsilon}, \dots\right)$$

Équation A-7

La solution de cette équation donne la répartition dans l'espace de la valeur p sans avoir besoin de calculer les trajectoires de la matière. On applique par exemple cette formulation pour calculer la déformation équivalente ε_{eq} en résolvant:

$$\frac{\partial \varepsilon_{eq}}{\partial t} + \vec{v} \cdot \overrightarrow{\text{grad}} \varepsilon_{eq} = \dot{\varepsilon}_{eq}$$

Équation A-8

Résultats : vitesses, température et déformation

La Figure A-7 présente les résultats en calcul stationnaire en termes de température, de vitesse d'écoulement et de déformation équivalente pour un calcul avec les conditions de coupe suivantes : $V_c = 150$ m/min ; $f = 0.3$ mm/tr ; $a_p = 0.3$ mm.

On retrouve des ordres de grandeurs parfaitement cohérents avec les valeurs généralement obtenues lors des simulations ou des études bibliographiques. Ainsi, la température dans la zone de coupe est légèrement inférieure à 600°C, celle de l'outil est plus basse (350°C) en raison de la résistance thermique appliquée. Par ailleurs, on retrouve la vitesse d'écoulement dans le copeau égale à environ la moitié de la vitesse de coupe. Enfin, la déformation équivalente atteint des niveaux très élevés (jusqu'à 510%) ce qui correspond aux valeurs données par le modèle de coupe orthogonale ALE 2D.

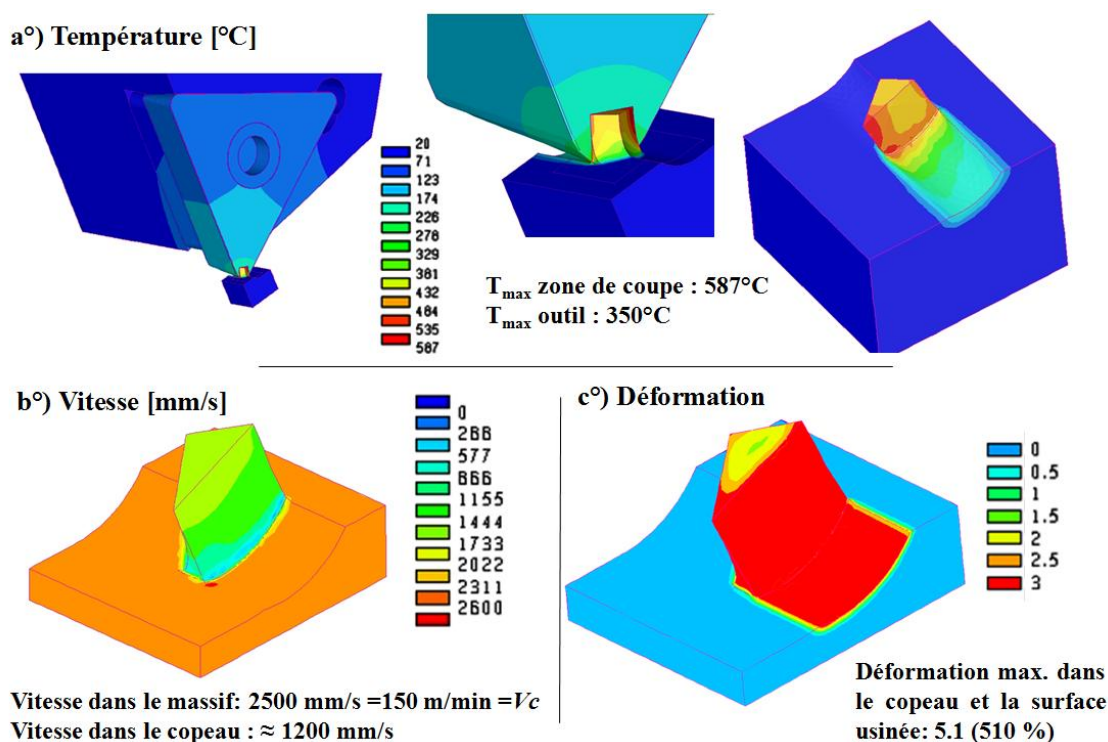


Figure A-7 Résultats du modèle de chariotage 3D fluide pour $V_c=150$ m/min ; $f=0.3$ mm/tr ; $a_p=0.3$ mm : a°) température, b°) vitesse, c°) déformation équivalente.

Extraction des formes des changements équivalents

Les chargements thermomécaniques équivalents recherchés pour alimenter la modélisation hybride représentent l'impact du passage de l'outil (et de la zone de formation du copeau) sur

la surface finale usinée. Pour extraire la forme de ces chargements, on se place dans un plan situé au niveau de la surface finale obtenue (Figure A-8).

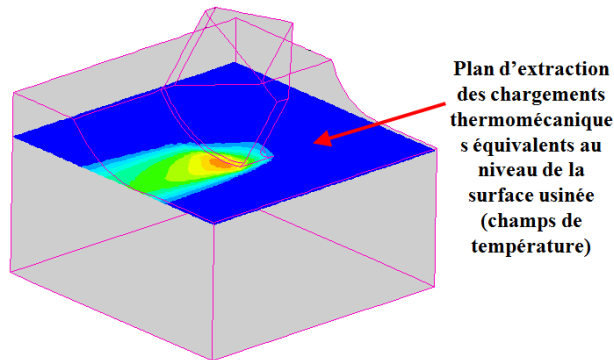


Figure A-8 Position du plan d'extraction des chargements thermomécaniques dans le massif du modèle 3D fluide.

Deux types de chargements sont recherchés : les chargements mécaniques (pression normale et contrainte tangentielle) et les chargements thermiques (flux de chaleur). On étudie en particulier la forme de ces chargements dans deux zones : dans la zone de cisaillement tertiaire *ZCT* (zone de contact outil/pièce) et sous la zone de cisaillement primaire *ZCP* (zone de formation du copeau). Dans un premier temps, on s'intéressera uniquement aux chargements thermiques (flux de chaleur).

La Figure A-9 rappelle les formes de chargement simplifiées utilisées actuellement par le modèle d'usinage hybride dans les différentes parties de la zone de coupe.

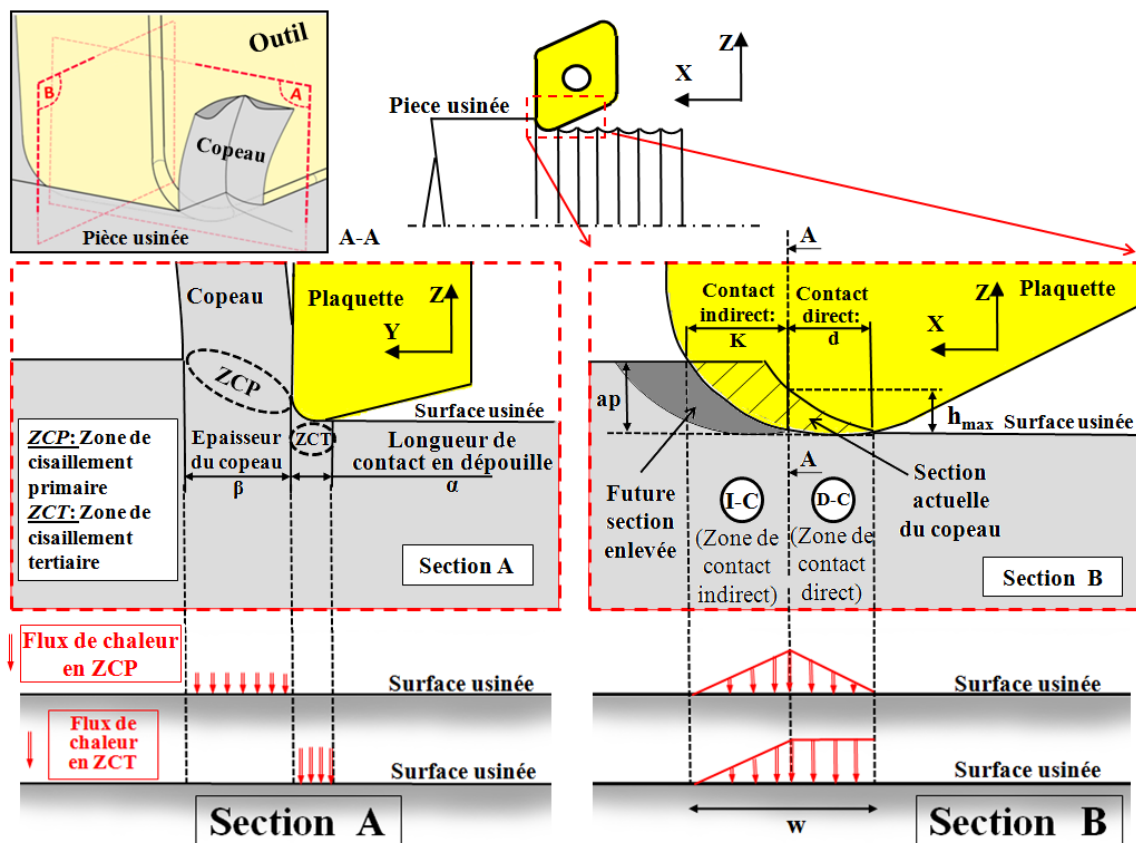


Figure A-9 Formes des chargements thermiques équivalents utilisés par le modèle hybride.

La Figure A-10 présente un exemple d'extraction des flux de chaleur au niveau de la surface usinée à l'aide du modèle de tournage 3D fluide. On peut alors comparer les formes extraites avec celles utilisées actuellement.

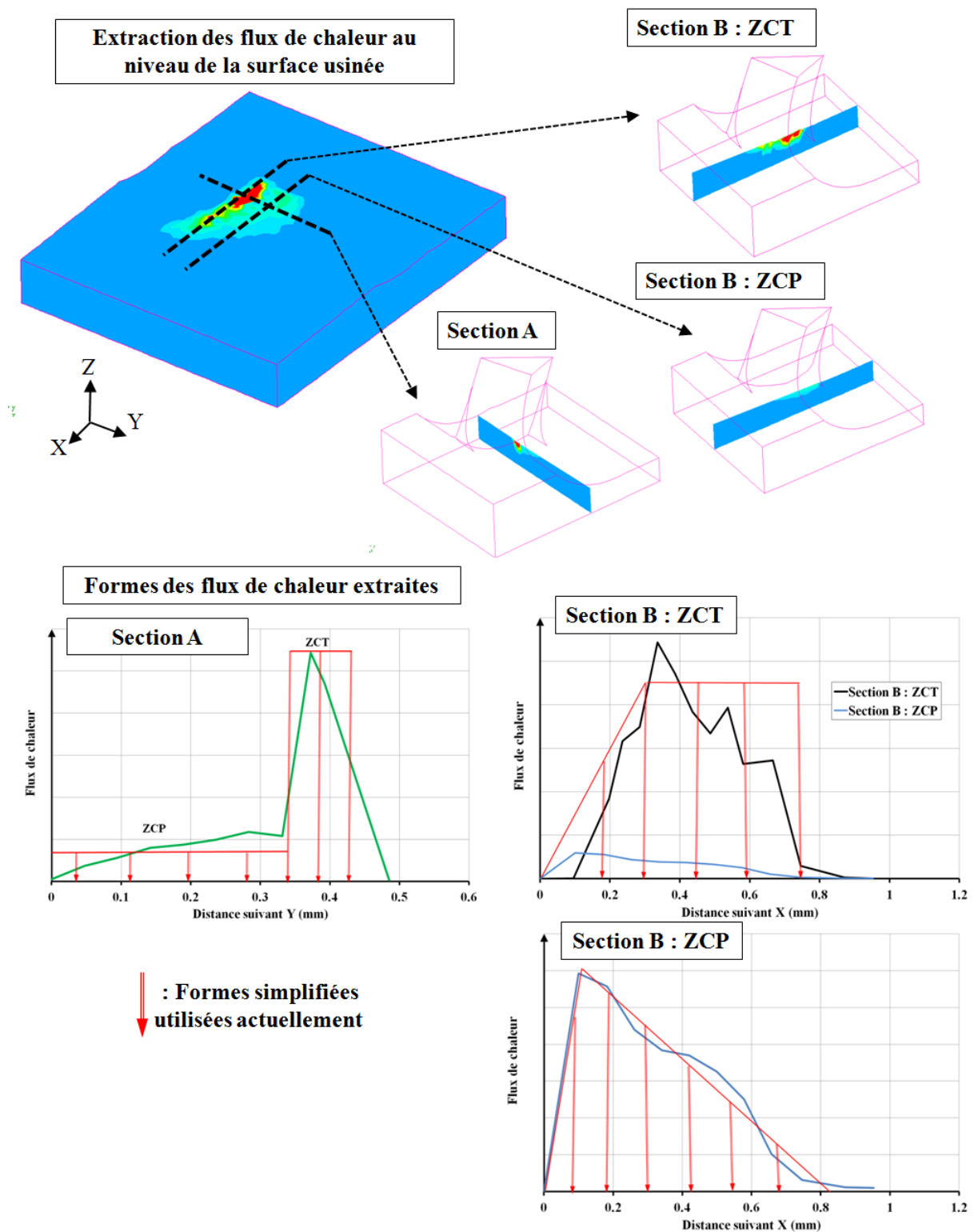


Figure A-10 Extraction des formes des flux thermiques dans la ZCT et la ZCP (section A et B) à partir du modèle d'usinage 3D fluide.

Globalement, on retrouve une bonne cohérence entre les formes de chargement utilisées actuellement et celles extraites du modèle 3D fluide. Dans la section A, on note clairement l'importance de la *ZCT* vis-à-vis de la *ZCP*. La répartition uniforme choisie du flux de chaleur en *ZCP* et *ZCT* n'est pas aberrante même si elle pourrait être améliorée par une répartition bilinéaire. De même en *ZCP*, dans la section B, la répartition bilinéaire (fonction de l'épaisseur du copeau et de la future section intercalée) semble correspondre aux résultats du modèle 3D fluide. Finalement la seule différence notable se situe en *ZCT*, dans la section B. Le choix a été fait d'une répartition uniforme du flux de chaleur dans la zone de contact direct D-C. Une répartition linéaire décroissante (donc en fonction de l'épaisseur du copeau) semble plus adaptée. Il serait néanmoins nécessaire de réaliser une étude de sensibilité à la forme du copeau et aux paramètres de coupe (V_c, f, ap, \dots) dans le modèle 3D fluide avant de pouvoir vraiment conclure sur cette comparaison.

De plus, cette étude doit se poursuivre par l'extraction des chargements mécaniques (pression normale et contrainte tangentielle sous la *ZCP* et la *ZCT*). De par la construction du modèle, cette seconde étape est plus délicate à mettre en œuvre que l'extraction des chargements thermiques.

On peut remarquer que les chargements équivalents utilisés par le modèle de tournage 3D hybride pourraient être directement extraits des simulations 3D fluide (à la fois en termes de formes mais aussi d'intensités). Néanmoins, dans un premier temps, il semble préférable d'utiliser la modélisation 3D fluide uniquement pour extraire les formes des chargements (malgré des résultats en termes de température et de déformations très cohérents). L'utilisation d'études expérimentales simples (frottement et coupe orthogonale) pour quantifier l'intensité de ces chargements thermomécaniques et surtout leurs sensibilités aux variations des conditions de coupe (vitesse, avance, lubrification, usure, ...) permet de garantir la prise en compte de l'ensemble des phénomènes physicochimiques pouvant intervenir.

Application du modèle de recristallisation dynamique

Un des intérêts de la modélisation 3D fluide de l'usinage est de pouvoir reproduire des déformations très élevées et donc représentatives du phénomène de coupe. Dès lors, il est également intéressant de pouvoir mettre en œuvre également la modélisation de la recristallisation dynamique. Le modèle de *DRX* présenté et calibré chapitre 3 a été utilisé pour faire apparaître les zones recristallisées. La condition critique d'apparition sur la déformation (ε_c) ainsi que la loi d'évolution du taux de *DRX* ont été prises en compte. La forme différentielle du taux de recristallisation est utilisée :

$$\dot{X}_{DRX} = 1,1 \cdot \dot{p} \cdot (t_{DRX})^{0,1} \cdot \exp\left(-p \cdot (t_{DRX})^{1,1}\right)$$

Équation A-9

$$\text{avec } t_{DRX} = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{p}} \text{ et } \varepsilon_c = 0.0012 \ln(Z) + 0.013$$

On obtient alors les résultats présentés par la Figure A-11. On remarque que la recristallisation dynamique s'initie à la base du copeau. Néanmoins, le taux maximum atteint ne dépasse pas 50% au centre de ce dernier. Logiquement, les valeurs maximales atteintes se trouvent au niveau des surfaces frottantes outil/copeau et outil/surface usinée. On remarque que la recristallisation reste très localisée en sous-couche. Ainsi, le taux de DRX au niveau de la surface usinée atteint 90%. Cette valeur serait d'autant plus élevée (et le gradient de DRX sévère) si le maillage était encore affiné. Actuellement, la taille de maille de l'ordre de 30 à 40

μm reste une limite pour reproduire les phénomènes associés aux 10 premiers micromètres sous la surface.

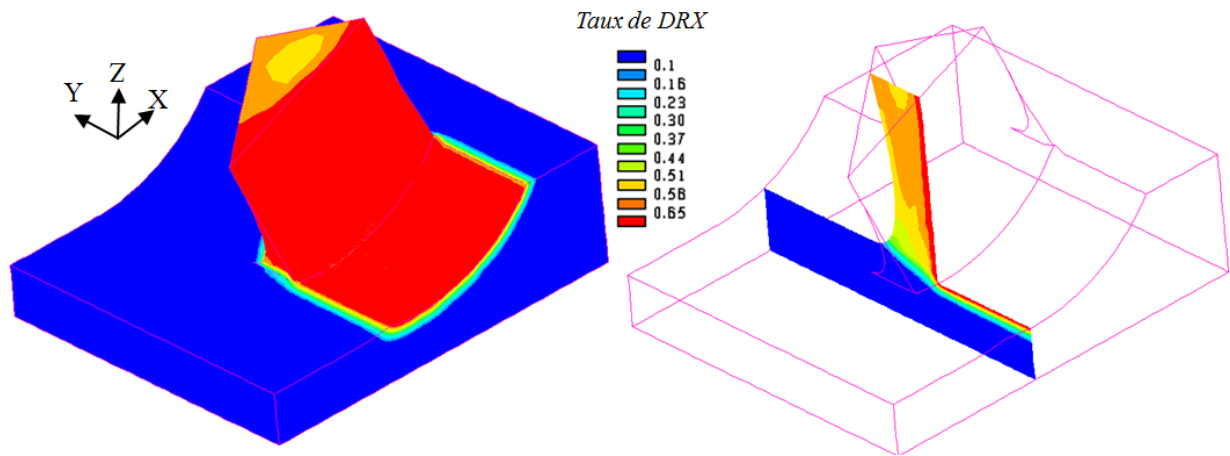
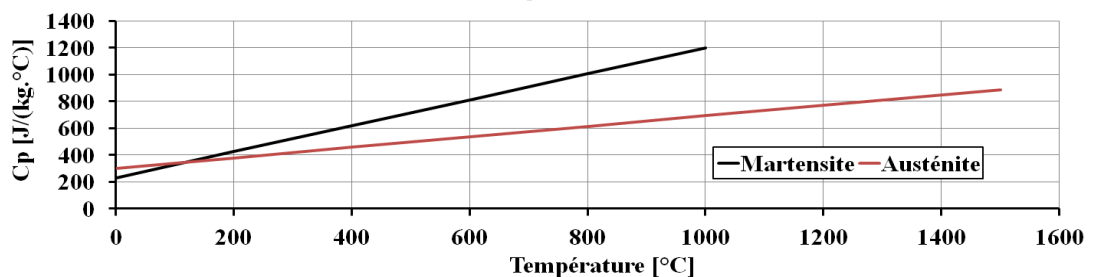
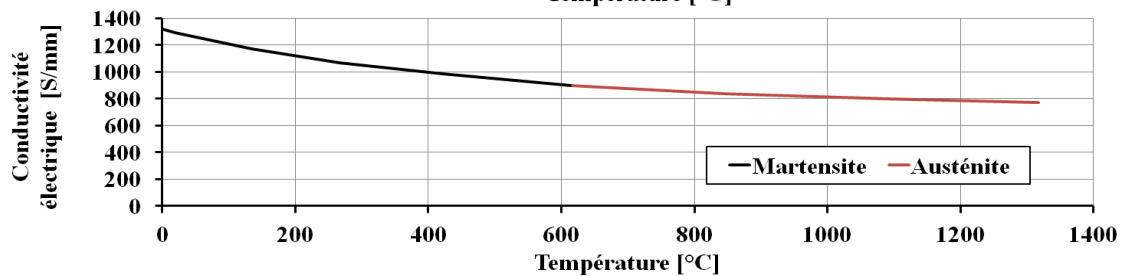
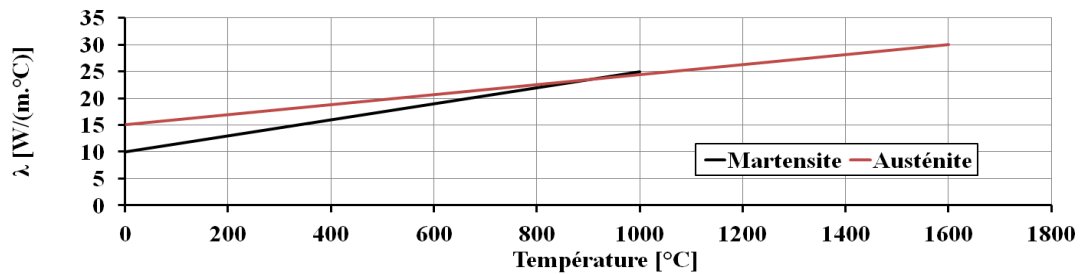
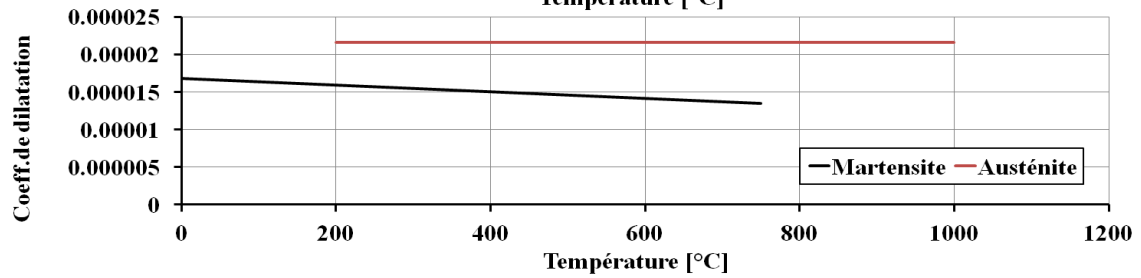
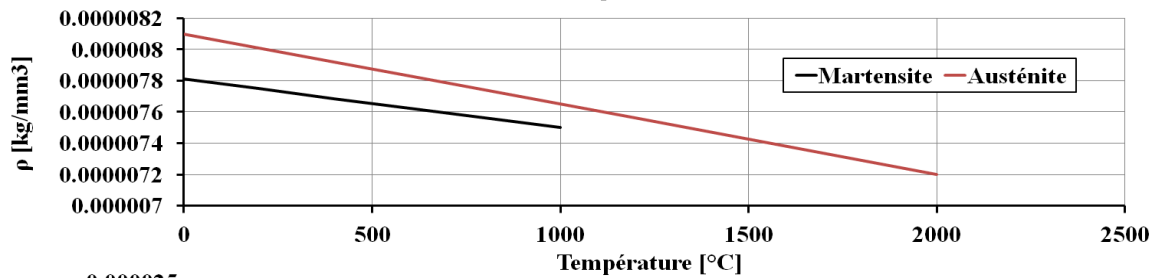
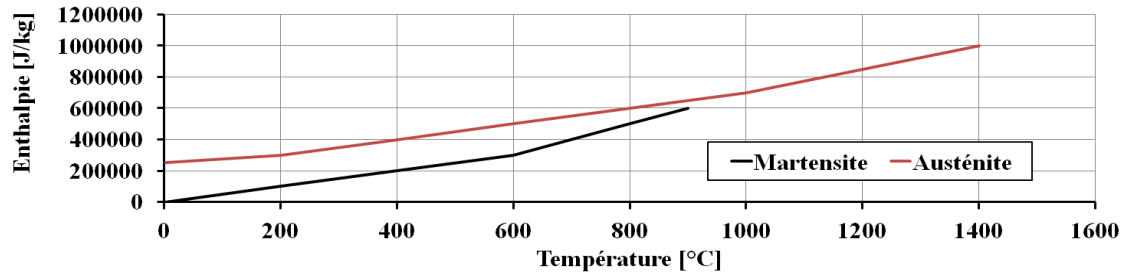


Figure A-11 des phénomènes de recristallisation dynamique à l'aide du modèle de tournage 3D fluide.

ANNEXE 6 : PROPRIÉTÉS THERMO- PHYSIQUES DU 15-5PH



AUTORISATION DE SOUTENANCE

Vu les dispositions de l'arrêté du 7 août 2006,

Vu la demande du Directeur de Thèse

Monsieur D. MAZUYER

et les rapports de

Monsieur G. DESSEIN

Professeur - ENI de Tarbes - 47 avenue d'Azereix - BP 1629 - 65016 TARBES cedex

Et de

Monsieur B. APPOLAIRE

Docteur HDR - Laboratoire d'Etude des Microstructures - ONERA - BP 72
29 avenue de la Division Leclerc - 92322 CHATILLON cedex

Monsieur MONDELIN Alexandre

est autorisé à soutenir une thèse pour l'obtention du grade de **DOCTEUR**

Ecole doctorale MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL ET ACOUSTIQUE

Fait à Ecully, le 27 novembre 2012

P/Le directeur de l'E.C.L.
La directrice des Etudes


M-A. GALLAND

