HAL
open science

Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces

Cédric Courbon

To cite this version:

Cédric Courbon. Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces. Autre. Ecole Centrale de Lyon, 2011. Français. NNT : 2011ECDL0046 . tel-00713527

HAL Id: tel-00713527

https://theses.hal.science/tel-00713527v1

Submitted on 2 Jul 2012

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.

N°d'ordre 2011-46 Année 2011

Thèse de l'Université de Lyon

Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces

Présentée devant

L'Ecole Centrale de Lyon

pour obtenir

le GRADE DE DOCTEUR

École doctorale :

Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité :

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

par

Cédric COURBON

Ingénieur ENI de Saint-Etienne

Thèse soutenue le 8 décembre 2011 devant la Commission d'examen

Jury

Gérard POULACHON	Professeur (A&M ParisTech Centre de Cluny)	Président
Laurent DUBAR	Professeur (Univ. Valenciennes)	Rapporteur
Olivier PANTALE	Professeur (ENI Tarbes)	Rapporteur
Pedro ARRAZOLA	Professeur (Univ. Mondragon (ESP))	Rapporteur
Enrico D'ERAMO	Ingénieur (ASCOMETAL-CREAS)	Examinateur
Joël RECH	Maître de Conférences HDR (ENI Saint-Etienne)	Directeur
Tarek MABROUKI	Maître de Conférences (INSA Lyon)	Directeur
Denis MAZUYER	Professeur (E.C. Lyon)	Directeur
Philippe ROGEON	Maître de Conférences (Univ. Bretagne Sud)	Invité
Rachid M'SAOUBI	Docteur (SECO TOOLS (SUE))	Invité

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

Remerciements

Cette étude a été menée dans le cadre d'une convention CIFRE entre la société ASCOMETAL, 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. Mes premiers remerciements vont à la direction du Centre de Recherche d'ASCOMETAL, en particulier **Gilles AUCLAIR**, directeur du CREAS, pour m'avoir fait confiance et engagé pour ce projet. Que les deux acteurs financiers que sont ASCOMETAL et l'Association Nationale de la Recherche et de la Technologie (ANRT) soient également ici remerciés pour son financement. J'associe **Denis MAZUYER**, en tant que directeur du LTDS, et **Alain COMBESCURE**, directeur du LaMCoS, de m'avoir accueilli dans ces deux laboratoires de renom. Merci à ce dernier, ainsi qu'à **Michel BRUNET** et **Daniel NELIAS**, responsables successifs de l'équipe MSE, d'avoir accepté mon séjour "étendu" au LaMCoS.

Ce mémoire est évidemment rédigé au nom d'une seule personne mais il constitue le recueil d'un travail collaboratif effectué durant trois ans. Nombreuses personnes ont pu, de près ou de loin, participer à sa progression et son aboutissement. J'espère que les lignes suivantes permettront de rendre hommage à chacune de ces contributions, quelles soient scientifiques, techniques ou humaines.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à mes directeurs de thèse. Evoluer aux côtés de "Messieurs" aux provenances, caractères, expériences et domaines d'expertise sensiblement différents a été une aventure particulièrement enrichissante. Merci encore à eux pour leur disponibilité, la confiance et la grande autonomie qui m'a été accordée afin de gérer en toute liberté ce projet sur deux laboratoires, un centre de recherche industriel et quatre sites...

J'aimerais remercier profondément **Joël RECH** sans qui je ne me serais probablement pas lancé dans ce travail. Je mettrai en valeur l'étendue des connaissances partagées, sa disponibilité à toute heure, son exigence, ses sollicitations stimulantes pour la rédaction d'articles et sa vision pragmatique. Elle a permis de limiter les dispersions tout en laissant la place à des idées "farfelues" (originales ?). Merci pour la confiance témoignée avant et tout au long de ces trois années (voire plus...) et les bonnes adresses de resto sur Metz !

Que **Tarek MABROUKI** trouve ici toute ma gratitude pour son soutien dès mon arrivée au LaMCoS, pour son expérience numérique confirmée, sa bonne humeur "orientale" et surtout son amitié. Merci pour les réunions à l'improviste qui ont souvent duré plus que cinq minutes pour généralement dériver sur des échanges plus personnels. Il a su par ailleurs guider mes premiers pas dans le monde de l'enseignement et l'encadrement d'étudiants. J'associe à ces mots **Jean-François RIGAL** pour son accueil dans l'équipe fabrication de l'INSA de Lyon et son implication dans le lancement de notre étude.

J'adresse mes plus vifs remerciements à **Denis MAZUYER**, ici en tant qu'encadrant, pour avoir accepté de s'engager sur ce sujet. Son humilité, sa lucidité, son ouverture d'esprit et son expertise tribologique, souvent complémentaire à notre approche "d'usineur", ont permis d'aborder ce procédé sous un autre angle. J'ai pris plaisir à échanger lors de nos diverses

réunions au sortir desquelles une nouvelle idée germait généralement. Merci pour les encouragements anodins qui ont permis, notamment sur la période de rédaction, de prendre confiance en ce qui avait été fait.

Je remercie les membres du jury pour l'intérêt porté à notre étude et la considération à mon égard, avant et pendant la soutenance. J'ai réellement apprécié la période de discussion qui a pour moi été plus une série d'échanges constructifs qu'une vraie séance de questions.

Merci à **Gérard POULACHON** de m'avoir fait l'honneur de le présider avec son dynamisme, son humour et franc-parler caractéristique.

Je manquerais réellement de reconnaissance si je ne remerciais pas **Laurent DUBAR**, **Olivier PANTALE** et **Pedro ARRAZOLA**, pour avoir accepté de rapporter ces travaux et "digéré cet épais mémoire". Merci sincèrement de l'avoir analysé avec grand soin et d'avoir apposé leurs regards d'experts sur cette contribution.

Je souhaiterais étendre de chaleureux mercis à **Enrico D'ERAMO** en tant qu'examinateur mais surtout, avec **Fabien PERRARD**, en tant qu'encadrants industriels de cette thèse. L'expérience et le savoir-faire du premier combinées au dynamisme et à la rigeur du second ont généré un partenariat industriel des plus efficaces dans une bonne humeur et une sympathie inégalable. J'associe **Gilles BAUDRY** à ces remerciements ainsi que **Joëlle DEMURGER** et plus récemment **André GALTIER** pour les divers échanges.

Je n'oublie pas de saluer **Philippe ROGEON**, pour avoir apporté l'oeil du thermicien par ses réflexions pertinentes (passées, présentes et... futures ?) sur la modélisation d'un contact dissipatif, de même que **Rachid M'SAOUBI** pour avoir accepté un déplacement de Suède. Merci d'avoir renforcé la crédibilité de notre approche concernant le comportement du matériau de par les différentes remarques "métallurgiques".

Ces remerciements ne sauraient être complets sans mentionner l'ensemble du personnel technique et administratif. La mise en place et le déroulement de nombreuses phases expérimentales, achats et aspects logistiques n'auraient pu aboutir sans eux. J'espère que ces quelques lignes suffiront à exprimer toute ma reconnaissance.

Je remercie donc très fortement **Florian DUMONT**, **Patrick POLLY**, **Benoît LAMBERT** ou encore **Luigi MINTRONE** (LTDS/ENISE) pour la préparation des éprouvettes, les essais de coupe orthogonale ou de frottement. Je pense à **Cédric SPAGNOLO** (le Spa), maître Gleeble au CREAS, sans qui toutes ces éprouvettes de compression n'auraient pu être frappées de manière si efficace. Merci pour sa forte, sympathique et dynamique coopération ! J'ajoute **Jérémy DENTICE** et **Sébastien EVRARD** à cet individu pour la "déconnade" lors de mes visites lorraines. Je salue **Alexandre ZELEZ** (INSA Lyon) pour son assistance technique lors des séances de TP. Merci du fond du coeur aux deux **Isabelle**, **PLETTO** (LTDS/ENISE) et **COMBY** (LaMCoS/INSA Lyon) pour leur gentillesse et leur indéfectible efficacité. Encore désolé pour les OM et les commandes de dernière minute qui étaient parfois... pour la veille !

Je tiens à remercier vivement **Damien FABREGUE** (MATEIS/INSA Lyon) pour le temps pris pour discuter recristallisation et pour m'avoir facilité l'accès au MEB FEG et aux mesures EBSD. Merci à **Vincent CHOMIENNE** (MATEIS/INSA Lyon) pour les heures passées à effectuer ces analyses qui se sont avérées cruciales ainsi qu'à **Anis HOR** (ex-ENSAM Angers

puis MATEIS) pour les nombreuses discussions quant aux essais de compression et leur dépouillement. Je remercierai les conseils de **Christophe CLAUDIN** (LTDS/ENISE) prodigués lors des "consultations expé" ainsi que ceux de **Guillaume KERMOUCHE** (LTDS/ENISE) pour les "consultations contact numérique".

Je remercie également **Olivier**, **Baptiste** et **Naim** étudiants de PFE et/ou Master à l'INSA de Lyon pour avoir participé de près ou de loin à ce projet.

Que les collègues des deux laboratoires soient ici remerciés pour le climat convivial et décontracté qu'ils ont su instaurer quotidiennement. Dresser une liste sans oublier personne est toujours délicat. Je me lance en espérant que ceux que j'omettrai certainement ne m'en voudront pas trop. Merci aux lyonnais, les anciens **Nico**, **Pierre** (je ne les verrai jamais ces tomates...), **Mika** "le coach", **S'bastien**, **Dani-Daniel**, **François** "Pôpô", **Asad**, **Fabien**, auxquels j'ajouterai quelques permanents du LaMCoS, **Michel C.**, **Thomas**, **Michel Q.** ; aux présents qui ont partagé notre bureau, **Paul** "Polo", **Aline** ("on vit dans un monde..."), **Loane**, **Emilien** "Mymil" (organisateur officiel de cadeau de thèse), **David** "Dave" (session "discussion parking"), **Lucas**, **Fab** (positive attitude), **Muhib**, **Guillaume** ; ...ou ceux d'à côté : **Thibaut** "Taï-bote" (mon tout p'tit ami), **Alexandre** "LE père Alex" (pense à nos Nobels...), "Doctor" **Yancheng** (pour les longues discussions "cutting"), **Benj** "Mr. Gear", **Gauthier** "Got-got", **Caro** "la chaudière", **Julien**, **Didier**, **Sylvain**, **Adrien**, **Jean-Guillaume**, "sacré" **Jérôme**, **Jikai** ; ainsi qu'aux futurs : **Robin** "le Rob", **Benoît** "Oursous", **Romains** (et ces dread ?), **Jérémy**, **Clément**, **Samy**, **Jing**. Je pense aussi aux stéphanois **Fredo** (période "chèvre et maïs"), **Pierre N.** "Peter Neasson", **Hamdi** (pour sa collaboration sur la partie frottement), **Fabien** "le Chris Martin stéphanois", **Pierre F.** (et ma DS4 ?) et tous ceux qui ont fait le déplacement pour ma soutenance.

Je terminerai cette liste par une pensée à mes amis de collège/lycée, mes collègues Eniséens qui se sont lancés comme moi dans une thèse (**Flo** "Faudra qu'on se trouve une date...", merci pour ton aide lors du pot, ou encore **Dédé**), ou pas (**Renaud**, **Armando**, **Elvis**, **Vinnie**, **Gat**, **Ju**, **Romain**...) et tous les autres...

Je souhaite enfin remercier particulièrement toute ma famille (au sens large), qui m'a "supporté" jusqu'à la fin, merci pour leur patience, leur présence et leurs encouragements sans faille. Je remercie chaleureusement mes parents, qui m'ont sans cesse soutenu humainement et financièrement pendant toutes mes études. Je pense très fort à tous ceux qui auraient aimé être présents à la soutenance mais qui n'ont pu.

N'aurais-je pas oublié quelqu'un ? ...

...je pense enfin à toi, **Emilie**, pour tous les bons moments (et les moins bons...) que nous partageons depuis quelques années maintenant. Merci pour le temps passé en cuisine pour ce pot de thèse formidable et pour avoir été là quand il le fallait...

Désolé mais je ne pouvais commencer cet épais mémoire par une unique page de remerciements... ☺

Résumé

De nos jours, le contexte de mondialisation des marchés impose aux industriels des contraintes économiques sans précédent. Afin de rester concurrentiels, ils n'ont d'autre choix que de modifier leur façon de concevoir et d'innover. Les techniques de production sont directement concernées avec par exemple une volonté de réduire les cycles de mise au point visant à définir les paramètres optimaux de mise en forme. On constate alors l'immersion d'un besoin fort en moyens de support, flexibles et prédictifs, permettant de limiter les campagnes d'essais et de faciliter leur exploitation. La simulation numérique se présente comme un outil pouvant répondre à ces critères.

Ce travail s'est inscrit dans une démarche d'amélioration de la modélisation et de la simulation des opérations d'usinage, et à une échelle plus locale, de la modélisation de la coupe des métaux. Il aborde donc un problème complexe, fortement couplé, faisant intervenir mécanique, thermique, tribologie et métallurgie dans des conditions extrêmes.

Une première partie expérimentale s'est donc orientée vers une compréhension plus fine des mécanismes de coupe mis en jeu en usinage d'un C45 normalisé et d'un 42CrMo4 trempé revenu. Elle a notamment permis de mettre en évidence, dans les zones de déformation intense, des affinements de grain conséquents, produits par l'activation d'un processus de recristallisation dynamique (DRX). L'inspection des zones de contact outil-matière a également montré les fortes hétérogénéités de contact existantes à l'interface outil-copeau et révélant la formation d'une résistance thermique de contact.

Une étude rhéologique des deux nuances s'est appuyée sur des essais de compression dynamique. Menée à haute déformation, elle a permis de reproduire les évolutions microstructurales observées en coupe et d'appréhender leur influence sur la limite d'écoulement des matériaux. Deux modèles de comportement "à base métallurgique" ont été identifiés, présentant une retranscription plus fidèle que les modèles phénoménologiques standards.

Des essais tribologiques dédiés ont permis d'extraire des modèles de contact capables de reproduire les phénomènes locaux existants à l'interface outil-matière. L'accent s'est principalement porté sur la thermique de contact au travers de lois de partage variables intégrant la notion de résistance thermique.

L'intégralité de ces modèles a enfin été implémentée dans le code de calcul Abaqus© grâce à des développements spécifiques. Une stratégie de modélisation a été mise en place autour d'un modèle de coupe 2D afin de restituer les tendances majeures observées lors de la coupe d'aciers spéciaux. L'association de modèles 2D et 3D à copeau continu, de modèles à copeau segmenté ainsi que de simulations thermiques découplées présente un fort potentiel permettant, à terme, de modéliser une opération d'usinage dans sa globalité.

MOTS CLÉS : Simulation, coupe, résistance thermique de contact, frottement, recristallisation dynamique, modèles de comportement, modèles de contact, identification, compression.

Abstract

Nowadays, in a context of globalization, companies are submitted to unprecedented economic constraints. To remain competitive, they are forced to change their way of designing and innovating. Manufacturing is directly concerned with in mind to reduce the development steps necessary to define the optimal processing parameters. A need of flexible and predictive support tools is clearly rising in order to limit the experimental campaigns and make easier their exploitation. The numerical simulation appears as a relevant tool that match these criteria.

This work is a contribution to an approach which aims at improving the modeling and simulation of machining operations, and on a more local scale, the modeling of metal cutting. It therefore addresses a complex and tightly coupled problem, involving mechanics, thermal sciences, metallurgy and tribology in extreme conditions.

A first experimental part was thus directed towards a more sophisticated understanding of the cutting mechanisms occuring in machining of a normalized AISI 1045 and a quenched and tempered AISI 4140. It made possible to highlight, in the main intensive deformation zones, drastic grain refinements produced by the activation of dynamic recrystallization (DRX). Inspection of the tool-material contact areas also showed the strong heterogeneities of contact existing at the tool-chip interface, revealing the formation of a thermal contact resistance.

A rheological study of these two grades was based on dynamic compression tests. Conducted at high strain, it reproduced the microstructural changes observed in cutting and enabled to understand their influence on the flow stress of both materials. Two "metallurgy based" models have been identified, leading to a better description of the material behaviour than standard phenomenological models.

Special tribological tests have been conducted and analyzed to extract contact models able to reproduce local phenomena existing at the tool-material interface. The study has especially been focused on the thermal contact through heat partition models including the concept of thermal contact resistance.

The proposed constitutive and contact models were finally implemented in a finite element code Abaqus© thanks to some specific developments. A modeling strategy has been developed around a 2D cutting model in order to simulate the major trends observed during the cutting of the mentioned steels. The combination of 2D and 3D continuous chip models, 2D segmented models and uncoupled thermal simulations appears as promising to model the different aspects of a machining operation.

KEYWORDS: Simulation, cutting, thermal contact resistance, friction, dynamique recrystallization, constitutive models, contact models, identification, compression tests.

Table des matières

Table des matières i

Nomenclature x

Table des figures xi

Liste des tableaux xxi

Introduction 1

1 Analyse expérimentale de la coupe 7
1 Dispositif expérimental . . . 8
1.1 Matériaux étudiés . . . 8
1.2 Moyens expérimentaux . . . 10
1.3 Procédure d'essais de coupe . . . 13
2 Mesures in situ . . . 13
2.1 Efforts d'usinage . . . 13
2.2 Flux de chaleur transmis à l'outil . . . 14
3 Analyses a posteriori . . . 17
3.1 Géométrie du copeau . . . 17
3.2 Zone de contact outil-copeau . . . 21
3.3 Aspects microstructuraux . . . 24
4 Synthèse . . . 29

2 Rhéologie du matériau usiné 31
1 Etat de l'art . . . 33
1.1 Caractérisation thermomécanique . . . 33
1.2 Modèles de comportement couramment utilisés . . . 43
1.3 Evolutions microstructurales sous sollicitations extrêmes . . . 55
1.4 Bilan . . . 63
2 Méthodologie adoptée . . . 64
2.1 Evaluation des sollicitations en usinage . . . 65
2.2 Démarche expérimentale . . . 72
2.3 Analyse de l'essai de compression . . . 76
3 Résultats expérimentaux . . . 83
3.1 Courbes contrainte-déformation . . . 84
3.2 Analyse métallurgique . . . 89
3.3 Bilan . . . 93
4 Identification d'un modèle de comportement en ZCP . . . 96

4.1 Modèles retenus 96
4.2 Méthode d'identification 98
4.3 Comparaison modèle identifié / expérience 101
5 Synthèse 118

3 Comportement de l'interface outil-matière 121
1 Etat de l'art 123
1.1 Comportement mécanique de l'interface outil-matière 123
1.2 Comportement thermique de l'interface outil-matière 128
1.3 Bilan 135
2 Importance des modèles de contact en usinage 136
2.1 Influence du frottement sur le modèle de coupe 136
2.2 Influence des paramètres thermiques de contact 139
3 Méthodologie adoptée 146
3.1 Hypothèses et considérations tribologiques 147
3.2 Caractérisation expérimentale du frottement 150
3.3 Caractérisation expérimentale des résistances thermiques de contact . . 155
4 Identification de modèles mécaniques et thermiques locaux en contact glissant . 164
4.1 Méthode de dépouillement - Modèle numérique 3D de rayage 165
4.2 Modèles de contact mécaniques et thermiques locaux 168
5 Synthèse 171

4 Simulation numérique de la coupe 173
1 Intégration des modèles de comportement et de contact proposés 175
1.1 Rappel du modèle de coupe utilisé - 2D ALE 175
1.2 Implémentation d'un modèle de transfert de chaleur variable 175
1.3 Implémentation de lois de comportement avancées 178
1.4 Validité des simulations 181
2 Apport des modèles mécaniques et thermiques de contact locaux 181
2.1 Influence sur les efforts d'usinage 182
2.2 Influence sur les grandeurs thermiques 184
2.3 Influence sur les grandeurs géométriques 187
3 Apport des modèles de comportement identifiés 190
3.1 Influence sur les efforts d'usinage 191
3.2 Influence sur les grandeurs thermiques 193
3.3 Influence sur les grandeurs géométriques 193
3.4 Bilan des résultats obtenus 197
4 Vers une réelle stratégie de modélisation 200
4.1 Identification des limites et besoins 200
4.2 Couplage simulation thermomécanique – thermique pure 203
4.3 Modélisation 3D ALE 205
4.4 Modélisation 2D Lagrangienne 205
5 Synthèse 206

Conclusions et perspectives **209**

A Description du modèle 2D Arbitraire-Lagrangien-Eulérien (ALE) **215**

B Synthèse des lois de comportement utilisées **219**

C Validation de la routine utilisateur VUINTER **223**

D Résultats de la démarche - Modèle 2D ALE **227**

E Etude de sensibilité au frottement **231**

F Etude de sensibilité aux paramètres thermiques de contact **233**

Bibliographie **237**

Nomenclature

Lettres grecques

α Coefficient de partage du flux généré par frottement

α_n Angle de dépouille

β Exposant caractéristique du profil de rugosité

β_T Coefficient de Quinney-Taylor

$\Delta\varepsilon_{ij}$ Incréments de déformation totale

$\Delta\varepsilon_p$ Incrément de déformation plastique équivalente

δ Taux réel de contact $\frac{A_r}{A_a}$

δ_{ij} Symbole de Kronecker

$\dot{\lambda}$ Multiplicateur plastique

$\dot{\varepsilon}_0$ Vitesse de déformation plastique de référence

$\dot{\varepsilon}_p$ Vitesse de déformation plastique équivalente

$\dot{\varepsilon}$ Variable générale pour la vitesse de déformation

η Viscosité du fluide dans le nombre de Sommerfeld

γ_n Angle de coupe

λ Conductivité thermique

λ_c Rapport de compression du copeau

λ_i Conductivité thermique du solide i

λ_s Angle d'inclinaison d'arête

μ Coefficient de frottement de Coulomb

μ_{Lam}, λ_{Lam} Coefficients de Lamé

μ_l Coefficient de frottement en contact lubrifié

μ_s Coefficient de frottement de Coulomb collant

ϕ_o Angle de cisaillement primaire

ρ Masse volumique

$\sigma(DRX)$ Part de la contrainte d'écoulement due à la recristallisation dynamique

$\sigma(WH+DRV)$ Part de la contrainte d'écoulement due à l'écrouissage et à la restauration dynamique

σ Contrainte vraie

σ_0 Contrainte d'écoulement pour une déformation plastique nulle

σ_{eq} Contrainte équivalente de von Mises

σ_{ij}^{k} Composantes du tenseur des contraintes de Cauchy à l'instant k

σ_{ij}^{pr} Composantes du tenseur des contraintes prédit élastiquement

σ_n Contrainte normale

σ_p Contrainte d'écoulement maximum

σ_s Contrainte d'écoulement à saturation

σ_y Limite d'écoulement

τ Contrainte tangentielle

$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}^e}}$ Tenseur des vitesses de déformation élastique

$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}^p}}$ Tenseur des vitesses de déformation plastique

$\underline{\underline{\sigma}}$ Tenseur des contraintes de Cauchy

ε Déformation vraie

ε Variable générale pour la déformation

ε_e Déformation élastique

ε_{lim}^{d} Déformation limite de dépouillement direct

ε_p Déformation plastique équivalente

φ_i Flux de chaleur entrant dans le solide i

φ_o Flux de chaleur transmis à l'outil de coupe

φ_{pion} Flux de chaleur transmis au pion de frottement

ς Fraction de l'amortissement critique

ξ_i Effusivité thermique du solide i

Lettres latines

$\dot{d}(i)$ Vitesse de pénétration du noeud i au travers d'un segment maître

σ_{eq}^{pr} Contrainte équivalente prédite élastiquement

Θ Angle formé par les lignes d'écoulement du matériau en sous-couche (angle de cisaillement)

$\underline{\underline{\underline{\underline{C^e}}}}$	Tenseur d'élasticité
A	Limite d'élasticité initiale pour le modèle de JC Coefficient de sensibilité à la déformation dans le modèle de Kim
$A\%$	Allongement à rupture
A_a	Aire apparente de contact
a_i	Diffusivité thermique du solide i
A_r	Aire réelle de contact
Ac	Surface de contact
B	Module d'écrouissage
b	Longueur caractéristique du contact
C	Sensibilité à la vitesse de déformation
$C_{crit}(i)$	Coefficient d'amortissement critique
C_p	Chaleur spécifique
$C_v(i)$	Coefficient d'amortissement au noeud i
$d(i)$	Pénétration du noeud i au travers d'un segment maître
d_0	Diamètre initial de l'éprouvette de compression
E	Module d'élasticité
e	Profondeur affectée thermiquement
E_c	Energie cinétique
E_{tot}	Energie totale
f	Avance par tour
$f(\underline{\underline{\sigma}})$	Surface de charge
F_c	Effort de coupe
F_{fi}	Effort tangentiel appliqué sur le tronçon 2 du split-tool
F_f	Effort d'avance
F_{Ni}	Effort normal appliqué sur le tronçon 2 du split-tool
F_N	Effort normal mesuré sur le pion
$F_n(i)$	Effort tangentiel au contact au noeud i
F_T	Effort tangentiel mesuré sur le pion

$F_t(i)$	Effort tangentiel au contact au noeud i
F_y	Effort mesuré lors d'un essai de compression
h	Conductance thermique de contact
h	Taux d'écrouissage $\frac{d\sigma_y}{d\varepsilon_p}$
h_0	Longueur initiale de l'éprouvette de compression
h_{eff}	Conductance thermique de contact effective calculée
h_{loc}	Conductance thermique de contact locale
k	Limite d'écoulement en cisaillement
$K_n(i)$	Raideur de contact normale au noeud i
$K_t(i)$	Raideur de contact tangentielle au noeud i
l	Longueur caractéristique du profil de rugosité
l_{alt}	Longueur de contact intermittente outil-copeau
l_c	Longueur de contact moyenne outil-copeau
l_g	Largeur du copeau perpendiculaire au plan d'écoulement
l_i	Position de la rainure séparant les deux parties du split-tool
l_{stab}	Longueur de contact stabilisée/permanente outil-copeau
l_{stag}	Longueur de contact stagnante outil-copeau
m	Exposant d'adoucissement thermique
$M(i)$	Masse au noeud i traité lors du contact
m_k	Coefficient de frottement de Tresca
n	Exposant d'écrouissage
O_1	Premier tronçon du split-tool
O_2	Deuxième tronçon du split-tool
p	Ratio de partage des flux à l'interface
p_{cop}	Ratio de partage global des flux lors d'une opération d'usinage
P_{int}	Puissance thermique dissipée à l'interface outil-copeau
Pe	Nombre de Peclet solide
Q	Energie d'activation apparente de la loi d'Arrhénius
Q_{cal}	Transferts calorifiques

R Constante universelle des gaz parfaits

r_β Rayon d'arête

r_e Rapport d'élargissement du copeau

R_m Limite à rupture

RTC_g Résistance Thermique de Contact glissant

s_f Facteur de forme dépendant des proportions de la zone de contact

s_{ij} Composantes du déviateur des contraintes

T Température actuelle

T_0 Température ambiante

T_f Température de fusion

T_{ini} Température initiale d'un essai de compression uniaxial

t_{max} Epaisseur maximale du copeau

t_{min} Epaisseur minimale du copeau

t_{moy} Epaisseur moyenne du copeau

t_{step} Pas de temps critique pour un calcul explicite

U Energie interne

U_y Déplacement des mors lors d'un essai de compression

V_{cop} Vitesse moyenne de glissement du copeau sur l'outil

V_c Vitesse de coupe

V_r Vitesse macroscopique de rayage

V_{sl} Vitesse de glissement relative outil-matière

W_{ext} Travail des forces extérieures

$X_{\varepsilon_{pic}}$ Fraction recristallisée au maximum de contrainte

X_{DRX} Fraction recristallisée pour une déformation donnée

$Z\%$ Coefficient de striction après rupture

Abréviations et acronymes

ALE Arbitraire-Lagrangien-Eulérien

COM Couple Outil Matière

DRV Restauration dynamique

DRX Recristallisation dynamique

EBSD Electrons Back Scattered Diffraction

EDX Energy Dispersive X-ray spectroscopy

EF Eléments Finis

MEB Microscope Electronique à Balayage

RTC Résistance Thermique de Contact

SCS Shear Compression Specimen

SHPB Split Hopkinson Pressure Bar

WH Ecrouissage

Table des figures

1 Représentation d'une opération de coupe orthogonale, définition des paramètres et illustration des zones principales de sollicitations (inspiré de Klocke (2011)) 3

2 Synthèse de la démarche adoptée dans cette étude : a) réalisation d'essais de coupe instrumentés, b) étude du comportement du matériau en ZCP par des essais de compression dynamique, c) caractérisation de l'interface outil-matière à partir d'essais tribologiques et d) intégration de ces modèles dans une simulation numérique de coupe 4

1.1 Microstructure initiale de l'acier C45 (180 HB) (Nital 2 % - 10 s) 8

1.2 Microstructure initiale de l'acier 42CrMo4 (290 HB) (Nital 2 % - 5 s) 9

1.3 Essais de coupe orthogonale instrumentés : a) machine et outil utilisés, b) mesures effectuées en cours d'usinage et c) analyses post-mortem sur outils et copeaux 10

1.4 Géométrie de l'outil de coupe utilisé : a) macrogéométrie de la plaquette, b) microgéométrie (relevé profilométrique) et c) porte-plaquette associé 11

1.5 Méthode d'identification de la fonction de transfert thermique du système plaquette / porte-plaquette permettant l'estimation inverse du flux transmis à l'outil : a) application d'un flux connu grâce à un microfour, b) instrumentation du porte-plaquette et c) schéma de synthèse de la méthode (illustrations extraites de (Puigsegur, 2002)) 12

1.6 Efforts de coupe exercés sur l'outil en fonction des conditions de coupe (les barres d'erreur représentent la dispersion constatée) 14

1.7 Flux de chaleur transmis à l'outil de coupe (les barres d'erreur représentent l'incertitude de mesure de 15 % liée à la calibration) 15

1.8 Ratio global de partage des flux : part du flux transmis au copeau par rapport à la puissance thermique dissipée par frottement 16

1.9 Evolution de la morphologie du copeau en fonction des conditions de coupe pour a) le C45 et b) le 42CrMo4 17

1.10 Epaisseur du copeau généré (les barres d'erreur représentent les moyennes des épaisseurs min et max) 18

1.11 Vitesse moyenne de glissement du copeau sur la face de coupe (les barres d'erreur représentent les valeurs calculées à partir des épaisseurs moyennes min et max) 19

1.12 Elargissement du copeau observé - exemple sur le C45 à basse vitesse de coupe 20

1.13 Rapport d'élargissement : ratio de la largeur finale du copeau par rapport à l'épaisseur initialement découpée ($a_p = \sim 3$ mm) 20

1.14 Zone de contact à l'interface outil-copeau : a) analyse optique - b) analyse MEB-EDX - identification de la zone stagnante (temps d'usinage de 20 - 30 s) . 21

1.15 Analyse locale des zones de contact : extraction des longueurs de contact moyenne et stagnante (a - b), présence d'écaillage du revêtement (c - d) et d'écoulements hors plan (c - e) 22
1.16 Longueurs de contact totale et stagnante à l'interface outil-copeau (les barres d'erreur représentent ± 2 fois l'écart type) - 24
1.17 Micrographies des copeaux collectées pour le C45 (Nital 2 % - 10 s) : b-c) observation des structures sévèrement déformées en ZCP - ZCS et d) présence de grains fins équiaxiaux 25
1.18 Micrographies des copeaux collectées pour le 42CrMo4 ("Béchet-Beaujard" - 70 °C - 2 min et Nital 2 % - 5 s) : b-d) observation des structures non déformées et sévèrement déformées en ZCP - ZCS et c) présence de couches "blanches" . 26
1.19 Morphologie de la ZCS : évaluation des déformations a) et comparaison avec un contact glissant sévère b) (illustration extraite de Stachowiak & Batchelor (2001)) 27
1.20 Analyse MEB+EBSD des zones de déformation caractéristiques d'un copeau de C45 : a) micrographie optique ; b) carte EBSD (angles d'Euler) de la ZCS et c) cliché MEB HD montrant la structure recristallisée ; d) cliché MEB de la ZCP 29

2.1 Essais mécaniques courants et éprouvettes associées : a) traction (A - Tardif *et al.* (2011) ; C - Nistor (2005)) b) compression (E F G - ASM-Handbook (2000)) c) cisaillement (H - Rittel *et al.* (2002) ; I - Gary & Nowacki (1994)/Klepaczko *et al.* (1999) ; J - Meyers *et al.* (2001)/Habak (2006)/Nistor (2005) ; K - Rusinek & Klepaczko (2001)/Nistor (2005)) et d) torsion (L - Lurdos (2008)) . 35
2.2 Amorces de fissure et endommagement rencontrés sur des éprouvettes chapeau pour un a) 100Cr6 (Habak, 2006) et b) Ti6Al4V (Braham-Bouchnak, 2010) . . 36
2.3 Illustration des différents dispositifs de mise en charge : a) machines mécaniques à vis et servohydrauliques, b) rotation/chute de masse et c) lanceur à gaz (Illustration - LGP de l'ENI de Tarbes) 39
2.4 Plage de déformation et vitesse de déformation accessibles avec les essais de caractérisation les plus courants 40
2.5 Effets de viscosité constatés sur deux matériaux ductiles : a) acier ferrito-perlitique (Klepaczko *et al.*, 2008) et b) cuivre (Jankowiak *et al.*, 2011) 45
2.6 Modifications apportées par différents auteurs à la forme originale du modèle de Johnson & Cook (1983) : a) terme de durcissement dynamique et b) facteur d'adoucissement thermique 47
2.7 Extensions de la forme originale du modèle de Johnson & Cook (1983) : a) modification apportée par Andrade *et al.* (1994) sur un cuivre et b) comparaison de la forme originale aux modèles proposés par Calamaz *et al.* (2008) et Hor (2011) (identifications conduites par Hor (2011) sur un 42CrMo4) 50
2.8 Illustration du comportement observé en déformation à chaud : a) acier 42CrMo à basse vitesse de déformation et différentes températures – b) schématisation des courbes caractéristiques de recristallisation (Lin *et al.*, 2008b) 51

2.9 Comparaison entre a) la décomposition schématique des mécanismes d'adoucissement ((Medina & Hernandez, 1996; Jonas *et al.*, 2009) et b) la modification apportée par Lurdos (2008) à la loi de Voce (1948) 53
2.10 Evolutions microstructurales observées dans des bandes de cisaillement par a) Zener & Hollomon (1944), b) Hines *et al.* (1998), c) Rittel *et al.* (2002), d) Meyers *et al.* (2003), e) Lesuer *et al.* (2005) et f) Xu *et al.* (2006) 56
2.11 Evolution de la contrainte et de la température en fonction de la déformation lors d'un essai de cisaillement sur un alliage de titane Ti6Al4V - $\dot{\varepsilon} = 3000\ s^{-1}$: CHi = températures mesurées et CAL = température calculée en régime adiabatique (Rittel, 2009) 57
2.12 Evolutions microstructurales observées dans des contacts intenses par a) Van-Dijck (1977), b) Trent & Wright (2000), c) Murr *et al.* (2002), d) Ni & Alpas (2003), e) Lin *et al.* (2006), f) Zhang *et al.* (2006) et g) Guo *et al.* (2011a) . . . 59
2.13 Représentation de l'évolution microstructurale et de l'affinement de grain proposée par a) Ni & Alpas (2003) dans le cadre de la coupe et b) par Nesterenko *et al.* (1997) lors de déformation à grande vitesse 61
2.14 Illustration du processus d'affinement de grains par recristallisation dynamique géométrique (Humphreys & Hatherly, 2004) 61
2.15 Validation du modèle pour l'extraction des chargements thermomécaniques : a) comparaison des efforts d'usinage - b) flux de chaleur transmis à l'outil coupant simulés aux données expérimentales 66
2.16 Zones considérées pour l'extraction des grandeurs nodales en a) Zone de Cisaillement Primaire ZCP et b) Zone de Cisaillement secondaire ZCS 67
2.17 Analyse des grandeurs nodales extraites du modèle numérique suivant la zone de déformation considérée : a) déformation vraie, b) vitesse de déformation vraie et c) température (V_c = 175 m/min - f = 0,25 mm/tr - a_p = 3 mm) 68
2.18 Amplitude des déformations vraies extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe 69
2.19 Amplitude des vitesses de déformation vraie extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe 70
2.20 Amplitude des températures extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe 70
2.21 Comparaison entre les plages de sollicitations extraites à partir du modèle numérique et les conditions d'identification conduites dans la littérature sur des aciers moyen carbone 71
2.22 Comparaison entre les plages de sollicitations en usinage et celles accessibles par compression dynamique : correspondance des lignes iso-Z 73
2.23 Description du dispositif de compression dynamique utilisé : a) type d'éprouvette, b) vue des enclumes "chaudes" et buses de refroidissement, c) mesure de déformation et d) schéma de principe de l'essai 75
2.24 Conditions de déformation a) et cycle thermomécanique adopté b) pour chaque essai de compression dynamique 76
2.25 Géométrie et conditions limites du modèle de compression uniaxiale 77

2.26 Analyse des relations contrainte-déformation extraites pour $\dot{\varepsilon}_p = 100\ s^{-1}$: correction des courbes isothermes et identification de la déformation limite de dépouillement direct 78
2.27 Influence du frottement sur a) le champ de température et b) le champ de déformation plastique dans l'éprouvette ($\dot{\varepsilon}_p = 100\ s^{-1}$ - $T_{ini} = 200$ °C) 79
2.28 Influence du frottement et de l'auto-échauffement sur la relation contrainte-déformation extraite de l'essai de compression numérique : comparaison au modèle de comportement effectif pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 1 s^{-1}, b) 10 s^{-1}, c) 100 s^{-1} et d) 1000 s^{-1} à T_{ini} = 200 et 600 °C 81
2.29 Estimation de la raideur machine : compression enclume contre enclume à l'ambiant et compression d'un plot en tungstène à 300 et 600 °C 83
2.30 Exemple d'une courbe contrainte-déformation extraite d'un essai de compression uniaxial sur un acier C45 avec correction de rigidité machine : a) évolution globale de la contrainte et de la température - b) influence de la compression des interfaces (A) puis du montage complet (B) sur la partie élastique 84
2.31 Rhéologie expérimentale du C45 à différentes températures initiales pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 0,1 s^{-1} ; b) 5 s^{-1} ; c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1} 86
2.32 Surface d'écoulement dans l'espace déformation plastique / température à $\dot{\varepsilon}_p$ = 5 s^{-1} et 60 s^{-1} pour le C45 a)-b) et le 42CrMo4 c)-d) 87
2.33 Evolution de la contrainte d'écoulement du C45 en fonction de la température pour $\varepsilon_p \in [0,2-0,4]$ et différentes vitesses de déformation plastique 88
2.34 Rhéologie expérimentale du 42CrMo4 à différentes températures initiales pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 0,1 s^{-1} ; b) 5 s^{-1} ; c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1} 89
2.35 Evolution de la contrainte d'écoulement du C45 et du 42CrMo4 en fonction de la température pour a) $\varepsilon_p \in [0,2-0,4]$ et b) $\varepsilon_p \in [0,4-0,6]$ à différentes vitesses de déformation plastique 90
2.36 Mesures de microduretés (HV1) effectuées en sens transversal et en sens long après compression à différentes vitesses de déformation plastique et températures sur le C45 a)-b) et le 42CrMo4 c)-d) (distances normées à l'axe - $\varepsilon \simeq 1,2$) 91
2.37 Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à $T_{ini} = 600$ °C pour a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} (Nital 2 % - 10 s) 92
2.38 Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à $T_{ini} = 600$ °C et $\dot{\varepsilon}_p = 60\ s^{-1}$: analyse MEB a) en zone centrale et b) zone extérieure - mise en évidence de régions recristallisées c) et d) de perlite décomposée 93
2.39 Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ pour a) $T_{ini} = 200$ °C et b) 600 °C (Nital 2 % - 10 s) 94
2.40 Microstructure du 42CrMo4 à l'état déformé après compression à $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ pour a) $T_{ini} = 200$ °C et b) 600 °C (Nital 2 % - 5 s) 94
2.41 Evolution de la microstructure du C45 en cours de déformation à $T_{ini} = 600$ °C et $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$: arrangement des dislocations menant à une structure recristallisée 95
2.42 Détermination des paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) à partir d'une courbe contrainte-déformation et du taux d'écrouissage 100

2.43 Comparaison entre le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié dans cette étude et les données expérimentales pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 0{,}1\ s^{-1}$ b) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1} 102
2.44 Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 (Tableau 2.4) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} 103
2.45 Comparaison entre le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié dans cette étude et les données expérimentales pour le 42CrMo4 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 0{,}1\ s^{-1}$ b) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1} 105
2.46 Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Johnson & Cook (1983) pour le 42CrMo4 (Tableau 2.4) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} 106
2.47 Evolution de la contrainte d'écoulement calculée suivant le modèle de Johnson & Cook (1983) en ZCP et ZCS : comparaison entre les différentes identifications pour le C45 a-b) et le 42CrMo4 c-d) 107
2.48 Exemple d'identification du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 : valeurs expérimentales et régressions linéaires des paramètres a) σ_0, σ_s, b) r et c) σ_p . . 109
2.49 Comparaison entre les modèles de Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003) identifiés et les données expérimentales pour le C45 à a-d) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b-e) 20 s^{-1} et c-f) 60 s^{-1} 110
2.50 Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 (Tableau 2.7) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} 111
2.51 Comparaison entre les modèles de Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003) identifiés et les données expérimentales pour le 42CrMo4 à a-d) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b-e) 20 s^{-1} et c-f) 60 s^{-1} 112
2.52 Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le 42CrMo4 (Tableau 2.7) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} 113
2.53 Influence de l'auto-échauffement sur la contrainte calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b) 20 s^{-1} et c) 60 s^{-1} 115
2.54 Evolution de la fraction recristallisée calculée dans le modèle de Kim *et al.* (2003) : a) influence de la température et de la vitesse de déformation pour le C45 et b) comparaison à $\dot{\varepsilon}_p = 60\ s^{-1}$ entre le C45 et le 42CrMo4 à différentes températures 116
2.55 Comparaison entre la contrainte calculée par les modèles de Johnson & Cook (1983) et Kim *et al.* (2003) identifiés dans l'étude pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $\dot{\varepsilon}_p = 60\ s^{-1}$ 117
2.56 Evolution de la limite d'écoulement et de la fraction recristallisée calculées à partir du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et le 42CrMo4 dans des conditions similaires à a) la ZCP et b) la ZCS 118

3.1 Lois de frottement classiquement utilisées 125

3.2 Principe de la méthode "split-tool"(Astakhov (2006)) 128
3.3 Illustration du partage des flux dans un contact glissant parfait 129
3.4 Schématisation d'un contact imparfait à différentes échelles 130
3.5 Modélisation thermique macroscopique d'un contact glissant imparfait 131
3.6 Dispositif HUST développé pour l'identification du frottement et des paramètres thermiques de contact (Guillot, 2009; Brocail, 2009) 132
3.7 Influence du coefficient de frottement sur la température à la surface de l'outil et la vitesse relative de glissement à l'interface 137
3.8 Influence du coefficient de frottement sur le flux de chaleur transmis à l'outil coupant 138
3.9 Influence de la conductance thermique de contact sur le flux de chaleur transmis à l'outil 141
3.10 Influence de la conductance thermique de contact sur le champ de température de l'outil (temps d'usinage simulé 0,01 s) 141
3.11 Influence de la conductance thermique de contact sur la continuité en température à l'interface (V_c = 175 m/min - f = 0,25 mm/tr - temps d'usinage simulé 0,01 s) 142
3.12 Influence de la conductance thermique de contact sur la position du point chaud à la surface de l'outil (temps d'usinage simulé 0,01 s) 143
3.13 Influence de la conductance thermique de contact sur la partition effective des flux à l'interface 143
3.14 Influence du coefficient de partage sur le flux de chaleur transmis à l'outil . . . 144
3.15 Spécificités de la zone de contact outil-copeau d'après a) M'Saoubi & Chandrasekaran (2005) et b) Astakhov (2006) 145
3.16 Illustration des conditions de contact possibles à l'interface outil-copeau d'après Grzesik (2008) 147
3.17 Analyse du modèle thermique de contact : a) modèle macroscopique à deux paramètres - b) schéma résistif complet (Bardon, 1986; Laraqi, 1996) 148
3.18 Modèle de contact macroscopique étudié et découplé en deux contributions statiques et dynamiques 150
3.19 Exemples de systèmes développés pour caractériser l'interface outil-matière en usinage : a) Olsson *et al.* (1989) ; b) Zemzemi *et al.* (2007) ; c) Bonnet *et al.* (2008) ; d) Hedenqvist & Olsson (1991) ; e) Grzesik *et al.* (2002) ; f) Brocail *et al.* (2010) ; g) Habak (2006) 151
3.20 Tribomètre ouvert CN développé par Claudin *et al.* (2008, 2010) 152
3.21 Evolution du a) coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) ratio de partage des flux p b) en fonction de la vitesse de frottement - C45 153
3.22 Evolution a) du coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) ratio de partage des flux p en fonction de la vitesse de frottement - 42CrMo4 154
3.23 Comparaison a) du coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) du ratio de partage des flux p pour le C45 et le 42CrMo4 en fonction de la vitesse de frottement 155

3.24 Dispositifs développés par a) Rogeon *et al.* (2008), b) Rosochowska *et al.* (2003) et c) Bourouga *et al.* (2003) pour caractériser la RTC en contact sans glissement . . . 156
3.25 Morphologie de la zone de contact à l'interface outil-copeau : b) traces d'adhésion en fin de contact, c) transition zone stagnante à glissante et d) dépôts de fer lissés par le contact . . . 157
3.26 Mécanisme de formation des résistances thermiques de contact à l'interface outil-matière . . . 158
3.27 Représentation schématique de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement : a) dans les contacts lubrifiés suivant les régimes de lubrification (courbe de Stribeck (Bhushan, 2000)) ; b) analogie pour un contact sec . . . 159
3.28 Schéma illustrant la formation d'une couche fondue à l'interface (Stachowiak & Batchelor, 2001) . . . 160
3.29 Traitement des zones de contact à partir b) des analyses EDX sur la face de coupe de l'outil, c) extraction des niveaux de rouge (dépôts de fer) et c) isolement des contacts locaux . . . 161
3.30 Calcul du taux réel de contact à partir des carte EDX traitées . . . 162
3.31 Taux réels de contact en fonction des conditions de coupe . . . 163
3.32 Description du modèle de rayage 3D ALE . . . 165
3.33 Schéma itératif autonome - identification des modèles de contact locaux . . . 166
3.34 Données locales extraites après post-traitement des essais de frottement sur le C45 pour V_r = 30 m/min et 180 m/min - Pression de contact, température et vitesse relative de glissement . . . 169
3.35 Données locales extraites après post-traitement des essais de frottement sur le C45 pour V_r = 30 m/min et 180 m/min - Température et déformation plastique équivalente . . . 169
3.36 Modèles de contact locaux extraits après post-traitement : a) coefficient de frottement adhésif μ_{adh} - b) coefficient de partage α du flux généré par frottement (Eq. 3.13) . . . 170

4.1 Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D ALE . . . 176
4.2 Formulations de contact utilisées dans la routine VUINTER© : a) contact normal par pénalité et b) contact tangentiel par frottement de Coulomb régularisé . 177
4.3 Représentation de l'algorithme employé dans la routine utilisateur VUMAT© (Asad, 2010; Asad *et al.*, 2011) . . . 180
4.4 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les efforts d'usinage simulés pour le C45 . . . 183
4.5 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les efforts d'usinage simulés pour le 42CrMo4 . . . 183
4.6 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le C45 . . . 185

4.7 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le 42CrMo4 185
4.8 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s) 186
4.9 Mesures de température effectuées par caméra infra-rouge sur un 42CrMo4 : a) champs de température outil et copeau - b) profil de température à la surface de différents types d'outils (temps d'usinage 1 s) (Arrazola *et al.*, 2009) 186
4.10 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le 42CrMo4 188
4.11 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact totale simulée pour le C45 188
4.12 Comparaison entre les variables locales simulées et le taux réel de contact estimé expérimentalement sur le C45 (configuration $JC-\mu(V_{sl})-\alpha=(V_{sl})-h=10^4$) 189
4.13 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact stagnante simulée pour le C45 190
4.14 Influence des modèles de comportement sur les efforts d'usinage simulés pour le C45 192
4.15 Influence des modèles de comportement sur les efforts d'usinage simulés pour le 42CrMo4 192
4.16 Influence des modèles de comportement sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le C45 194
4.17 Influence des modèles de comportement sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le 42CrMo4 194
4.18 Influence des modèles de comportement sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s) 195
4.19 Influence des modèles de comportement sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le C45 196
4.20 Influence des modèles de comportement sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le 42CrMo4 196
4.21 Illustration qualitative des zones recristallisées en fonction des conditions de coupe a) pour le C45 et b) pour le 42CrMo4 - extraction de la fraction recristallisée X_{DRX} 197
4.22 Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact totale simulée pour le C45 198
4.23 Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact totale simulée pour le 42CrMo4 198
4.24 Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact stagnante simulée pour le C45 199
4.25 Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact stagnante simulée pour le 42CrMo4 199
4.26 Représentation schématique de la pertinence du modèle de coupe développé dans le domaine $(f-V_c)$ 201

4.27 Illustration de la stratégie de simulation proposée visant à couvrir l'ensemble des conditions opératoires 202
4.28 Méthode d'obtention du champ de température stationnaire dans l'outil : a) simulation thermomécanique, b) extraction des flux nodaux et c) application sur un modèle thermique pur 203
4.29 Description du modèle développé pour réaliser les simulations thermiques pures : a) portion de l'outil simulée e dans le modèle thermomécanique, b) prise en compte de la plaquette complète et c) du porte plaquette 204
4.30 Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 3D ALE . . . 205
4.31 Exemple de résultats obtenus sur le modèle 3D ALE : a) champs de température pièce - b) et c) mise en évidence de l'élargissement du copeau et d) champ de température outil 206
4.32 Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D Lagrangien 207
4.33 Fraction recristallisée calculée sur le modèle 2D Lagrangien : a) représentation du copeau formé - b) présence de recristallisation prononcée dans les bandes de cisaillement et à l'interface outil-matière 207
4.34 Illustration du dispositif de mesure de résistance électrique de contact (REC) : a) isolation électrique du porte-pion – b) isolation de la barre côté mandrin et transmission des signaux par un collecteur tournant 212
4.35 Exemple de résultats obtenus en frottement : cas d'un contact intermittent – détection de ruptures de contact dues au broutement – Vr = 150 m/min 212
4.36 Modélisation mésoscopique du contact thermique : a) schéma résistif à l'échelle de l'aspérité – b) transposition sur un modèle EF par l'intermédiaire de couches superficielles équivalentes 213

A.1 Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D ALE . . . 215
A.2 Evolution de l'épaisseur du copeau et de la longueur de contact entre la géométrie initiale et la phase stabilisée 216

C.1 Comparaison de la distribution de pression calculée par la théorie de Hertz avec le modèle de contact implémenté par défaut dans Abaqus/Explicit© et par la routine VUINTER© programmée - cas d'un contact de Hertz élastique statique sans frottement 224
C.2 Comparaison entre les résultats fournis par le modèle par défaut implémenté dans Abaqus/Explicit© et ceux obtenus à partir de la routine VUINTER© : a) description du modèle, b) effort tangentiel macroscopique, c) pression de contact, d) contrainte de cisaillement et e) température de la surface supérieure 226

D.1 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les champs des température simulés pour le 42CrMo4 (temps d'usinage simulé 0,01 s) 227
D.2 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le C45 228
D.3 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact totale simulée pour le 42CrMo4 228

D.4 Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact stagnante simulée pour le 42CrMo4 229
D.5 Influence des modèles de comportement sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s) 229

E.1 Influence du coefficient de frottement sur les efforts d'usinage 231
E.2 Influence du coefficient de frottement sur l'épaisseur moyenne du copeau généré 232
E.3 Influence du coefficient de frottement sur la longueur de contact totale outil-copeau 232

F.1 Influence de la conductance thermique de contact sur les efforts d'usinage . . . 233
F.2 Influence de la conductance thermique de contact sur l'épaisseur moyenne du copeau généré 234
F.3 Influence de la conductance thermique de contact sur la longueur de contact totale outil-copeau 234
F.4 Influence du coefficient de partage sur les efforts d'usinage 235
F.5 Influence du coefficient de partage sur l'épaisseur moyenne du copeau généré . 235
F.6 Influence du coefficient de partage sur la longueur de contact totale outil-copeau 236

Liste des tableaux

1.1 Composition chimique de l'acier C45 (180 HB) 8
1.2 Composition chimique de l'acier 42CrMo4 (290 HB) 9

2.1 Ordres de grandeur des vitesses de déformation possibles en déformation uniaxiale suivant le dispositif sélectionné (adapté de ASM-Handbook (2000)) . . . 38
2.2 Evaluation qualitative des essais de caractérisation existants (✔ Positif ; ∼ Mitigé ; ✘ Négatif) 42
2.3 Déformations limites de dépouillement direct menant à une erreur de ∼ 5 % maximum sur la contrainte d'écoulement : évolution suivant le coefficient de frottement à l'interface enclume-éprouvette (ε^d_{lim}-μ) ou pour un essai considéré isotherme (ε^d_{lim}-isoT) 80
2.4 Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés dans notre étude à partir des essais de compression sur Gleeble® 3800 (identification suivant une méthode globale) 101
2.5 Erreur répertoriée entre les identifications réalisées et celles issues de la littérature pour le C45 et le 42CrMo4 : conditions en ZCP [$\dot{\varepsilon}_p$ = 10000 s^{-1} ; 200 $\leq$ T $\leq$ 600 °C] - conditions en ZCS [$\dot{\varepsilon}_p$ = 5000 s^{-1} ; 700 $\leq$ T $\leq$ 1000 °C] 108
2.6 Paramètres du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression 114
2.7 Paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression 114

3.1 Principaux modèles de frottement considérés dans les simulations EF d'usinage (d'après Iqbal *et al.* (2007b)) 126
3.2 Synthèse des modèles de frottement utilisés en simulation de l'usinage du C45 avec outils carbures 127
3.3 Synthèse des modèles thermiques utilisés en simulation de l'usinage du C45 avec outils carbures ("NS" signifiant "Non specifié") 134
3.4 Sensibilité d'un modèle numérique de coupe au frottement de Coulomb 136
3.5 Sensibilité d'un modèle numérique de coupe aux paramètres thermiques de contact 140
3.6 Coefficients des modèles de contact locaux identifiés (Eq. 3.13) 170

4.1 Description des conditions de contact étudiées sur le modèle numérique de coupe pour le C45 et le 42CrMo4 182
4.2 Description des lois de comportement étudiées sur le modèle numérique de coupe pour le C45 et le 42CrMo4 191

A.1 Propriétés mécaniques et thermiques des matériaux considérés (Grolleau (1996); Grzesik & Nieslony (2004); ASM-Handbook (1990); Rech *et al.* (2009); Rothman (1988)) 217

B.1 Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 respectivement d'après a) Jaspers & Dautzenberg (2002a), b) Chen *et al.* (2008), c) Grolleau (1996) et d) Bacaria (2001) 219
B.2 Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés dans notre étude à partir des essais de compression sur Gleeble® 3800 (identification suivant une méthode globale) 219
B.3 Paramètres du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression 220
B.4 Paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression 221

C.1 Niveaux des paramètres V_{sl}, μ et K_t utilisés pour la validation dans un contact glissant avec frottement 224

Introduction

De nos jours, le contexte de mondialisation des marchés impose aux industriels des contraintes économiques sans précédent. La compétition permanente face aux pays à bas coûts de main d'oeuvre les oblige à reconsidérer leur production, à se spécialiser et à migrer vers des produits innovants, de qualité et à forte valeur ajoutée tout en acceptant des coûts et des délais de plus en plus contraignants. Afin de rester concurrentiels, ils n'ont d'autre choix que de modifier leur façon de concevoir, d'innover mais également de produire.

Ces contraintes se traduisent également par un accroissement des exigences en termes de performances des structures mécaniques, en particulier dans les secteurs de l'aéronautique, de l'automobile ou des industries mécaniques (réduction des masses, résistance mécanique accrue, tenue en fatigue, résistance à l'usure, à la corrosion...). Couplées à la sévérité grandissante des contraintes évoquées, elles nécessitent la mise en place de solutions de fabrication de plus en plus élaborées tout en réduisant considérablement les temps de développement. Le domaine des techniques de production est directement concerné avec une volonté de réduire leurs cycles de mise au point visant à définir, par exemple, les paramètres optimaux de mise en forme.

Contexte industriel de l'étude

L'innovation sur les produits manufacturés concerne bien entendu leur fonctionnalité mais aussi leur conception et leur fabrication. Ces trois éléments passent inévitablement par une étape cruciale : la définition du matériau constituant le composant.

Du point de vue de l'aciériste, l'innovation passe par la mise au point de matériaux performants permettant de conserver un compris intéressant entre propriétés d'emploi (fatigue, usure ...), caractéristiques mécaniques et performances d'usinage (efforts de coupe réduits, faible usure outil, copeaux fragmentés...). La société ASCOMETAL s'attache depuis plusieurs années à travailler sur les "leviers" de l'aciériste, à savoir la microstructure du matériau et les populations inclusionnaires, afin de proposer de nouvelles nuances à ses clients. Ces "leviers" pouvant avoir une grande marge de manoeuvre, elle se retrouve généralement confrontée aux questions suivantes :

- Comment évaluer a priori les performances d'un couple microstructure/fond inclusionnaire ?
- Comment déterminer les conditions de coupe optimales permettant d'exploiter au mieux les possibilités de ce couple ?
- Serait-il même possible de "dessiner" une nuance pour une application et des conditions opératoires données ?

On constate alors l'émergence d'un besoin fort en moyens de support, flexibles et prédictifs, permettant de limiter les campagnes d'essais et de faciliter leur exploitation. Les intérêts sont multiples : le développement de nouvelles nuances "sur mesure", la réduction de leur temps de mise sur le marché ou bien, d'un point de vue "mise en forme", l'identification des

conditions opératoires optimales pour l'application client ou l'évalution de leur influence sur des caractéristiques du produit fini telle l'intégrité de surface.

La simulation numérique se présente comme un outil pouvant répondre à ces critères et s'avère déjà très utilisée par la société ASCOMETAL pour de nombreuses applications : forgeage, laminage, coulée, traitement thermique ... Dans le domaine des procédés de fabrication, élaborer un modèle numérique à des fins prédictives n'est possible que par une maitrise adéquate des lois de comportement mécanique des matériaux impliqués et des relations tribologiques aux interfaces outil-matière. On comprend ainsi aisément que la connaissance de ces éléments, souvent incomplets et/ou partiellement transposables aux conditions de travail effectives, constitue un réel frein à son développement et à son utilisation.

Contexte scientifique

Cette étude s'inscrit dans une démarche d'amélioration de la modélisation et de la simulation des opérations d'usinage, et à une échelle plus locale, de la modélisation du processus de coupe des métaux. L'approche scientifique a pour objectif d'introduire une dimension plus physique pour les éléments mentionnés précédemment, i.e. comportement du matériau et intéractions tribologiques, en gardant à l'esprit les contraintes du milieu industriel.

Modéliser une opération d'usinage passe tout d'abord par l'observation et la compréhension, à une échelle mésoscopique, des mécanismes de formation du copeau. Une configuration de coupe élémentaire est alors nécessaire afin d'isoler le plus possible le phénomène de coupe. Le cas de la coupe orthogonale est généralement employé à cet effet. L'arête de coupe est ici perpendiculaire à la fois au vecteur vitesse de coupe et au vecteur vitesse d'avance. La Figure 1 reprend les principaux paramètres de cette opération d'usinage mais met surtout en évidence 3 zones de sollicitation majeures :

- La zone de cisaillement primaire (ZCP) : où la direction du flux de matière change et induit dès lors des variations de vitesses d'écoulement, de fortes contraintes liées à des vitesses de déformations extrêmes et une première élévation de température ;
- La zone de cisaillement secondaire (ZCS) : siège de phénomènes de frottement intenses, l'interface outil-matière se caractérise par des déformations plastiques hors normes et une grande quantité de chaleur dissipée. Cette dernière conduit à d'importantes élévations de températures pouvant atteindre la fusion locale du matériau ;
- La zone de cisaillement tertiaire (ZCT) : il s'agit du lieu de frottement et glissement entre la face de dépouille de l'outil et la surface de la pièce usinée. L'usure en dépouille, les contraintes résiduelles et l'intégrité de surface dépendent directement des efforts de contact et des températures générés à cette interface.

L'étude de la coupe d'un acier aborde donc un problème complexe, fortement couplé, faisant intervenir mécanique, thermique, tribologie et métallurgie dans des conditions extrêmes. Le comportement du matériau usiné dans chaque zone de sollicitation doit être restranscrit le plus fidèlement possible afin d'assurer la pertinence des résultats de calculs.

Les deux premières zones de déformation présentent des modes de sollicitation assez différents. Tandis que la première (ZCP) s'apparente à la déformation d'un volume "conséquent" de matière (relativement à l'échelle de l'étude), la seconde concerne une zone plus confinée, pouvant se réduire à une interface en contact glissant. Ces remarques nous orientent alors suivant 2 axes de recherche : l'étude du comportement "volumique" du matériau en ZCP et celle des intéractions mécanique et thermique à l'interface outil-matière.

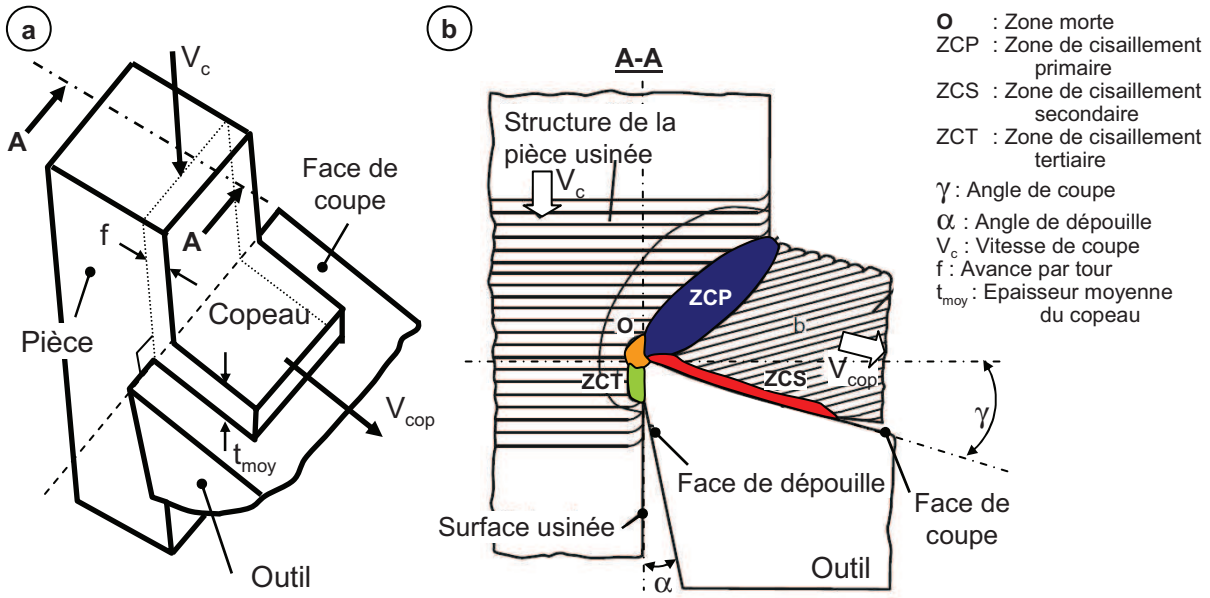

FIGURE 1: Représentation d'une opération de coupe orthogonale, définition des paramètres et illustration des zones principales de sollicitations (inspiré de Klocke (2011))

Objectifs et démarche globale

Les objectifs de l'étude consistent à développer un modèle numérique de coupe robuste, capable de restituer les tendances majeures observées lors de la coupe d'aciers spéciaux. Il s'agit notamment d'affiner la prise en compte des phénomènes physiques en intégrant (i) des modèles de contact capables de reproduire les phénomènes locaux existants à l'interface outil-matière (frottement - transfert de chaleur) et (ii) des lois de comportement aptes à modéliser l'évolution de la contrainte d'écoulement sous divers chargements thermomécaniques intenses. Ces deux aspects passent par des moyens de caractérisation spécifiques qui devront être mis en oeuvre afin d'assurer leur transfert en milieu industriel.

La démarche globale de l'étude est résumée en Figure 2. Elle s'appuie sur des essais de coupe instrumentés permettant de fournir la base expérimentale nécessaire à la compréhension des phénomènes et à la validation des modèles. Le comportement du matériau en ZCP sera évalué à partir d'essais de compression dynamique menés sur un simulateur Gleeble®. L'étude tribologique sera conduite quant à elle sur un tribomètre fortes sollicitations et permettra d'ex-

traire des lois de contact locales. L'ensemble de ces modèles sera finalement implémenté dans un modèle numérique de coupe. Les résultats issus du calcul pourront dès lors être comparés aux données expérimentales afin d'évaluer la pertinence et la robustesse du modèle.

A ce jour, la méthodologie a été mise en place sur deux aciers de référence sensiblement différents : un acier C45 normalisé et un 42CrMo4 trempé-revenu.

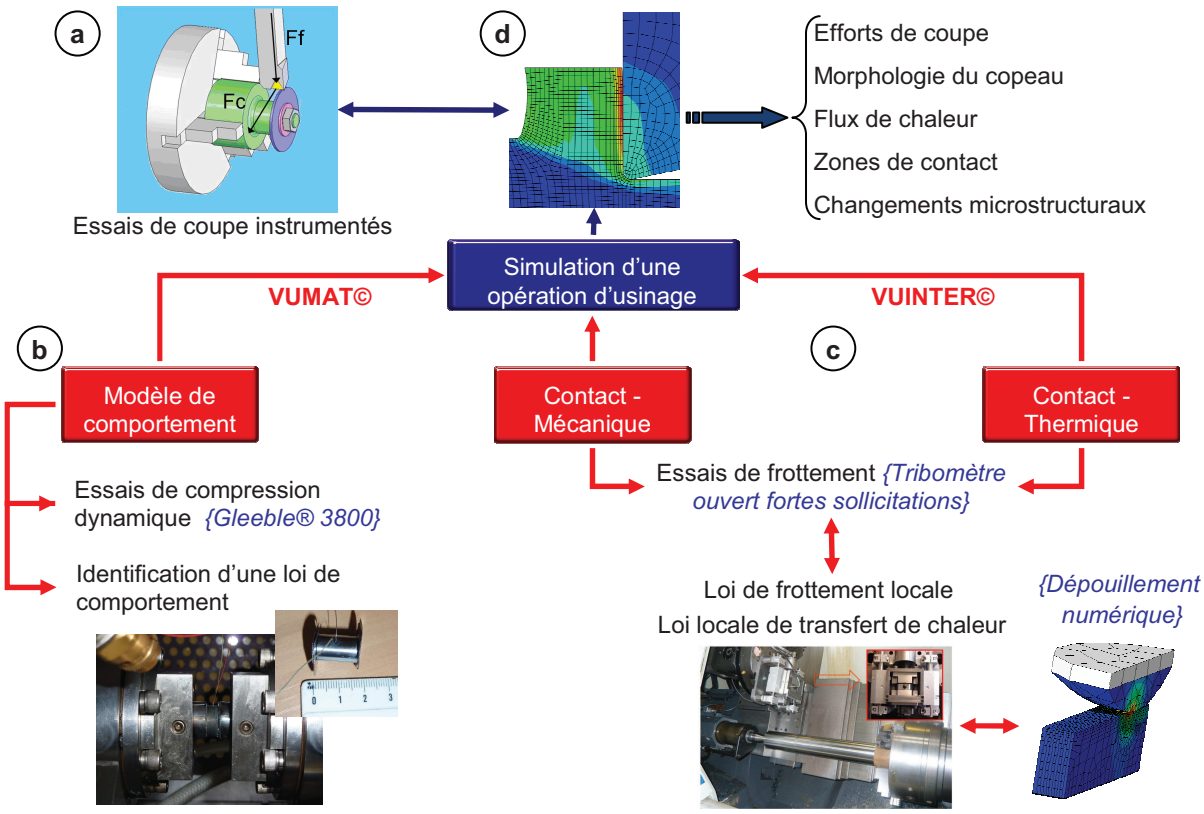

FIGURE 2: Synthèse de la démarche adoptée dans cette étude : a) réalisation d'essais de coupe instrumentés, b) étude du comportement du matériau en ZCP par des essais de compression dynamique, c) caractérisation de l'interface outil-matière à partir d'essais tribologiques et d) intégration de ces modèles dans une simulation numérique de coupe

L'objectif industriel, à terme, est de disposer d'une démarche de caractérisation des performances d'usinage capable de dissocier les effets liés à la microstructure de ceux attribués au fond inclusionnaire. Elle pourrait idéalement constituer une méthode d'optimisation des nuances ASCOMETAL permettant de déterminer, à partir d'essais standards, les conditions de coupe ou la géométrie d'outil optimale pour une nuance donnée.

Plan du manuscrit

L'étude s'articule autour de quatre chapitres correspondant aux indices a) à d) illustrés en Figure 2.

Le premier chapitre décrira la campagne expérimentale conduite en coupe orthogonale sur les deux nuances étudiées (Figure 2a)). Nous pourrons appréhender les variations de grandeurs fondamentales comme les efforts de coupe, le flux de chaleur transmis à l'outil coupant ou les spécificités des zones de contact sur une large plage de conditions de coupe. Les évolutions microstructurales engendrées par le processus de coupe seront notamment mises en évidence.

Le second chapitre s'attaquera à l'étude de la rhéologie du matériau à partir d'essais de compression dynamique (Figure 2b)). Après un état de l'art sur les méthodes de caractérisation et les modèles de comportement, la démarche expérimentale sera décrite et les résultats analysés. L'identification de deux lois de comportement aux formulations différentes sera effectuée.

Un troisième chapitre abordera la partie tribologique de cette étude (Figure 2c)). Les données provenant d'essais de frottement et de coupe seront analysées afin d'extraire des modèles de contact mécanique et thermique locaux, proposant une réponse au manque de connaissances dans ce domaine. L'accent sera particulièrement mis sur la modélisation des transferts de chaleur aux interfaces avec la notion importante de résistance thermique de contact.

Le dernier chapitre présentera le résultat de la démarche en transposant les lois de comportement et de contact identifiées dans les précédents chapitres sur un modèle numérique de coupe (Figure 2d)). Les résultats de simulation seront comparés à l'expérience et les limitations de la méthode et du modèle mis au point seront finalement discutées. Des éléments de réponses seront apportés afin de proposer une stratégie de modélisation polyvalente.

La phrase la plus excitante à entendre en science, celle qui annonce de nouvelles découvertes, n'est pas "Eurêka" (j'ai trouvé !), mais plutôt "Tiens, c'est marrant..."

Isaac ASIMOV [1920 - 1992]

1

Analyse expérimentale de la coupe

Ce chapitre aborde l'étude expérimentale conduite en coupe orthogonale sur deux nuances d'acier. Le dispositif mis en place, les matériaux étudiés et la procédure d'essai sont tout d'abord présentés. Les deux sections suivantes permettent d'appréhender l'évolution des grandeurs mesurées in situ (efforts de coupe, flux de chaleur et températures) et a posteriori (zones de contact, morphologie du copeau, micrographies) sur une large plage de conditions de coupe. Les distinctions suivant la nuance usinée sont également effectuées.

Sommaire

1 Dispositif expérimental 8
1.1 Matériaux étudiés 8
1.1.1 Acier non allié C45 8
1.1.2 Acier faiblement allié 42CrMo4 9
1.2 Moyens expérimentaux 10
1.3 Procédure d'essais de coupe 13
2 Mesures in situ 13
2.1 Efforts d'usinage 13
2.2 Flux de chaleur transmis à l'outil 14
3 Analyses a posteriori 17
3.1 Géométrie du copeau 17
3.2 Zone de contact outil-copeau 21
3.3 Aspects microstructuraux 24
4 Synthèse 29

1 Dispositif expérimental

1.1 Matériaux étudiés

L'étude s'est orientée vers deux nuances couramment utilisées dans l'industrie mécanique et l'automobile : un acier non allié C45 U et un acier faiblement allié 42CrMo4 U. La mention "U" est associée à la version standard de ces aciers : aucun traitement soufre ou calcium n'a donc été appliqué. Elle sera omise dans la suite du manuscrit et les matériaux seront respectivement nommés C45 et 42CrMo4.

Ces deux matériaux ont l'avantage d'être très référencés dans la littérature que ce soit d'un point de vue "coupe" (Davies *et al.*, 2005; Iqbal *et al.*, 2007a; Akbar *et al.*, 2008; Arrazola *et al.*, 2009), tribologie (Grzesik & Nieslony, 2004; Zemzemi *et al.*, 2009; Brocail, 2009; de Eguilaz *et al.*, 2010), comportement (Bacaria, 2001; Jaspers & Dautzenberg, 2002a; Kim *et al.*, 2003; Hor, 2011) ou simulation numérique (Pantale *et al.*, 2004; Mabrouki & Rigal, 2006; Attanasio *et al.*, 2008; Ozel, 2009).

1.1.1 Acier non allié C45

Cet acier pour traitement thermique est produit et commercialisé principalement sous forme de barres laminées rondes. Sa composition massique est précisée dans le Tableau 1.1 tandis que sa microstructure est exposée en Figure 1.1.

Elément	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
M %	0,493	0,218	0,728	0,028	0,008	0,141	0,190	0,044	0,143	0,020

TABLEAU 1.1: Composition chimique de l'acier C45 (180 HB)

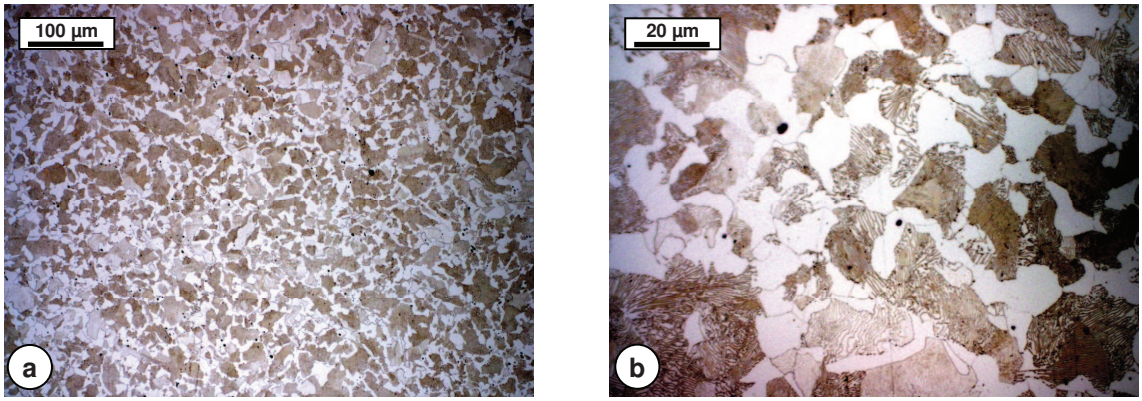

FIGURE 1.1: Microstructure initiale de l'acier C45 (180 HB) (Nital 2 % - 10 s)

Le matériau C45 est fourni à l'état normalisé et présente une dureté proche de $\sim$ 180-190 HB (R_m = 696 MPa ; $A\%$ = 23 ; $Z\%$ = 45). On retrouve une structure ferrito-perlitique avec une taille de grains comprise entre 10 et 20 μm. Quelques inclusions de MnS apparaissent également sphériques (coupe normale au sens de laminage) avec une densité moyenne de l'ordre de 10 $/mm^2$ pour un diamètre équivalent allant de 6 à 9 μm. La caractérisation des populations inclusionnaires a également révélé une faible quantité d'oxydes (densité < 0,4 $/mm^2$) de diamètre équivalent inférieur à 4 μm.

1.1.2 Acier faiblement allié 42CrMo4

Le 42CrMo4 est un acier faiblement allié au chrome et au molybdène (Tableau 1.2). Il présente une structure bainito-martensitique caractéristique d'un acier trempé revenu (Figure 1.2). La taille de grain assez homogène semble proche de 15 μm. Des inclusions d'alumine Al_2O_3 d'assez gros diamètres sont ponctuellement présentes. Leur densité est plus réduite que pour le C45 (0,17 $/mm^2$) contrairement aux sulfures (densité < 5 $/mm^2$) mais le diamètre moyen équivalent s'avère légèrement supérieur (5,5 μm).

La dureté a été évaluée à 290 $\pm$ 10 HB jusqu'à mi-rayon du lopin (R_m = 925 MPa ; $A\%$ = 19 ; $Z\%$ = 63).

Elément	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
M %	0,417	0,168	0,668	0,024	0,010	0,139	1,116	0,163	0,197	0,017

TABLEAU 1.2: Composition chimique de l'acier 42CrMo4 (290 HB)

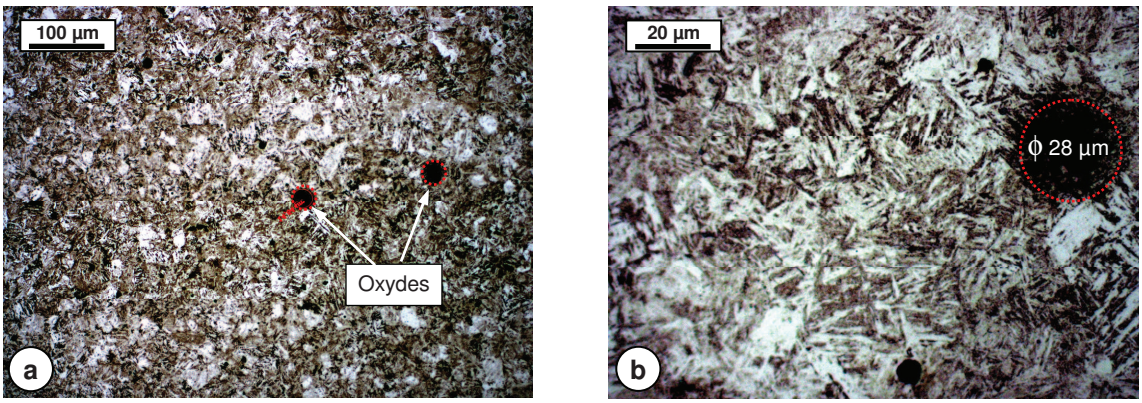

FIGURE 1.2: Microstructure initiale de l'acier 42CrMo4 (290 HB) (Nital 2 % - 5 s)

1.2 Moyens expérimentaux

Les essais de coupe instrumentés ont principalement été menés sur un tour CN SOMAB TRANSMAB 450 (3 axes - Broche 3500 tr/min - 30 kW) grâce au montage synthétisé en Figure 1.3 pour une configuration de coupe orthogonale (dispositif standard développé au LTDS/ENISE (Valiorgue, 2008)).

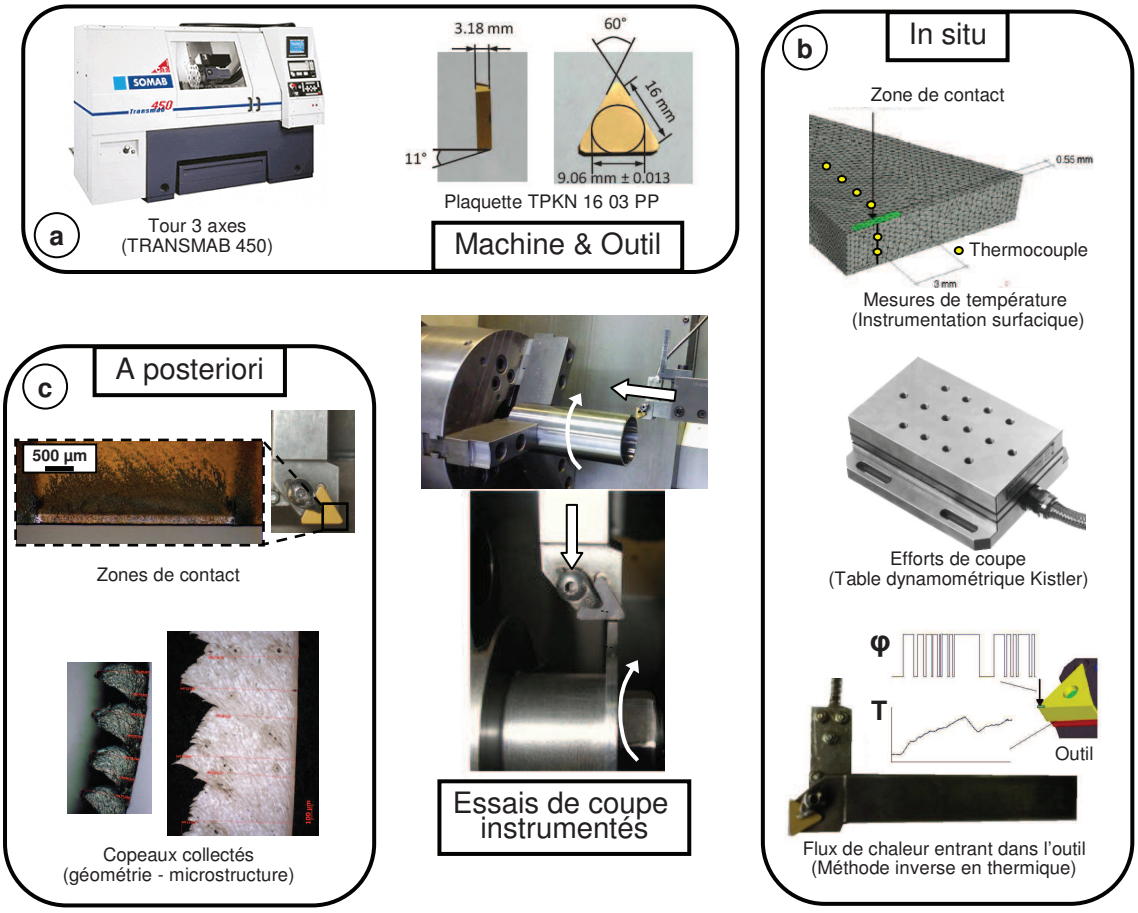

FIGURE 1.3: Essais de coupe orthogonale instrumentés : a) machine et outil utilisés, b) mesures effectuées en cours d'usinage et c) analyses post-mortem sur outils et copeaux

Outil

Les essais ont été réalisés avec des plaquettes de fraisage triangulaires TPKN 16 03 PP de la société Sandvik, composées d'un substrat en carbure de tungstène avec liant cobalt (SM30 - 14,5 % Co - 57,3 % WC - taille de grains 1/2 μm (Rech, 2002)) et d'un revêtement $TiC/Al_2O_3/TiN$. Un porte plaquette CTFPLM 2525 M16 permet d'obtenir les angles d'outils spécifiés en Figure 1.4. La dépouille importante (11 °) assure la réalisation de plongées radiales sans risque de talonnage. La préparation d'arête consiste en un chanfrein de 0,15 mm x 15 ° rayonné (r_β = 50 μm) (Figure 1.4 b)).

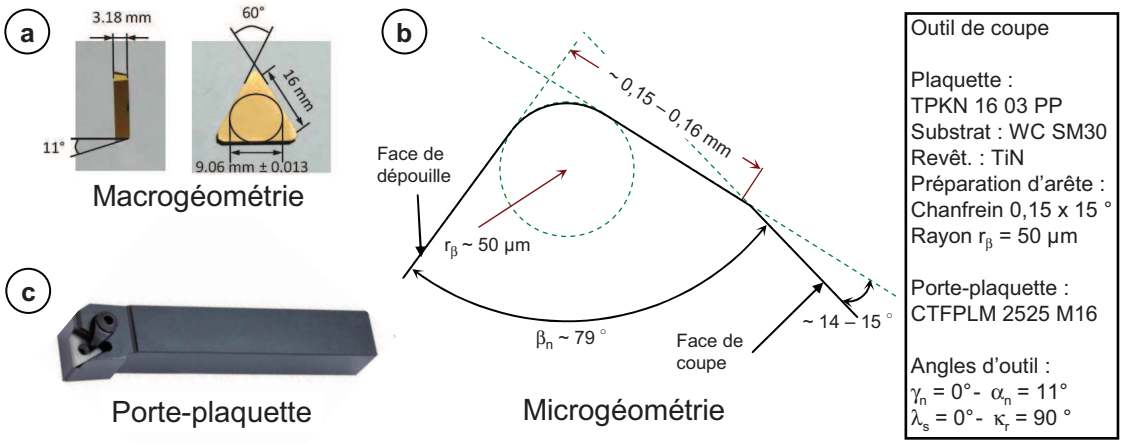

FIGURE 1.4: Géométrie de l'outil de coupe utilisé : a) macrogéométrie de la plaquette, b) microgéométrie (relevé profilométrique) et c) porte-plaquette associé

Pièce et opération

Les éprouvettes sont extraites de bruts ϕ 80 mm x 500 mm après un léger écroûtage (1 mm au rayon). Deux géométries ont été usinées suivant la configuration de coupe orthogonale retenue : usinage en plongée radiale sur des disques ϕ 78 mm ou découpe axiale de tubes minces de même diamètre. Cette dernière opération permet d'atteindre des temps de coupe plus élevés pour les fortes vitesses de coupe et les fortes avances. La mesure de flux de chaleur nécessite en effet un temps de coupe d'au moins 10 s afin d'atteindre une stabilisation thermique. L'épaisseur des disques et des tubes (profondeur de passe) a été fixée à [3 ± 0,1] mm afin de conserver un rapport épaisseur/avance par tour élevé (limiter les effets de bord et approcher le plus possible un problème en déformation plane) tout en gardant une puissance à la broche admissible.

Efforts de coupe

Une table dynamométrique à trois composantes KISTLER a été employée afin de mesurer les efforts de coupe par l'intermédiaire d'un amplificateur de charge et d'une carte d'acquisition.

Flux de chaleur transmis à l'outil de coupe

Le flux de chaleur reçu par l'outil est estimé à l'aide d'une méthode inverse en thermique, suivant le principe mis en place par Battaglia *et al.* (2001); Puigsegur (2002) et appliqué en usinage par Rech (2002) puis Kusiak (2004). Elle s'appuie sur une mesure de température déportée dans l'assise du porte-plaquette et sur l'identification de la fonction de transfert thermique associée au système plaquette/porte-plaquette (Figure 1.5). Cette dernière permet de relier la valeur moyenne du flux de chaleur entrant dans l'outil, sur une zone de contact donnée, à la température mesurée en un point.

L'identification est déterminée expérimentalement par la société THERMICAR en imposant un flux connu (amplitude, fréquence) sur une zone de contact définie. Cette méthode permet de s'affranchir de la dimension du transfert de chaleur, des propriétés thermiques des composants du système et des interfaces ainsi que du caractère intrusif de la mesure de température (taille du capteur par rapport au milieu concerné) (Kusiak, 2004). Elle s'avère être également peu sensible aux variations de zone de contact d'après Puigsegur (2002).

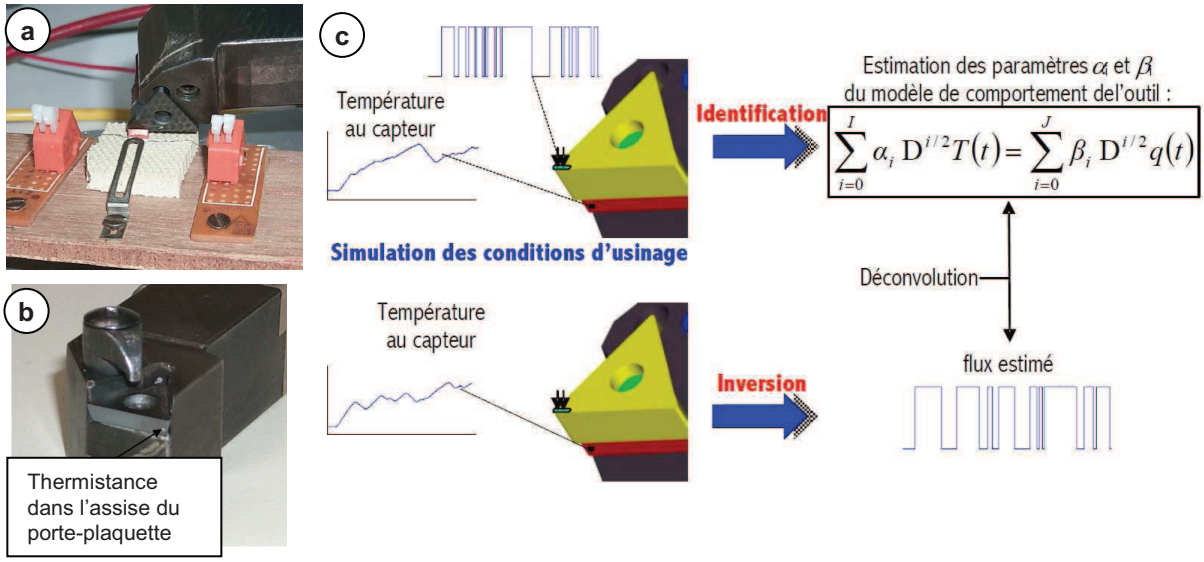

FIGURE 1.5: Méthode d'identification de la fonction de transfert thermique du système plaquette / porte-plaquette permettant l'estimation inverse du flux transmis à l'outil : a) application d'un flux connu grâce à un microfour, b) instrumentation du porte-plaquette et c) schéma de synthèse de la méthode (illustrations extraites de (Puigsegur, 2002))

Longueurs de contact & Morphologie des copeaux

L'analyse optique des longueurs de contact a été réalisée à l'aide d'une loupe binoculaire Leica et d'un microscope ZEISS en examinant directement la face de coupe de l'outil. Des observations MEB et EDX ont également été menées notamment afin d'extraire les zones de contact stagnantes.

Les copeaux ont été soigneusement enrobés puis polis jusqu'à leur plan médian (contrôle du volume érodé) en suivant une gamme classique s'achevant par une solution diamantée 1 μm. Les micrographies optiques ont été obtenues avec le matériel précédemment mentionné et après attaque au Nital 2 % ou Béchet-Beaujard à chaud (solution aqueuse d'acide picrique sursaturée contenant une faible quantité d'agent mouillant type Teepol et quelques gouttes d'HCl). Les études microstructurales fines ont pu être effectuées au laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon à l'aide d'un microscope à double faisceau ZEISS/Supra® 55 VP (MEB-FEG) muni d'un détecteur EBSD. Les échantillons ont dans ce cas subi un polissage vibratoire de 24h dans une émulsion de silice colloïdale.

1.3 Procédure d'essais de coupe

Chaque essai de coupe a été conduit avec une arête de coupe neuve et répété 3 fois. Les résultats suivants présentent la valeur moyenne de ces répétitions. Les disques n'ont été usinés qu'à mi-rayon afin d'assurer une homogénéité matière, particulièrement pour le 42CrMo4 trempé revenu.

La dispersion des valeurs moyennes stabilisées relevées sur les efforts de coupe est restée inférieure à 5 % : les barres d'erreurs peuvent de ce fait être masquées dans les graphiques suivants. Concernant les mesures de flux, les écarts types relatifs entre les différents essais d'identification sur un même système plaquette/porte-plaquettes atteignent au maximum 15 %. Cette borne haute a été considérée comme l'incertitude de mesure pour toutes les mesures de flux en coupe présentées par la suite.

L'épaisseur des disques et tubes a été vérifiée avant chaque essai et les mesures d'efforts et de flux ramenées à une épaisseur de référence de 3 mm.

Une plage de conditions de coupe volontairement large a été sélectionnée : $V_c \in$ [10 - 250 m/min] et $f \in$ [0,1 - 0,4 mm/tr]. Les vitesses de coupe inférieures à 100 m/min sont largement en dessous de la vitesse minimale définie dans le cadre d'un COM en tournage (AFNOR, 1997). Les vitesses usuelles pour les deux nuances étudiés avoisinent en effet 150 - 180 m/min. Cette plage étendue a donc permis d'étudier les changements de comportement à la coupe des deux aciers. D'un point de vue numérique, elle servira également dans la suite du manuscrit, à tester la robustesse/fidélité du modèle numérique développé et la validité des hypothèses émises. Nous évoquerons ces éléments plus en détails dans le Chapitre 4 traitant de la simulation numérique de la coupe, en abordant notamment la stratégie de modélisation proposée.

2 Mesures in situ

2.1 Efforts d'usinage

Bien que les aciers étudiés disposent de caractéristiques mécaniques complètement différentes, les efforts de coupe mesurés présentent une similitude assez surprenante sur toute la plage de conditions de coupe.

Sur la Figure 1.6 a), on constate l'augmentation quasi-linéaire assez commune des efforts de coupe F_c et d'avance F_f avec l'avance par tour f (augmentation de la section découpée). L'effet de la préparation d'arête (chanfrein 0,15 mm x 15 °) est perceptible aux basses avances avec un ratio $\frac{F_f}{F_c}$ proche de 80 % : la coupe est en effet nettement négative pour f = 0,1 mm/tr. Cette contribution s'atténue avec l'élévation de l'avance f.

La vitesse de coupe minimale se situe entre 100 et 140 m/min d'après la Figure 1.6 b). On distingue ainsi trois régimes de coupe :

- $V_c < 40$ m/min : les efforts chutent de nouveau après un plateau. L'enlèvement de matière s'apparentent ici plus à du labourage qu'à de la coupe : l'effet température est de ce fait très affaibli et les deux matériaux ont certainement perdu en ductilité. Les efforts sont d'ailleurs plus intenses pour le 42CrMo4 dans cette plage. De l'arête rapportée a été

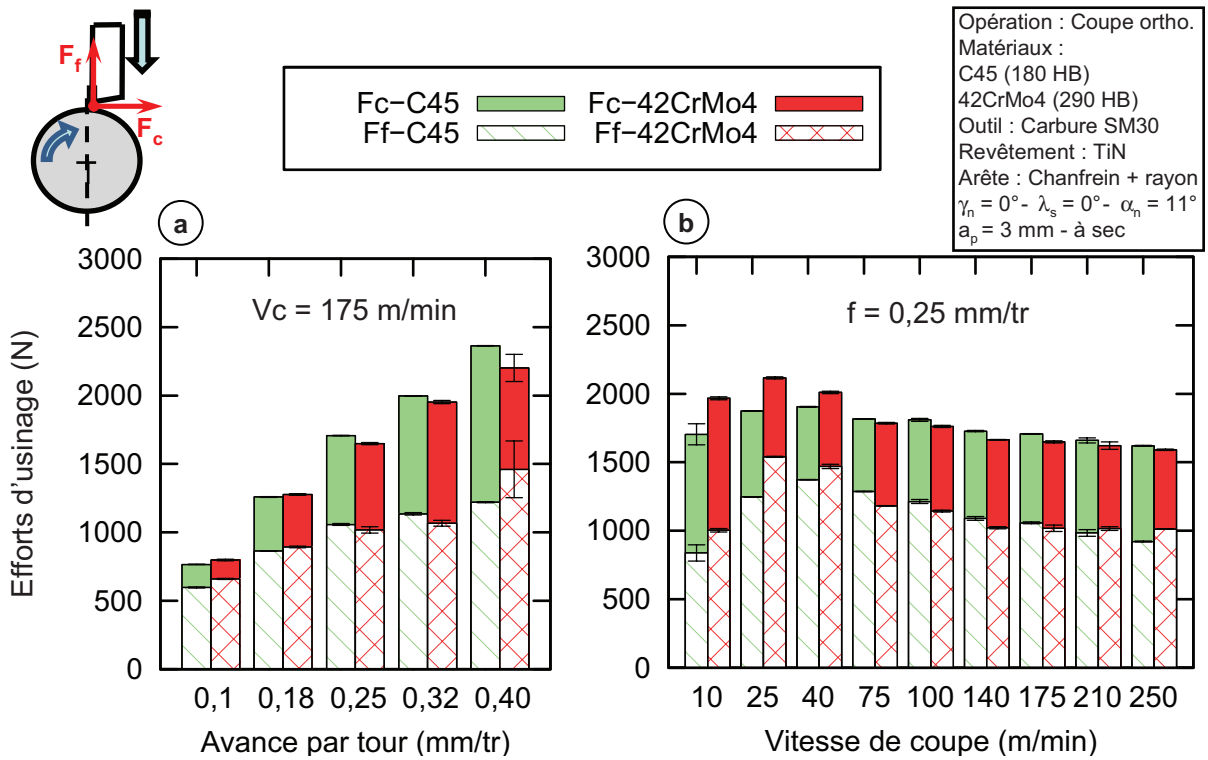

FIGURE 1.6: Efforts de coupe exercés sur l'outil en fonction des conditions de coupe (les barres d'erreur représentent la dispersion constatée)

observée à $V_c = 10$ m/min pour les deux nuances ;

- $40 \leq V_c < 140$ m/min : augmentation des efforts de coupe avec un impact plus significatif sur l'effort d'avance F_f. L'adoucissement thermique du matériau décroit avec V_c entrainant une élévation de la contrainte d'écoulement (contribution plus importante de l'écrouissage), une contrainte de cisaillement à l'interface nécessaire pour permettre le glissement supérieure et de ce fait une vitesse de glissement réduite à l'interface. Ceci se traduit par une zone de contact stagnante généralement plus importante et des phénomènes d'adhésion plus marqués ;
- $V_c \geq 140$ m/min : peu d'influence de la vitesse de coupe sur les composantes d'effort. L'adoucissement thermique est certainement plus prononcé.

2.2 Flux de chaleur transmis à l'outil

Les mesures de flux reportées en Figure 1.7 confirment la faible sensibilité de l'opération de coupe orthogonale à la nuance. Compte tenu de l'incertitude, des distinctions sont possibles uniquement à basse vitesse de coupe ($V_c < 40$ m/min), suite aux remarques énoncées dans la section précédente. Une évolution de type exponentielle apparaît clairement suivant V_c avec une saturation du flux transmis à l'outil φ_o autour de 90 W. Il croît en revanche quasi-linéairement en fonction de l'avance f (Figure 1.7 a)).

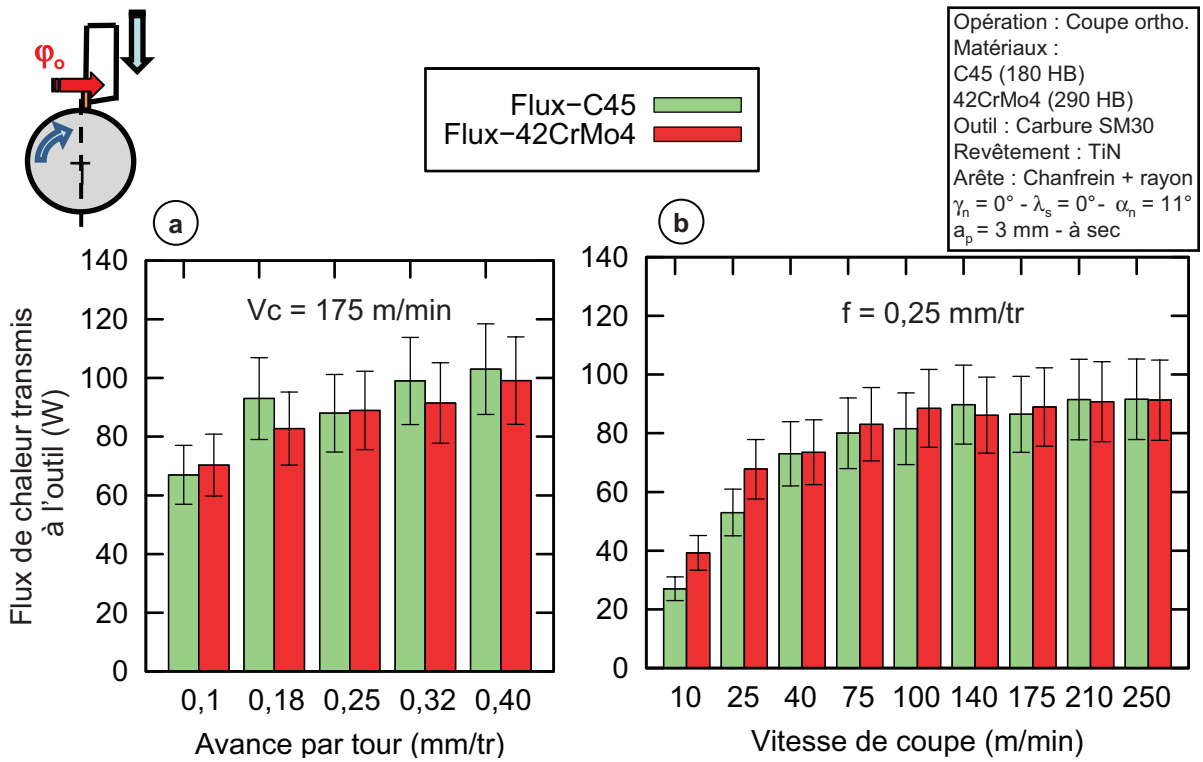

FIGURE 1.7: Flux de chaleur transmis à l'outil de coupe (les barres d'erreur représentent l'incertitude de mesure de 15 % liée à la calibration)

Il est raisonnable de penser que la majeure partie du flux de chaleur transmis à l'outil provient de l'intéraction outil-matière en face de coupe. On néglige ici implicitement les transferts par conduction (provenant de la ZCP) et le frottement en dépouille (zone de contact extrêmement réduite). En considérant que l'intégralité de l'énergie dissipée à l'interface outil-copeau est transformée en chaleur, on peut estimer la puissance thermique générée par frottement P_{int}. Elle s'exprime en fonction de l'effort d'avance F_f et de la vitesse moyenne de glissement du copeau V_{cop} (cette grandeur est analysée dans la section 3.1 suivante). Connaissant le flux transmis à l'outil, on en déduit le ratio de partage global des flux p_{cop} (Eq. 1.1). Il représente, à une échelle macroscopique, la part de la chaleur générée par frottement sur la face de coupe évacuée par le copeau (Figure 1.8).

$$\begin{cases} P_{int} = F_f \cdot V_{cop} \\ p_{cop} = \dfrac{P_{int} - \varphi_o}{P_{int}} \end{cases} \tag{1.1}$$

A titre comparatif, on superpose l'expression 1.2 proposée par Childs *et al.* (2000) (Chapitre 2 - "Chip Formation Fundamentals") basée sur une approche analytique via la théorie des sources mobiles (Blok, 1938; Jaeger, 1942). Elle permet d'estimer la part p_{calc} de chaleur transmise à l'outil sur la quantité de chaleur totale provenant des deux zones de cisaillement. s_f est un facteur de forme dépendant des proportions de la zone de contact : il varie généralement entre

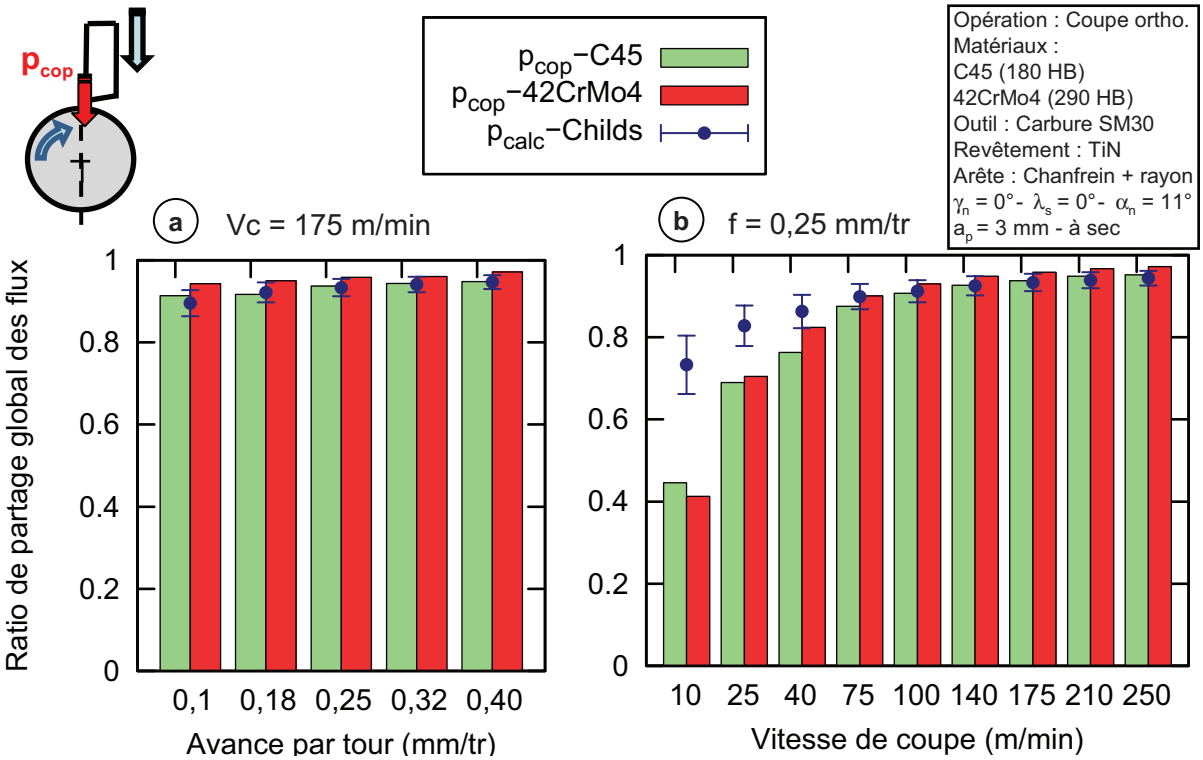

FIGURE 1.8: Ratio global de partage des flux : part du flux transmis au copeau par rapport à la puissance thermique dissipée par frottement

1 et 2. Les valeurs tracées sur la Figure 1.8 sont obtenues pour des conductivités thermiques constantes de λ_{outil} = 59 W/mK ; λ_{copeau} = 36 W/mK, un angle de cisaillement primaire ϕ = 25 ° et un facteur de forme s_f = 1,5. Les barres d'erreur correspondent à la variation de p_{calc} pour s_f = 1 à 2.

$$\begin{aligned} p_{calc} &\left[1+\frac{0,45}{s_f}\cdot\frac{\lambda_{outil}}{\lambda_{copeau}}\cdot\sqrt{\frac{a_{outil}}{V_c\cdot f\cdot tan(\phi_o)}}\right] \\ &\approx \left[1-\frac{1,35}{s_f}\cdot\frac{\lambda_{outil}}{\lambda_{copeau}}\cdot\frac{0,15\cdot a_{outil}}{V_c\cdot f\cdot tan(\phi_o)}\right] \end{aligned} \tag{1.2}$$

Les ratios p_{cop} issus des essais de coupe semblent en adéquation avec l'Eq. 1.2 sur toute la plage d'avance et pour des vitesses de coupe V_c supérieures à 75 m/min. Plus V_c augmente, plus la quantité de chaleur évacuée par le copeau est importante : celle-ci passe de $\sim$ 70 % pour V_c = 25 m/min à plus de 95 % au delà de 200 m/min. On constate néanmoins que le modèle diverge en dessous de 40 m/min, compte tenu des erreurs relatives sur F_f, V_{cop} et ϕ_o, angle de cisaillement primaire.

3 Analyses a posteriori

3.1 Géométrie du copeau

Pour chaque essai, les copeaux ont été collectés en prenant soin de dissocier ceux provenant des premiers instants de la coupe (amorce du disque/tube et mise en place de l'avance). La Figure 1.9 montre le changement de morphologie du copeau suivant les conditions de coupe.

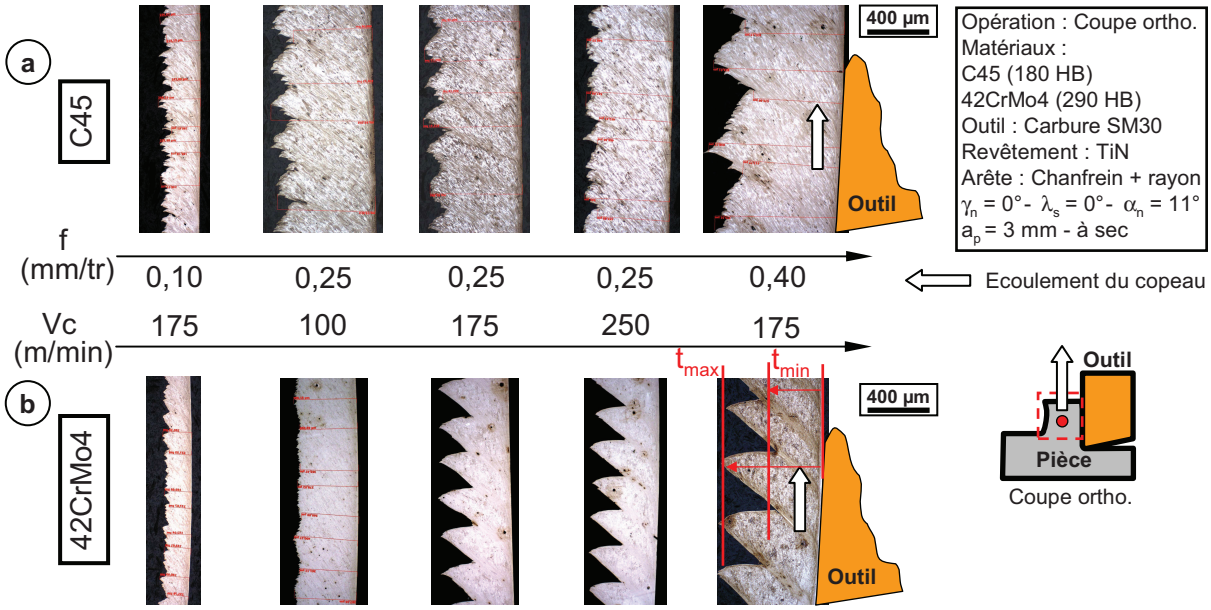

FIGURE 1.9: Evolution de la morphologie du copeau en fonction des conditions de coupe pour a) le C45 et b) le 42CrMo4

On relève un épaississement général du copeau avec l'augmentation de l'avance par tour et, à moindre échelle, avec une réduction de la vitesse de coupe. Une pseudo segmentation est visible sur le C45 avec une localisation plus prononcée de la déformation à f = 0,4 mm/tr. Pour $f \leq$ 0,25 mm/tr, la morphologie peut encore raisonnablement être assimilée à un copeau continu. Concernant l'acier 42CrMo4, la transition se manifeste clairement au delà de V_c = 100 m/min et f = 0,25 mm/tr : le copeau passe de continu à festonné et la déformation se localise formant des bandes de cisaillement (Figure 1.9 b)).

L'épaisseur du copeau formé est mesurée à partir des micrographies précédentes. Les variations de l'épaisseur moyenne t_{moy} relevée sont décrites en Figure 1.10. Elle est encadrée par les valeurs moyennes min et max représentées par les barres d'erreurs.

On retrouve la notion d'épaississement du copeau lorsque f augmente et V_c diminue, en particulier en dessous de 100 m/min. Les copeaux générés pour le C45 sont plus épais que ceux obtenus sur le 42CrMo4 sur toute la plage d'avance ($\sim$ +45 %) et de nouveau au delà de

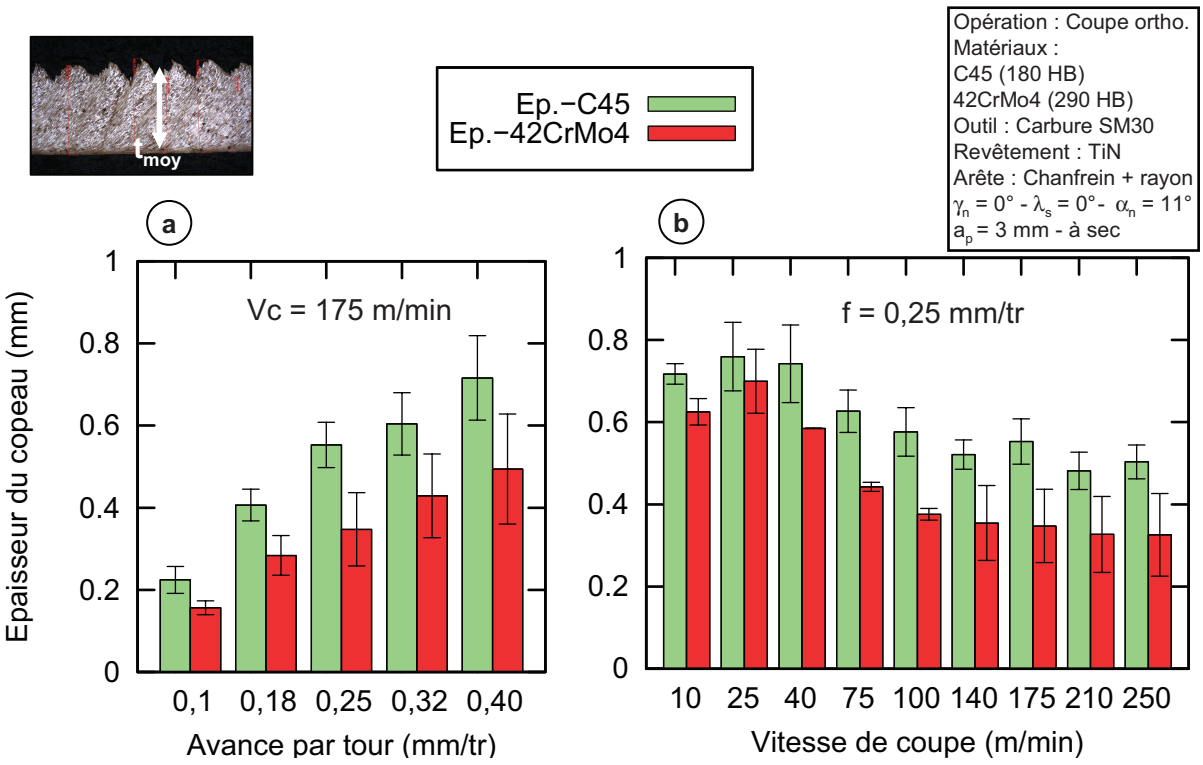

FIGURE 1.10: Epaisseur du copeau généré (les barres d'erreur représentent les moyennes des épaisseurs min et max)

100 m/min ($\sim$ +55 %). L'écart tend à se réduire pour les basses vitesses de coupe. La pseudo segmentation est omniprésente sur le C45 tandis que le festonnage est amorcé pour le 42CrMo4 à partir de V_c = 140 m/min et sur toute la plage d'avance f.

En considérant un débit massique constant de l'entrée de la matière dans la zone de déformation à l'éjection du copeau, il est possible de relier la vitesse moyenne d'évacuation du copeau à la vitesse de coupe par la relation 1.3 [1]. On nomme λ_c le rapport de compression, ratio de l'épaisseur moyenne du copeau formé t_{moy} et de l'avance par tour f. La vitesse ainsi calculée est tracée en Figure 1.11. Elle demeure une grandeur macroscopique ne reflétant pas les écoulements complexes existants à l'interface outil-copeau.

$$V_{cop} = \frac{V_c}{\lambda_c} \quad \text{avec} \quad \lambda_c = \frac{t_{moy}}{f} \tag{1.3}$$

En lien direct avec les observations faites sur l'épaisseur du copeau, sa vitesse moyenne V_{cop} est globalement supérieure pour le 42CrMo4 par rapport à celle calculée pour le C45. Si V_{cop} reste relativement stable pour ce dernier, à vitesse de coupe fixée, elle oscille assez fortement pour le 42CrMo4 du fait de la segmentation. L'accumulation d'énergie tend à épaissir et ralentir le copeau alors que la libération soudaine provoquée par le cisaillement

1. On admet que la transformation se produit à volume constant et que les écoulements hors plan sont négligeables

catastrophique accélère l'écoulement du matériau. Le Chapitre 3 permettra par la suite de faire le lien cause/conséquence avec les phénomènes tribologiques siégeant à l'interface outil-matière.

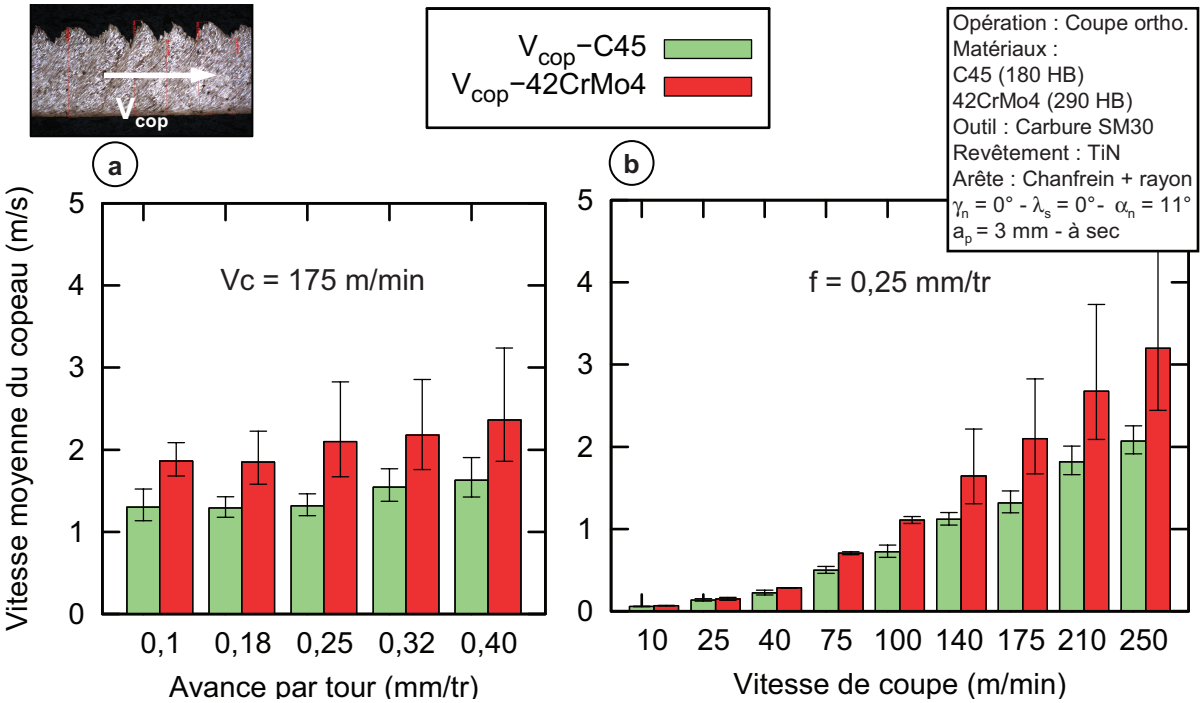

FIGURE 1.11: Vitesse moyenne de glissement du copeau sur la face de coupe (les barres d'erreur représentent les valeurs calculées à partir des épaisseurs moyennes min et max)

L'analyse des copeaux s'est jusqu'ici limitée à l'observation 2D dans le plan d'écoulement. Si l'on mesure la largeur du copeau l_g, dimension perpendiculaire à ce plan, on s'aperçoit qu'elle est plus importante que l'épaisseur initiale de la pièce usinée (profondeur de passe - épaisseur du disque ou du tube) (Figure 1.12). On définit alors le rapport d'élargissement r_e comme le ratio entre la largeur du copeau l_g et la profondeur de passe a_p. La Figure 1.13 montre que celui-ci varie de $\sim$ 1,15-1,20 à haute vitesse/basse avance à plus de 1,30 à basse vitesse/forte avance, suivant la ductilité du matériau.

La matière étant contrainte seulement par la face de coupe et le frottement latéral, elle tend à s'écouler transversalement (Trent & Wright, 2000). On remarque de plus que la section du copeau n'est pas parfaitement rectangulaire, l'épaisseur au centre étant supérieure à celle sur les bords. Ceci remet directement en question l'hypothèse de déformation plane communément acceptée en coupe orthogonale et pose la question des possibles effets de bords dans ces configurations. Ce phénomène est de même constaté expérimentalement sur un 42CrMo4 par Llanos *et al.* (2009) et Pantalé (1996). Ces mêmes auteurs présentent des modèles numériques de coupe 3D permettant de restranscrire ce comportement. Les copeaux doivent donc être polis jusqu'au plan médian si l'on souhaite comparer ces résultats expérimentaux à ceux fournis par des modèles 2D en déformation plane.

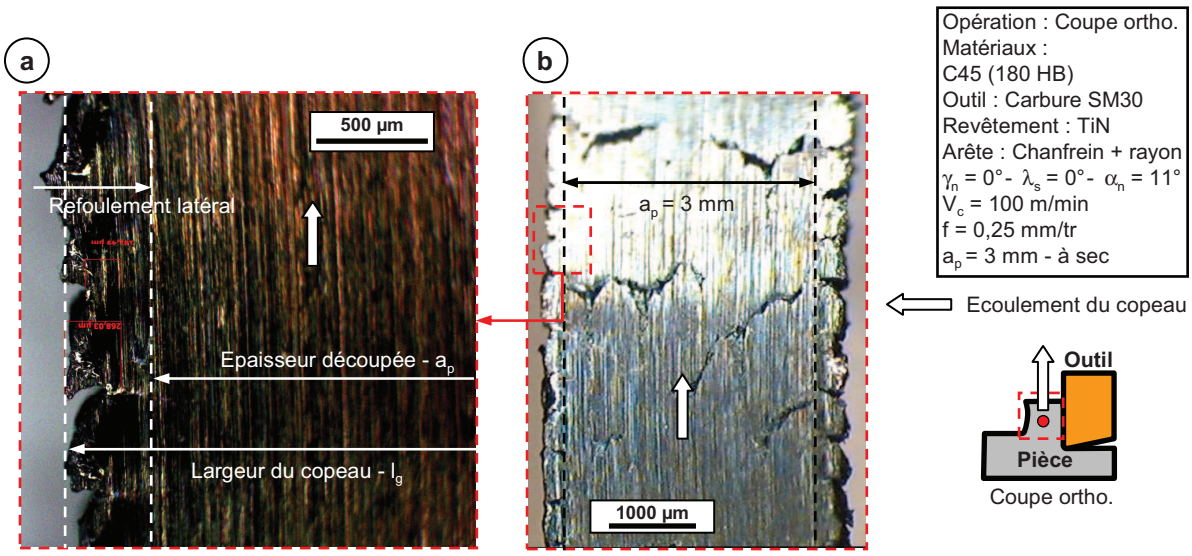

FIGURE 1.12: Elargissement du copeau observé - exemple sur le C45 à basse vitesse de coupe

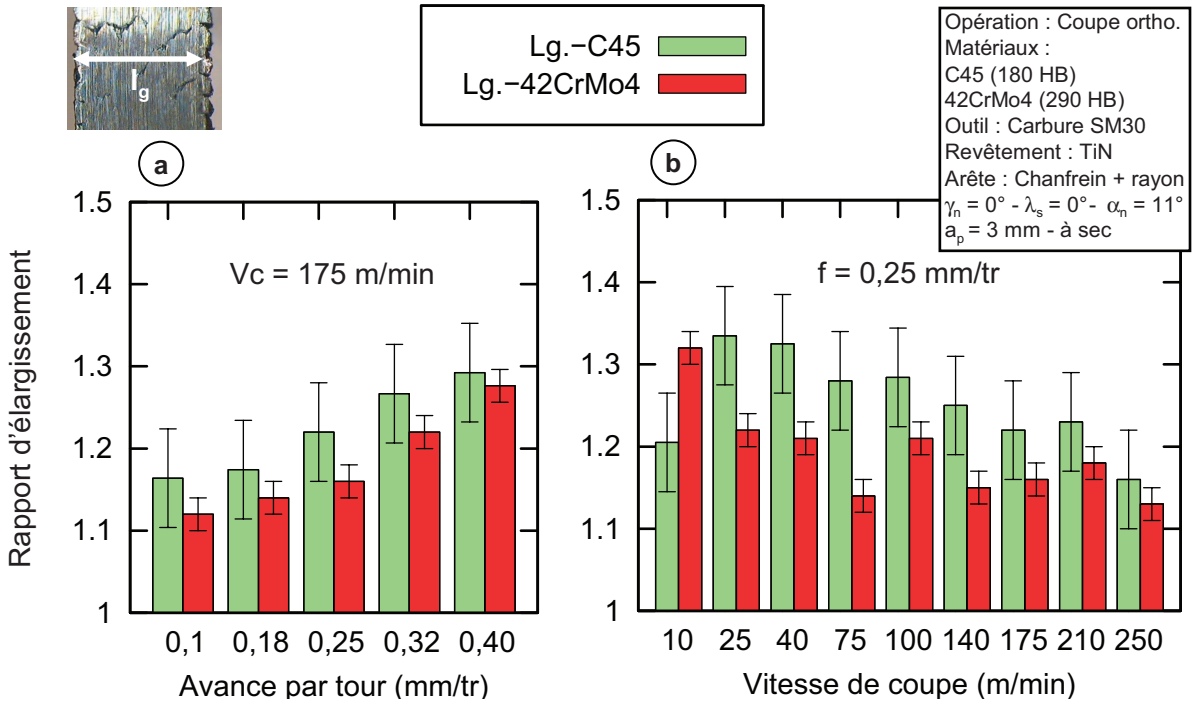

FIGURE 1.13: Rapport d'élargissement : ratio de la largeur finale du copeau par rapport à l'épaisseur initialement découpée ($a_p = \sim 3$ mm)

3.2 Zone de contact outil-copeau

Une attention particulière a été portée aux plaquettes de coupe à l'issue de chacun des essais précédemment décrits.

D'un point de vue macroscopique, les analyses optiques (Figure 1.14 a)) montrent une réduction de la zone de contact outil-copeau avec l'élévation de la vitesse de coupe V_c ou une diminution de l'avance f. Cette constatation, communément référencée dans la littérature (Trent & Wright, 2000; Astakhov, 2006; Iqbal *et al.*, 2007a), s'applique d'ailleurs aux deux nuances étudiées.

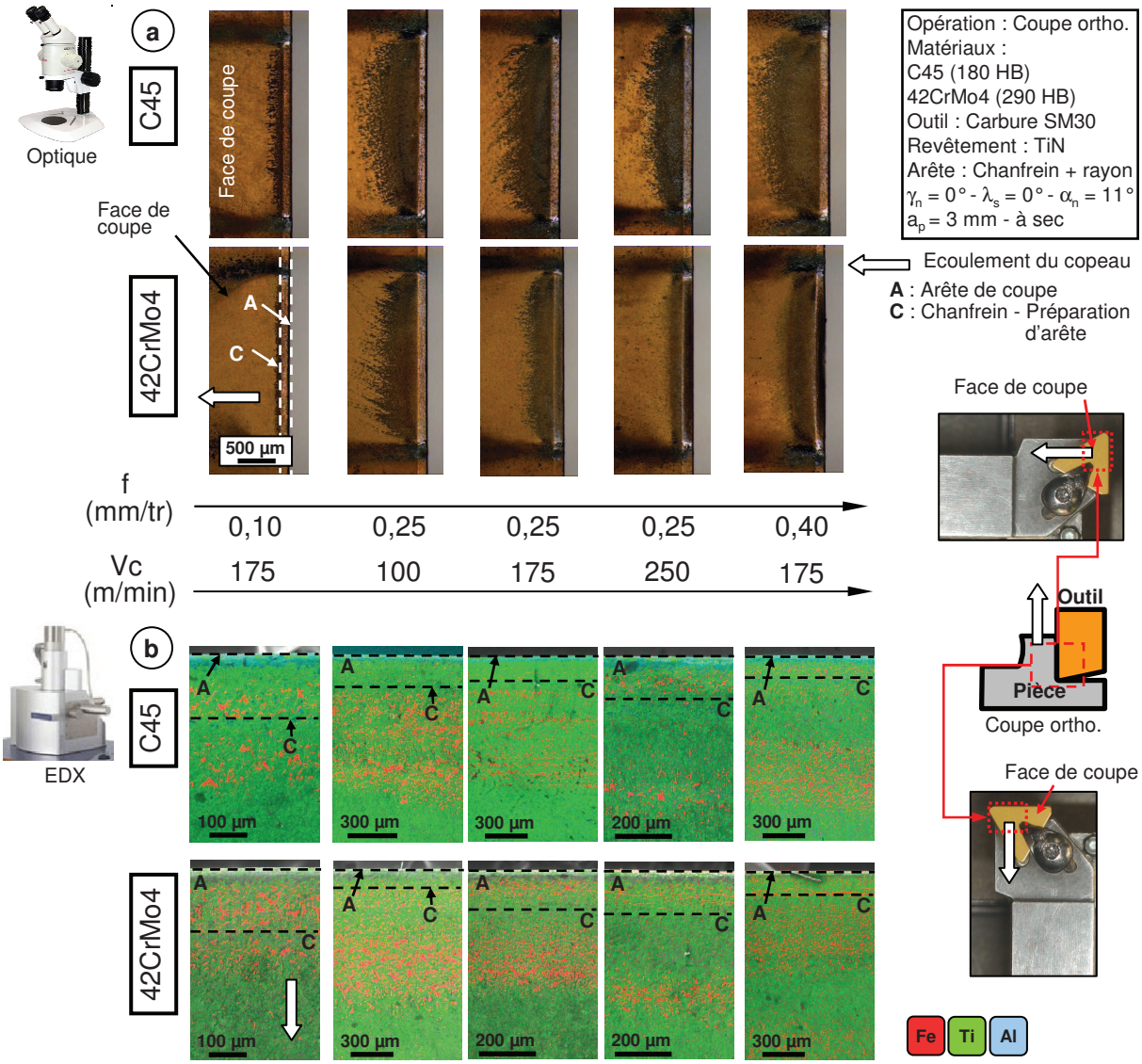

FIGURE 1.14: Zone de contact à l'interface outil-copeau : a) analyse optique - b) analyse MEB-EDX - identification de la zone stagnante (temps d'usinage de 20 - 30 s)

La longueur de contact de l'ordre du chanfrein (préparation d'arête) à f = 0,1 mm/tr, confirme les commentaires émis en section 2.1 (page 13) quant aux efforts d'usinage. Des stries de rectification sont encore perceptibles en fin de contact notamment pour le C45 de V_c = 100 à 250 m/min. Ceci peut laisser penser que le frottement n'a pas été aussi intense que dans la zone proche de l'arête de coupe.

Afin d'identifier la présence de dépôts à la face de coupe, des analyses EDX ont également été effectuées. Celles-ci n'ont en revanche concerné que les cinq conditions de coupe de référence présentées en Figure 1.14 b). Déjà utilisées avec succès par plusieurs auteurs, elles ont notamment été employées afin de quantifier la formation de tribo-films (Mills *et al.*, 1997; Qi & Mills, 2003; M'Saoubi & Chandrasekaran, 2005; Wanigarathne *et al.*, 2005) ou encore comparer la performance de revêtements (Rech, 2006; Bouzakis *et al.*, 2009).

Il est possible de décomposer la zone de contact en trois parties, coïncidant ainsi avec les observations rapportées par M'Saoubi & Chandrasekaran (2005) :

- une première zone proche de l'arête de coupe (A-C) présente parfois de légères traces d'adhésion, notamment pour le 42CrMo4. Ces dépôts sont principalement attribués à la préparation d'arête favorisant l'accumulation de matière au niveau du chanfrein ;
- une seconde zone en retrait de l'arête apparait quasi vierge de dépôts et un contact de type glissant est envisageable. Compte tenu des vitesses de glissements faibles de cette zone et de la précédente, nous nommerons l'ensemble "zone stagnante" dans la suite de l'étude ;
- la présence d'adhésion s'intensifie enfin en s'approchant de la fin du contact. Les vitesses de glissement étant ici plus élevées, nous nommerons cette région "zone glissante".

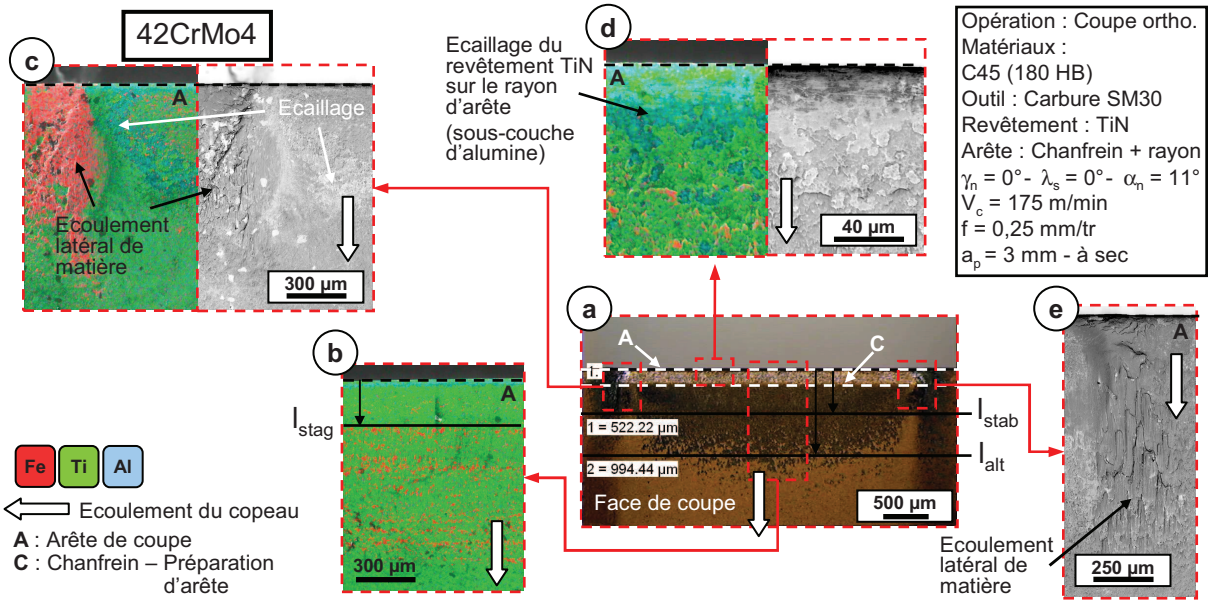

FIGURE 1.15: Analyse locale des zones de contact : extraction des longueurs de contact moyenne et stagnante (a - b), présence d'écaillage du revêtement (c - d) et d'écoulements hors plan (c - e)

On soulignera que Mills *et al.* (1997), pour un acier inoxydable ayant subi un traitement Ca-S-Mn, et Bittes (1993) sur des aciers de construction lient ces différentes régions à la température probablement atteinte et au point de fusion des éléments d'inclusions.

A partir des clichés optiques et de ces cartographies, les longueurs de contact moyenne et stagnante ont respectivement été extraites. La démarche est illustrée sur les Figures 1.15 a-b). La longueur de contact l_c correspond à la moyenne entre une longueur de contact a priori stabilisée l_{stab} et une plus légère semblant provenir d'un contact intermittent l_{alt}. La zone dite "stagnante" l_{stag} est estimée sur les cartes EDX et délimitée par les marques soutenues d'adhésion. L'ensemble des résultats est reporté en Figure 1.16 [2].

L'élargissement du copeau observé précédemment se traduit sur la face de coupe par de forts dépôts périphériques à la zone "principale" de contact (Figures 1.15 c-e)). L'écoulement semble néanmoins s'effectuer majoritairement dans le sens d'évacuation du copeau sur les deux nuances. La zone stagnante s'accompagne d'un écaillage/délaminage du revêtement de l'outil, témoignant des fortes contraintes tangentielles certainement transmises dans cette région. Ce phénomène est plus prononcé localement au niveau du rayon d'arête où, sur toutes les cartes EDX, le revêtement TiN a été endommagé, révélant la sous-couche d'alumine (Figures 1.15 d)).

Remarque :

Ces grandeurs s'avèrent être les plus délicates à caractériser. La longueur de contact "totale" est susceptible de varier au cours du temps de par (i) le caractère cyclique de l'opération, notamment en présence de segmentation, (ii) d'éventuels contacts entre le copeau et la pièce (Balaji *et al.*, 1999; Mabrouki *et al.*, 2008) voire le porte-outil ou encore (iii) la rigité du système complet (Asad *et al.*, 2010).
Arrazola (2003) souligne de plus que l'outil est observé après un passage par deux phases transitoires : l'entrée en matière dans la pièce usinée avec l'amorce de la coupe puis le retrait de l'outil, souvent accompagné d'une décélération et réduction d'avance.
Nous considérerons ici que les phénomènes se produisant lors de celles-ci sont minimes face à ceux opérant lors de la phase stationnaire.

Les barres d'erreur significatives démontrent le caractére volatil de cette mesure. Les tendances et les ordres de grandeurs demeurent cependant cohérents avec les valeurs annoncées par Grzesik (1999) ou Iqbal *et al.* (2009) pour le C45 et Pujana *et al.* (2007) pour le 42CrMo4.

La longueur de contact moyenne l_c suit globalement la même évolution que les efforts (Figure 1.16) : une augmentation linéaire avec l'avance f et une diminution exponentielle avec V_c pour le 42CrMo4, voire une stabilisation pour le C45. De par ses propriétés mécaniques inférieures, le C45 tend à générer des zones de contact plus étendues de 20 à 70 % supérieures au

2. la distinction stagnant-glissant était déjà perceptible à fort grandissement sur les relevés optiques pour $V_c \leq$ 75 m/min, même sans analyses EDX

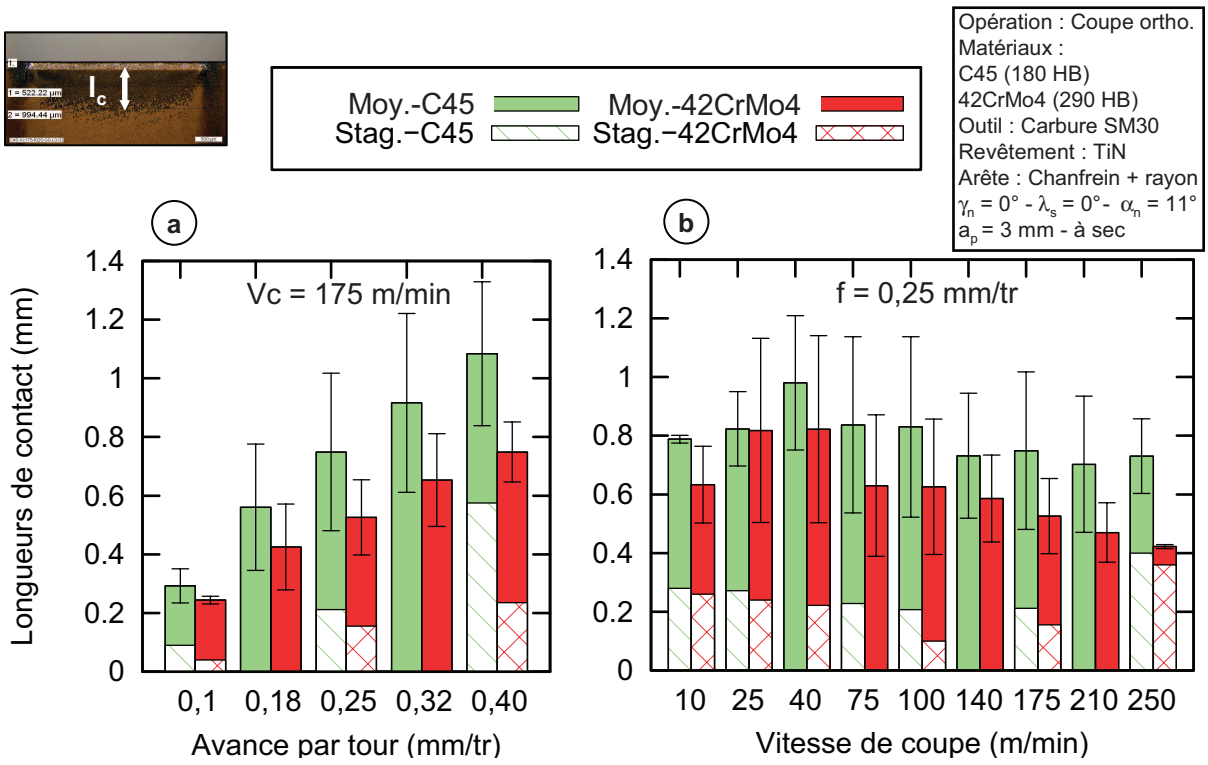

FIGURE 1.16: Longueurs de contact totale et stagnante à l'interface outil-copeau (les barres d'erreur représentent ± 2 fois l'écart type) -

42CrMo4. Néanmoins, les efforts étant relativement proches (Figure 1.6), la pression moyenne sur la zone de contact $\frac{F_n}{a_p \cdot l_c}$ s'étale de 800 à 1300 MPa alors qu'elle reste comprise entre 650 et 800 MPa pour le C45.

La part stagnante l_{stag} représente globalement $\sim$ 30 % de la longueur de contact moyenne l_c : elle décroît avec une élévation de V_c ou une réduction de f. Il semble que cette proportion augmente de nouveau pour la plus haute vitesse de coupe et dépasse 50 % compte tenu de la méthode d'extraction choisie.

L'ensemble des éléments abordés ici sera repris plus en détail d'un point de vue tribologique dans le Chapitre 3 et notamment dans les sections 2.2.3 page 145 et 3.3.2 page 156.

3.3 Aspects microstructuraux

La compréhension des mécanismes de coupe doit passer par une analyse métallurgique afin d'observer l'historique des sollicitations imposées au matériau.

La Figure 1.17 a) montre une microstructure typique d'un copeau continu provenant d'un matériau ductile et s'approche fortement de celles observées par Jaspers & Dautzenberg (2002b) en essais brusquement interrompus (dits "Quick-Stop") sur un C45 (Figure 9 dans la référence mentionnée). La matière est déformée de façon relativement homogène sans

réelle zone de localisation, même si une légère bande de cisaillement est perceptible. On retrouve en effet une pseudo segmentation dont la période correspond presque à l'avance par tour f avec un angle de cisaillement d'environ 24-26 °. Le copeau collecté sur le 42CrMo4 (Figure 1.18 a)) s'apparente plus à ceux obtenus en tournage dur. La période de segmentation apparaît de nouveau clairement égale à l'avance f comme énoncé dans les travaux de Poulachon (1999) sur un acier à roulement. L'angle de cisaillement est ici plus important (28 - 36 °).

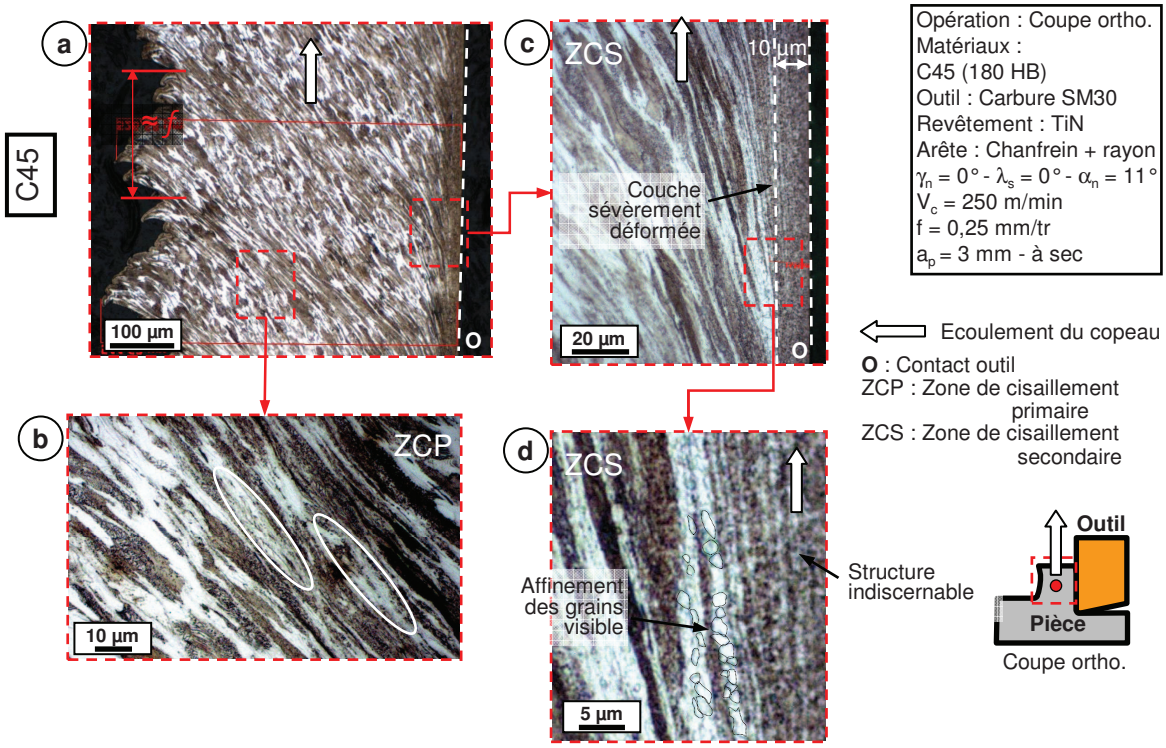

FIGURE 1.17: Micrographies des copeaux collectées pour le C45 (Nital 2 % - 10 s) : b-c) observation des structures sévèrement déformées en ZCP - ZCS et d) présence de grains fins équiaxiaux

Observons plus en détails les deux zones principales de déformation. Dans la Zone de Cisaillement Primaire (ZCP), les grains de ferrite sur le C45 se montrent très allongés (Figure 1.17 b)). Les zones cerclées dans la "bande de cisaillement" laissent entrevoir des subdivisions à l'intérieur des grains très écrouis mais les analyses optiques ne permettent pas d'appuyer fermement ces constats. La perlite semble quant à elle complètement déstructurée à cette échelle d'observation. La Figure 1.18 b) illustre le comportement assez différent du 42CrMo4 : il est possible de dissocier un segment beaucoup moins déformé, encadré par deux régions sièges d'un cisaillement intense localisé. Le mode de formation du copeau peut ainsi être assimilé à celui proposé par de nombreux auteurs dans le cadre du tournage dur comme les travaux de Komanduri, également sur un 42CrMo4 (Komanduri *et al.*, 1982; Hou & Komanduri, 1995), ou Poulachon & Moisan (1998) sur un 100Cr6. On dénote d'ailleurs la présence d'oxydes non

déformés hors de la zone fortement cisaillée alors qu'ils sont plutôt étirés à l'intérieur. Si les grains du segment peu déformé s'avèrent assez similaires à ceux de la microstructure initiale, il est optiquement impossible de discerner la moindre organisation structurale dans la bande de cisaillement.

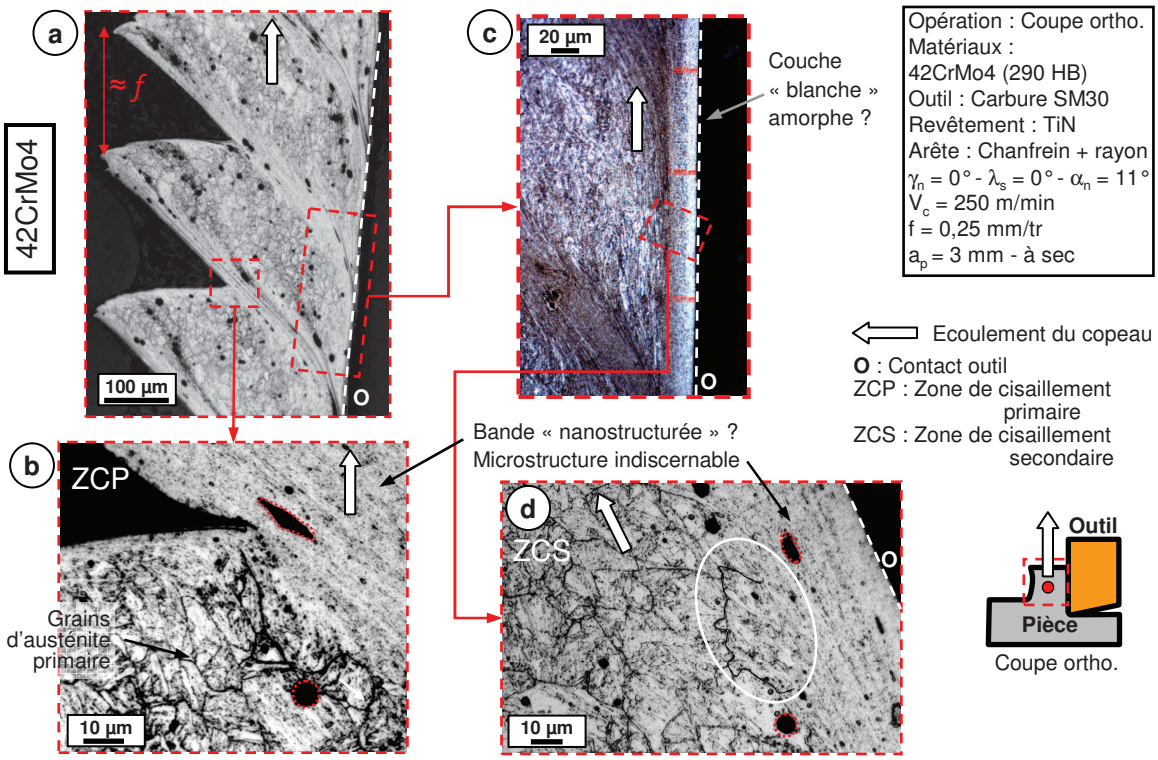

FIGURE 1.18: Micrographies des copeaux collectées pour le 42CrMo4 ("Béchet-Beaujard" - 70 °C - 2 min et Nital 2 % - 5 s) : b-d) observation des structures non déformées et sévèrement déformées en ZCP - ZCS et c) présence de couches "blanches"

La Zone de Cisaillement Secondaire (ZCS) ressort assez distinctement sur les Figures 1.17 c-d) et 1.18 c-d). Elle se caractérise par des déformations extrêmes engendrées par les chargements thermomécaniques intenses existant à l'interface outil-copeau. Si l'on se penche sur les Figures 1.17 c) et 1.18 c), on s'aperçoit que la surface en contact avec l'outil comporte, en extrême peau, une couche étonnamment uniforme. Pour les deux nuances, le niveau de déformation y est tel qu'il est aussi impossible d'identifier sa microstructure, même à fort grandissement. Son épaisseur varie de 10 à 30 μm suivant les conditions de coupe. Elle apparait par ailleurs blanche sur le 42CrMo4 après une attaque au Nital (Figure 1.18 c)).

En reprenant le schéma proposé par Rigney & Hirth (1979) (Figure 1.19 b)), la "ZCS" peut ainsi être scindée en deux parties : un domaine sévèrement déformé (région A) où la microstructure paraît homogène (amorphe ?) suivi en sous-couche d'une zone modérément déformée en région B ("modérément" à l'échelle du procédé) où l'on différencie précisément les lignes d'écoulement. La région C correspondrait au matériau brut dans un contact glissant

"classique" mais celui-ci est déjà passé ici par la ZCP. Délimiter ou définir la ZCS reste de ce fait assez flou selon que l'on considère la couche sévèrement déformée (région A - $\sim$ 20 μm) ou l'ensemble A+B ($\sim$ 100 μm).

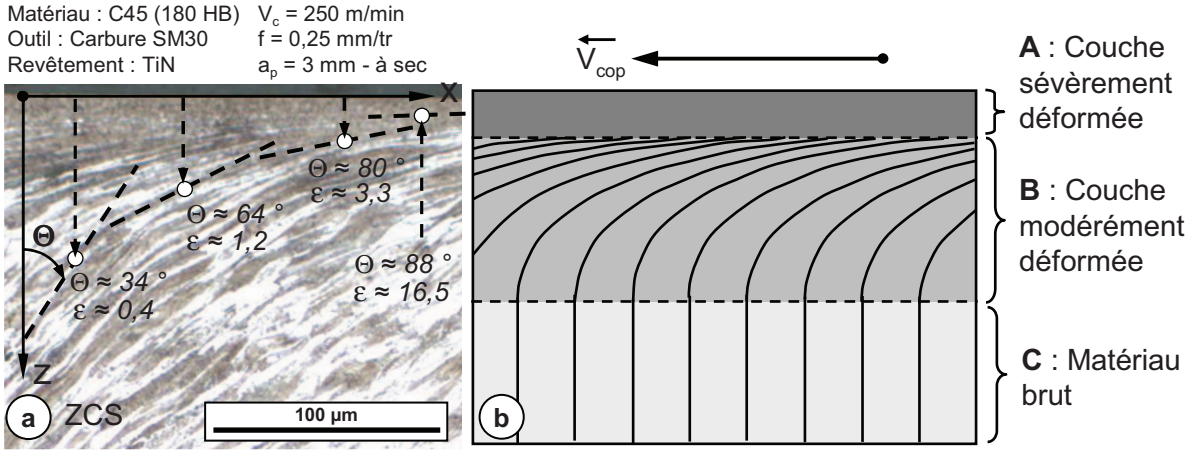

FIGURE 1.19: Morphologie de la ZCS : évaluation des déformations a) et comparaison avec un contact glissant sévère b) (illustration extraite de Stachowiak & Batchelor (2001))

La déformation equivalente peut être grossièrement évaluée à partir de l'angle Θ, caractérisant l'écoulement de la matière par rapport à la normale à la surface (ici à la face de coupe) : $\varepsilon = \frac{tan(\Theta)}{\sqrt{3}}$ (Dautzenberg & Zaat, 1973). Son amplitude atteint, suivant la profondeur Z, des valeurs considérables, supérieures à 3 à la frontière A-B (Figure 1.19 a)). Dans la région A, on relève même $\Theta = 88°$ correspondant à une déformation ε d'environ 16,5 ! D'une manière générale, en s'approchant de la surface en contact avec l'outil, $\Theta \rightarrow 90°$ soit $\varepsilon \rightarrow \infty$.

Ces estimations posent le problème de l'état et du comportement de la matière sous de telles sollicitations. Si le comportement en ZCP *pourrait* être plus accessible, celui en ZCS est plus que difficile à appréhender (et de ce fait peu étudié). Considérant la quantité de chaleur importante dissipée dans cette zone, Karagöz & Fischmeister (1996) évoquent la présence d'une couche limite similaire à celles rencontrées en mécanique des fluides. Celle-ci agirait comme un film lubrifiant à haute température, réduisant le frottement à l'interface. Jaspers & Dautzenberg (2002b) et List (2004) soutiennent cette hypothèse en supposant que le comportement de cette zone serait plus proche d'un fluide que d'un solide. List (2004) considère en effet le matériau à la pointe de l'outil comme un fluide newtonien. Trent & Wright (2000) n'utilisent d'ailleurs pas l'appellation "Zone de Cisaillement Secondaire" mais dénomme cette région "flow-zone". Ils évoquent déjà cette possibilité dans leurs travaux de 1963.

Les Figures 1.17 d) et 1.18 d) exposent les particularités de la région A. Sur le 42CrMo4, son aspect est similaire aux bandes observées en ZCP. Les joins des grains d'austénite primaire semblent même "se perdre" dans cet ensemble fortement déformé (zone cerclée en trait fort

sur la Figure 1.18 d)). Il devient difficile de les distinguer au delà de la zone B. La région A observée sur le C45 en Figure 1.17 d) est constituée d'une alternance de lamelles sombres (perlite ? concentration de carbures ? joins de grains extrêmement rapprochés ?) et claires (ferrite ?). Ces dernières sont très visibles à la frontière entre les régions A et B : même optiquement, il est possible de mettre en évidence des grains de très petite taille (< 1 - 2 μm) et a priori très équiaxes (Figure 1.17 d)).

Les analyses précédentes montrent les limites des méthodes optiques. L'observation de particules ayant un diamètre de l'ordre du micron voire moins nécessite des moyens plus spécifiques. L'imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés, plus connue sous l'acronyme EBSD (Electron BackScatter Diffraction), est un outil en plein essor permettant de mesurer localement l'orientation cristallographique d'un matériau. La reconstruction de la microstructure est possible à partir de celles-ci et donne notamment accès à la distribution des joints de grains ou encore aux gradients d'orientation intragranulaire. Bien que les premiers motifs diffractés aient été observés en 1928 (Kikuchi, 1928), son utilisation en coupe des métaux reste assez récente notamment de par les travaux avant-gardistes de To *et al.* (1999) puis M'Saoubi & Ryde (2005).

L'application de cette technologie à notre étude a mis en valeur les changements microstructuraux opérant dans les deux zones de sollicitations sur le C45 :

- **en ZCP** (Figure 1.20 b)), on dénote la présence des deux constituants, ferrite et perlite. Si cette dernière apparaît plutôt destructurée dans certaines zones (rupture des lamelles et distribution ponctuelle dispersée), les grains de ferrite de taille initiale 10 - 20 μm se sont considérablement "affinés" avec un diamètre compris entre 0,5 et 1 μm ;
- **en ZCS** (Figure 1.20 c)), le phénomène est encore plus marqué et on délimite ici nettement trois régimes de déformation au travers des domaines B (modérément déformé) et A (sévèrement déformé) évoqués précédemment. Le domaine B se décompose en une partie B-II caractérisée par un mélange de grains fins relativement équiaxes ($\leq$ 500 nm) et d'autres encore assez allongés, puis d'une partie B-I comportant des grains toujours équiaxes mais de diamètre supérieur (0,3 - 1 μm). Elle semble faire la transition entre les régions B-II et A. Celle-ci, assez uniforme sur les clichés optiques, est formée de grains de taille nanométrique très équiaxes $\leq$ 200 nm (Figure 1.20 c-d)) et ne présente pas de direction d'écoulement privilégiée.

On confirme dès lors qu'un processus de raffinement des grains (nanostructuration ?) se met en place sous ces chargements extrêmes et l'on converge vers les constatations de VanDijck (1977) sur un contact pion-disque / cuivre-acier. Poursuivant les travaux de Dautzenberg & Zaat (1973), il avait déjà prouvé à partir d'analyses MET que cette couche à la surface frottée était bien cristalline. Les tailles de grains reportées dans son étude approchaient même 20 nm.

Il est intéressant de souligner que sur l'ensemble de la carte EBSD en Figure 1.20 b), la désorientation intragranulaire est quasi nulle. Ceci témoigne d'un réarrangement des dislocations menant la matière vers un état plus stable, essence même des mécanismes de restauration et recristallisation des métaux. Enfin, on notera qu'il est impossible de trouver la moindre trace de cémentite sur les Figures 1.20 c) et d). Si sa migration à la surface du copeau semble peu

probable, on peut très bien imaginer que les carbures de fer ont pu se dissoudre grâce aux déformations et températures atteintes dans cette zone. La diffusion des atomes de carbone a en effet pu être facilitée par les perturbations engendrées par les dislocations dans le réseau cristallin.

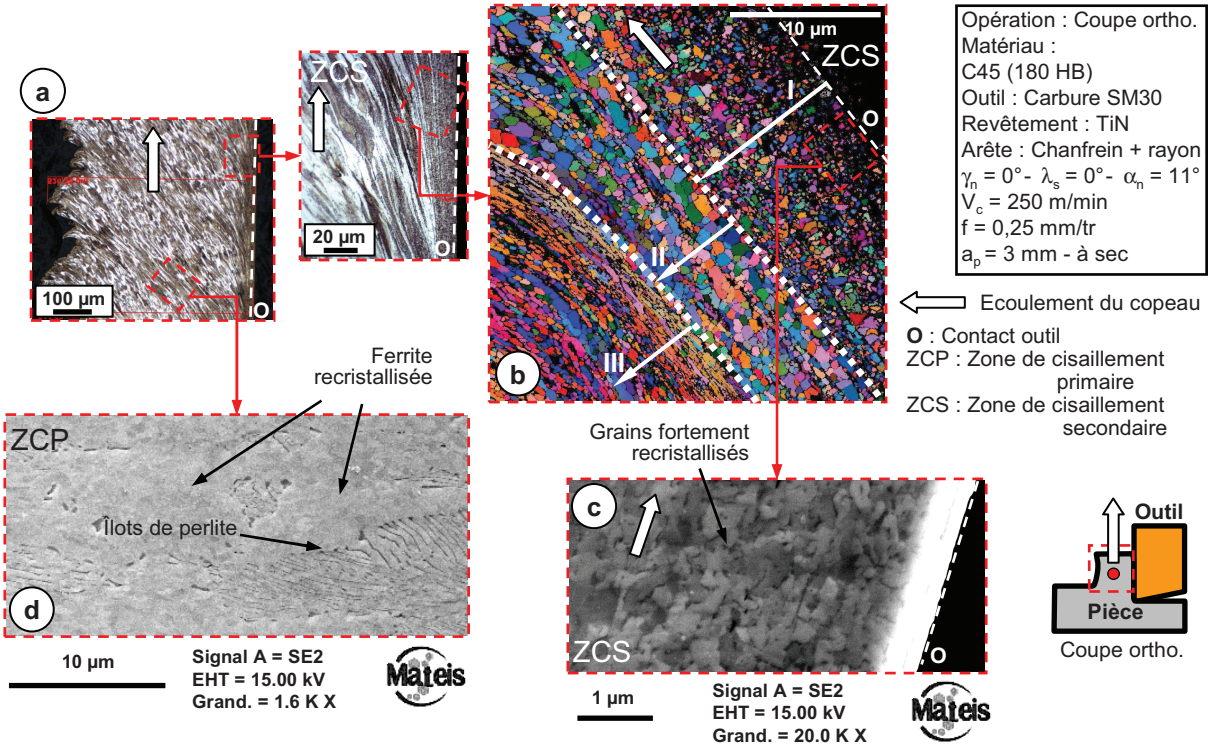

FIGURE 1.20: Analyse MEB+EBSD des zones de déformation caractéristiques d'un copeau de C45 : a) micrographie optique ; b) carte EBSD (angles d'Euler) de la ZCS et c) cliché MEB HD montrant la structure recristallisée ; d) cliché MEB de la ZCP

Faute de temps et de disponibilité matérielle, ces analyses n'ont malheureusement pas pu être conduites pour d'autres conditions de coupe, ni sur le 42CrMo4. Il serait néanmoins nécessaire d'observer l'évolution de la structure suivant les conditions opératoires et notamment suivant la vitesse de coupe. Cette dernière pilotant principalement le frottement et la génération de chaleur à l'interface, elle pourrait se manifester comme un paramètre clé régissant les mécanismes d'affinement de grains.

4 Synthèse

Ce chapitre regroupe les résultats expérimentaux qui serviront de base à la suite du manuscrit. Des essais instrumentés de coupe orthogonale ont été réalisés à sec sur un acier C45 normalisé et un 42CrMo4 trempé revenu, caractérisés par des microstructures et des propriétés mécaniques différentes.

Leur exploitation a tout d'abord permis de faire ressortir les différences de comportement à la coupe en fonction des conditions opératoires. L'étude s'est portée sur les efforts d'usinage, les transferts de chaleur (flux transmis à l'outil coupant) ainsi que sur l'analyse a posteriori des copeaux et des outils coupants. Si les deux premiers se sont avérés très similaires d'un matériau à l'autre, la distinction intervient principalement sur la morphologie du copeau formé (épaisseur, segmentation, élargissement) et le faciès des zones de contact outil-matière. L'ensemble de ces grandeurs constituera l'élément de comparaison avec les résultats de simulation numérique.

Une attention particulière a été accordée aux zones de contact outil-matière. Les clichés optiques, MEB et analyses EDX ont mis en évidence les hétérogénéités existantes à l'interface outil-copeau et ont permis d'extraire la partie dite "stagnante" de la longueur de contact. Un écoulement latéral de matière a aussi été observé, remettant en question l'hypothèse de déformation plane supposée en coupe orthogonale.

L'examen métallurgique détaillé des copeaux sur les deux nuances a révélé les changements microstructuraux opérant dans les zones de déformations intenses. Que ce soit en ZCP ou à l'interface outil-matière (ZCS), les matériaux usinés voient leur structure sévèrement déformée migrer vers une structure de grains très fins et équiaxes, inférieurs à 200 nm. Les cartes EBSD relatives au C45 ont souligné la faible désorientation des grains, permettant d'attribuer cet affinement conséquent au processus de recristallisation dynamique.

Ces constatations cadrent la suite de l'étude en nous invitant à se pencher sur deux aspects du procédé :

- les hétérogénéités de contact recensées témoignent de la complexité des phénomènes se produisant à l'interface outil-matière. Comment alors les retranscrire dans un modèle numérique de coupe ? Quelles sont leurs conséquences sur les intéractions mécanique et thermique entre le copeau et l'outil ?
- du fait des déformations extrêmes qu'il subit, le matériau usiné semble pouvoir se "réarranger" et évoluer vers une autre structure de grains. Quels sont les paramètres régissant cette évolution et comment la caractériser ? Quelle est son influence sur le comportement mécanique du matériau sollicité ? Est-on à ce jour capable de la retranscrire au travers des modèles de comportement couramment utilisés ?

Ce qui est simple est toujours faux. Ce qui ne l'est pas est inutilisable. ("Mauvaises pensées et autres" 1942)

Paul VALERY [1871 - 1945]

2

Rhéologie du matériau usiné

Cette partie de l'étude vise à comprendre et retranscrire le comportement du matériau dans un procédé aussi complexe que l'usinage. La première section passera en revue les méthodes de caractérisation et modèles généralement adoptés avant d'aborder la méthodologie mise en place. Une évaluation des sollicitations recontrées sera présentée ainsi que l'essai sélectionné, sa méthode de dépouillement et ses hypothèses. Les résultats expérimentaux sont détaillés pour les deux nuances et mènent enfin aux identifications des modèles de comportement retenus.

Sommaire

1 Etat de l'art 33

1.1 Caractérisation thermomécanique 33

1.1.1 Essais mécaniques 33

1.1.2 Dispositifs expérimentaux associés aux essais mécaniques . . . 37

1.1.3 Sollicitations accessibles et évaluation des essais 39

1.1.4 Recours aux essais de coupe 41

1.2 Modèles de comportement couramment utilisés 43

1.2.1 Généralités 43

1.2.2 Modèle de Johnson & Cook et ses adaptations 44

1.2.3 Modèles "à base métallurgique" 49

1.2.4 Discussion 54

1.3 Evolutions microstructurales sous sollicitations extrêmes 55

1.3.1 Bandes de cisaillement adiabatiques 55

1.3.2 Zones de contact intense 58

1.3.3 Mécanisme d'affinement de grain 60
1.4 Bilan 63
2 Méthodologie adoptée 64
2.1 Evaluation des sollicitations en usinage 65
2.1.1 Extraction et traitement 67
2.1.2 Déformations vraies 69
2.1.3 Vitesses de déformation vraie 69
2.1.4 Températures 69
2.1.5 Bilan 71
2.2 Démarche expérimentale 72
2.2.1 Plage de sollicitations étudiée et hypothèses 72
2.2.2 Mise en oeuvre de l'essai de caractérisation retenu 74
2.3 Analyse de l'essai de compression 76
2.3.1 Description du modèle et principe 77
2.3.2 Validité des relations contrainte-déformation extraites 78
2.3.3 Méthode de dépouillement retenue 82
3 Résultats expérimentaux 83
3.1 Courbes contrainte-déformation 84
3.1.1 Observations préliminaires 84
3.1.2 Rhéologie du C45 normalisé 85
3.1.3 Rhéologie du 42CrMo4 trempé revenu 88
3.2 Analyse métallurgique 89
3.2.1 Microduretés 89
3.2.2 Micrographies 91
3.3 Bilan 93
4 Identification d'un modèle de comportement en ZCP 96
4.1 Modèles retenus 96
4.2 Méthode d'identification 98
4.2.1 Modèle de Johnson & Cook 98
4.2.2 Modèles "à base métallurgique" 99
4.3 Comparaison modèle identifié / expérience 101
4.3.1 Modèle de Johnson & Cook 101
4.3.2 Modèles "à base métallurgique" 108
5 Synthèse 118

1 Etat de l'art

Les nombreux progrès effectués ces dernières décennies ont amené la simulation numérique au rang d'outil incontournable pour le milieu industriel. Elle se présente comme un moyen intéressant et flexible d'étudier la faisabilité d'un procédé, d'optimiser une gamme de fabrication/mise en forme, d'anticiper la présence de défauts sur un composant ou encore de prédire la réponse d'une structure à une sollicitation.

La validité des résultats de simulation passe naturellement par la pertinence des données d'entrées et notamment celle des équations de comportement implémentées. Leur aptitude à retranscrire les mécanismes de déformation conditionne en effet de manière considérable les performances du modèle. Des essais de caractérisation mécanique sont ainsi indispensables afin d'étudier la rhéologie du matériau et d'identifier ensuite, voire proposer, une loi de comportement. On se limite ici à l'étude de la plasticité. L'endommagement n'a à ce jour pas été traité compte tenu de l'approche ALE principalement utilisée dans la suite du mémoire.

1.1 Caractérisation thermomécanique

Une caractérisation ex-situ est généralement préférable afin de s'affranchir des autres éléments perturbateurs du procédé (phénomènes cycliques, frottement, géométrie d'un outil,...). La complexité des phénomènes intervenant en usinage place néanmoins le matériau dans des conditions de déformations, vitesses de déformation et d'échauffement extrêmes. Est-il possible de recréer ces sollicitations dans un environnement autre que le procédé lui même ?

Les paragraphes suivants établissent une synthèse des moyens de caractérisation les plus courants : on distinguera l'essai mécanique, régissant le mode de sollicitation, du dispositif expérimental (actionneur de l'essai). Ils s'appuient principalement sur les références : ASM-Handbook (2000) - Callister (2002) - François (2005) - Mantel & Vachey (2006) - Montheillet & Desrayaud (2009).

1.1.1 Essais mécaniques

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. Etant 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 en revanche la caractérisation des phénomènes d'écrouissage à $\sim$ 10 % de déformation plastique.

Les vitesses de déformation équivalentes de l'ordre de 10 s^{-1} peuvent être atteintes mais restent en pratique inférieures à 0,1 s^{-1} (Maisonnette, 2010). Des géométries particulières d'éprouvettes creuses ont été développées afin d'atteindre des vitesses de déformation supérieures suite à l'impact d'un projectile sur leur fond intérieur (Nistor, 2005) (Figure 2.1 a)-C), ou encore afin

d'appliquer une pression interne (Tardif *et al.*, 2011) (Figure 2.1 a)-A). Dans ce dernier cas, l'essai n'est plus réellement uniaxial.

L'utilisation d'éprouvettes plates (Figure 2.1 a)-B) permet par ailleurs d'appliquer les techniques de corrélation d'images numériques (DIC) et d'évaluer finement les champs de déformations (Hild & Roux, 2006; Réthoré *et al.*, 2007).

Compression

L'essai de compression permet d'atteindre un domaine de déformation vraie plus étendu sans endommagement de l'échantillon. Etant réalisé sur une éprouvette généralement cylindrique de petite dimension ($\sim$ 10 x 15 mm), il est également avantageux si l'on dispose d'une quantité réduite de matière ou si l'usinage et l'amarrage d'une éprouvette de traction s'avère délicat.

Même s'il apparaît simple au premier abord, une attention particulière doit être accordée à la géométrie de l'éprouvette (excellent parallélisme des faces) et sa mise en place sur le dispositif de chargement (axialité des efforts). Son principal inconvénient réside dans le fait qu'il est très difficile de s'affranchir de l'hétérogénéité des déformations principalement due au frottement sur les enclumes. L'écoulement radial est en effet réduit et l'éprouvette prend la forme caractéristique du tonneau (Figure 2.1 b)-D). Cet effet s'amplifie avec la déformation et les résultats obtenus pour $\varepsilon > 1$ doivent être considérés avec prudence.

Afin de limiter les effets du frottement, des opérations peuvent être effectuées sur les faces des éprouvettes. Siebel & Pomp suggèrent en 1927 de remplacer les enclumes planes par des poinçons coniques (Figure 2.1 b)-E). L'angle du cône correspond à l'angle de frottement à l'interface enclume-lopin. L'étude menée par Yoshizawa & Ohsawa (1997) montre que l'utilisation d'un angle de cône appropriée permet de limiter grandement les hétérogénéités de déformation. Cette technique requiert cependant un outillage spécifique et une géométrie d'éprouvette hors standard pouvant rendre l'essai onéreux. Les géométries illustrées en Figures 2.1 b)-F et G ont été mises en oeuvre afin de piéger une quantité de lubrifiant à l'interface enclume-plot : la première comporte des stries concentriques sur chacune des faces tandis que la seconde, introduite par Rastegaev en 1940, est évidée sur la majeure partie de la face. Ces modifications sont problématiques lors d'essais en température si un chauffage par effet joule est appliqué : elles constituent une forte résistance électrique de contact et viendront perturber les lignes de flux. Ceci se traduira par un fort gradient thermique le long de l'éprouvette.

Que ce soit en dynamique (Grolleau, 1996; Jaspers & Dautzenberg, 2002a; Hor, 2011) ou à des vitesses de déformation plus faibles (Kim *et al.*, 2003; Lin *et al.*, 2008a; Quan *et al.*, 2011; Meysami & Mousavi, 2011), l'essai de compression reste également très populaire.

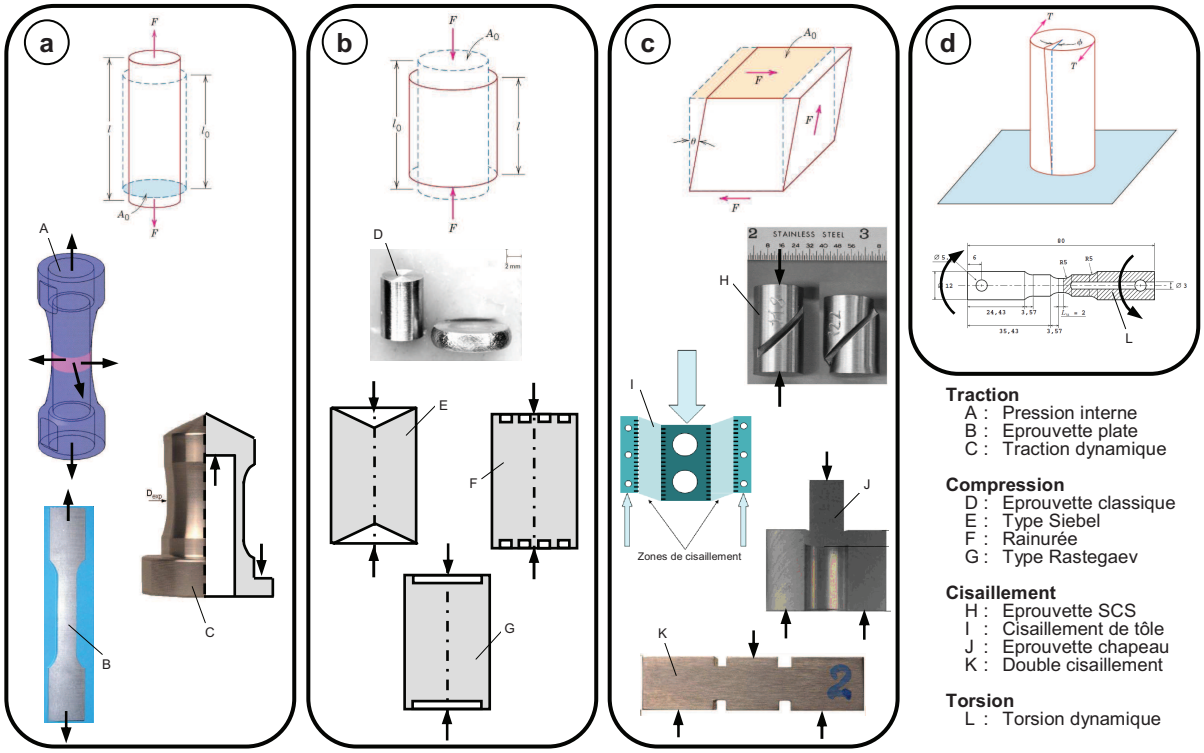

FIGURE 2.1: Essais mécaniques courants et éprouvettes associées : a) traction (A - Tardif *et al.* (2011) ; C - Nistor (2005)) b) compression (E F G - ASM-Handbook (2000)) c) cisaillement (H - Rittel *et al.* (2002) ; I - Gary & Nowacki (1994)/Klepaczko *et al.* (1999) ; J - Meyers *et al.* (2001)/Habak (2006)/Nistor (2005) ; K - Rusinek & Klepaczko (2001)/Nistor (2005)) et d) torsion (L - Lurdos (2008))

Cisaillement

Les essais de cisaillement sont une alternative intéressante, notamment par l'absence d'effet Poisson parasitant les deux précédents (striction et expansion). Ce type d'essai passe majoritairement par une géométrie d'éprouvette particulière.

Gary & Nowacki (1994); Klepaczko *et al.* (1999) réalisent des essais de double cisaillement sur des éprouvettes plates (Figure 2.1 c)-I). Les méthodes de correlation d'images numériques seront appliquées par Merle & Zhao (2004) sur celles-ci afin d'évaluer l'homogénéité de déformation. Rusinek & Klepaczko (2001) et Nistor (2005) reprennent ce principe et l'appliquent sur une éprouvette rectangulaire doublement entaillée, définissant ainsi plus nettement les bandes de cisaillement (Figure 2.1 c)-K). Le dernier auteur exploite par ailleurs sa tendance à la fissuration pour caractériser l'endommagement sous impact.

Meyers *et al.* (2001); Changeux (2001); Meyers *et al.* (2003); Nistor (2005); Habak (2006); Braham-Bouchnak (2010); Hor (2011) emploient une éprouvette dite "chapeau" (Figure 2.1 c)-J). Contrairement aux géométries précédentes, celle-ci ne nécessite pas de montage particulier. Elle peut être chargée comme une éprouvette de compression classique et développera alors deux zones de cisaillement localisées. Leur fabrication exige en revanche une

grande précision afin d'assurer le parallélisme des faces, la coaxialité des différentes parties cylindriques et la réalisation des congés de raccordement (Braham-Bouchnak, 2010). Les différents auteurs soulignent que, suivant le matériau étudié, le phénomène de localisation puis d'endommagement jusqu'à parfois rupture de l'éprouvette est perceptible. Dans la majorité des cas une amorce de fissure est observée au rayon de raccordement.

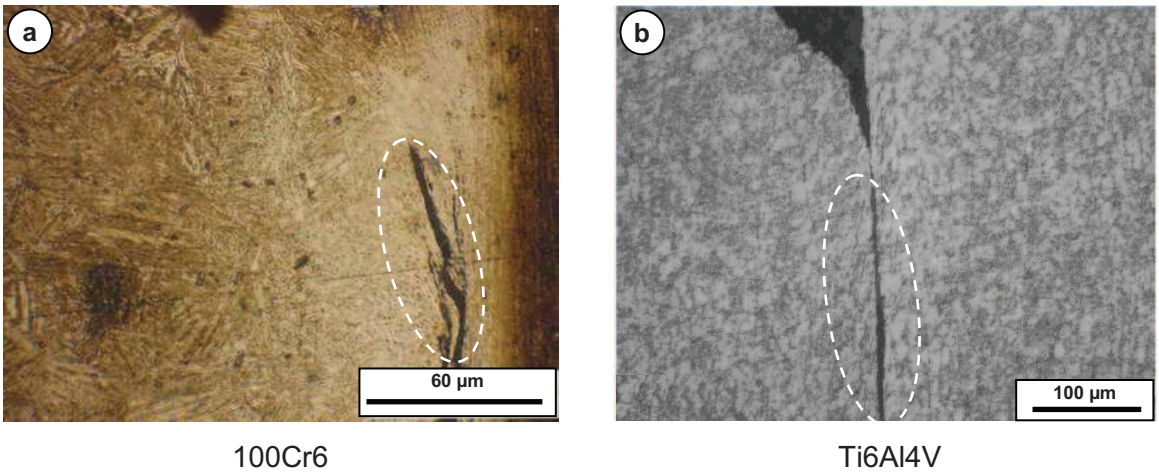

FIGURE 2.2: Amorces de fissure et endommagement rencontrés sur des éprouvettes chapeau pour un a) 100Cr6 (Habak, 2006) et b) Ti6Al4V (Braham-Bouchnak, 2010)

Rittel *et al.* (2002) et Vural *et al.* (2003) proposent une éprouvette *SCS* (Shear-Compression-Specimen) combinant un mode de chargement simple (compression) et une fabrication plus aisée (base cylindrique) (Figure 2.1 c)-H). L'étude numérique menée montre que, en dépit d'une sollicitation par cisaillement dominante, l'état de déformation et contrainte est plutôt complexe et ne s'apparente pas réellement à un cisaillement pure. Des relations simples permettent néanmoins d'extraire directement la contrainte d'écoulement jusqu'à des déformations équivalentes de 0,8 - 1. Cette remarque peut-être étendue à toutes les éprouvettes de cisaillement décrites ici pour lesquelles la mise en compression, même élastique, des parties "inactives" est inévitable.

Torsion

L'essai de torsion, qui n'est rien d'autre qu'un essai de cisaillement simple, permet de caractériser le matériau pour de très grandes déformations ($1 < \varepsilon < 3$) tout en éradiquant la question du frottement aux interfaces avec l'outil. Supposant la longueur de l'éprouvette constante et la conservation du volume, il permet, en théorie, d'imposer des déformations "infinies". Le niveau de déformation effectif est généralement limité par l'autoéchauffement conduisant à une localisation.

Malgré des vitesses de déformation non uniformes suivant la section de l'éprouvette, un dépouillement direct est possible à partir des relations de Fields & Backofen (1957), moyennant

quelques hypothèses. L'analyse de ces essais reste encore problématique dès lors que la partie utile se réduit. Les effets de bord, avec notamment la déformation des rayons de raccordement, deviennent non négligeables et demandent une simulation plus fine de l'essai (Lurdos, 2008).

Remarque :

Il est tout à fait possible d'imaginer des essais originaux menant à des sollicitations combinées à partir de géométries particulières d'éprouvettes. Leur complexité croissante se traduira alors par une difficulté à déterminer précisément l'état de contrainte et de déformation, et de ce fait un dépouillement simple de l'essai. Une simulation numérique couplée est alors incontournable afin d'extraire (i) les expressions permettant le traitement des données (Rittel *et al.*, 2002), (ii) la sensibilité de l'essai aux paramètres de la loi de comportement supposée ou bien (iii) l'identification inverse d'une loi de comportement (Changeux, 2001; Nistor, 2005).
La question est alors : est-on capable de fournir les conditions limites représentatives de l'essai ? Peut-on se baser uniquement sur la géométrie finale de l'éprouvette ? sur un effort et le déplacement d'une traverse ? ou doit-on migrer vers des méthodes avancées en imposant un champ de déplacement mesuré expérimentalement (Hild & Roux, 2006; Réthoré *et al.*, 2007) ?

1.1.2 Dispositifs expérimentaux associés aux essais mécaniques

La section précédente a défini le type d'essai et la géométrie d'éprouvette. A présent, il nous faut aborder la méthode d'application de la charge, qui conditionnera la vitesse de sollicitation et le niveau de déformation maximale (contrainte max admissible par le système). Le Tableau 2.1 donne à titre indicatif les vitesses de déformations envisageables sur un essai de compression suivant le moyen d'essai mis en oeuvre. Ceux-ci étant relativement connus et bien documentés, nous ne commenterons que les essais dynamiques et haute vitesse. La Figure 2.3 illustre de manière non exhaustive les principaux dispositifs employés.

Essais dynamiques - 10^{-1} **à** 10^{2} s^{-1}

Outre les moyens basés sur des masses en mouvement (Figure 2.3 b)), les nouvelles générations de machines servohydrauliques permettent de rentrer dans ces plages de vitesse. Elles sont généralement équipées de vérins rapides se déplaçant de 2 à 25 m/s et pouvant transmettre des efforts supérieurs à 200 kN tout en conservant une très bonne rigidité. Le simulateur Gleeble® 3800 utilisé dans le cadre de ces travaux disposent de ces atouts et permet de réaliser des cycles thermomécaniques complexes de façon répétable. Il sera décrit plus en détail dans la suite du manuscrit.

Plage de $\dot{\varepsilon}$	Qualificatif	Dispositif expérimental
10^{-5} à 10^{-1} s^{-1}	Quasi-statique	Electromécanique ou servohydraulique
10^{-1} à 10^{2} s^{-1}	Dynamique	Servohydraulique spéciale, masse tombante ou plastomètre à cames
10^{2} à 10^{4} s^{-1}	Haute vitesse	Propagation d'ondes élasto-plastiques par barres type Hopkinson/Kolsky
10^{4} à 10^{6} s^{-1}	Très haute vitesse	Lanceur à gaz
$> 10^{6}$ s^{-1}	Balistique	Utilisation d'explosifs

TABLEAU 2.1: Ordres de grandeur des vitesses de déformation possibles en déformation uniaxiale suivant le dispositif sélectionné (adapté de ASM-Handbook (2000))

Des vitesses de l'ordre de 10^4 s^{-1} peuvent être atteintes sur ce type de machines en cisaillement à l'aide, par exemple, d'éprouvettes "chapeau" (Figure 2.1 c)-J)) (Braham-Bouchnak, 2010; Hor, 2011).

Essais haute et très haute vitesse - 10^2 **à** 10^6 s^{-1}

Des vitesses de déformations plus élevées passent souvent par un procédé impliquant une propagation d'ondes et l'utilisation d'un lanceur à gaz. L'éprouvette est alors sollicitée au choc à l'aide d'un projectile ou constitue parfois elle-même le projectile (Figure 2.3 c)).

La première technique repose sur le principe énoncé par J. Hopkinson (1872) et repris par B. Hopkinson (1914), R.M. Davies (1948) puis H. Kolsky (1949) : une onde de pression est transmise par l'intermédiaire d'un projectile à une barre entrante qui met en charge l'échantillon, réfléchissant une partie de l'onde à l'interface et transmettant le reste de la charge à une barre sortante. Communément appelé "barres d'Hopkinson", ce dispositif est en fait l'adaptation proposée par Kolsky sous le nom de Slip Hopkinson Pressure Bar (SHPB). Il est possible, à partir d'une mesure de déformation des deux barres, de remonter aux contraintes et aux déformations dans l'échantillon. Malgré les nombreux progrès de ces méthodes, elles ne sont pas encore standardisées à cause de la complexité inhérente à l'analyse des données : acquisition très haute fréquence, hypothèse de propagation mono-directionnelle (Yang & Shim, 2005), frottement aux interfaces projectile-barres et barres-glissières (Hartley *et al.*, 2007; Jankowiak *et al.*, 2011), sensibilité à la géométrie du projectile mais surtout un chargement répété (saccadé) de l'échantillon du au trajet de l'onde de pression. On notera que les niveaux de déformation généralement atteints en compression dépassent rarement 0,3 - 0,4 (Khan & Liang, 1999; Jaspers & Dautzenberg, 2002a) et que la vitesse de déformation a tendance à décroître au cours de l'essai (ASM-Handbook, 2000).

La seconde approche expérimentale consiste à projeter directement l'éprouvette sur un massif rigide. Les premiers essais expérimentés par G.I. Taylor (1948) utilisaient une éprouvette cylindrique et s'assimilaient donc à un essai de compression à très grande vitesse. Ils permettent

d'atteindre des déformations très importantes ($\varepsilon > 3$) et des vitesses de déformations encore supérieures au SHPB ($\dot{\varepsilon} > 10^5\ s^{-1}$). L'état de contrainte et déformation est néanmoins très hétérogène. Des sollicitations plus complexes (traction ou traction-cisaillement) peuvent être générées à partir d'éprouvettes planes en réalisant de l'impact de plaques. Une mesure de la vitesse surfacique est alors nécessaire. Les difficultées majeures de ce type de dispositifs concernent sa conception, la mise en oeuvre et le dépouillement de l'essai. La réussite de l'essai dépend fortement de l'angle d'incidence à travers l'alignement de l'axe du projectile avec celui de la cible et le parallélisme des faces de l'éprouvette (Nistor, 2005). Le coût de mesures in-situ sur de tels essais limitent leur dépouillement à l'analyse post-mortem des échantillons. Une mesure de la géométrie déformée couplée à une simulation numérique permet d'identifier les paramètres d'une loi de comportement définie (Rohr *et al.*, 2005; Nistor, 2005). Certains auteurs utilisent ce dispositif comme un outil de validation des lois de comportement (Banerjee, 2007; Chen *et al.*, 2008).

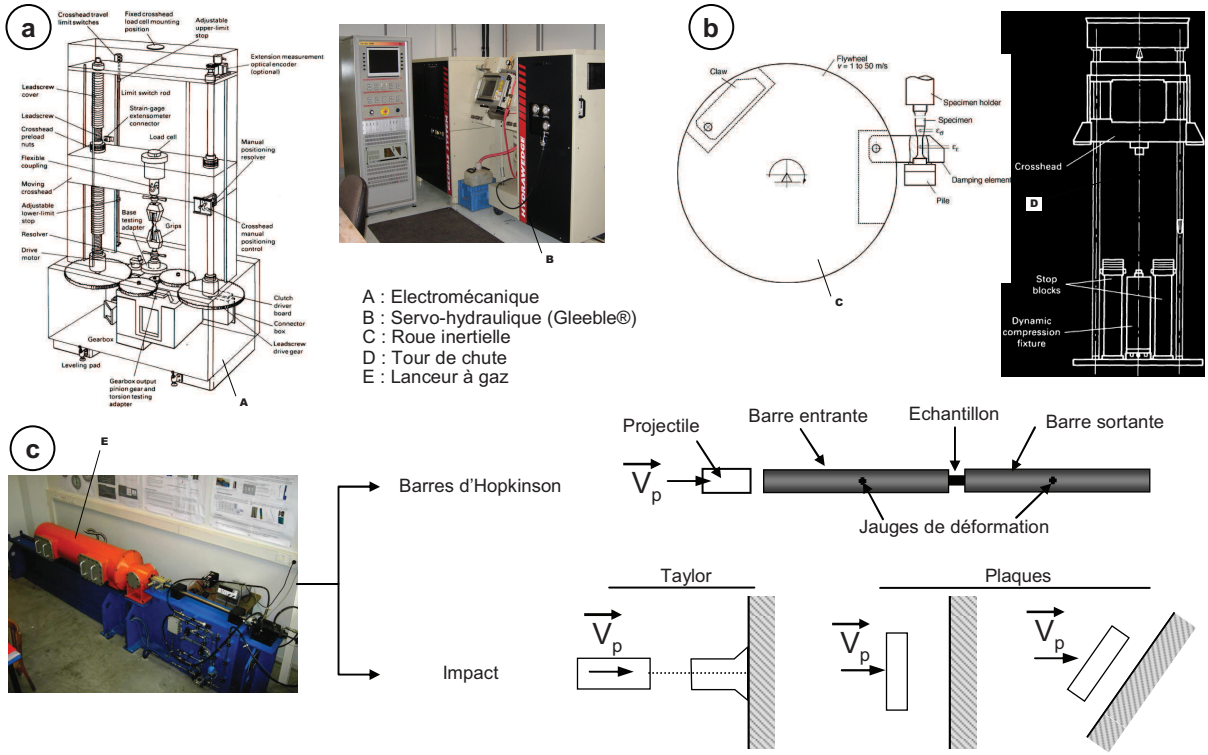

FIGURE 2.3: Illustration des différents dispositifs de mise en charge : a) machines mécaniques à vis et servohydrauliques, b) rotation/chute de masse et c) lanceur à gaz (Illustration - LGP de l'ENI de Tarbes)

1.1.3 Sollicitations accessibles et évaluation des essais

Comme nous l'avons détaillé auparavant, il existe de nombreux essais et dispositifs permettant d'étudier la rhéologie d'un matériau. Les principaux sont regroupés en Figure 2.4 avec les plages usuelles de déformation et vitesse de déformation correspondantes.

Si l'on replace ces essais dans notre contexte, on peut faire apparaître sur cette même figure le domaine "supposé" des sollicitations rencontrées en usinage. Même si ce dernier est réputé pour être un procédé "extrême", peu d'auteurs présentent une évaluation précise des chargements rencontrés. On énonce traditionnellement des déformations supérieures à 1 et des vitesses de déformation proches de $10^6\ s^{-1}$, sans réellement dissocier la zone concernée. Des essais "Quick-Stop", évoqués au Chapitre 1, permettent d'extraire des ordres de grandeur moyens principalement en ZCP (Trent & Wright, 2000; Jaspers & Dautzenberg, 2002b).

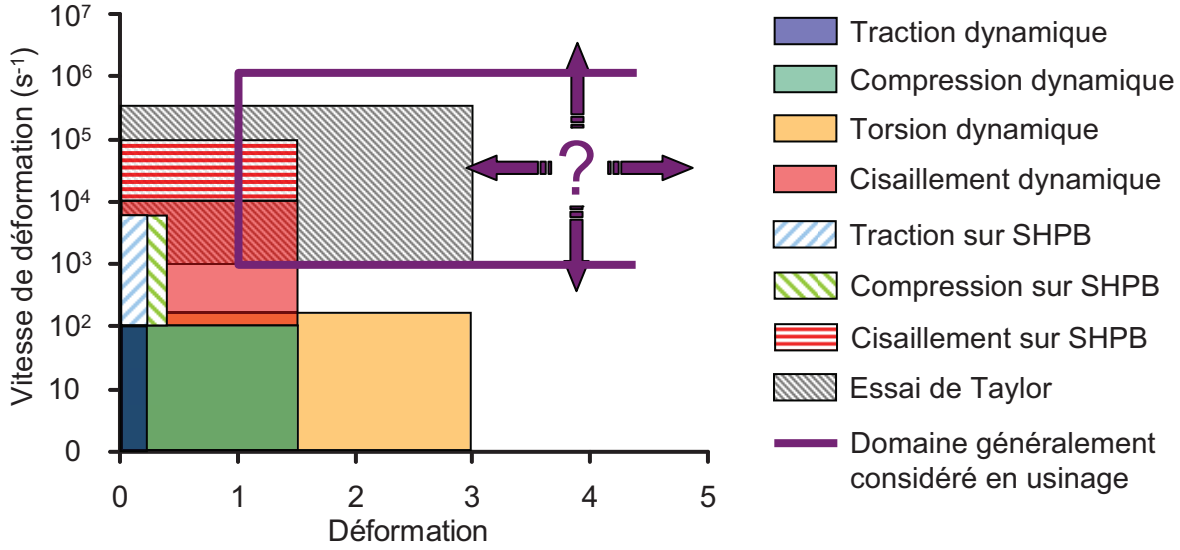

FIGURE 2.4: Plage de déformation et vitesse de déformation accessibles avec les essais de caractérisation les plus courants

On constate que les essais de caractérisation demeurent encore bien moins sévères que le procédé lui-même. Si la vitesse de déformation est certes un paramètre fondamental, il ne faut pas oublier que le matériau est simultanément sujet à de grandes déformations. Les essais de compression SHPB, bien qu'étant intéressants d'un point de vue dynamique, se limitent à des déformations de 0,4 - 0,5 (Changeux, 2001; Jaspers & Dautzenberg, 2002a; Chen *et al.*, 2008). On peut donc se demander si les effets visqueux observés à ces "faibles" déformations sont toujours valables à des niveaux deux fois plus élevés.

Les essais de Taylor apparaîssent comme les plus pertinents mais l'expertise et les moyens nécessaires à leur mise en place et leur traitement freinent considérablement leur emploi. Cette démarche semble a priori difficilement transférable en milieu industriel. Les essais de cisaillement dynamiques ou sur SHPB couvrent une plage intéressante mais comportent plus ou moins les mêmes limites (géométrie d'éprouvette, dépouillement, tendance à la fissuration).

Mais qu'en est-il des aspects thermiques ? La température n'a en effet pas été mentionnée jusqu'ici. Dans le Chapitre 1 (Contexte), nous avons précisé que les températures avoisinent 400 °C en ZCP et apparaîssent plus élevées 800 - 1000 °C en ZCS, à l'interface outil-copeau (Davies *et al.*, 2005; Arrazola *et al.*, 2008a). Le matériau doit donc être caractérisé thermique-

ment afin d'évaluer sa sensibilité à la température (phénomènes d'adoucissement). On procède à des essais isothermes à différentes températures en couplant le dispositif choisi à un système de chauffage par induction ou effet joule. Cette méthodologie est remise en question par plusieurs équipes de recherche mettant en valeur les cinétiques thermiques extrêmement rapides. Poulachon (1999), Rhim & Oh (2006) ou encore Burns *et al.* (2009) montrent que les vitesses de chauffe peuvent dépasser 10^6 $°C.s^{-1}$, 10^4 $°C.s^{-1}$ au refroidissement pour un temps de maintien d'environ ~ 100 μs. La représentativité des essais isothermes peut donc définitivement être remise en question.

L'équipe du NIST (Mates *et al.*, 2008; Burns *et al.*, 2009, 2010) travaille actuellement sur cet aspect en intégrant un système de chauffage rapide sur un dispositif SHPB. Les vitesses de chauffe annoncées se situent autour de 6000 °C.s^{-1}. Plus récemment, Mondelin *et al.* (2011) ont conduit des essais de dilatométrie à 10^4 °C.s^{-1} jusqu'à 1000 °C qui tendent à montrer qu'aucun changement de phase ne s'effectue à la chauffe compte tenu de la rapidité de la montée en température. Les essais de caractérisation isothermes opérés à des températures supérieures à l'austénitisation perdent de ce fait tout leur sens compte tenu des changements microstructuraux du matériau.

Remarque :

L'apport des essais sous chauffe rapide permettant de respecter au mieux la cinétique thermique du procédé est certain. L'objectif est avant tout d'évaluer la sensibilité de la contrainte d'écoulement à une élévation de température. En revanche, on peut rappeler que cette élévation en usinage est produite par la déformation elle même et par le frottement aux interfaces. Chauffer l'échantillon, même à haute vitesse, puis le solliciter mécaniquement pourrait être une source de disparité entre le comportement observé en essai et celui à la coupe.

A partir de là, on peut dresser un bilan qualitatif des essais et moyens expérimentaux (Tableau 2.2). Les différents critères sont relatifs à leur cohérence par rapport au domaine de sollicitations ci-dessus ainsi qu'à des points en lien avec une éventuelle utilisation industrielle.

L'essai "classique" de compression dynamique se démarque, malgré des vitesses de déformation plutôt en retrait, par sa bonne répétabilité (Hor, 2011) et une géométrie d'éprouvette très simple. Le dépouillement est direct sous réserve d'un frottement faible et de déformations limitées. Ces deux aspects devront être éclaircis afin d'estimer l'amplitude de déformation à partir de laquelle l'erreur devient non négligeable.

1.1.4 Recours aux essais de coupe

Les remarques et discussions antérieures témoignent des limites persistantes des moyens de caractérisation actuels. Même grâce à des éprouvettes dédiées (SCS, chapeau, double cisaillement) et des dispositifs à grande vitesse, la restitution de chargements similaires à ceux rencontrés en usinage est encore fastidieuse.

	Déformation	Vitesse de déformation	Dépouillement	Répétabilité	Fabrication de l'éprouvette	Influence de sa géométrie	Frottement	Effets d'inertie
Compression dynamique	✔	✘	✔	✔	✔	∼	✘	∼
Compression SHPB	✘	✔	∼	∼	✔	∼	✘	✘
Essais d'impact	✔	✔	✘	∼	✔	✘	∼	✘
Cisaillement dynamique	✔	✔	✘	∼	✘	✘	∼	∼
Torsion dynamique	✔	✘	∼	✔	∼	∼	✔	∼

TABLEAU 2.2: Evaluation qualitative des essais de caractérisation existants (✔ Positif ; ∼ Mitigé ; ✘ Négatif)

Certains auteurs ont proposé des méthodes inverses permettant, à partir d'essais d'usinage, d'identifier les paramètres d'une loi de comportement. Ces essais reposent principalement sur trois éléments :

- une configuration de coupe simplifiée, généralement orthogonale, en tournage (Oxley, 1989; Tounsi *et al.*, 2002; Guo, 2003; Ozel & Zeren, 2006; Pujana *et al.*, 2007; Umbrello *et al.*, 2007a) ou fraisage (Shatla *et al.*, 2001; Sartkulvanich *et al.*, 2004) ;
- les résultats expérimentaux résultant de ces essais : efforts de coupe, géométrie du copeau à partir d'essais brusquement interrompus (Sartkulvanich *et al.*, 2004), voire des champs de température (Pujana *et al.*, 2007; Umbrello *et al.*, 2007a) ;
- une modélisation analytique comme celle initiée par Oxley (1989) (Shatla *et al.*, 2001; Tounsi *et al.*, 2002; Guo, 2003; Sartkulvanich *et al.*, 2004; Ozel & Zeren, 2006) ou une approche numérique (Pujana *et al.*, 2007; Umbrello *et al.*, 2007a).

La loi de comportement étant intégrée à la modélisation choisie, il s'agit dès lors d'appliquer une procédure d'optimisation sur ses coefficients afin d'ajuster les résultats du calcul à ceux issus de l'expérience. On identifie ainsi un modèle de comportement à partir d'informations directement extraites du procédé.

Les principales limitations se résument à :

- une procédure expérimentale plus complexe lorsque des essais Quick-Stop sont requis : préparation d'échantillons particuliers notamment en fraisage ou utilisation d'un moyen d'éjection dédié (tournage) ;
- une analyse/mesure délicate des zones de cisaillement souvent réduites à quelques dizaines de micromètres. L'incertitude étant assez importante, elle affectera fortement les

estimations analytiques des déformations et vitesses de déformations de ces régions ;
- des approximations du modèle analytique fournissant seulement des valeurs moyennes de contrainte et de déformation dans les zones sollicitées ;
- des incertitudes intrinsèques aux modèles numériques comme la discrétisation, l'utilisation ou non d'une méthode d'accélération de calcul, de conditions limites approximatives ;
- l'identification d'une loi de comportement dans un problème couplé où certains éléments ne sont pas complètement maîtrisés (modèles de frottement aux interfaces, paramètres thermiques de contact, propriétés thermophysiques des matériaux ...). Ce point sera abordé en détail dans le chapitre suivant.

1.2 Modèles de comportement couramment utilisés

1.2.1 Généralités

La notion de loi de comportement passe tout d'abord par la définition d'un critère de plasticité. Le critère de von Mises reste le plus courant si l'on considère un matériau incompressible isotrope. On suppose que seule la partie déviatorique du tenseur des contraintes (contraintes de cisaillement) influence le passage d'un état élastique à un état plastique, écartant ainsi toute sensibilité à la pression hydrostatique (fait avéré pour les métaux). La contrainte équivalente au sens de von Mises σ_{eq} s'exprime donc en fonction des composantes du déviateur s_{ij} (Eq. 2.1) et doit vérifier à tout instant la condition $\sigma_{eq} \leq \sigma_y$, σ_y étant la limite d'écoulement du matériau.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \tag{2.1}$$

Ce critère permet de ramener un état de contrainte triaxial à un état de contrainte uniaxial équivalent et apparaît donc indépendant du type de sollicitations. Il ne reste alors qu'à quantifier l'évolution de σ_y en fonction des conditions de chargement par l'intermédiaire d'une loi d'écoulement.

Idéalement, un modèle de comportement (sous-entendu dans le régime plastique) doit être capable de décrire précisément la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la déformation, la vitesse de déformation, la température, le chemin de déformation ou encore les évolutions microstructurales. L'intégration de tous ces éléments dans un modèle unique est une tâche de toute évidence plus que difficile. Des hypothèses sur leur influence doivent être faites en cohérence avec le contexte de l'étude : procédé concerné, complexité de l'identification, répétabilité et fréquence d'utilisation de cette méthode, moyens d'essais nécessaires. Elles tendent fréquemment à découpler leurs effets, favoriser l'identification des paramètres, extrapoler des données extraites sur d'autres domaines de sollicitation ou bien faciliter leur implémentation dans les codes de calcul.

Ces dernières années, de nombreuses formulations ont été proposées ou modifiées en vue d'améliorer la restitution du comportement rhéologique des métaux. Les récents travaux de Lurdos (2008), Hor (2011) et Lin & Chen (2011) passent en revue un certain nombre d'entre elles.

Ils les distinguent en trois catégories : les modèles empiriques/phénoménologiques, les modèles semi-physiques et enfin physiques. Il en ressort que ceux permettant une description fidèle sur une large plage de sollicitations et capables d'être prédictifs hors du domaine d'identification sont encore rares.

L'objectif ici n'est pas de refaire une liste de ces modèles. Dans les sections suivantes, nous reviendrons dans un premier temps sur le modèle phénoménologique incontournable de Johnson & Cook (1983) et ses différentes adaptations, apparaîssant comme une solution intéressante d'un point de vue industriel. Nous aborderons ensuite deux exemples cherchant à retranscrire des phénomènes métallurgiques avec des expressions relativement simples [1]. Le lecteur pourra se reporter aux références mentionnées (Lurdos, 2008; Hor, 2011; Lin & Chen, 2011) ainsi qu'aux articles de synthèse publiés par Liang & Khan (1999) et Chaboche (2008) afin d'approfondir ou prendre connaissance de modèles non-abordés ici.

Remarque :

Comme le soulignent certains auteurs (Liang & Khan, 1999; Mantel & Vachey, 2006), il semble difficile d'imaginer qu'une formulation unique puisse retranscrire le comportement d'un matériau en petites et grandes déformations, à froid et à chaud, en quasi-statique et dynamique ou encore sous diverses évolutions microstructurales. De plus, σ_y étant communément exprimée en fonction de la déformation équivalente, on suppose qu'elle ne dépend pas de la manière dont le chargement est appliqué (chemin de déformation).

1.2.2 Modèle de Johnson & Cook et ses adaptations

Johnson & Cook (1983) proposèrent d'exprimer la contrainte d'écoulement suivant l'Eq. 2.2 suite à une campagne expérimentale poussée, menée sur 12 matériaux (aciers bas et moyen carbone, aluminium, titane, laiton, cuivre ou encore tungstène). Des essais de traction quasi-statique, torsion quasi-statique et dynamique à l'ambiant ($\varepsilon \approx 1$ - $\dot{\varepsilon} < 400\ s^{-1}$) et traction dynamique sur barres d'Hopkinson ($\varepsilon \approx$ 0,2-0,3 - $\dot{\varepsilon} < 600\ s^{-1}$ - T $< 600\ °C$) furent effectués pour chacun d'eux.

Les auteurs observèrent les variations quasi-linéaires de la contrainte suivant la température et le logarithme de la vitesse de déformation. Ils construisirent ainsi leur modèle autour d'une courbe d'écrouissage "classique" émise par Ludwik en 1909 $[A+B(\varepsilon_p)^n]$ transformée homothétiquement par les termes $\left[1+C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]$, permettant de retranscrire les effets de viscosité, et $\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_f-T_0}\right)^m\right]$, reflétant une chute de contrainte suite à une élévation de température.

$$\sigma_y = [A+B(\varepsilon_p)^n]\left[1+C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_f-T_0}\right)^m\right] \tag{2.2}$$

1. Les paramètres des modèles présentés par la suite étant nombreux et parfois similaires, ils ne seront pas inclus dans la nomenclature afin de ne pas la surcharger inutilement

Son application fut validée en comparant sur des essais de Taylor (cf. Figure 2.3) les géométries relevées expérimentalement à celles simulées numériquement à partir des lois identifiées. On notera que même si ces essais induisent de fortes vitesses de déformation (max $\sim 10^5\ s^{-1}$), l'architecture du modèle repose sur des vitesses limitées à $\sim 600\ s^{-1}$ et des déformations vraies inférieures à 0,3 en dynamique.

Ce modèle revient de façon récurrente dans beaucoup de travaux numériques impliquant de grandes vitesses de déformation (impacts, crashs, procédés à grande vitesse...). Pourquoi est-il justement si intensément utilisé ? Sa structure basique et découplée lui confère une simplicité d'identification (isolement possible de chaque terme et nombre réduit d'essais) et d'implémentation [2] (les 3 variables utilisées sont directement accessibles dans les codes de calcul, sans passage par des variables internes). Ces deux points ont d'une part incité de nombreux chercheurs à identifier ses paramètres pour divers matériaux et par conséquent, encouragé son implémentation/utilisation dans de multiples travaux numériques. On enclenche alors un "cercle vertueux" identification-utilisation.

Mais permet-il de décrire des comportements apparaîssant à plus haute vitesse de déformation ? plus haute déformation ?

Modification du durcissement dynamique

Le terme lié à la vitesse de déformation a été le premier remis en question. Follansbee *et al.* (1984) montrèrent sur du cuivre que l'influence de la vitesse de déformation n'était pas une fonction linéaire du logarithme népérien. Il apparaît que cette constatation peut être étendue aux matériaux ductiles en général (Figure 2.5).

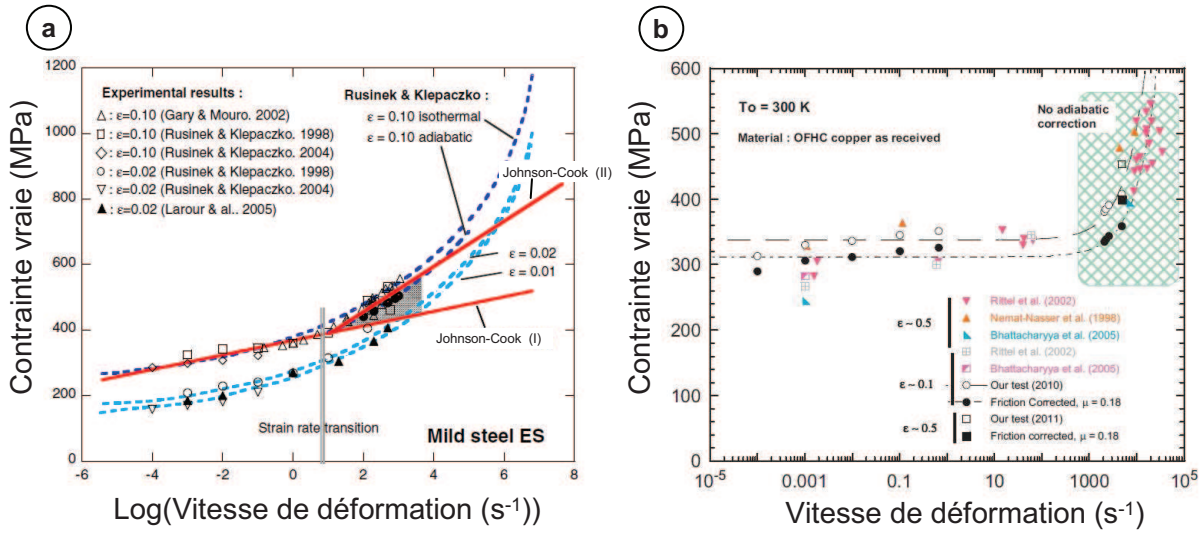

FIGURE 2.5: Effets de viscosité constatés sur deux matériaux ductiles : a) acier ferrito-perlitique (Klepaczko *et al.*, 2008) et b) cuivre (Jankowiak *et al.*, 2011)

2. Les auteurs évoquent cet avantage dès la seconde phrase de leur abstract

Dès lors, la première modification fut apportée par Holmquist & Johnson (1991) en substituant le terme en logarithme par une loi puissance (Eq. 2.3) afin de renforcer l'effet de la viscosité à haute vitesse de déformation.

$$\sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n] \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^C \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \tag{2.3}$$

L'adaptation proposée par Rule & Jones (1998) consiste à conserver le terme $f(\dot{\varepsilon}_p)$ de l'équation originale en le complétant pour restranscrire l'élévation rapide de contrainte observée au delà de $10^3\ s^{-1}$.

$$\sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n] \left[1 + C_1 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + C_2 \left(\frac{1}{C_3 - \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)} - \frac{1}{C_3} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \tag{2.4}$$

Kang & Huh (2000) préfèrent quant à eux une expression quadratique en $\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)$ (Eq. 2.5). Johnson *et al.* (2006) reprendront plus tard cette formulation en ajoutant un paramètre en lieu et place de l'exposant 2.

$$\sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n] \left[1 + C_1 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + C_2 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^2 \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \tag{2.5}$$

L'impact des modifications ci-dessus est illustré en Figure 2.6 a) en comparaison à la forme initiale du modèle. Les paramètres identifiés par les auteurs sont utilisés dans ces tracés.

Modification de l'écrouissage

Certains auteurs (Khan & Liang, 1999) ont également souhaité introduire un couplage en intégrant l'influence de la vitesse de déformation dans le terme d'écrouissage suite aux intéractions observées sur le tantale (Eq. 2.6). Elle vise principalement à adoucir l'effet de l'écrouissage lorsque la vitesse de déformation augmente. Le facteur $f(\dot{\varepsilon}_p)$ révisé par Holmquist & Johnson (1991) avait ici déjà été adopté.

$$\sigma_y = \left[A + B(\varepsilon_p)^{n0} \left(1 - \left(\frac{\ln(\dot{\varepsilon}_p)}{\ln(\dot{\varepsilon}_0)} \right)^{n1} \right) \right] \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^C \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \tag{2.6}$$

Modification de l'adoucissement thermique

Le terme d'adoucissement thermique fut aussi sujet à amélioration. Pour les aciers au carbone, en particulier à structure ferrito-perlitique, on constate une perte de ductilité à des températures voisines de 250 - 400 °C. Ce phénomène connu sous le nom de "fragilité au bleu" (*blue brittleness*) provient de l'intéraction des dislocations en mouvement avec les atomes interstitiels de carbone [3] (Meyers & Chawla, 2009).

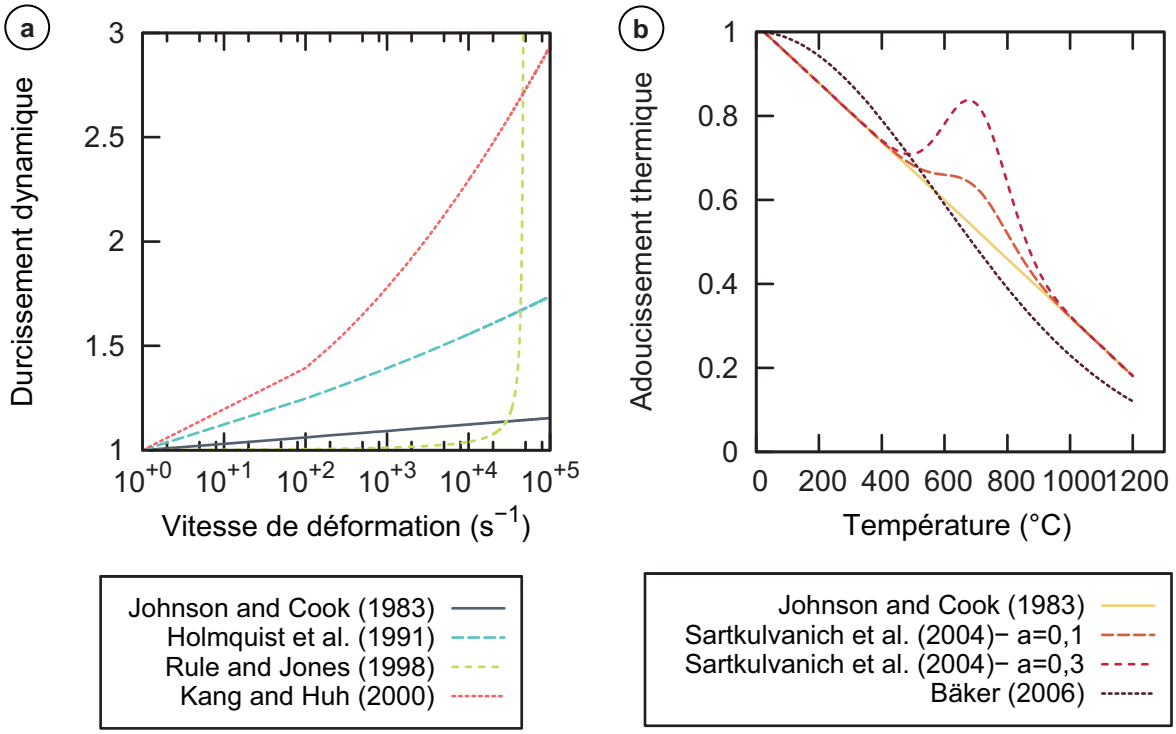

FIGURE 2.6: Modifications apportées par différents auteurs à la forme originale du modèle de Johnson & Cook (1983) : a) terme de durcissement dynamique et b) facteur d'adoucissement thermique

Sartkulvanich *et al.* (2004) ont tenté de restituer cette élévation de contrainte en modifiant le terme d'adoucissement thermique de façon purement empirique (Eq. 2.7). La Figure 2.6 b) montre l'évolution du facteur pour deux valeurs du paramètre a. Le terme d'écrouissage se trouve également réduit à $[B(\varepsilon_p)^n]$, diminuant ainsi à 4 le nombre paramètres.

3. Sous certaines conditions de température et vitesse de déformation, les interstitiels ont suffisamment de mobilité pour migrer jusqu'au coeur des dislocations (vitesse des interstitiels plus importante que celle des dislocations). Ces dernières alors "chargées" d'atomes ont besoin d'une quantité d'énergie supérieure pour se déplacer, générant une augmentation de contrainte. Ceci se manifeste à plus haute température lorsque la vitesse de déformation augmente.

$$\sigma_y = [B(\varepsilon_p)^n]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[\left(\frac{T_f - T}{T_f - T_0}\right) + a \cdot exp(-5.10^{-5}(T-700)^2)\right] \tag{2.7}$$

Appliqué sur un alliage de titane, Bäker (2006) modifie le facteur d'adoucissement thermique en introduisant une exponentielle mais insère également cette nouvelle fonction dans le terme d'écrouissage. Il réalise de cette façon un couplage permettant d'atténuer les effets de la déformation avec l'élévation de température. On notera que T_0 devient ici un paramètre à identifier.

$$\sigma_y = \left[B(\varepsilon_p)^{n \cdot \left[exp\left(-\left(\frac{T}{T_0}\right)^m\right)\right]}\right]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[exp\left(-\left(\frac{T}{T_0}\right)^m\right)\right] \tag{2.8}$$

Extensions

Si chacun des termes a été remanié comme nous l'avons vu précédemment, certains auteurs tirent parti de la forme multiplicative du modèle en le complétant avec un quatrième facteur.

Andrade *et al.* (1994) modélisent la chute soudaine de contrainte observée sur du cuivre à partir d'une certaine température critique T_c en ajoutant simplement une constante dépendant de celle-ci (Eq. 2.9). Ce changement est interprété par la formation d'une nouvelle structure de grains faisant intervenir la notion de recristallisation. $\sigma_{recryst}$ correspond à la contrainte stationnaire observée tandis que σ_{start} est la contrainte à l'initiation de la recristallisation. La tendance globale du modèle de Johnson & Cook (1983) est conservée mais la contrainte est réduite proportionnellement au facteur $H(T)$ (Figure 2.7a)).

$$\begin{cases} \sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m\right]H(T) \\ H(T \geq T_c) = \frac{\sigma_{recryst}}{\sigma_{start}} \\ H(T < T_c) = 1 \end{cases} \tag{2.9}$$

Cette chute de contrainte est en fait constatée au cours de la déformation : on parle alors de recristallisation dynamique (Doherty *et al.*, 1997). Calamaz *et al.* (2008) suggèrent, pour des alliages de titane, une extension du modèle original modifiant le comportement aux déformations et températures élevées (Eq. 2.10). Le terme en tangente hyperbolique ajouté réduit progressivement la contrainte à partir d'une déformation critique. L'écrouissage est en revanche préservé en dessous de cette dernière (Figure 2.7b)). Cette approche a notamment été reprise depuis par

Sima & Özel (2010) ou Karpat (2011) pour modéliser la coupe des alliages de titane.

$$\begin{cases} \sigma_y = \left[A + B(\varepsilon_p)^n \left(\frac{1}{exp(\varepsilon_p^a)}\right)\right]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m\right] f(D,S) \\ f(D,S) = \left[D + (1-D)tanh\left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c}\right)\right] \\ D = 1 - \left(\frac{T}{T_m}\right)^d \\ S = \left(\frac{T}{T_m}\right)^b \end{cases} \tag{2.10}$$

Hor (2011) a finalement repris cette dernière extension et propose de la compléter en ajoutant un couplage en température sur la vitesse de déformation $C(T)$ et un paramètre supplémentaire m_1 au facteur d'adoucissement thermique. Suite à une étude de sensibilité, il réduit la forme développée par Calamaz *et al.* (2008) et aboutit à l'expression Eq. 2.11 (Figure 2.7b)).

$$\begin{cases} \sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - m_1\left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^{m_2}\right] f(D,\varepsilon_p) \\ f(D,\varepsilon_p) = \left[D + (1-D)tanh\left(\frac{1}{\varepsilon_p + \varepsilon_0}\right)\right] \\ D = 1 - \left(\frac{p\varepsilon_p}{1 + p\varepsilon_p}\right) tanh\left(\frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0}\right) \\ C(T) = C_1 \frac{exp\left(C_2 \frac{T}{T_m}\right)}{\frac{T}{T_m}} \end{cases} \tag{2.11}$$

1.2.3 Modèles "à base métallurgique"

Les dernières références citées abordent la notion de recristallisation. De plus en plus de questions se posent sur les modèles utilisés jusqu'ici et notamment l'impact de changements microstructuraux sur le comportement du matériau. Les propositions précédentes sont très intéressantes et poussent vers une volonté d'affiner la compréhension et la restitution des mécanismes de déformation. Cependant, le fait que des équations mathématiques approchent correctement une courbe contrainte-déformation ne signifie pas forcément qu'elles sont capables de décrire celle-ci de manière physique.

Une approche consiste à considérer la physique des dislocations et à l'intégrer de manière simplifiée afin de permettre une manipulation relativement aisée. Nommée "semi-physique", elle se retrouve dans le modèle de Zerilli & Armstrong (1987), du modèle "Mechanical Threshold Stress" (MTS) (Follansbee *et al.*, 1984), MR de Molinari & Ravichandran (2005), de

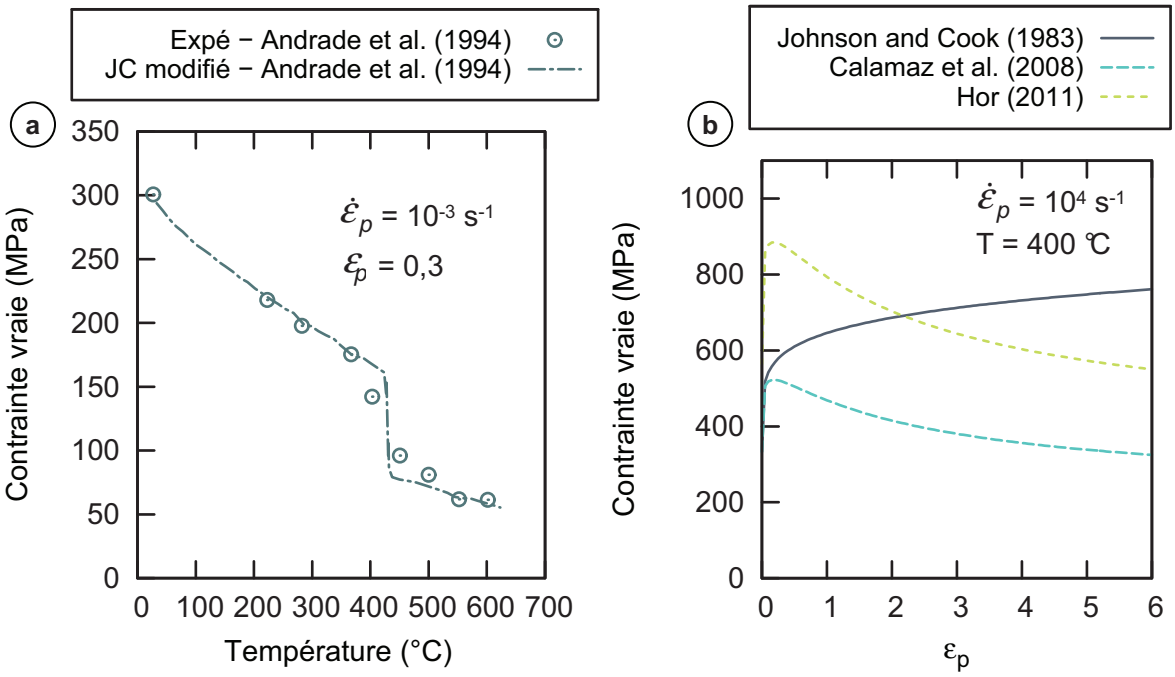

FIGURE 2.7: Extensions de la forme originale du modèle de Johnson & Cook (1983) : a) modification apportée par Andrade *et al.* (1994) sur un cuivre et b) comparaison de la forme originale aux modèles proposés par Calamaz *et al.* (2008) et Hor (2011) (identifications conduites par Hor (2011) sur un 42CrMo4)

Preston-Tonks-Wallace (PTW) ou encore du modèle RK de Rusinek & Klepaczko (2001). Ayant déjà été très bien documentés, outre les travaux des auteurs eux-mêmes, ils ne feront pas l'objet de cette partie. Le lecteur intéressé est invité à consulter les synthèses suivantes pour plus de détails (Lurdos, 2008; Hor, 2011; Lin & Chen, 2011).

Néanmoins, suite à l'affinement de grains observé en coupe (Chapitre 1 section 3.3 page 24) et aux possibles phénomènes de recristallisation mentionnés auparavant, il paraissait pertinent de s'orienter vers la littérature traitant spécifiquement de ces évolutions microstructurales.

La déformation à chaud des aciers ($T \geq 800$ °C) et à basse vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon} \leq 1\ s^{-1}$) regroupe les conditions pour lesquelles le processus de recristallisation dynamique est typiquement mis en évidence. Elle se traduit par une saturation caractéristique de la contrainte à haute déformation (Figure 2.8 a)) passant par les quatre étapes représentées en Figure 2.8 b) (Lin *et al.*, 2008b) :

- **Etape I – Ecrouissage** : sous l'effet de la déformation, la densité de dislocations augmente rapidement provoquant une élévation de la contrainte (WH). La pente est positive mais décroît tandis que la restauration dynamique (DRV) (réarrangement menant à une annihilation de dislocations) se met en place ;
- **Etape 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 durcisse-

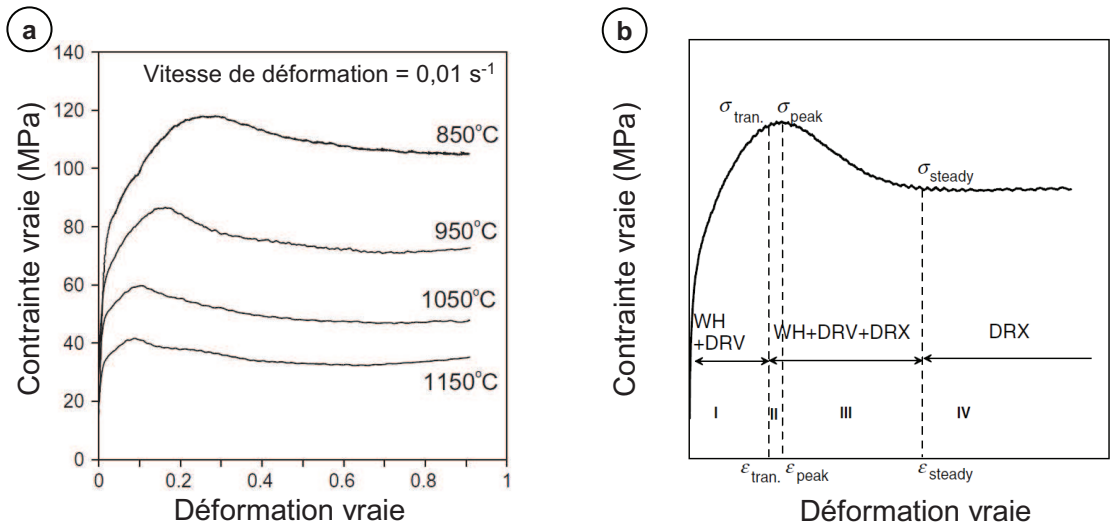

FIGURE 2.8: Illustration du comportement observé en déformation à chaud : a) acier 42CrMo à basse vitesse de déformation et différentes températures – b) schématisation des courbes caractéristiques de recristallisation (Lin *et al.*, 2008b)

ment du matériau jusqu'à atteindre un maximum de contrainte ;

– **Etape 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 ;
– **Etape IV – Stabilisation** : la chute se stabilise vers une contrainte seuil caractéristique de la DRX et indépendante du niveau de déformation.

Une autre catégorie d'expressions est étudiée pour modéliser ce comportement. D'une manière générale, ces formulations s'articulent autour du nombre Z de Zener-Hollomon, du nom des auteurs l'ayant proposé dans les années 40 (Zener & Hollomon, 1944). Ils supposent, pour les métaux, que la déformation plastique est un mécanisme thermiquement activé (tout comme la diffusion ou la relaxation). Z s'exprime sous la forme d'une loi d'Arrhénius faisant intervenir une énergie d'activation apparente Q, la constante des gaz parfaits R et couplant température et vitesse de déformation (Eq. 2.20).

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{2.12}$$

La base physique de ce paramètre provient de l'analyse thermodynamique du mouvement des dislocations. Afin de franchir les divers obstacles et permettre leurs mouvements, une certaine quantité d'énergie ΔG doit être apportée au système. D'un point de vue statistique (statistique de Boltzmann), la probabilité qu'une dislocation franchisse un obstacle d'énergie ΔG peut s'écrire (Kocks *et al.*, 1975) :

$$p_r \approx exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) \tag{2.13}$$

Elle s'interprète aussi comme le ratio du nombre de franchissements réussis sur le nombre de tentatives, exprimés en fréquence dans l'Eq. 2.14, avec υ_f fréquence de franchissement des obstacles et υ_r fréquence de vibration des dislocations (Kocks *et al.*, 1975).

$$p_r \approx \frac{\upsilon_f}{\upsilon_r} \tag{2.14}$$

On obtient ainsi l'Eq. 2.15, avec Δt la période de franchissement des obstacles.

$$\upsilon_f = \upsilon_r exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) = \frac{1}{\Delta t} \tag{2.15}$$

Si l'on suppose que la vitesse de déformation est directement liée à l'espacement des obstacles Δl et à la période de franchissement Δt telle que $\dot{\varepsilon} = K_v \frac{\Delta l}{\Delta t}$ avec K_v une constante (Meyers & Chawla, 2009), on révèle une expression similaire au nombre de Z (Eq. 2.16). ΔG est ici l'énergie d'activation apparente Q et la constante du terme de gauche, le nombre de Z.

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon} = K_v \upsilon_r \Delta l \cdot exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) \\ \text{ou} \\ cste = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{\Delta G}{RT}\right) \end{cases} \tag{2.16}$$

Les modèles présentés par la suite seront donc nommés "à base métallurgique" car, sous leurs formes assez simples, ils permettent de décomposer l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation en attribuant un nom et un mécanisme physique à chaque étape.

Lurdos (2008) s'est concentré sur le comportement d'un acier inoxydable 304L dans les procédés à grande vitesse. Souhaitant inclure les effets de la recristallisation dynamique, il modifie la formulation de Voce (1948) en ajoutant le terme $A\varepsilon^n$ (Eq. 2.17) afin de retranscrire le maximum de contrainte (Figure 2.8 b)).

$$\sigma_y = \sigma_s + \left(\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon_p^n\right) exp\left(-r\varepsilon_p\right) \tag{2.17}$$

Chacun des paramètres varie en loi puissance suivant le nombre de Zener-Hollomon. L'auteur observe un changement de comportement à partir d'une valeur de Z correspondant à l'amorce de la recristallisation. Il définit alors deux jeux de paramètres suivant la valeur de Z traduisant un comportement avec et sans recristallisation.

Malgré les bonnes performances de ce modèle (Lurdos, 2008; Hor, 2011), on pourra souligner que sa structure présente une certaine contradiction avec la façon dont les processus microstructuraux interviennent sur la contrainte. La loi de Voce (1948) est habituellement employée pour modéliser un comportement avec écrouissage où la restauration dynamique tend à

stabiliser la contrainte sans adoucissement à haute déformation (courbes grises sur les Figures 2.9 a) et b)). Lurdos (2008) introduit le terme $A\varepsilon^n$ afin d'augmenter la contrainte de Voce au voisinage de ε_{pic}.

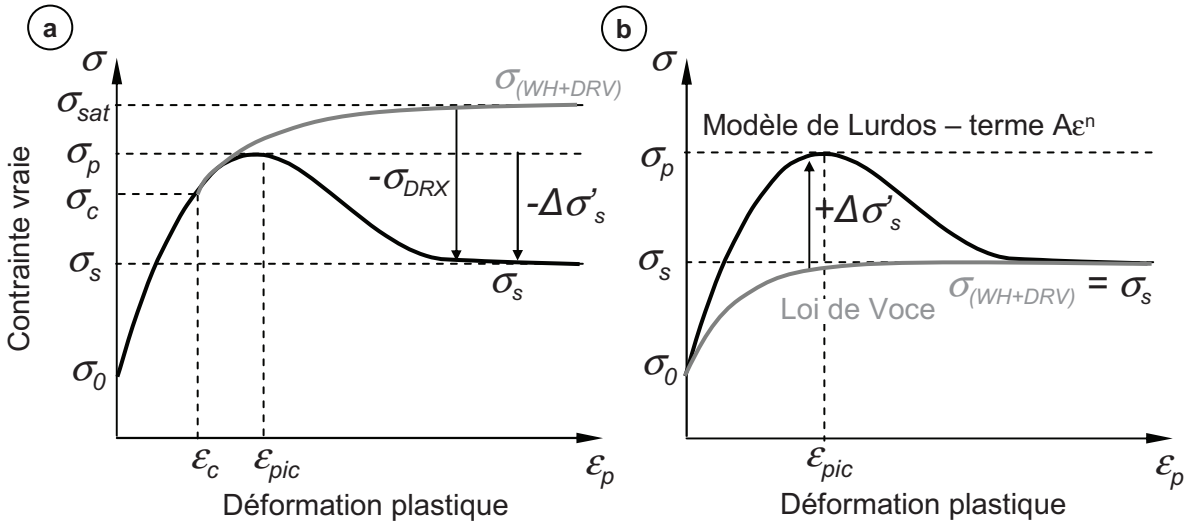

FIGURE 2.9: Comparaison entre a) la décomposition schématique des mécanismes d'adoucissement ((Medina & Hernandez, 1996; Jonas *et al.*, 2009) et b) la modification apportée par Lurdos (2008) à la loi de Voce (1948)

Or, comme le montrent Medina & Hernandez (1996) et Jonas *et al.* (2009), le changement microstructural provoqué par la recristallisation dynamique tendrait plutôt à faire chuter la contrainte restaurée (courbe noire sur la Figure 2.9 a)).

Cette considération constitue la base du modèle de Medina & Hernandez (1996), repris par Kim & Yoo (2001) sur un 304L puis Kim *et al.* (2003) sur un 42CrMo4 (Eq. 2.18). Les auteurs décomposent la contrainte d'écoulement σ_y en un premier terme $\sigma(WH+DRV)$ lié à l'écrouissage (WH) et à la restauration dynamique (DRV) auquel on soustrait un second terme $\sigma(DRX)$ caractéristique de la recristallisation dynamique (DRX) (Figure 2.9 a)).

$$\sigma_y = \sigma(WH+DRV) - \sigma(DRX) \tag{2.18}$$

$\sigma(WH+DRV)$ s'exprime par une loi de Voce[4] tandis que $\sigma(DRX)$ fait intervenir la notion de fraction recristallisée par le paramètre X_{DRX}. Ce dernier prend classiquement la forme d'une loi d'Avrami (Medina & Hernandez, 1996; Kim *et al.*, 2003; Jonas *et al.*, 2009) (Eq. 2.19). Il dépend d'une déformation critique ε_c marquant le début de la recristallisation et de ε^*, déformation à laquelle l'adoucissement maximum est franchi. ε_c correspond généralement à $0,6-0,8\times\varepsilon_{pic}$ (Kim & Yoo, 2001). Elle a été fixée de manière arbitraire à $\varepsilon_c = 0,75\times\varepsilon_{pic}$. $X_{\varepsilon_{pic}}$ correspond à la fraction recristallisée à $\varepsilon = \varepsilon_{pic}$.

4. La loi de Voce est sensiblement modifiée pour raisonner en déformation plastique équivalente ε_p. σ_0 est donc la contrainte à $\varepsilon_p = 0$

$$\begin{cases} \sigma(WH+DRV) = \sigma_0 + (\sigma_p - \sigma_0)\left[1 - exp\left(-C\varepsilon_p\right)\right]^m \\ \varepsilon_p < \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = 0 \\ \varepsilon_p \geq \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = (\sigma_p - \sigma_s)\left[\dfrac{X_{DRX} - X_{\varepsilon_{pic}}}{1 - X_{\varepsilon_{pic}}}\right] \\ X_{DRX} = 1 - exp\left[-\left(\dfrac{\varepsilon_p - \varepsilon_c}{\varepsilon^*}\right)^{m'}\right] \end{cases} \tag{2.19}$$

Tout comme Lurdos (2008), les paramètres de ce modèle à savoir, $\sigma_0, \sigma_p, \sigma_s, \varepsilon_c, \varepsilon^*, C, m, m'$ sont une fonction puissance du nombre Z et renforcent le couplage entre vitesse de déformation et température.

1.2.4 Discussion

Remarque préliminaire

L'évalution des modèles n'a pas été traitée jusqu'ici alors que l'on devra bien définir vers quel type d'approche s'orienter et quel modèle sélectionner. Evaluer sous-entend établir des critères. Si son aptitude à restituer fidèlement le comportement du matériau est primordiale, il faut garder en tête que des critères devront considérer des points plus "pratiques" comme le nombre de paramètres, la méthode d'identification et sa facilité de mise en oeuvre, les moyens nécessaires ou encore la complexité d'implémentation. Dire qu'un modèle est performant/pertinent dépendra donc directement des critères choisis et du poids qu'il leur aura été affecté. Nous reviendrons sur cet aspect dans les prochaines sections de ce manuscrit.

Que peut-on déjà extraire des éléments bibliographiques qui viennent d'être listés ?

Modèle de Johnson & Cook et ses adaptations

La première limite évidente du modèle original de Johnson & Cook (1983) réside dans l'impossibilité de modéliser les effets visqueux sur une plage étendue de vitesse de déformation. Deux possibilités s'offrent alors :

- Préférer une des modifications décrites auparavant, notamment celle de Kang & Huh (2000) et Johnson *et al.* (2006) (6 ou 7 paramètres) ;
- Conserver la forme originale par morceaux et identifier plusieurs jeux de paramètres suivant la plage de vitesse de déformation considérée, comme illustré en Figure 2.5. Si l'on exclut les vitesses inférieures à $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$, un changement de comportement intervient communément, suivant le matériau étudié, entre 10^3 et $10^4\ s^{-1}$, puis un second au delà de $10^6\ s^{-1}$.

La seconde vise plutôt l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique. Hors effets d'auto-échauffement et d'adiabaticité, la loi de Ludwik impose une croissance de la contrainte avec la déformation. Ceci ne semble pas problématique puisque dans la majeure

partie des cas, c'est ce que l'on constate lors d'essais de caractérisation classiques limités à des déformations de 0,3 - 0,5. Cette évolution est-elle toujours valide à des déformations supérieures ? et à des températures relativement élevées ? Les phénomènes microstructuraux introduits en section 1.2.3 (page 49) engendrent pourtant une saturation ou encore un adoucissement de la contrainte, en particulier aux hautes déformations.

Les extensions suggérées par Calamaz *et al.* (2008) et Hor (2011) permettent de les approcher mais n'ont-elles pas tendance à complexifier l'expression du modèle lui même ainsi que son interprétation ?

Modèles "à base métallurgique"

Les modèles "à base métallurgique", comme ceux élaborés par Lurdos (2008) ou Kim *et al.* (2003), forment une alternative séduisante. Ils intègrent les variables influentes telles que vitesse de déformation et température de manière couplée et disposent d'un nombre raisonnable de paramètres (6 pour Lurdos (2008) - 8 Kim *et al.* (2003), chacun comportant 2 constantes). Leur dépendance à Z en loi puissance facilite leur identification. En revanche, ces formulations sont principalement utilisées en déformation à chaud et à basse vitesse. Même si les travaux de Lurdos (2008) montrent que la formulation peut être étendue à une large palette de sollicitations, permettent-elles de reproduire les mécanismes de déformation à haute vitesse ? La question serait en fait, les bases physiques menant à la construction de ces modèles sont-elles toujours vérifiées lorsque les grandes déformations sont combinées à des régimes fortement dynamiques ?

Les changements de comportement perçus ont été imputés au processus de recristallisation dynamique. Le retrouve-t-on à haute vitesse de déformation ? Que peut-on dire des affinements de grains observés sur les copeaux issus d'essais d'usinage ?

1.3 Evolutions microstructurales sous sollicitations extrêmes

Les questions précédentes incitent à se pencher sur le comportement du matériau, et surtout ses évolutions structurales, sous des chargements aussi intenses que ceux rencontrés en usinage. Les bandes de cisaillement (ZCP) et les zones de contact intense (ZCS) sont deux exemples sièges de grandes déformations où la microstructure des zones déformées est difficilement interprétable. L'analyse de ces deux cas particuliers permet d'établir un parallèle avec la coupe des métaux : les bandes de cisaillement sont caractéristiques de la ZCP tandis qu'un contact extrême a lieu en ZCS à l'interface outil-matière.

1.3.1 Bandes de cisaillement adiabatiques

La déformation plastique est un processus irréversible et conduit, dans le cas des métaux, à une génération de chaleur. Il est supposé et admis que seulement 10 % du travail plastique est emmagasiné sous forme de défauts et contribue à l'écrouissage (Meyers & Chawla, 2009). Si la

déformation se produit si rapidement que la quantité de chaleur générée ne peut s'évacuer par conduction dans le matériau, l'adoucissement causé par cette élévation de température risque d'excéder, à partir d'un certain niveau de déformation, le durcissement dû à l'écrouissage. Cet adoucissement entraîne une localisation de la déformation, auto-entretenue et amplifiée par la chaleur ainsi localement générée.

Les bandes de cisaillement adiabatiques (BCA) sont généralement considérées comme des instabilités plastiques identifiées expérimentalement comme des zones étroites de fortes déformations en cisaillement. Les niveaux de déformation atteints représentent plusieurs centaines de pour-cents pour des vitesses de déformation dépassant grandement 1000 s^{-1} (Lesuer *et al.*, 2005; Meyers & Chawla, 2009). Si leur mode de formation est clairement attribué à ce couplage mécanique-thermique à grande vitesse, plusieurs auteurs se sont intéressés à la microstructure formée dans ces bandes.

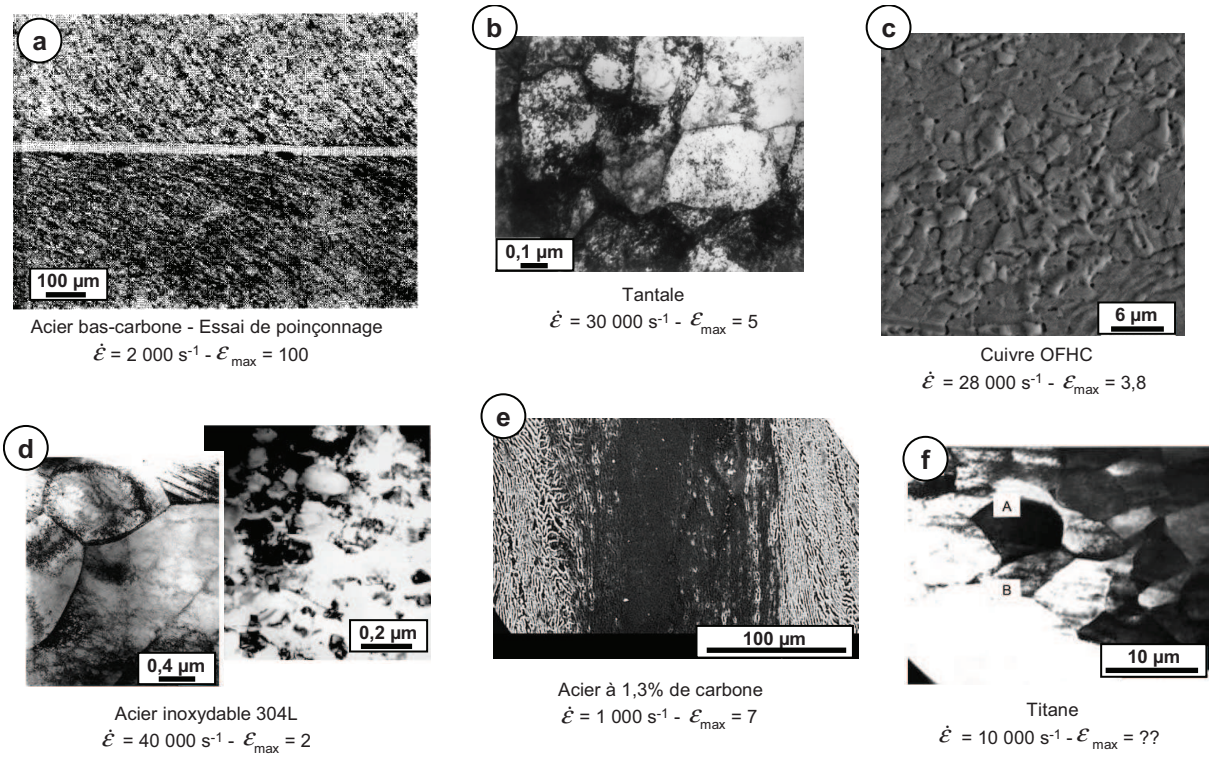

FIGURE 2.10: Evolutions microstructurales observées dans des bandes de cisaillement par a) Zener & Hollomon (1944), b) Hines *et al.* (1998), c) Rittel *et al.* (2002), d) Meyers *et al.* (2003), e) Lesuer *et al.* (2005) et f) Xu *et al.* (2006)

Zener & Hollomon (1944) faisaient déjà apparaître une zone de cisaillement localisée sur des essais de poinçonnage sous la forme d'une bande blanche après attaque au Nital (Figure 2.10 a)). En estimant l'élévation de température à 1000 °C, ils conclurent qu'il s'agit de martensite formée après refroidissement rapide par conduction dans la matière environnante.

Les analyses EBSD et MET menés par Meyers *et al.* (2001, 2003) sur un alliage de titane

et un acier inoxydable austénitique (Figure 2.10 d)) montrent quant à eux que les bandes de cisaillement sont constituées de grains équiaxes d'environ 0,1 - 0,2 μm avec une faible densité de dislocations. Les auteurs attribuent cet état au processus de recristallisation dynamique enclenché à haute déformation et favorisé par la chaleur générée.

Les microstructures observées par Hines *et al.* (1998) ou Rittel *et al.* (2002) (Figure 2.10 b-c)) sur des essais de cisaillement dynamique (Figure 2.1 c)) confortent cette théorie. Sur un acier perlitique, Lesuer *et al.* (2005) décrivent des lamelles de perlite allongés dans le sens du cisaillement (Figure 2.10 e)). La structure lamellaire disparaît en revanche dans la bande de cisaillement elle-même. Les auteurs y relèvent des grains de ferrite de diamètre inférieur à 70 nm avec de fins carbures. Selon-eux, ces modifications seraient la conséquence d'un changement de phase lié à l'échauffement local.

Des changements de phase sont aussi mis en évidence par Xu *et al.* (2006) sur un alliage de titane à l'intérieur de bandes de cisaillement. La Figure 2.10 f) illustre la structure très fine et équiaxe obtenue. Les auteurs affirment de nouveau que seul un mécanisme de recristallisation peut mener à de tels états microstructuraux.

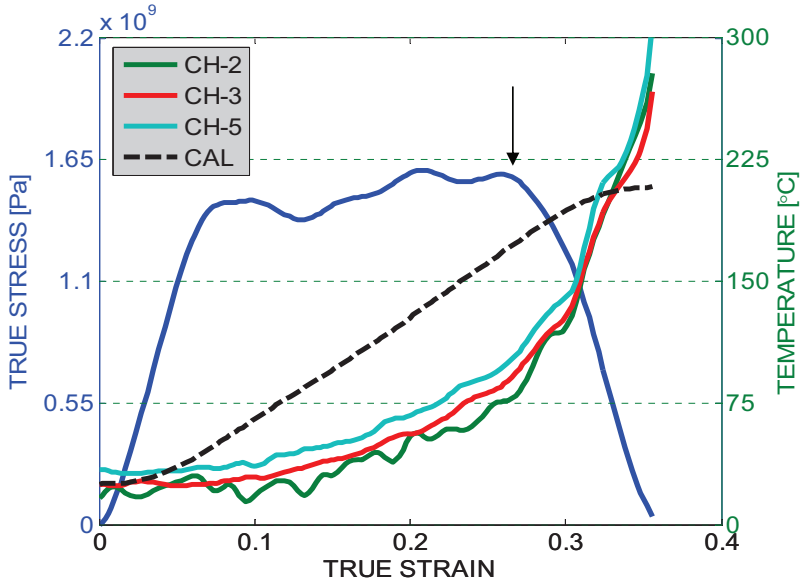

FIGURE 2.11: Evolution de la contrainte et de la température en fonction de la déformation lors d'un essai de cisaillement sur un alliage de titane Ti6Al4V - $\dot{\varepsilon}$ = 3000 s^{-1} : CHi = températures mesurées et CAL = température calculée en régime adiabatique (Rittel, 2009)

Dans une synthèse de ses récents travaux, Rittel (2009) propose un point de vue intéressant quant à la formation et l'évolution des BCA. Tout d'abord, il montre que l'auto-échauffement reste très modeste jusqu'à une déformation d'environ 0,25 à partir de laquelle l'adoucissement s'amorce (Figure 2.11). L'échauffement est d'ailleurs moins intense que celui usuellement calculé (courbe discontinue noire). Ecartant de ce fait les origines thermiques de l'adoucissement, l'auteur suppose que celui-ci peut être dû à une évolution microstructurale, produite par la recristallisation du matériau. Il considère que l'énergie interne stockée lors de la déformation est

la source motrice de la recristallisation dynamique, processus connu pour son effet adoucissant. Elle serait alors à l'origine du cisaillement adiabatique et non son résultat, et favoriserait la propagation rapide de la bande de par son extension.

1.3.2 Zones de contact intense

Ces changements microstructuraux sont abordés dans plusieurs autres domaines de la littérature dont la tribologie.

Les déformations extrêmes relevées par Dautzenberg & Zaat (1973) sur un pion en cuivre lors d'un essai de frottement (essai pion-disque) ont incité VanDijck (1977) à examiner la structure du matériau frotté à une échelle inférieure. Les analyses MEB et MET ont permis de déceler aux abords de la surface une zone crystalline très affinée (Figure 2.12 a)). Les auteurs rejettent de ce fait la possibilité d'une couche amorphe et mesurent des tailles de grains allant jusqu'à 25 *nm* en peau. Dautzenberg (1980) énoncèrent plus tard que la recristallisation dynamique semble être la cause de cet affinement de grain et que des déformations élevées permettent d'enclencher le processus à des températures plus basses que celles constatées habituellement ($\sim 500\ ^{\circ}C$).

Lors d'essais balistiques ($\geq 3\ km.s^{-1}$), Murr *et al.* (2002) exposent des régions fortement recristallisées en sous-couche d'un massif impacté par une bille (Figure 2.12 c)). Ils montrent que cette sous-couche s'étend lorsque la vitesse d'impact augmente et qu'elle est issue d'une recristallisation dynamique. La dureté à la surface ressort par ailleurs 2 fois plus importante que celle du matériau initial. On soulignera que les pressions dynamiques peuvent atteindre 90 GPa dans ces conditions. La question de l'influence de la pression hydrostatique se pose alors.

Une couche dite "nanostructurée" peut aussi être formée par billage ultra-sonore comme le montrent les travaux de Lu & Lu (2004) et Lin *et al.* (2006) (Figure 2.12 e)). On parle ici non plus de recristallisation dynamique mais d'"attrition de surface" par traitement mécanique (SMAT - Surface Mechanical Attrition Treatment) ou encore MAS (Mechanically Attrited Structures) (Kermouche *et al.*, 2011). Contrairement au paragraphe précédent, les impacts sont générés à des vitesses beaucoup plus faibles (plus faibles énergies) mais à des fréquences bien plus élevées. Les grains obtenus en surface et sous-couche sont parfaitement équiaxes et approchent les 100 *nm* en surface. La dureté est de nouveau de 2 à 3 fois supérieure à celle du matériau brut.

Le terme "nanostructure" est de même employé par Zhang *et al.* (2006) après observation de la surface frottée dans un contact roue-rail (Figure 2.12 f)). On retrouve la présence d'austénite et des particules de cémentite. La taille de grain se situe entre 20 et 30 *nm*. Le réseau tétragonal (distingué par DRX) et la sursaturation en carbone (> 4 %) suggèrent que la "couche blanche" superficielle soit constituée de martensite. L'expression "martensite de contact" est d'ailleurs généralement utilisée dans ce domaine. Sous l'effet de fortes déformations, une martensite peut se former par décomposition complète ou partielle de la cémentite et dissolution du carbone dans la ferrite.

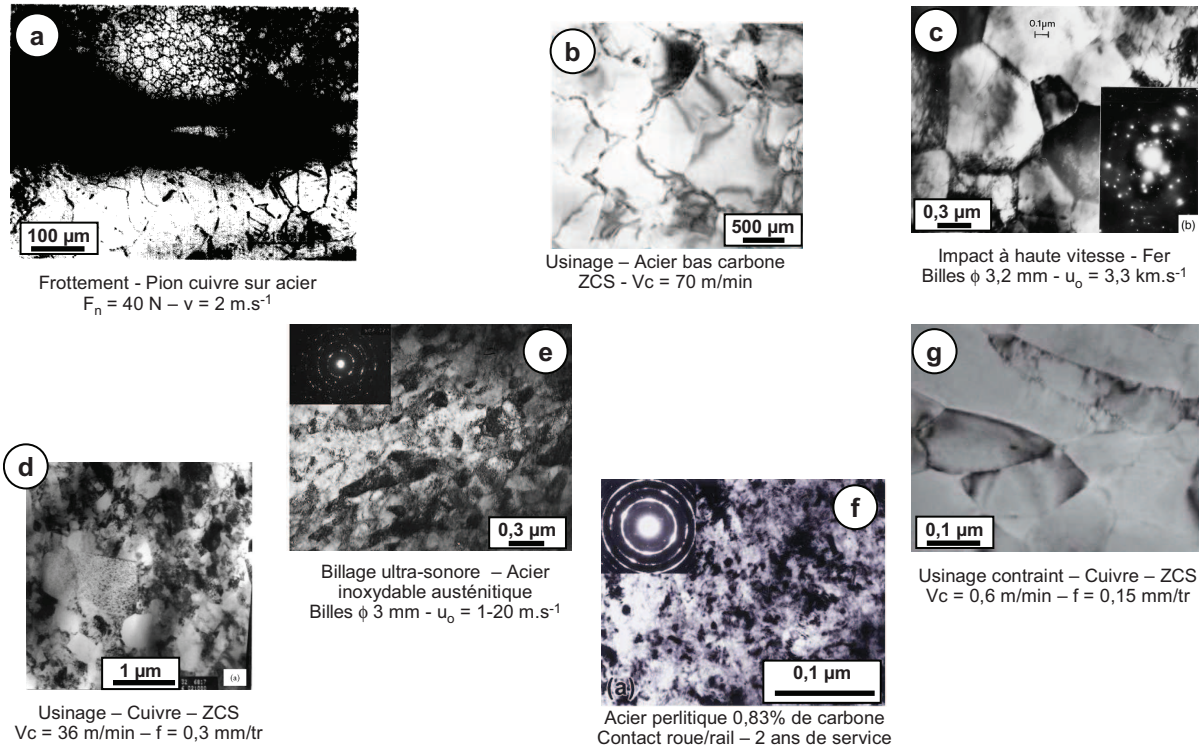

FIGURE 2.12: Evolutions microstructurales observées dans des contacts intenses par a) VanDijck (1977), b) Trent & Wright (2000), c) Murr *et al.* (2002), d) Ni & Alpas (2003), e) Lin *et al.* (2006), f) Zhang *et al.* (2006) et g) Guo *et al.* (2011a)

Sauvage *et al.* (2006) ont particulièrement étudié cet aspect en tréfilage d'un acier martensitique et montrent que la décomposition des carbures débute dès les premiers stades de déformation ($\varepsilon = 0{,}5$) pour être complètement dissous à $\varepsilon > 3$. Le niveau de déformation semble jouer un rôle prépondérant.

Les "couches blanches" en usinage, typiquement rencontrées en tournage dur, présentent ces mêmes caractéristiques : un mélange de martensite fine, de fins carbures et d'une grande quantité d'austénite résiduelle (surtout dans le cas des aciers hyper-eutectoïdes) (Poulachon, 1999). Après observations MET, Ramesh *et al.* (2005) reporte des grains de diamètre inférieur à 20 *nm* (5 *nm* pour les plus basses vitesses !). Si Poulachon (1999) attribue ces transformations à une chauffe rapide suivie d'une trempe, Ramesh *et al.* (2005) soulignent que l'intensité des déformations plastiques peut grandement y contribuer. L'aspect thermique, à travers la vitesse de coupe, viendrait alors principalement influencer la quantité d'austénite résiduelle et la dissolution des carbures.

Outre le cas particulier du tournage dur, des analyses plus fines ont également été conduites dans le cadre de la coupe afin d'examiner la microstructure du matériau dans les zones de contact outil-matière.

Dans leur ouvrage, Trent & Wright (2000) reportent le cliché présenté en Figure 2.12 b). Ils

émettent également le constat qu'une structure si fine perçue en ZCS ne peut être que le résultat d'une restauration ou recristallisation dynamique. Que ce soit en ZCP ou ZCS, les analyses de Ni & Alpas (2003) confirment qu'un affinement de grain (diamètre < 200 *nm*), attribué à la recristallisation dynamique selon les auteurs, a bien lieu en usinage (Figure 2.12 d)).

Les études récentes de Saldana *et al.* (2010) et Guo *et al.* (2011b) s'intéressent non plus à l'interface outil-copeau mais à l'interface outil-surface usinée. Egalement soumise à de fortes déformations, sa microstructure très fine est similaire à celle observée à l'interface outil-copeau. Les dénominations microstructure "à grain ultra-fin" (UFG - Ultra-Fine-Grain) ou encore "nanostructuration de surface" reviennent souvent dans ces travaux notamment du fait des tailles de grain proches de 200 *nm*. Les titres évocateurs de ces références laissent entrevoir une perspective prometteuse dans le contrôle de la microstructure des surfaces usinées via les paramètres process.

1.3.3 Mécanisme d'affinement de grain

Recristallisation, nanostructuration, attrition de surface, UFG, MAS, sont autant de termes décrivant la formation d'une microstructure nanométrique dans des conditions de déformations intenses. Outre le nom de cette manifestation, les questions pertinentes à notre échelle portent surtout sur le principe de sa formation, sur les paramètres influents et son incidence sur le comportement plastique du matériau.

A en croire les différentes appellations, les mécanismes à l'origine de cette "nanostructuration" font encore l'objet de nombreux débats, mais peuvent être pour les aciers interprétés en terme de restauration (DRV) et recristallisation dynamique (DRX).

Processus de restauration/recristallisation dynamique

La Figure 2.13 schématise le mécanisme menant une structure déformée à une structure de grains fins équiaxes. Elle reprend les modes de formation proposés par Nesterenko *et al.* (1997) et Meyers *et al.* (2001) en cisaillement dynamique puis similairement par Ni & Alpas (2003) en coupe.

Au cours de l'écrouissage, la densité de dislocations, homogène à l'état initial (Figure 2.13 a-b)1), 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 2.13 a-b)2). Le matériau subit ici une restauration dynamique. Les grains initiaux sont alors subdivisés en domaines faiblement désorientés et forment des sous-grains (Figure 2.13 a-b)3).

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 2.13 a-b)4). De nouveaux grains se forment progressivement par rotation des sous-grains formés précédemment (Montheillet, 1996) et conduisent à la structure très fine couramment observée (Figure 2.13 a-b)5). Chaque nouveau grain recristallisé peut être à son tour sujet à cette transformation entrainant un affinement progressif de la structure.

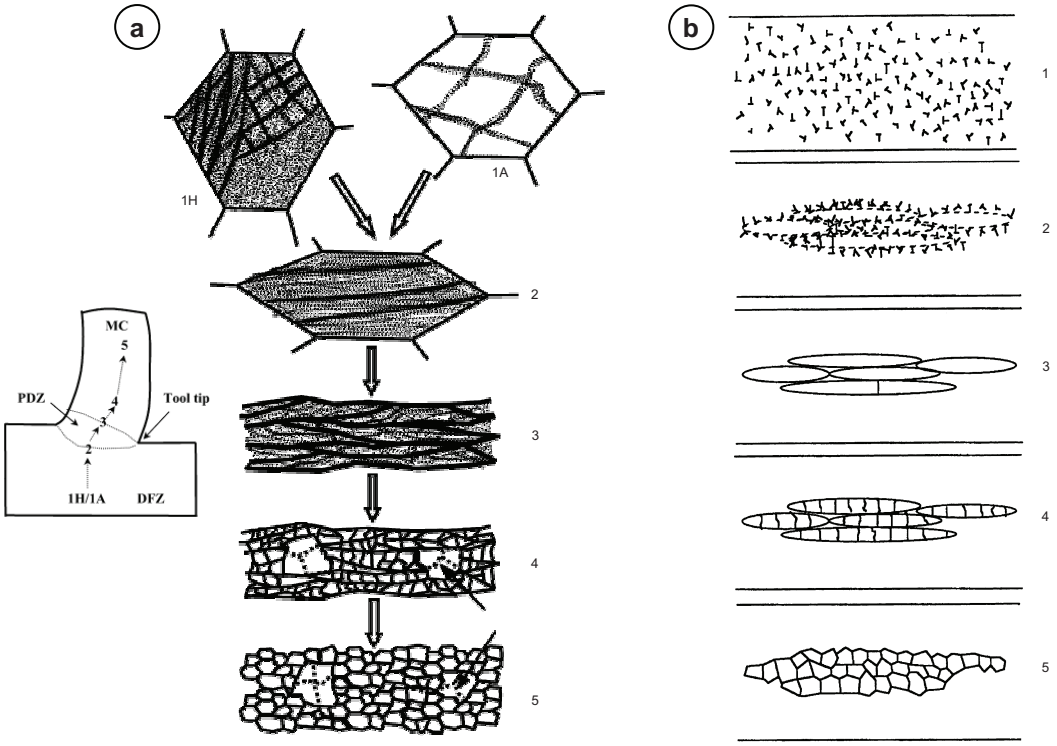

FIGURE 2.13: Représentation de l'évolution microstructurale et de l'affinement de grain proposée par a) Ni & Alpas (2003) dans le cadre de la coupe et b) par Nesterenko *et al.* (1997) lors de déformation à grande vitesse

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 & Hatherly, 2004).

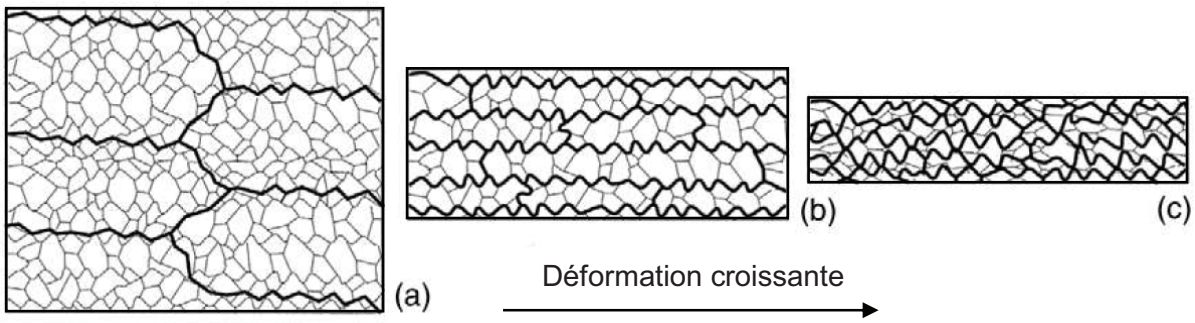

FIGURE 2.14: Illustration du processus d'affinement de grains par recristallisation dynamique géométrique (Humphreys & Hatherly, 2004)

Pour les très hautes déformations ($\varepsilon > 4$), un autre mécanisme nommé recristallisation dynamique géométrique (GRX) semble aboutir à un affinement également conséquent de la taille de grain (Doherty *et al.*, 1997). Au fur et à mesure que la déformation augmente (Figure 2.14), 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. Il peuvent alors subir des pincements locaux qui conduisent à leur fragmentation et forment une structure à petits grains équiaxes (Humphreys & Hatherly, 2004).

Paramètres influents

Les exemples passés en revue dans les sections précédentes montrent que la déformation joue un rôle primordial dans l'amorce et l'évolution des phénomènes d'affinement de grains. Parmis les "lois de la recristallisation" [5] listées par Humphreys & Hatherly (2004), trois d'entre-elles soulignent en effet son importance dans la recristallisation dynamique des métaux :

1. Une déformation minimum est nécessaire afin d'initier la recristallisation ;
2. La température à laquelle la recristallisation est amorcée diminue lorsque la déformation augmente ;
3. La taille des grains recristallisés dépend principalement du niveau de déformation et décroît avec son augmentation.

Bien que ce processus soit souvent étudié à basse vitesse de déformation (déformation à chaud), nous avons vu qu'il intervenait également dans des applications beaucoup plus dynamiques dont la coupe des métaux (Figure 2.12 b-d-g)).

D'une manière générale, la restauration et la recristallisation dynamique sont reconnues comme des processus thermiquement activés ayant pour force motrice l'énergie stockée dans le matériau (Doherty *et al.*, 1997; Humphreys & Hatherly, 2004). Suivant le premier principe de la thermodynamique, l'énergie stockée correspond par définition à la variation d'énergie interne entre l'état initial et l'état déformé du système. Elle s'exprime en fonction du travail mécanique nécessaire pour effectuer la déformation et de la chaleur échangée pendant celle-ci.

Un certain niveau d'énergie doit être atteint afin d'enclencher ces mécanismes visant à rendre le système plus stable. Elle peut donc être cumulée soit par voie mécanique (déformation plastique) soit thermique par apport de chaleur. La création de dislocations (et autres défauts ponctuels) pendant l'écrouissage constitue en fait la principale source d'énergie de déformation. Elle est également favorisée, pour une déformation donnée, par l'augmentation de la vitesse de déformation. De manière schématique, si le niveau n'est pas atteint pour une déformation donnée, une élévation de température suffira pour que l'énergie emmagasinée amorce la recristallisation (seconde "loi" citée ci-dessus). Inversement, à température plus élevée, une déformation bien moindre sera nécessaire.

5. Observations qualitatives énoncées par Mehl (1948) et Burke & Turnbull (1952) après capitalisation de nombreuses constatations expérimentales

Remarque :

Comme nous venons de l'évoquer, l'accroissement de la densité de dislocations au cours de la déformation plastique tend à rendre le système instable. Les "couches blanches" évoquées dans ce chapitre démontrent que des déformations intenses peuvent conduire à l'apparition d'autres phénomènes. Parallèlement à un affinement de grain, elles semblent participer à la décomposition des carbures suivie par la ségrégation des atomes de carbone au niveau des dislocations (Sauvage & Ivanisenko, 2007). Dans les zones de contact intenses, compte tenu de l'échauffement parfois considérable, certains auteurs suggèrent même une dissolution des carbures dans la ferrite, formant ainsi une solution solide sur-saturée en carbone (Taniyama *et al.*, 2004), assimilable à de la martensite.

1.4 Bilan

Dans cette revue bibliographique, nous avons traité les différents points qui interviennent dans l'étude de la rhéologie d'un matériau. Celle-ci passe d'abord par le choix d'un essai mécanique (mode de sollicitation), d'un dispositif expérimental (régime et plages de sollicitation) puis d'un modèle capable de restituer le comportement observé. L'analyse des mécanismes de déformation, notamment au travers des diverses évolutions structurales, semble essentiel afin de donner un sens physique à sa formulation.

Essais de caractérisation et dispositifs expérimentaux associés

Malgré leur diversité, peu d'essais de caractérisation se démarquent comme étant simples à mettre en oeuvre, simples à dépouiller et assez répétables pour être transposés dans un contexte industriel. Ceux permettant d'approcher des chargements extrêmes en déformation et vitesse de déformation s'avèrent extrêmement coûteux de par les moyens et le temps requis, tant à leur réalisation qu'à leur dépouillement. Les champs de déformation étant généralement très hétérogènes, une analyse inverse est obligatoire et ajoute ainsi à la phase expérimentale, une étape numérique d'identification parfois lourde.

Les autres méthodes d'essais pêchent quant à elles soit par des déformations limitées (compression SHPB) soit des vitesses de déformation bien inférieures à celles rencontrées dans le procédé (compression dynamique). Un essai simple semble encore préférable car, même soumis à une erreur d'interprétation (frottement lors d'un essai de compression, auto-échauffement ...), il permet d'accéder de manière reproductible à des informations volumiques moyennes caractéristiques du matériau. Reste alors à connaître l'erreur d'identification induite par les conditions d'essais et à la minimiser du mieux possible.

Modèles de comportement

L'étude d'une rhéologie passe par la réalisation d'essais puis, après observation du comportement du matériau, à la sélection d'un modèle approprié. A contrario, la tendance actuelle consiste souvent à essayer d'identifier une loi de comportement définie a priori.

Certains modèles phénoménologiques reviennent alors de manière récurrente du fait de leur simplicité d'expression et d'identification. Le risque est ici de chercher à caler "à tout prix" sur des résultats expérimentaux, une expression mathématique structurellement incapable de reproduire les évolutions constatées.

L'introduction de bases métallurgiques devient inévitable si l'on souhaite, à terme, aboutir à une simulation physique des procédés de fabrication, en l'occurence ici de l'usinage.

L'analyse métallurgique des copeaux a révélé, dans les deux zones de déformation (ZCP - ZCS), des changements microstructuraux considérables avec une taille de grain 100 fois inférieure à celle du matériau brut. Les exemples tirés de la littérature montrent que ces affinements de grains, conséquences d'un processus de recristallisation dynamique, peuvent se produire même à haute vitesse de déformation.

Le cas général des bandes de cisaillement et celui des contacts intenses confirment la présence de recristallisation lors de la coupe des métaux. Son influence sur la rhéologie du matériau ayant été démontrée, elle doit être intégrée dans les modèles de comportement que nous utiliserons en simulation numérique de l'usinage. La déformation, de par l'énergie stockée dans le matériau, semble être le paramètre pilotant son déclenchement auquel vient s'ajouter la contribution de la température.

Pour conclure, l'emploi en plein essor de méthodes inverses présente des perspectives intéressantes. Les moyens de mesures de plus en plus performants donnent accès à des données pouvant être directement utilisées en conditions limites (champs de déplacement) dans des modèles numériques. Leurs limitations résident également dans le fait que la loi d'écoulement soit supposée a priori. Des résultats numériques coïncidants aux données expérimentales n'implique pas forcément que le modèle de comportement choisi puisse restranscrire la physique et les mécanismes de déformation du matériau étudié.

2 Méthodologie adoptée

Les sections précédentes ont révélé les difficultés inhérentes à la caractérisation d'un matériau sous chargements extrêmes et à la modélisation de sa rhéologie. Si des essais "exotiques" peuvent toujours être mis en place, leur dépouillement et les modèles de comportement associés doivent rester cohérents avec les impératifs du milieu industriel. Identifier une rhéologie dans un délai réduit, avec un minimum d'essais et à moindre coût sont des objectifs à respecter afin de garantir l'utilisation et la pérennité d'une telle démarche. Il est en revanche indispensable d'être conscient de l'erreur engendrée par ces contraintes qui affecteront directement les plages de sollicitations étudiées, le type d'essai choisi et son dépouillement.

En accord avec la philosophie de la démarche globale, le comportement du matériau usiné a été caractérisé ex-situ. Les méthodes inverses basées sur des essais de coupe ou les essais exigeant un post-traitement numérique ont été volontairement écartés. Cette section décrit donc la démarche adoptée, de la définition des sollicitations à la mise en oeuvre et au dépouillement des essais expérimentaux. L'étude s'est portée sur un acier non allié ferrito-perlitique C45 (180 HB) puis, afin d'évaluer la transposabilité de la méthode sur une microstructure différente, sur un acier faiblement allié 42CrMo4 (290 HB) trempé-revenu (Chapitre 1 section 1.1).

2.1 Evaluation des sollicitations en usinage

Lorsque l'on souhaite caractériser la rhéologie d'un matériau pour un procédé tel que l'usinage, il convient de se demander dans quelles conditions celui-ci est-il réellement déformé.

D'un point de vue thermique, de nombreux travaux ont déjà permis de mesurer des champs de température notamment par imagerie infra-rouge (Jaspers & Dautzenberg, 2002b; Davies *et al.*, 2003; M'Saoubi & Chandrasekaran, 2004; Arrazola *et al.*, 2008a). L'évaluation des niveaux de déformation et vitesses de déformation, peut-être plus délicate, est possible par deux méthodes expérimentales :

- le suivi d'un motif déposé sur la pièce usinée (micro-grille ou motif aléatoire) comme les premières tentatives d'Oxley (1989) et Childs (1971) à l'aide d'un microscope ou grâce aux moyens d'acquisition actuels, in-situ par imagerie rapide (Ivester *et al.*, 2007; Pujana *et al.*, 2008) ;
- l'observation métallurgique post-mortem des copeaux après essais "Quick-Stop" (Poulachon & Moisan, 1998; Jaspers & Dautzenberg, 2002b).

Les estimations qu'elles fournissent constituent de bons ordres de grandeur mais ne permettent pas encore d'extraire des grandeurs locales pour des vitesses de coupe industriellement acceptables. Elles dépendent par ailleurs fortement des moyens expérimentaux mis en jeu (résolution du motif ou du dispositif d'acquisition, incertitudes de mesure sur l'angle de cisaillement, largeur des bandes de cisaillement...) et/ou d'un recours à une modélisation (Merchant, Oxley...).

Les travaux de Jaspers & Dautzenberg (2002b) et Pujana *et al.* (2008) montrent qu'une estimation des sollicitations en ZCP est tout à fait envisageable avec, (i) sur un C45, des déformations équivalentes proches de 1-2 et des vitesses de déformations voisines de 15-20.10^3 s^{-1} ou (ii) sur un 42CrMo4, des déformations de l'ordre de 0,5-1 et des vitesses de déformations de 10 à 30.10^3 s^{-1}. La ZCS semble en revanche totalement inaccessible. Childs (1998), dans un article de synthèse faisant état des besoins en modélisation de la coupe, insiste d'ailleurs sur le fait que les chargements en ZCS diffèrent grandement de ceux rencontrés en ZCP. Comme nous l'avons vu dans la section 3.3 du Chapitre 1 (page 24), les déformations mesurées dans ces zones de contact confinées peuvent atteindre des valeurs considérables.

L'approche numérique a été choisie dans notre étude dans le but d'affiner ces données et extraire des informations complémentaires provenant de la ZCS (Courbon *et al.*, 2010a). La flexibilité du modèle numérique, si reconnu comme valide, permet d'explorer simplement plusieurs conditions de coupe et d'évaluer leur impact sur des grandeurs ici locales.

Un modèle 2D ALE de coupe orthogonale, désormais très répendu dans la communauté, a été employé dans une configuration dite de référence pour mener cette analyse sur un acier C45. Sa description détaillée est reportée en Annexe A [6]. Une loi de comportement de Johnson & Cook (1983) identifiée par Jaspers & Dautzenberg (2002a) (Annexe B) a été jugée apte à restranscrire le comportement du matériau en usinage. Une loi de frottement de Coulomb dépendante de la vitesse locale de glissement est implémentée en ce qui concerne l'interface (Rech *et al.*, 2009). 85 % du flux généré par frottement est transmis au copeau (Childs *et al.*, 2000) et la conductance thermique de contact a été fixée à $h = 10^4\ W/m^2K$ (Bourouga *et al.*, 2010).

Le modèle a tout d'abord été validé en comparant les principaux résultats mécaniques et thermiques calculés à des données expérimentales (Figure 2.15). Les écarts de 2 à 14 % constatés sur les efforts d'usinage et de 10 à 30 % sur le flux de chaleur confirment que les sollicitations extraites sont cohérentes avec le procédé et peuvent être exploitées.

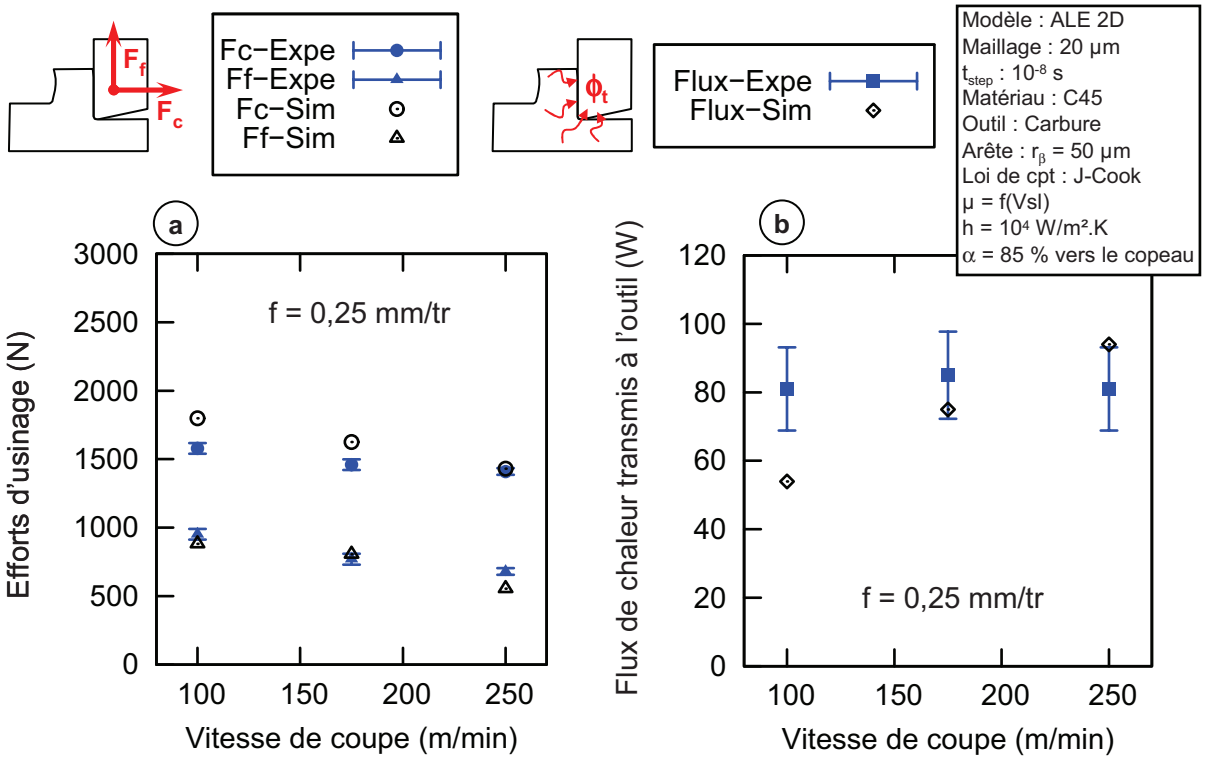

FIGURE 2.15: Validation du modèle pour l'extraction des chargements thermomécaniques : a) comparaison des efforts d'usinage - b) flux de chaleur transmis à l'outil coupant simulés aux données expérimentales

6. Les lecteurs n'étant pas particulièrement familiés avec cette formulation sont vivement invités à consulter l'Annexe A

Remarque :

Ces estimations doivent également être considérées avec prudence car elles sont tributaires des différentes données d'entrée du modèle et de la résolution de celui-ci (taille de maille, discrétisation, temps simulé . . .)

2.1.1 Extraction et traitement

Le premier intérêt de cette approche est de pouvoir isoler précisément et de manière indépendante les sollicitations dans les deux zones de déformation majeures (ZCP et ZCS). La Figure 2.16 illustre la délimitation de chacune d'elle ainsi que les noeuds auxquels ont été extraites les déformations vraies, vitesses de déformation vraie (toutes deux sous-entendues équivalentes) et températures.

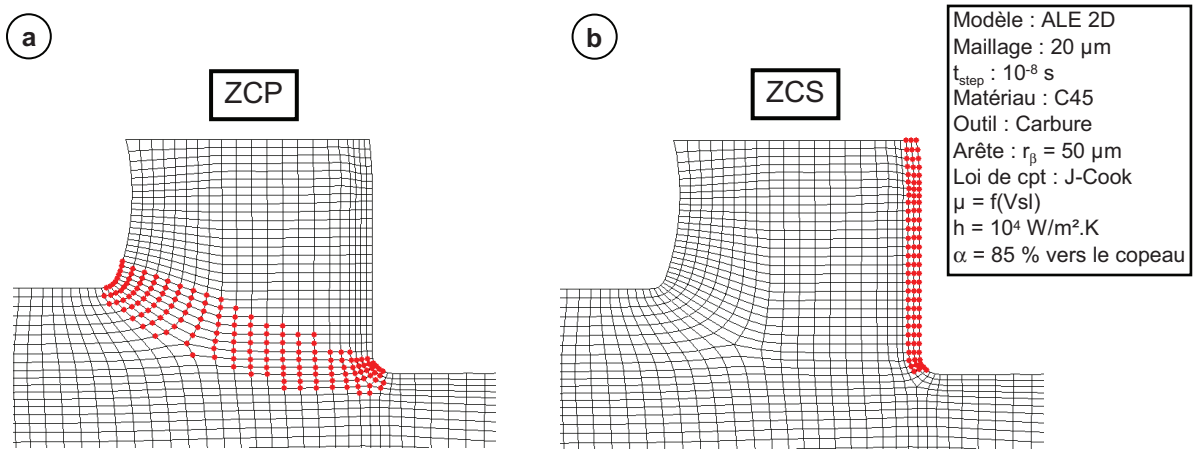

FIGURE 2.16: Zones considérées pour l'extraction des grandeurs nodales en a) Zone de Cisaillement Primaire ZCP et b) Zone de Cisaillement secondaire ZCS

Le second intérêt transparait dans le traitement des données. La discrétisation relativement fine du domaine permet l'obtention de ∼150 valeurs en ZCP et ∼90 en ZCS. Il est ainsi possible d'étudier leur distribution de manière statistique, d'écarter les valeurs "extrêmes" pouvant provenir d'artefacts numériques et surtout d'établir une plage de variation pour chacune des grandeurs.

Un exemple de traitement est décrit en Figure 2.17 pour une condition de coupe donnée. On constate immédiatement la disparité entre les deux zones de déformation :

- presque 90 % de l'état de déformation est inférieur à 1,5 en ZCP tandis que 80 % excède largement 3 en ZCS ;
- deux plages de température apparaissent également avec des amplitudes beaucoup plus élevées en ZCS et dépassant pour la plupart la température d'austénitisation ;

– les vitesses de déformation sont assez similaires même si elles semblent plus étalées en ZCP. 60 % des vitesses extraites en ZCS restent inférieures à 7000 s^{-1}.

Pour chaque condition de coupe, seules les données représentant 80 à 85 % de l'état de sollicitations ont été conservées. Les graphiques tracés par la suite relient la moyenne de celles-ci aux valeurs minimales et maximales.

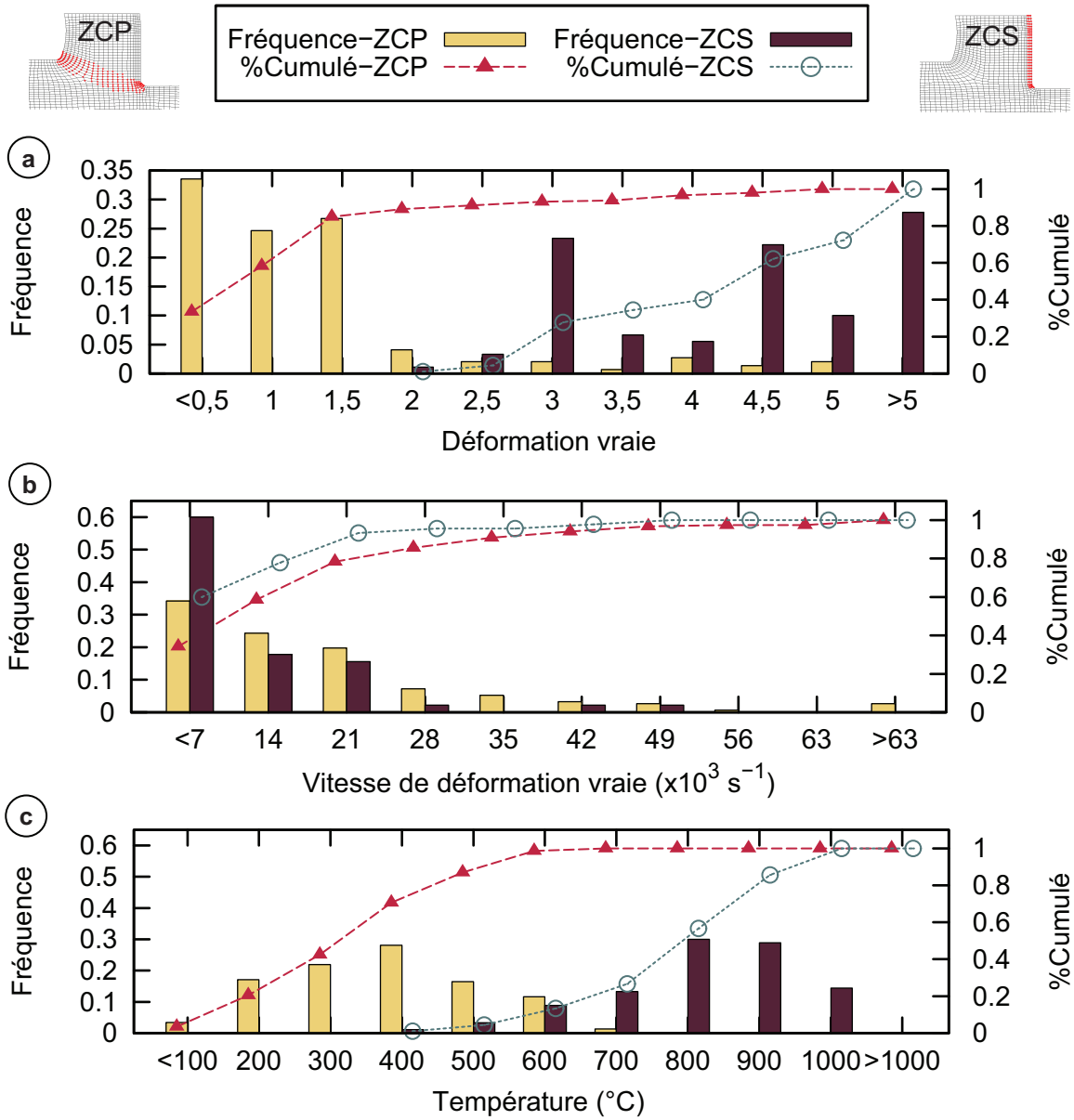

FIGURE 2.17: Analyse des grandeurs nodales extraites du modèle numérique suivant la zone de déformation considérée : a) déformation vraie, b) vitesse de déformation vraie et c) température (V_c = 175 m/min - f = 0,25 mm/tr - a_p = 3 mm)

2.1.2 Déformations vraies

Sur toute la plage d'avance f et de vitesse de coupe V_c, l'analyse des déformations montrent une démarcation nette entre la ZCP et la ZCS (Figure 2.18). Si pour cette dernière leurs amplitudes varient de 2,5 à 7 avec une moyenne à 5, les déformations en ZCP demeurent moins sévères avec une moyenne à 0,7 et un maximum à 1,6.

On remarquera que le niveau de déformation s'accentue lorsque la vitesse de coupe V_c diminue.

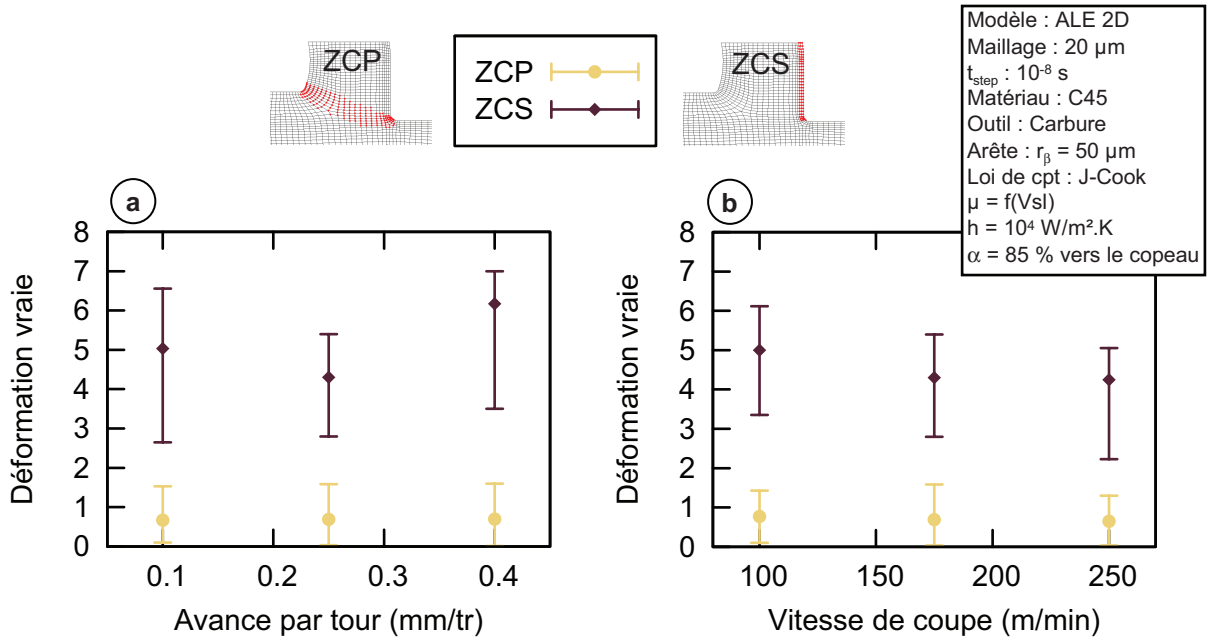

FIGURE 2.18: Amplitude des déformations vraies extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe

2.1.3 Vitesses de déformation vraie

La vitesse de déformation moyenne croît logiquement lorsque la vitesse de coupe augmente ou lorsque l'avance diminue : de ~5000 à 14000 s^{-1} en ZCP contre ~3000 à 6000 s^{-1} en ZCS (Figure 2.19). Même si les moyennes se situent plutôt dans les hautes vitesses, des valeurs proches de 50-100 s^{-1} sont aussi recensées alors que les extrema franchissent les 30000 s^{-1} en ZCP.

2.1.4 Températures

La distinction entre les deux régions est de nouveau flagrante lorsque l'on analyse les températures avec une limite nette au voisinage de 600 $^{\circ}C$. La ZCP se caractérise par une température moyenne oscillant entre 300 et 400 $^{\circ}C$ pour un maximum ne dépassant jamais 600 $^{\circ}C$. La génération de chaleur conséquente due au frottement en ZCS provoque des températures frôlant les

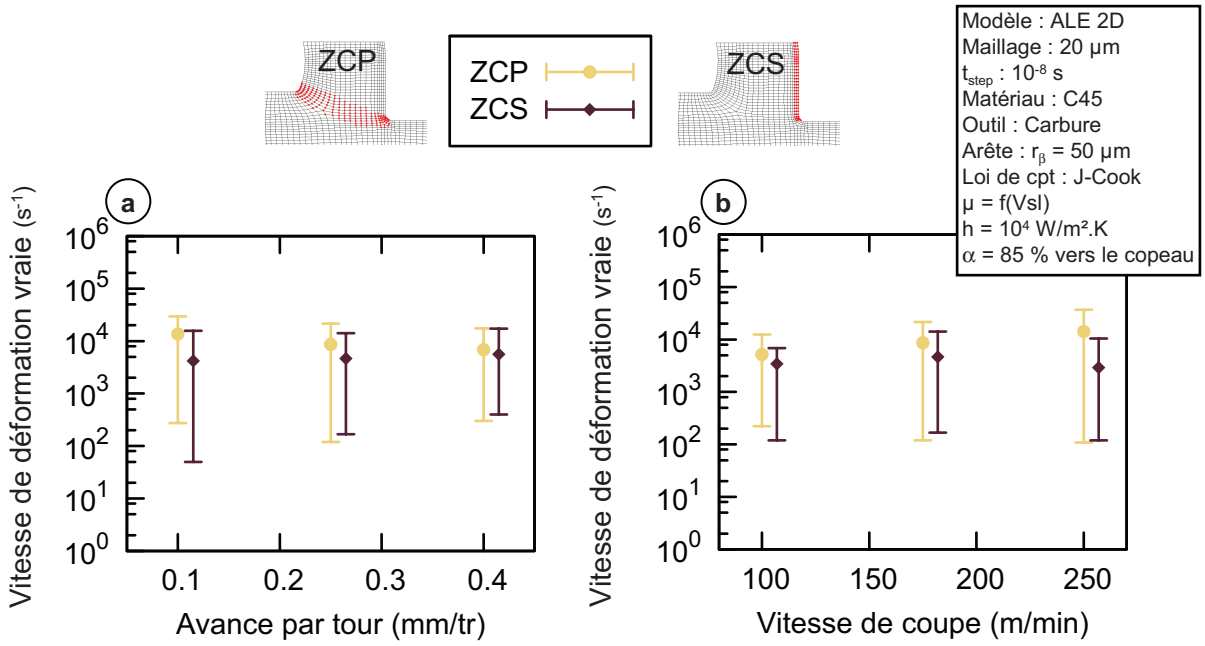

FIGURE 2.19: Amplitude des vitesses de déformation vraie extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe

1000 $^{\circ}C$. Sur cette plage de conditions de coupe, la température moyenne du copeau au contact stagne autours de 800 $^{\circ}C$.

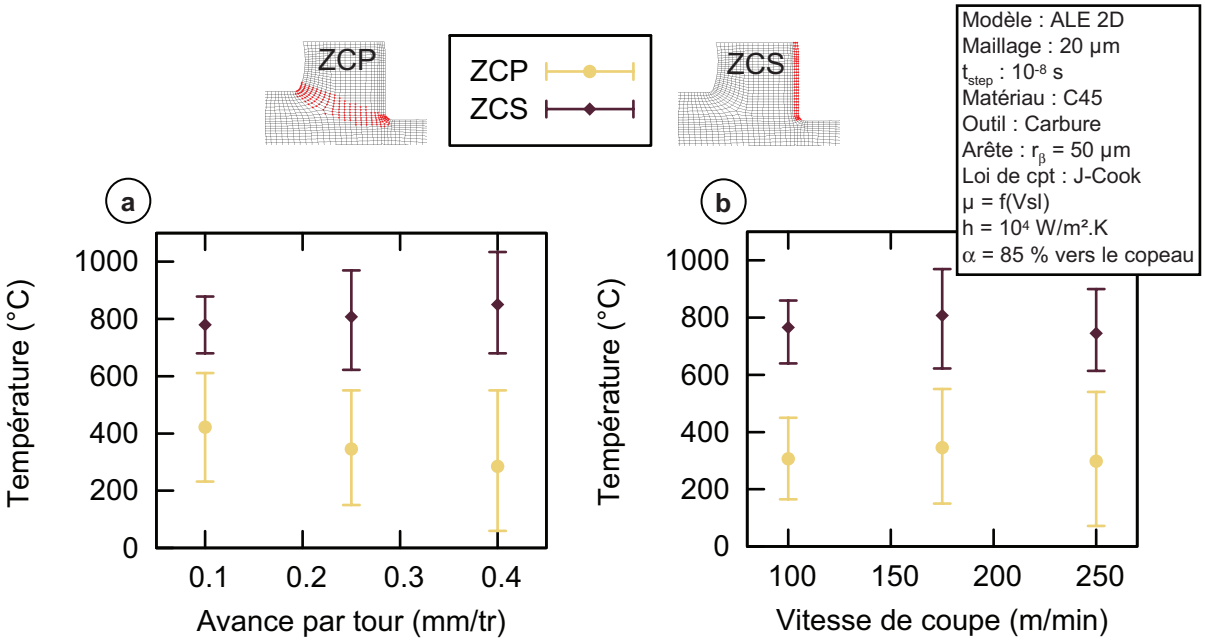

FIGURE 2.20: Amplitude des températures extraites en ZCP et ZCS en fonction des conditions de coupe

2.1.5 Bilan

Lorsque l'on aborde la question des sollicitations en usinage, il est important de préciser à quelle zone de déformation on fait référence. Les chargements thermomécaniques sont en effet drastiquement différents selon que l'on se focalise sur la ZCP ou la ZCS.

Les estimations déduites de l'analyse précédente sont synthétisées dans le plan déformation vraie - température en Figure 2.21a) et déformation vraie - vitesse de déformation vraie en Figure 2.21b). A titre comparatif, il est intéressant de positionner les conditions les plus sévères mises en oeuvre par différents auteurs pour étudier la rhéologie d'aciers moyen carbone.

Bien que la plage de température soit correctement balayée, il existe un certain décalage sur les déformations et vitesses de déformation. Les caractérisations étant principalement basées sur l'essai de compression, les auteurs ayant pu atteindre des vitesses de déformation cohérentes ont dû se limiter à des déformations vraies de 0,3 à 0,5. D'autres ont visé des déformations supérieures, proches de l'unité, au détriment d'une vitesse de déformation restreinte à 500-600 s^{-1}. La ZCP est alors partiellement étudiée tandis que la ZCS apparait véritablement isolée.

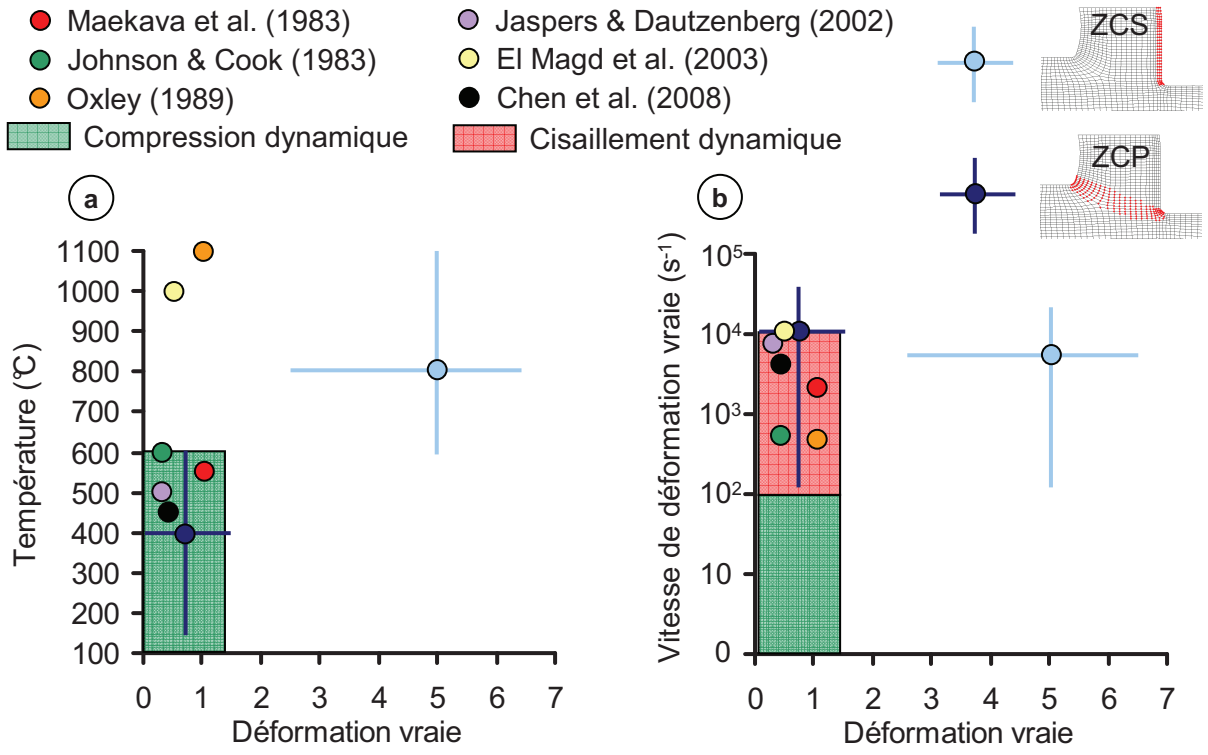

FIGURE 2.21: Comparaison entre les plages de sollicitations extraites à partir du modèle numérique et les conditions d'identification conduites dans la littérature sur des aciers moyen carbone

La ZCS ressort donc comme une zone de déformation "à part" et l'accès à des données relatives à celle-ci semble très compromis compte tenu des niveaux de déformation atteints.

Les fortes pressions hydrostatiques à l'interface outil-matière préviennent l'apparition d'endommagement et ne peuvent être simulées dans des essais de caractérisation conventionnels. Seules des situations de contact sévères similaires à celles perçues dans le procédé pourraient permettre d'appréhender le comportement sous de telles sollicitations. La ZCP est quand à elle tout à fait accessible à partir d'essais de compression dynamique.

2.2 Démarche expérimentale

2.2.1 Plage de sollicitations étudiée et hypothèses

La Figure 2.21 suffit à résumer la complexité du problème lié à la caractérisation des matériaux dans un contexte usinage. Comme énoncé en début de section, les contraintes industrielles imposent par ailleurs une robustesse et une simplicité d'essais.

De toutes les solutions référencées en section 1.1 (page 33), les essais de compression dynamique présentent un bon compromis et ont de ce fait été retenus. Si un système de chauffe est intégré, ils permettent d'investiguer la totalité des sollicitations en ZCP dans le plan déformation vraie-température (Figure 2.21a)) et d'obtenir des déformations vraies bien supérieures à 1. Ce dernier point est en fait un atout majeur car, suite aux observations effectuées en section 1.3 (page 55) concernant la recristallisation dynamique (DRX), la déformation semble être le facteur prédominant sur ce type de processus. Les vitesses de déformation vraie sont cependant réduites et approchent les limites inférieures de la ZCP (Figure 2.21b)).

La démarche mise en place s'articule donc autour des hypothèses suivantes :

a) Le critère de plasticité étant indépendant du chemin de déformation, le comportement en ZCP peut être retranscrit par des essais de compression dynamique menés pour $\varepsilon \in [0 - 1{,}4]$ et $T \in [25 - 600]\ °C$;

b) L'intervalle $\dot{\varepsilon} \in [0{,}1 - 100]\ s^{-1}$ permet d'identifier raisonnablement la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau ;

c) Le comportement en ZCS est étudié au travers des essais de frottement décrits au Chapitre 3. Les contraintes transmises dans cette région sont reproduites par l'intermédiaire des modèles de contact locaux identifiés lors de cette étude. Cette considération rejoint les remarques de Childs (1971, 1998) précisant que l'effort de coupe est principalement influencé par la ZCP tandis que la longueur contact ou encore l'effort d'avance dépendent du comportement de la ZCS à l'interface, autrement dit du frottement.

La seconde hypothèse peut s'avérer préjudiciable lors de l'identification de modèles phénoménologiques suivant la sensibilité effective du matériau à des vitesses de déformation supérieures (Figure 2.5 page 45) et la forme du terme de viscosité adoptée (section 1.2.2 page 44).

Les modèles dits à base "métallurgiques" sont construits autour du nombre Z de Zener-Hollomon rappelé ci-dessous (section 1.2.3 page 49). 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).

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{2.20}$$

Zener & Hollomon (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 [7].

Les sollicitations estimées en usinage correspondent à une plage de $18 \leq log(Z) \leq 60$ (Figure 2.22a)). En positionnant celles accessibles par essais de compression dynamique, on constante qu'une grande partie de cette plage peut être couverte. La Figure 2.22b) schématise ceci de manière linéaire.

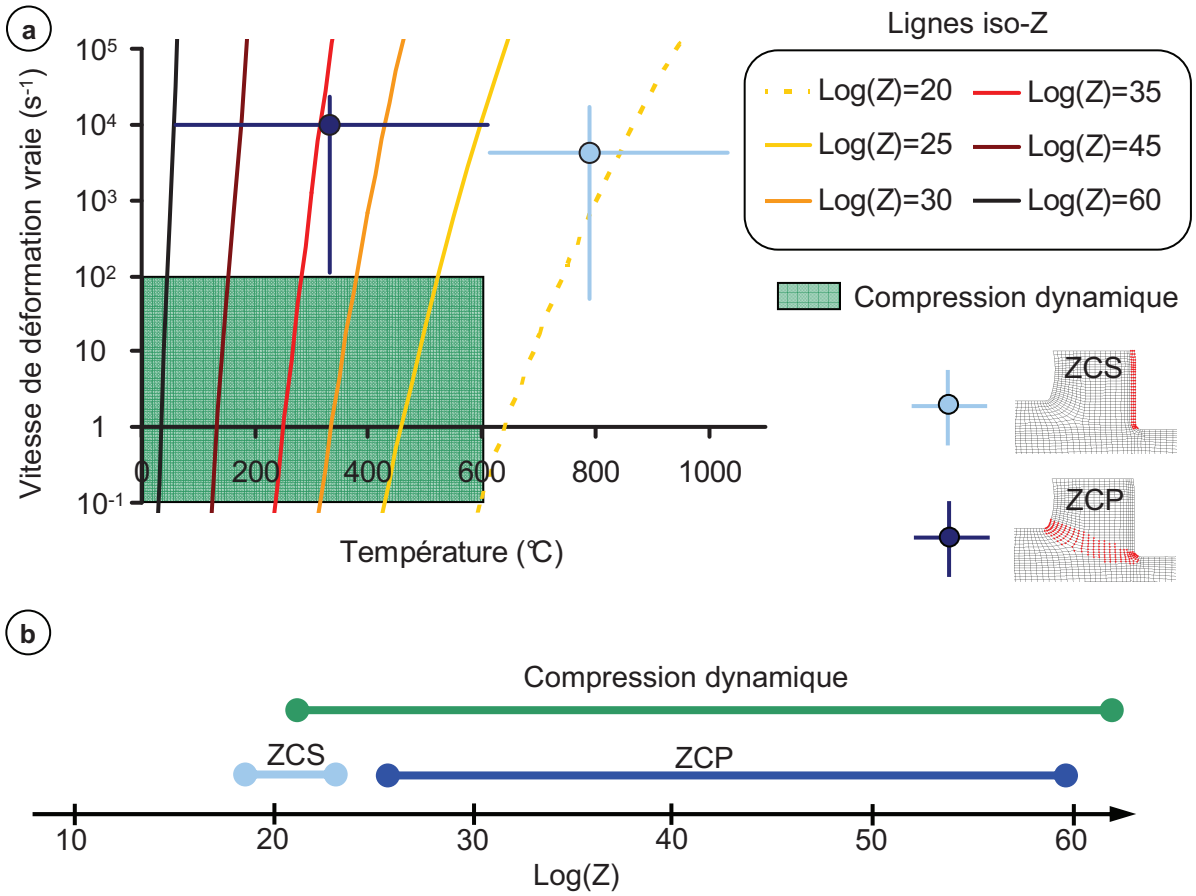

FIGURE 2.22: Comparaison entre les plages de sollicitations en usinage et celles accessibles par compression dynamique : correspondance des lignes iso-Z

7. On remarquera l'effet plus soutenu de la température sur Z de par la fonction exponentielle

De par la structure des modèles "à base métallurgique", des extrapolations à haute vitesse sont envisageables et semblent moins risquées compte tenu des bases physiques sur lesquelles elles reposent.

On retrouve cette notion d'équivalence dans le concept de "température modifiée" proposé par MacGregor & Fisher (1946) et repris en usinage par Oxley & Hastings (1976); Oxley (1989) (Eq. 2.21). Dans ces derniers travaux, l'objectif était d'extrapoler les résultats obtenus pour des vitesses de déformation faibles (500 s^{-1}) à celles classiquement rencontrées en usinage ($\sim 10^5\ s^{-1}$). Il s'agit notamment de réduire les effets de la température avec l'élévation de la vitesse de déformation.

$$T_{mod} = T \cdot \left(1 - K_{mod} \cdot log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right) \tag{2.21}$$

Pour conclure, on pourra noter que les essais de cisaillement dynamique peuvent être un bon complément dans le sens où des vitesses de déformation de l'ordre de $10^4\ s^{-1}$ peuvent être approchées à des déformations relativement élevées (Figure 2.21b)). La précision nécessaire à la réalisation des éprouvettes afin de ne pas transformer l'essai en essai d'endommagement et les méthodes de dépouillement numériques fortement conseillées ont formé le principal frein à leur utilisation dans cette étude (Changeux, 2001; Braham-Bouchnak, 2010).

2.2.2 Mise en oeuvre de l'essai de caractérisation retenu

Les essais de compression dynamique ont été retenus pour étudier la rhéologie du matériau. Les paragraphes suivants passent en revue les différents points constituant la procédure expérimentale, illustrée en Figure 2.23.

Dispositif expérimental

L'étude a tiré profit du simulateur thermomécanique Gleeble® 3800 mis à disposition par le centre de recherche de la société ASCOMETAL (CREAS). Cette machine servo-hydraulique produite par Dynamic Systems Inc. (DSI) est capable d'exercer des efforts statiques jusqu'à 200 kN pour des vitesses de déplacement du vérin atteignant 2 m/s. Elle est équipée d'une cellule d'effort dynamométrique et les déplacements sont fournis par un extensomètre longitudinal (capteur LVDT) fixé sur les mors (Figure 2.23c)). La fréquence d'acquisition des signaux a été sélectionnée entre 500 Hz et 8 kHz suivant la vitesse de déformation de l'essai.

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 0,2 mm soudé à sa surface. L'utilisation des enclumes "Iso-T™" permet de limiter les gradients thermiques axiaux dans l'échantillon en jouant sur la résistance thermique et électrique de l'empilement composant le montage de compression. L'ajustement de ces résistances conditionne les pertes axiales et de ce fait l'uniformité de température entre la partie supérieure de l'enclume en carbure de tungstène et l'éprouvette (Gleeble, 2003).

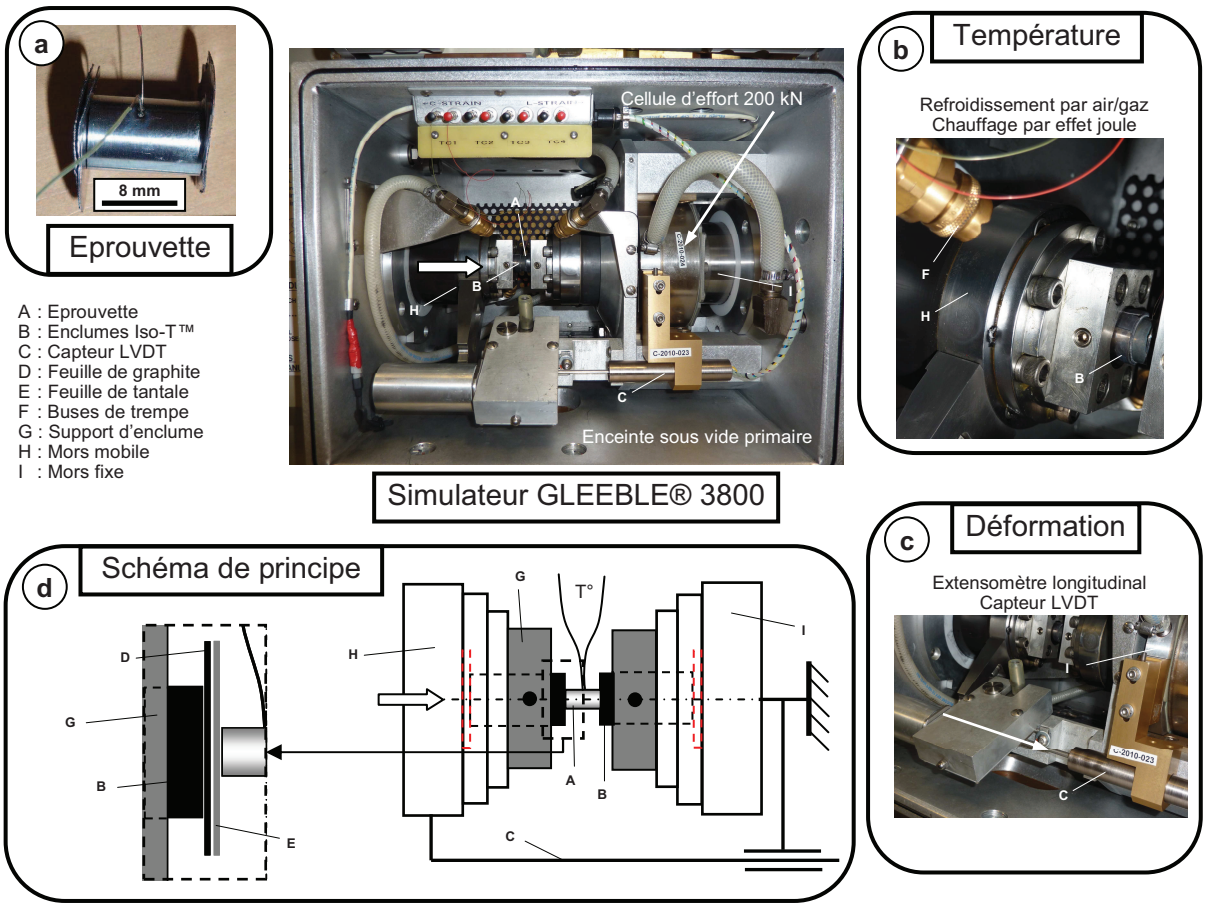

FIGURE 2.23: Description du dispositif de compression dynamique utilisé : a) type d'éprouvette, b) vue des enclumes "chaudes" et buses de refroidissement, c) mesure de déformation et d) schéma de principe de l'essai

Des buses permettent de tremper au gaz ou à l'eau l'échantillon après le cycle de chargement (Figure 2.23b)).

Eprouvette et conditions opératoires

Les éprouvettes se résument à des cylindres de diamètre initial d_0 = 8 ±0,025 mm et longueur initiale h_0 = 12 ±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 répétabilité des essais. Les hétérogénéités matière ont été limitées en les prélevant entre le bord et mi-rayon des ronds bruts.

Chaque essai est effectué sous vide primaire (10^{-2} torr ou 1.33×10^{-5} bar) afin de s'affranchir des altérations possibles de l'oxydation et des pertes par convection.

Le frottement aux interfaces enclumes/éprouvettes est minimisé par l'emploi de feuilles de

graphite. Une feuille de tantale, reputé pour son excellente inertie chimique, est intercalée dans le but de prévenir toute diffusion du carbone dans l'éprouvette pendant la mise en température (Figure 2.23d)). Une lubrification par graisse chargée en nickel a été testée mais n'a pas été retenue compte tenu des perturbations qu'elle engendrait lors du chauffage par effet joule. Les feuilles de graphite et tantale, outre leur aspect lubrifiant, ajoutent une autre résistance à l'interface et contribue au maintien d'une température uniforme. Des essais de validation avec 3 thermocouples le long de l'éprouvette ont montré que l'écart de température entre les faces et le centre fluctue entre 3 et 10 °C après 2 minutes d'homogénéisation.

La Figure 2.24 décrit les combinaisons température/vitesse de déformation sélectionnées (a) ainsi que le cycle thermomécanique appliqué à chaque essai (b) : 5 vitesses de déformation ainsi que 7 niveaux de température sont étudiés. Une précharge de 5 kN précède la mise en température afin d'assurer les bonnes conditions de contact nécessaires au chauffage par effet joule.

La répétabilité des essais a été validée sur plusieurs vitesses de déformation et températures avant de lancer la campagne sur les deux matériaux étudiés. Des comparaisons avec des plots de ϕ10 x 15 mm ont mis en avant la faible sensisibilité de l'essai à la géométrie de l'éprouvette. Ces points ne sont volontairement pas reportés dans ce manuscrit.

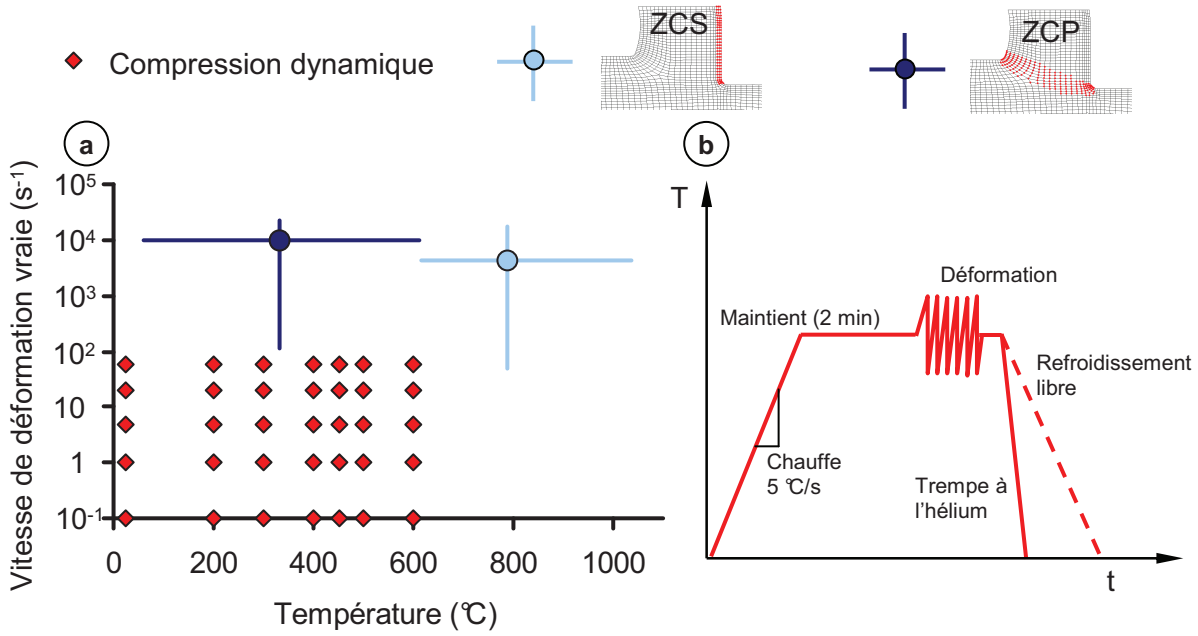

FIGURE 2.24: Conditions de déformation a) et cycle thermomécanique adopté b) pour chaque essai de compression dynamique

2.3 Analyse de l'essai de compression

Comme évoqué en section 1.1.3 (page 39), l'essai de compression reste l'un des plus simples mais la pertinence des données extraites peut être affectée par le frottement aux interfaces (hé-

térogénéité de déformation) et à l'auto-échauffement (génération de chaleur provenant de la déformation plastique).

Afin d'évaluer l'impact de ces deux phénomènes sur l'identification d'un modèle de comportement, une analyse numérique de l'essai de compression a été menée sur le C45.

2.3.1 Description du modèle et principe

Le modèle développé sur Abaqus/Explicit© est présenté en Figure 2.25 dans sa configuration non déformée et déformée (ε = 0,9). A partir des propriétés de symétrie et de révolution, seul un quart du problème a été modélisé (zone hachurée en Figure 2.25). Il est maillé en éléments quadrilatères axisymétriques, couplés température-déplacement et intégration réduite (CAX4RT).

Les enclumes sont représentées par une surface rigide isotherme. Un déplacement est imposé au noeud de référence pilotant la surface afin d'exercer le mouvement de compression à vitesse de déformation vraie constante. L'utilisation des enclumes "Iso-T™" dans la phase expérimentale permet de supposer que la surface rigide est à la même température T_{ini} que l'échantillon avant sollicitation. Aucun échange thermique avec l'environnement ou le montage de compression n'est autorisé.

Des vitesses de déformation vraie de 1, 10, 100 et 1000 s^{-1} ont été simulées pour des températures de 200 et 600 °C. Pour une vitesse de 1 s^{-1}, des simulations adiabatiques et entièrement couplées température-déplacement ont montré que le processus apparaît déjà comme adiabatique. Les autres conditions n'ont donc été simulées qu'en régime adiabatique.

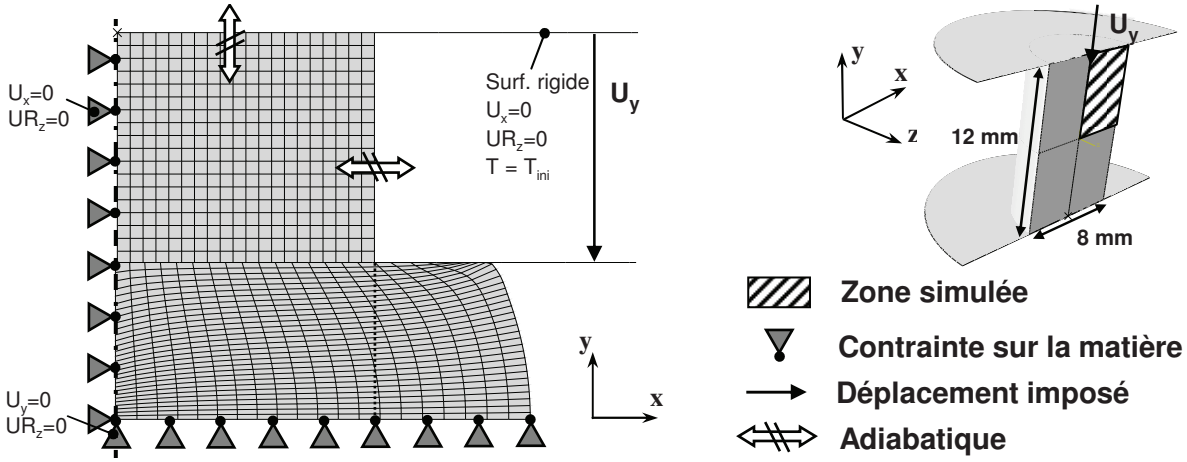

FIGURE 2.25: Géométrie et conditions limites du modèle de compression uniaxiale

Pour chaque simulation, on considère que le C45 se comporte suivant une loi de Johnson & Cook (1983) identifiée par Jaspers & Dautzenberg (2002a) (Annexe B).

Il s'agit dès lors de simuler l'essai de compression et d'extraire la déformation vraie "macroscopique" ε et la contrainte vraie σ, à l'instar des essais expérimentaux, à partir du déplacement U_y des mors (négatif suivant l'axe y), de l'effort F_y exercé sur l'enclume et des caractéristiques géométriques initiales de l'éprouvette h_0 et d_0 (Eq. 2.22).

$$\begin{cases} \sigma_y \simeq \sigma = \dfrac{4F_y\,(h_0+U_y)}{\pi d_0^2 h_0} \\ \varepsilon = -ln\left(\dfrac{h_0+U_y}{h_0}\right) = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \dfrac{\sigma}{E} + \varepsilon_p \end{cases} \tag{2.22}$$

On notera que si $\varepsilon > 0{,}1$ alors $\varepsilon \simeq \varepsilon_p$. En émettant l'hypothèse d'un état de contrainte uniaxial et d'une vitesse de déformation uniforme, on écrira $\sigma = \sigma_y$. Connaissant la loi de comportement effective du matériau, il est possible d'évaluer l'erreur commise par cette méthode de dépouillement suivant les conditions de sollicitations et de contact à l'interface enclume-échantillon.

Le contact enclume-échantillon est régi par un frottement de Coulomb. Même si des moyens sont mis en oeuvre pour le limiter le plus possible lors des essais expérimentaux, il est de toute évidence impossible de s'en affranchir complètement. Les simulations permettent ainsi d'évaluer l'impact de trois conditions de frottement : μ = 0 - 0,1 - 0,5.

2.3.2 Validité des relations contrainte-déformation extraites

La Figure 2.26 traite tout d'abord le cas $\dot{\varepsilon}_p$ = 100 s^{-1}. L'impact du frottement est clairement perceptible pour les deux températures initiales et se traduit par une augmentation de la contrainte avec la déformation plastique.

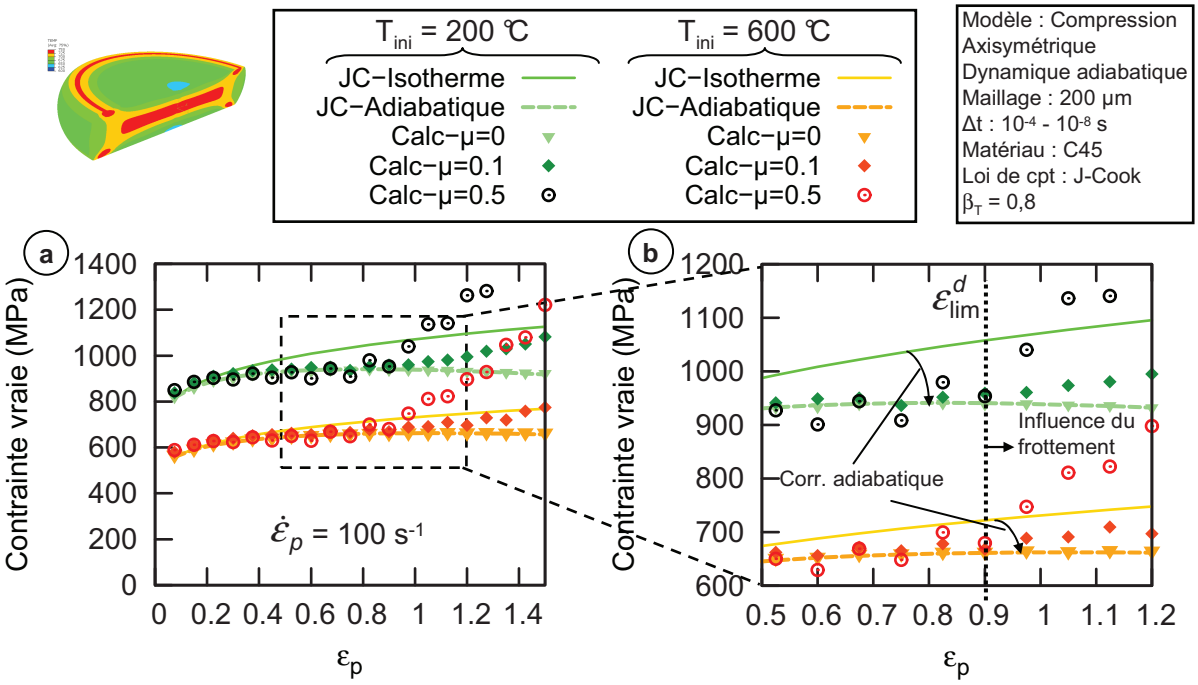

FIGURE 2.26: Analyse des relations contrainte-déformation extraites pour $\dot{\varepsilon}_p$ = 100 s^{-1} : correction des courbes isothermes et identification de la déformation limite de dépouillement direct

Cette augmentation est plus prononcée lorsque le frottement s'intensifie et semble indépendante de la température initiale de l'essai. L'écart avec une situation sans frottement s'amplifie fortement pour $\varepsilon > 0{,}9$ (Figure 2.26b)) et un dépouillement direct par les relations 2.22 n'est plus envisageable à partir d'une déformation limite ε^d_{lim}.

La relation contrainte-déformation extraite avec un frottement nul correspond au résultat fourni par un essai effectué dans des conditions "idéales". On remarque que cette évolution diverge pourtant de la loi de comportement effective, tracée dans des conditions isothermes.

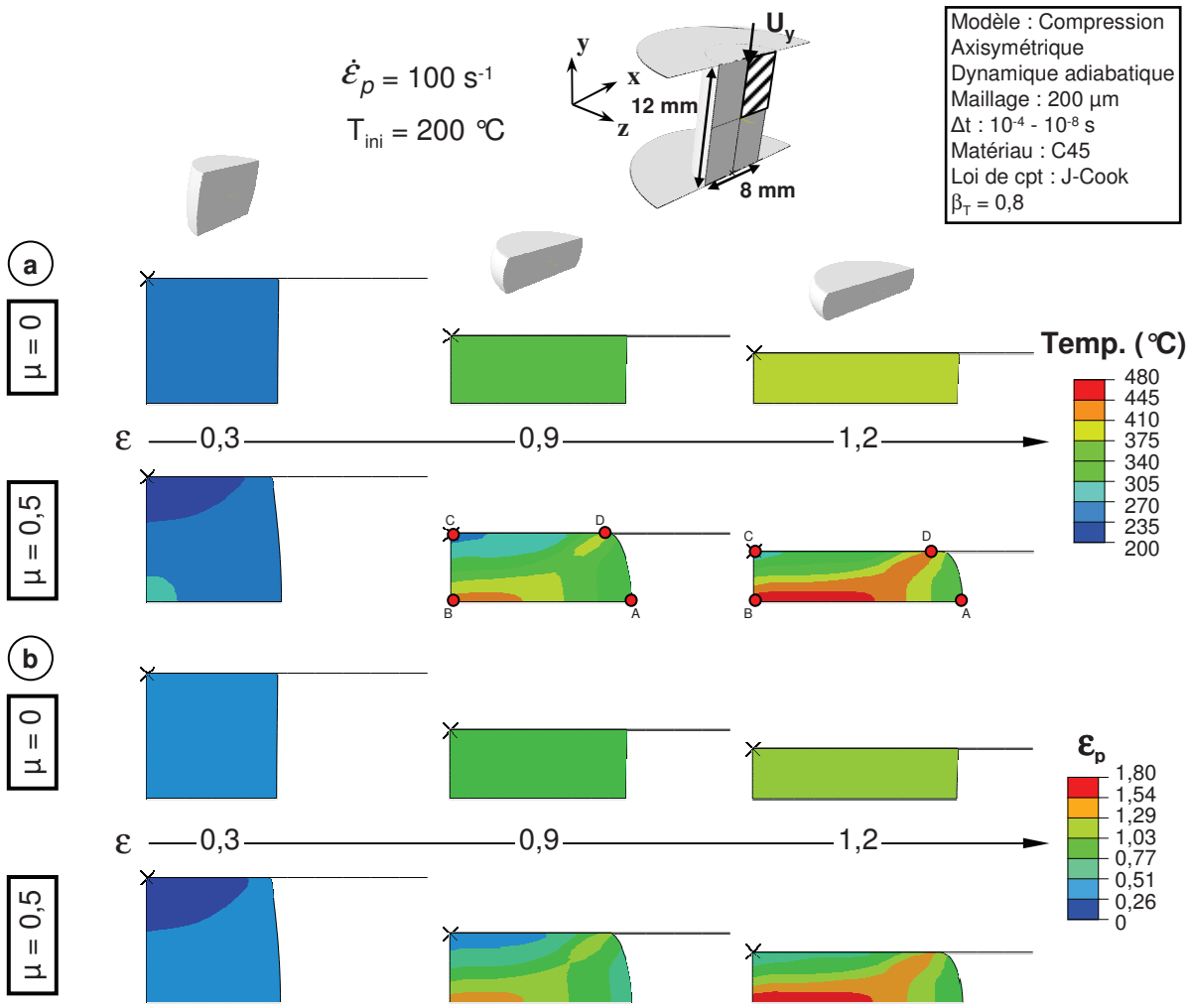

FIGURE 2.27: Influence du frottement sur a) le champ de température et b) le champ de déformation plastique dans l'éprouvette ($\dot{\varepsilon}_p = 100\ s^{-1}$ - $T_{ini} = 200$ °C)

La déformation plastique des métaux s'accompagne d'une élévation de température proportionnelle au travail plastique par l'intermédiaire du coefficient de Quinney-Taylor β_T (section 1.3.1). Dans un processus adiabatique, l'incrément de température ΔT engendré par un incrément de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ est régi par le bilan d'énergie et s'exprime comme en Eq. 2.23. Il fait intervenir ρ et C_p, respectivement la masse volumique et la chaleur spécifique du

matériau sollicité. Pour les aciers, β_T varie entre 0,6 et 0,9 suivant la vitesse de déformation et le niveau de déformation plastique (Macdougall, 2000). Il a été fixé à 0,8 dans ces simulations.

$$\Delta T = \beta_T \cdot \frac{\sigma_{eq} \cdot \Delta\varepsilon_p}{\rho \cdot C_p} \tag{2.23}$$

Si l'on trace alors la loi de comportement effective en intégrant cette élévation de température ($T = T_{ini} + \Delta T$), la relation contrainte-déformation extraite des simulations pour μ = 0 permet de retrouver le modèle de comportement du matériau (Figure 2.26b)). Il apparait donc nécessaire d'intégrer cette correction lors de l'identification de modèle de comportement. Une hypothèse sur la valeur de β_T doit cependant être faite et devra être cohérente avec les simulations futures.

L'impact couplé du frottement et de l'auto-échauffement sur les champs de température et déformation plastique est illustré respectivement en Figure 2.27a) et b). Contrairement à la partie centrale de l'éprouvette (A - B), l'écoulement radial est freiné à l'interface par le frottement (C - D). Outre la forme en "tonneau", la section de l'échantillon se compose d'une zone faiblement déformée en C, opposée au centre de la section à une zone B où les déformations sont $\sim$ 1,5 fois supérieures à la déformation macroscopique.

Cette même figure témoigne du fait que les champs de température et de déformation plastique peuvent être très homogènes si l'on parvient à s'affranchir du frottement à l'interface.

$\dot{\varepsilon}_p$ (s^{-1})	Temp. (°C)	ε^d_{lim}-$\mu = 0$	ε^d_{lim}-$\mu = 0,1$	ε^d_{lim}-$\mu = 0,5$	ε^d_{lim}-isoT
1	200	$\geq$ 1,5	1,2	0,92	0,45
	600		1,16	0,9	0,6
10	200	$\geq$ 1,5	1,12	0,9	0,45
	600		1,16	0,8	0,56
100	200	$\geq$ 1,5	1,12	0,9	0,45
	600		1,1	0,85	0,56
1000	200	$\geq$ 1,5	1,16	0,94	0,45
	600		1,2	0,9	0,52

TABLEAU 2.3: Déformations limites de dépouillement direct menant à une erreur de $\sim$ 5 % maximum sur la contrainte d'écoulement : évolution suivant le coefficient de frottement à l'interface enclume-éprouvette (ε^d_{lim}-μ) ou pour un essai considéré isotherme (ε^d_{lim}-isoT)

Les constatations et analyses précédentes semblent valables quelle que soit la vitesse de déformation (Figure 2.28). On peut alors, sur l'ensemble de ces données, extraire la déformation limite de dépouillement direct ε^d_{lim}. Cette grandeur correspond à la déformation maximale pour laquelle le dépouillement par les relations classiques (Eq. 2.22) permet d'identifier le modèle de comportement effectif du matériau à $\sim$ 5% près, moyennant une correction adiabatique (Eq. 2.23).

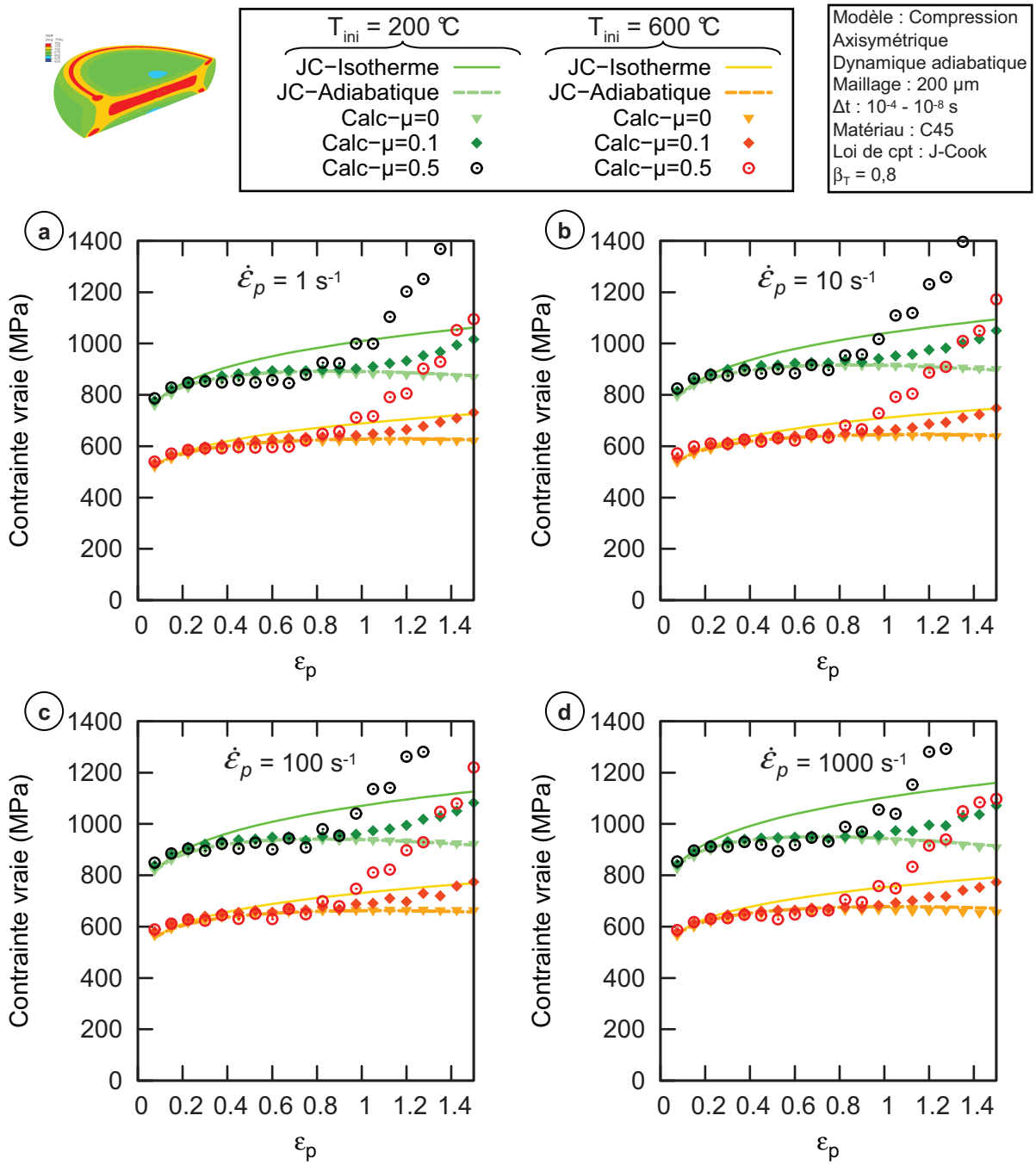

FIGURE 2.28: Influence du frottement et de l'auto-échauffement sur la relation contrainte-déformation extraite de l'essai de compression numérique : comparaison au modèle de comportement effectif pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 1 s^{-1}, b) 10 s^{-1}, c) 100 s^{-1} et d) 1000 s^{-1} à T_{ini} = 200 et 600 °C

ε^d_{lim} décroît lorsque le coefficient de frottement augmente. Même dans les conditions de frottement les plus sévères, il est toujours possible de dépouiller l'essai directement jusqu'à des déformations de $\sim$ 0,9 contre $\sim$ 1,1 - 1,2 pour $\mu = 0,1$ (Tableau 2.3). En revanche, si l'essai est considéré isotherme et qu'aucune correction adiabatique n'est appliquée (auto-échauffement), le dépouillement direct se limite à $\varepsilon_p \simeq$ 0,4 voire 0,6.

Remarque :

Pour la suite de l'étude, il est important de remarquer qu'aucune des courbes contrainte-déformation reportées en Figure 2.28 ne décrit l'évolution en "pic-plateau" de la Figure 2.9a) (section 1.2.3 page 53). On sous-entend par là que si le matériau se comporte effectivement suivant un modèle de Johnson & Cook (1983), un essai de compression même adiabatique, avec ou sans frottement, ne mènera jamais à ce type d'évolution sans changements microstructuraux sous-jacents (DRV-DRX).

2.3.3 Méthode de dépouillement retenue

Lors des essais de compression expérimentaux, la déformation et la contrainte vraie sont déterminées par les expressions 2.22 et seuls les résultats pour $\varepsilon \leq 1,2$ sont conservés suite aux constatations précédentes.

$$\begin{cases} \sigma_y \simeq \sigma = \dfrac{4F_y\,(h_0 + U_y)}{\pi d_0^2 h_0} \\ \varepsilon = -ln\left(\dfrac{h_0 + U_y}{h_0}\right) = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \dfrac{\sigma}{E} + \varepsilon_p \end{cases} \tag{2.22}$$

La déformation plastique ε_p est calculée en déduisant la déformation élastique $\varepsilon_e = \dfrac{\sigma}{E}$ de la déformation vraie ε. L'étude menéé par Hor (2011), également sur un dispositif Gleeble® 3800, a montré que la rigidité du montage perturbe fortement l'essai notamment aux faibles déformations.

Afin d'évaluer cette raideur, une calibration a été effectuée à l'ambiant et en température avant chaque campagne d'essais. Les relevés présentés en Figure 2.29a) confirment cette notion de raideur avec une variation linéaire du déplacement résiduel pour un effort donné.

A l'ambiant (compression enclume contre enclume - Figure 2.29b)), la perturbation est estimée à 0,003 mm/kN. Sa variation en fonction de la température nécessite la compression d'un plot en tungstène, considéré suffisament rigide, afin de pouvoir chauffer le montage par effet joule (Figure 2.29b)). On remarque que l'impact de la température reste faible. La raideur plus faible constatée à 600 $°C$ est probablement liée à une baisse des caractéristiques mécaniques du plot en tungstène.

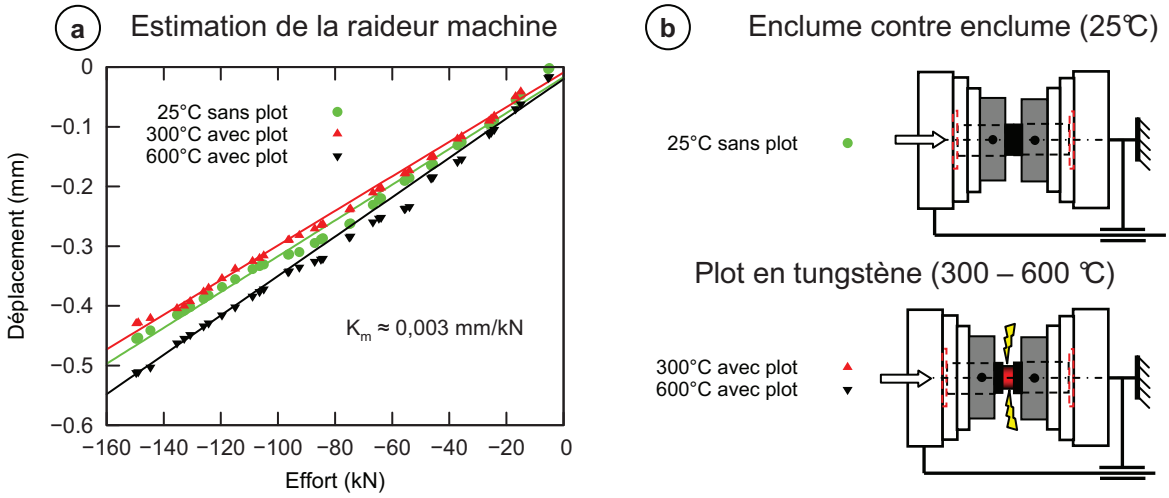

FIGURE 2.29: Estimation de la raideur machine : compression enclume contre enclume à l'ambiant et compression d'un plot en tungstène à 300 et 600 $°C$

Le déplacement relevé par l'extensomètre est donc corrigé d'un facteur 0,003 mm/kN avant calcul des déformations. Nous verrons dans la section suivante que cette correction, basée uniquement sur des observations statiques, n'est pas suffisante pour retrouver le comportement élastique du matériau étudié.

Pour conclure et anticiper sur la phase d'identification des modèles de comportement, les essais seront traités comme adiabatiques et la température effective au cours de l'essai sera calculée par les relations 2.23, rappelées ci-dessous.

$$\begin{cases} T = T_{ini} + \Delta T \\ \Delta T = \beta_T \cdot \dfrac{\sigma \cdot \Delta\varepsilon_p}{\rho \cdot C_p} \end{cases} \tag{2.23}$$

3 Résultats expérimentaux

Cette section aborde les résultats des essais de compression uniaxiale conduits sur le dispositif expérimental décrit auparavant.

L'analyse numérique de l'essai, développée dans la partie précédente, a permis de valider une méthode de dépouillement simple, entrainant une erreur plus que raisonnable à une échelle industrielle. La contrainte et la déformation vraie sont donc extraites directement à partir de l'effort exercé sur les mors et leur déplacement mesuré par le capteur LVDT. La vitesse de déformation, saisie en consigne pour chaque essai, est vérifiée expérimentalement : les données sont exploitées seulement sur l'intervalle de déformation où la vitesse demeure constante. La température en surface de l'éprouvette est quant à elle contrôlée par thermocouple.

Afin de simplifier leur lecture et leur interprétation, les résultats seront par la suite présentés en faisant référence à la vitesse de déformation visée et la température initiale de l'essai. Celles-ci sont vouées, de par les limites machine et l'auto-échauffement, à fluctuer au cours de la déformation. Les variations sur la vitesse de déformation restent néanmoins limitées d'une manière générale à $\pm$ 10 % en phase stationnaire.

Ces campagnes expérimentales visent à connaître la rhéologie des deux matériaux étudiés dans des gammes de déformation et température similaires à celles rencontrées en ZCP. L'influence d'une éventuelle viscosité est étudiée en parcourant trois décades "basses" de vitesse de déformation. Elles ont également pour but d'observer les changements microstructuraux apparaissant en cours de déformation et de faire le lien avec ceux répertoriés en coupe (section 3.3 page 24) ou plus généralement sous des sollicitations extrêmes (section 1.3 page 55).

3.1 Courbes contrainte-déformation

3.1.1 Observations préliminaires

La Figure 2.30 expose tout d'abord un exemple de résultats obtenus après un essai de compression. La courbe $\sigma = f(\varepsilon)$ représente la relation contrainte-déformation vraie extraite de l'essais de compression après correction du déplacement par la rigidité machine.

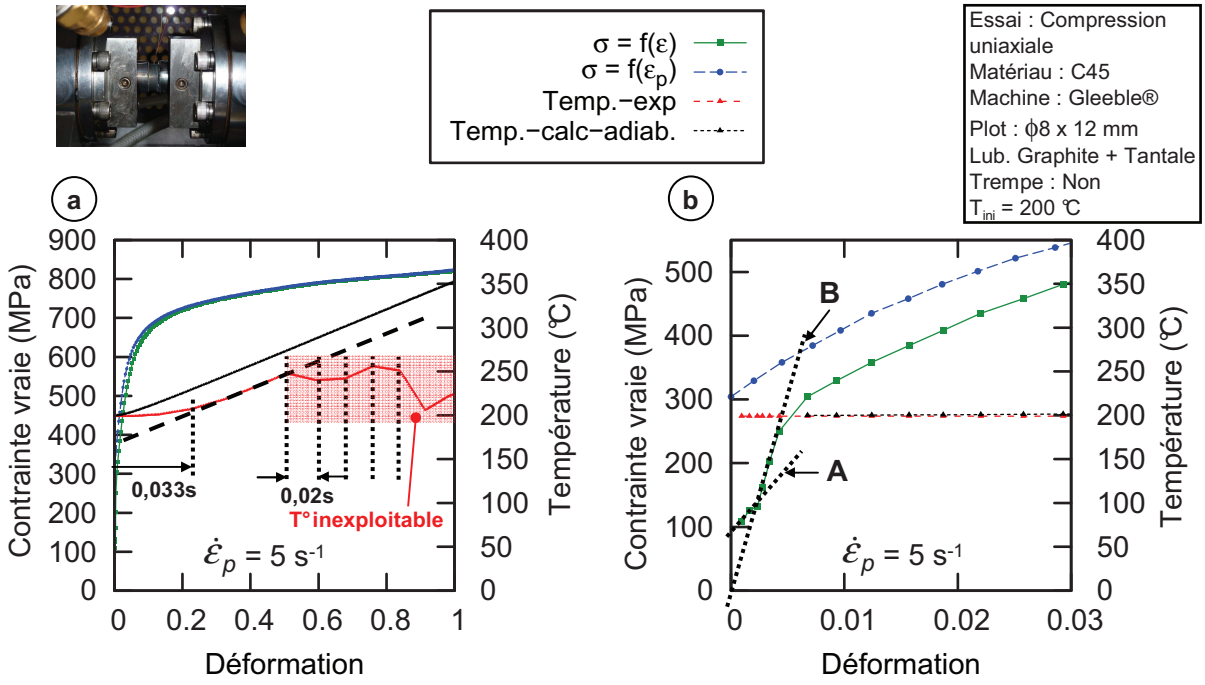

FIGURE 2.30: Exemple d'une courbe contrainte-déformation extraite d'un essai de compression uniaxial sur un acier C45 avec correction de rigidité machine : a) évolution globale de la contrainte et de la température - b) influence de la compression des interfaces (A) puis du montage complet (B) sur la partie élastique

La Figure 2.30b) montre que cette correction ne semble pas complètement valide en dynamique. La partie élastique de la courbe se décompose en effet en deux phases : une partie (A) correspondant à la mise en compression des interfaces de faibles rigidités (interfaces mors-enclume-graphite-tantale-éprouvette) suivie par une seconde phase linéaire (B) liée à la rigidité de l'empilement complet formant le montage de compression (bâti machine-traverse-mors-enclume-éprouvette). Le module d'élasticité calculé à partir de la partie (B) est d'ailleurs de 3 à 5 fois inférieur au module réel de l'acier.

L'obtention des courbes $\sigma = f(\varepsilon_p)$ s'effectue en déduisant la partie élastique $\varepsilon_e = \dfrac{\sigma}{E_a}$ fonction du module apparent E_a calculé sur la partie (B) de la courbe (Hor, 2011). L'étude s'intéressant surtout aux hautes et très hautes déformations, on notera que cette correction apparait négligeable pour $\varepsilon > 0,1$ (Figure 2.30a)).

Cette dernière figure illustre par ailleurs la difficulté des mesures thermiques en dynamique. Si l'on compare la température mesurée en surface à celle calculée pour un essai adiabatique (Eq. 2.23), on constate un certain temps de latence entre le début de la déformation et l'élévation de température dans l'échantillon ($\sim$ 0,033 s). Ce retard peut provenir du temps de réponse du thermocouple lui-même, d'un effet de pompage de ce dernier affichant une température plus faible que la température réelle (Mondelin *et al.*, 2011), d'un effet de moyenne du fait de l'espacement des brins ou encore du temps de diffusion de la chaleur du centre vers l'extérieur de l'échantillon.

La température est aussi fortement perturbée pour les déformations supérieures à 0,5. Des contacts peuvent se produire entre les brins des thermocouples créant ainsi un deuxième point de mesure plus éloigné de la zone chauffée. Des micro-gaines céramiques ont donc été utilisées pour les hautes températures afin de s'affranchir de ces perturbations. On remarquera également l'aspect "saccadé" de cette mesure. La méthode de chauffage par effet joule repose sur un courant sinusoïdal dont une partie est tronquée de manière variable afin de contrôler la puissance délivrée par le transformateur. D'après le constructeur, la mesure de température n'est possible que dans la partie tronquée de la sinusoïde, i.e. lorsqu'aucun courant ne parcourt l'échantillon. Cette condition limite ainsi la fréquence d'acquisition de la partie thermique à une fréquence maxi de 100 Hz, soit 2 fois celle du réseau électrique.

3.1.2 Rhéologie du C45 normalisé

La Figure 2.31 regroupe les relations contrainte-déformation déduites des essais réalisés sur le C45. A basse vitesse de déformation plastique, elles présentent une évolution classique d'écrouissage quasi-linéaire (Figure 2.31a)). La contrainte croît avec la déformation plastique et, d'une manière générale, chute avec l'élévation de température. On note cependant une contrainte à T_{ini} = 400-450 $°C$ supérieure à celle mesurée à 200 et 300 $°C$.

On retrouve ce phénomène aux vitesses plus élevées jusqu'à $\varepsilon_p \simeq 0,4$. L'allure des courbes change significativement au delà de $\dot{\varepsilon}_p = 1\ s^{-1}$ et on constate l'apparition d'une évolution en "pic-plateau" similaire à celle décrite en Figure 2.9.

Les Figures 2.32 a)-b) montrent l'évolution de la contrainte vraie dans l'espace déformation plastique / température. Pour chacune des vitesses de déformation, un changement de compor-

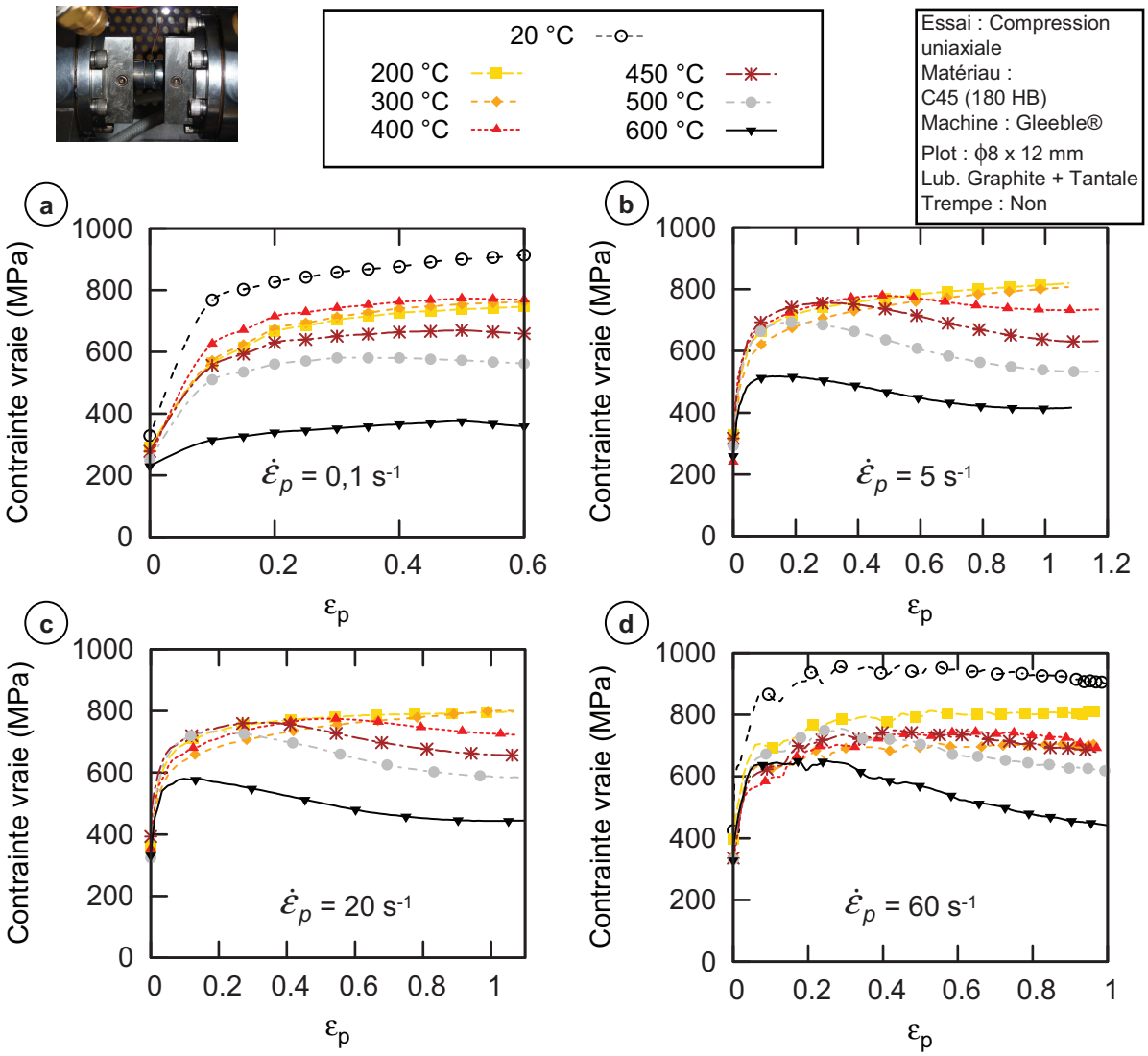

FIGURE 2.31: Rhéologie expérimentale du C45 à différentes températures initiales pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 0,1 s^{-1} ; b) 5 s^{-1} ; c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1}

tement intervient clairement à partir de T_{ini} = 400 °C. On relève par ailleurs l'effet non linéaire de la température sur la contrainte d'écoulement du matériau. Cet effet semble également varier suivant la déformation plastique.

Trois régimes d'adoucissement peuvent être distingués si l'on s'intéresse de plus près à l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température (Figure 2.33) :

- **Régime "I"** : dans un premier temps, la contrainte chute linéairement avec la température jusqu'à $\sim$ 350 °C (Point "A"). L'influence de la vitesse de déformation plastique étant plus prononcée à l'ambiant, la sensibilité à la température augmente avec $\dot{\varepsilon}_p$ sur ce tronçon ;
- **Régime "II"** : entre "A" et "B", la contrainte semble presque insensible à la température et un léger durcissement est même perceptible. Ce dernier est attribué au phénomène de

"fragilité au bleu" mentionné en section 1.2.2 (page 44). Cette phase en plateau reste stable également quelque soit la vitesse de déformation ;

– **Régime "III"** : au delà $\sim$ 450-480 $°C$, la contrainte décroît de nouveau assez fortement. On notera que lorsque $\dot{\varepsilon}_p$ augmente, le point "B" tend à se décaler vers de plus hautes températures (point "B$''$"). L'adoucissement thermique semble également plus faible que pour des vitesses de déformations inférieures.

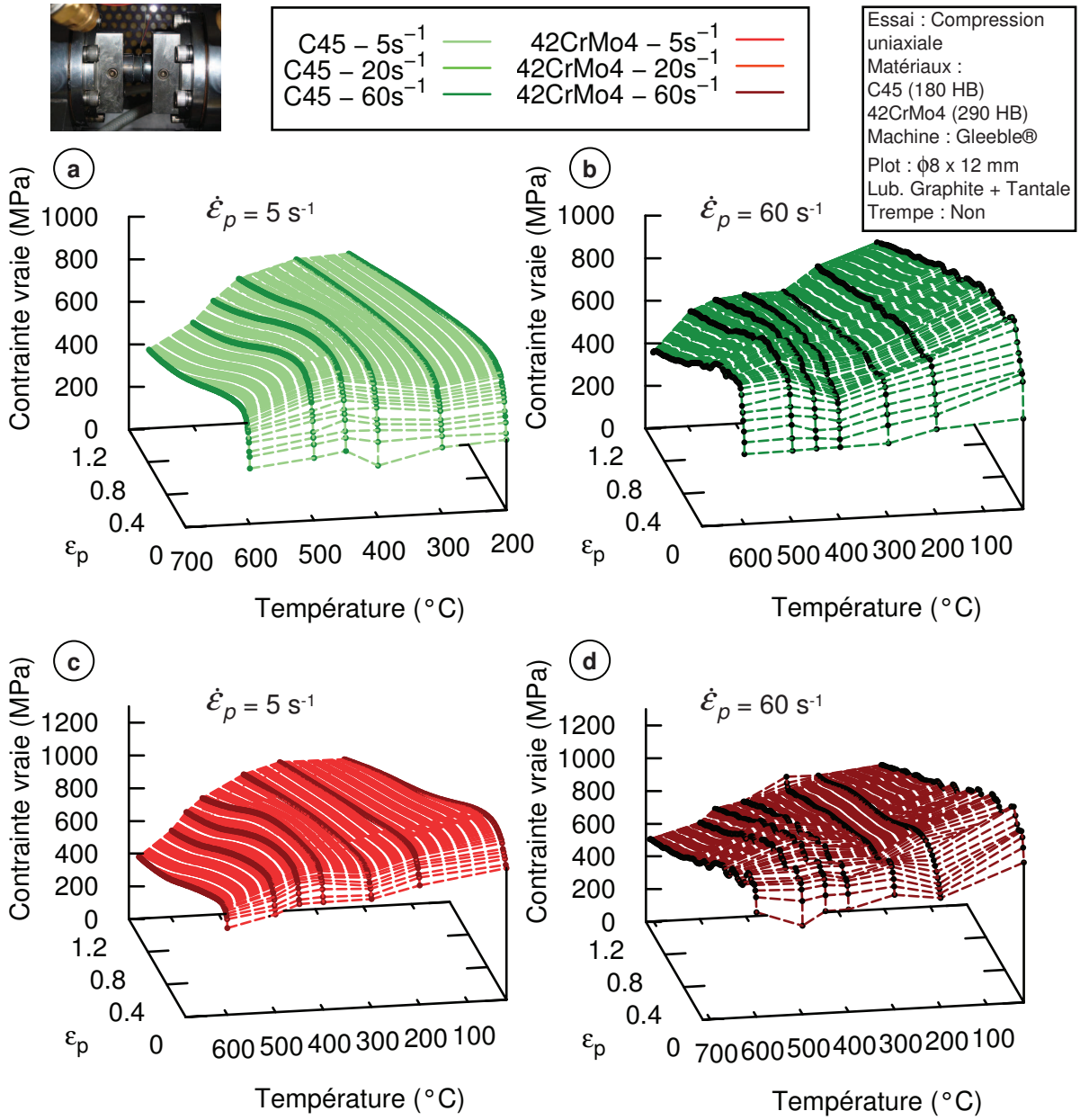

FIGURE 2.32: Surface d'écoulement dans l'espace déformation plastique / température à $\dot{\varepsilon}_p$ = 5 s^{-1} et 60 s^{-1} pour le C45 a)-b) et le 42CrMo4 c)-d)

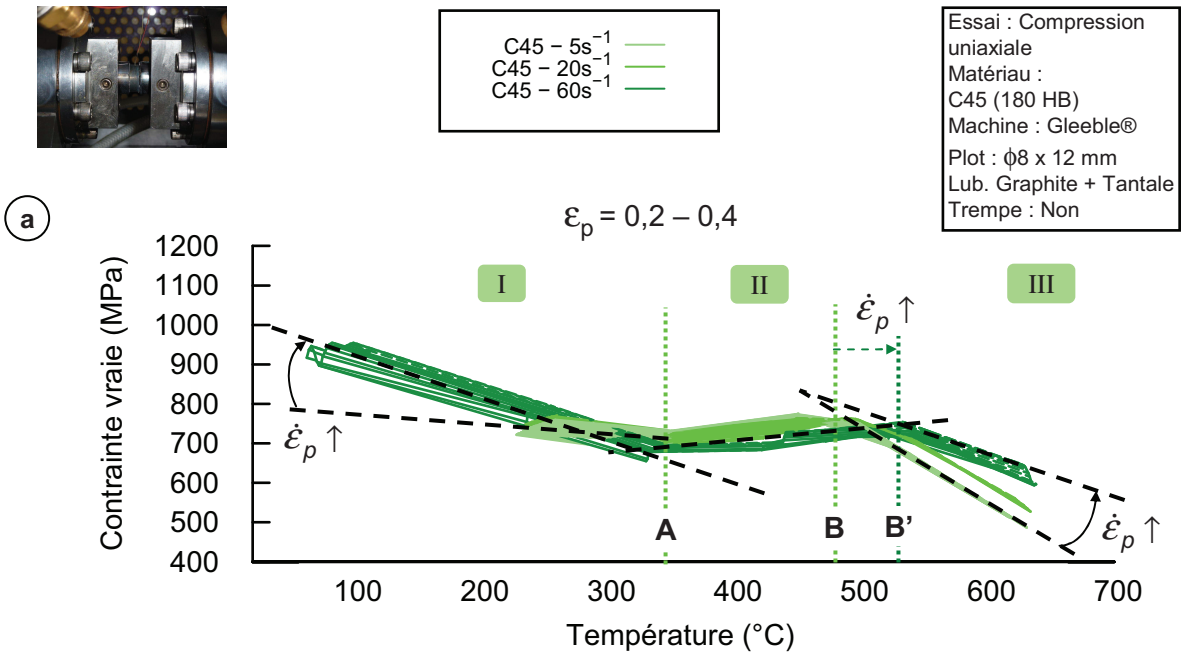

FIGURE 2.33: Evolution de la contrainte d'écoulement du C45 en fonction de la température pour $\varepsilon_p \in [0,2-0,4]$ et différentes vitesses de déformation plastique

3.1.3 Rhéologie du 42CrMo4 trempé revenu

Si les amplitudes des contraintes sont ici plus élevées, les tendances demeurent similaires pour le 42CrMo4 (Figure 2.34). L'adoucissement avec la déformation est aussi présent pour $\dot{\varepsilon}_p > 1\ s^{-1}$ et $T_{ini} \geq 400\ °C$. La contrainte, dans ces conditions, atteint un état stationnaire généralement à partir de $\varepsilon_p \simeq 0,7-1$ suivant la température et la vitesse de déformation considérée. Cette évolution particulière ne semble pas être liée à la microstructure compte tenu des résultats proches obtenus sur un C45 ferrito-perlitique (Figure 2.31) et un 42CrMo4 martensitique (Figure 2.34).

Le tracé des surfaces d'écoulement en Figure 2.32 c)-d) montre une tendance assez analogue au C45, avec toutefois un adoucissement thermique aux basses déformations moins marqué à 60 s^{-1}. On constate de nouveau un changement de comportement à partir de $T_{ini} \geq 400\ °C$.

L'analyse de la Figure 2.35 permet de comparer la sensibilité des deux matériaux étudiés à la température. Les trois régimes d'adoucissement apparaissent également pour le 42CrMo4, laissant ainsi penser que la microstructure ne semble pas être un paramètre régissant ces mécanismes (Figure 2.35 a)). Le régime "II" caractérisé par un plateau se positionne sur la même plage de température pour les deux nuances. Le pourcentage de carbone étant relativement proche pour ces dernières, cette observation semble cohérente avec la théorie évoquée précédemment (piège des atomes de carbone par les dislocations (Meyers & Chawla, 2009)).

Nous pourrons enfin noter que, pour chaque matériau, la sensibilité de la contrainte à la

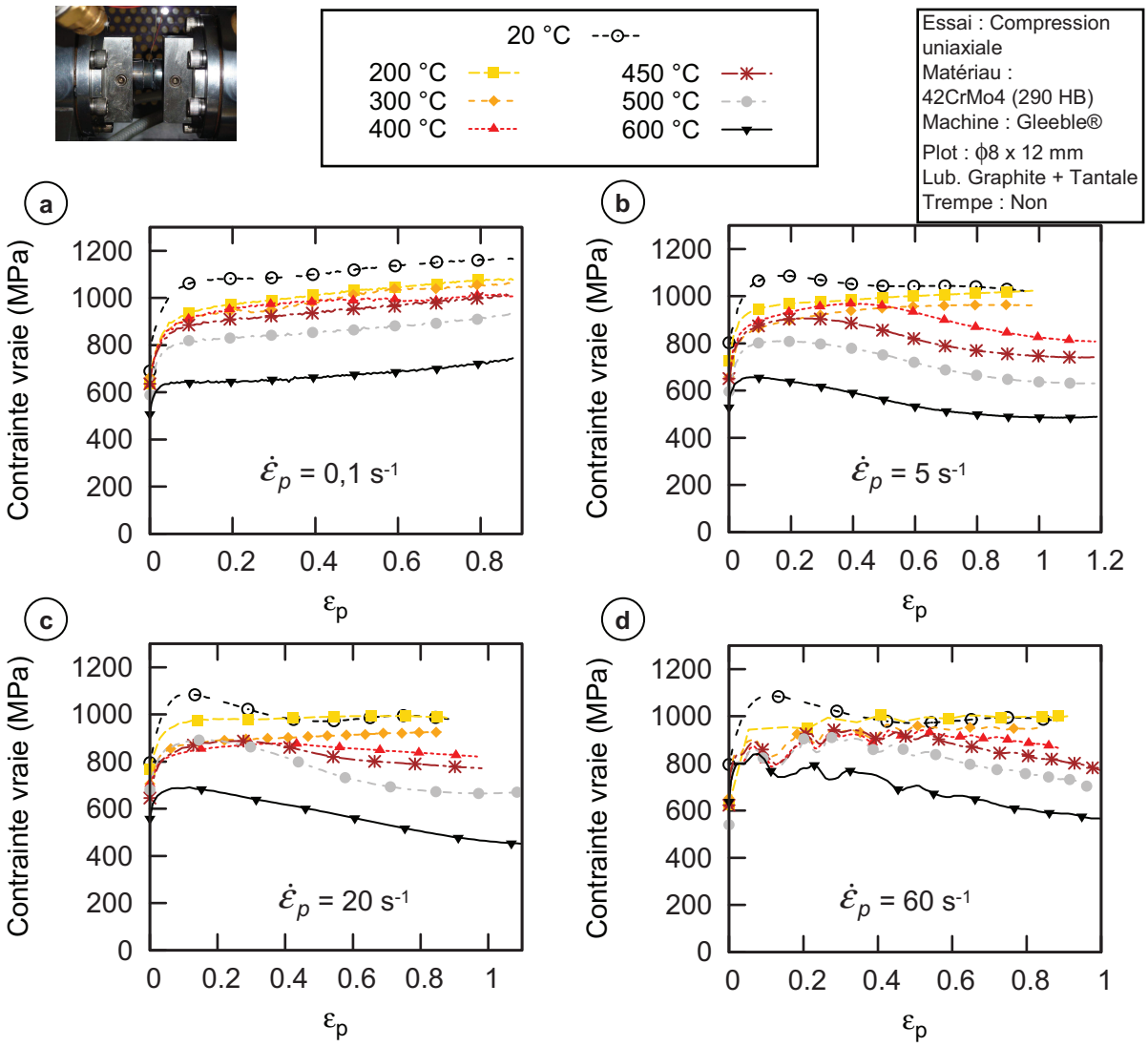

FIGURE 2.34: Rhéologie expérimentale du 42CrMo4 à différentes températures initiales pour $\dot{\varepsilon}_p$ = a) 0,1 s^{-1} ; b) 5 s^{-1} ; c) 20 s^{-1} et d) 60 s^{-1}

température reste similaire même pour des déformations supérieures (Figure 2.35 b)). Suivant la plage de température considérée, la vitesse de déformation modifie en revanche cette sensibilité soulignant ainsi l'intéraction entre ces deux grandeurs.

3.2 Analyse métallurgique

3.2.1 Microduretés

L'essai de compression en présence de frottement présente des champs de déformation plastique pouvant devenir très hétérogènes (Figure 2.27). Des mesures de microduretés ont été effectuées afin d'évaluer l'hétérogénéité des échantillons déformés issus de nos essais.

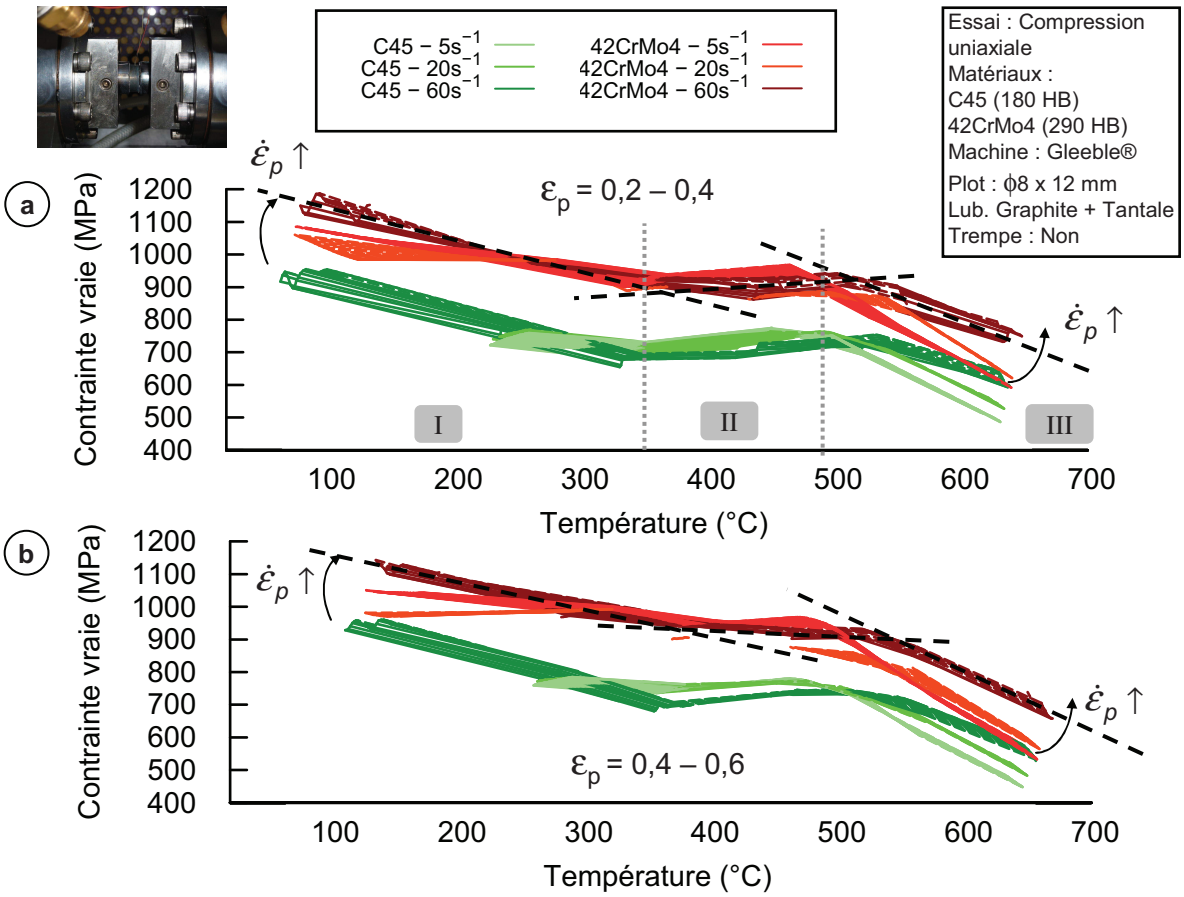

FIGURE 2.35: Evolution de la contrainte d'écoulement du C45 et du 42CrMo4 en fonction de la température pour a) $\varepsilon_p \in [0,2-0,4]$ et b) $\varepsilon_p \in [0,4-0,6]$ à différentes vitesses de déformation plastique

Les plots comprimés ont été découpés suivant leur plan de symétrie avec une micro-tronçonneuse à faible avance et sous lubrification afin d'éviter tout changement microstructural indésiré.

La Figure 2.36 montre qu'aux incertitudes de mesure près, la dureté des deux matériaux étudiés est assez uniforme dans la section de l'échantillon et toujours supérieure à la dureté initiale du matériau. Pouvant être directement associés au niveau d'écrouissage, ces résultats permettent de voir que la déformation plastique est raisonnablement homogène et confortent l'efficacité du mode de lubrification choisi (feuilles de graphite + tantale).

Pour les deux nuances, les duretés mesurées à $T_{ini} = 400\ °C$ sont proches de celles obtenues à 200 $°C$ quelque soit la vitesse de déformation. Ce fait se révèle cohérent avec les courbes contrainte-déformation précédentes pour lesquelles la limite d'écoulement à 400 $°C$ avoisine celle extraite à 200 $°C$. La dureté décroît ensuite pour une température de 600 $°C$.

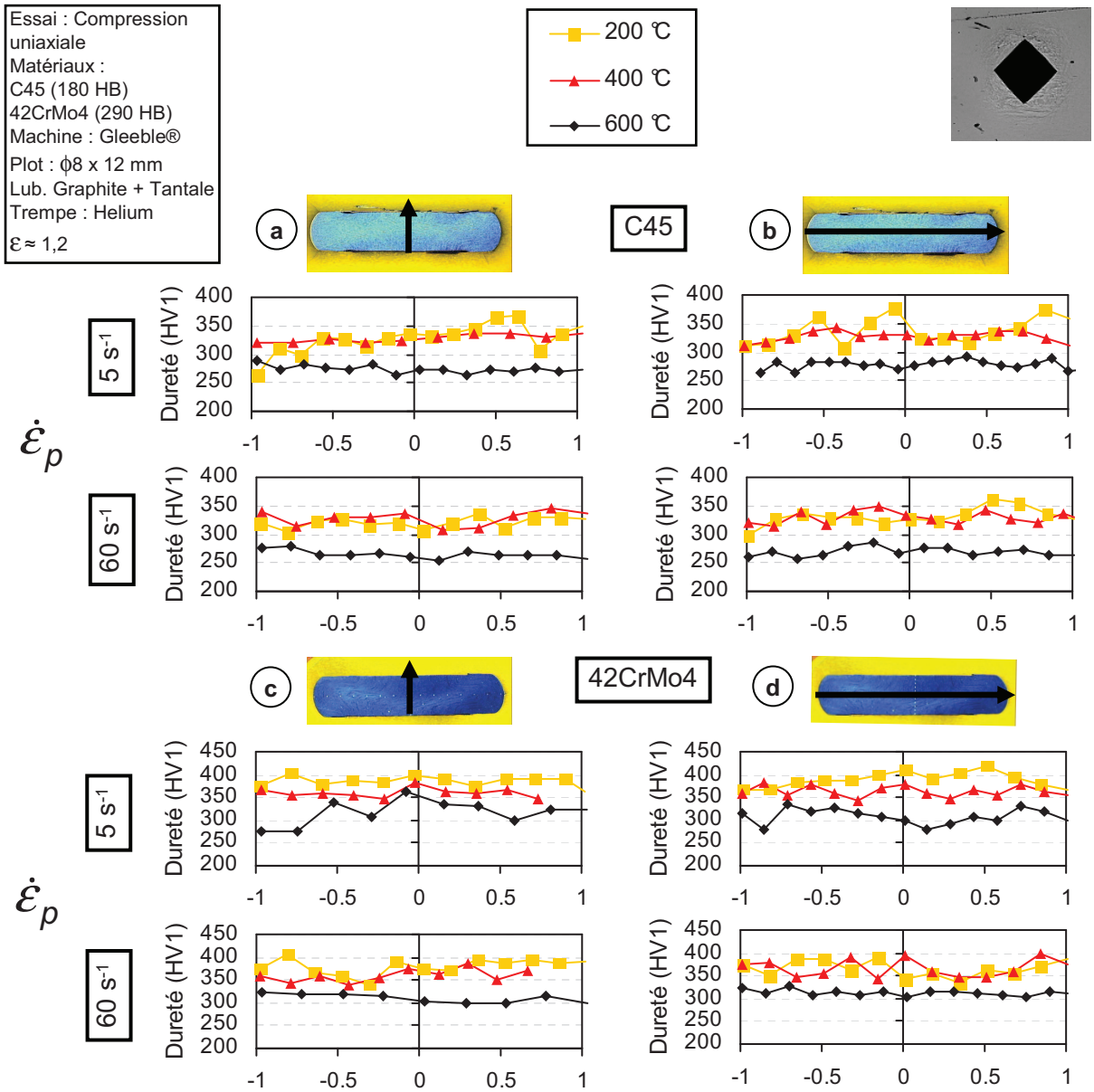

FIGURE 2.36: Mesures de microduretés (HV1) effectuées en sens transversal et en sens long après compression à différentes vitesses de déformation plastique et températures sur le C45 a)-b) et le 42CrMo4 c)-d) (distances normées à l'axe - $\varepsilon \simeq 1,2$)

3.2.2 Micrographies

Suite aux formes particulières des courbes contrainte déformation constatées, il paraissait nécessaire d'analyser les échantillons déformés dans le but de recenser d'éventuels changements microstructuraux.

La contrainte de saturation observée en Figures 2.31 et 2.34 au delà de 400 $°C$ est caractéristique des mécanismes de restauration et recristallisation dynamiques abordés dans l'état de

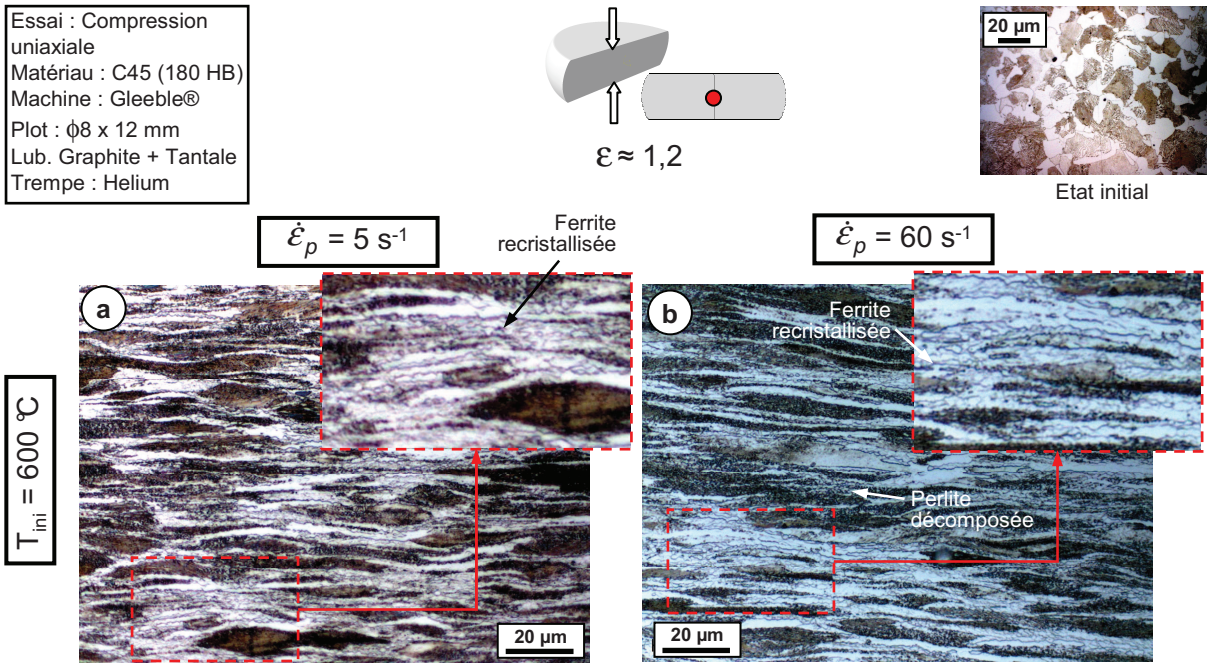

FIGURE 2.37: Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à T_{ini} = 600 °C pour a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) 60 s^{-1} (Nital 2 % - 10 s)

l'art (Figure 2.9). En examinant les éprouvettes de C45 sollicitées à $\dot{\varepsilon}_p = 5$ et 60 s^{-1} pour T_{ini} = 600 °C, conditions où l'évolution en "pic-plateau" est particulièrement marquée, il est possible d'observer des zones "morcelées" où les grains de ferrite semblent fragmentés (Figures 2.37 a) et b)). A fort grandissement, celles-ci apparaissent comme des régions recristallisées présentant une taille de grain très inférieure à celle du matériau brut.

Une analyse MEB plus fine, illustrée en Figure 2.38, met en évidence des grains de ferrite très équiaxes d'une taille de l'ordre de 300 à 600 nm pour la vitesse de déformation la plus élevée. Leur répartition est très homogène sur la section de l'échantillon et ils peuvent être observés non seulement au centre (déformation les plus intenses) mais aussi à la périphérie de l'éprouvette (zone de déformation moins sévère au contact avec les enclumes de compression). La phase perlitique fortement déformée se réduit quant à elle à des lamelles segmentées voire décomposées en fins carbures (Figure 2.38d)).

Le processus de recristallisation s'est donc bien enclenché, menant à un raffinement considérable de la microstructure (réduction de 20 à 100 fois par rapport à la taille de grain initiale). La réalisation d'essais "interrompus" a permis d'observer l'évolution de cet affinement au cours de la déformation. La Figure 2.41 montre un exemple pour T_{ini} = 600 °C et $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ sur le C45 et décrit les différentes étapes conduisant à une structure de grains fine et équiaxe. Le regroupement des dislocations en sous-joints est perceptible à $\varepsilon_p = 0,5$ (Figure 2.41b)) tandis que le passage à une structure fine est clairement visible en Figure 2.41c).

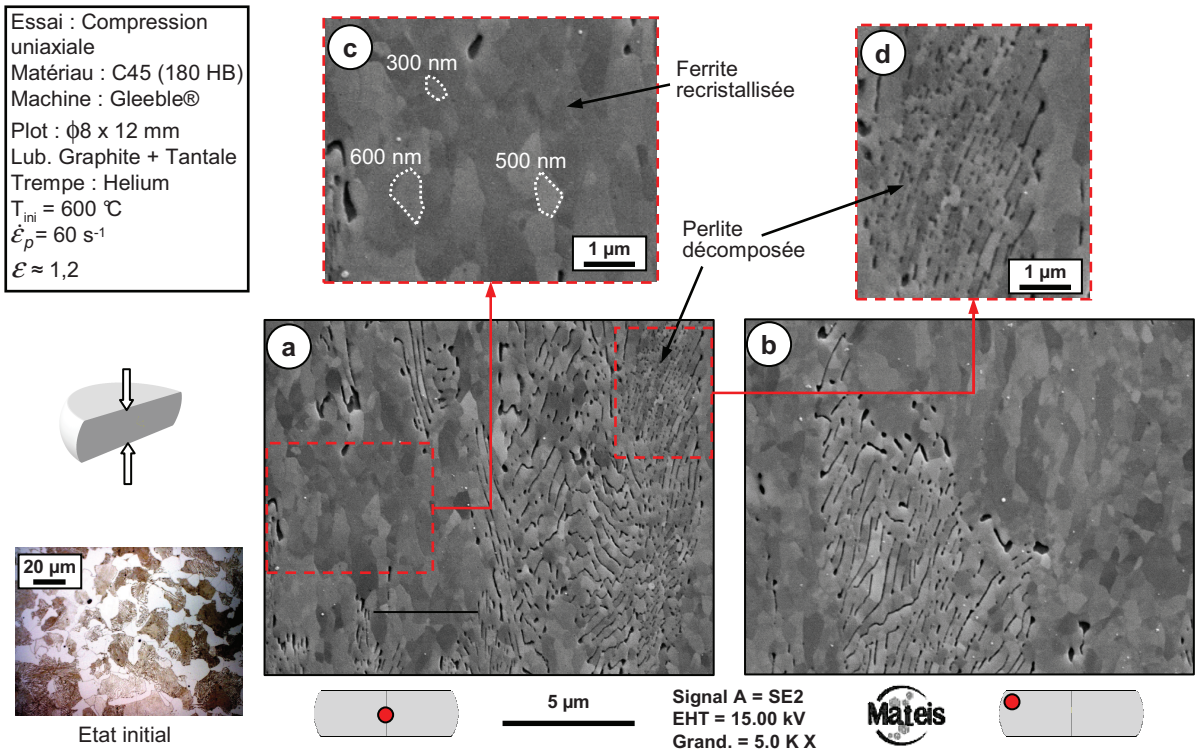

FIGURE 2.38: Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à T_{ini} = 600 °C et $\dot{\varepsilon}_p$ = 60 s^{-1} : analyse MEB a) en zone centrale et b) zone extérieure - mise en évidence de régions recristallisées c) et d) de perlite décomposée

Si l'on compare cette dernière à la microstructure résultant d'un essai à T_{ini} = 200 °C et $\dot{\varepsilon}_p$ = 5 s^{-1} (Figure 2.39a)), on constate que des grains très allongés subsistent et sans aucune région recristallisée.

En revanche, compte tenu des niveaux de déformation élevés atteints lors des essais de compression, la structure trempée revenue du 42CrMo4 s'est avérée difficilement observable optiquement à l'état déformée (Figure 2.40). Une attaque Béchet-Beaujard ne s'est pas avérée pertinente probablement de par les tailles de grain très faibles et la forte concentration de joints de grains. Des analyses type EBSD confirmeraient ou non l'existence de phénomène sur une nuance martensitique mais n'ont malheureusement pu être réalisées à l'heure de la rédaction de ce mémoire. Nous considérerons donc que les phénomènes de recristallisation observés sur le C45 se produisent également pour le 42CrMo4.

3.3 Bilan

La rhéologie de deux aciers caractérisés par une microstructure initiale différente a été étudiée par des essais de compression dynamique menés sur un dispositif Gleeble® 3800. Le dépouillement simple, validé par l'étude numérique de l'essai, a permis d'estimer la contrainte d'écoulement du matériau jusqu'à des déformations plastiques de 1 à 1,1.

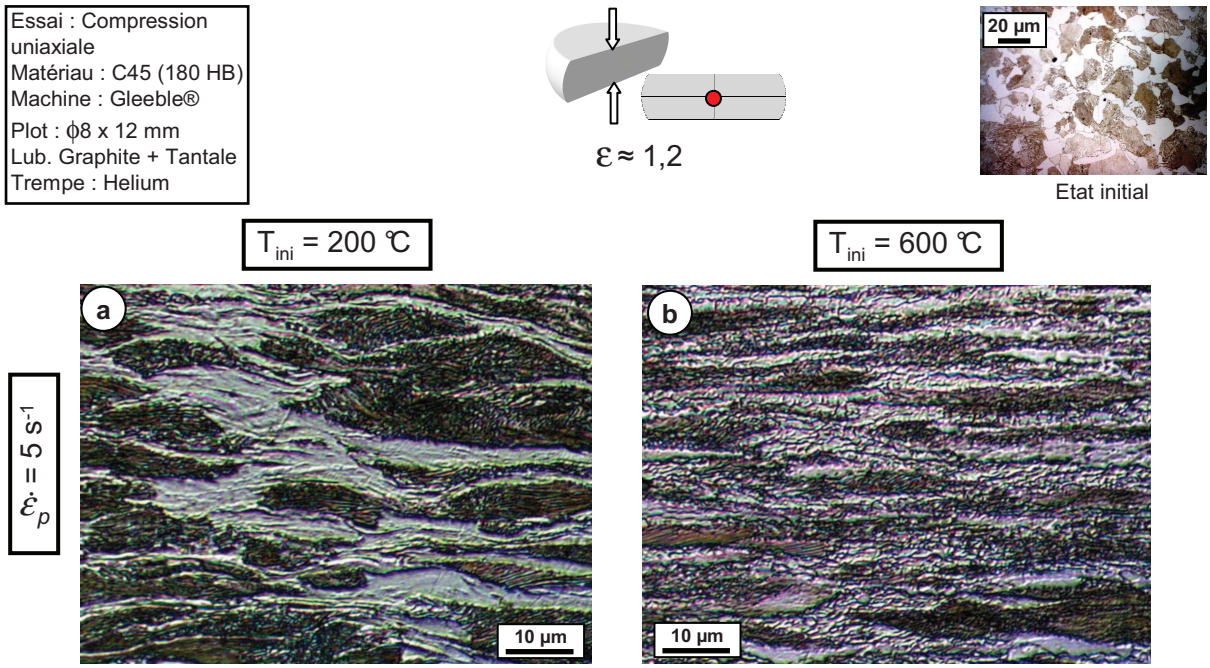

FIGURE 2.39: Microstructure du C45 à l'état déformé après compression à $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ pour a) $T_{ini} = 200\ °C$ et b) 600 $°C$ (Nital 2 % - 10 s)

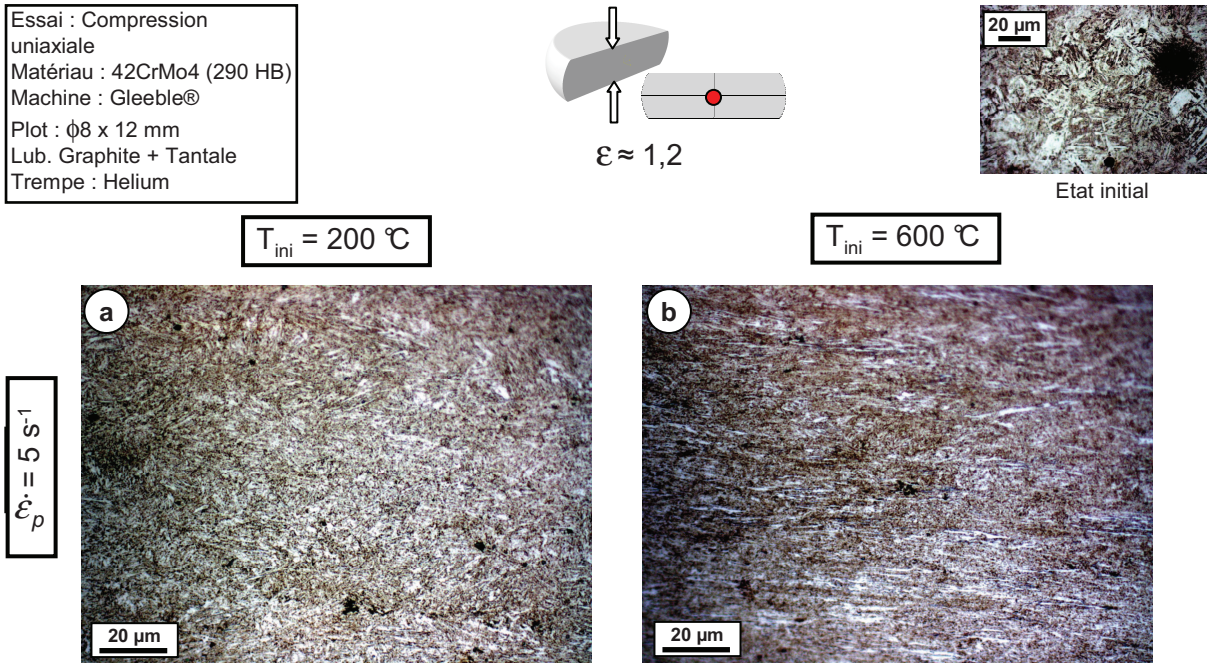

FIGURE 2.40: Microstructure du 42CrMo4 à l'état déformé après compression à $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ pour a) $T_{ini} = 200\ °C$ et b) 600 $°C$ (Nital 2 % - 5 s)

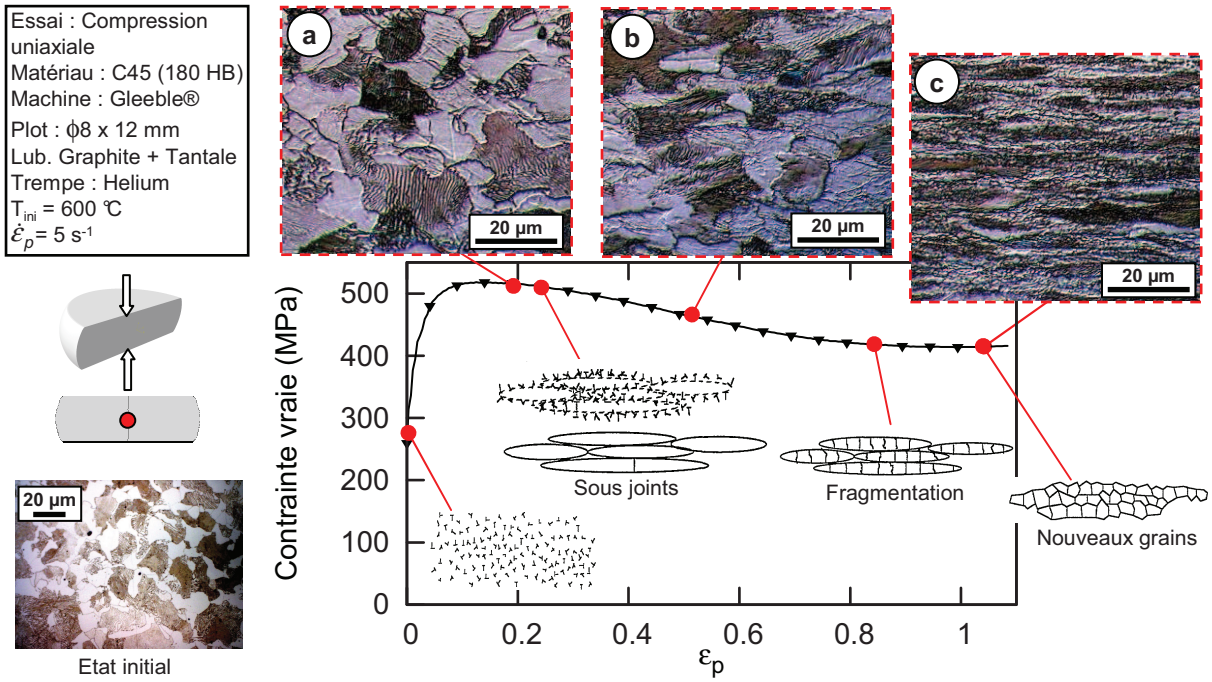

FIGURE 2.41: Evolution de la microstructure du C45 en cours de déformation à T_{ini} = 600 $°C$ et $\dot{\varepsilon}_p$ = 5 s^{-1} : arrangement des dislocations menant à une structure recristallisée

L'adoucissement et la saturation de la contrainte observés à haute déformation au delà de 400 $°C$ peuvent être attribués à un affinement de grains induit par un processus de recristallisation dynamique, combiné à l'autoéchauffement par dissipation plastique. Les analyses micrographiques ont en effet mis en valeur une structure fine et équiaxe aux hautes températures tandis qu'elle reste déformée et fortement allongée à 200 $°C$.

Les observations concernant la taille de grain et la décomposition de la perlite s'apparentent grandement à celles relevées en section 3.3 (page 24) lors de l'analyse microstructural des copeaux et notamment celles concernant la ZCP. L'essai de compression conduit jusqu'à des déformations aussi sévères semble donc capable de reproduire les mécanismes de déformation gouvernant la ZCP, voire par extension, à ceux existants en ZCS. La Figure 1.20, analyse EBSD de la ZCS, avait par ailleurs fait ressortir des grains d'une taille inférieure à 300 nm pour des déformations bien supérieures à celles rencontrées en ZCP. La stabilisation de la contrainte semblant se produire vers $\varepsilon_p = 0,7 - 0,9$, on peut raisonnablement penser qu'elle puisse être extrapôlée à des déformations encore plus conséquentes.

4 Identification d'un modèle de comportement en ZCP

La plage de température et déformation couverte par les essais de compression dynamique (Figure 2.21) se montre représentative des sollicitations en ZCP[8]. La campagne expérimentale conduite jusqu'ici fournit des informations sur la rhéologie de deux aciers spéciaux aux microstructures différentes. Il s'agit désormais d'identifier des modèles constitutifs visant à retranscrire leur comportement sur notre plage de sollicitations et d'étudier leur extrapolation aux conditions recensées en usinage.

4.1 Modèles retenus

Au vu des tendances expérimentales obtenues sur le C45 et le 42CrMo4 (Figures 2.31 et 2.34), deux approches sont proposées afin de modéliser le comportement des deux nuances.

De la revue bibliographique traitant des modèles de comportement, on retient tout d'abord que celui proposé par Johnson & Cook (1983) représente un compromis intéressant entre simplicité de formulation et précision. A partir des remarques émises en section 2.3 (page 76) et de la structure du modèle (Eq. 2.2), on comprend aisément que les courbes contrainte-déformation ne pourront être restituées sur toute la plage de déformation. Les identifications conduites dans la littérature se limitent d'ailleurs généralement à $\varepsilon_p = 0,3 - 0,5$.

La première approche consiste donc à considérer les données collectées seulement jusqu'à $\varepsilon_p = 0,6$. La forme originale du modèle de Johnson & Cook (1983) est ainsi retenue afin de conserver une expression compacte, rappelée ci-dessous.

$$\sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m\right] \tag{2.2}$$

Les modèles dits "à base métallurgique" (section 1.2.3 page 49) peuvent permettre d'appréhender le comportement sur l'intégralité de la plage de déformation et en particulier l'évolution en "pic-plateau" caractéristique de la DRX. Les formulations développées dans les travaux de Lurdos (2008) (Eq. 2.17) et Kim *et al.* (2003) (Eq. 2.19) reposent sur le nombre de Zener-Hollomon. Ils ont l'avantage d'instaurer un couplage entre la vitesse de déformation et la température au travers d'une base physique faisant intervenir une énergie d'activation Q (Eq. 2.20).

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{2.20}$$

La deuxième approche vise à exploiter les particularités de ces deux modèles pour retranscrire le comportement complet des matériaux étudiés. Le point d'intérêt réside dans la transition entre un comportement avec et sans recristallisation observée à partir d'un seuil de température. Chaque paramètre de ces deux modèles s'expriment comme une fonction puissance de Z sous la forme $K_i \cdot Z^{m_i}$, avec K_i et m_i deux constantes propres au paramètre i .

8. Les vitesses de déformations étant néanmoins bien plus faibles que celles rencontrées dans le procédé

Modèle de Lurdos (2008) :

$$\begin{cases} \sigma_y = \sigma_s + \left(\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon_p^n\right) exp\left(-r\varepsilon_p\right) \\ \sigma_s, \sigma_0, A, n, r = f(Z) \end{cases} \tag{2.17}$$

Modèle de Kim *et al.* (2003) :

$$\begin{cases} \sigma_y = \sigma(WH + DRV) - \sigma(DRX) \\ \sigma(WH + DRV) = \sigma_0 + (\sigma_p - \sigma_0)\left[1 - exp\left(-C\varepsilon_p\right)\right]^m \\ \varepsilon_p < \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = 0 \\ \varepsilon_p \geq \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = (\sigma_p - \sigma_s)\left[\dfrac{X_{DRX} - X_{\varepsilon_{pic}}}{1 - X_{\varepsilon_{pic}}}\right] \\ X_{DRX} = 1 - exp\left[-\left(\dfrac{\varepsilon_p - \varepsilon_c}{\varepsilon^*}\right)^{m'}\right] \\ \sigma_0, \sigma_p, \sigma_s, C, m, m', \varepsilon_c, \varepsilon^* = f(Z) \end{cases} \tag{2.19}$$

Il est important de garder à l'esprit qu'un modèle pertinent est un modèle qui répond à son objet. Le contexte industriel de cette étude impose de choisir des expressions simples pouvant être facilement manipulées moyennant une erreur raisonnable sur la valeur calculée. Il ne s'agit en aucun cas de migrer vers des formulations complexes, certes plus performantes mais de toute façon inexploitables.

Remarque :

Modéliser le comportement d'un matériau passe d'abord par une étude expérimentale visant à connaître l'évolution de sa contrainte d'écoulement sous différents chargements thermomécaniques. Un modèle rhéologique et sa méthode d'identification doivent ensuite être choisis en cohérence avec les observations expérimentales et les contraintes de l'étude afin de restituer ce comportement le plus fidèlement possible.

Pour beaucoup de travaux, modéliser le comportement d'un matériau signifie plutôt identifier, sur un jeu de données expérimentales, les paramètres d'un modèle défini a priori, et ce quelque soit l'évolution effective de la limite d'écoulement. Ceci constitue le risque principal des méthodes inverses pour lesquelles le modèle constitutif est dissimulé dans un modèle global, incluant généralement d'autres paramètres et ne permettant de réaliser l'optimisation que sur une grandeur isolée (effort, déplacement d'un noeud,...).

4.2 Méthode d'identification

L'identification des paramètres de ces modèles passe par la minimisation d'une fonction des moindres carrés entre la contrainte expérimentale et celle calculée. Il s'agit ici d'un problème d'optimisation qui ne peut être résolu que par des procédures numériques itératives (Forestier, 2004). Les différences sur la structure et la philosophie des modèles retenus imposent une démarche d'identification propre à chacun d'eux.

4.2.1 Modèle de Johnson & Cook

Les paramètres de cette loi de comportement peuvent être identifiés par deux méthodes, bien documentées dans les travaux de Hor (2011).

Méthode globale

L'itération s'effectue sur l'ensemble des paramètres du modèle (A, B, n, C et m - Eq. 2.2) et l'intégralité des données expérimentales. L'algorithme retenu dans ce cas est celui de Levenberg-Marquardt. Déjà implémenté dans les logiciels de calcul numérique type Matlab©, sa convergence est rapide et il apparait plus stable et moins sensible à la condition initiale que l'algorithme de Gauss-Newton (Guillot, 2009). Il s'avère intéressant lorsque le nombre de paramètres à identifier devient conséquent.

Dans cette étude, le paramètre A, limite d'élasticité initiale à l'ambiant, a été considéré constant (320 MPa pour le C45 et 595 MPa pour le 42CrMo4) et estimé par un essai de traction normalisé. L'intérêt est surtout de limiter le nombre de paramètres à identifier et de s'affranchir des erreurs d'approximations de la part de déformation élastique (Figure 2.30). On retrouve néanmoins des valeurs proches sur les courbes contrainte-déformation issues des essais de compression. Le modèle ne pouvant retranscrire l'évolution en "pic-plateau" observée, on rappelle que seules les données expérimentales jusqu'à $\varepsilon_p = 0,6$ ont été utilisées pour l'identification.

Méthode multiplicative

La seconde méthode tire parti de la forme multiplicative du modèle. Les coefficients B, n et m sont d'abord identifiés simultanément par rapport aux données dans le plan [ε_p, T] pour une vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_0$ = 0,1 s^{-1}. La constante C a été estimée ensuite par itération sur l'espace complet [ε_p, $\dot{\varepsilon}_p$, T]. On notera que cette approche donne plus de poids aux paramètres B, n et m[9] ainsi qu'aux données expérimentales de la vitesse de déformation de référence. Cette procédure d'identification a été réalisée au cours de ces travaux mais n'a pas été retenue dans ce manuscrit.

9. Une étude de sensibilité du modèle (non présentée dans ce mémoire) a mis en évidence la prédominance des paramètres A, B et m sur la contrainte calculée

Pour chaque méthode, les essais ont été considérés adiabatiques pour $\dot{\varepsilon}_p \geq 1\ s^{-1}$. La température de l'essai à ε_p donnée est dans ce cas calculée par l'Eq. 2.23.

$$\begin{cases} T = T_{ini} + \Delta T \\ \Delta T = \beta_T \cdot \dfrac{\sigma \cdot \Delta\varepsilon_p}{\rho \cdot C_p} \end{cases} \tag{2.23}$$

Nous préciserons enfin que les identifications de ce modèle conduites par Jaspers & Dautzenberg (2002a) sur le C45 et Bacaria (2001) sur le 42CrMo4 ont été utilisées comme conditions initiales de ces procédures itératives.

4.2.2 Modèles "à base métallurgique"

La démarche d'identification est ici sensiblement différente. D'une manière générale, elle consiste pour chaque courbe expérimentale, caractérisée par un Z donné (combinaison température initiale - vitesse de déformation plastique), à identifier directement les paramètres des modèles. Les jeux de paramètres obtenus pour les différentes courbes contrainte-déformation sont ensuite tracés en fonction de $log(Z)$ afin d'extraire les constantes K_i et m_i propres à chaque paramètre, et identifier leur évolution en fonction de Z.

Concernant le modèle de Lurdos (2008), σ_0 et σ_s sont obtenus par lecture directe sur la courbe contrainte-déformation traitée. Dans le cas où la courbe présente une évolution en "pic-plateau", le paramètre r se déduit par l'expression $5/\varepsilon_s$, où ε_s est la déformation marquant le début du régime stationnaire (Lurdos, 2008). Une itération par un algorithme de Gauss-Newton permet ensuite d'ajuster les paramètres A et n. Si cette tendance n'est pas observée, alors $A = 0$ et les itérations s'effectuent par le même algorithme sur σ_s et r.

De même, les paramètres σ_0, σ_p, σ_s ou encore ε_c du modèle proposé par Kim *et al.* (2003) sont extraits directement de la courbe contrainte-déformation étudiée, avec $\varepsilon_c = 0,75 \times \varepsilon_{pic}$ (Figure 2.42). ε^* correspond à la déformation présentant le taux d'écrouissage minimum. Elle se déduit du tracé du taux d'écrouissage $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon_p$ après interpolation polynomiale de la courbe contrainte-déformation expérimentale afin de lisser les perturbations liées aux fréquences d'acquisition élevées. C, m et m' sont finalement identifiés de manière itérative avec l'algorithme mentionné précédemment.

L'énergie d'activation n'a pas été utilisée comme un paramètre d'optimisation. Elle a été fixée à 320 kJ/mol pour le C45 ferrito-perlitique en se basant sur les valeurs déterminées par Kim *et al.* (2003) et Hor (2011) sur ce type de microstructure et à 400 kJ/mol pour le 42CrMo4 suite aux travaux de Lin *et al.* (2008a).

Cette démarche d'identification émet implicitement l'hypothèse que l'essai se déroule à température et vitesse de déformation constantes (détermination des paramètres pour un Z donné sur chaque courbe contrainte-déformation). Provenant principalement de la communauté des matériaux, elle n'est pas étonnante compte tenu des plages de vitesse de déformation et de

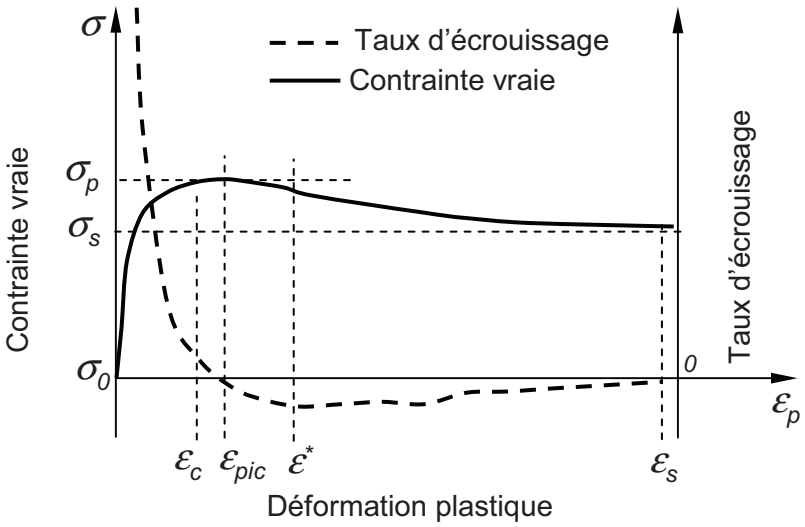

FIGURE 2.42: Détermination des paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) à partir d'une courbe contrainte-déformation et du taux d'écrouissage

température généralement concernées. Si ceci est relativement vrai pour la vitesse de sollicitation, nous avons montré que la température évolue significativement au cours de la déformation (auto-échauffement). Z n'est donc plus constant et varie également au cours de l'essai. On peut dès lors s'interroger sur la pertinence de cette démarche pour des essais entrant dans le régime adiabatique.

La question est désormais comment prendre en compte l'auto-échauffement dans cette procédure ? Il s'agit en effet d'extraire un modèle pouvant être appliqué dans une simulation numérique de coupe où cette élévation de température sera déjà intégrée.

Si cette notion n'est pas évoquée dans les travaux de Hor (2011), Lurdos (2008) propose une "correction" des courbes expérimentales visant à compenser l'effet adoucissant de la température suivant la déformation plastique. L'idée est ici de transposer les courbes adiabatiques en courbes isothermes afin de conserver la démarche d'identification. Ce facteur de correction est déterminé par le rapport $\frac{\sigma_y(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T_{ini})}{\sigma_y(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T)}$, où σ_y représente la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de comportement choisi et T la température adiabatique fournie par l'Eq. 2.23.

L'aspect délicat de cette manipulation est que l'on souhaite "corriger" une courbe expérimentale à partir du modèle même que l'on cherche à identifier. Quels paramètres doit-on alors employer ? Cette correction est de plus directement tributaire du modèle de comportement à identifier : on sous-entend que la sensibilité effective du matériau à la température est identique à celle retranscrite par ce modèle. Une correction apportée par une loi de Johnson & Cook (1983) divergera nécessairement de celle obtenue par le modèle de Lurdos (2008).

Cette remarque soulève un verrou en lien avec l'architecture de ces modèles mais surtout avec leur démarche d'identification pour des essais adiabatiques. Aucune méthode n'ayant pu

être facilement mise en place à l'heure de la rédaction de ce mémoire, la correction proposée par Lurdos (2008) a été retenue pour la suite de cette étude. La procédure d'identification décrite en début de section est tout d'abord appliquée en considérant les essais isothermes (courbes expérimentales non corrigées). Le jeu de paramètre ainsi obtenu est utilisé pour ensuite "corriger" les courbes expérimentales et relancer l'identification sur ces mêmes courbes "corrigées". La plage complète de déformation a été ici conservée et la méthode a été appliquée pour les deux modèles "à base métallurgique" décrits auparavant.

Remarque :

L'identification des modèles dits "à base métallurgique" menée en considérant les données expérimentales comme isothermes, intègre en fait de manière implicite cette notion d'auto-échauffement. L'évolution de la contrainte suivant ε_p à $\dot{\varepsilon}_p$ et T_{ini} (T_{ini} température initiale de l'essai) est fidèlement reproduite. L'élévation de température au cours de la déformation n'est pas directement prise en compte mais l'adoucissement qu'elle engendre, associé à celui provenant des changements microstructuraux, est bel et bien restitué. Le problème provient surtout du fait que ces modèles seront implémentés dans des codes de calcul EF où l'auto-échauffement doit être calculé indépendamment afin d'observer les élévations de températures dues à la déformation plastique.

4.3 Comparaison modèle identifié / expérience

4.3.1 Modèle de Johnson & Cook

Le Tableau 2.4 synthétise les valeurs des paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) identifiés pour le C45 et le 42CrMo4 suivant la méthode globale.

Acier	A [MPa]	B [MPa]	n	C	$\dot{\varepsilon}_0$ [s^{-1}]	m	T_f [°C]	T_0 [°C]
C45	320	459,6	0,1065	0.0322	0,1	1.3696	1460	20
42CrMo4	595	557,47	0,1561	0,0171	0,1	1.1516	1460	20

TABLEAU 2.4: Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés dans notre étude à partir des essais de compression sur Gleeble® 3800 (identification suivant une méthode globale)

Acier non allié C45

La comparaison de la contrainte calculée pour le C45 aux données issues des essais de compression montre que, sur une gamme de déformation limitée, le modèle apparaît cohérent jusqu'à T_{ini} = 400 °C (Figure 2.43). L'adoucissement prononcé à partir de 500 °C est restitué de façon moyennée et la forme de la courbe contrainte-déformation n'est pas fidèlement reproduite.

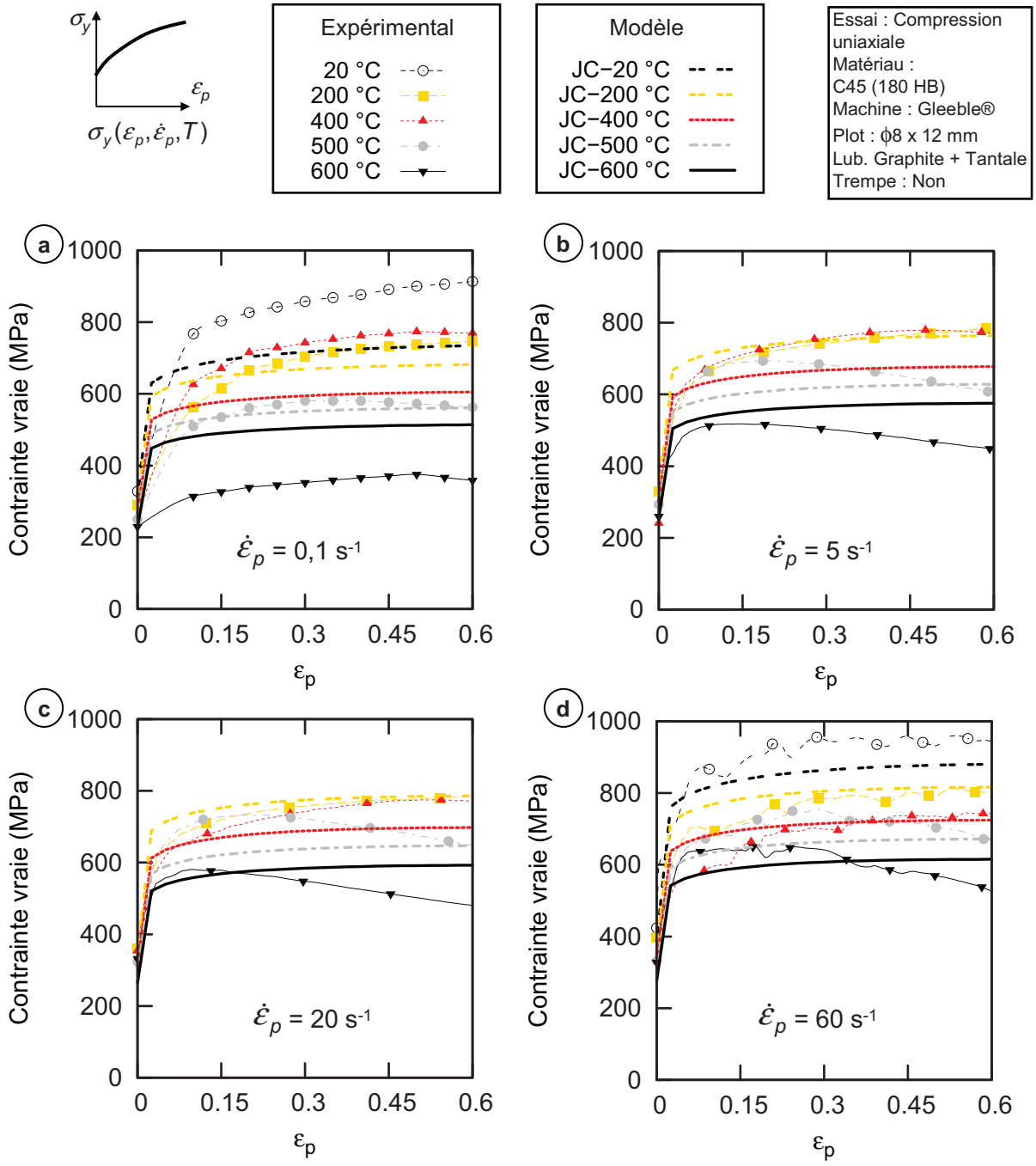

FIGURE 2.43: Comparaison entre le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié dans cette étude et les données expérimentales pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 0{,}1\ s^{-1}$ b) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, c) $20\ s^{-1}$ et d) $60\ s^{-1}$

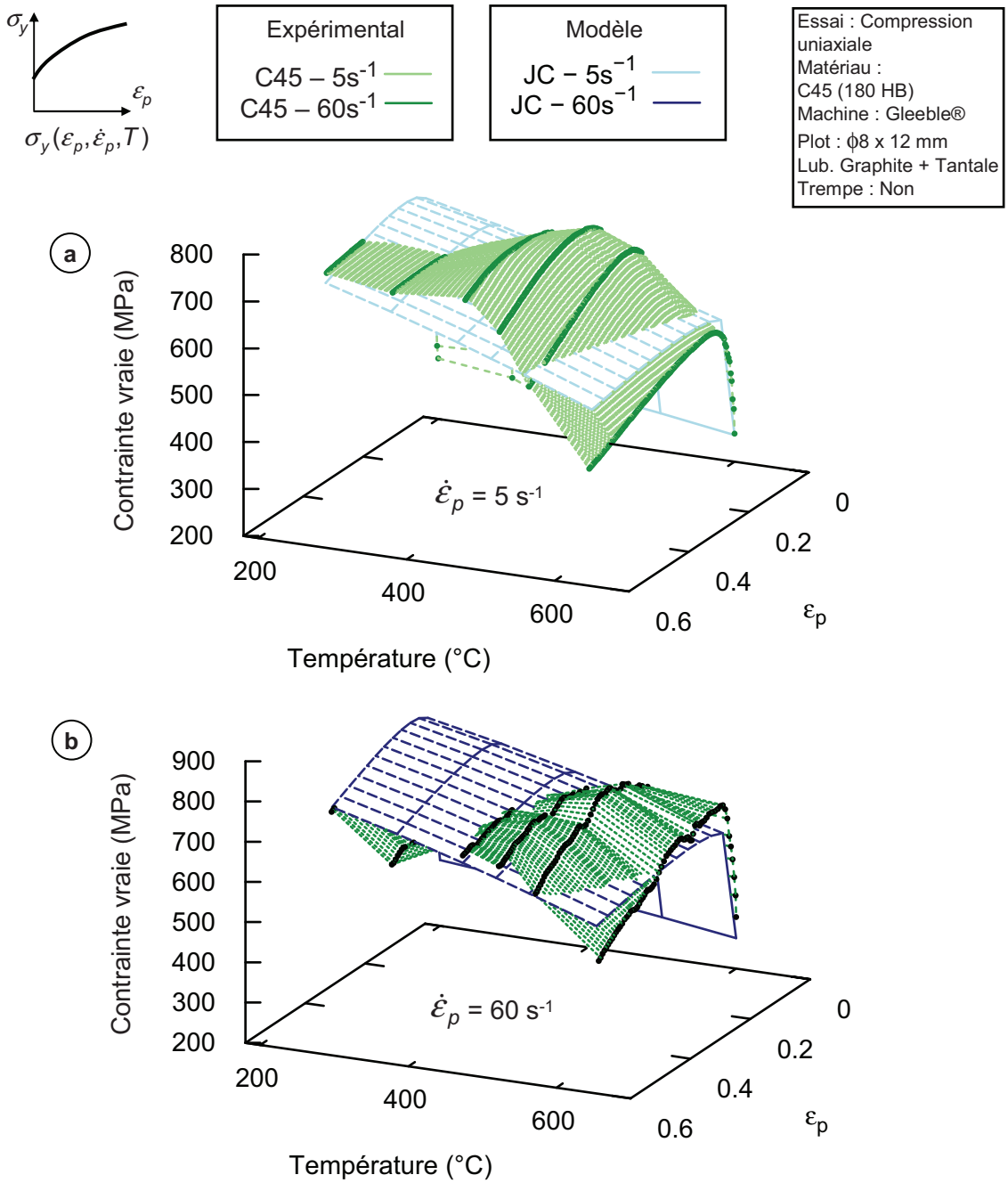

FIGURE 2.44: Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 (Tableau 2.4) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $60\ s^{-1}$

On constate par ailleurs que pour $\dot{\varepsilon}_p \leq 20\ s^{-1}$, la contrainte calculée à $T_{ini} = 400\ °C$ est toujours inférieure à celle calculée à $T_{ini} = 200\ °C$, contrairement à la tendance expérimentale.

Une représentation dans l'espace (Figure 2.44) permet d'appréhender l'évolution globale de la contrainte d'écoulement suivant la déformation plastique et la température. L'adoucissement général constaté avec l'élévation de température est plutôt bien retranscrit, même si le manque de sensibilité du matériau autours de 350-450 $°C$ est directement tronqué.

Acier faiblement allié 42CrMo4

L'identification réalisée sur le 42CrMo4 conduit à des résultats similaires avec une description du comportement assez fidèle jusqu'à $T_{ini} = 400\ °C$ (Figure 2.45). Le modèle semble même très satisfaisant pour la plus haute vitesse de déformation. Ceci provient principalement de l'atténuation, sur la plage de déformation plastique considérée, de l'adoucissement et de l'insensibilité à la température.

On retrouve cet effet sur la Figure 2.46b) où la contrainte calculée reste relativement proche des données issues de l'expérience. Elle se révèle en revanche très sur-estimée aux plus hautes températures à $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ (Figure 2.46a)).

Comparaison aux identifications de la littérature

La rhéologie des matériaux a été étudiée sur une plage réduite de vitesse de déformation par rapport au procédé à simuler. La validité des lois identifiées et leur extrapolation à des régimes supérieurs peut définitivement être remise en question.

La Figure 2.47 permet de comparer la contrainte calculée par le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié précédemment (nommé modèle *Asco*) à celles obtenues à partir d'identifications issues de la littérature [10]. Ces dernières sont basées sur des dispositifs à haute et très haute vitesse (SHPB ou canon à gaz) permettant de dépasser grandement 1000 s^{-1}. Les courbes contrainte-déformation sont tracées suivant les deux zones de cisaillement (ZCP et ZCS) en considérant les vitesses de déformation moyennes extraites en section 2.1 (Figure 2.22 page 73) et un régime adiabatique (auto-échauffement).

Même à haute vitesse de déformation, le comportement prédit par le modèle *Asco* (Courbon (2011)) s'avère très proche des autres identifications, et ce pour les deux matériaux caractérisés. On constate, d'une manière générale, que l'écart tend à se réduire lorsque la déformation plastique et la température augmentent. Le Tableau 2.5 met en valeur une erreur maximum inférieure à 11 % toute zone confondue, l'erreur moyenne variant entre 2 et 6 %.

Cette constatation plutôt surprenante renvoie à la Figure 2.5a) présentant la sensibilité d'un acier à la vitesse de déformation. Même si par exemple Jaspers & Dautzenberg (2002a) ou Grolleau (1996) sont entrés dans le régime des hautes vitesses, ils sont néanmoins restés dans la gamme où la sensibilité à la vitesse de déformation est quasi-linéaire. Les premiers ont pu

10. Les paramètres correspondant aux différentes identifications sont résumés en Annexe B

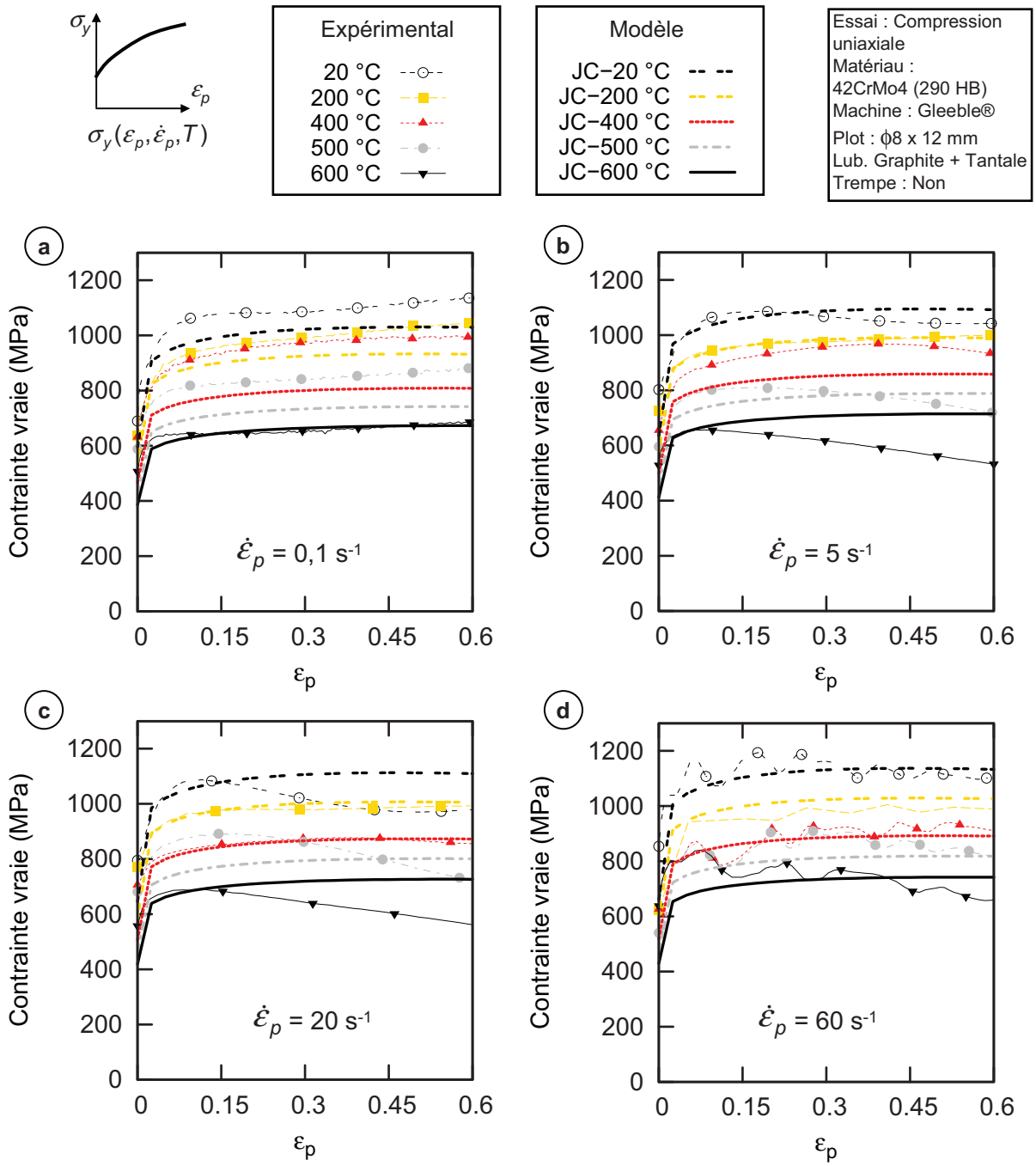

FIGURE 2.45: Comparaison entre le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié dans cette étude et les données expérimentales pour le 42CrMo4 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 0{,}1\ s^{-1}$ b) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, c) $20\ s^{-1}$ et d) $60\ s^{-1}$

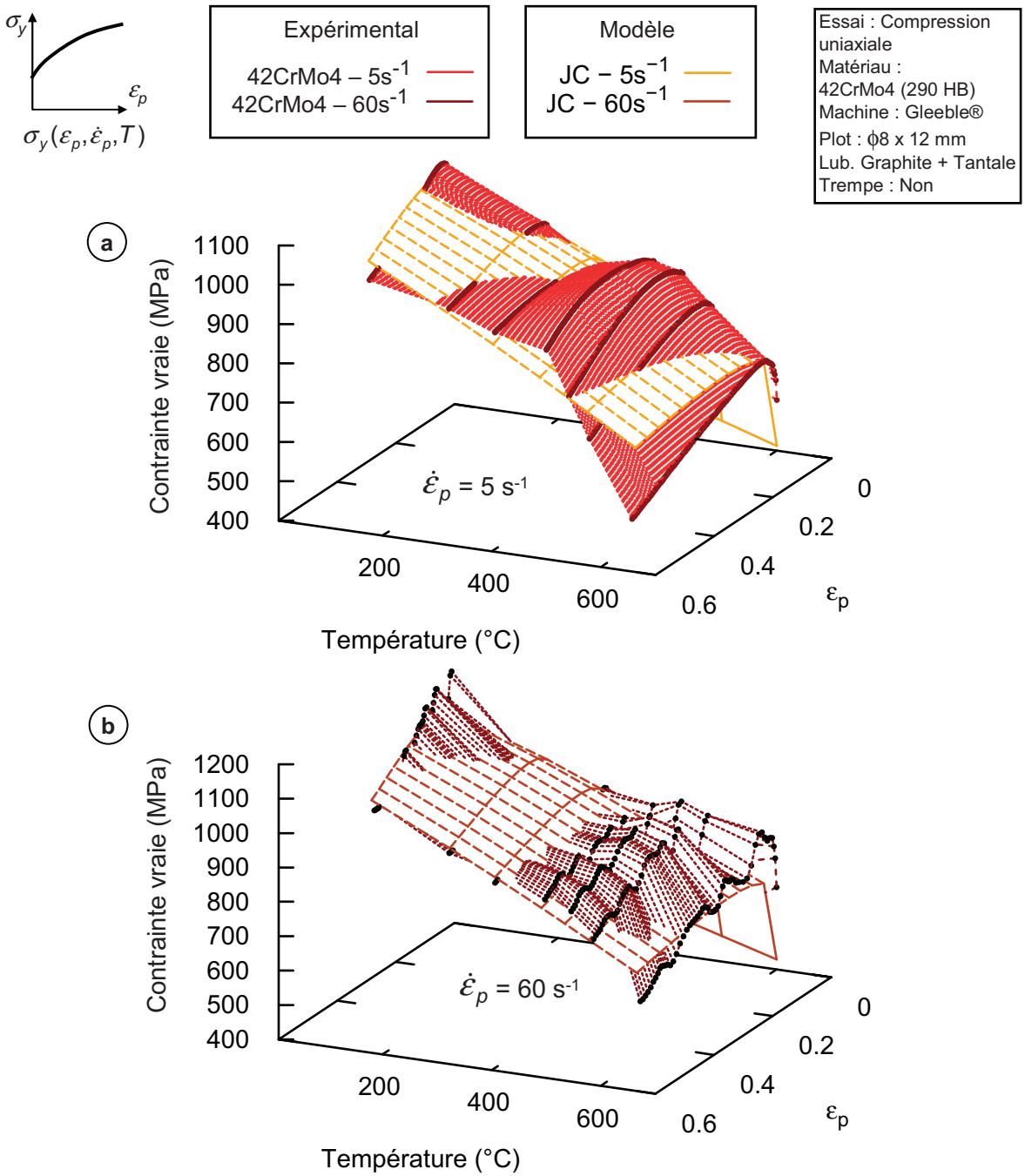

FIGURE 2.46: Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Johnson & Cook (1983) pour le 42CrMo4 (Tableau 2.4) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $60\ s^{-1}$

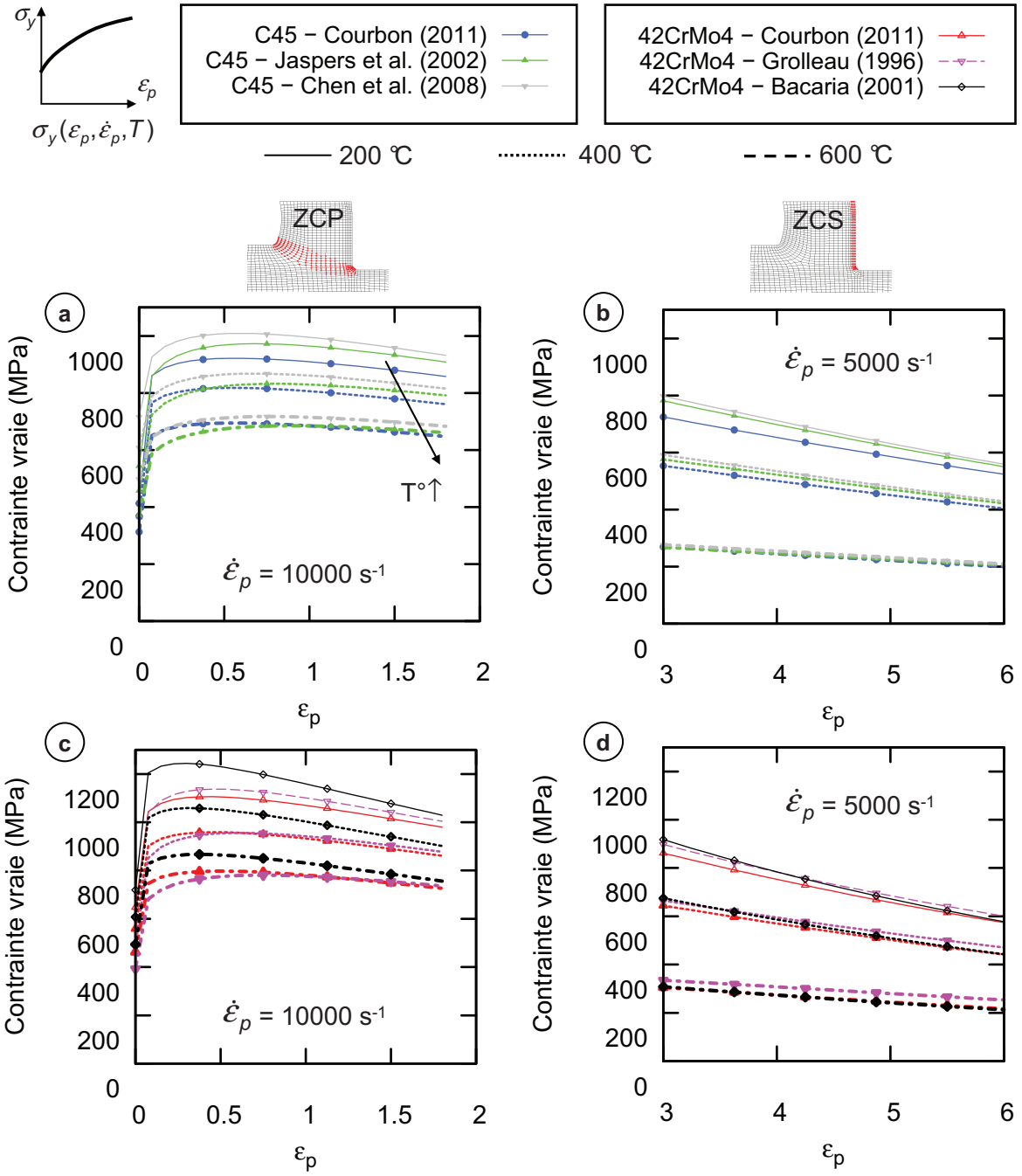

FIGURE 2.47: Evolution de la contrainte d'écoulement calculée suivant le modèle de Johnson & Cook (1983) en ZCP et ZCS : comparaison entre les différentes identifications pour le C45 a-b) et le 42CrMo4 c-d)

		ZCP	ZCS	ZCP	ZCS
C45		Jaspers et al.(2002)		Chen et al.(2008)	
	$\lvert\Delta_{moy}\rvert$	5,4 %	2,7 %	5,6 %	2,8 %
	$\lvert\Delta_{max}\rvert$	6,1 %	10,6 %	6,3 %	10,4 %
42CrMo4		Grolleau(1996)		Bacaria(2001)	
	$\lvert\Delta_{moy}\rvert$	2,8 %	2,5 %	1,8 %	4,4 %
	$\lvert\Delta_{max}\rvert$	3,4 %	9,2 %	7,4 %	8,8 %

TABLEAU 2.5: Erreur répertoriée entre les identifications réalisées et celles issues de la littérature pour le C45 et le 42CrMo4 : conditions en ZCP [$\dot{\varepsilon}_p$ = 10000 s^{-1} ; 200 $\leq$ T $\leq$ 600 $°C$] - conditions en ZCS [$\dot{\varepsilon}_p$ = 5000 s^{-1} ; 700 $\leq$ T $\leq$ 1000 $°C$]

atteindre une vitesse de déformation maximum de 7500 s^{-1} sur le C45 alors que le second a été limité 2800 s^{-1} sur le 42CrMo4. Le modèle confère également une infuence particulière à la température qui gomme les effets de viscosité à mesure qu'elle augmente. La transposition du modèle de Johnson & Cook (1983) à des vitesses de déformation élevées peut donc être réalisée, dans le cadre des aciers, à partir d'essais menés à des vitesses plus faibles.

Remarque :

Les fortes similitudes recensées avec des identifications menées à haute vitesse de déformation (< 10^4 s^{-1}) démontrent que, dans le cadre des aciers, le comportement peut être raisonnablement extrapolé à partir de vitesses d'un ordre de grandeur inférieures. Ceci ne signifie en aucun cas que le modèle est apte à représenter le comportement effectif du matériau dans des régimes extrêmes, hors du domaine linéaire de sensibilité à la vitesse de déformation (Figure 2.5a)).

4.3.2 Modèles "à base métallurgique"

Le modèle phénoménologique identifié dans la section précédente fourni déjà des résultats intéressants pour $\varepsilon_p \leq 0,6$. Comme nous l'avons constaté, il est en revanche impossible de restituer à l'aide de celui-ci, les comportements observés à des déformations plus élevées, en particulier l'existence d'un maximum de contrainte suivie d'une saturation.

Les modèles dits "à base métallurgique" ont donc été identifiés selon la méthode décrite auparavant afin d'améliorer la modélisation du comportement effectif du matériau et d'introduire des bases physiques permettant une extrapolation plus solide aux hautes vitesses de déformation.

La Figure 2.48 présente un exemple du traitement permettant d'identifier les paramètres du modèle de Lurdos (2008) pour le C45. On distingue suivant la valeur du $Log(Z)$, un changement de comportement pour $Log(Z) = 23$, en particulier sur σ_s, σ_p ou ε_{pic}. Lorsque $Log(Z) \leq 23$, les courbes contrainte-déformation présente l'allure caractéristique du processus de recristallisation

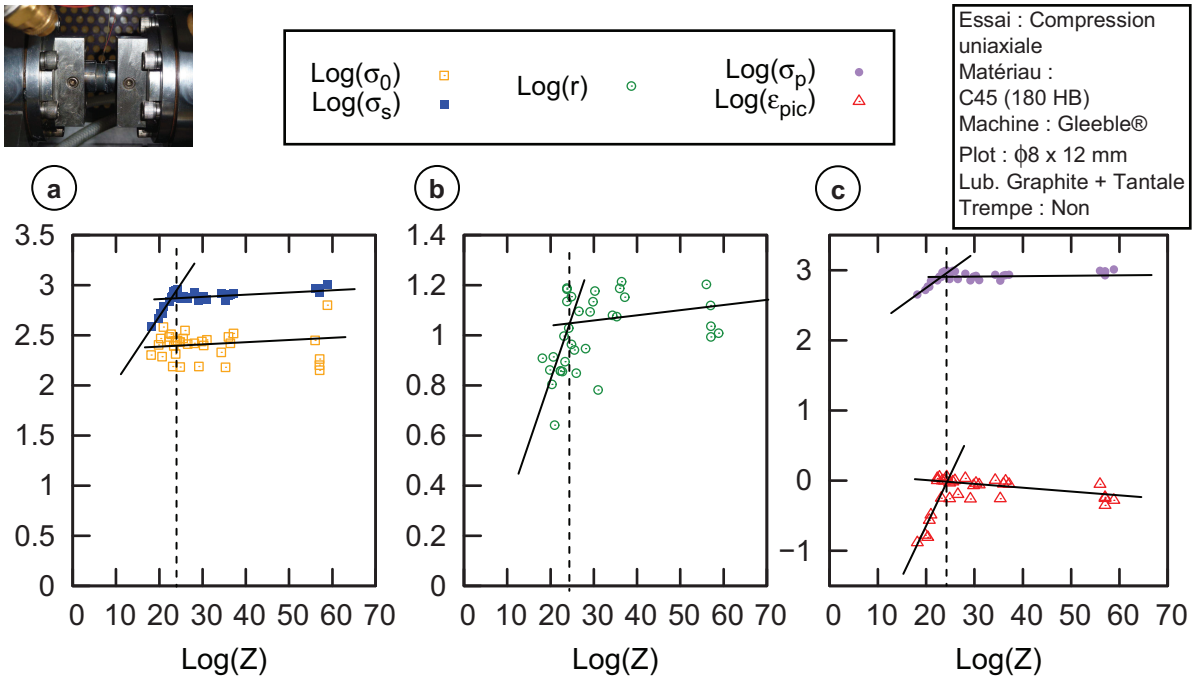

FIGURE 2.48: Exemple d'identification du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 : valeurs expérimentales et régressions linéaires des paramètres a) σ_0, σ_s, b) r et c) σ_p

dynamique (DRX), un maximum de contrainte suivi d'un régime stationnaire. Cette évolution en "pic-plateau" s'atténue lorsque Z augmente, marquant la transition entre un premier domaine favorable aux mécanismes de DRX (équilibre en annihilation et création de dislocations) et un second où écrouissage et restauration co-existent.

Sachant que chaque paramètre du modèle suit une loi puissance de la forme $K_i \cdot Z^{m_i}$, il est possible d'extraire aisément, à partir des Figures 2.48, les coefficients K_i et m_i suivant la plage de Z considérée. Le Tableau 2.6 rassemble les valeurs numériques des paramètres du modèle de Lurdos (2008) (Eq. 2.17) identifiés pour le C45 et le 42CrMo4.

La même méthode a été adoptée pour identifier les paramètres du modèle proposé par Kim *et al.* (2003) (Eq. 2.19). Leur évolution suivant Z fait ressortir, pour les deux matériaux de l'étude, un changement de comportement à des valeurs de $Log(Z)$ proches de celles observées pour le modèle précédent (Tableau 2.7).

Acier non allié C45

Sur toute la plage de déformation, les deux modèles identifiés pour le C45 représentent assez bien le comportement du matériau (Figure 2.49). Les courbes adiabatiques incluant l'auto-échauffement (Eq. 2.23) sont tracées sur cette figure. Pour $T_{ini} \leq 400\ ^\circ C$, la contrainte tend assez rapidement vers un palier correspondant à la combinaison écrouissage (WH) et restauration dynamique (DRV) évoquée dans l'état de l'art (Figure 2.9a)). Lorsque la température augmente ($Log(Z) \leq 23$), les mécanismes de recristallisation s'enclenchent et l'allure des courbes

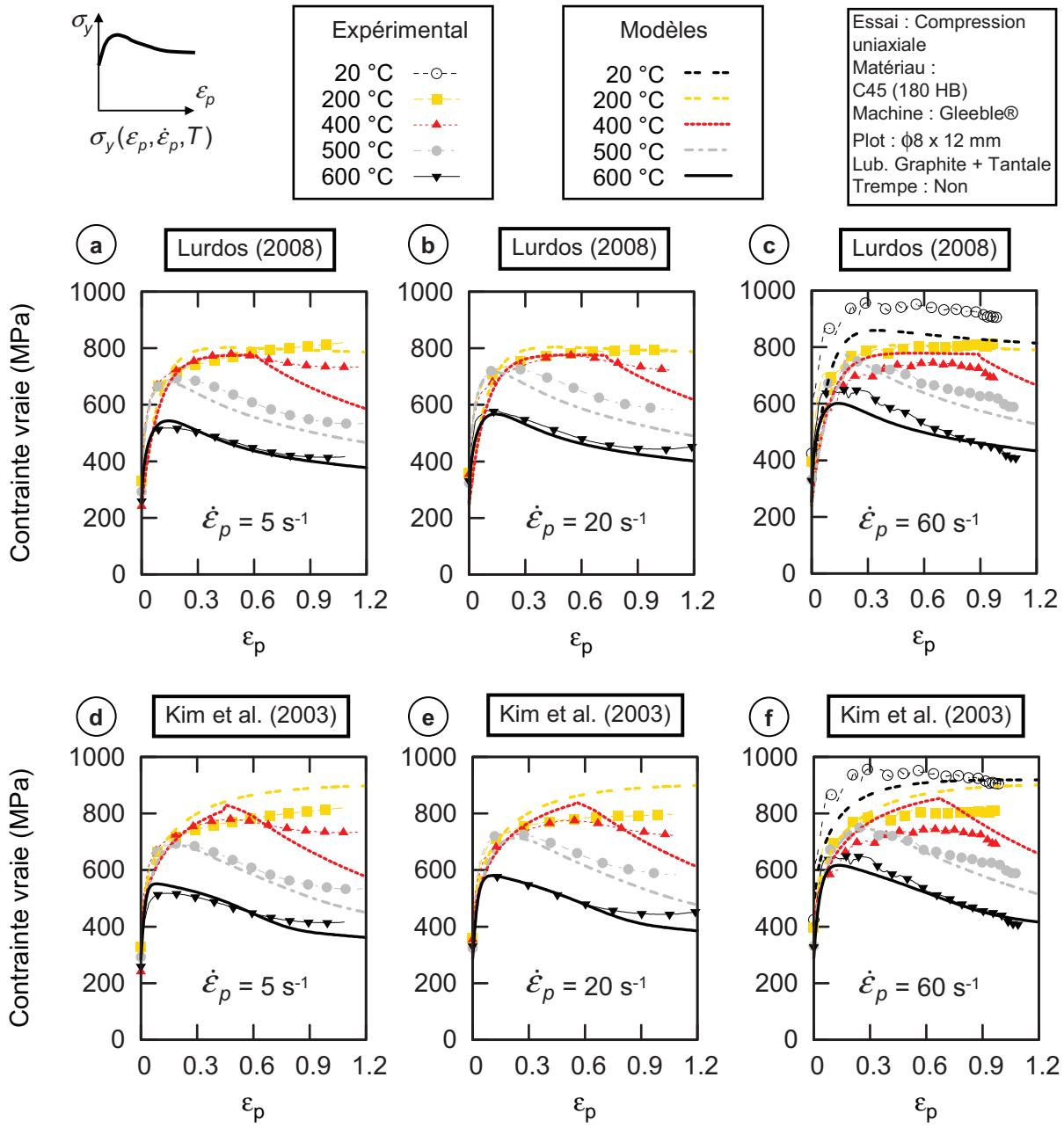

FIGURE 2.49: Comparaison entre les modèles de Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003) identifiés et les données expérimentales pour le C45 à a-d) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b-e) 20 s^{-1} et c-f) 60 s^{-1}

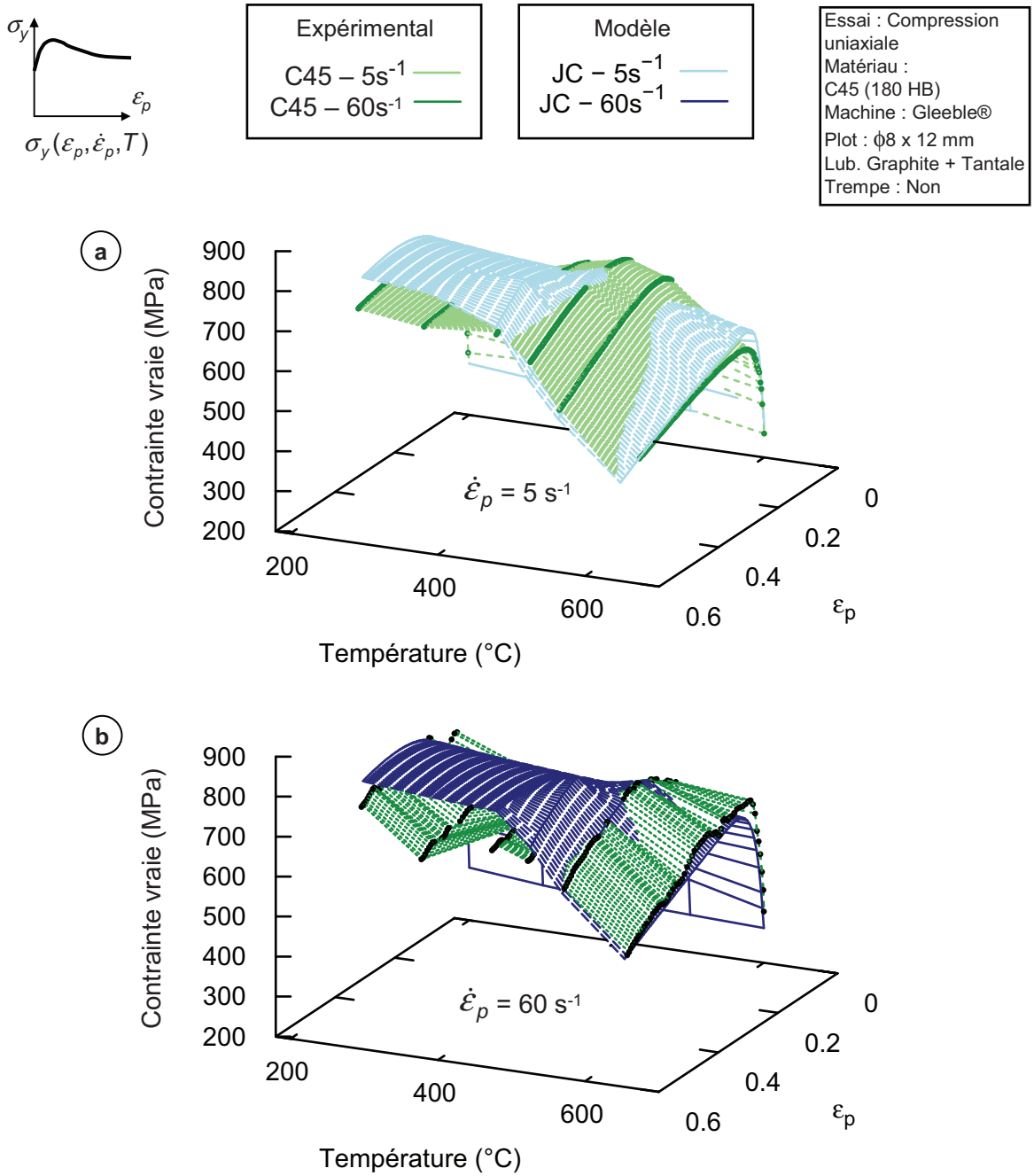

FIGURE 2.50: Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 (Tableau 2.7) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $60\ s^{-1}$

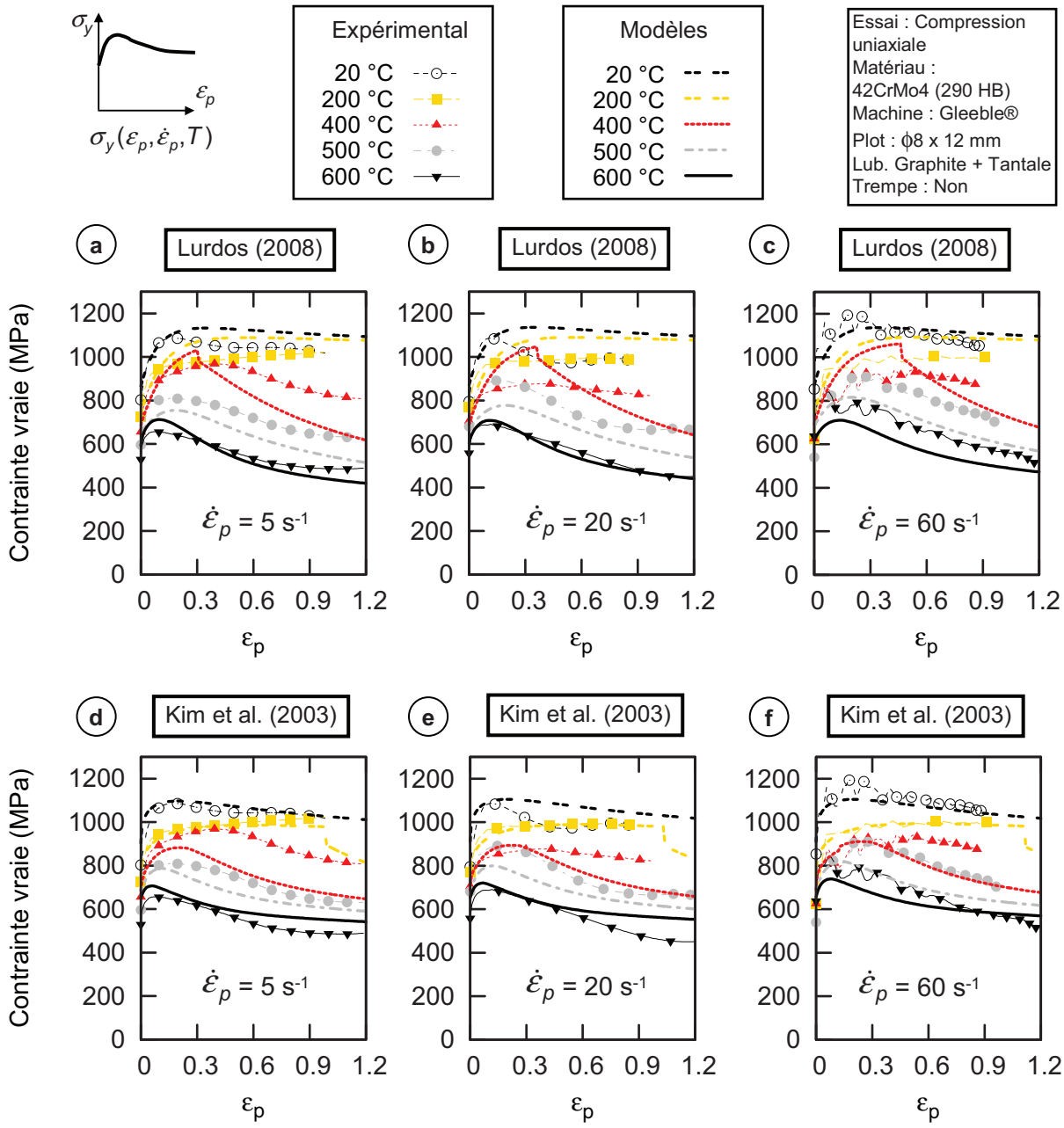

FIGURE 2.51: Comparaison entre les modèles de Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003) identifiés et les données expérimentales pour le 42CrMo4 à a-d) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b-e) 20 s^{-1} et c-f) 60 s^{-1}

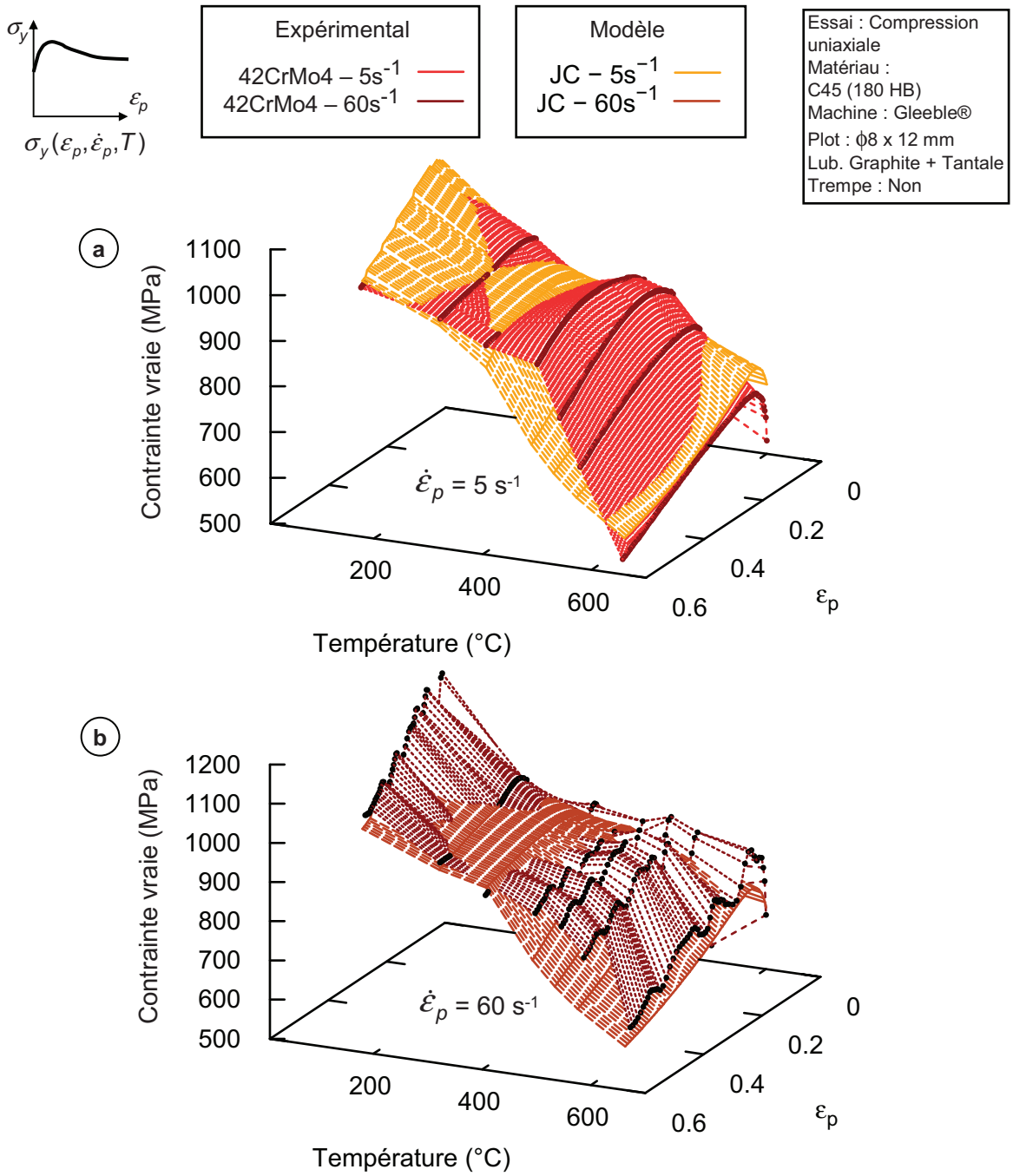

FIGURE 2.52: Représentation surfacique des données expérimentales et de la contrainte d'écoulement calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le 42CrMo4 (Tableau 2.7) à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $60\ s^{-1}$

Acier	log(Z)		Q	K_{σ_0}	m_{σ_0}	K_{σ_s}	m_{σ_s}	K_r
C45	$\leq$	23	320	223,87	$2,521.10^{-3}$	24,95	$6,487.10^{-2}$	0,652
	$>$			250,03	$-2,928.10^{-4}$	699,84	$1,940.10^{-3}$	9,931
42CrMo4	$\leq$	29,5	400	261,82	$1,442.10^{-2}$	29,11	$5,208.10^{-2}$	0,815
	$>$			571,48	$2,504.10^{-3}$	997,70	$1,116.10^{-3}$	5,532
Acier	log(Z)		Q	m_r	K_A	m_A	K_n	m_n
C45	$\leq$	23	320	$5,090.10^{-2}$	2070,14	$-1,343.10^{-2}$	4,682	$-4,877.10^{-2}$
	$>$			$1,731.10^{-3}$	–	–	0,452	$-5,043.10^{-3}$
42CrMo4	$\leq$	29,5	400	$3,375.10^{-2}$	116,14	$3,867.10^{-2}$	$9,057.10^{-4}$	$1,162.10^{-1}$
	$>$			$4,084.10^{-3}$	–	–	7,709	$-1,475.10^{-2}$

TABLEAU 2.6: Paramètres du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression

Acier	log(Z)		K_{σ_0}	m_{σ_0}	K_{σ_s}	m_{σ_s}	K_{σ_p}	m_{σ_p}
C45	$\leq$	23,6	237,7	$3,90.10^{-3}$	22,8	$6,62.10^{-2}$	61,2	$4,86.10^{-2}$
	$>$				857,0	$1,06.10^{-3}$	857,0	$1,06.10^{-3}$
42CrMo4	$\leq$	32	549,5	$3,00.10^{-3}$	198,2	$1,99.10^{-2}$	266,1	$1,74.10^{-2}$
	$>$				811,0	$2,70.10^{-3}$	811,0	$2,70.10^{-3}$
Acier	log(Z)		K_C	m_C	K_m	K_m	$K_{m'}$	$m_{m'}$
C45	$\leq$	23,6	$2,143.10^{7}$	$-2,80.10^{-1}$	228,0	$-1,13.10^{-1}$	2280,3	$-1,53.10^{-1}$
	$>$		1,500	$7,69.10^{-3}$	$3,37.10^{-1}$	$2,28.10^{-3}$	–	–
42CrMo4	$\leq$	32	$4,875.10^{4}$	$-1,20.10^{-1}$	10,6	$-3,97.10^{-2}$	1,0	$4,37.10^{-3}$
	$>$		1,702	$4,98.10^{-3}$	$3,46.10^{-1}$	$9,86.10^{-4}$	–	–
Acier	log(Z)		K_{ε_c}	m_{ε_c}	K_{ε^*}	m_{ε^*}		
C45	$\leq$	23,6	$3,05.10^{-6}$	$2,25.10^{-1}$	$1,13.10^{-1}$	$3,79.10^{-2}$		
	$>$		$8,19.10^{-1}$	$-2,77.10^{-3}$	$5,60.10^{-1}$	$2,50.10^{-3}$		
42CrMo4	$\leq$	32	$1,26.10^{-4}$	$1,05.10^{-1}$	$2,82.10^{-2}$	$4,27.10^{-2}$		
	$>$		$7,23.10^{-1}$	$-1,16.10^{-3}$	$2,18.10^{5}$	$-7,49.10^{-2}$		

TABLEAU 2.7: Paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression

contrainte-déformation change en conséquence.

Tracer des courbes adiabatiques sous-entend que T varie au cours de l'essai. Pour les deux modèles étudiés, Z change alors pendant la déformation. Suivant la température initiale T_{ini}, le passage d'un jeu de paramètres à l'autre peut se produire lorsque la valeur de Z de transition est franchie. C'est le cas ici pour $T_{ini} = 400\ °C$, courbes pour lesquelles on observe un changement de pente significatif et un adoucissement soudain.

L'impact de l'auto-échauffement sur la contrainte calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) est illustré en Figure 2.53. La transition avec les courbes isothermes est nettemment perceptible à partir de 400 $°C$ pour une déformation comprise entre 0,3 et 0,6. Selon la température initiale considérée, la chute de contrainte liée à l'auto-échauffement peut atteindre 200 voire 300 MPa.

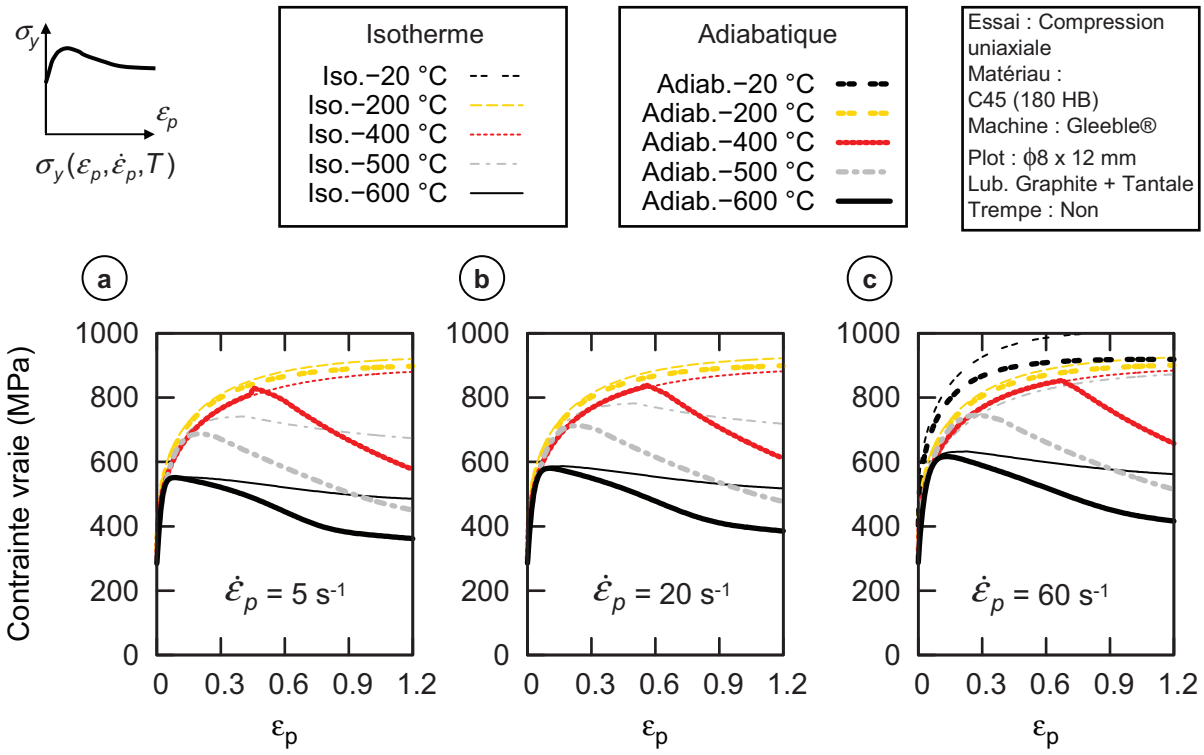

FIGURE 2.53: Influence de l'auto-échauffement sur la contrainte calculée par le modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$, b) 20 s^{-1} et c) 60 s^{-1}

Acier faiblement allié 42CrMo4

Les résultats sont un peu plus dispersés quant au 42CrMo4 (Figure 2.51). La limite d'écoulement est plutôt sous-estimée par le modèle de Lurdos (2008) aux plus faibles températures. Le changement de comportement en cours de déformation est beaucoup plus flagrant à T_{ini} = 400 °C et s'effectue de manière plus brutale.

Le modèle de Kim *et al.* (2003) offre quant à lui une bonne restitution sur la quasi totalité de la gamme de température, même si la contrainte à T_{ini} = 400 °C est également sous-estimée. Il permet par ailleurs de calculer une grandeur intéressante directement liée à la chute de contrainte engendrée par le processus de recristallisation dynamique : la fraction recristallisée X_{DRX} (Eq. 2.24). La Figure 2.54 montre à titre qualitatif l'évolution de cette grandeur suivant les conditions de sollicitations.

$$X_{DRX} = 1 - exp\left[-\left(\frac{\varepsilon_p - \varepsilon_c}{\varepsilon^*}\right)^{m'}\right] \tag{2.24}$$

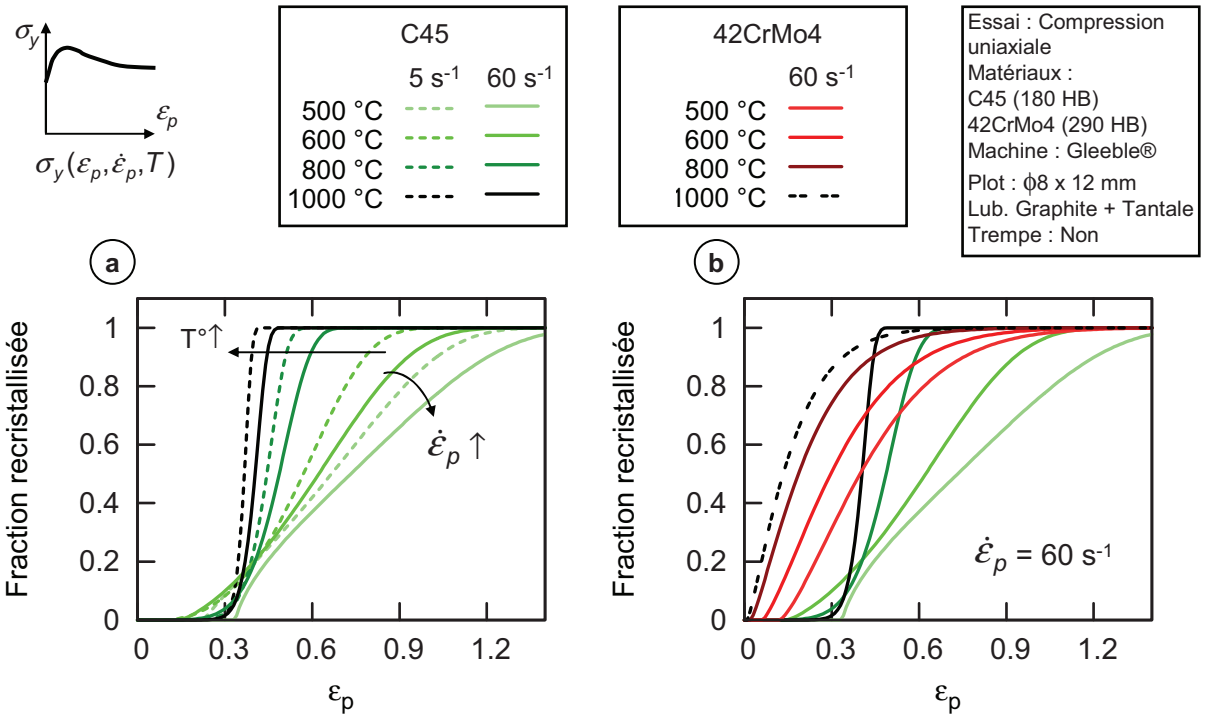

FIGURE 2.54: Evolution de la fraction recristallisée calculée dans le modèle de Kim *et al.* (2003) : a) influence de la température et de la vitesse de déformation pour le C45 et b) comparaison à $\dot{\varepsilon}_p = 60\ s^{-1}$ entre le C45 et le 42CrMo4 à différentes températures

On constate qu'une augmentation de la vitesse de déformation tend à freiner la progression de la DRX tandis qu'une élévation de température l'accélère fortement (Figure 2.54a)). Dans les conditions simulées, 50 % de la structure est recristallisé pour des déformations plastiques comprises entre 0,3 et 0,6. Plus de 90 % est recristallisé si les déformations plastiques excèdent 1.

Les identifications menées sur les deux nuances montrent que l'évolution de X_{DRX} dépend fortement du matériau étudié (Figure 2.54b)). La recristallisation apparaît plus tôt sur l'acier martensitique mais l'effet de la température semble moins soutenu que pour le C45. De même, la fraction recristallisée dépasse 90 % pour des déformations plastiques proches de 0,8-0,9. Dans le but de valider ces estimations, il aurait été intéressant de quantifier cette fraction recristallisée à différents niveaux de déformation lors des essais de compression. Ceci n'a malheureusement pu être traité à ce jour.

Comparaison au modèle de Johnson & Cook

La sensibilité à la température semble mieux reproduite par ces lois sur les deux matériaux étudiés. En comparant les contraintes prédites par les modèles de Kim *et al.* (2003) et Johnson & Cook (1983) (Figure 2.55), tous deux identifiés précédemment, on observe que la limite d'écoulement est supérieure pour le premier modèle jusqu'à 400-450 °*C*. La contrainte chute ensuite

sensiblement, notamment pour $\varepsilon_p \geq 0{,}5$ après un passage aux températures intermédiaires où le matériau est peu sensible à la température.

Cet aspect n'avait pu être retranscrit jusqu'ici avec le modèle phénoménologique de Johnson & Cook (1983). L'influence de la vitesse de déformation reste également mineure sur la plage étudiée.

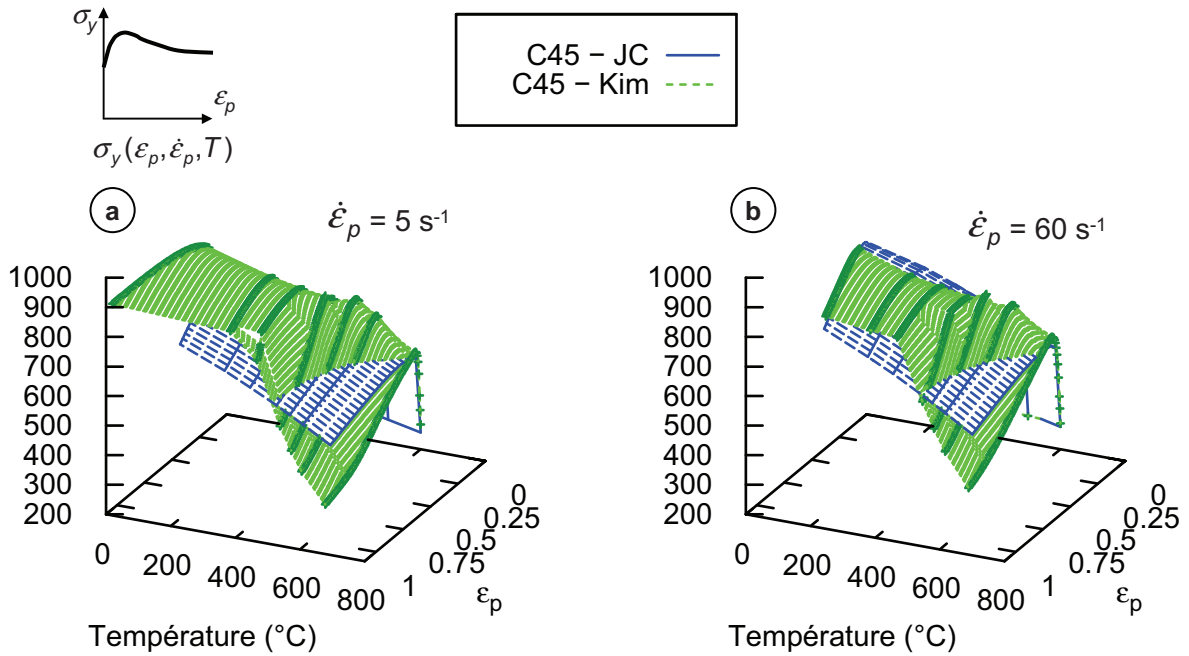

FIGURE 2.55: Comparaison entre la contrainte calculée par les modèles de Johnson & Cook (1983) et Kim *et al.* (2003) identifiés dans l'étude pour le C45 à a) $\dot{\varepsilon}_p = 5\ s^{-1}$ et b) $\dot{\varepsilon}_p = 60\ s^{-1}$

Transposition aux sollicitations rencontrées en usinage

Les identifications conduites dans les sections antérieures peuvent être utilisées pour anticiper le comportement du matériau en usinage. On s'intéresse ainsi à l'évolution de la contrainte mais aussi de la fraction recristallisée dans des conditions proches de la ZCP et ZCS (Figure 2.56). Les températures mini et maxi de chaque zone de cisaillement sont associées aux vitesses de déformation moyennes répertoriées.

Les hautes vitesses de déformation ne semblent pas perturber l'amorçage de la DRX et celle-ci se manifeste, quelque soit la température, à haute déformation. La Figure 2.56b) montre que pour des sollicitations similaires à la ZCS, 100 % de la structure est recristallisée à partir de ε_p = 1. Ceci conforte les observations faites après analyse des copeaux, où la ZCS, zone en contact avec l'outil, ressortait fortement recristallisée.

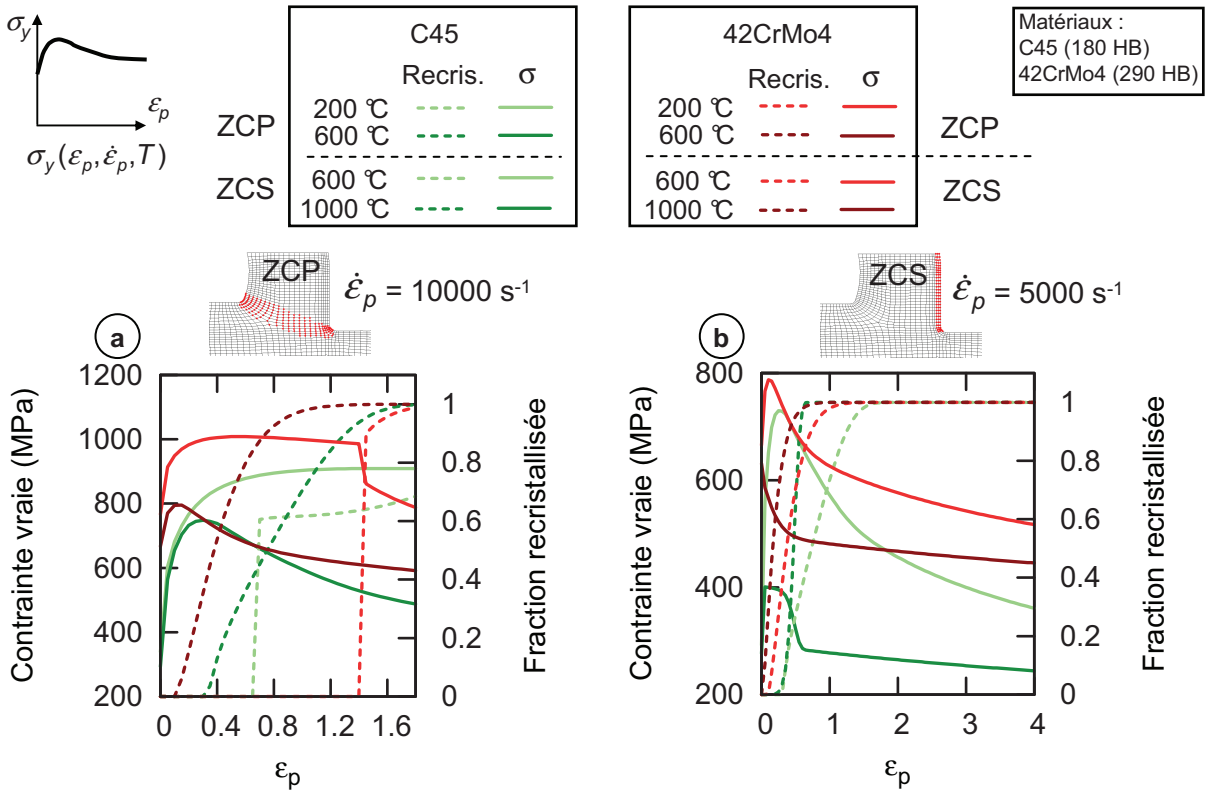

FIGURE 2.56: Evolution de la limite d'écoulement et de la fraction recristallisée calculées à partir du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et le 42CrMo4 dans des conditions similaires à a) la ZCP et b) la ZCS

5 Synthèse

La première partie de ce chapitre s'est attachée à lister le type d'essai et les dispositifs expérimentaux permettant d'étudier la rhéologie d'un matériau. Ceux-ci se distinguent par le mode de sollicitation (compression, cisaillement ...) ainsi que par la gamme de déformation et vitesse de déformation accessible.

Les différentes façons de restituer ce comportement ont été abordées en présentant le modèle phénoménologique de Johnson & Cook (1983) et plusieurs de ses adaptations. Une attention particulière s'est portée sur un autre type de formulations qui, au travers de bases physiques, intègrent des phénomènes métallurgiques plus complexes comme la restauration ou la recristallisation dynamique.

Ces processus, menant à des évolutions microstructurales, s'enclenchent lorsque le matériau est sousmis à de fortes déformations comme dans les bandes de cisaillement ou les zones de contact intense. Si la déformation apparaît comme un paramètre clé, la température et la vitesse de déformation interviennent également dans la balance énergétique favorisant ou retardant l'apparition de ces phénomènes. Les éléments bibliographiques issus de la littérature spécialisée, associées aux observations effectuées au chapitre précédent sur les copeaux, ont

conforté le fait que ces mécanismes peuvent se produire même dans des procédés à très haute vitesse de déformation comme l'usinage.

L'étude de la rhéologie des matériaux usinés avait ainsi pour objectif de reproduire ces changements microstructuraux afin de pouvoir les retranscrire dans des modèles de comportement. Une étude préliminaire a tout d'abord permis d'évaluer les sollicitations en usinage tout en dissociant clairement les deux zones de déformations du procédé. Compte tenu des moyens expérimentaux disponibles, l'essai de compression est apparu comme le plus apte à satisfaire les contraintes industrielles et scientifiques de notre étude. Les hautes déformations accessibles par cet essai rendent possible la caractérisation du comportement en ZCP, moyennant une hypothèse sur la sensibilité à la vitesse de déformation. Une analyse numérique de l'essai a été réalisée afin de valider la méthode de dépouillement et les hypothèses sous-jacentes.

La campagne expérimentale conduite sur un simulateur Gleeble® 3800 jusqu'à des déformations vraies de 1,1 a mis en évidence, sur les deux nuances, l'apparition du processus de recristallisation dynamique pour des températures supérieures à 400 $°C$. Dans ces conditions, la courbe contrainte-déformation présente un maximum de contrainte suivi d'un adoucissement menant à un régime stationnaire, caractéristique de la DRX. Des observations optiques et sous MEB ont révélé la formation d'une structure de grains fins équiaxes, homogène sur la section des échantillons et proche de celle constatée sur les copeaux issus des opérations de coupe orthogonale. Les tailles de grain répertoriées se situent entre 300 et 600 nm.

La dernière partie s'est focalisée sur l'identification de modèles de comportement pouvant être implémentés dans des codes de calcul EF. Le modèle phénoménologique de Johnson & Cook (1983) a tout d'abord été identifié pour le C45 et le 42CrMo4 à partir des essais menés à des vitesses de déformation inférieures à 100 s^{-1}. Le comportement global est plutôt bien restitué pour les deux matériaux jusqu'à $\varepsilon_p \leq$ 0,4 - 0,5. La contrainte apparaît en revanche sur-estimée aux hautes températures et l'évolution en "pic-plateau" observée aux fortes déformations ne peut être simulée. La comparaison à des identifications effectuées sur des dispositifs à grande vitesse a montré des résultats très encourageants. L'écart maximum sur la contrainte calculée frôle en effet 10 % pour des conditions similaires à celles évaluées en ZCS. L'identification d'un modèle de Johnson & Cook (1983) obtenue à partir d'essais à des vitesses de déformation réduites, peut donc être transposée, pour des aciers, à des vitesses de 10 à 100 fois supérieures en conservant une erreur raisonnable sur la contrainte. La démarche a été appliquée avec succès sur deux aciers aux propriétés et microstructures assurément différentes.

Afin de renforcer les bases physiques de notre modélisation, les lois de comportement proposées par Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003), dites "à base métallurgique", ont enfin été identifiées sur la plage complète de déformation. S'appuyant sur un couplage physique entre vitesse de déformation et température par le nombre Z de Zener-Hollomon, elles ont abouti à une retranscription plus fidèle de la rhéologie des deux matériaux aux hautes déformations et températures. Il a par ailleurs été possible de distinguer un changement de comportement au delà d'un Z critique, marquant la transition vers un domaine de conditions favorables au processus de recristallisation dynamique.

Cette démarche ayant fourni des résultats originaux, il s'agira ensuite d'intégrer ces nouveaux modèles de comportement dans des simulations numériques de coupe et de vérifier leur apport sur les résultats issus du calcul. Les changements microstructuraux mis en évidence dans les bandes de cisaillement, se retrouvent de manière encore plus soutenue à l'interface outil-matière. Initiés par les conditions thermomécaniques extrêmes, il apparaît fondamental de modéliser correctement et de manière physique l'intéraction tribologique entre la matière découpée et l'outil coupant.

Douter de tout ou tout croire sont deux solutions également commodes, qui l'une et l'autre nous dispensent de réfléchir.

Henri POINCARE [1854 - 1912]

3

Comportement de l'interface outil-matière

L'objet de ce chapitre est de proposer des modèles de contact locaux pouvant être implémentés dans des simulations numériques de coupe. Un bref état de l'art est premièrement décrit afin de recenser les choix usuels de modélisation avant d'évoquer l'importance des paramètres de contact. La méthodologie adoptée dans le cadre de cette étude et ses hypothèses sont ensuite abordées. Enfin, les modèles locaux de frottement et de transfert de chaleur caractérisant l'interface outil-matière sont présentés ainsi que leur méthode d'identification.

Sommaire

1 Etat de l'art 123

1.1 Comportement mécanique de l'interface outil-matière 123

1.1.1 Modélisation du frottement sec 123

1.1.2 Application en usinage 124

1.2 Comportement thermique de l'interface outil-matière 128

1.2.1 Modélisation thermique du contact glissant 128

1.2.2 Approches thermiques en simulation numérique de l'usinage . 133

1.3 Bilan 135

2 Importance des modèles de contact en usinage 136

2.1 Influence du frottement sur le modèle de coupe 136

2.1.1 Constatations issues de la littérature 136

2.1.2 Compléments spécifiques à cette étude 138

2.2 Influence des paramètres thermiques de contact 139

2.2.1 Constatations issues de la littérature 139

2.2.2 Compléments spécifiques à cette étude 139

2.2.3 Un contact "imparfait" à l'interface outil-copeau ? 145
3 Méthodologie adoptée 146
3.1 Hypothèses et considérations tribologiques 147
3.2 Caractérisation expérimentale du frottement 150
3.2.1 Brève revue bibliographique 150
3.2.2 Caractérisation pour les matériaux étudiés 151
3.3 Caractérisation expérimentale des résistances thermiques de contact . . . 155
3.3.1 Mesures statiques de RTC 155
3.3.2 La RTC en usinage : analyse de la zone de contact outil-matière 156
3.3.3 Evaluation de la RTC en usinage 160
4 Identification de modèles mécaniques et thermiques locaux en contact glissant 164
4.1 Méthode de dépouillement - Modèle numérique 3D de rayage 165
4.2 Modèles de contact mécaniques et thermiques locaux 168
5 Synthèse 171

1 Etat de l'art

La notion de "tribologie en usinage" est souvent associée à l'usure des outils coupants et à leur durée de vie. S'il est vrai que celle-ci est un critère important régissant la performance du procédé, elle n'est que la conséquence des sollicitations complexes existantes à l'interface outil-matière. Etudier une opération d'usinage (échelle macroscopique - lopins ϕ 80 mm - longueur d'une arête de coupe 16 mm) revient finalement à se concentrer sur une surface de 1 à 3 mm^2. On comprend alors aisément que l'ensemble des phénomènes observés (efforts, état de surface, température,...) résultent directement des interactions mécaniques et thermiques à une échelle beaucoup plus locale.

En usinage, 25 à 60 % de l'énergie consommée par le système usinant est tout simplement perdue (Astakhov (2006)). Ces pertes se dissipent en grande partie aux interfaces outil-copeau et outil-pièce de par les conditions de contact agressives. La quasi-totalité de cette énergie est dès lors transformée en chaleur et vient affecter les propriétés mécaniques de la matière usinée, de l'outil et ainsi qu'activer des phénomènes tribologiques aux interfaces.

Aller vers une estimation (prédiction ?) des performances d'usinage d'un couple outil-matière passe inéluctablement par une meilleure compréhension des mécanismes de coupe mis en jeu mais aussi du comportement tribologique de l'interface. L'apport de la simulation numérique ne peut être réel que si ce comportement est correctement restitué par les modèles interfaciaux implémentés dans les codes de calcul.

1.1 Comportement mécanique de l'interface outil-matière

1.1.1 Modélisation du frottement sec

Bien que l'étude du frottement sec ait été amorcée il y a déjà quelques siècles, commençant avec Leonard de Vinci (XVIeme siècle) puis Amontons (1699) et Coulomb (1785), on s'aperçoit que sa formalisation est toujours une question d'actualité. Dans la plupart des problèmes d'ingénierie, les effets dus au frottement aux interfaces sont retranscrits par une loi de Coulomb. Du nom du dernier auteur, ces travaux ont permis de mettre en évidence de manière phénoménologique la proportionnalité entre la force de frottement et le poids du corps en mouvement (force normale de contact). On retrouve alors une loi simple (Eq. 3.1) liant la contrainte tangentielle τ à la contrainte normale σ_n par l'intermédiaire du coefficient de frottement μ.

$$\begin{cases} |\tau| < \mu \cdot \sigma_n & \text{alors} \quad |V_{sl}| = 0 \\ |\tau| = \mu \cdot \sigma_n & \text{si} \quad |V_{sl}| > 0 \end{cases} \tag{3.1}$$

Dans les problèmes de mise en forme des matériaux, notamment les opérations de forgeage, l'utilisation d'une loi de Coulomb apparaît limitée compte tenu des fortes pressions de contact exercées. Les contraintes de cisaillement calculées pouvent en effet dépasser la contrainte limite de cisaillement de l'interface.

La formulation de Tresca est alors généralement retenue (Eq. 3.2). La contrainte de cisaillement ne s'exprime non plus en fonction de la contrainte normale de contact mais en fonction

de la limite d'écoulement en cisaillement k du matériau. Elle permet de représenter le comportement de l'interface dans le domaine des fortes pressions de contact lorsque la contrainte de frottement reste proche de la limite d'écoulement en cisaillement de l'interface.

$$\begin{cases} |\tau| < m_k \cdot k & \text{alors} \quad |V_{sl}| = 0 \\ |\tau| = m_k \cdot k & \text{si} \quad |V_{sl}| > 0 \end{cases} \tag{3.2}$$

La loi de Coulomb-Orowan combine ces deux approches en limitant la contrainte de Coulomb par la limite d'écoulement en cisaillement k (Eq. 3.3). Une tendance similaire est retranscrite par la loi de Shaw (Shaw (1984)) en s'affranchissant toutefois d'une singularité lors du changement de comportement. Ce point reste intéressant lors de l'implémentation de telles relations dans les codes de calcul (Wriggers, 2006). On notera que pour les équations 3.2 et 3.3, k est généralement considérée comme constante alors qu'elle dépend directement des sollicitations à l'interface (déformation, vitesse de déformation et température).

$$|\tau| = min(\mu \cdot \sigma_n, k) \quad \text{si} \quad |V_{sl}| > 0 \tag{3.3}$$

Il convient de faire une remarque quant au modèle de Coulomb abordé précédemment. Pour les cas de contact dits "collants", la contrainte de cisaillement à l'interface devrait être égale à la limite d'écoulement en cisaillement du matériau k. La contrainte normale ne peut quant à elle excéder la limite d'écoulement uniaxiale. En considérant un critère de von Mises, on peut calculer le coefficient de frottement résultant de ces conditions (Eq. 3.4).

$$\mu_s = \frac{k}{\sigma_y} = \frac{\sigma_y/\sqrt{3}}{\sigma_y} = 0,577 \tag{3.4}$$

En théorie, le coefficient de frottement au sens de Coulomb ne devrait donc excéder 0,577. Cette valeur peut être considérée comme une borne supérieure pour les lois de frottement proposées par la suite.

D'autres modèles basés sur la théorie de la vague plastique considèrent une approche plus locale en se basant sur la déformation des aspérités. Ceux-ci ne seront pas abordés ici et sont détaillés dans Vidal-Sallé *et al.* (2001).

1.1.2 Application en usinage

Dans les nombreuses études traitant de la simulation numérique de la coupe, le modèle de frottement est généralement considéré comme un paramètre de second ordre. Lorsque de grandes vitesses de coupe sont employées ($\geq 20\ m/s$), certains auteurs émettent même l'hypothèse discutable d'un contact sans frottement (Bäker, 2006). Les champs de contraintes et températures sur le copeau apparaissent pourtant fortement influencés par ce paramètre si l'on se base sur les travaux précurseurs réalisés par Carroll & Strenkowski (1988). Différentes approches ont alors été discutées dans la littérature afin d'apporter une justification scientifique à cette donnée d'entrée. Ozel (2006) et Iqbal *et al.* (2007b) ont listé et évalué les principaux modèles de frottement constants et variables utilisés dans les simulations par éléments finis (EF). Ces lois sont synthétisées dans le Tableau 3.1.

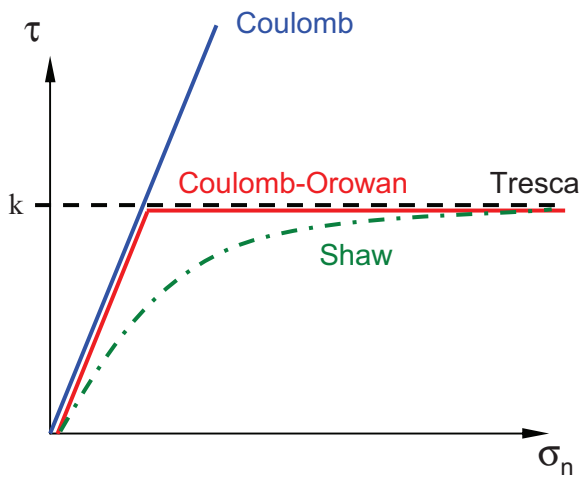

FIGURE 3.1: Lois de frottement classiquement utilisées

Le choix du modèle de frottement est en grande partie dicté par le code de calcul utilisé. Le tableau 3.2 reprend les modèles sélectionnés dans 14 études portant sur la simulation numérique de l'usinage du C45 avec des outils carbure.

La pratique la plus courante est de considérer un frottement de Coulomb constant (Modèle 1) le long des interfaces outil-copeau et outil-pièce. Les premières identifications de ces modèles étaient principalement basées sur des essais de coupe associés aux théories de Merchant (1944) ou Albrecht (1960). On constate que, pour des conditions de coupe similaires, les valeurs du coefficient de frottement saisies varient d'un auteur à l'autre (Tableau 3.2). Grzesik *et al.* (2005) ont par exemple opté pour μ = 0,5 en usinage du C45 avec des outils en carbure revêtus TiN tandis que l'étude menée par Filice *et al.* (2007a) souligne que μ = 0,4 semble le plus approprié pour des outils carbure non revêtus. Un coefficient de frottement de Tresca constant (Modèle 2) est également appliqué sur toute l'interface outil-matière comme dans les travaux publiés par Ceretti *et al.* (2007), Filice *et al.* (2007a) ou Attanasio *et al.* (2008), k étant la limite d'écoulement en cisaillement du matériau usiné ($k = \sigma_y/\sqrt{3}$).

Une formulation "collant-glissant" initialement appliquée en usinage par Zorev (1963) peut-être adoptée et reprend le principe du modèle de Coulomb-Orowan (Modèle 5 avec $m = 1$). Elle distingue deux comportements tribologiques différents sur la face de coupe. Dans la zone dite "collante", où la vitesse de glissement relative entre l'outil et le copeau tend vers 0, la contrainte de cisaillement est considérée constante et égale à la limite d'écoulement en cisaillement k du matériau usiné. Sur la partie "glissante", un coefficient de Coulomb constant est appliqué. Le point délicat est de définir a priori la transition entre les deux zones spécifiées. Une possibilité consiste à inspecter les traces laissées sur la face de coupe de l'outil utilisé. Rech (2002), M'Saoubi & Chandrasekaran (2005) ou Iqbal *et al.* (2007a) ont évalué cette transition à partir d'analyses EDX en inspectant particulièrement la concentration de fer. Ozel (2006), Filice *et al.* (2007a) et Haglund *et al.* (2008) ont notamment implémenté cette approche

Modèle n°	Modèle de frottement	Expression
1	Coulomb constant	$\lvert\tau\rvert = \mu \cdot \sigma_n$
2	Tresca constant	$\lvert\tau\rvert = m_k \cdot k$
3	Coulomb variable	$\lvert\tau\rvert = \mu(P, V_g, T) \cdot \sigma_n$
4	Tresca variable	$\lvert\tau\rvert = m_k \cdot k(1 - exp(-\frac{\mu \cdot \sigma_n}{m_k \cdot k}))$
5	Tresca constant sur une zone d'adhésion Coulomb constant dans la zone de glissement	$\lvert\tau\rvert = m_k \cdot k$, dans la zone d'adhésion $\lvert\tau\rvert = \mu \cdot \sigma_n$, dans la zone de glissement
6	Tresca variable sur une zone d'adhésion Coulomb variable dans la zone de glissement	Modèle n° 4, dans la zone d'adhésion Modèle n° 3, dans la zone de glissement

TABLEAU 3.1: Principaux modèles de frottement considérés dans les simulations EF d'usinage (d'après Iqbal *et al.* (2007b))

et ont montré sa forte influence sur la restitution de l'effort d'avance F_f. Les écarts relevés sur ce dernier par rapport aux données expérimentales avoisinent néanmoins les 30 % dans les simulations effectuées par Filice *et al.* (2007a) alors qu'ils excédent même 50 % sur les résultats d'Ozel (2006). Ceux obtenus par Iqbal *et al.* (2007b) tendent à montrer que ce modèle de frottement serait valide plutôt aux hautes vitesses de coupe en prédisant un effort d'avance F_f à $2-25$ % de 400 à 879 m/min. Une combinaison des modèles de frottement variables présentés précédemment est aussi suggérée par Ozel (2006) conduisant au Modèle 6.

D'après l'étude conduite par Ozel (2006), les frottements de Coulomb variable (Modèle 3) ou Tresca variable (Modèle 4) fournissent les résultats les plus pertinents en termes d'efforts d'usinage. Les coefficients de ce dernier sont identifiés à partir des travaux expérimentaux présentés par Shirakashi & Usui (1973) reprenant la technique du "split tool". L'outil coupant est constitué de deux parties O_1 et O_2 séparées par une étroite rainure (Figure 3.2).

La méthodologie mise en place permet, à partir d'une mesure des efforts F_{Ni} et F_{fi} isolée sur O_2, de remonter aux contraintes appliquées sur la face de coupe. La position l_i de la rainure permet d'étudier la distribution sur toute la surface de contact, la partie O_1 assurant des conditions de contact similaires pour chaque configuration. Les modèles 3 et 4 ont montré une bonne corrélation entre les efforts d'avance F_f simulés et ceux relevés expérimentalement ($\sim 12-20$ %) contrairement à l'effort de coupe F_c exceptionnellement surestimé à près de 50 % (Ozel, 2006).

Réf.	Modèle $n°$	Revêtement outil	V_c $[m/min]$	f $[mm/tr]$	Paramètres de frottement
Attanasio *et al.* (2008)	2	Non-revêtu	100 et 150	0,1	$m_k = 0,82$
Autenrieth *et al.* (2007)	1	Non-revêtu	50–200	0,02–0,1	$0 \leq \mu \leq 0,375$
Ceretti *et al.* (2007)	2	Non-revêtu	50–150	0,05–0,15	$m_k = 0,82$
		Revêtu TiN			$m_k = 0,4$
Davim & Maranhão (2009)	1	Revêtu TiN	300	0,3	$\mu = 0,69$
			3000		$\mu = 0,31$
Ee *et al.* (2005)	1	NS	180	0,2	$\mu = 0,3$
Filice *et al.* (2007b)	2	Non-revêtu	100–150	0,1–0,15	$m = [0,2 ; 0,4 ; ;0,6 ; 0,8]$
	1				$\mu = [0,2 ; 0,4 ; 0,6]$
	5				$m_k = [0,4 ; 0,5 ; 0,6 ; 0,7 ; 0,82]$ $\mu = [0,1 ; 0,2 ; 0,3]$
Grzesik *et al.* (2005)	1	Revêtu TiN	103	0,16	$\mu = 0,5$
Iqbal *et al.* (2007b)	1	Non-revêtu	198 ;399 628 ;879	0,1	$0,6 \leq \mu \leq 0,75$
Ozel & Zeren (2005)	5	Non-revêtu	300	0,1	$\tau_{max} \sim 203\ MPa$ $\mu = 0,64$
Ozel (2006)	4	Non-revêtu	50–250	0,1	$m_k = 0,818$ $\tau_{max} \sim 440\ MPa$ $\mu = 1, n = 1,7$
Rhim & Oh (2006)	1	HSS	600	1,5	$\mu = 0,5$
Sartkulvanich *et al.* (2004)	2	Non-revêtu	200–300	0,1	$m_k = 0,5$
Umbrello *et al.* (2007b)	2	Non-revêtu	50–150	0,05–0,15	$m_k = 0,82$
Xie *et al.* (2005)	1	Non-revêtu	300	0,145	$\mu = 0,3$

TABLEAU 3.2: Synthèse des modèles de frottement utilisés en simulation de l'usinage du C45 avec outils carbures

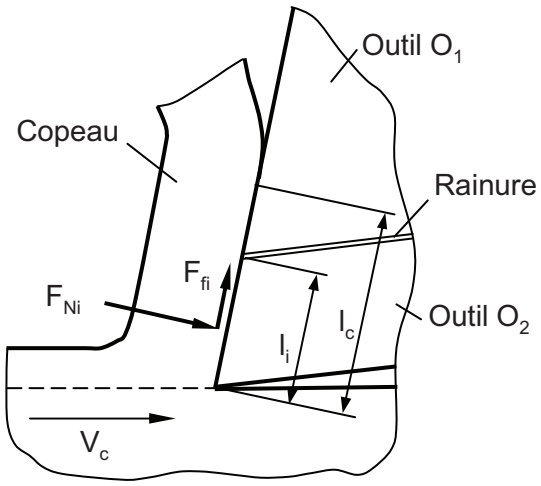

FIGURE 3.2: Principe de la méthode "split-tool"(Astakhov (2006))

En résumé, l'effort de coupe F_c est globalement bien restitué avec une erreur inférieure à 10 %. Quelque soit le modèle de frottement employé, les écarts relatifs sur l'effort d'avance par rapport aux données expérimentales sont généralement compris entre 20 et 40 %. Ils excédent parfois $\sim$ 50 % si l'on en croit Ozel (2006). La longueur de contact outil-copeau et l'épaisseur moyenne du copeau sont grandement sous-estimées de 30 à 60 % tandis que l'angle de cisaillement est plutôt surévalué ($\sim$ 30 - 40 %) (Filice *et al.*, 2007b; Ozel & Zeren, 2006).

Il est intéressant de souligner le fait que l'évaluation des performances des modèles de coupe se résume souvent à la comparaison des efforts générés uniquement (Autenrieth *et al.*, 2007; Davim & Maranhão, 2009; Iqbal *et al.*, 2008a; Sartkulvanich *et al.*, 2004; Xie *et al.*, 2005). La confrontation s'intéresse parfois aux aspects thermiques (Ceretti *et al.*, 2007; Grzesik *et al.*, 2005; Umbrello *et al.*, 2007b) mais rarement à l'ensemble des sorties du modèle de coupe (i.e. efforts, flux de chaleur, températures, longueurs de contact, épaisseur et morphologie du copeau formé, etc.) (Filice *et al.*, 2007b; Ozel & Zeren, 2006). Les différents travaux ne considèrent pour la plupart qu'une plage limitée de conditions de coupe f et V_c, voire une seule.

1.2 Comportement thermique de l'interface outil-matière

1.2.1 Modélisation thermique du contact glissant

De par les perturbations qu'elle engendre dans un système glissant (adoucissement, endommagement, usure, etc.), la thermique de contact reste une question majeure en tribologie à en croire les récentes publications de Laraqi *et al.* (2009), Bansal & Streator (2009) ou encore Aderghal *et al.* (2011). Les travaux de Majcherczak (2003), Richard (2008), Guillot (2009) et dernièrement Kaza (2010) donnent une vision claire des problématiques que suscite ce sujet. Les paragraphes suivants présentent une synthèse des aspects bibliographiques extraits de chacun d'eux.

Du contact "parfait" ...

Les premières études sur la thermique de contact paraissent deux siècles après les constats mécaniques d'Amontons et Coulomb. Blok (1938) puis Jaeger (1942) ont développé la théorie des sources mobiles pour exprimer la température maximale, dite "température flash", atteinte à la surface de deux solides semi-infinis en contact frottant. La notion de coefficient de partage des flux (notée p) est déjà abordée et notamment sa dépendance à la vitesse de déplacement de la source de chaleur au travers du nombre de Peclet solide $Pe = \frac{V_{sl} \cdot b}{a_1}$, a_1 étant la diffusivité thermique du solide 1 et b une longueur caractéristique du contact (Figure 3.3). Son expression est obtenue à partir de l'équation de la chaleur et en imposant une égalité en température des surfaces en contact (Eq. 3.5).

$$p = \frac{\varphi_1}{\varphi_1 + \varphi_2} = \frac{\lambda_1}{\lambda_1 + \lambda_2 \cdot \sqrt{f\left(\frac{1}{Pe}\right)}} \quad \text{avec} \quad Pe = \frac{V_{sl} \cdot b}{a_1} \tag{3.5}$$

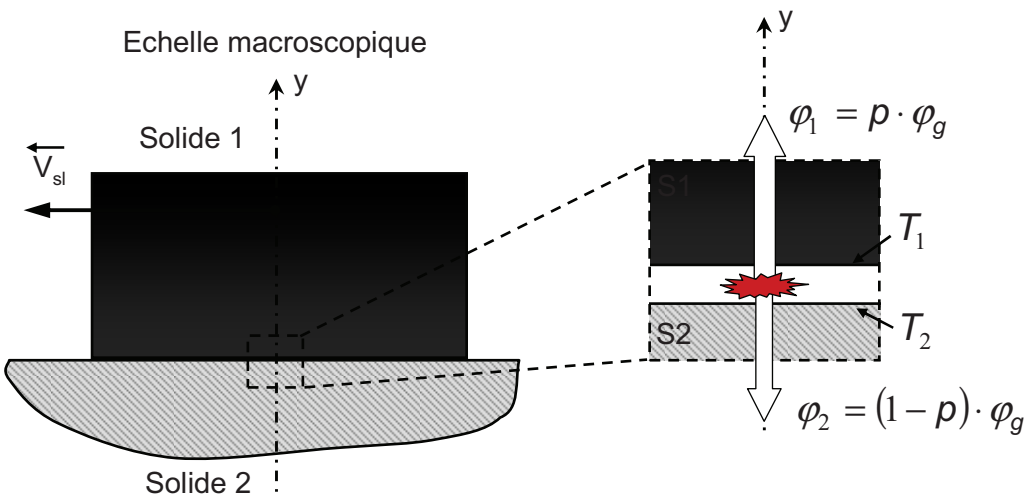

FIGURE 3.3: Illustration du partage des flux dans un contact glissant parfait

Partant de la même hypothèse, Vernotte (1961) considère la répartition des flux au sein d'un contact statique siège d'une génération de chaleur caractérisée par un flux global φ_g. Selon l'auteur, au contact de deux corps semi-infinis, celle-ci se partage suivant le barycentre des effusivités ξ_i de chaque matériau. Le coefficient de partage des flux p s'exprime alors de la manière suivante, indépendamment de la vitesse relative des corps en contact :

$$p = \frac{\xi_1}{\xi_1 + \xi_2} \quad \text{avec} \quad \xi_i = \sqrt{\rho_i \cdot C_{pi} \cdot \lambda_i} \quad i = 1,2 \tag{3.6}$$

Guillot (2009) souligne en revanche que, pour les milieux finis, cette hypothèse ne semble être applicable que dans les premiers instants du contact. Cette relation est valable pour les

mises en contact brusques mais ne semble pas adaptée à l'étude de régimes permanents. Les mécanismes de dissipation ne sont en effet pas pris compte.

... au contact "imparfait" : notion de résistance thermique de contact

Les formulations exposées précédemment reposent sur une égalité des températures des surfaces en contact. On considère par là que le contact est "parfait", c'est à dire que l'aire réelle de contact est égale à l'aire apparente de contact. Cette condition est difficilement acceptable d'un point de vue microscopique. A une certaine échelle, les irrégularités des deux surfaces limitent toujours l'aire apparente de contact à certaines zones locales (Figure 3.4). Ces variations géométriques combinées à la mauvaise conductivité de l'espace interstitiel créent le phénomène de constriction thermique caractérisé par :

- la concentration des lignes de flux sur ces contacts locaux solide-solide ;
- la déformation des isothermes et des lignes de flux à proximité des aspérités (volume perturbé - Figure 3.4) ;
- la délocalisation des sites de génération de chaleur (Richard (2008)).

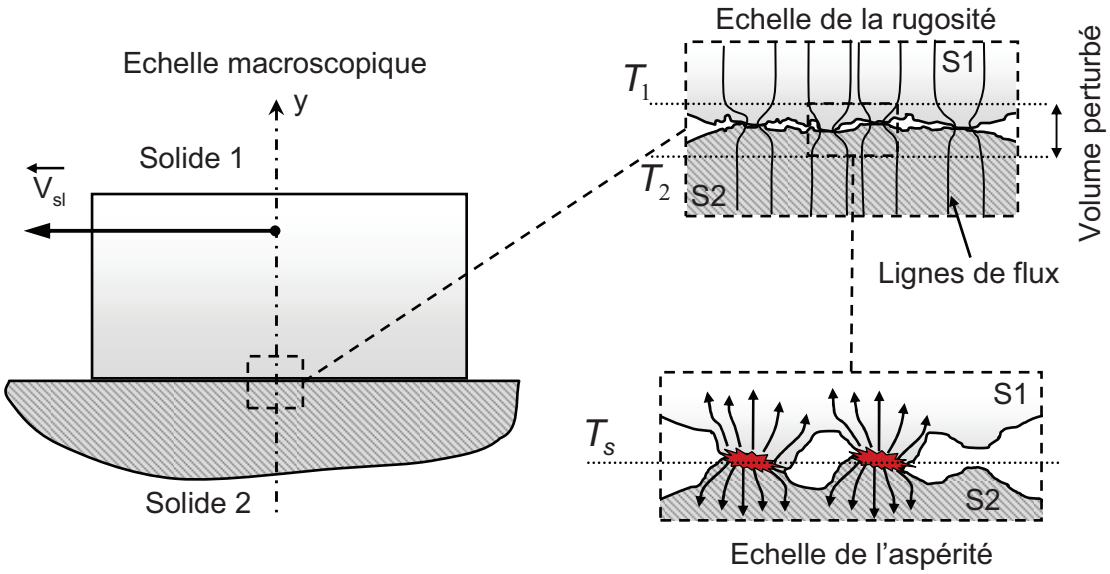

FIGURE 3.4: Schématisation d'un contact imparfait à différentes échelles

En supposant le volume perturbé négligeable à une échelle macroscopique (Figure 3.4), on peut réduire cette variation à une discontinuité thermique brusque en introduisant la notion de résistance thermique de contact (RTC, ici statique), ou son inverse h une conductance thermique de contact. La différence de température $T_2 - T_1$ entre les surfaces en contact s'exprime alors en fonction de la surface de contact Ac, du flux thermique traversant l'interface φ et de la RTC (Eq. 3.7).

$$T_2 - T_1 = \frac{RTC}{Ac} \cdot \varphi = \frac{\varphi}{h \cdot Ac} \tag{3.7}$$

De nombreux travaux ont été menés afin d'affiner la prise en compte de ce paramètre dans les applications statiques (ou quasi-statiques) comme la forge (Bourouga *et al.* (2001)) ou encore le soudage par point (Rogeon *et al.* (2009)). D'autres auteurs se sont spécifiquement intéressés au contact glissant (Bardon (1972, 1986); Laraqi (1996); Laraqi & Bairi (2002); Komanduri & Hou (2001a); Chantrenne & Raynaud (1997, 2001); Bauzin *et al.* (2008)).

L'approche proposée par Bardon (1972, 1986) reste la plus utilisée et implémentée dans la plupart des codes de calcul (Eq. 3.8). Elle repose sur l'utilisation de deux paramètres thermiques de contact. En plus d'une résistance thermique de contact glissant RTC_g, un coefficient de génération de chaleur α est introduit. Il reflète la quantité de chaleur générée par frottement à la surface du solide 1 tandis que sa complémentaire est générée à la surface du solide 2 (Figure 3.5).

$$\begin{cases} \varphi_1 = \alpha \cdot \varphi_g + Ac \cdot \dfrac{T_2 - T_1}{RTC_g} \\ \varphi_g = \varphi_1 + \varphi_2 \end{cases} \tag{3.8}$$

En portant attention à l'Eq. 3.8, on constate que l'influence du coefficient α dépend directement de la valeur de $h = \dfrac{1}{RTC_g}$. L'emploi d'une conductance de contact très élevée (contact parfait) aura tendance à "shunter" le produit $\alpha \cdot \varphi_g$ (Guillot (2009)). Le transfert ne dépendra donc plus que des résistances de constriction des solides eux mêmes, c'est à dire de leurs propriétés thermiques. Une variation du coefficient α sera alors sans effet.

Les auteurs définissent à juste titre α comme étant la "part du flux de chaleur généré à l'interface qui participe à la chute de température" en distinction au ratio $p = \dfrac{\varphi_1}{\varphi_g}$. Dans la suite du manuscrit, α sera nommé "coefficient de partage", sous-entendu coefficient de partage du flux généré par frottement.

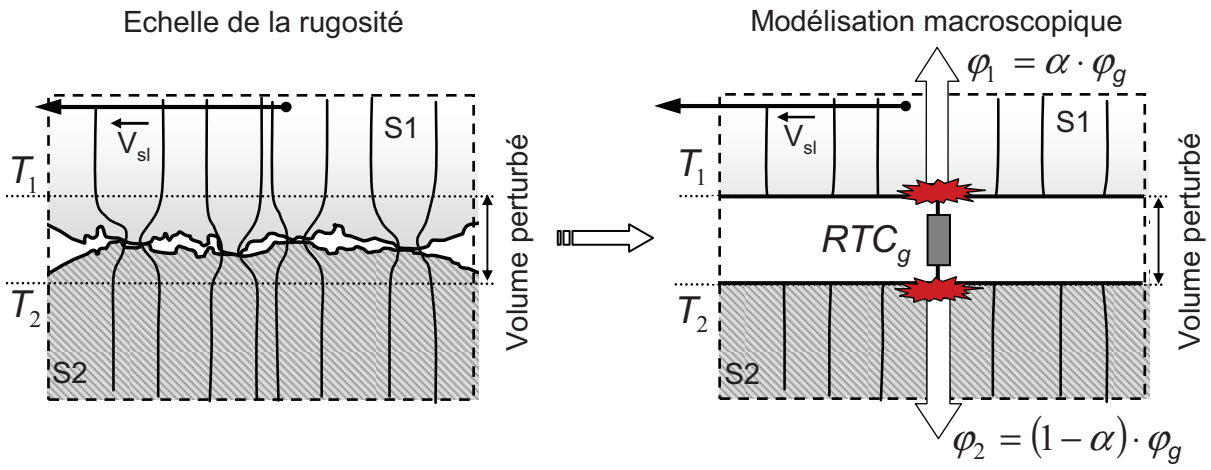

FIGURE 3.5: Modélisation thermique macroscopique d'un contact glissant imparfait

Les récents travaux de Guillot (2009) (LTN Nantes) ont permis d'évaluer ces paramètres dans un contact glissant sous de fortes pressions de contact. L'auteur a en particulier instrumenté en température un banc de compression-translation (HUST - Hot Upsetting-Sliding Test) mis au point au LAMIH de Valenciennes (Figure 3.6). Les relevés effectués dans le massif et le frotteur ont permis, à partir d'une méthode inverse sur chaque sous-domaine, d'identifier les paramètres thermiques de contact α et RTC_g lors d'un essai de frottement. Les températures initiales des pièces (C45 - 500 $°C$) et des outils (acier M2 - 275 $°C$) sont imposées respectivement par induction et par résistance électrique. Des vitesses de glissement de 0,2 et 0,4 m/s ont été étudiées sous une pression de contact d'environ 1 GPa.

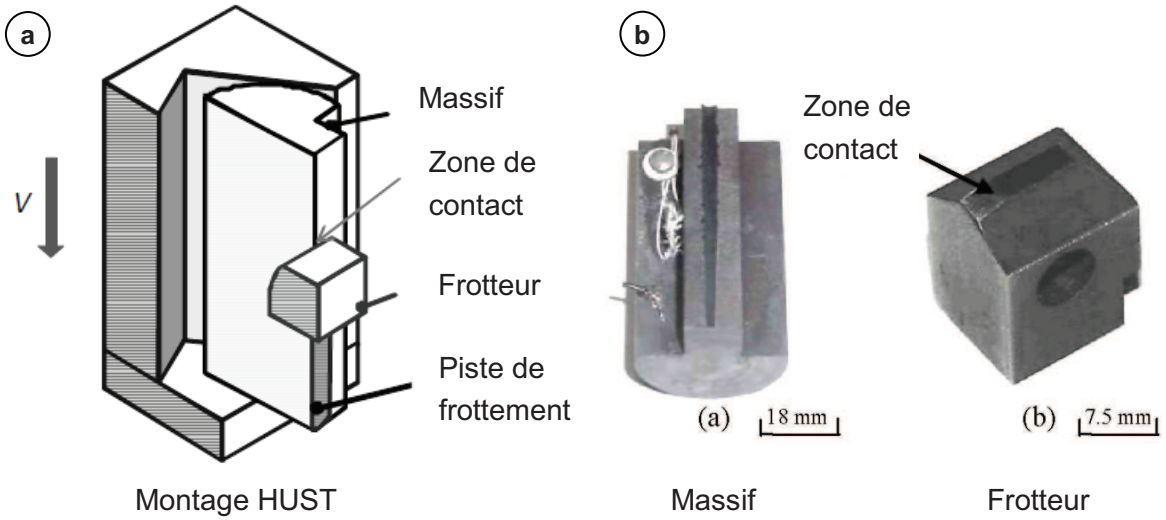

FIGURE 3.6: Dispositif HUST développé pour l'identification du frottement et des paramètres thermiques de contact (Guillot, 2009; Brocail, 2009)

Les valeurs de RTC_g estimées dans ces conditions sont de l'ordre de 10^{-4} Km^2/W (Guillot, 2009; Bourouga *et al.*, 2010). Aucune dépendance à la vitesse de glissement n'a été observée même si la plage explorée demeure plutôt réduite (0,2 et 0,4 m/s). L'auteur conclue que l'hypothèse de contact parfait dans de telles conditions de glissement peut définitivement être remise en question.

Le coefficient de partage α (part du flux généré qui participe à la chute de température) apparaît très proche du barycentre des effusivités pour une vitesse de 0,2 m/s mais s'en éloigne à 0,4 m/s (α supérieure à la valeur attendue). Les auteurs pensent à une identification faussée par un temps de contact trop court et un flux entrant dans le massif sous-estimé. α représente la part du flux généré par frottement transmise au massif, corps mobile par rapport à la source de chaleur. Les éléments bibliographiques sur le contact glissant tendent à montrer que cette part augmente avec la vitesse de glissement pour atteindre quasiment 90 % à haute vitesse (Laraqi *et al.*, 2009). Sa dépendance à la vitesse est certaine et se doit d'être caractérisée.

Laraqi (1996) a par ailleurs montré que le coefficient de partage peut s'exprimer seulement en fonction des résistances de constriction des corps en contact (influence des matériaux,

géométrie et conditions de contact). On retrouve notamment la forte influence de la vitesse de glissement sur ces dernières. Des approches analytiques plus détaillées ont été développées par les mêmes auteurs (Laraqi *et al.* (2004)) afin d'étudier par exemple l'influence de la géométrie du contact sur les aspects de constriction.

Alors que la génération de chaleur est jusqu'ici considérée comme surfacique, Chantrenne & Raynaud (1997, 2001) considèrent que celle-ci a lieu dans un volume donné en sous-couche de chaque massif en contact. Pour caractériser la distribution de la chaleur générée dans chaque solide, deux fonctions sont introduites afin de répartir la dissipation suivant la profondeur concernée.

1.2.2 Approches thermiques en simulation numérique de l'usinage

La problématique des transferts de chaleur en usinage n'est pas récente et de nombreux auteurs ont déjà élaboré des modèles analytiques afin de traiter ces aspects. On pourra nommer les travaux de Berliner & Krainov (1991); Childs *et al.* (2000); Trent & Wright (2000); Komanduri & Hou (2001b); Battaglia *et al.* (2002); Puigsegur (2002); Grzesik & Nieslony (2003); Rech *et al.* (2004). L'analyse suivante se portera seulement sur les approches choisies dans les modèles numériques pour simuler la thermique de la coupe et quelques méthodes d'identification des paramètres.

Le Tableau 3.3 s'intéresse cette fois-ci aux modèles thermiques utilisés dans les études répertoriées en section 1.1.2 (application C45 page 124). En considérant un modèle macroscopique à deux paramètres (coefficient de partage α et conductance thermique de contact h - Eq. 3.8), il apparaît que les paramètres thermiques de contact sont réellement ignorés. Le coefficient α correspond par la suite à la part du flux de chaleur généré par frottement transmise à la pièce (copeau ou surface usinée).

Dans la littérature, peu d'auteurs ont en effet examiné cette particularité de l'interaction outil-matière. Umbrello *et al.* (2007b) et Ceretti *et al.* (2007) ont focalisé leurs efforts sur l'identification du "coefficient global de transfert de chaleur" (autrement dit, la conductance thermique de contact h) par simulation EF. En ajustant ce paramètre thermique, Umbrello *et al.* (2007b) concluent qu'une valeur proche de $10^6\ W/m^2K$ fournit les résultats numériques les plus cohérents par rapport aux mesures de température effectuées sur l'outil coupant. Néanmoins, les auteurs attirent l'attention sur le fait qu'utiliser ce paramètre comme un paramètre d'optimisation peut lui faire perdre tout sens physique compte tenu des autres limites des modèles actuels et de la grande incertitude sur les températures mesurées. Les temps d'usinage simulés restant relativement faibles (quelques millisecondes), il peut être un moyen artificiel d'atteindre l'équilibre thermique plus rapidement mais peut considérablement sous-estimer les températures des surfaces. Les résultats de Ceretti *et al.* (2007) mettent en valeur sa dépendance à la pression de contact et à la température des surfaces en contact. Le coefficient de partage α n'est pas abordé.

Iqbal *et al.* (2008b) ont mis en place une approche tribologique afin de quantifier la conductance thermique de contact h en usinage du C45. Des essais de frottement menés sur un tribomètre pion-disque modifié (frottement d'un pion sur la paroi d'un tube) ont été exploités. L'extraction de h est réalisée à partir d'un modèle numérique après calage de la température

Réf.	Revêtement outil	V_c $[m/min]$	f $[mm/tr]$	α	h W/m^2K
Attanasio *et al.* (2008)	Non-revêtu	100 and 150	0,1	NS	$f(P,T)$
Autenrieth *et al.* (2007)	Non-revêtu	50–200	0,02–0,1	0,5	NS
Ceretti *et al.* (2007)	Non-revêtu	50–150	0,05–0,15	NS	$f(P,T)$
	Revêtu TiN			NS	$f(P,T)$
Davim & Maranhão (2009)	Revêtu TiN	300	0,3	NS	NS
		3000		NS	NS
Ee *et al.* (2005)	NS	180	0,2	NS	NS
Filice *et al.* (2007b)	Non-revêtu	100–150	0,1–0,15	NS	10^6
Grzesik *et al.* (2005)	Revêtu TiN	103	0,16	NS	NS
Iqbal *et al.* (2007b)	Non-revêtu	198 ;399 628 ;879	0,1	NS	10^5
Ozel & Zeren (2005)	Non-revêtu	300	0,1	NS NS	NS NS
Ozel (2006)	Non-revêtu	50–250	0,1	NS	10^5
Rhim & Oh (2006)	HSS	600	1,5	NS	NS
Sartkulvanich *et al.* (2004)	Non-revêtu	200–300	0,1	NS	NS
Umbrello *et al.* (2007b)	Non-revêtu	50–150	0,05–0,15	NS	10^6
Xie *et al.* (2005)	Non-revêtu	300	0,145	0,5	NS

TABLEAU 3.3: Synthèse des modèles thermiques utilisés en simulation de l'usinage du C45 avec outils carbures ("NS" signifiant "Non specifié")

simulée à celle mesurée sur le dispositif par caméra IR. Les valeurs de conductance identifiées pour des vitesses de frottement allant de ~ 50 à ~ 780 m/min restent comprises entre $[1-3.10^5]$ W/m^2K. Les auteurs ont émis l'hypothèse hautement discutable que le coefficient de partage α était égal au barycentre des effusivités (Eq. 3.6), et ce quelque soit la vitesse de glissement.

Akbar *et al.* (2008) ont préféré identifier le coefficient de partage α à partir d'essais de coupe sur un 42CrMo4. La méthode inverse, basée sur ces derniers, consiste à caler simultanément les températures calculées par simulation EF et celles mesurées expérimentalement (pyromètre) en différents points de l'outil. Sur leur modèle numérique, une distribution non uniforme du flux est appliquée sur la zone de contact observée après chaque essai de coupe. La distinction entre zone "collante" et glissante à l'interface outil-copeau est obtenue par analyse EDX. La densité de flux est ajustée jusqu'à calage du modèle. La dépendance du coefficient de partage α à la vitesse de coupe, i.e. à la vitesse de glissement à l'interface outil-matière, est mise en évidence.

La part du flux transmis à l'outil décroît exponentiellement avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Une tendance similaire a été observée par Zemzemi *et al.* (2009) lors d'essais de frottement sur un 42CrMo4 avec des pions revêtus TiN.

Les simulations d'usinage appliquées à ce matériau intègrent pourtant habituellement un coefficient de partage α constant et considèrent un contact parfait à l'interface outil-matière, i.e. conductance thermique de contact très élevée (d'après Arrazola *et al.* (2008b) et Llanos *et al.* (2009) : $\alpha = 0{,}5$; $h = 10^8\ W/m^2K$).

1.3 Bilan

D'un point de vue simulation de la coupe, les modèles de comportement mécanique et thermique des interfaces apparaissent, d'une manière générale, comme des paramètres de second ordre.

Les frottements de Coulomb et Tresca restent les plus utilisés afin de retranscrire la partie mécanique du contact. Dans la plupart des travaux, un coefficient de frottement constant est appliqué sur l'intégralité de l'interface outil-matière. Sa valeur est calculée directement à partir d'essais de coupe (efforts d'usinage) ou par itération dans un modèle numérique jusqu'à cohérence des efforts simulés et mesurés.

On constate néanmoins une volonté (nécessité ?) de plus en plus forte de migrer vers des modèles de frottement plus évolués, variables le long de l'interface en fonction des conditions de contact. L'identification de ces modèles dans des conditions tribologiques proches de celles existant à l'interface outil-matière est encore un réel défi.

La dissociation d'un contact stagnant et glissant est intéressante mais est aujourd'hui principalement implémentée en supposant a priori la transition entre ces deux régions. Cette dernière doit pourtant être un résultat du calcul, conséquence du modèle de frottement considéré.

La thermique de contact dans les simulations numériques de coupe est réellement négligée. Très peu de travaux abordent l'implémentation de modèles de transfert de chaleur aux interfaces, voire la caractérisation expérimentale de ces échanges. Le manque de données thermiques fiables, raisonnablement accessibles et pouvant être utilisées de manière quantitative en est peut-être la principale cause.

Les modèles existants sont issus de la communauté thermicienne et sont rarement transposés aux procédés de fabrication. La notion de résistance thermique de contact développée dans ces travaux est par ailleurs inexistante. Systématiquement, le contact à l'interface outil-matière est considéré thermiquement parfait et des valeurs élevées de conductance thermique de contact sont adoptées pour s'affranchir du problème.

Une simulation physique du processus de coupe ne peut être atteinte qu'en modélisant le comportement effectif des interfaces de contact. Ceci passe nécessairement par une caractérisation expérimentale permettant d'appréhender les phénomènes tribologiques, l'identification de modèles de contact et surtout leur implémentation dans les codes de calcul employés.

2 Importance des modèles de contact en usinage

2.1 Influence du frottement sur le modèle de coupe

Le bilan dressé précédemment nous donne une vision globale de l'importance du frottement dans les simulations de coupe. Il nous renseigne par ailleurs sur les écarts généralement mesurés entre les résultats issus du calcul et ceux de l'expérience, en "testant" diverses formulations de frottement dont les paramètres sont parfois fixés arbitrairement. Il est en revanche délicat d'extraire clairement l'influence du frottement sur les sorties de ces modèles numériques compte tenu des disparités possibles sur :

- le code de calcul et le schéma d'intégration : Abaqus/Explicit©, Deform/Implicit© ou encore AdvantEdge/Explicit© ;
- les données d'entrées : lois de comportement, propriétés thermophysiques du matériau usiné et de l'outil ;
- les paramètres numériques : conditions limites, type et taille des éléments, méthode d'accélération de calcul type "Mass Scaling" utilisée.

2.1.1 Constatations issues de la littérature

Arrazola (2003) a réalisé une étude détaillée sur la sensibilité d'un même modèle numérique de coupe à toutes ses données d'entrée. Une formulation ALE a été développée et appliquée à l'usinage du 42CrMo4. Les paramètres rhéologiques du matériau sont évoqués, ses propriétés thermophysiques mais surtout les paramètres de contact du modèle. Récemment, Brocail (2009) a repris cette même méthodologie en usinage d'un acier C45. Le Tableau 3.4 résume les observations émises quant au frottement de Coulomb (Eq. 3.1).

	C45 Brocail (2009)	42CrMo4 Arrazola (2003)
Conditions de coupe	V_c = 100 m/min f = 0,1 mm/tr	V_c = 300 m/min f = 0,2 mm/tr
Variation	0,3 - 0,6	0,2 - 0,5
Effort de coupe	+30%	+9%
Effort d'avance	+65%	+28%
Ep. moyenne du copeau	+35%	+5%
Lg. de contact outil-copeau	+50%	+24%
Température max copeau	+15%	+22%
Température max outil	+8%	−40%

TABLEAU 3.4: Sensibilité d'un modèle numérique de coupe au frottement de Coulomb

D'un point de vue général, on note une élévation de toutes les sorties du modèle avec l'intensification du frottement. L'effort d'avance est particulièrement impacté avec une augmentation

atteignant 65 % sur le C45. Des contraintes de cisaillement plus importantes tendent à freiner l'écoulement de la matière à l'interface. La longueur de contact devient plus importante et le copeau s'élargit (conservation du débit massique). La température maximale du copeau augmente sensiblement (déformation plastique plus sévère) tandis que celle de l'outil tend à chuter ($\sim$ 40 %). Arrazola (2003) montre par ailleurs que le point chaud tend à se décaler vers la fin du contact lorsque le coefficient de frottement augmente. Une forte interaction avec les paramètres thermiques de contact (conductance thermique et coefficient de partage) a aussi été soulignée.

Même si les deux matériaux référencés sont relativement différents (microstructure, caractéristiques mécaniques), il apparaît que l'effet du frottement est moins soutenu à haute vitesse de coupe (300 m/min).

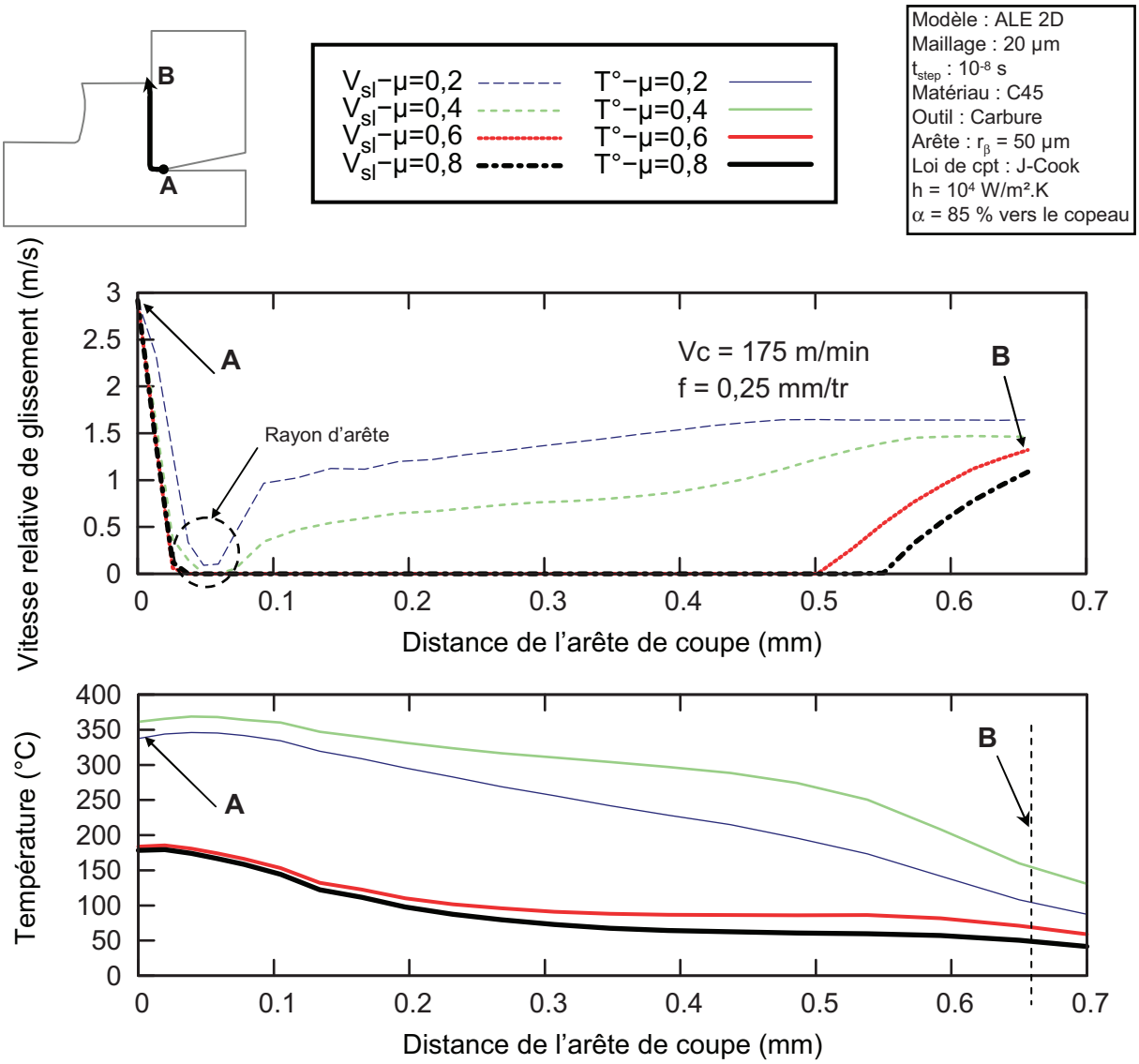

FIGURE 3.7: Influence du coefficient de frottement sur la température à la surface de l'outil et la vitesse relative de glissement à l'interface

2.1.2 Compléments spécifiques à cette étude

Une étude de sensibilité similaire sur un acier C45 a été également réalisée dans le cadre de ces travaux afin d'ajouter quelques éléments à ces références bibliographiques (Courbon *et al.*, 2010b). Le modèle 2D ALE décrit en Annexe A a été exploité dans sa configuration de référence : loi de comportement de Johnson & Cook (1983) identifiée par Jaspers & Dautzenberg (2002a) (Annexe B) - 85 % du flux généré par frottement transmis au copeau - conductance thermique de contact $h = 10^4\ W/m^2K$).

Quatre conditions de frottement sont considérées (μ = [0,2 - 0,4 - 0,6 - 0,8]) sur une plage de conditions de coupe. Les résultats concernant les efforts de coupe, l'épaisseur moyenne de copeau et la longueur de contact outil-pièce sont détaillés en Annexe E.

La Figure 3.7 montre l'évolution de la vitesse relative de glissement le long de l'interface outil-copeau (trajet de "A" vers "B"). Lorsque μ augmente, la vitesse de glissement décroît jusqu'à tendre vers 0 sur une partie de la zone de contact pour les frottements les plus élevés. La zone dite "collante" se réduit au rayon d'arête de l'outil pour des valeurs plus faibles de μ. Même si cette vitesse est surfacique, son amplitude au point "B" (vitesse de sortie) nous renseigne sur l'épaisseur du copeau formé. On retrouve la notion d'épaississement de ce dernier par la réduction de vitesse liée au frottement.

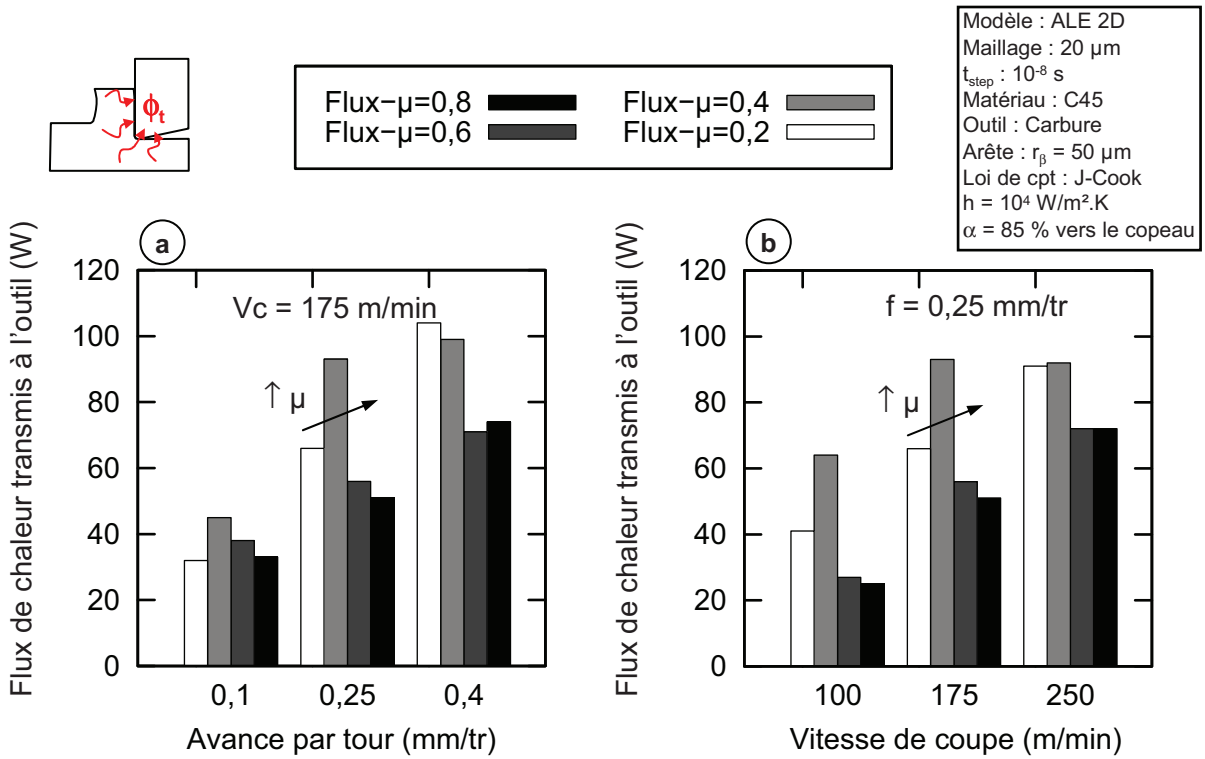

FIGURE 3.8: Influence du coefficient de frottement sur le flux de chaleur transmis à l'outil coupant

La vitesse de glissement conditionne directement la génération de chaleur interfaciale. Ainsi, en amplifiant le frottement de 0,2 à 0,4, on constate que la vitesse de glissement n'est pas drastiquement affectée tandis que les contraintes transmises seront 2 fois plus importantes. La puissance dissipée par frottement est donc supérieure dans ces conditions, entrainant un échauffement de l'outil plus soutenu. Pour les frottements plus intenses, μ = 0,6 - 0,8 , la quantité de chaleur générée est réduite car la majorité du contact présente une vitesse de glissement proche de 0 : les températures atteintes dans l'outil sont alors affaiblies, contrairement aux idées reçues.

Ces observations apparaissent plus explicitement si l'on s'intéresse au flux transmis à l'outil coupant (Figure 3.8). Sur toute la plage de conditions de coupe, celui-ci décroît bien globalement avec l'élévation du frottement. En accord avec les observations précédentes sur la température, seul le cas μ = 0,4 restitue un flux plus élevé. On constate également peu d'écart pour les valeurs de μ les plus élevées.

On pourra souligner qu'une vitesse de glissement proche de 0 laisse penser que la contrainte tangentielle due au frottement tend vers la limite d'écoulement en cisaillement du matériau k. Avec une approche ALE, il n'apparaît donc pas nécessaire d'introduire une limite "artificielle" de cisaillement à l'interface pour retranscrire un comportement "collant-glissant". Ce point a notamment été mentionné récemment par Arrazola & Özel (2010).

2.2 Influence des paramètres thermiques de contact

L'intégration de modèles thermiques aux interfaces outil-matière n'apparaît que très rarement dans la littérature. Si ces approches ont été jusqu'ici délaissées, il est important de se questionner sur l'impact réel des paramètres thermiques de contact sur les sorties du modèle.

2.2.1 Constatations issues de la littérature

Les études de sensibilité de Brocail (2009) et Arrazola (2003) exposent des résultats particulièrement intéressants dans le cadre d'un modèle ALE (Tableau 3.5). Toujours sur deux matériaux réellement différents, les sorties "mécaniques" des modèles numériques restent insensibles aux paramètres thermiques de contact α et h. La variation de ces derniers ne semble affecter que légèrement le champ de température du copeau et plus fortement celui de l'outil, notamment la température maximale. La plupart des travaux numériques s'intéressant principalement aux efforts de coupe simulés, cela explique le peu d'études lancées sur la caractérisation de ces paramètres en usinage.

2.2.2 Compléments spécifiques à cette étude

Des tendances identiques sont de nouveau perceptibles dans nos simulations. Les efforts de coupe, l'épaisseur moyenne du copeau et la longueur totale de contact s'avèrent en effet peu sensibles aux paramètres thermiques de contact (Courbon *et al.*, 2010b). Ces résultats ne seront pas présentés mais sont reportés en Annexe F. L'intérêt se porte de nouveau sur la partie thermique de contact.

Dans un premier temps, le coefficient de partage α a été maintenu constant : 85 % de la chaleur générée par frottement sont transmis à la pièce et 15 % à l'outil. Plusieurs valeurs

	C45 Brocail (2009)		42CrMo4 Arrazola (2003)	
Conditions de coupe	V_c = 100 m/min f = 0,1 mm/tr		V_c = 300 m/min f = 0,2 mm/tr	
Variation	$h\ [W/m^2K]$ $10^3 - 10^8$	α $0,25 - 0,75$	$h\ [W/m^2K]$ $10^3 - 10^8$	α $0,25 - 0,75$
Effort de coupe	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$
Effort d'avance	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$
Ep. moyenne du copeau	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$
Lg. de contact outil-copeau	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$	$< 5\%$
Température max copeau	$< 5\%$	$+5\%$	$+6\%$	$< 5\%$
Température max outil	-10%	-40%	-58%	-58%

TABLEAU 3.5: Sensibilité d'un modèle numérique de coupe aux paramètres thermiques de contact

de conductance thermique de contact h ont été sélectionnées $[10^{-3}\ ;\ 10^4\ ;\ 10^6\ ;\ 10^8]\ W/m^2K$. La première correspond à un contact thermiquement isolé tandis que les quatre autres restent cohérentes avec la littérature spécialisée sur cette thématique (Rosochowska *et al.*, 2003).

Le flux transmis à l'outil augmente avec la valeur de h (Figure 3.9) : il est quasiment multiplié par $2,5$ lorsque h passe de 10^4 à $10^8\ W/m^2K$ sur toute la plage de conditions de coupe. Selon l'Equation 3.8, pour α fixé, une forte valeur de h tendra à équilibrer les températures des surfaces en contact en favorisant le flux par conduction. Ce dernier, allant de la pièce à l'outil, provient de l'échauffement différentiel lié à la répartition hétérogène de la chaleur générée par frottement (85 % transmis au copeau). L'impact prévisible sur le champ de température outil est présenté en Figure 3.10 avec des amplitudes beaucoup plus élevées lorsque $h = 10^8\ W/m^2K$. La température du copeau semble légèrement plus faible dans ces conditions.

La notion de RTC apparaît clairement en Figure 3.10. Si l'on s'intéresse au profil de température de part et d'autre de l'interface (extraction suivant la ligne "A - B" , Figure 3.11), on observe que plus h diminue, plus la discontinuité en température entre le copeau et l'outil se creuse. On peut dès lors s'interroger sur la signification du terme "température de coupe" couramment utilisé dans la communauté de l'usinage. L'existence d'une résistance thermique de contact à l'interface outil-matière introduirait une différence de température entre la surface du copeau et celle de l'outil. Ceci remettrait donc en question les mesures de température obtenues par exemple par thermographie pour lesquelles le volume de mesure est bien supérieur à la dimension caractéristique de ces phénomènes. L'éventuelle discontinuité pourrait ainsi être masquée par un effet de moyenne de part et d'autre de l'interface.

Le profil de température au sein du copeau est cependant inchangé sauf en extrême surface avec une élévation d'environ 60 $°C$ de $h = 10^8\ W/m^2K$ à $h = 10^4\ W/m^2K$.

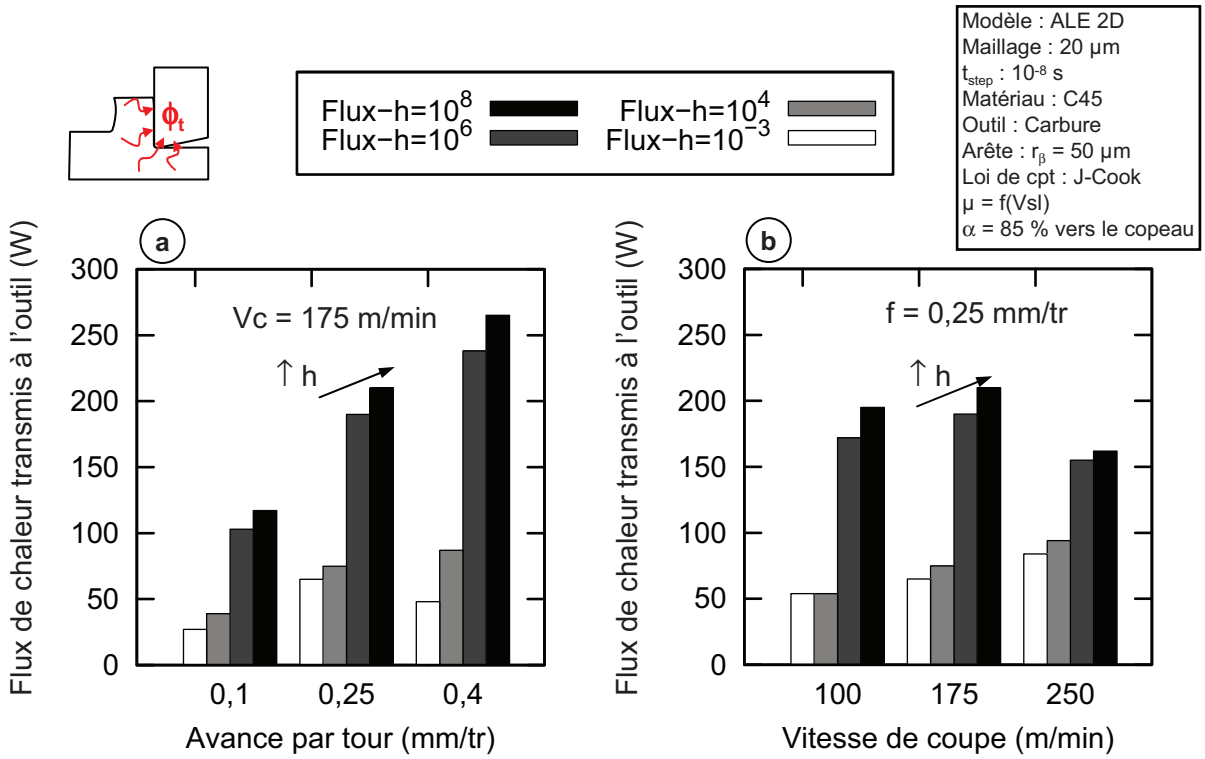

FIGURE 3.9: Influence de la conductance thermique de contact sur le flux de chaleur transmis à l'outil

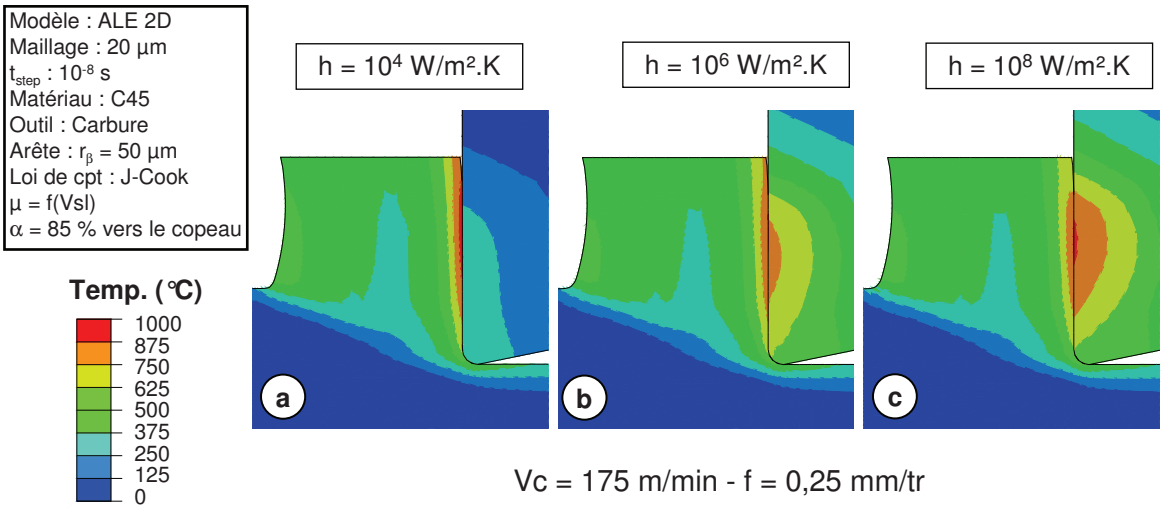

FIGURE 3.10: Influence de la conductance thermique de contact sur le champ de température de l'outil (temps d'usinage simulé 0,01 s)

Egalement mis en évidence par Arrazola (2003), le point chaud s'éloigne de l'arête de coupe alors que h augmente (Figure 3.12). Les champs de température obtenus expérimentalement par imagerie (Davies *et al.*, 2003, 2005; M'Saoubi & Chandrasekaran, 2004, 2011) semblent valider l'hypothèse d'un contact parfait à l'interface. On soulignera néanmoins que cette distribution pourrait être atteinte avec une conductance thermique de contact plus faible, associée une répartition hétérogène du flux généré le long de la face de coupe.

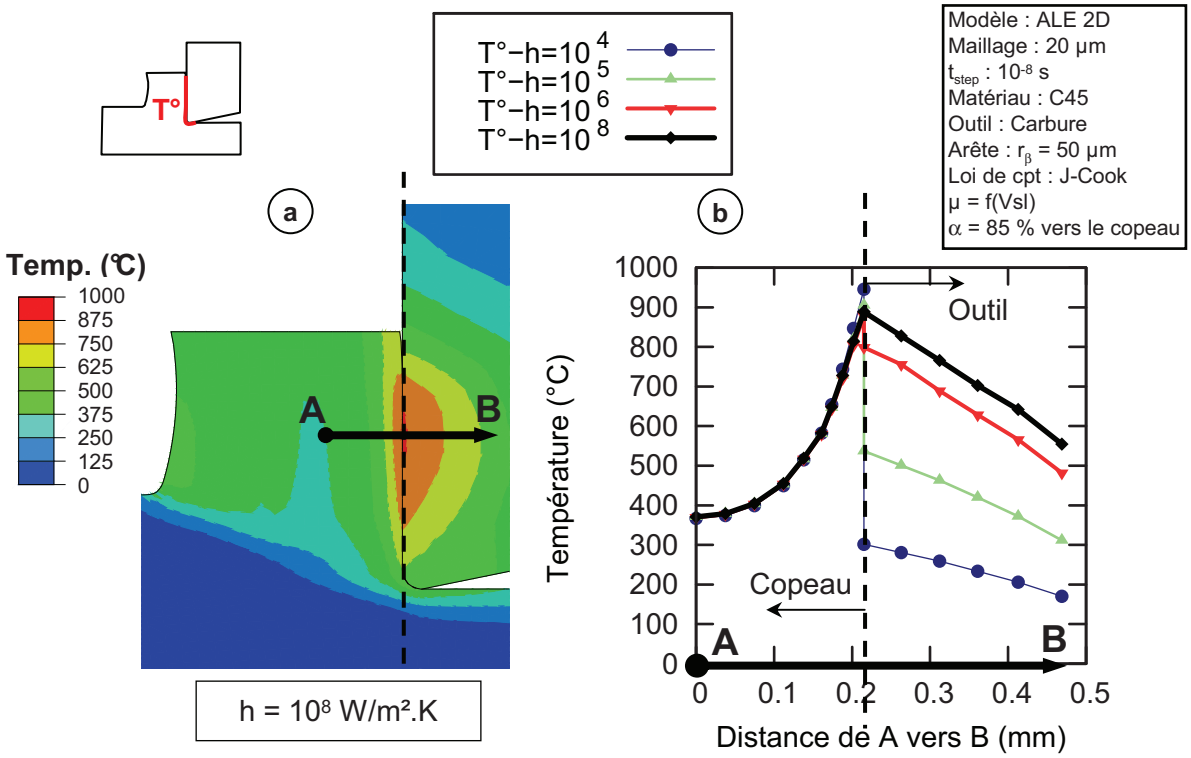

FIGURE 3.11: Influence de la conductance thermique de contact sur la continuité en température à l'interface (V_c = 175 m/min - f = 0,25 mm/tr - temps d'usinage simulé 0,01 s)

On aperçoit dès lors l'interaction forte entre les deux paramètres thermiques de contact. Brocail (2009) et Arrazola (2003) confirment ce point en montrant la neutralisation possible du coefficient de partage α pour les hautes valeurs de h. Si l'on compare l'évolution du ratio $p = \frac{\varphi_{piece}}{\varphi_g}$, que nous nommerons "Partition effective des flux" (Figure 3.13), on constate que :

- pour les basses valeurs de h, $p = \alpha$: le transfert par conduction est négligeable et la totalité du flux entrant dans la pièce provient de la génération de chaleur par frottement ;
- pour les hautes valeurs de h, $p \neq \alpha$: le transfert par conduction devient prépondérant et rééquilibre l'échange entre la pièce et l'outil (cf. Figure 3.9).

Pour $h = 10^4\ W/m^2K$, l'effet du coefficient de partage α sur le flux transmis à l'outil est en revanche clairement perceptible (Figure 3.14).

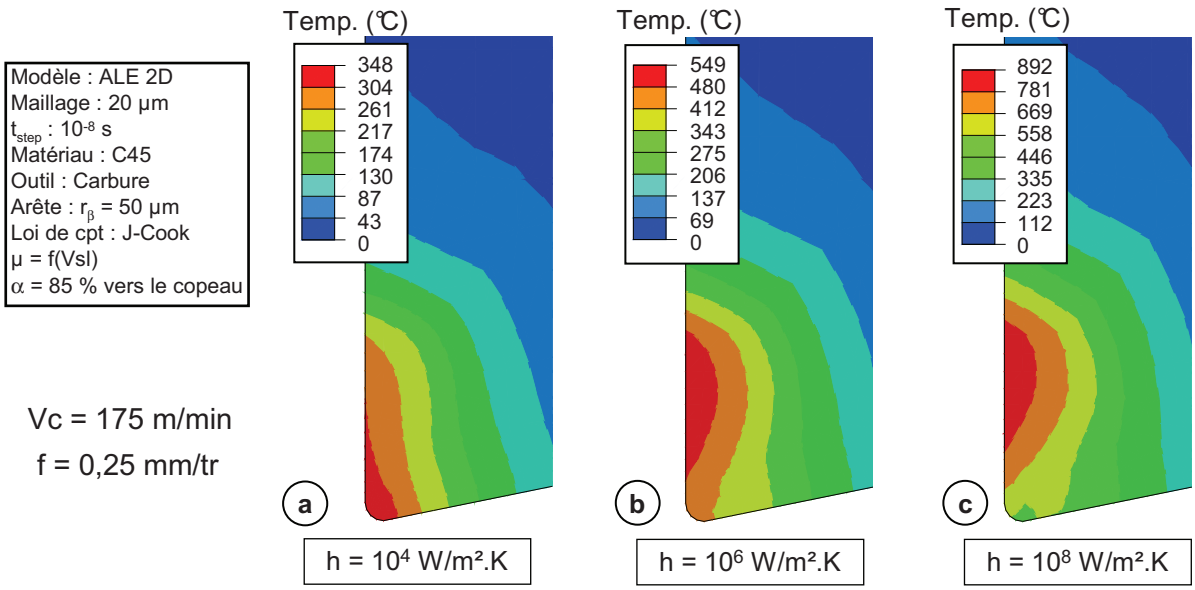

FIGURE 3.12: Influence de la conductance thermique de contact sur la position du point chaud à la surface de l'outil (temps d'usinage simulé 0,01 s)

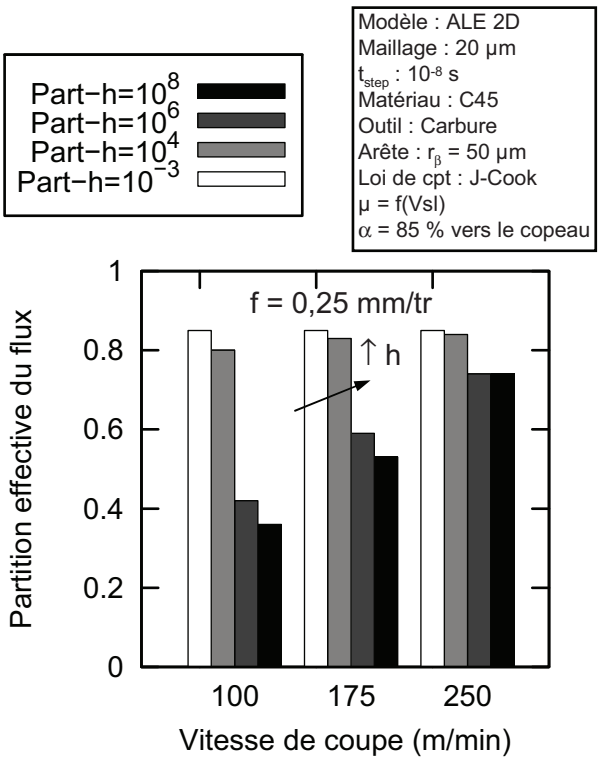

FIGURE 3.13: Influence de la conductance thermique de contact sur la partition effective des flux à l'interface

Arrazola (2003) signale enfin une variation non négligeable (de +14 à +26 %) de la vitesse de déformation à l'interface suivant les paramètres thermiques de contact choisis. Ceux-ci affectent donc la température et la vitesse de déformation dans la zone de cisaillement secondaire. Pourquoi ces phénomènes ne se reflètent-ils pas sur les grandeurs mécaniques observées ? Plusieurs hypothèses permettent d'expliquer ces points :

a) **Profondeur affectée** : la profondeur affectée thermiquement, parfois appelée "peau thermique", $e \approx 4 \cdot \sqrt{a_i \cdot t}$ se calcule à partir de la diffusivité $a_i = \dfrac{\lambda_i}{\rho \cdot C_p}$ du matériau, $t = \dfrac{b}{V_{sl}}$ le temps de contact et b une longueur caractéristique du contact (demi-longueur de contact pour une zone rectangulaire) (Stachowiak & Batchelor, 2001). Les vitesses élevées à l'interface, ramenée à des zones de contact confinées engendrent des temps de contact inférieurs à 1 ms. Considérons une vitesse moyenne de glissement $V_{sl} = 1\ m/s$ et la diffusivité du C45 à 700 °C, $a(700°C) = 5 \cdot 10^{-6} m^2/s$. A l'échelle de la longueur de contact outil-copeau ($b = 0,5\ mm$), on calcule $e \simeq 200\ \mu$m. Si l'on raisonne désormais à l'échelle d'une aspérité ou à l'échelle d'une maille EF ($b = 20\ \mu m$) alors $e < 40\ \mu$m. La profondeur affectée étant très faible au regard des dimensions du copeau, l'élévation de température ne vient pas modifier le comportement global/volumique du matériau. La sensibilité du modèle de coupe pourrait être plus soutenue si la loi de frottement était par exemple thermodépendante.

b) **Sensibilité des modèles de comportement** : comme nous avons pu le voir dans le Chapitre 2, les modèles de comportement implémentés restent peu sensibles vis-à-vis de la vitesse de

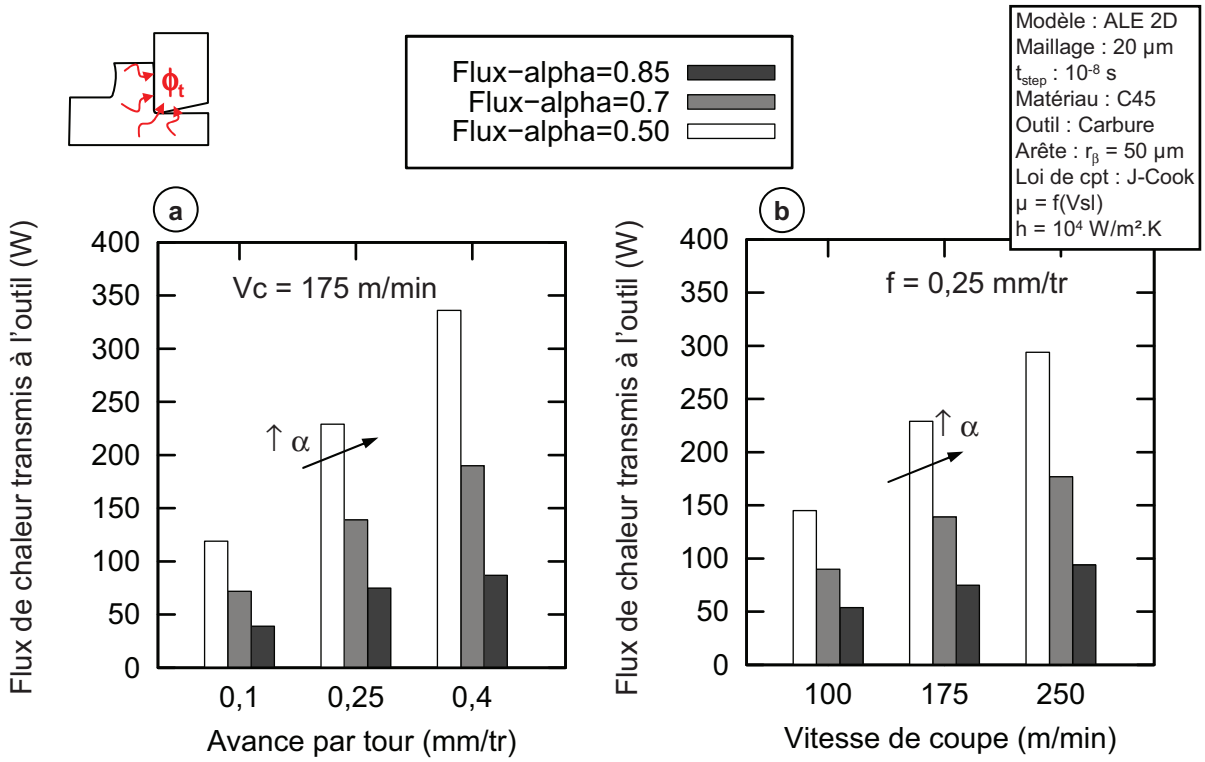

FIGURE 3.14: Influence du coefficient de partage sur le flux de chaleur transmis à l'outil

déformation. Ainsi, une élévation de 20 % de cette grandeur ne renforce la contrainte d'écoulement que de 0,2 % (Loi de Johnson & Cook (1983) identifiée par Jaspers & Dautzenberg (2002a) pour le C45).

c) **L'approche de modélisation choisie** : la méthode ALE permet de simuler un état stationnaire de la coupe. Le copeau est continu et l'endommagement éventuel du matériau usiné n'est pas pris en compte. L'influence des paramètres thermiques sur la formation du copeau pourrait être renforcée si l'on cherche à simuler les aspects transitoires par une formulation Lagrangienne. Mabrouki & Rigal (2006) ont d'ailleurs montré l'impact du coefficient de partage α et de la conductance h sur la morphologie du copeau. Pour de faibles valeurs de h, la chaleur générée par frottement et déformation plastique dans le copeau ne peut s'évacuer vers l'outil. Le phénomène de segmentation s'accentue et le copeau formé se courbe d'avantage.

2.2.3 Un contact "imparfait" à l'interface outil-copeau ?

La conductance thermique de contact h se manifeste comme un paramètre clé de l'interface outil-matière. De par son interaction avec le coefficient de partage α, elle régit directement les transferts de chaleur au contact. L'hypothèse d'un contact parfait est communément appliquée et justifiée par les très fortes pressions existantes. Elle repose principalement sur les constats émis pour un contact statique sous forte charge (Bourouga *et al.*, 2001; Rosochowska *et al.*, 2003). Mais qu'en est-il réellement dans un contact glissant aussi complexe que l'interface outil-matière ?

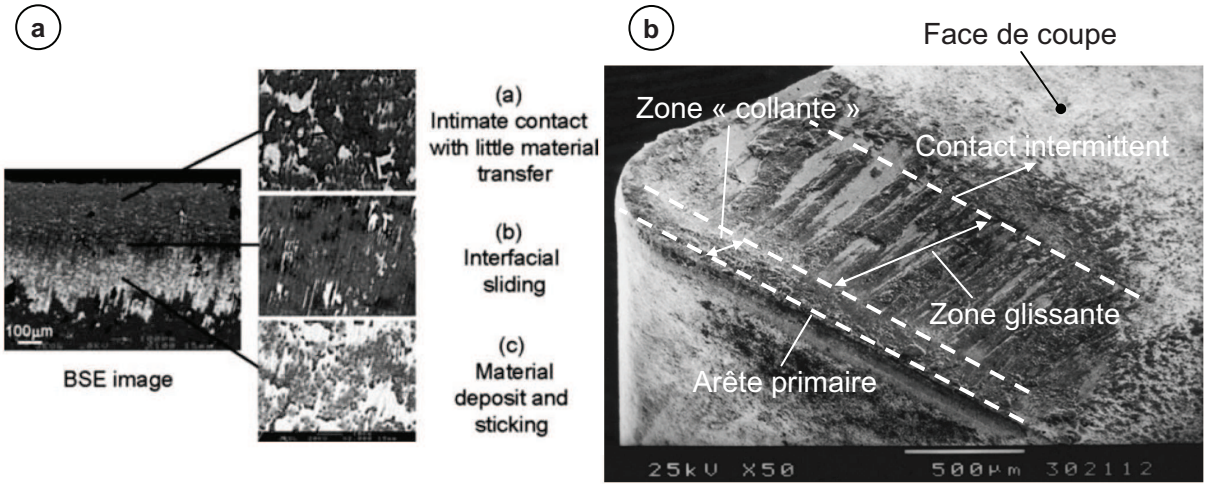

FIGURE 3.15: Spécificités de la zone de contact outil-copeau d'après a) M'Saoubi & Chandrasekaran (2005) et b) Astakhov (2006)

La Figure 3.15 reflète l'hétérogénéité du contact sur la face de coupe. A partir des analyses menées en section 3.2 (page 21), renforcées par les résultats présentés par M'Saoubi & Chan-

drasekaran (2005), nous avons vu qu'il était possible de dissocier, à l'interface outil-matière, deux zones de frottement bien distinctes :

- Une zone "collante/stagnante" où la vitesse de glissement du matériau tend vers 0. Le frottement est très intense mais les vitesses d'écoulement étant faibles, la quantité de chaleur générée reste minime. Les dépôts de fer sur cette zone sont quasi-inexistants (Figure 3.15 a)) et la température n'a très certainement pas atteint la température de fusion du matériau usiné.
- Une zone de glissement où la vitesse locale augmente jusqu'à atteindre la vitesse d'évacuation du copeau. La génération de chaleur est plus importante et tend à favoriser les dépôts adhérents (Figure 3.15 a)) ainsi qu'une usure en cratère (Figure 3.15 b)). Les conditions exactes à l'interface sont peu maitrisées mais une zone intermittente semblent exister en fin de contact, due très certainement à la segmentation/fragmentation du copeau et son battement sur la face de coupe.

Grzesik (2008) propose une illustration intéressante des conditions de contact possibles à l'interface (Figure 3.16). Similairement aux observations précédentes, la zone de contact est divisée en trois régions présentant un comportement différent :

- **Zone A** : près de l'arête de coupe, les pressions de contact extrêmes assurent un contact "parfait", intime entre le copeau et l'outil. Les matériaux peuvent être considérés comme imbriqués et les vitesses de glissement proches de 0.
- **Zone A-B,B** : au fur et à mesure que l'on s'éloigne de l'arête de coupe, la pression de contact diminue. Compte tenu de l'accélération du copeau et de sa courbure, celui-ci peut être amené à se décoller légèrement : le contact pourrait donc se réduire aux aspérités de surfaces, et ce de manière croissante avec l'éloignement. La notion de résistance thermique de contact intervient ici.
- **Zone C** : elle correspond au décollement du copeau de la face de coupe et d'un éventuel contact intermittent.

Si l'existance d'une résistance thermique de contact non négligeable à l'interface outil-matière est plausible, peu d'études ont à ce jour réellement cherché à identifier ce paramètre dans des conditions proches de celles rencontrées en usinage (Guillot, 2009).

3 Méthodologie adoptée

La bibliographie et les études de sensibilité conduites nous montrent que les modèles de contact mécaniques et thermiques jouent un rôle fondamental dans la simulation numérique de la coupe. Le défi actuel consiste à les identifier de manière physique puis à les intégrer dans les codes de calcul à disposition.

Les progrès réalisés ces dernières décennies en simulation numérique des procédés incitent à utiliser ce type de modèle comme un outil d'ingéniérie inverse. Cependant, l'usinage s'avère être un problème complexe où tous les phénomènes sont fortement couplés : comportement du matériau, frottement à l'interface, génération de chaleur, propriétés thermophysiques thermo-dépendantes, etc. . Si l'idée d'employer un modèle numérique de coupe associé à des essais

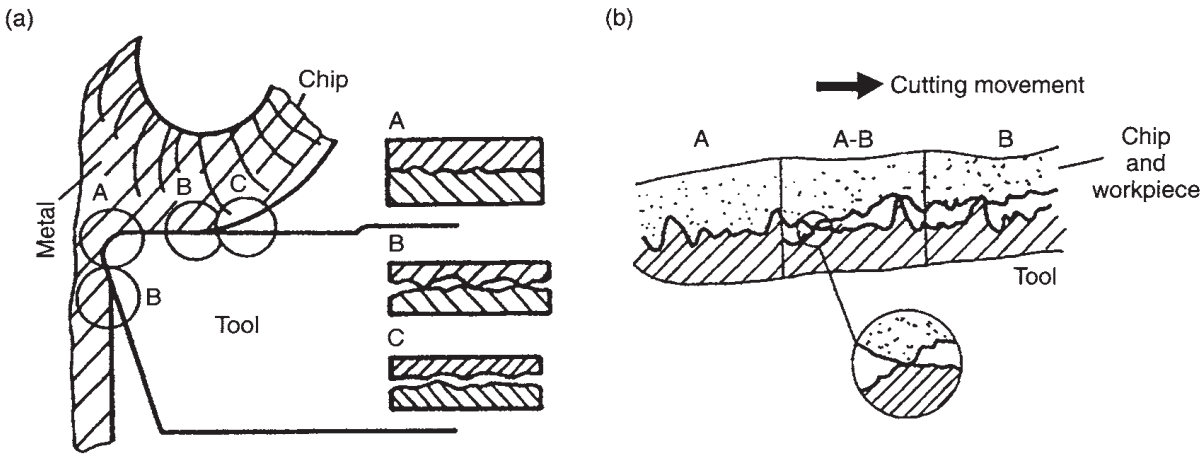

FIGURE 3.16: Illustration des conditions de contact possibles à l'interface outil-copeau d'après Grzesik (2008)

expérimentaux reste séduisante, dissocier chacune de ces contributions sur les sorties macroscopiques du modèle semble plus que délicat.

Dans la présente étude, le choix s'est donc porté de nouveau sur l'utilisation de moyens spécifiques, en l'occurrence d'essais et d'analyses tribologiques. Nous allons voir dans cette section quelles sont les données permettant l'extraction de modèles de contact locaux. L'application concerne les couples formés par un carbure de tungstène WC-Co revêtu TiN et deux aciers de référence : un acier non allié ferrito-perlitique C45 (180 HB) et un acier faiblement allié 42CrMo4 (290 HB) à l'état martensitique.

3.1 Hypothèses et considérations tribologiques

D'un point de vue thermique, le modèle à deux paramètres introduit par Bardon (1986) permet de retranscrire, à une échelle macroscopique, les transferts de chaleur au sein d'un contact glissant imparfait. La forme la plus utilisée de ce modèle (Figure 3.17 a)) a été proposée à partir d'un schéma résistif similaire à la Figure 3.17 b).

Si l'on analyse ce contact à l'échelle des aspérités, la résistance de contact glissant RTC_g se répartit en deux résistances Rc_1 et Rc_2. Elles représentent la constriction induite respectivement par les solides 1 et 2 de par leurs propriétés matériaux (conductivités) et leurs états de surface. Le solide 1 étant mobile, Rc_1 peut être affectée par la vitesse relative de glissement (Laraqi, 1996) : $Rc_1(V_{sl})$. Briot *et al.* (1997) décomposent cette résistance de constriction dynamique comme le produit d'une résistance de constriction statique par une fonction d'atténuation dépendante de la vitesse de glissement.

On peut ainsi réécrire les relations régissant le transfert de chaleur en fonction de $Rc_1(V_{sl})$ et Rc_2 :

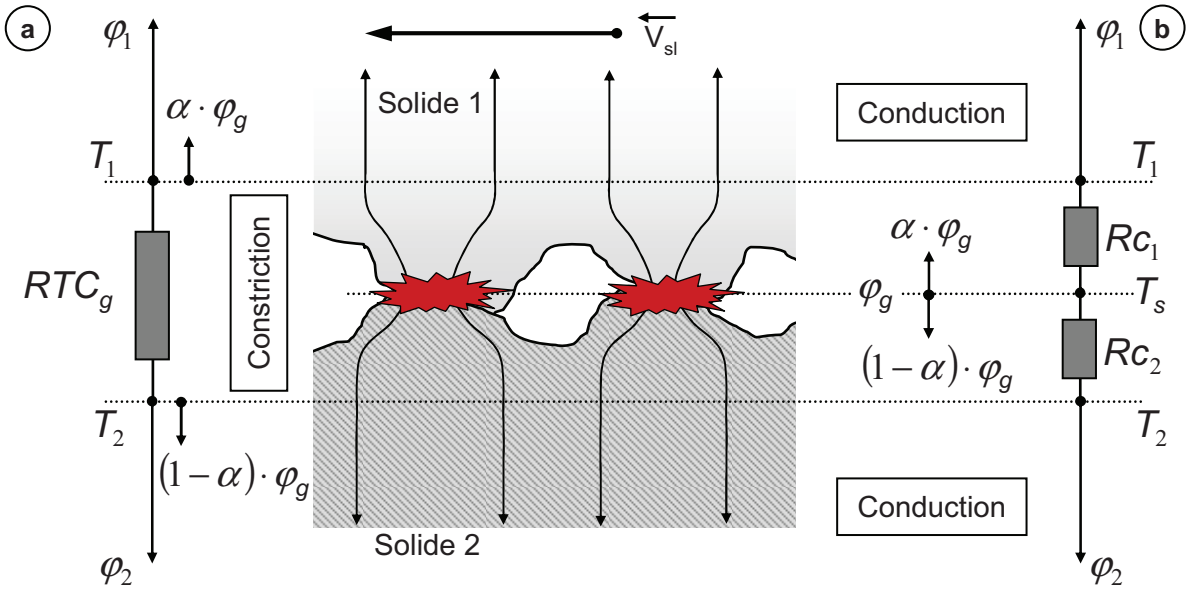

FIGURE 3.17: Analyse du modèle thermique de contact : a) modèle macroscopique à deux paramètres - b) schéma résistif complet (Bardon, 1986; Laraqi, 1996)

$$\begin{cases} \varphi_1 = \alpha \cdot \varphi_g + Ac \cdot \dfrac{T_2 - T_1}{RTC_g} \\ \alpha = \dfrac{Rc_2}{Rc_1(V_{sl}) + Rc_2} = f(V_{sl}) \\ RTC_g = Rc_1(V_{sl}) + Rc_2 = g(V_{sl}) \end{cases} \tag{3.9}$$

Le coefficient de partage α s'exprime alors seulement en fonction des résistances de constriction des solides $Rc_1(V_{sl})$ et Rc_2. D'après cette analyse, les deux paramètres thermiques de contact α et $h = \dfrac{1}{RTC_g}$ semblent dépendre de la vitesse de glissement. Si l'on en croit les travaux récents de Guillot (2009) et Bourouga *et al.* (2010) sur un C45, RTC_g apparaît pourtant insensible à ce paramètre sous de fortes pressions de contact contrairement à α. Nous émettrons donc l'hypothèse que l'influence de la vitesse de glissement sur le transfert de chaleur à l'interface est intégralement porté par le coefficient de partage α. Le paramètre $h = \dfrac{1}{RTC_g}$ ne joue le rôle que de "pont thermique" et contrôle le flux par conduction traversant l'interface.

Le modèle interfacial proposé se résume donc à la Figure 3.18 :

- **Partie mécanique** : les contraintes tangentielles sont transmises suivant un frottement de Coulomb (Eq. 3.1). Nous verrons par la suite que le coefficient de frottement μ dépendra de grandeurs locales comme la vitesse de glissement ;
- **Partie thermique** : le problème thermique est volontairement découplé compte tenu des

précédentes hypothèses. La conductance thermique de contact h n'est alors liée qu'à un contact local entre aspérités et à la notion d'aire réelle de contact. L'identification du modèle local se focalisera sur la dépendance du coefficient de partage α à la vitesse de glissement.

Deux approches expérimentales sont mises en place pour identifier ces modèles locaux. Des essais de frottement instrumentés en efforts et flux de chaleur sont effectués sur une large plage de vitesse de glissement et des conditions proches de celles rencontrées en usinage. Ils permettent tout d'abord d'acquérir l'évolution du coefficient de frottement apparent μ_{app} et du flux de chaleur φ_{pion} transmis au pion de frottement à partir duquel on estimera le ratio de partage des flux p. La conductance thermique de contact h est extraite après analyse des caractéristiques de la zone de contact outil-copeau (section 3.2 page 21). Ces deux points sont détaillés dans les sections suivantes.

Remarque :

Dans le cadre d'un contact glissant parfait, $Rc_1(V_{sl})$ et Rc_2 ne dépendent que des propriétés des matériaux : $Rc_1(V_{sl})=\frac{e_1}{\lambda_1}\cdot f(V_{sl})$ et $Rc_2=\frac{e_2}{\lambda_2}$, e_i épaisseur du solide i. Etant bien supérieures aux volumes dans lesquels se produisent les phénomènes de contact, on peut poser $e_1 = e_2 = e$. On retrouve alors une expression de α (Eq. 3.10) similaire aux formulations de Blok (1938) et Jaeger (1942) (Eq. 3.5).

$$\begin{aligned}\alpha &= \frac{\frac{e_2}{\lambda_2}}{\frac{e_1}{\lambda_1}\cdot f(V_{sl})+\frac{e_2}{\lambda_2}} \\ &= \frac{\frac{1}{\lambda_2}}{\frac{1}{\lambda_1}\cdot f(V_{sl})+\frac{1}{\lambda_2}} = \frac{\lambda_1}{\lambda_1+\lambda_2\cdot f(V_{sl})} \quad \text{avec} \quad e_1 = e_2 = e\end{aligned} \tag{3.10}$$

On soulignera également que le modèle macroscopique à deux paramètres (Figure 3.17 a)) ne permet de calculer que les températures des solides au delà de la zone perturbée soit T_1 et T_2. Celles-ci correspondent aux températures extraites aux noeuds des surfaces en contact dans un modèle EF, d'où la discontinuité perceptible. La température "réelle" de l'interface T_s, au niveau des points de contact, ne peut être connue. On émet implicitement l'hypothèse qu'elle n'est que peu différente des températures T_1 et T_2, fait intrinsèquement faux (Richard, 2008; Rogeon *et al.*, 2009).

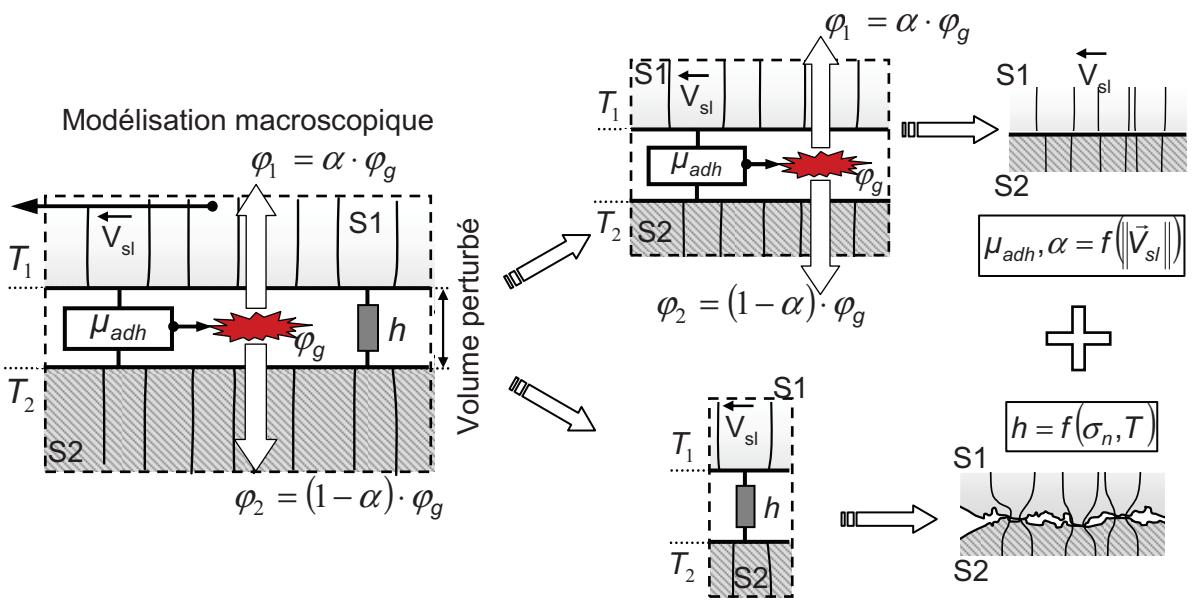

FIGURE 3.18: Modèle de contact macroscopique étudié et découplé en deux contributions statiques et dynamiques

3.2 Caractérisation expérimentale du frottement

3.2.1 Brève revue bibliographique

Si certains auteurs proposent d'utiliser les essais de coupe eux-mêmes pour caractériser le frottement (Arrazola *et al.*, 2008b; Ozel & Zeren, 2006), de nombreux dispositifs spécifiques ont été développés pour reproduire les conditions de sollicitations à l'interface. La figure 3.19 reprend les principaux tribomètres traitant du frottement ou/et de l'usure en usinage.

Kagnaya (2009) dresse une bonne synthèse des moyens existants et les distingue suivant deux catégories : "Approche tribo-usinage" (d'une manière générale, les tribomètres ouverts où le pion frotte sur une surface continuellement régénérée – figure 3.19 a-b-c-d) et "Approche tribologique classique ou adaptée" (tribomètres fermés ou chargement et mouvement unidirectionnel – figure 3.19 e-f-g). Tous ont permis aux auteurs d'extraire des coefficients de frottement dépendants des conditions de sollicitations : pressions de contact, vitesse relative de glissement, température.

Brocail *et al.* (2010) sur un C45, Zemzemi *et al.* (2007, 2009) sur un 42CrMo4, Bonnet *et al.* (2008) sur un 316L ou encore Habak (2006) sur un 100Cr6 montrent que le coefficient μ_{app} tend à décroître avec l'élévation de la vitesse de glissement. Zemzemi *et al.* (2007, 2009) ont démontré qu'il reste insensible à la pression de contact pour des valeurs supérieures à 1,5 GPa sur un 42CrMo4. Les auteurs procédant à un dépouillement numérique proposent également des lois de frottement dépendantes de la température interfaciale. Compte tenu des observations effectuées dans les sections précédentes, la définition d'une "température de contact" reste encore quelque peu obscure. La discontinuité en température induite par la présence d'une *RTC* oblige à raisonner en température moyenne et peut drastiquement sous-estimer la température réelle

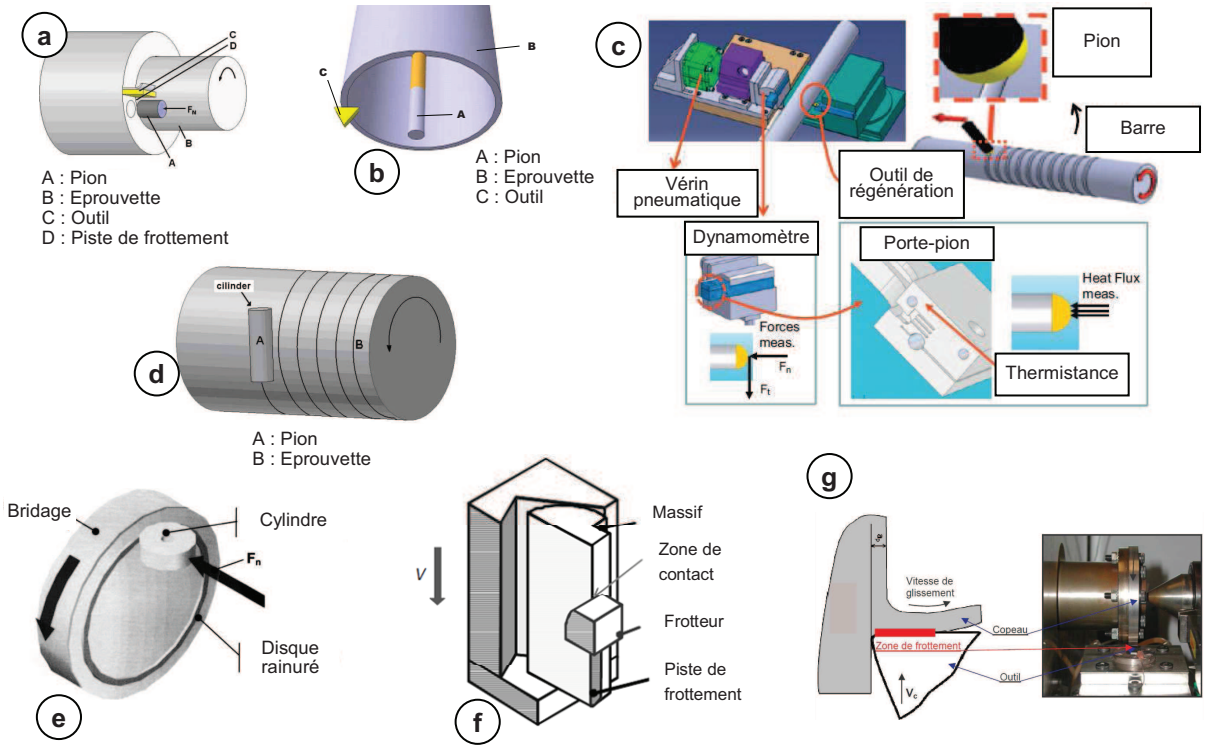

FIGURE 3.19: Exemples de systèmes développés pour caractériser l'interface outil-matière en usinage : a) Olsson *et al.* (1989) ; b) Zemzemi *et al.* (2007) ; c) Bonnet *et al.* (2008) ; d) Hedenqvist & Olsson (1991) ; e) Grzesik *et al.* (2002) ; f) Brocail *et al.* (2010) ; g) Habak (2006)

des corps en contact.

Certains utilisateurs tels Olsson *et al.* (1989); Hedenqvist & Olsson (1991); Grzesik *et al.* (2002) exploitent également ces tribomètres afin de quantifier les taux d'usure pour un couple de matériau donné. Kagnaya (2009) compare d'ailleurs les mécanismes d'usure des outils de coupe en carbure en usinage d'un C45 à ceux observés lors d'essais de frottement sur un tribomètre pion-disque à grande vitesse. Il montre que le volume d'usure du pion est proportionnel à l'énergie mécanique fournie dans le contact et à l'énergie thermique consommée dans le pion.

3.2.2 Caractérisation pour les matériaux étudiés

La caractérisation expérimentale du C45 repose sur les travaux de thèse de Hamdi BenAbdelali, récemment publiés (BenAbdelali *et al.*, 2011). Les données de frottement concernant le 42CrMo4 sont issues de l'étude menée par Claudin *et al.* (2010). Dans les deux cas, les essais de frottement ont été conduits sur la version améliorée du tribomètre développé successivement par Zemzemi *et al.* (2007) puis Bonnet *et al.* (2008) (Figure 3.19 c)). La Figure 3.20 présente le dispositif transposé sur un tour CN par Claudin *et al.* (2008, 2010).

Un pion à tête sphérique est mis en pression sur une barre par l'intermédiaire d'un vérin hydraulique. L'effort normal est contrôlé et maintenu constant pendant tout l'essai. Le pion décrit une trajectoire hélicoïdale par combinaison d'une forte avance (environ $\sim$ 1,5-2 mm/tr)

et de la rotation de la barre. On retrouve la configuration d'un tribomètre ouvert où le pion frotte en permanence à une vitesse macroscopique V_r sur une surface "fraîche". Entre chaque essai, la surface est régénérée par un chariotage léger puis toilée pour s'affranchir de l'état de surface.

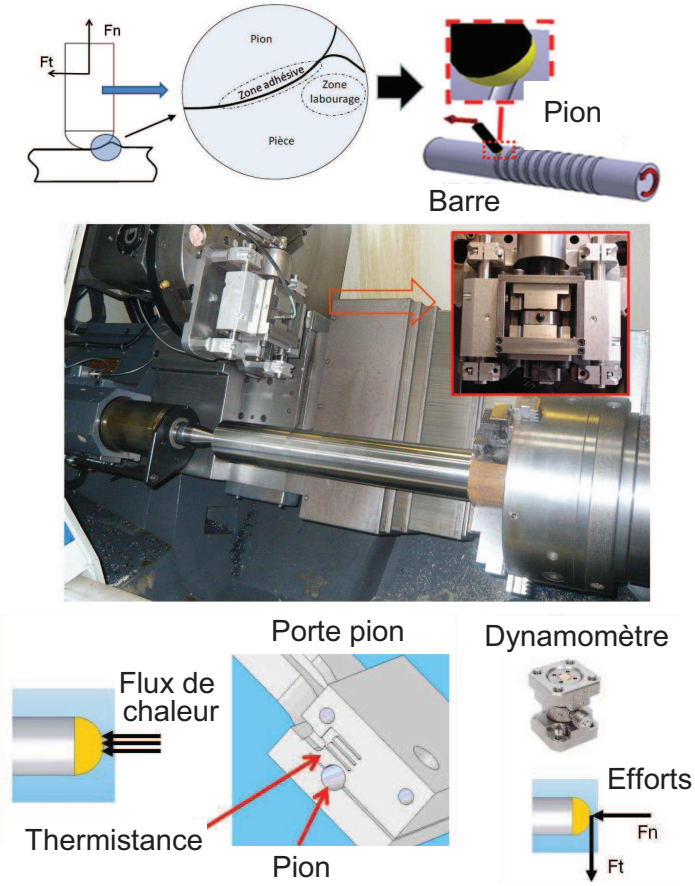

FIGURE 3.20: Tribomètre ouvert CN développé par Claudin *et al.* (2008, 2010)

L'instrumentation du tribomètre permet d'extraire (i) les efforts normaux F_N et tangentiels F_T appliqués sur le pion de frottement, grâce à une table dynamométrique ; (ii) le flux de chaleur φ_{pion} transmis à l'outil au moyen d'une méthode inverse basée sur une mesure de température déportée. Le lecteur pourra se reporter aux références suivantes pour plus de détails sur cette dernière : Battaglia *et al.* (2001), Rech *et al.* (2004). On calcule ainsi les deux grandeurs de références de l'essai (Eq. 3.11) :

- le coefficient de frottement apparent μ_{app} rapport des efforts mesurés expérimentalement sur le pion ;
- le ratio p représentant la part du flux effectivement transmise au solide mobile (ici la barre) par rapport à la quantité de chaleur totale générée par frottement. On considère ici que l'intégralité de l'énergie dissipée par frottement est convertie en chaleur et que la vitesse locale de glissement est homogène sur la zone de contact. Celle-ci est d'ailleurs considérée égale à la vitesse macroscopique de rayage V_r.

$$\begin{cases} \mu_{app} = \dfrac{F_T}{F_N} \\ p = 1 - \dfrac{\varphi_{pion}}{F_T \cdot V_r} \end{cases} \tag{3.11}$$

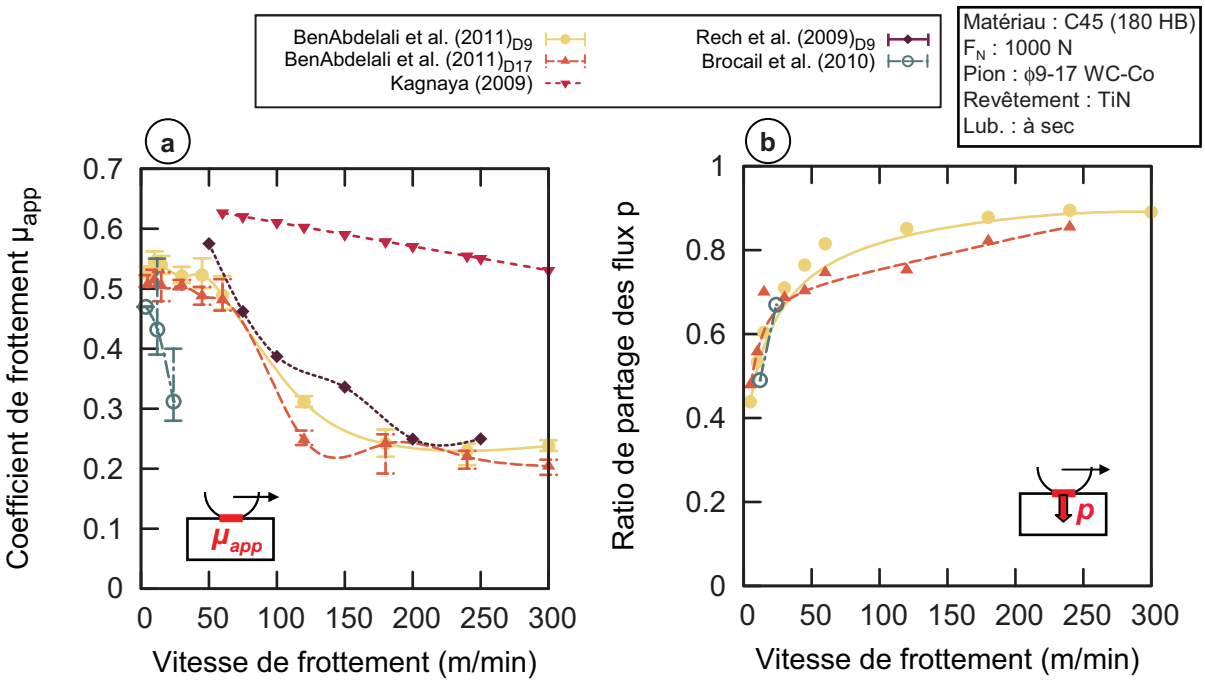

FIGURE 3.21: Evolution du a) coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) ratio de partage des flux p b) en fonction de la vitesse de frottement - C45

Les résultats expérimentaux de BenAbdelali *et al.* (2011) sur le C45 sont récapitulés sur la Figure 3.21 pour un diamètre de sphère D9 mm et D17 mm et un effort normal F_N de 1000 N. A titre comparatif, ceux-ci sont superposés aux données obtenus par Rech *et al.* (2009) sur la version antérieure du dispositif (pion D9 mm revêtu TiN), par Brocail *et al.* (2010) sur le système HUST (Figure 3.6) et Kagnaya (2009) sur un tribomètre pion-disque, tous deux avec des frotteurs non-revêtus. On précisera que les pressions de contact annoncées sur ce dernier restent faibles par rapport aux valeurs atteintes avec les autres tribomètres. La loi de Kagnaya (2009) tracée en Figure 3.21 correspond à un effort normal de 60 N sur une surface de D2 mm (soit $\sim$ 20 MPa), expliquant le fort écart constaté avec les autres données.

Tandis que le ratio de partage des flux p calculé par Brocail *et al.* (2010) et Guillot (2009) concorde avec les présents travaux (Figure 3.21 b)), le coefficient de frottement μ_{app} décroît fortement même pour une faible augmentation de la vitesse de frottement. La pièce frottée est préalablement chauffée entre 380 et 670 $°C$ (cet aspect n'a pas été dissocié sur la Figure 3.21). Cette température initiale déjà élevée couplée à la génération de chaleur due au frottement peut rapidement abaisser les propriétés mécaniques de la pièce et favoriser de ce fait son écoulement. On retrouve ce phénomène plus tardivement dans nos essais, à partir de $\sim$ 60 m/min, de par l'échauffement plus soutenu à ces vitesses.

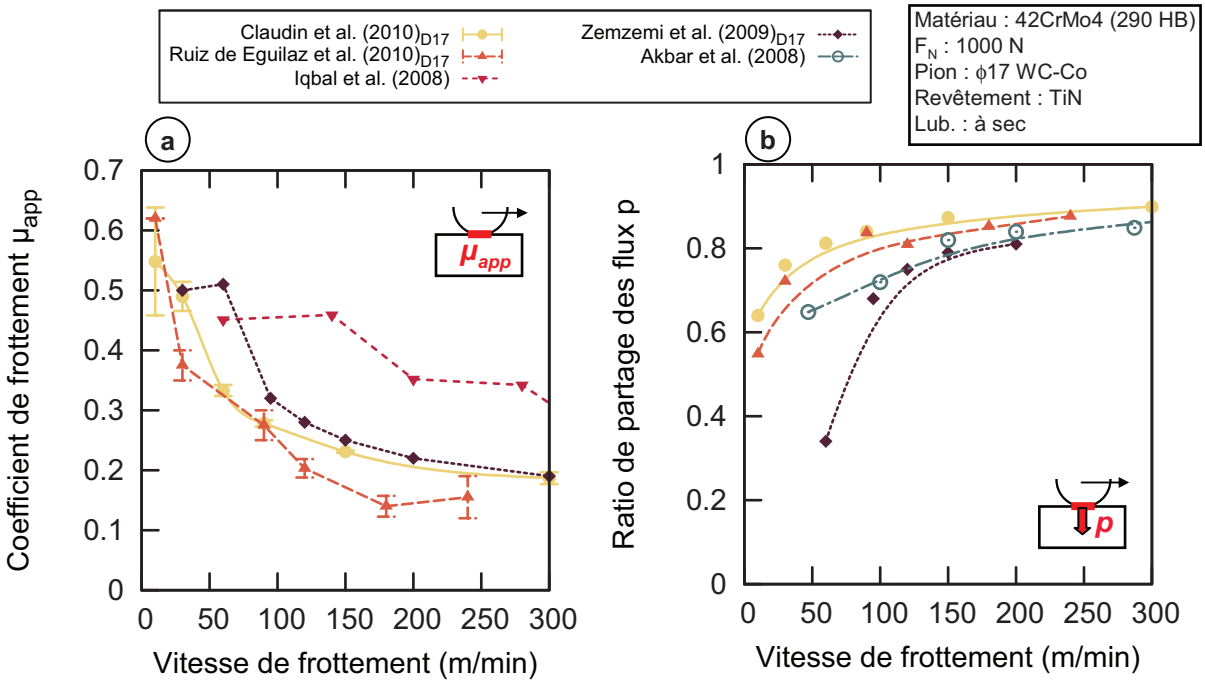

FIGURE 3.22: Evolution a) du coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) ratio de partage des flux p en fonction de la vitesse de frottement - 42CrMo4

Les essais de frottement de Claudin *et al.* (2010) sur le 42CrMo4 sont reportés Figure 3.22 pour un diamètre de sphère D17 mm revêtue TiN et un effort normal F_N de 1000 N. Les tendances μ_{app} et p apparaissent cohérentes par rapport aux précédents travaux réalisés par Zemzemi *et al.* (2009) et de Eguilaz *et al.* (2010). Seul p à basse vitesse semble avoir été sous-estimé par Zemzemi *et al.* (2009), probablement dû au comportement peu stable du tribomètre à basse vitesse. Les résultats obtenus par Iqbal *et al.* (2008b) sur un tribomètre axial (configuration similaire à la Figure 3.19 b)) montrent un coefficient de frottement plus élevé sur la plage de vitesse. Cette différence significative peut être imputée à une pression de contact beaucoup plus faible ($\sim$ 80 MPa) et un frotteur non revêtu. Le coefficient de partage proposé par Akbar *et al.* (2008) est identifié à partir d'essais de coupe. Celui-ci étant exprimé suivant la vitesse de coupe, il a été transposé en fonction de la vitesse moyenne de glissement du copeau V_{cop} à l'interface en considérant un rapport de compression $\lambda_c = 2$ ($V_{cop} = \dfrac{V_c}{\lambda_c}$ avec $\lambda_c = \dfrac{t_{moy}}{f}$). Il apparaît de nouveau que pour des vitesses de frottement $>$ 50 m/min, plus de 70 % de l'énergie dissipée est transmise au solide mobile.

La Figure 3.23 regroupe les données expérimentales retenues pour notre étude. Elle permet de comparer notamment le comportement tribologique du C45 et du 42CrMo4 sur toute la plage de vitesse de frottement. Concernant le coefficient de frottement apparent μ_{app}, il est possible d'observer :

– **C45** : son évolution se fait suivant trois régimes. Constant jusqu'à $\sim$ 60 m/min (régime

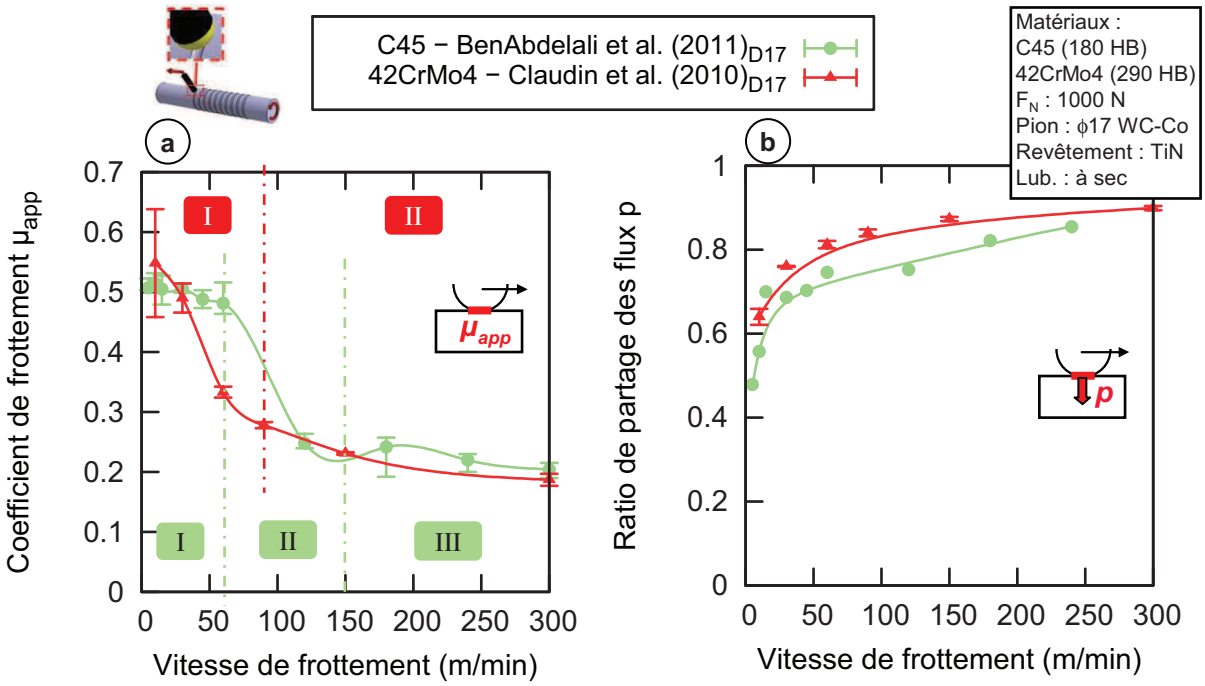

FIGURE 3.23: Comparaison a) du coefficient de frottement apparent μ_{app} et b) du ratio de partage des flux p pour le C45 et le 42CrMo4 en fonction de la vitesse de frottement

"I"), il décroît fortement de $\sim$ 0,5 à $\sim$ 0,25 pour V_r = 120-150 m/min (régime "II"). Il atteint alors un palier μ_{app} = 0,2 jusqu'à 300 m/min (régime "III").

– **42CrMo4** : 2 régimes sont ici visibles. Dès l'augmentation de la vitesse de frottement, μ_{app} diminue rapidement de $\sim$ 0,55 à $\sim$ 0,28 pour V_r = 90 m/min (régime "I"). Au delà de 90 m/min (régime "II"), μ_{app} reste peu sensible à la vitesse et avoisine 0,2.

On notera enfin que le coefficient de partage est inférieur de 8 à 15 % dans le cas du C45 par rapport au 42CrMo4. Du fait des caractéristiques mécaniques supérieures du 42CrMo4, on peut supposer que la vitesse locale d'écoulement autour de la sphère est plus élevée que pour le C45 dans les mêmes conditions de contact. Une plus grande partie du flux généré par frottement est alors transmise à la pièce en mouvement.

3.3 Caractérisation expérimentale des résistances thermiques de contact

3.3.1 Mesures statiques de RTC

D'après la section 3.1 (page 147), nous avons émis l'hypothèse que la résistance/conductance thermique de contact n'était dictée que par les hétérogénéités de contact. Si l'on néglige l'aspect dynamique, cette caractéristique de l'interface peut être estimée à partir de mesures statiques sur un dispositif dédié (Figures 3.24 a-b) ou in-situ après instrumentation des outils comme sur une opération de forgeage (Figure 3.24 c).

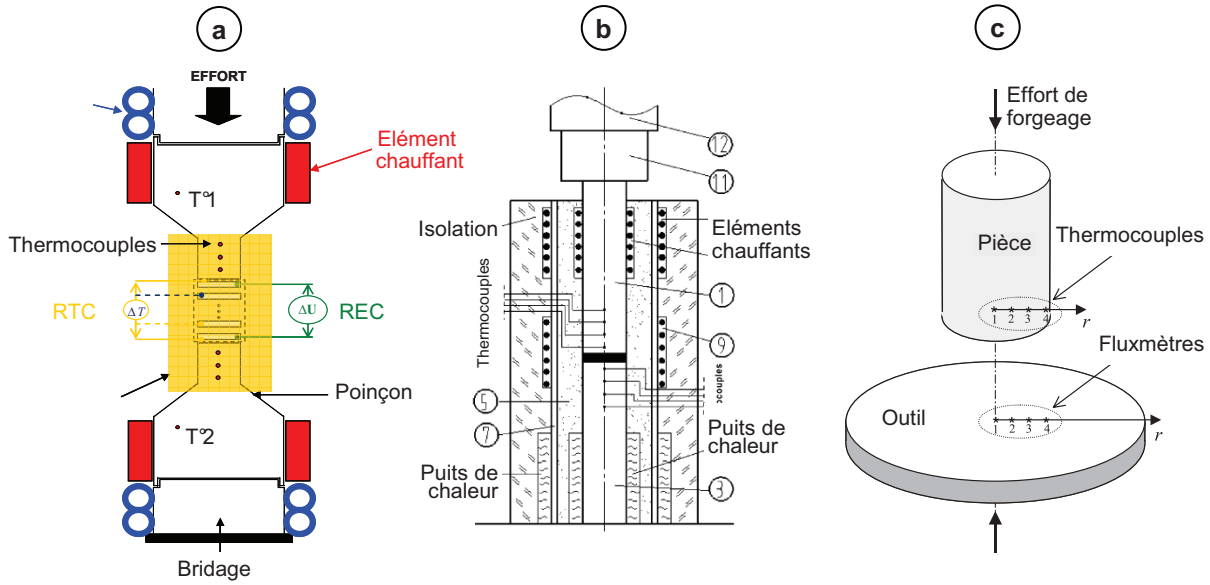

FIGURE 3.24: Dispositifs développés par a) Rogeon *et al.* (2008), b) Rosochowska *et al.* (2003) et c) Bourouga *et al.* (2003) pour caractériser la RTC en contact sans glissement

Le principe des deux premières méthodes consiste à faire transiter un flux au travers d'un empilement d'échantillons composant l'interface étudiée. Un écart de température est imposé de part et d'autre de l'empilement au moyen de colliers chauffants fixés sur les poinçons. La montée en température est progressive afin de conserver un régime glissant (quasi stationnaire). La RTC est calculée à partir de la densité de flux à l'interface et de la différence de température des surfaces en contact. Le montage est généralement mis en place sur une machine de traction-compression permettant de réaliser l'essai sous différentes charges. Rogeon *et al.* (2008) utilisent ce même dispositif pour mesurer la Résistance Electrique de Contact (REC).

A ce jour, les pressions de contact envisageables sont limitées par la géométrie des échantillons, la capacité de la machine d'essai et la tenue en température du matériau constituant les poinçons. Sur le dispositif mis au point par Rogeon *et al.* (2008), Kaza (2010) a dernièrement pu atteindre des pressions proches de $\sim$ 100 MPa avec des échantillons de 7×7 mm à 550 $°C$. Rosochowska *et al.* (2003) ont pu mesurer l'évolution de la conductance thermique jusqu'à 420 MPa à une température de 200 $°C$. Ces données restent encore bien éloignées des pressions (> 1 GPa) et températures (> 600 $°C$) rencontrées à l'interface outil-matière. L'influence de la dynamique sur l'évolution des aires réelles de contact (pour une charge donnée) est également négligée.

3.3.2 La RTC en usinage : analyse de la zone de contact outil-matière

Instrumenter un essai de coupe ou un essai de frottement sur tribomètre s'avère délicat compte tenu des trajectoires (hélice dans le cas du frottement), de la régénération de matière (où insérer les thermocouples ?) ou encore des vitesses de glissement (temps de réponse). L'idée est

alors de tirer parti directement des essais de coupe en analysant plus finement les zones où le contact outil-matière a lieu.

Les clichés optiques et MEB-EDX effectués au Chapitre 1 nous renseignent sur la morphologie de la zone de contact. Comme nous l'avons vu précédemment, la zone "macroscopique" (Figure 3.25 a)) se dissocie en trois régions suivant les conditions de glissement à l'interface, délimitées par la présence ou non de traces d'adhésion (dépôts de fer).

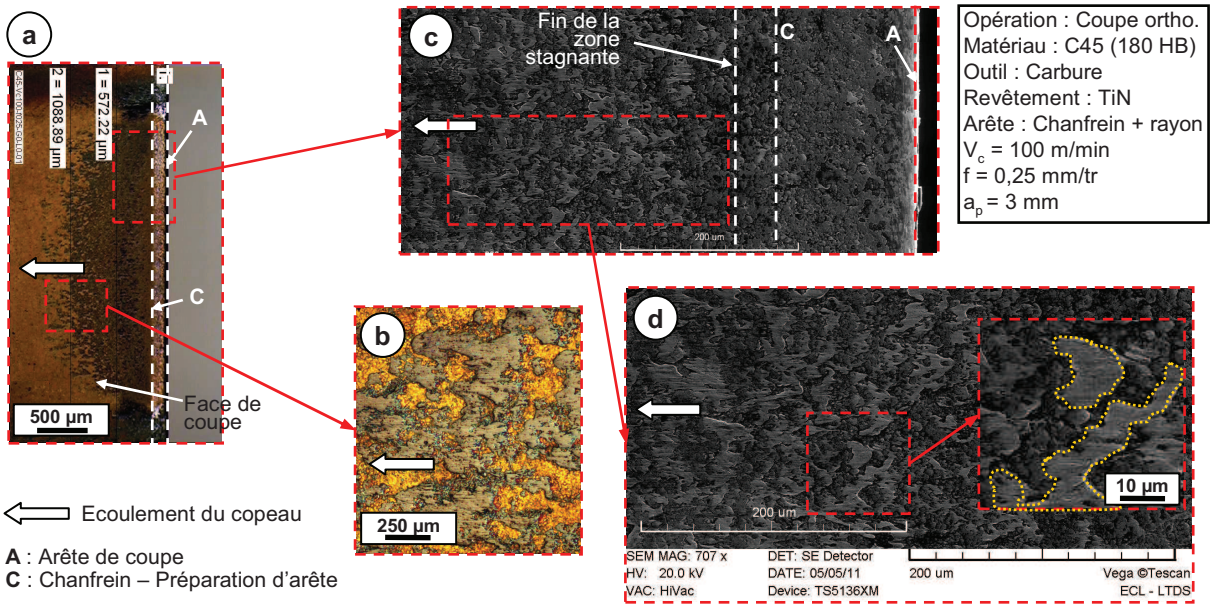

FIGURE 3.25: Morphologie de la zone de contact à l'interface outil-copeau : b) traces d'adhésion en fin de contact, c) transition zone stagnante à glissante et d) dépôts de fer lissés par le contact

Si l'on observe d'un peu plus près ces dernières, on constate premièrement que le revêtement TiN au voisinage d'un dépôt n'a a priori pas été sollicité (Figure 3.25 b)). Peut-on en déduire qu'il n'y a pas eu contact à ce niveau ? Deuxièmement, si l'on s'intérèsse à la topologie des dépôts en Figure 3.25 d), on s'aperçoit qu'ils présentent un aspect étiré tels un fluide relativement visqueux, et lisse laissant penser à un contact intense avec le copeau venant s'écouler sur la face de l'outil. Si l'on suppose que le contact n'a lieu que sur ces points isolés, on comprend aisément comment une RTC non négligeable peut exister sous des conditions de contact aussi extrêmes.

En corrélant ces observations aux éléments bibliographiques (section 2.2.3 page 145), il est possible de proposer un mécanisme d'apparition des RTC à l'interface outil-matière (Figure 3.26) :

– **1** : sur la zone "stagnante", les fortes pressions de contact et les vitesses de glissement proches de 0 permettent un contact intime. La RTC est certainement très faible et l'aire de contact réelle importante ;

– **2** : sur la zone glissante, le contact pourrait se réduire aux aspérités de surface : l'aire réelle de contact est alors réduite, faisant apparaître la notion de résistance thermique de contact. La génération de chaleur étant alors concentrée sur ces contacts locaux, les températures "flash" peuvent atteindre des valeurs critiques et entrainer la fusion des aspérités ;
– **3** : l'élévation brutale de température due aux densités de flux excessives affecte l'aspérité sur une certaine profondeur. Ses caractéristiques mécaniques sont réduites et le cisaillement se produit à la jonction entre le copeau et l'aspérité fondue ;
– **4** : le volume affecté adhère à la face de l'outil et forme un dépôt jouant le rôle d'aspérité pour l'élément de surface suivant. La RTC est de ce fait renforcée (contacts ponctuels) et entretenue.

Ce mécanisme est pressenti comme étant cyclique dans le sens où ces dépôts feront office de point de contact jusqu'à être déchaussés par le copeau en mouvement. On peut imaginer que le nombre de contacts restera sensiblement constant tandis que leur distribution variera en espace et en temps.

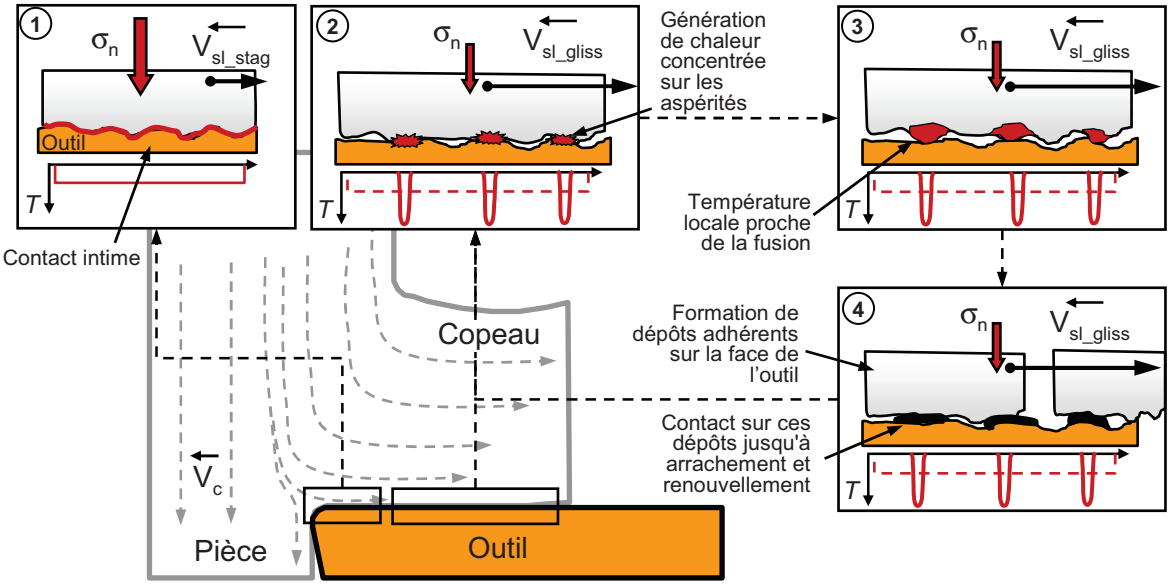

FIGURE 3.26: Mécanisme de formation des résistances thermiques de contact à l'interface outil-matière

Ce comportement tribologique local pourrait également permettre d'expliquer la tendance globale des courbes de frottement obtenues (Figure 3.23). Celles-ci ressemblent en effet fortement à celles caractéristiques d'un contact lubrifié. La courbe de Stribeck (Figure 3.27 a)) représente l'évolution du coefficient de frottement μ_l en fonction du nombre de Sommerfeld $\frac{\eta \cdot V_{sl}}{\sigma_n}$ liant la viscosité du fluide η à V_{sl} la vitesse de glissement et σ_n la pression appliquée. Si l'on considère une charge et une viscosité fixes, on distingue trois principaux régimes de lubrification suivant la vitesse de glissement :

- **Limite** : à basse vitesse, l'épaisseur du film de lubrifiant est négligeable par rapport à la rugosité des surfaces. Le contact s'effectue entre aspérités et μ_l reste quasi constant ;
- **Mixte** : avec l'élévation de la vitesse de glissement, la charge du système est supportée à la fois par le film de lubrifiant et par les aspérités de surface. Le coefficient de frottement μ_l diminue rapidement mais reste "instable" : une faible variation de V_{sl} peut entrainer un saut significatif sur μ_l ;
- **Hydrodynamique (HD)** : à haute vitesse, le film lubrifiant s'épaissit et transmet intégralement la charge (portance hydrodynamique). Le contact est principalement régi par les propriétés rhéologiques du fluide en particulier sa viscosité (Bhushan, 2000). Le passage de la zone Mixte à la zone HD se fait par l'intermédiaire d'un régime Elastohydrodynamique (EHD) présentant un minimum sur μ_l.

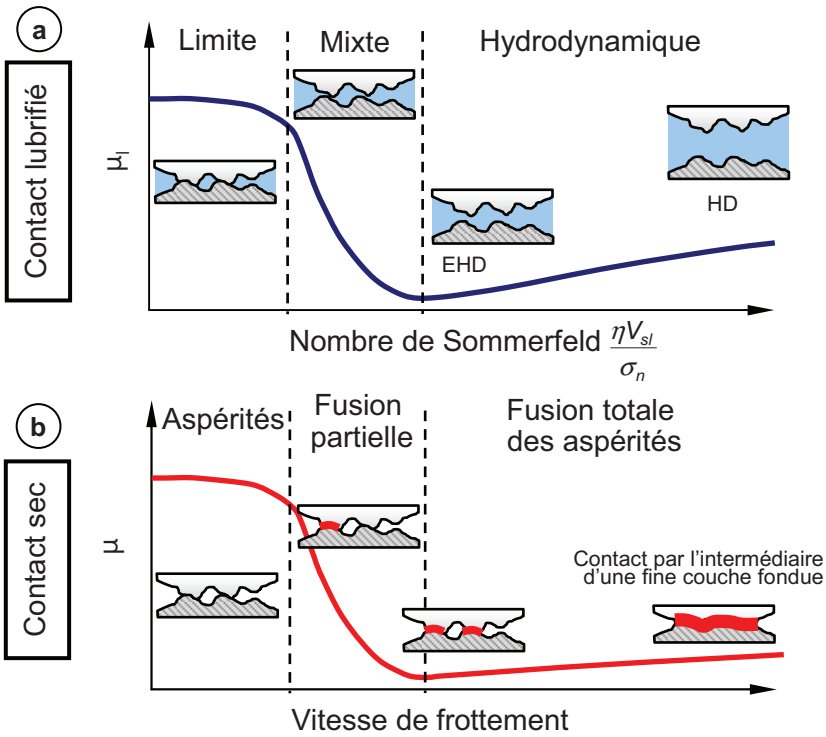

FIGURE 3.27: Représentation schématique de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement : a) dans les contacts lubrifiés suivant les régimes de lubrification (courbe de Stribeck (Bhushan, 2000)) ; b) analogie pour un contact sec

L'analogie avec un contact sec sous conditions extrêmes serait tout à fait réaliste en considérant l'interface à cette échelle microscopique (Figure 3.27 b)). Les plus basses vitesses correspondraient à un contact solide-solide entre aspérités. L'augmentation de la vitesse de glissement peut entraîner une chute des caractéristiques mécaniques de l'aspérité voire une fusion partielle de certains points de contact : le coefficient de frottement décroît avec la vitesse. On entre alors dans un régime similaire au régime "mixte" lubrifié où des jonctions solide-solide et solide-fluide visqueux se créent.

Pour les plus hautes vitesses, l'intégralité des aspérités pourraient être affectée de par la quantité de chaleur générée supérieure. On peut alors imaginer en usinage un contact "quasi-lubrifié" supporté par les aspérités en fusion, voire par une couche visqueuse ayant un comportement rhéologique proche d'un fluide. Ce dernier point pourrait expliquer les longueurs de contact "stagnantes" plus importantes à haute vitesse de coupe, relevées dans la section 3.2 (Figure 1.16 page 24), et délimitées en fait par la présence ou non de dépôts à la surface de l'outil. La couche limite, pouvant se comporter comme un fluide, réduirait la tendance à l'adhésion.

On retrouve cette notion dans les travaux menés sur le frottement à très haute vitesse (> 10 m/s) comme ceux de Okada *et al.* (2001), Yuan *et al.* (2009) ou plus récemment Sutter & Ranc (2010). Les derniers auteurs relèvent des températures locales supérieures à 1000°C pour une pression de contact autour de 100 MPa sur un acier bas carbone. La formation d'une couche "fluide" est également schématisée par Stachowiak & Batchelor (2001) sur la Figure 3.28. Pour les températures excédant la température de fusion, Yuan *et al.* (2009) modélise même le comportement du matériau étudié comme un fluide purement Newtonien.

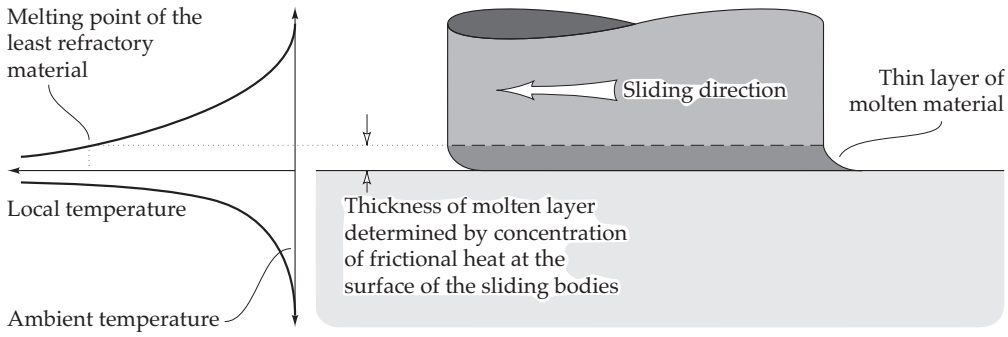

FIGURE 3.28: Schéma illustrant la formation d'une couche fondue à l'interface (Stachowiak & Batchelor, 2001)

3.3.3 Evaluation de la RTC en usinage

Sur la zone glissante, le contact ne semble se faire que ponctuellement. En émettant l'hypothèse que chaque dépôt de fer perçu (Figure 3.25 d)) correspond à un point de contact, il est possible d'extraire l'aire réelle de contact A_r. La méthode est décrite par la suite sur le C45 uniquement mais a été appliquée sur les deux aciers de référence.

Les cartes EDX permettent de faire ressortir clairement les zones d'adhésion. Celles-ci étant représentées en rouge (Figure 3.29 b)), il est possible de ne travailler que sur cette composante RGB (Figure 3.29 c)) et d'effectuer un traitement d'image afin d'isoler les zones de contact (Figure 3.29 d)). On s'aperçoit que l'aire réelle de contact est bien inférieure à l'aire de contact apparente A_a.

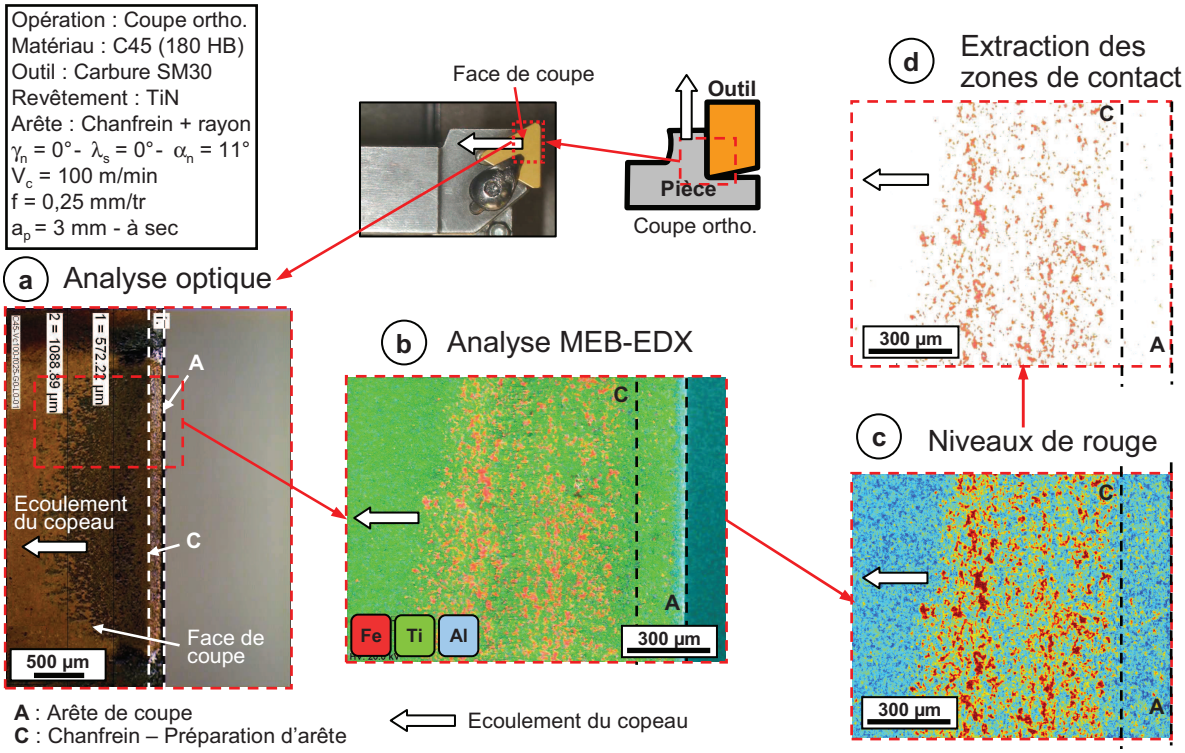

FIGURE 3.29: Traitement des zones de contact à partir b) des analyses EDX sur la face de coupe de l'outil, c) extraction des niveaux de rouge (dépôts de fer) et c) isolement des contacts locaux

A partir de la carte traitée décrite en Figure 3.29 d), on extrait le taux réel de contact δ comme le ratio $\frac{A_r}{A_a}$. L'image étant balayée horizontalement, il correspond ici au ratio entre le nombre de pixels rouge et le nombre total de pixels par colonne (résolution verticale de l'image). La Figure 3.30 b) montre l'évolution du taux réel de contact δ en fonction de la position par rapport à l'arête de coupe, origine du graphique. Sur la partie stagnante, la notion de taux réel de contact n'est pas réellement effective. Les vitesses de glissement faibles et les températures limitées favorisent un contact intime : il n'y a pas de transfert de matière du copeau à l'outil et $\delta \approx 1$. Au delà, δ reste bien inférieur à 1. Malgré quelques pics à 25-30 %, le taux réel de contact moyen sur la totalité des zones glissantes atteint à peine 12 %. Même si ce taux semble bien éloigné des valeurs supposées, il apparaît cohérent avec ceux mesurés dans des contacts glissants sévèrement chargés. Wang *et al.* (1991), dans le cadre d'un roulement, annoncent une aire réelle réprésentant 15 à 25 % de l'aire apparente.

D'après la Figure 3.31, on constate que δ varie entre 5 et 13 % sur la plage de conditions de coupe analysée. Lorsque la vitesse de coupe augmente, l'aire réelle de contact semble diminuer pour les deux nuances. Ceci peut être du à la formation d'une couche visqueuse jouant le rôle de lubrifiant et limitant les transferts sur l'outil (Figure 3.27 b)). L'évolution de δ suivant l'avance diffère en revanche d'une nuance à l'autre. Tandis que pour le C45, δ double en passant de 0,1 à 0,4 mm/tr, il décroît aux fortes avances pour le 42CrMo4. Ces mesures étant basées sur une

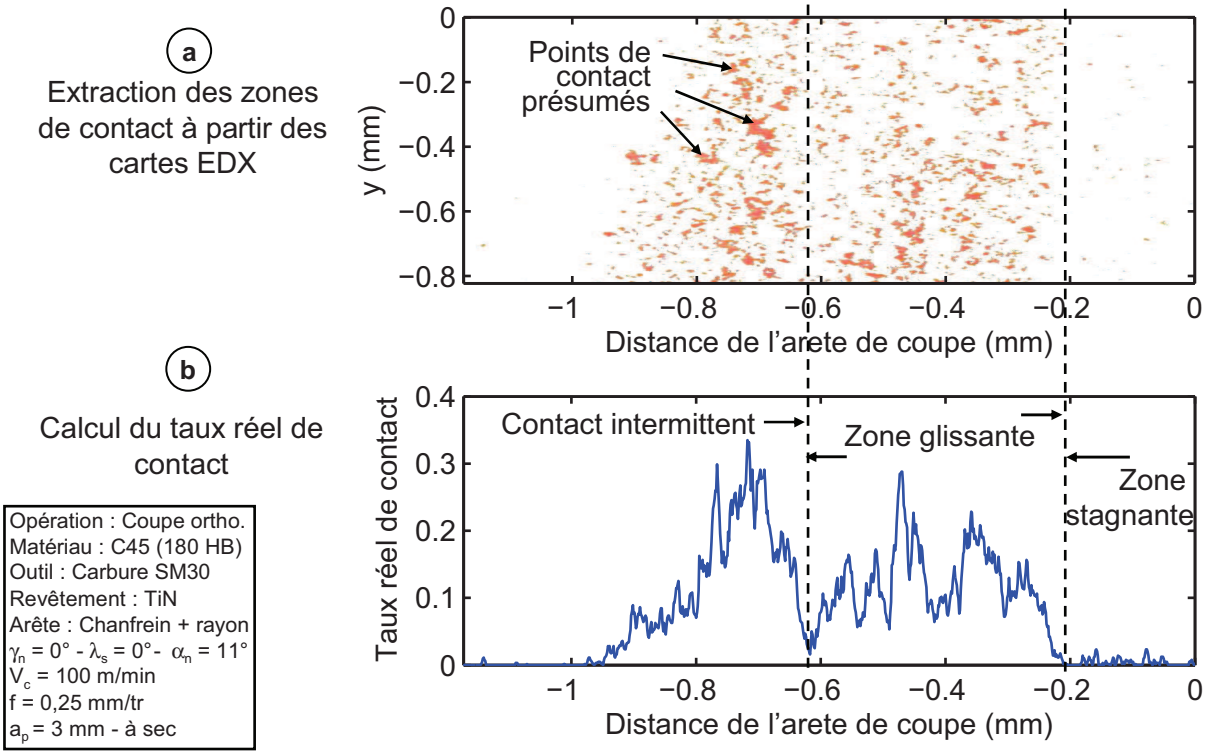

FIGURE 3.30: Calcul du taux réel de contact à partir des carte EDX traitées

seule carte EDX par condition, il est dangereux de généraliser les tendances observées ici. On retiendra donc pour ces deux nuances un taux de contact moyen de l'ordre de 10 %.

Sadowski & Stupkiewicz (2010) proposent un modèle empirique permettant d'estimer la conductance thermique en fonction du taux réel de contact δ, d'une conductance thermique locale h_{loc} associée au contact entre aspérités et de deux paramètres caractéristiques des surfaces l et β (Eq. 3.12).

$$\begin{cases} h_{eff} = \dfrac{1}{RTC_{eff}} = \dfrac{\delta h_{loc}}{1-(1-\delta)(\dfrac{h_{loc}\cdot l}{\lambda_{eq}})^{\beta}} \\ h_{eff}moy = \dfrac{0,10\cdot 5.10^5}{1-(1-0,10)(\dfrac{5.10^5\cdot 40.10^{-6}}{42})^{0,92}} \approx 3,4.10^4 \ \ W/m^2K \end{cases} \tag{3.12}$$

D'après les auteurs, pour des surfaces présentant un S_a de 0,44 à 6,01 μm, β varie seulement de 0,905 à 0,955 : la valeur de 0,92 est retenu dans leur travaux. l représente une longueur caractéristique de la rugosité. Celui-ci étant difficilement identifiable dans nos conditions, nous considérerons $l = 40$ μm compte tenu de la taille des dépôts observés (Figure 3.25 d)). h_{loc} correspondra aux plus hautes valeurs de conductance atteintes par Rosochowska *et al.* (2003) sous

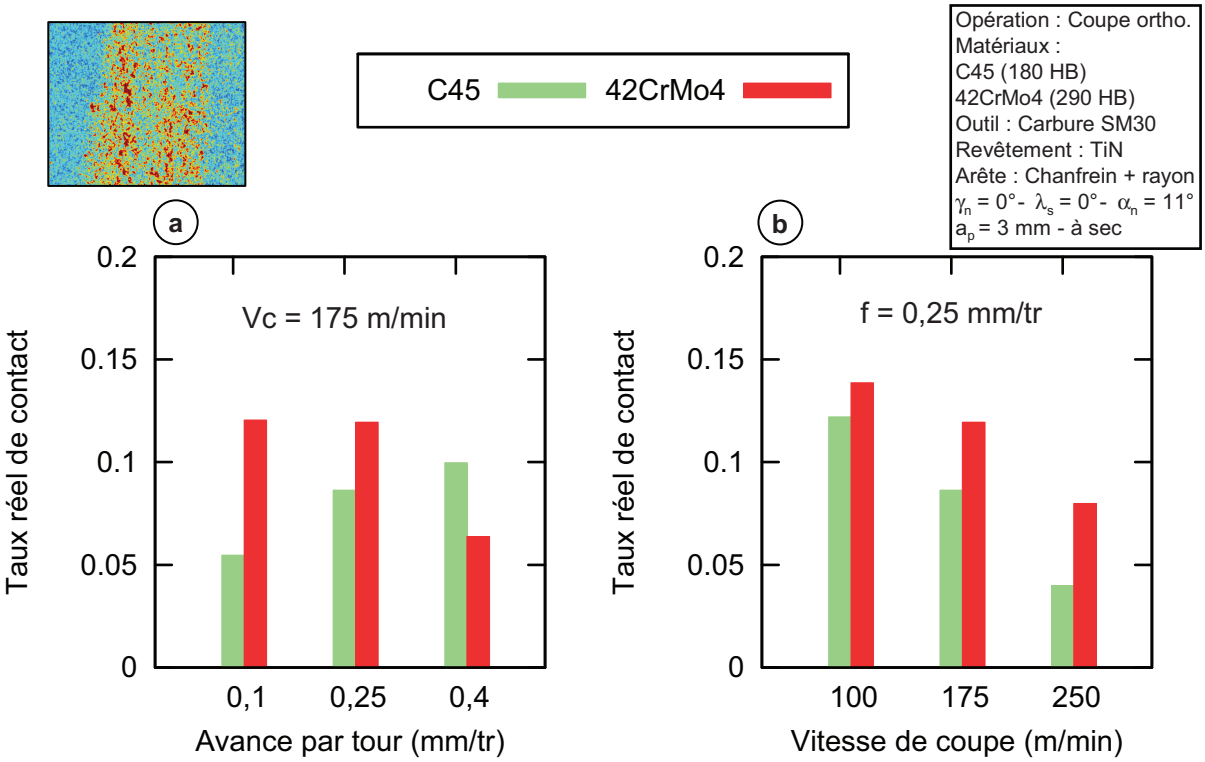

FIGURE 3.31: Taux réels de contact en fonction des conditions de coupe

une pression de 400 MPa : $h_{loc} = 5.10^5\ W/m^2K$. Des valeurs de l'ordre de $h = 10^6\ W/m^2K$ sont rencontrées en statique dans la littérature pour des matériaux beaucoup plus tendres (aluminium - (Bourouga *et al.*, 2003)). Une valeur plus faible permet de retranscrire indirectement la présence de debris d'usure, d'oxydes, ou de défauts modifiant la rugosité même de l'aspérité, à une échelle inférieure à celle observée ici (Rosochowska *et al.*, 2003).

Remarque :

Le modèle proposé par Rosochowska *et al.* (2003) est peu sensible à la longueur caractéristique l : pour $l' = 2l$, h_{eff} ne varie que de 15 %. En revanche, h_{eff} est directement régie par la valeur de h_{loc}.

L'ordre de grandeur calculé par l'Eq. 3.12 ($\approx 3,4.10^4\ W/m^2K$) semble cohérent avec les valeurs reportées par Guillot (2009). Les faibles variations d'aire réelle de contact constatées sur différentes conditions de coupe confirment sa faible sensibilité à la vitesse sur la zone glissante. Nous retiendrons une valeur de $h = 10^4\ W/m^2K$ dans la suite de nos travaux.

4 Identification de modèles mécaniques et thermiques locaux en contact glissant

Les résultats expérimentaux précédents nous permettent de connaître l'évolution du coefficient de frottement apparent μ_{app} et du flux de chaleur φ_{pion} transmis au pion en fonction de la vitesse macroscopique de rayage. L'analyse des zones de contact outil-matière tend à confirmer l'existance d'une RTC à l'interface et valide l'ordre de grandeur rencontré dans la littérature. Il s'agit désormais d'extraire des modèles de frottement et de transfert de chaleur aux interfaces dépendants des conditions locales de contact.

Le coefficient de frottement apparent μ_{app} correspond simplement au ratio des efforts mesurés sur le pion et ne retranscrit pas directement les phénomènes interfaciaux. Il se décompose, d'après l'approche proposée par Bowden & Tabor (1951), en une partie de labourage μ_{def} (déformation plastique) et une partie adhésive μ_{adh}. Cette dernière est celle que nous cherchons à caractériser et qui doit être implémentée dans les codes de calcul pour retranscrire l'intéraction mécanique à l'interface outil-matière. Comment peut-on alors dissocier ces deux composantes ?

Le "ratio de partage des flux" p fournit un ordre de grandeur quant à la répartition effective à l'interface. p est notamment approximé en considérant que la génération de chaleur est uniquement surfacique et que la vitesse d'écoulement de la matière autour du pion est homogène et égale à la vitesse macroscopique de rayage. Si la notion de RTC est introduite, il diffère du coefficient α caractérisant la répartition de la quantité de chaleur générée par frottement. Comment extraire α en tenant compte des conditions de contact particulières à l'interface ?

La réponse à ces questions passe par un post-traitement de l'essai de frottement. La méthode mise en place par Bonnet *et al.* (2008) et Zemzemi *et al.* (2009) s'appuie sur un modèle numérique de rayage afin d'extraire les deux paramètres de manière itérative. Ce type d'approche pouvant paraître lourde permet notamment de :

- s'affranchir de la géométrie du problème d'un point de vue mécanique en considérant les hétérogénéités du champ de vitesse autour du pion ;
- s'affranchir de la géométrie du problème d'un point de vue thermique en restituant les phénomènes de macro-constriction induits par le contact sphère-plan ;
- intégrer la RTC/conductance thermique de contact afin d'extraire une loi de transfert de chaleur pour le couple (h - α) ;
- prendre en compte la génération de chaleur en sous-couche provenant de la déformation plastique.

L'objectif de cette partie est donc d'identifier, à partir d'une modélisation numérique, la partie adhésive du coefficient de frottement μ_{adh} et une loi d'évolution de α en fonction de la vitesse de glissement.

4.1 Méthode de dépouillement - Modèle numérique 3D de rayage

Le modèle de rayage initié par Bonnet *et al.* (2008) et Zemzemi *et al.* (2009) a été remis à jour afin de pallier les limites observées, à savoir des distortions importantes pour les coefficients de frottement élevés, une limite en temps de rayage due à la géométrie finie du modèle, un modèle 3D complet pénalisant le temps de calcul et un pilotage en déplacement introduisant une étape itérative supplémentaire.

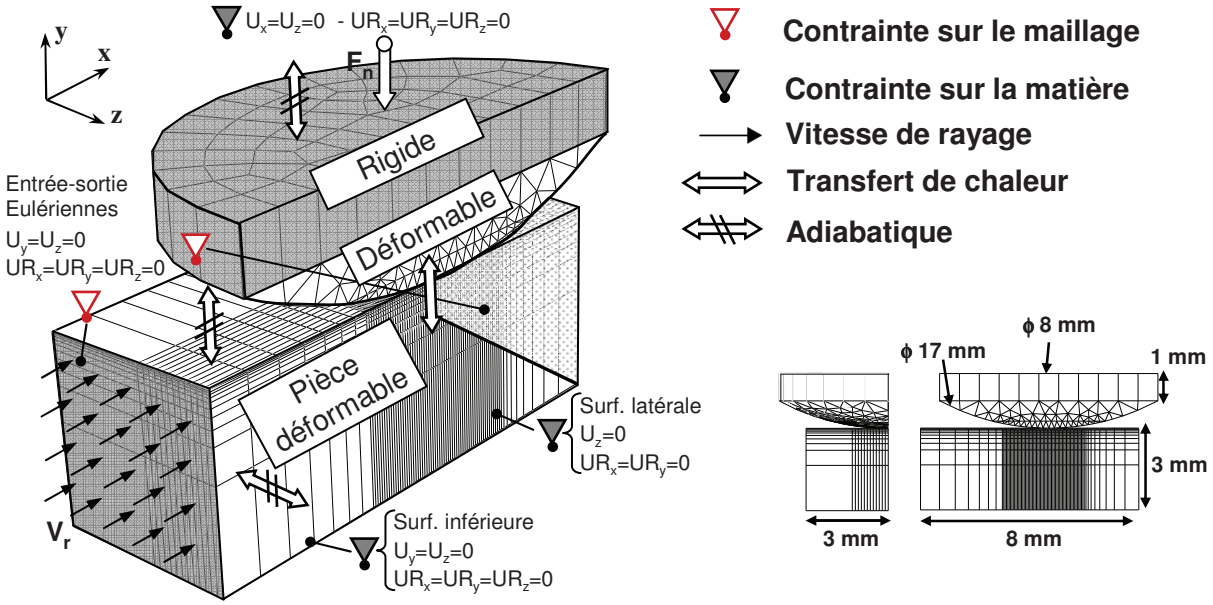

FIGURE 3.32: Description du modèle de rayage 3D ALE

Un second modèle thermomécanique 3D a alors été développé dans le cadre de cette étude, basé de nouveau sur l'approche ALE d'Abaqus/Explicit©. Reprenant les principes exposés précédemment, les principales conditions limites sont décrites en Figure 3.32. Les noeuds des surfaces eulériennes sont contraints afin d'empêcher le déplacement du maillage dans la direction d'écoulement. La vitesse de rayage est appliquée aux noeuds de la surface d'entrée du modèle. Des conditions de symétrie sont imposées sur les faces latérales du massif tandis que sa face inférieure est bloquée en y et z. Les échanges avec l'environnement par convection et radiation ont été négligés.

Le pion est modélisé par une tête sphérique de diamètre identique au pion utilisé lors de la phase expérimental (ici un diamètre 17 mm sur la Figure 3.32). Il est maillé à l'aide d'éléments tétraédriques couplés température-déplacement de type C3D4T. Des éléments 3D de type hexaédrique à intégration réduite C3D8RT ont principalement été utilisés pour le massif. Les zones proches du contact sont maillées finement ($\sim 15\ \mu m$) afin de capturer les forts gradients existants à l'interface pion-matière. L'étude de la rhéologie des matériaux n'ayant pas été achevée avant ce post-traitement, la loi proposée par Johnson & Cook (1983) a été retenue pour les deux nuances [1]. Les identifications conduites par Jaspers & Dautzenberg (2002a) pour le C45

1. Cette partie de l'étude a été menée en parallèle de la caractérisation rhéologique des matériaux. Les lois

et Grolleau (1996) pour le 42CrMo4 ont été considérées valides et transposables aux matériaux étudiés ici (Annexe B). Les caractéristiques mécaniques et thermophysiques du pion en carbure de tungstène sont similaires à celles saisies auparavant pour l'outil de coupe (voir Annexe A).

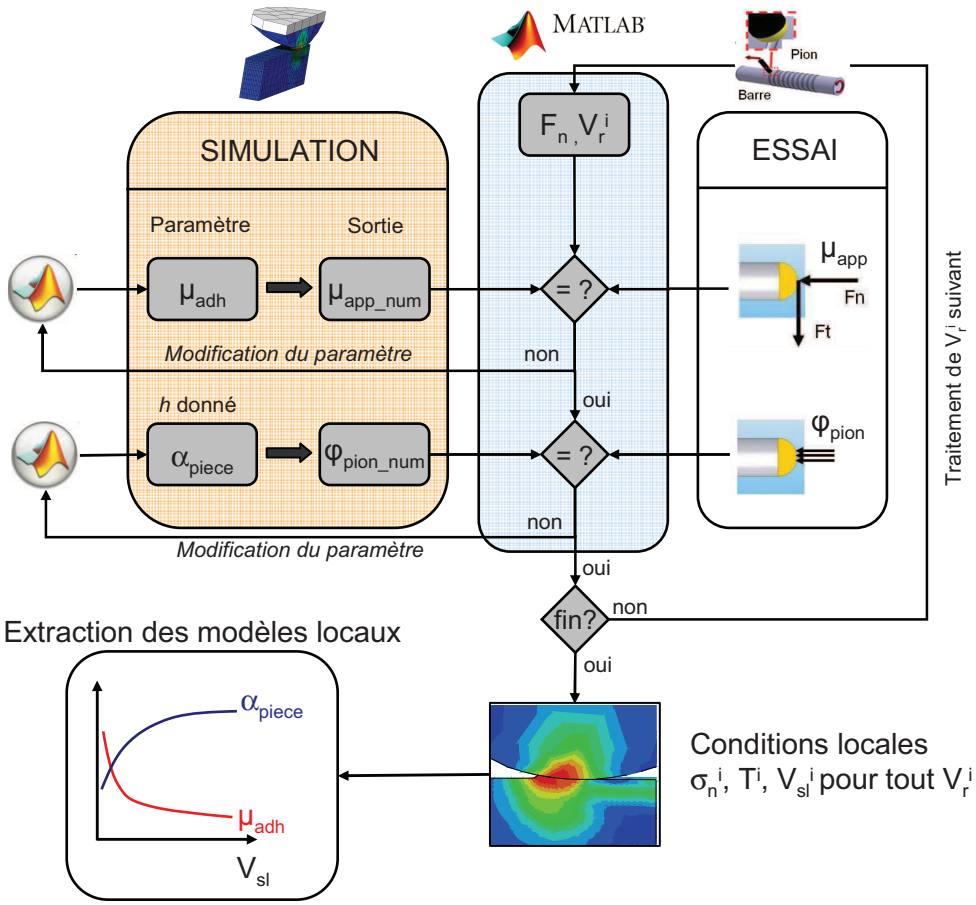

FIGURE 3.33: Schéma itératif autonome - identification des modèles de contact locaux

La simulation est désormais pilotée en effort : l'effort normal F_n appliqué expérimentalement pour chaque essai est imposé sur un noeud de référence, lié à la partie supérieure rigide du pion. La méthode d'identification est sensiblement identique aux travaux précédents et se résume au schéma itératif exposé en Figure 3.33.

1. **Coefficient de frottement adhésif :** la première étape consiste à extraire le coefficient de frottement adhésif μ_{adh}. Cette part représentant 70 à 90 % du coefficient apparent μ_{app}, deux calculs sont effectués avec $\mu_{adh}(1) = 0,5 \cdot \mu_{app}$ et $\mu_{adh}(2) = \mu_{app}$. μ_{adh} est ensuite déduit par interpolation linéaire. Ici, h est fixée à 10^4 W/m^2K et $\alpha = p$ en première approximation (p étant le "ratio de partage des flux" calculé expérimentalement - Eq. 3.11) ;

de comportement identifiées dans le chapitre précédent n'étaient alors pas connues et n'ont pu être implémentées dans ce modèle de rayage. Néanmoins, les similitudes observées concernant le modèle de Johnson & Cook (1983) identifiés avec d'autres paramètres de référence laissent penser que leur utilisation reste tout à fait raisonnable

2. **Coefficient de partage du flux généré :** une fois μ_{adh} extrait, l'identification se poursuit sur la partie thermique en itérant sur α. La conductance thermique h est maintenue à $10^4\ W/m^2K$. Deux calculs sont également réalisés avec $\alpha(1) = 0,875 \cdot p$ et $\alpha(2) = 1,125 \cdot p$. Le coefficient α est enfin déduit par interpolation linéaire ;
3. **Extraction des grandeurs locales :** μ_{adh} et α ayant été identifiés pour une vitesse de rayage V_r^i, une dernière simulation est lancée avec l'ensemble des paramètres. On peut alors extraire les grandeurs locales au contact comme la pression σ_n^i, la température T^i ou encore les vitesses locales de glissement V_{sl}^i. Compte tenu de l'algorithme explicite employé, seules les moyennes de ces grandeurs sur la zone de contact sont considérées.

Cette procédure est répétée pour chaque vitesse de rayage macroscopique V_r^i et il est ainsi possible de reconstruire l'évolution de μ_{adh} et α en fonction de la moyenne des vitesses locales V_{sl}^i. Afin de rendre cette méthode de dépouillement autonome, un programme Matlab© pilote l'ensemble du schéma en dépouillant les fichiers de résultats des simulations effectuées sur Abaqus/Explicit© et en modifiant leurs paramètres d'entrée en fonction.

Remarque :

Cette démarche se doit d'être améliorée afin d'extraire des informations plus fiables et intégrer réellement le caractère local de ces modèles. Certaines hypothèses sont en effet encore limitantes :

– pour chaque vitesse de rayage macroscopique V_{ri}, on suppose que μ_{adh} et α sont indépendants de la vitesse de glissement, pression de contact ou température. Ceci explique en partie l'insensibilité de μ_{adh} au couple (h - α) (soit à la température des surfaces en contact) et la possibilité d'une identification découplée. En supposant a priori la forme de nos modèles de contact, il serait plus pertinent d'intégrer ceux-ci aux simulations de rayage et de réaliser les itérations sur les paramètres du modèle eux-mêmes. Les variations locales de μ_{adh} et α existeraient en tout point du contact sphère-plan et permettraient de prendre en compte l'écoulement de la matière autour de la sphère ;
– pour les vitesses de rayage les plus faibles ($<$ 15 m/min), la formation de micro-copeaux a pu être constatée lors des essais de frottement. Aucun modèle d'endommagement n'est intégré ici et il est donc impossible de retranscrire ces phénomènes avec la démarche actuelle. De plus, pour les matériaux les plus ductiles, un bourrelet conséquent de matière se forme en amont du pion et vient pratiquement augmenter la valeur de μ_{app}. Cette accumulation de matière endommagée ne pouvant être restituée, les valeurs de $\mu_{app} > 0,6$ sont très mal gérées ;
– les constatations émises dans la section 3.3.2 (page 156), laissent penser que la conductance thermique de contact h pourrait être dissociée suivant le type de contact. Pour les vitesses de glissement les plus basses, le contact intime résultant devrait conduire à des valeurs de h plus élevées que celles évaluées sur la partie glissante ($10^4\ W/m^2K$). Cet distinction n'est à ce jour pas implémentée dans le modèle de rayage, bien qu'elle soit pressentie comme très influente sur le modèle de partage identifié ;

– pour finir, nous avons souligné auparavant que les modèles "à base métallurgique" (Chapitre 2, section 4 page 96) n'ont pas été introduits dans les présentes simulations de rayage. L'influence sur les modèles de contact mécaniques et thermiques locaux, de changements microstructuraux induits par la recristallisaiton dynamique demeure à ce jour inconnue. Cependant, deux conditions de frottement extrêmes (V_{ri} = 15 et 180 m/min) ont été simulées en intégrant le modèle de Lurdos (2008) identifié pour le C45. Celles-ci n'ont pas révélé de changements majeurs par rapport au modèle de Johnson & Cook (1983) utilisé jusqu'ici. Cette procédure doit en revanche être reconduite sur l'ensemble des conditions de rayage afin de garantir ou non ces constatations.

4.2 Modèles de contact mécaniques et thermiques locaux

Le post-traitement numérique des essais de frottement permet d'extraire des variables locales comme la pression de contact, la température ou la vitesse de glissement. En examinant la Figure 3.34, on constate que la pression de contact augmente avec la vitesse de rayage, probablement suite aux effets visqueux. Les températures maximales apparaissent sur la fin du contact. On notera par ailleurs que pour V_r = 180 m/min, la température simulée dépasse 1000 $°C$. Même s'il ne s'agit que de grandeurs numériques, ceci tend à conforter les hypothèses effectuées quant à l'état visqueux du matériau à l'interface (Figure 3.27).

La Figure 3.35 montre également l'influence de la vitesse de rayage sur la profondeur affectée thermiquement e : e est réduite de $\sim$ 40 % entre V_r = 30 m/min et 180 m/min. En revanche, d'un point de vue mécanique, le niveau de déformation est beaucoup plus important à basse vitesse de rayage (Figure 3.35). La déformation plastique équivalente en sous-couche dépasse 130 % à 30 m/min, tandis qu'elle reste inférieure à 0,3 à 180 m/min. Le labourage est dès lors plus intense et se traduit notamment par la formation d'un bourrelet plus conséquent en amont du contact.

La vitesse de rayage s'est avérée être le paramètre le plus influent sur le comportement tribologique de l'interface d'après Zemzemi *et al.* (2009) sur un 42CrMo4 et Rech *et al.* (2009) sur un C45. Les résultats expérimentaux utilisés dans cette étude confirment cet aspect (Figure 3.23). Il apparaît donc pertinent de baser la définition des modèles de contact locaux non pas sur la vitesse de rayage (macroscopique) mais sur la vitesse locale de glissement V_{sl}. On remarquera néanmoins que si cette dernière est plutôt uniforme à haute vitesse (Figure 3.34), elle présente des instabilités à basse vitesse, probablement dues au schéma d'intégration utilisé. L'analyse suivante et l'identification des modèles sont donc basées sur la moyenne des vitesses locales sur la zone de contact.

L'évolution du coefficient de frottement adhésif μ_{adh} et du coefficient de partage α est retranscrite sur la Figure 3.36 en fonction de cette grandeur. Le comportement est globalement similaire pour les deux nuances. Le C45 étant plus ductile, le coefficient de frottement adhésif reste légèrement plus élevé entre 0,5 et 2 m/s. μ_{adh} tend dans les deux cas vers $\sim$ 0,16 pour les

hautes vitesses. Le C45 et le 42CrMo4 se distinguent de nouveau en dessous de 2 m/s concernant le transfert de chaleur. Une part plus importante du flux généré par frottement semble être transmise à la pièce pour le 42CrMo4.

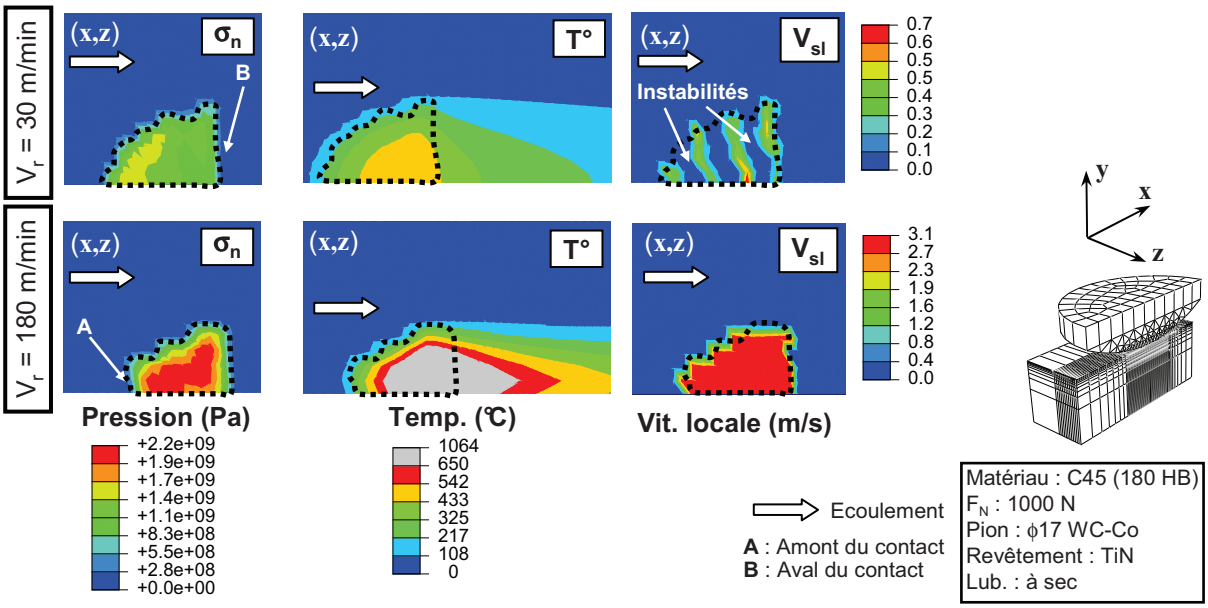

FIGURE 3.34: Données locales extraites après post-traitement des essais de frottement sur le C45 pour V_r = 30 m/min et 180 m/min - Pression de contact, température et vitesse relative de glissement

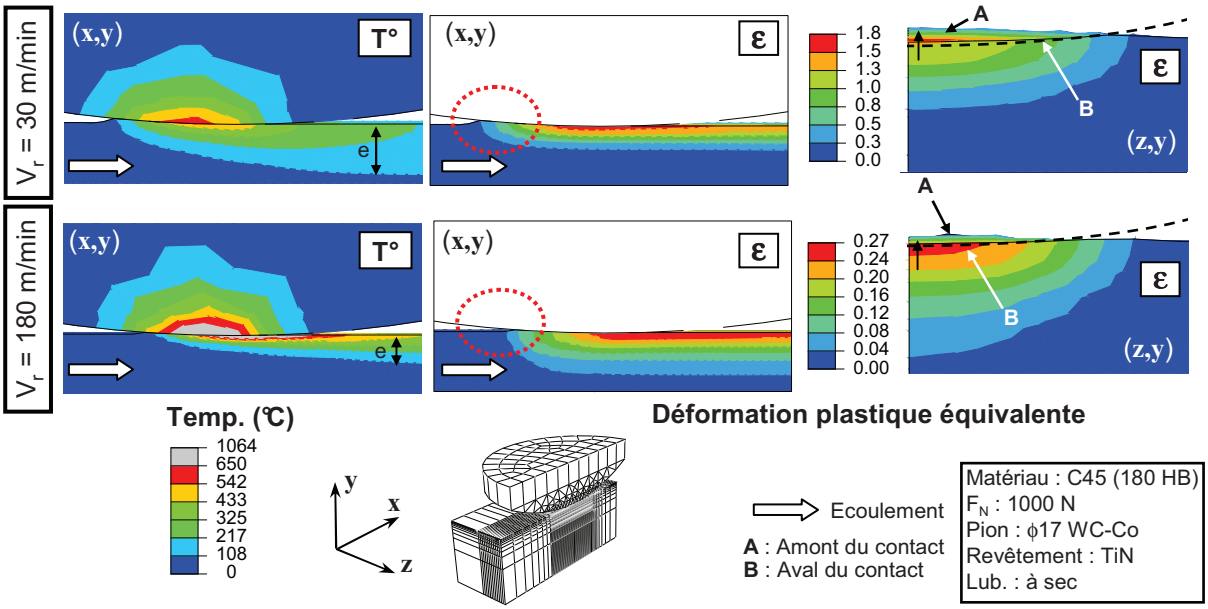

FIGURE 3.35: Données locales extraites après post-traitement des essais de frottement sur le C45 pour V_r = 30 m/min et 180 m/min - Température et déformation plastique équivalente

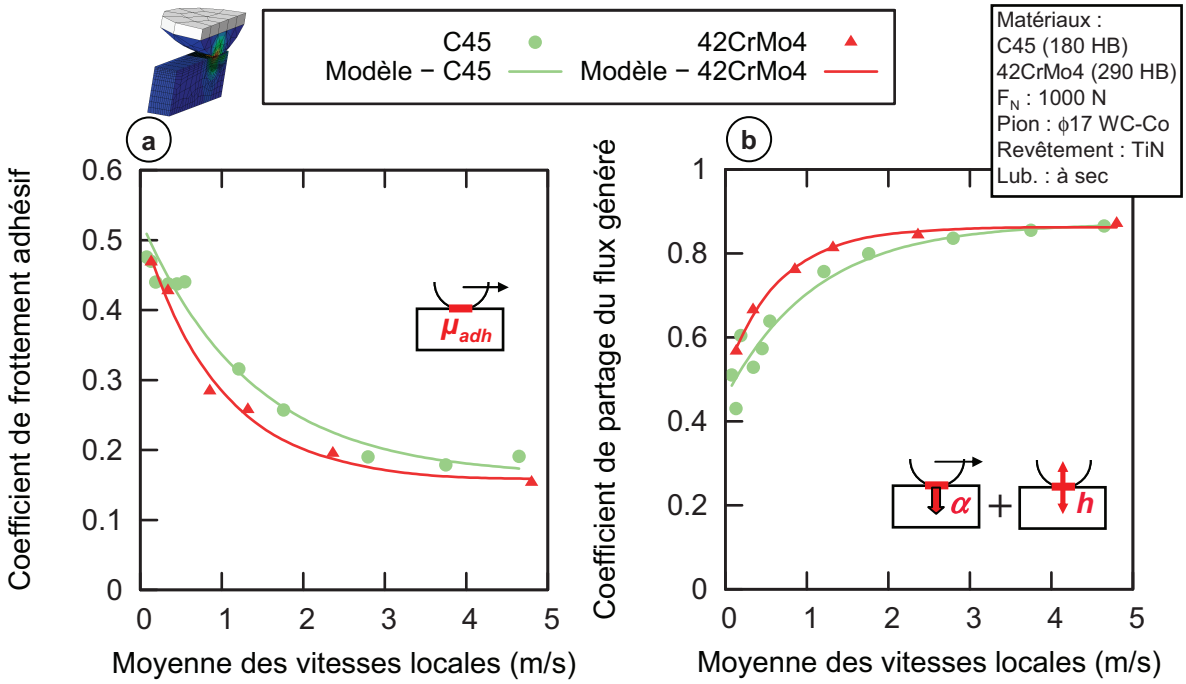

FIGURE 3.36: Modèles de contact locaux extraits après post-traitement : a) coefficient de frottement adhésif μ_{adh} - b) coefficient de partage α du flux généré par frottement (Eq. 3.13)

La tendance exponentielle (asymptotes lorsque $V_{sl} \rightarrow \infty$) nous permet de proposer une évolution similaire pour μ_{adh} et α (Eq. 3.13). On introduit ainsi pour chacun d'eux, un paramètre dit "statique" (μ_s ou α_s), valeur à $V_{sl} = 0$, un paramètre dit "dynamique" (μ_k ou α_k), valeur à $V_{sl} \rightarrow \infty$, et une constante de temps (d_μ ou d_α). L'intérêt d'un point de vue numérique est d'obtenir une fonction continue contrairement aux précédents modèles définis par morceaux (Rech *et al.*, 2009). Des instabilités expérimentales et numériques ayant été observées à basse vitesse sur le C45, plus de poids a été attribué aux vitesses $V_{sl} > 0,6$ m/s lors de l'identification par la méthode des moindres carrés.

$$\begin{aligned} \mu_{adh}(V_{sl}) &= \mu_k + (\mu_s - \mu_k) \,.\, exp\left(-d_\mu \|V_{sl}\|\right) \\ \alpha(V_{sl}) &= \alpha_k + (\alpha_s - \alpha_k) \,.\, exp\left(-d_\alpha \|V_{sl}\|\right) \end{aligned} \tag{3.13}$$

	Modèle de frottement			Transfert de chaleur			
Nuance	μ_s [-]	μ_k [-]	d_μ $[s/m]$	α_s [-]	α_k [-]	d_α $[s/m]$	h $[W/m^2K]$
C45	0,53	0,162	0,746	0,457	0,872	0,906	10^4
42CrMo4	0,522	0,157	1,048	0,511	0,862	0,659	10^4

TABLEAU 3.6: Coefficients des modèles de contact locaux identifiés (Eq. 3.13)

Le Tableau 3.6 synthétise les coefficients des modèles identifiés. Le modèle de frottement écrit sous cette forme peut être directement implémenté dans Abaqus/Explicit©. Nous verrons par la suite que l'implémentation d'une loi de transfert de chaleur variable (α ou h) n'est pas possible dans la version actuelle du code. Ceci nécessite le développement de sous-programmes spécifiques permettant un contrôle total du comportement de l'interface.

5 Synthèse

Nous avons insisté, au travers de ce chapitre, sur la nécessité d'introduire de manière physique les intéractions thermomécaniques existant entre un outil revêtu et la matière découpée.

L'état de l'art a tout d'abord mis en évidence le manque réel de connaissances quant au comportement des interfaces dans des conditions aussi sévères que celles rencontrées en usinage. Les travaux de recherche antérieurs ont été principalement orientés vers la partie mécanique du contact afin de proposer des modèles de frottement locaux issus de l'expérience. Ceux-ci s'appuient en grande partie sur des essais de coupe ou des tribomètres fermés, souvent inaptes à reproduire de fortes sollicitations tribologiques. Les échanges thermiques aux interfaces ont quant à eux été indéniablement écartés et les hypothèses d'un contact thermiquement parfait sont adoptées de manière récurrente.

Pourtant, les études menées par la communauté thermicienne, ainsi que les discussions avec certains de ses membres, ont permis de faire ressortir la notion importante de résistance thermique de contact RTC_g. Généralement étudiée en forge, elle se présente comme un paramètre fondamental gouvernant les transferts thermiques dans les contacts roulants ou glissants et en particulier la continuité en température des surfaces en contact. L'introduction de cette grandeur impose de migrer vers des modèles de contact "imparfait", faisant intervenir deux paramètres thermiques : le coefficient de partage du flux généré α et la conductance thermique de contact $h = \frac{1}{RTC_g}$. Cette considération pose alors la question sensible de leur identification.

L'importance des modèles de contact dans les simulations d'usinage a été démontrée dans une deuxième section. La sensibilité d'un modèle numérique de coupe au frottement et aux paramètres thermiques de contact a été étudiée et a permis de compléter les constatations issues de la littérature. Le coefficient de frottement, ici au sens de Coulomb, est apparu comme un paramètre majeur affectant l'ensemble des sorties du modèle. Son influence sur la vitesse de glissement à l'interface conditionne notamment la quantité de chaleur générée et de ce fait, le champ de température de l'outil et le flux de chaleur qui lui est transmis.

Les paramètres thermiques de contact se sont avérés prédominants sur les transferts thermiques entre la pièce et l'outil alors que les sorties "mécaniques" du modèle (efforts, épaisseur...) restent peu modifiées. L'existence d'une résistance thermique de contact (conductance thermique h très faible) à l'interface outil-matière pourrait entraîner, à une échelle macroscopique, une différence de température entre le copeau et la face de coupe de l'outil. Cette vision du problème remet en question les termes conventionnels de "température de coupe" ou de "température d'interface".

L'étude s'est donc axée sur la caractérisation de ces intéractions par des moyens expérimentaux dédiés et des méthodes de traitement spécifiques. Les essais de frottement, effectués dans l'équipe du LTDS sur un tribomètre ouvert "fortes sollicitations", ont tout d'abord été exploités pour les deux nuances étudiées, un acier C45 normalisé et un 42CrMo4 trempé revenu. Ils ont fourni l'évolution du coefficient de frottement apparent et du flux de chaleur transmis au pion de frottement en fonction de la vitesse macroscopique de rayage.

Une analyse fine des outils utilisés en coupe orthogonale a permis, par examen optique MEB et EDX des zones de contact, de proposer un mécanisme de formation d'une résistance thermique de contact en usinage et d'une éventuelle couche visqueuse (fluide ?) à l'interface outil-matière. Les traitements d'images opérés sur les cartes EDX ont abouti, pour les deux matériaux étudiés, à l'extraction de taux réels de contact de l'ordre de 10 %. Ces derniers ont été utilisés pour retrouver, par une expression empirique extraite de la littérature, un ordre de grandeur de résistance thermique cohérent avec ceux mesurés dans des contacts glissants sévères.

Une démarche d'identification a été ainsi développée afin de proposer des modèles locaux de frottement et de transfert de chaleur sur le C45 et le 42CrMo4 à partir des données expérimentales. Un schéma itératif autonome, basé sur une modélisation numérique de l'essai de rayage, a été mis en place afin d'extraire les lois liant le coefficient de frottement adhésif μ_{adh} ou le coefficient de partage du flux généré α (pour une valeur de h donnée) à une grandeur majeure : la vitesse locale de glissement. Un découplage entre conductance thermique h, provenant uniquement des défauts de contact (aspérités), et coefficient de partage α a ici été supposé.

De même que le chapitre précédent, ces modèles de contact variables se doivent d'être implémentés dans les simulations numériques de coupe afin de restituer plus fidèlement la physique du procédé. Bien que les paramètres thermiques semblent avoir peu d'influence sur les efforts de coupe et les autres grandeurs "géométriques", l'introduction d'une loi de partage de chaleur variable à l'interface influencera inévitablement l'amplitude du flux transmis à l'outil, mais surtout sa distribution le long des zones de contact. Ce point prend tout son intérêt si l'on se penche sur les problématiques d'usure outil mais également si l'on cherche à comprendre de manière plus approfondie l'écoulement de la matière et les changements microstructuraux à l'interface outil-matière.

Par modèle on entend une construction mathématique qui, par l'addition de quelques interprétations verbales, décrit les phénomènes observés. La justification d'une telle construction mathématique est uniquement précisément qu'elle est censée marcher.

John VON NEUMANN [1903 - 1957]

4

Simulation numérique de la coupe

Nous allons voir, au travers de ce dernier chapitre, comment les modèles de comportement et de contact proposés dans les parties précédentes, influent sur les résultats d'un modèle numérique de coupe. Les développements spécifiques, nécessaires à leur implémentation, seront tout d'abord abordés avec les routines utilisateur VUINTER© et VUMAT©. L'apport des modèles de contact puis des modèles de comportement sera séparément évalué, pour les deux nuances, sur une large plage de conditions de coupe. Nous proposerons enfin une stratégie de modélisation visant à couvrir un domaine de conditions de coupe étendu, correspondant à différents procédés. Les modélisations thermique pure, ALE 3D et Lagrangienne mises en place à cet effet seront enfin introduites.

Sommaire

1 Intégration des modèles de comportement et de contact proposés 175

1.1 Rappel du modèle de coupe utilisé - 2D ALE 175

1.2 Implémentation d'un modèle de transfert de chaleur variable 175

1.3 Implémentation de lois de comportement avancées 178

1.4 Validité des simulations 181

2 Apport des modèles mécaniques et thermiques de contact locaux 181

2.1 Influence sur les efforts d'usinage 182

2.2 Influence sur les grandeurs thermiques 184

2.3 Influence sur les grandeurs géométriques 187

3 Apport des modèles de comportement identifiés 190

3.1 Influence sur les efforts d'usinage 191

3.2 Influence sur les grandeurs thermiques 193

3.3 Influence sur les grandeurs géométriques 193
3.4 Bilan des résultats obtenus 197
4 Vers une réelle stratégie de modélisation 200
4.1 Identification des limites et besoins 200
4.2 Couplage simulation thermomécanique – thermique pure 203
4.3 Modélisation 3D ALE 205
4.4 Modélisation 2D Lagrangienne 205
5 Synthèse 206

1 Intégration des modèles de comportement et de contact proposés

Les chapitres précédents ont permis d'aboutir à des descriptions plus physiques des phénomènes observés lors d'une opération d'usinage. Deux aspects ont particulièrement été étudiés :

- la restitution du comportement du matériau par un modèle d'écrouissage "conventionnel" ainsi que par une autre approche permettant de modéliser l'impact d'évolutions microstructurales, induites par la restauration et la recristallisation dynamique, sur sa limite d'écoulement ;
- la modélisation des intéractions à l'interface outil-matière par des lois de contact mécanique (frottement de Coulomb) et thermique (modèle de transfert de chaleur) locales, dépendentes de la vitesse de glissement.

Le modèle de coupe utilisé jusqu'ici pour évaluer les sollicitations en usinage (section 2.1 page 65) ou étudier la sensibilité aux paramètres de contact (section 2 page 136) s'est appuyé sur des éléments standards du code de calcul employé. Le modèle de Johnson & Cook (1983) est en effet implémenté par défaut de même que la possibilité de définir une loi de frottement dépendante de la vitesse de glissement. En revanche, l'utilisation de modèles de comportement avancés ou de modèles de transfert de chaleur variables aux interfaces nécessitent des développements spécifiques.

Après un bref rappel de l'approche adoptée pour simuler une opération de coupe orthogonale, nous détaillerons la façon d'implémenter les apports majeurs de nos travaux.

1.1 Rappel du modèle de coupe utilisé - 2D ALE

A ce stade de l'étude, l'approche Arbitraire-Lagrangienne-Eulérienne (ALE) a été retenue pour simuler les opérations de coupe orthogonale en tournage présentées au Chapitre 1. Les conditions particulières de cette opération nous permettent, sous couvert d'une hypothèse de déformation plane, de considérer dans un premier temps un modèle 2D.

La configuration de référence décrite en Annexe A a été adaptée à nos conditions d'essais en intégrant particulièrement la géométrie réelle de l'outil (import direct du profil extrait par profilométrie - Figure 1.4 page 11). Les propriétés thermophysiques des matériaux étudiés sont identiques à la configuration de référence, de même que les conditions aux limites rappelées en Figure 4.1. Une plage de conditions de coupe étendue et cohérente avec la phase expérimentale a été parcourue : $V_c \in$ [25 - 250 m/min] et $f \in$ [0,1 - 0,4 mm/tr].

1.2 Implémentation d'un modèle de transfert de chaleur variable

Comme nous l'avons déjà mentionné, utiliser une loi de transfert de chaleur variable aux interfaces n'est possible, dans le code Abaqus/Explicit©, que par l'utilisation de routines utilisateurs. L'une d'elles nommée VUINTER© permet de redéfinir complètement le comportement mécanique et thermique d'une interface entre deux solides en contact, moyennant quelques travaux de programmation.

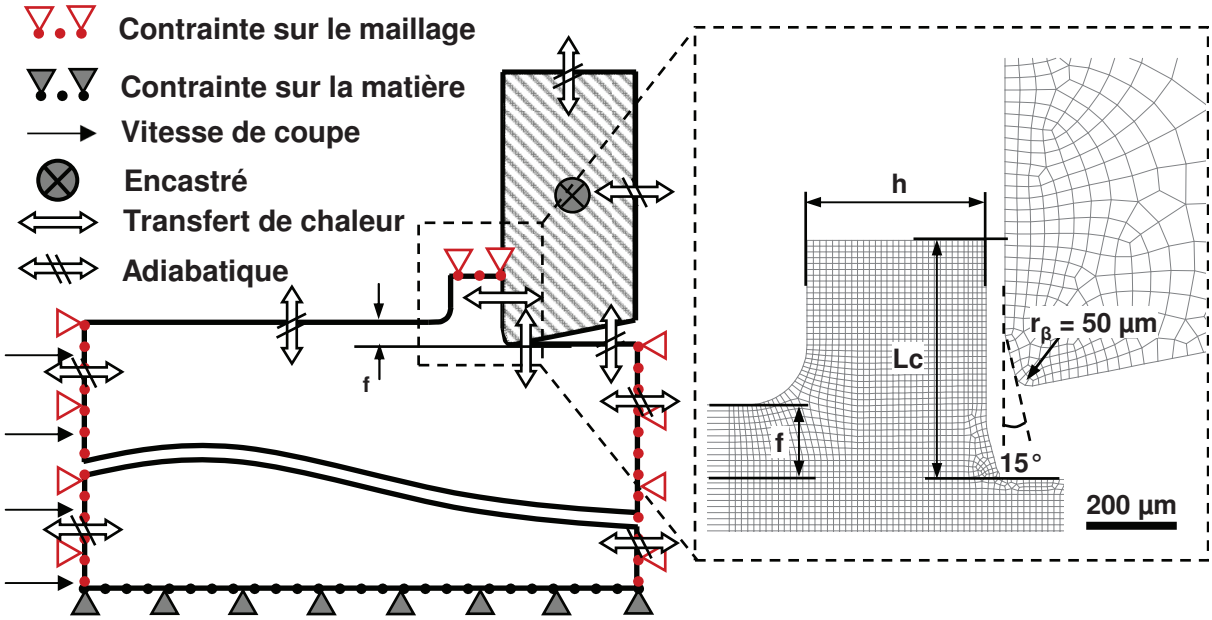

FIGURE 4.1: Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D ALE

L'intéraction entre l'outil et la matière usinée est réalisée au moyen d'un contact maître-esclave avec une formulation par pénalité (Wriggers, 2006). Cette dernière est souvent employée dans les analyses par éléments finis impliquant du contact du fait de sa simplicité de programmation et son schéma non-itératif. Elle est assimilée à un système numérique ressort-amortisseur comme illustré en Figure 4.2a). Elle consiste de manière simplifiée à insérer des ressorts, normaux à l'interface, entre tous les noeuds esclaves pénétrant une surface maître. Un effort de répulsion, exprimé par l'Eq. 4.1, est exercé au noeud esclave i proportionnellement à sa pénétration $d(i)$ au travers d'un segment maître et à une raideur normal de contact $K_n(i)$.

Un paramètre d'amortissement $C_v(i)$ est également appliqué et ajoute une contrainte de traction proportionnelle à la vitesse de pénétration du noeud esclave $\dot{d}(i)$. L'amortissement peut être renseigné directement par un coefficient $C_v(i)$ exprimé en N.s/m ou par l'intermédiaire d'un coefficient adimensionnel ς correspondant à une fraction de l'amortissement critique associé à la raideur de contact $C_v(i) = \varsigma . C_{crit}(i) = \varsigma . 2\sqrt{K_n(i)M(i)}$, avec $M(i)$ la masse au noeud i traité (H.K.S, 2009a).

$$F_n(i) = \begin{cases} K_n(i) . d(i) + C_v(i) . \dot{d}(i) & \text{si} \quad d(i) \geq 0 \\ 0 & \text{si} \quad d(i) > 0 \end{cases} \tag{4.1}$$

Un frottement de Coulomb régularisé est implémenté pour modéliser le comportement tangentiel de l'interface en introduisant une raideur tangentielle $K_t(i)$ (Figure 4.2b)). Celle-ci est analogue au comportement d'un matériau élastique-plastique parfait : un contact dit "collant" correspond au régime élastique tandis qu'un contact glissant apparaît dans le régime plastique (Eq. 4.2).

$$F_t(i) = \begin{cases} K_t(i) \cdot u_t(i) & \text{si} \quad K_t \cdot \|u_t(i)\| < \mu(V_{sl}(i)) \cdot F_n(i) \\ \mu(V_{sl}(i)) \cdot F_n(i) \cdot \dfrac{V_{sl}(i)}{\|V_{sl}(i)\|} & \text{si} \quad K_t(i) \cdot \|u_t(i)\| \geq \mu(V_{sl}(i)) \cdot F_n(i) \end{cases} \tag{4.2}$$

La quantité d'énergie $\varphi_g(i)$ dissipée par frottement à un noeud i de l'interface est obtenue à partir des grandeurs nodales $F_t(i)$ et $V_{sl}(i)$ (Eq. 4.3). L'intégralité de cette énergie est transformée en chaleur.

$$\varphi_g(i) = F_t(i) \cdot \|V_{sl}(i)\| \quad \text{lorsque} \quad F_t(i) = \mu(V_{sl}(i)) \cdot F_n(i) \cdot \frac{V_{sl}(i)}{\|V_{sl}(i)\|} \tag{4.3}$$

Le transfert de chaleur s'effectue suivant le modèle à deux paramètres (h - α) proposé par Bardon (1972, 1986) (Eq. 3.8), avec $Ac(i)$ la surface nodale. L'intérêt ici étant de pouvoir rendre le coefficient de partage du flux généré α dépendant de grandeurs locales comme la vitesse locale de glissement $\alpha(V_{sl})$. 1 représente ici la surface esclave et 2 la surface maître.

$$\begin{cases} \varphi_1(i) = \alpha(V_{sl}(i)) \cdot \varphi_g(i) + Ac(i) \cdot h \cdot (T_2(i) - T_1(i)) \\ \varphi_g(i) = \varphi_1(i) + \varphi_2(i) \end{cases} \tag{3.8}$$

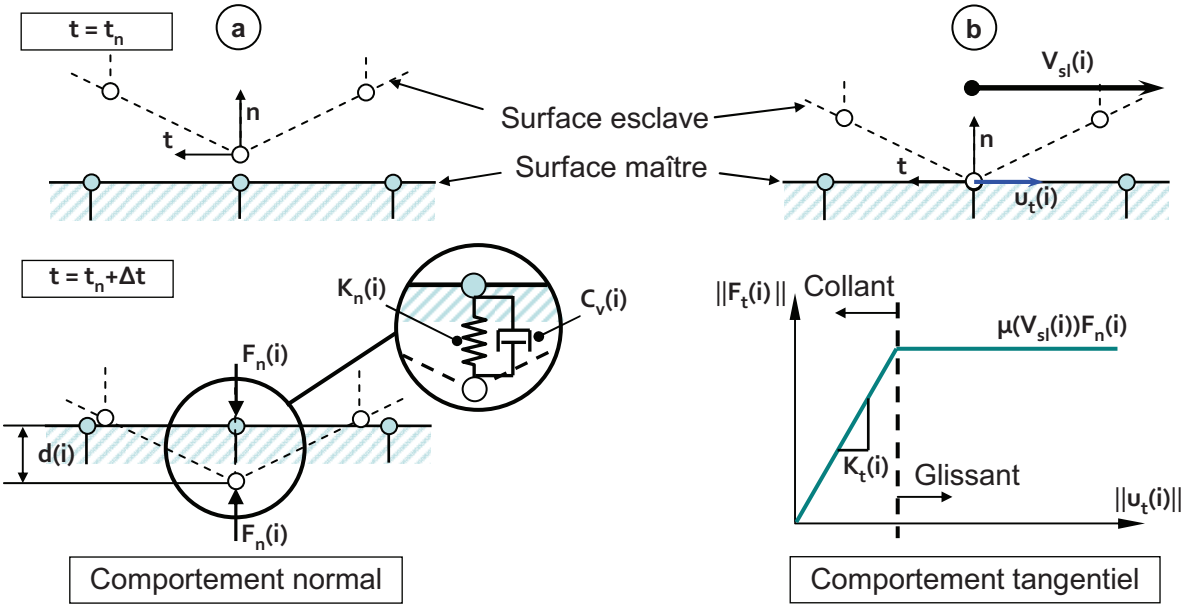

FIGURE 4.2: Formulations de contact utilisées dans la routine VUINTER© : a) contact normal par pénalité et b) contact tangentiel par frottement de Coulomb régularisé

Avant d'intégrer les modèles identifiés au chapitre précédent et d'appliquer cette routine sur un modèle de coupe, le sous-programme a tout d'abord été validé sur des cas de contact simples et comparé aux résultats fournis par l'algorithme de contact par pénalité proposé par défaut sous Abaqus/Explicit©. Ces tests de validation font l'objet de l'Annexe C. Le lecteur intéressé pourra donc s'y reporter.

1.3 Implémentation de lois de comportement avancées

Les lois de comportement identifiées au chapitre précédent sont des modèles évolués, absents de la base de données standard du code de calcul Abaqus/Explicit©. Leur emploi dans des simulations numériques de coupe nécessite une étape de programmation par l'intermédiaire d'une routine utilisateur dédiée VUMAT©.

Cette étape a été initiée au LaMCoS par Asad (2010); Asad *et al.* (2011) afin d'intégrer les effets d'échelle rencontrés en micro-usinage en appliquant la théorie du gradient de déformation. Ce développement à ainsi servi de base solide à notre étude et a permis d'implémenter aisément les modèles de comportement avancés. La VUMAT© a notamment été étendue au cas 3D afin de l'employer à terme avec le modèle de rayage (Chapitre 3 section 4.1 page 165) ou de futurs modèles de coupe 3D.

Les paragraphes suivants reprennent, au titre de synthèse, les principaux éléments composant l'implémentation d'une loi de comportement plastique avec écrouissage isotrope en grandes transformations. Ils s'appuient sur les références Moreira (2002), H.K.S (2009a,b) et Asad (2010).

Le comportement élastique est tout d'abord décrit par une loi élastique linéaire de Hooke (Eq. 4.4).

$$\dot{\underline{\underline{\sigma}}} = \underline{\underline{\underline{\underline{C^e}}}} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon^e}}} \tag{4.4}$$

Partant d'une hypothèse de petites déformations élastiques, on décompose de manière additive le tenseur des vitesses de déformation $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}$ en une partie élastique $\dot{\underline{\underline{\varepsilon^e}}}$ et une partie plastique $\dot{\underline{\underline{\varepsilon^p}}}$ (Eq. 4.5).

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon^e}}} + \dot{\underline{\underline{\varepsilon^p}}} \tag{4.5}$$

Le tenseur des vitesses de déformation plastique se déduit de la loi de normalité en faisant intervenir $\dot{\lambda}$ le multiplicateur plastique (Eq. 4.6), $\underline{\underline{\sigma}}$ étant le tenseur des contraintes de Cauchy. $f(\underline{\underline{\sigma}})$ est alors une fonction délimitant les domaines élastiques et plastiques, nommée surface de charge ou surface de plasticité.

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon^p}}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \left(\underline{\underline{\sigma}} \right) \tag{4.6}$$

En considérant un écrouissage isotrope, l'Eq. 4.7 nous fournit l'expression de $f(\underline{\underline{\sigma}})$ en fonction de l'état de contrainte et de la limite d'écoulement effective du matériau σ_y. Cette limite est calculée en fonction du modèle de comportement choisi à partir des conditions de sollicitations thermomécaniques.

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = \mathcal{F}\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - \sigma_y \tag{4.7}$$

Pour les métaux, on définit communément la surface de plasticité à partir de la contrainte équivalente de von Mises (Eq. 4.8), exprimée en fonction des composantes s_{ij} du tenseur déviateur des contraintes (Chapitre 2 section 1.2.1 page 43). Celle-ci nous permet de déterminer

si le point reste dans le domaine élastique ($f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) \leq 0$) ou si un écoulement plastique se produit ($f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) > 0$).

$$\begin{cases} \mathcal{F}\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \\ \underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} Tr\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) \underline{\underline{I}} \end{cases} \tag{4.8}$$

D'un point de vue pratique, la routine utilisateur VUMAT© donne accès, au début d'un pas de temps t donné et pour chaque point d'intégration, aux composantes du tenseur des contraintes σ_{ij}^{t}, aux incréments de déformation totale $\Delta\varepsilon_{ij}$ ainsi qu'à toutes les variables d'état. La procédure permettant de connaître l'état de contrainte à la fin du pas de temps $t + \Delta t$ est basée sur une méthode itérative de prédiction élastique et de correction plastique par retour radial. Le shéma global est synthétisé en Figure 4.3.

A partir des données d'entrée de la routine, la première étape consiste à effectuer une prédiction élastique à partir de la loi de Hooke (du tenseur d'élasticité isotrope $\underline{\underline{\underline{\underline{C^e}}}}$) et des incréments de déformation totale (Eq. 4.9).

$$\begin{cases} \sigma_{ij}^{pr} = C_{ijkl}^{e} \Delta\varepsilon_{kl} \\ C_{ijkl}^{e} = \lambda_{Lam} \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu_{Lam} \left(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}\right) \end{cases} \tag{4.9}$$

On vérifie alors le critère de plasticité :

$$\mathcal{F}\left(\underline{\underline{\sigma^{pr}}}\right) - \sigma_y = \sigma_{eq}^{pr} - \sigma_y \leq 0 \tag{4.10}$$

En cas d'entrée dans le domaine plastique, le nouvel état de contrainte à $t + \Delta t$ est obtenu par une correction plastique de celui prédit élastiquement σ_{ij}^{pr}. De par l'approche explicite du code de calcul choisi, l'intégration des relations de comportement s'effectue en fonction des incréments de déformation plastique et la correction est alors réalisée en fonction de ceux-ci (Eq. 4.11).

$$\sigma_{ij}^{t+\Delta t} = \sigma_{ij}^{pr} - 2\mu_{Lam} \Delta\varepsilon_{ij}^{p} \tag{4.11}$$

Les incréments de déformation plastique pouvant être aisément reliés à l'incrément de déformation plastique équivalente, il s'agit en fait de déterminer seulement cette grandeur $\Delta\varepsilon_p$ pour le pas de temps considéré.

A partir du travail plastique associé à l'incrément de calcul $\sigma_{ij}^{t+\Delta t} \Delta\varepsilon_{ij}^{p} = \sigma_{eq}^{t+\Delta t} \Delta\varepsilon_p$ et de l'évolution de l'écrouissage $\sigma_{eq}^{t+\Delta t} = \sigma_{eq}^{t} + h \cdot \Delta\varepsilon_p$, on obtient l'expression Eq. 4.12, avec h le taux d'écrouissage $\frac{d\sigma_y}{d\varepsilon_p}$.

$$\Delta\varepsilon_p = \frac{\sigma_{eq}^{pr} - \sigma_y}{3\mu_{Lam} + h} \tag{4.12}$$

La validation de l'algorithme s'est appuyée sur les cas tests simples (traction et cisaillement) menés par Asad (2010) sur un élément unique en déformation plane. L'objectif était dans un

premier temps de comparer les résultats fournis en utilisant une loi de Johnson & Cook (1983) implémentée à l'aide de la routine à ceux obtenus en utilisant le modèle implémenté par défaut dans le code de calcul.

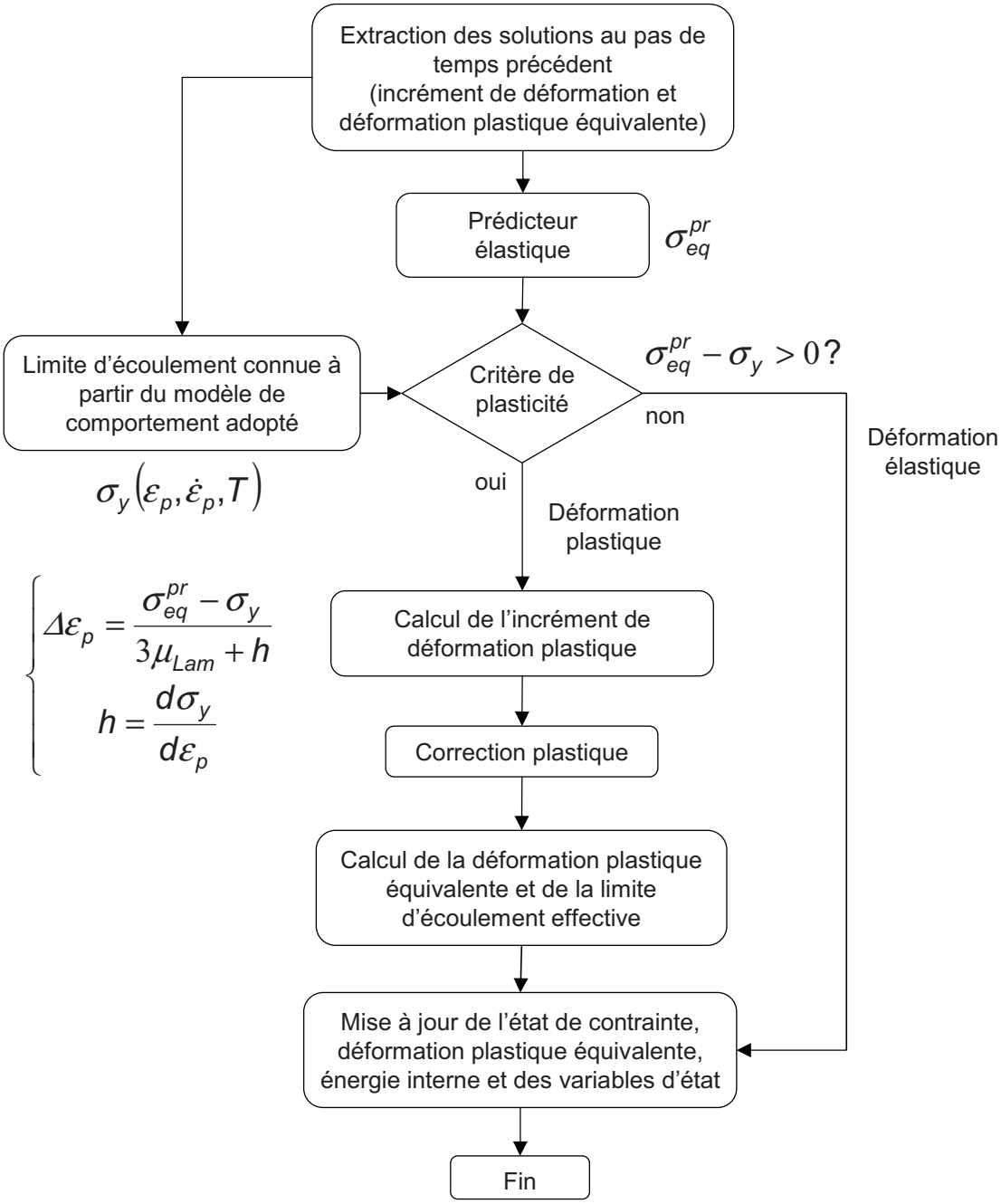

FIGURE 4.3: Représentation de l'algorithme employé dans la routine utilisateur VUMAT© (Asad, 2010; Asad *et al.*, 2011)

Ceux-ci ont été réitérés pour valider l'implémentation des nouveaux modèles et un cas test de compression sur un élément simple 3D a été effectué pour valider l'extension de la routine aux cas tridimensionnels. Ils ne seront pas présentés dans ce manuscrit. Le lecteur est invité à consulter les travaux mentionnés (Asad, 2010) pour plus de détails sur la validation.

1.4 Validité des simulations

L'emploi d'un schéma d'intégration explicite assure la conservation de la masse et de la quantité de mouvement mais ne garantit pas la conservation de l'énergie totale du système. Celle-ci doit donc être vérifiée afin de valider les résultats du calcul. Le premier principe de la thermodynamique doit donc être respecté : à tout instant t et à tout élément D du milieu continu, la variation de l'énergie totale $E_{tot} = E_c + U$, avec E_c l'énergie cinétique et U l'énergie interne, doit être la somme du travail des forces extérieures W_{ext} et des transferts calorifiques Q_{cal} (Eq. 4.13).

$$\Delta(E_{tot}) = W_{ext} + Q_{cal} \tag{4.13}$$

En d'autres termes, la variation de l'énergie d'un système thermodynamique fermé ne peut être que le résultat d'un échange avec l'extérieur, soit par transfert de chaleur, soit par l'intermédiaire du travail d'une force.

Pour l'ensemble des simulations précédentes (cas test de contact, de lois de comportement et des simulations de coupe préliminaires) et celles qui vont suivre, le bilan d'énergie a été vérifié. Un écart de 1,5 à 5 % a été constaté suivant les conditions de coupe et peut être imputé à la méthode de calcul du bilan (négligeance de certaines composantes de l'énergie interne) et à l'emploi de méthodes de réduction du temps de calcul type "mass-scaling". Cet ordre de grandeur étant néanmoins acceptables, les calculs ont été considérés valides et exploitables.

2 Apport des modèles mécaniques et thermiques de contact locaux

Les volets comportement du matériau et intéraction tribologique ayant tous deux été traités, nous allons dans un premier temps nous intéresser à l'influence des modèles de contact locaux (frottement et transfert de chaleur) sur les performances du modèle numérique de coupe. La configuration illustrée en Figure 4.1 (page 176) est employée. Le matériau usiné suit une loi de comportement de Johnson & Cook (1983) identifiée pour le C45 normalisé par Jaspers & Dautzenberg (2002a) et par Bacaria (2001) pour le 42CrMo4 trempé revenu (Annexe B). Trois conditions de contact sont étudiées pour chaque nuance (Tableau 4.1) :

- deux configurations illustrant l'apport d'un coefficient de frottement variable : l'une admettant que 85 % de la quantité de chaleur générée par frottement est transmise au copeau ($n°1$) et l'autre intégrant la loi de partage de chaleur variable proposée au chapitre précédent ($n°2$) (section 4.2 page 168). La conductance thermique de contact h est fixée à $10^4\ W/m^2K$ (Guillot (2009), Bourouga *et al.* (2010)) ;

– une configuration reprenant les hypothèses courantes de modélisation à savoir un coefficient de frottement constant et un contact thermiquement parfait ($n°3$). Cette dernière considère une conductance thermique de contact forte, imposant une égalité en température des surfaces en contact, et une partition équale de la chaleur générée par frottement. $h = 10^8\ W/m^2K$ et $\alpha = 0{,}5$ sont ainsi typiquement utilisées (Pantalé (1996), Arrazola & Özel (2008) ou Llanos *et al.* (2009)). Deux cas sont envisagés quant au frottement suivant le matériau traité : un coefficient de frottement constant $\mu_{adh} = 0{,}5$ pour le C45 d'après les travaux de Grzesik *et al.* (2005) et $\mu = 0{,}23$ pour le 42CrMo4 (Arrazola *et al.* (2008b), Llanos *et al.* (2009)).

$n°$	Appellation	μ_{adh}	α	h
1	JC-$\mu(V_{sl})$-α=0,85-h=10^4	f(V_{sl})	85 % vers le copeau	$10^4\ W/m^2K$
2	JC-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	f(V_{sl})	f(V_{sl})	$10^4\ W/m^2K$
3	JC-μ=0,5-α=0,5-h=10^8	0,5	50 % vers le copeau	$10^8\ W/m^2K$
	JC-μ=0,23-α=0,5-h=10^8	0,23	50 % vers le copeau	$10^8\ W/m^2K$

TABLEAU 4.1: Description des conditions de contact étudiées sur le modèle numérique de coupe pour le C45 et le 42CrMo4

2.1 Influence sur les efforts d'usinage

Les efforts d'usinage sont généralement les premières grandeurs d'intérêt. Les Figures 4.4 et 4.5 montrent les résultats issus du calcul suivant le modèle de contact mécanique et thermique considéré.

Pour le C45 une tendance intéressante apparaît même si l'effort de coupe F_c est constamment sur-estimé d'environ 10 à 25 % sur toute la plage de vitesse de coupe et d'avance. On constate qu'en dessous de $V_c = 75$ m/min l'effort de coupe croît de manière significative tandis qu'il tend à se stabiliser puis diminuer lors des essais expérimentaux. Cette divergence pourrait être liée d'une part aux effets de bords devenant non négligeables aux basses vitesses, comme l'élargissement du copeau évoqué au Chapitre 1(section 3.1 page 17), et d'autre part au passage d'un mécanisme de coupe à un mécanisme de labourage pour $V_c \leq 50$ m/min.

L'effort de coupe est également sur-estimé pour le 42CrMo4 sauf pour un frottement très faible de 0,23. Son élévation pour des vitesses inférieures à 100 m/min semble être restituée par le modèle de coupe.

L'effort d'avance F_f est quant à lui sous-estimé pour les deux nuances, quelque soit les modèles de contact employés. Son augmentation pour $V_c \leq 100$ m/min sur le C45 n'est pas aussi prononcée que celle onservée par l'expérience. Un frottement plus intense ($\mu_{adh} = 0{,}5$) induit un effort d'avance plus proche des données expérimentales mais au détriment de l'effort de coupe. La configuration basée sur les modèles proposés (frottement et transfert de chaleur

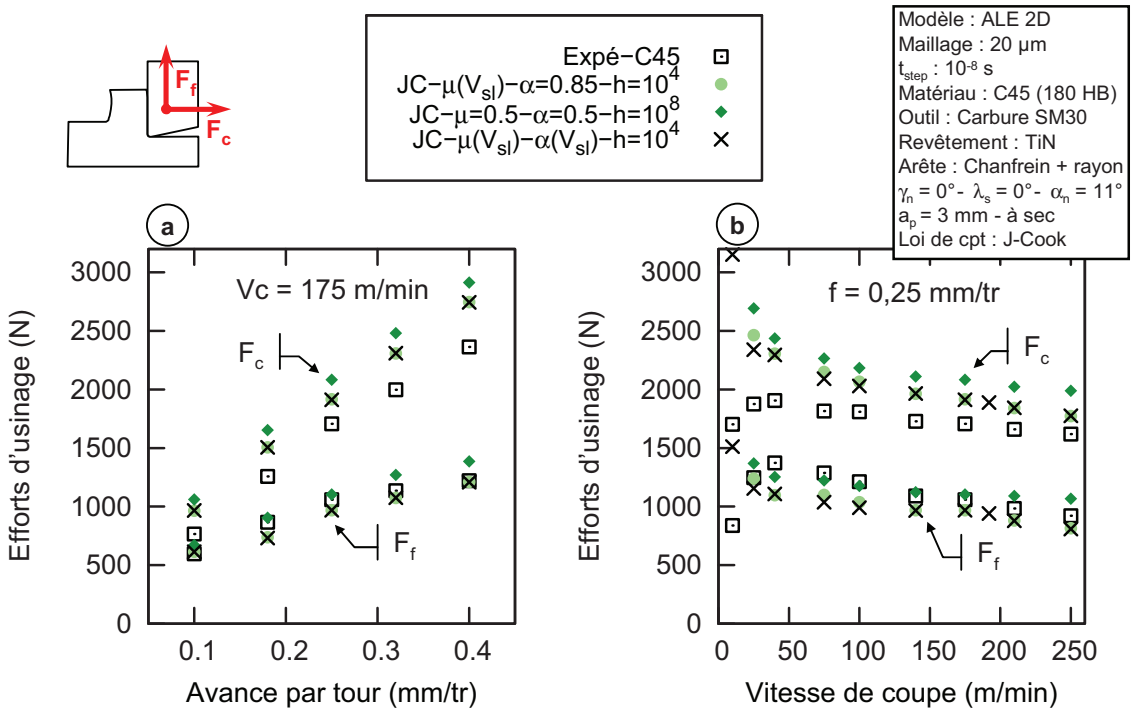

FIGURE 4.4: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les efforts d'usinage simulés pour le C45

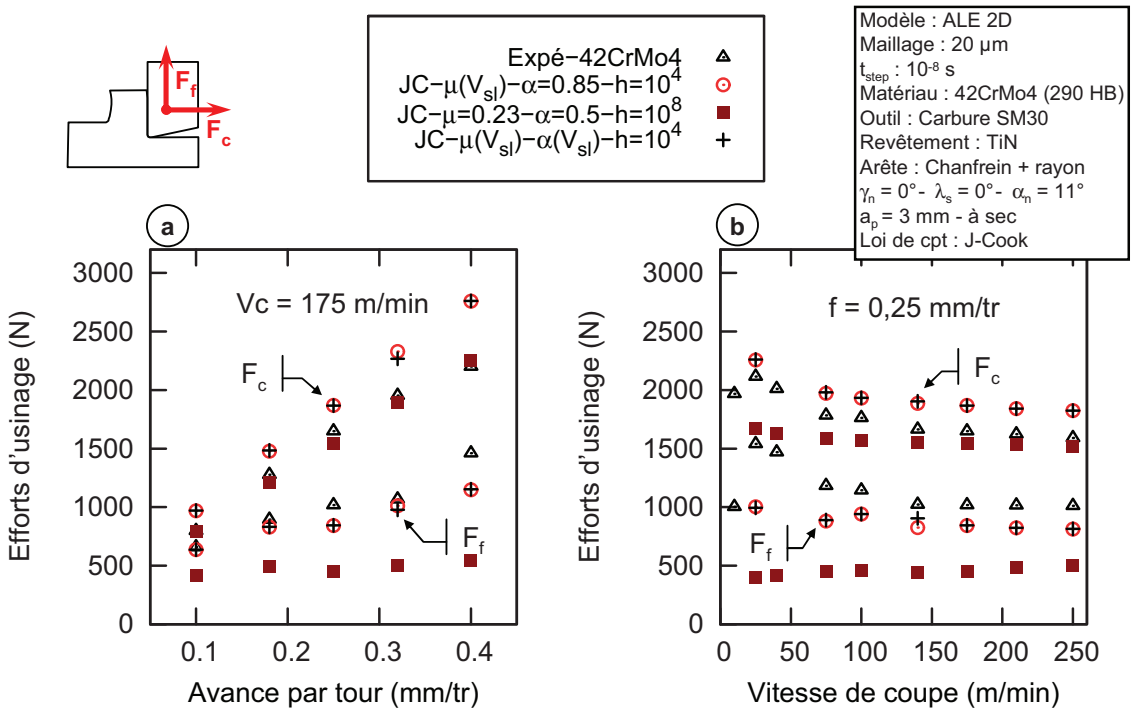

FIGURE 4.5: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les efforts d'usinage simulés pour le 42CrMo4

variable) fournit une précision intéressante avec un écart allant de 7 à 20 % aux plus basses vitesses.

Cet écart est légèrement plus soutenu sur le 42CrMo4 et variant de 20 à 25% et dépasse 50 % pour un frottement très faible uniforme. En revanche, l'élévation soudaine de l'effort d'avance en dessous de 100 m/min n'est pas retranscrite.

On pourra noter que le fait d'introduire un modèle de partage de chaleur variable ($\alpha(V_{sl})$) n'introduit aucune variation sur les efforts d'usinage moyens par rapport à un partage constant de 85 %. Les remarques concernant son impact sur la segmentation, effectuées au Chapitre 3 lors de l'étude de sensibilité (section 2.2.2 page 139), sont de nouveau applicables ici.

2.2 Influence sur les grandeurs thermiques

De par les moyens et l'expertise nécessaires à l'obtention de données de référence, peu de travaux s'intéressent aux grandeurs thermiques calculées par les modèles numériques de coupe (Grzesik *et al.* (2005),Filice *et al.* (2006),Umbrello *et al.* (2007b)). Le couplage thermomécanique existant dans le procédé leur confère pourtant un rôle majeur tant dans l'écoulement du matériau que dans les transferts de chaleur vers l'outil gouvernant les phénomènes d'usure. Comme nous avons déjà pu le souligner, évaluer les performances et la robustesse d'un modèle numérique de coupe passe par la comparaison d'un ensemble de sorties autres que les efforts d'usinage uniquement.

Nous nous intéressons ici au flux de chaleur entrant dans l'outil de coupe et pouvant être directement comparé aux mesures expérimentales obtenues par méthode inverse. Les conditions de contact issues de la littérature tendent à sur-estimer de 2 à 4 fois le flux transmis à l'outil (Figures 4.6 et 4.7). Les valeurs cohérentes néanmoins relevées avec $JC - \mu = 0,23 - a = 0,5 - h = 10^8$ sur le 42CrMo4, pour $V_c \leq 75$ m/min, doivent être considérées avec prudence car dans un même temps, l'effort d'avance F_f est fortement sous-évalué. Ce dernier étant à l'origine de la quantité de chaleur générée à l'interface, on peut facilement penser que celle-ci est bien inférieure aux valeurs réelles et que le partage est de ce fait amplifié par une valeur de h trop élevée.

L'introduction d'une loi de partage variable $\alpha(V_{sl})$ améliore nettement la réponse du modèle appliqué au C45. L'erreur reste inférieure à 28 % pour l'ensemble des conditions de coupe et l'évolution en fonction de la vitesse de coupe est plutôt bien restranscrite. Si la précision est également satisfaisante sur le 42CrMo4 aux hautes vitesses et fortes avances, elle se dégrade progressivement pour des vitesses inférieures à 175 m/min (Figure 4.7) avec un flux presque 2 fois plus faible que la donnée expérimentale. De nouveau, l'effort d'avance se révèle graduellement sous-estimé en dessous de cette même vitesse.

Les conséquences de ces observations sur les champs de température outil sont illustrées en Figure 4.8 pour le C45. Des résultats similaires pour le 42CrMo4 sont répertoriés en Annexe D. Une partie du copeau a été volontairement conservée afin de positionner le champ de température par rapport à la longueur de contact outil-copeau.

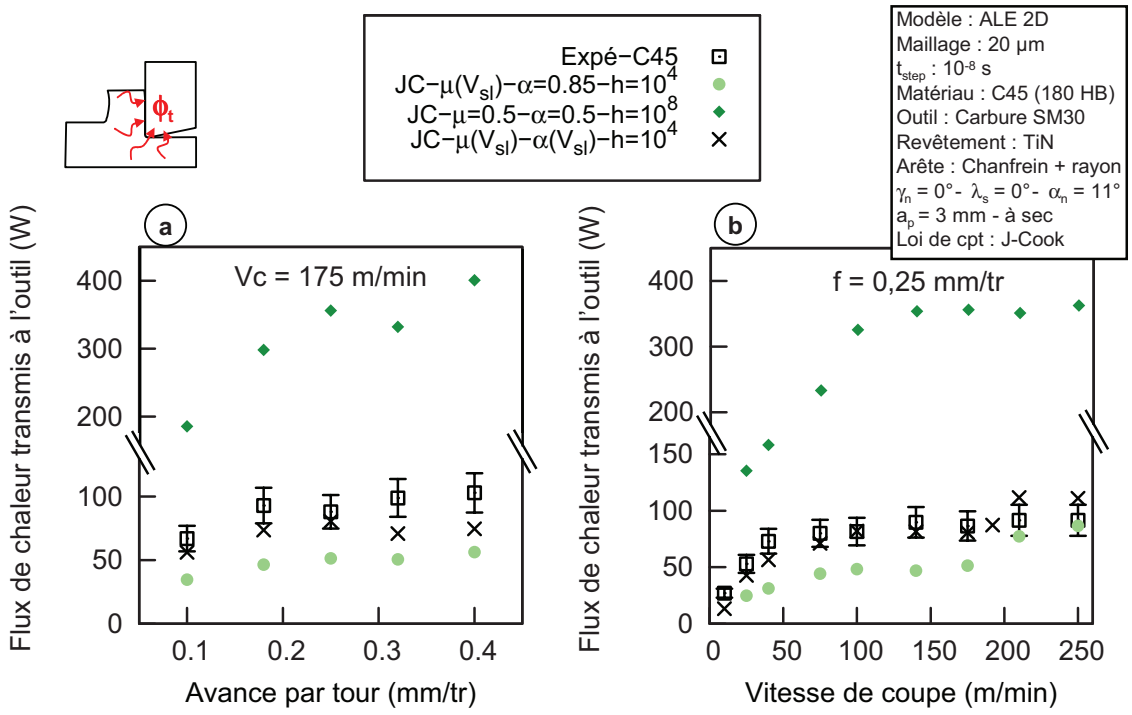

FIGURE 4.6: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le C45

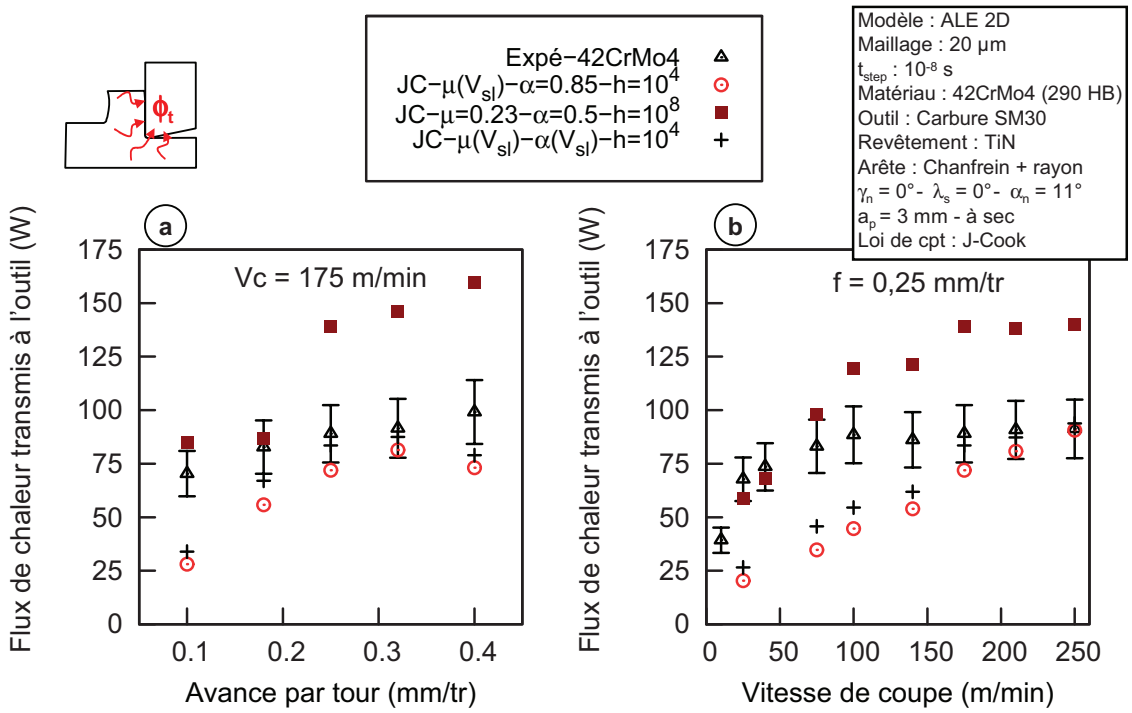

FIGURE 4.7: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le 42CrMo4

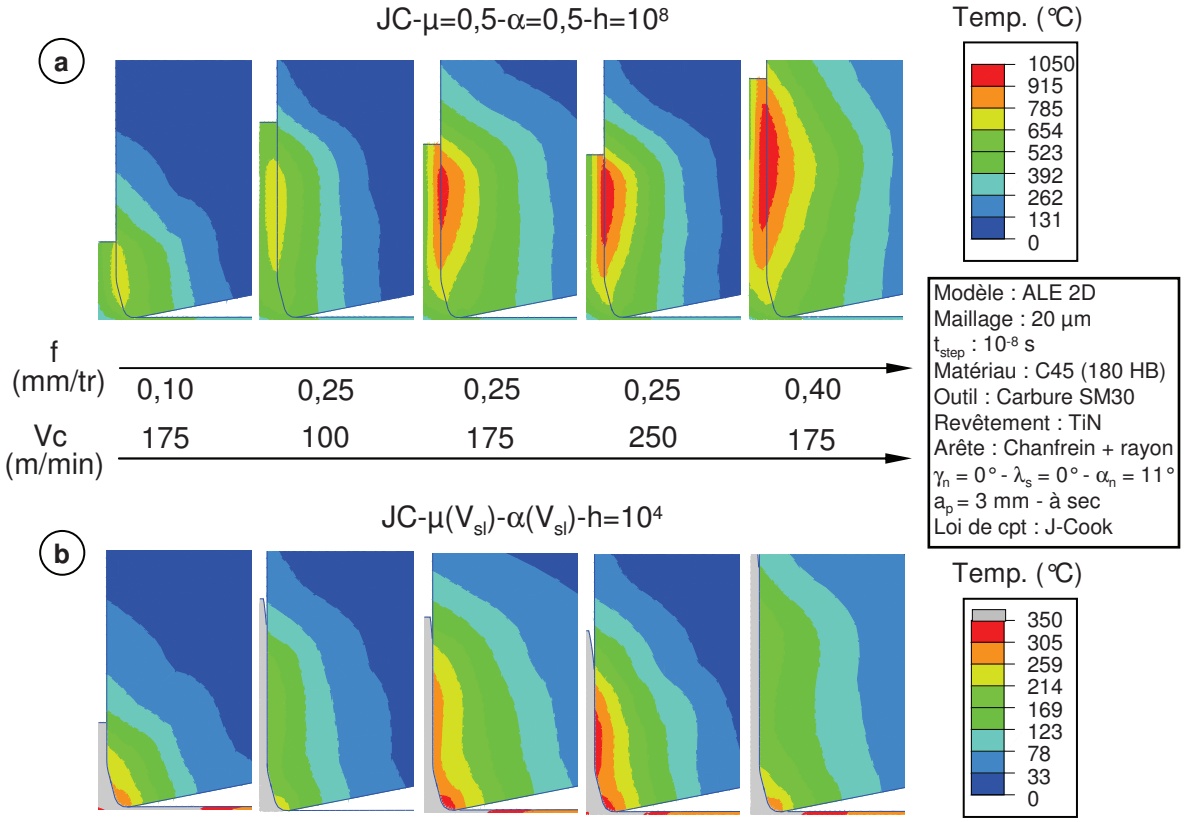

FIGURE 4.8: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s)

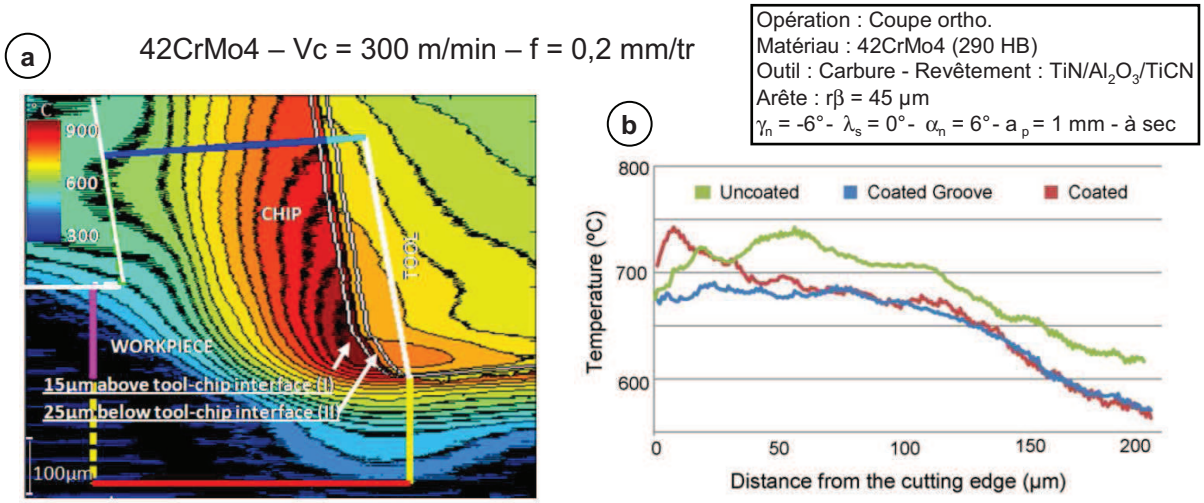

FIGURE 4.9: Mesures de température effectuées par caméra infra-rouge sur un 42CrMo4 : a) champs de température outil et copeau - b) profil de température à la surface de différents types d'outils (temps d'usinage 1 s) (Arrazola *et al.*, 2009)

On retrouve clairement en Figure 4.8a) la continuité en température imposée par la forte valeur de conductance thermique de contact h. Le champ de température dans l'outil est également drastiquement différent lorsque l'on applique les modèles de contact identifiés dans le cadre de notre étude (Figure 4.8b)). Les températures demeurent bien inférieures à 350 $°C$ alors qu'elles atteignent 1000 $°C$ au niveau du copeau. On constate par ailleurs la formation de deux points chauds en pointe et à une certaine distance de l'arête.

Remarque :

Déjà évoquée au chapitre précédent, la discontinuité en température à l'interface est un fait "choquant" pour la communauté scientifique travaillant sur l'usinage par outil coupant. Pourtant, les récents travaux de Arriola *et al.* (2011) menés sur un 42CrMo4 mettent en valeur un écart de presque 300 $°C$ sur la température maximale entre l'outil et le copeau. Cette discontinuité apparaît plus clairement sur la cartographie reportée en Figure 4.9. La notion de résistance thermique de contact, à une échelle macroscopique, ne semble pas complètement irréaliste.
Il est important de garder en tête que les simulations effectuées dans notre étude, ne représentent que 0,01 s d'usinage en régime stationnaire. Le champ de température n'étant pas stabilisé, la comparaison avec des données relevées en régime thermique établi peut s'avérer délicate voire complètement erronée.

2.3 Influence sur les grandeurs géométriques

Par grandeurs "géométriques", on entend toutes les dimensions caractéristiques du copeau et de l'interface outil-matière.

La première concerne la morphologie du copeau et notamment son épaisseur. Compte tenu de l'approche de modélisation choisie (2D ALE), il n'est possible ici de raisonner qu'en termes d'épaisseur moyenne du copeau. Bien que sur-évaluée de 12 à 25 %, la variation de l'épaisseur moyenne pour le C45 est cohérente avec la tendance expérimentale pour chaque configurations de contact proposées (Figure D.2 de l'Annexe D). Si l'on se penche sur le 42CrMo4, on s'aperçoît que l'erreur par rapport à l'expérience croît avec l'élévation de la vitesse de coupe et de l'avance. Or le Chapitre 1, en particulier la section 3.1 page 17, a montré que le copeau était plutôt segmenté sur le 42CrMo4 au delà de V_c = 140 m/min et pour des avances $f \geq 0{,}25$ mm/tr. Il semble donc que l'hypothèse de copeau continu imposée par l'approche ALE soit préjudiciable pour les matériaux susceptibles de segmenter. Ce phénomène apparaît aussi pour le C45 pour les fortes avances (Figure D.2 de l'Annexe D).

La longueur de contact outil-matière est une grandeur importante liée à la génération de chaleur à l'interface. Compte tenu de la dispersion assez importante constatée, il est difficile de statuer sur la pertinence du modèle. Si l'on considère la longueur de contact moyenne expérimentale, la longueur de contact prédite s'avère relativement proche comme le montre la Figure 4.11 pour le C45 (Figure D.3 de l'Annexe D pour le 42CrMo4). Celle-ci augmente lorsque la vitesse de coupe diminue du fait de l'intensification du frottement à l'interface.

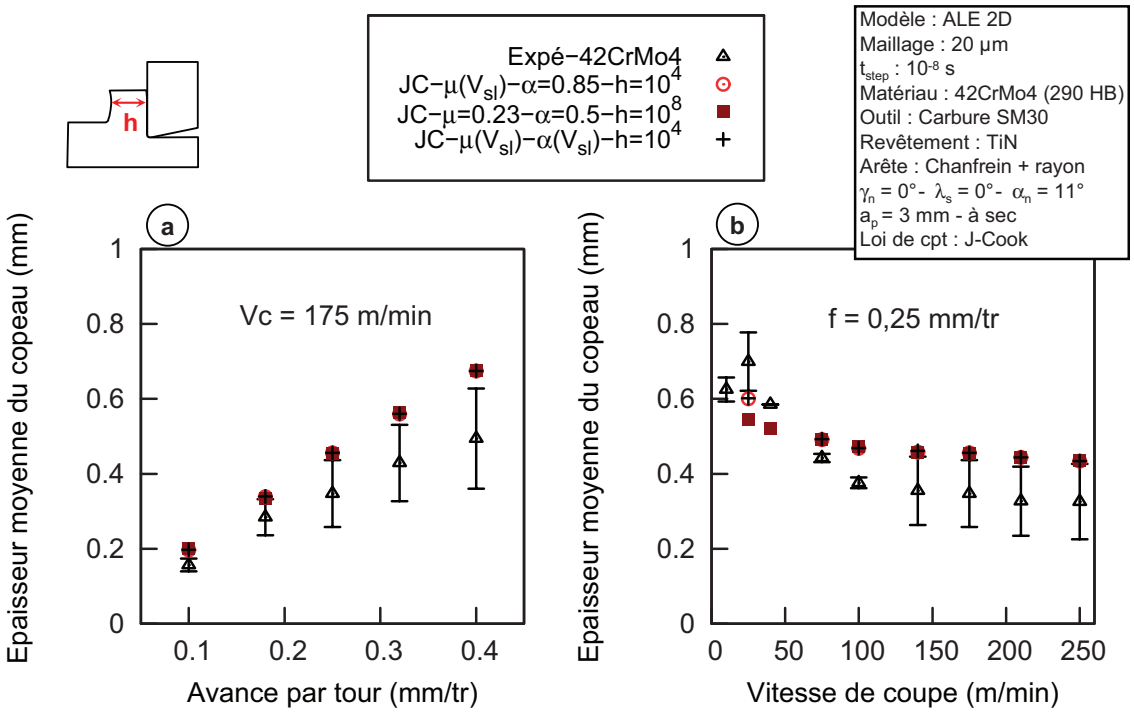

FIGURE 4.10: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le 42CrMo4

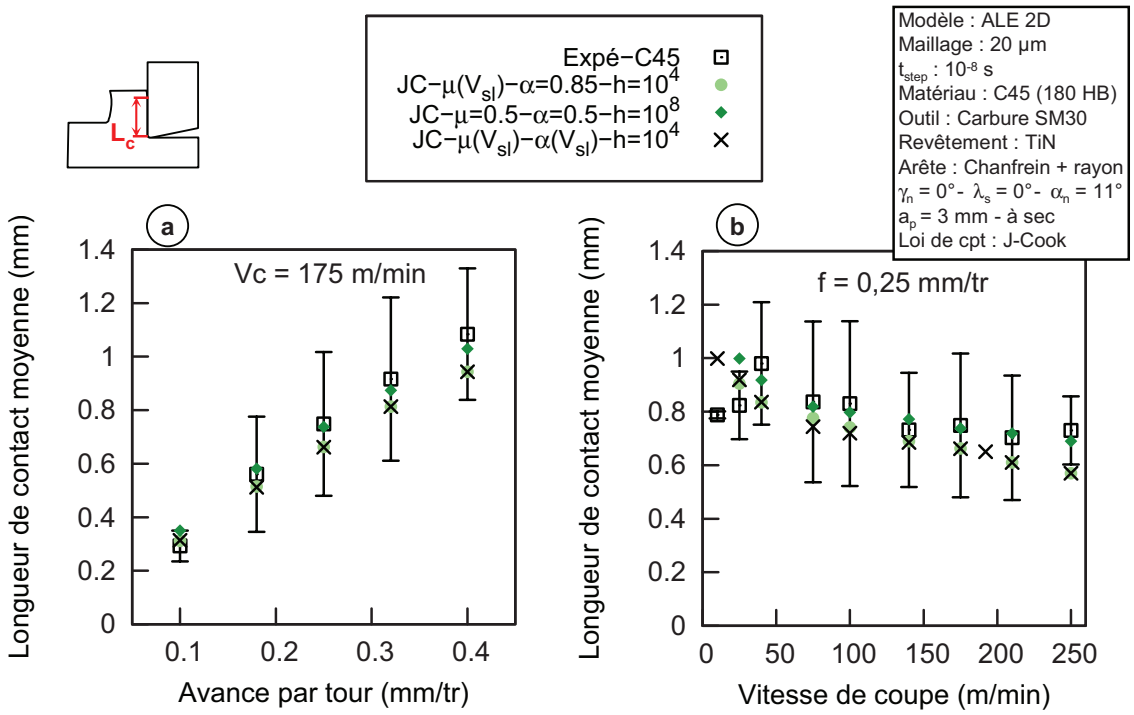

FIGURE 4.11: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact totale simulée pour le C45

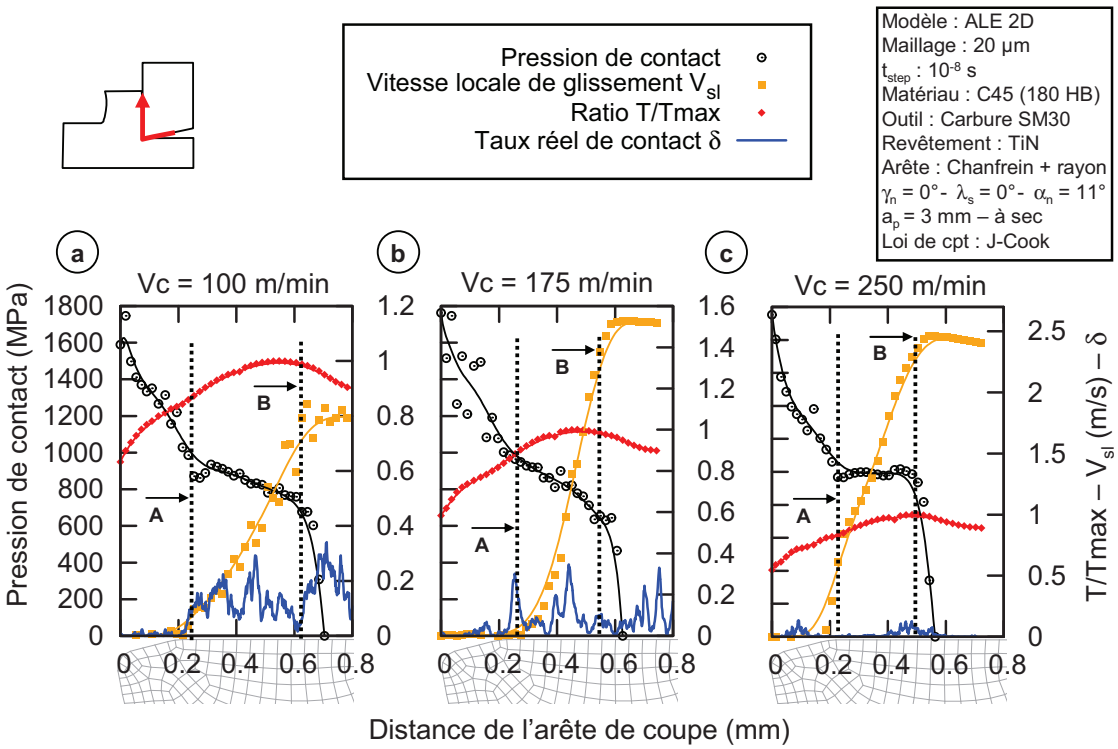

FIGURE 4.12: Comparaison entre les variables locales simulées et le taux réel de contact estimé expérimentalement sur le C45 (configuration $JC - \mu(V_{sl}) - \alpha = (V_{sl}) - h = 10^4$)

Plus que la longueur de contact elle-même, la dissociation entre une partie "stagnante" et "glissante" pourrait être l'un des points clé des modèles de coupe numériques. La transition est cependant assez subjective et reste fonction d'une vitesse limite en dessous de laquelle on considère que le matériau "stagne". Cette dernière a été fixée arbitrairement à 0,05 m/s. La Figure 4.12 décrit l'évolution de la pression de contact, de la vitesse locale de glissement et de la température normée le long de la zone de contact outil-copeau. On repère notamment deux points caractéristiques :

- un point **A** marquant la chute de la pression de contact et l'accélération de la matière sur la face de coupe. Ce point marque la fin de la zone dite "stagnante" ;
- un point **B** correspondant au point où le copeau atteint sa vitesse d'évacuation macroscopique (définie en Eq. 1.3 page 18). Il se positionne peu après le point chaud, éloigné de l'arête de coupe, et précédente la fin du contact.

En comparant les variations de ces grandeurs locales au taux réel de contact extrait des analyses EDX (Figure 3.30 page 162), on remarque tout d'abord que la transition "stagnant/glissant" est plutôt bien reproduite pour $V_c \leq 175$ m/min. Les dépôts sont en quantité minime jusqu'au point **A** marquant l'entrée dans la zone "glissante" puis s'intensifient jusqu'en fin de contact au point **B**. La zone "stagnante" semble en revanche sous-évaluée à plus haute vitesse de coupe.

Cette analyse appliquée à plusieurs conditions de coupe montre, en Figure 4.13, que les

modèles de contact locaux proposés semblent améliorer cette restitution, et pourraient permettre de distinguer de manière cohérente la transition "stagnant/glissant" (Figure D.4 Annexe D).

Il faut néamoins rappeler que l'identification expérimentale de la zone "stagnante" ne se base que sur une seule mesure EDX par conditions de coupe pour laquelle la dispersion est difficilement quantifiable. Il faut donc rester prudent quant aux conclusions précédentes et des analyses complémentaires sont fortement nécessaires afin de les valider.

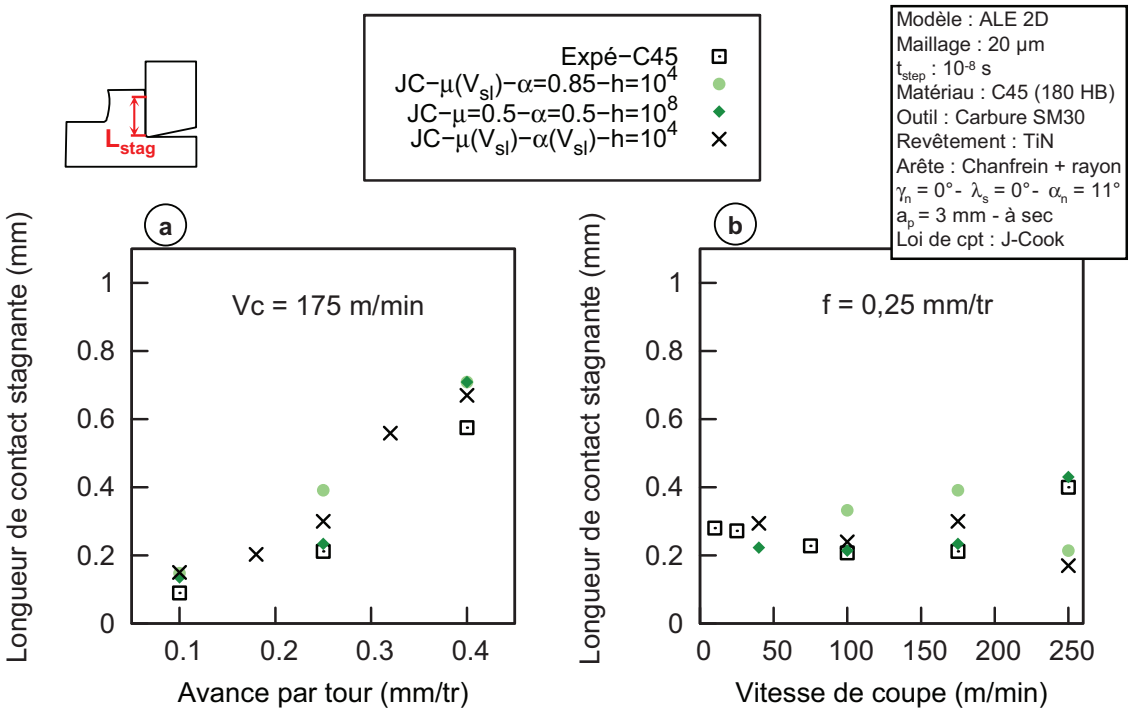

FIGURE 4.13: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact stagnante simulée pour le C45

3 Apport des modèles de comportement identifiés

Les modèles de contact locaux proposés (frottement et partition de chaleur variables) semblent contribuer à l'amélioration de la physique du procédé, notamment d'un point de vue thermique (flux de chaleur transmis à l'outil) et tribologique (distinction "stagnant/glissant").

Il s'agit désormais de conserver ces modèles variables ($\mu_{adh}(V_{sl}$ et (h - $\alpha(V_{sl})$) et de confronter les lois de comportement identifiées au Chapitre 2 aux lois couramment utilisées dans la littérature pour les deux nuances C45 et 42CrMo4. Les sections suivantes s'intéresseront donc à quatre configurations pour chacune des nuances (Tableau 4.2) :

– deux configurations intégrant le comportement du matériau suivant les modèles de Johnson & Cook (1983) et de Kim *et al.* (2003) identifiés dans le cadre de cette étude (section 4 page 96). Tandis que le premier peut être vu comme le modèle "standard", le second s'attache à restituer l'influence de changements microstructuraux sur le comportement du

matériau [1]. Il sera nommé "DRX" dans la suite du manuscrit ;
– deux configurations pour lesquelles le matériau suit une loi de Johnson & Cook (1983) suivant les identifications fournies par Jaspers & Dautzenberg (2002a) et Chen *et al.* (2008) pour le C45 et par Bacaria (2001) et Grolleau (1996) pour le 42CrMo4.

L'intégralité des modèles évoqués et des différentes identifications est résumée en Annexe B. Les configurations $n°1$ et $n°2$ représentent donc l'intégralité des apports réalisés dans cette étude. Elles permettront de conclure quant à la pertinence de la méthode en évaluant les performances du modèle pour les deux nuances.

$n°$	Appellation	σ_y	Identification
1	Courbon-JC-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Johnson & Cook	-
2	Courbon-DRX-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Kim *et al.*	-
3	Jaspers-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Johnson & Cook	Jaspers & Dautzenberg (2002a)
	Chen-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Johnson & Cook	Chen *et al.* (2008)
4	Bacaria-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Johnson & Cook	Bacaria (2001)
	Grolleau-$\mu(V_{sl})$-α=(V_{sl})-h=10^4	Johnson & Cook	Grolleau (1996)

TABLEAU 4.2: Description des lois de comportement étudiées sur le modèle numérique de coupe pour le C45 et le 42CrMo4

3.1 Influence sur les efforts d'usinage

Le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié *Courbon-JC* génère, pour les deux nuances, un comportement assez similaire en termes d'efforts d'usinage par rapport aux identifications issues de la littérature [2]. On remarque néanmoins que l'erreur sur l'effort de coupe F_c est plus faible avec le modèle *Courbon-JC* (0,5 à 12 % contre 10 à 25 % pour l'identification proposée par Jaspers & Dautzenberg (2002a)) tandis que l'effort d'avance reste sous-estimé (5 à 27 % contre 7 à 20 %).

Le modèle *Courbon-DRX* restitue correctement l'effort de coupe sur le C45 avec une écart allant de 3 % à 25 % mais décrit un effort d'avance encore plus faible (11 à 33 %). Une tendance similaire ressort de la Figure 4.15 avec un effort de coupe correctement simulé de 5 à 10 % près contre une erreur de 25 à 44 % sur l'effort d'avance.

On notera cependant que l'évolution de l'effort de coupe est globalement bien restranscrite sur toute la plage de V_c pour le 42CrMo4 et pour des vitesses supérieures à 75 m/min pour le C45. En revanche, aucun modèle de comportement ne semble capable de reproduire l'augmentation soudaine de l'effort d'avance observée sur les deux nuances en dessous de 140 m/min. Un changement de comportement est pourtant bien perceptible en dessous de cette vitesse concernant l'effort de coupe F_c.

1. Le modèle de Lurdos (2008) également identifié au cours de cette étude vise à modéliser les mêmes phénomènes que le modèle de Kim *et al.* (2003). Présentant un comportement similaire, nous avons préféré travailler à partir de ce dernier faisant intervenir la notion de fraction recristallisée
2. Ceci était plus ou moins pressenti compte tenu des observations faites sur la Figure 2.47 page 107

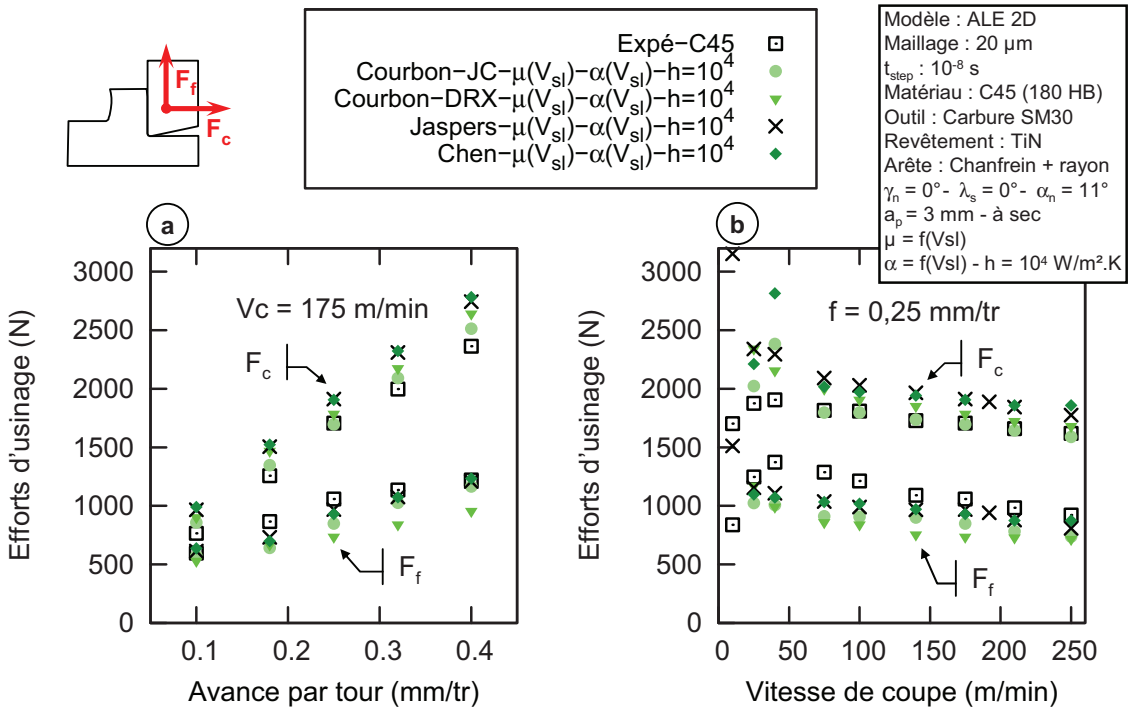

FIGURE 4.14: Influence des modèles de comportement sur les efforts d'usinage simulés pour le C45

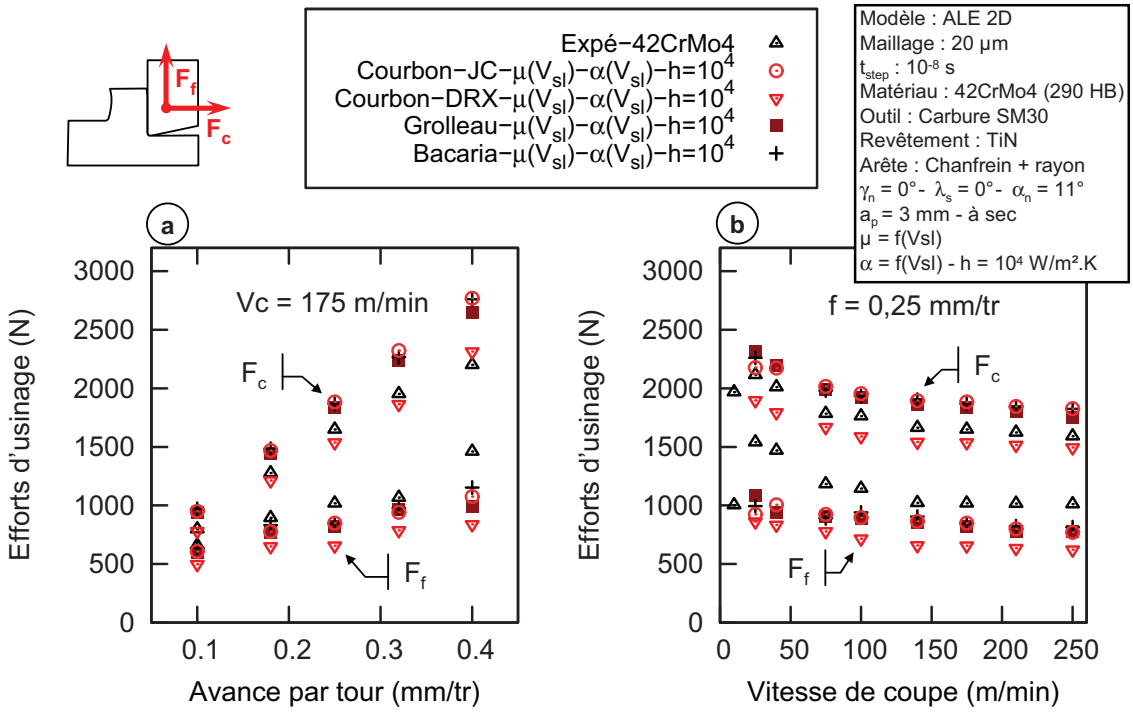

FIGURE 4.15: Influence des modèles de comportement sur les efforts d'usinage simulés pour le 42CrMo4

Remarque :

Il est intéressant de souligner qu'une vitesse V_c de 140 m/min correspond à peu de chose près à la vitesse de coupe minimum V_{cmin} définie par une méthode COM en tournage (AFNOR, 1997). Si le modèle numérique mis au point est apte à simuler un changement de comportement de F_c à partir de cette vitesse, il serait, à terme, tout à fait envisageable de l'exploiter comme un outil permettant de réaliser un "COM numérique" à partir d'essais de référence. Sa robustesse doit en revanche être assurée sur une plus grande plage d'avance et pour d'autres profondeurs de passe.

3.2 Influence sur les grandeurs thermiques

La pertinence des résultats de simulation concernant le flux de chaleur transmis à l'outil est plutôt mitigée.

Pour le C45, le modèle *Courbon-JC* tend à fournir des valeurs cohérentes, légèrement surestimées à partir de V_c = 175 m/min. Cette vitesse semble correspondre à un changement de comportement tribologique. L'effort d'avance étant plutôt bien restitué à haute vitesse de coupe, on peut supposer qu'une quantité de chaleur générée sera supérieure, i.e. un flux de chaleur plus important transmis à l'outil, si la part "glissante" de la zone de contact augmente. On peut ainsi se référer à la Figure 4.12c) où la part "stagnante" à V_c = 250 m/min apparaît plus faible que celle extraite à partir du taux réel de contact.

La Figure 4.18 montre que l'introduction du modèle *Courbon-DRX* génère des températures plus faibles, de par le flux de chaleur plus réduit, et fait apparaître une deuxième source de chaleur (point chaud) aux trois-quarts du contact. Ces cartes ne reflètent le champ de température qu'après 0,01 s d'usinage en régime permanent (cf. remarque précédente).

Le flux de chaleur en usinage du 42CrMo4 n'est de nouveau simulé correctement que pour les hautes vitesses de coupe et les fortes avances. Le modèle de comportement implémenté n'influence que peu les résultats de simulation et met en évidence un point faible plutôt lié au comportement tribologique de l'interface. L'effort d'avance étant très sous-estimé, on aurait tendance à penser que pour le 42CrMo4, le modèle de frottement local identifié ne permet pas de retranscrire le comportement mécanique de l'interface.

3.3 Influence sur les grandeurs géométriques

Les évolutions observées dans la section précédente sur l'épaisseur moyenne du copeau et la longueur de contact outil-copeau restent assez similaires en introduisant différentes lois de comportement.

L'épaisseur moyenne du copeau est plutôt sur-estimée sur le C45 et ceci s'accentue avec le modèle *Courbon-DRX*, même si la tendance globale est conservée (Figure 4.19). Un épaisseur de copeau plus importante sous-entend une réduction de la vitesse d'écoulement du copeau sur la face de coupe. Ceci permet d'expliquer la quantité de chaleur plus faible ainsi transmise à

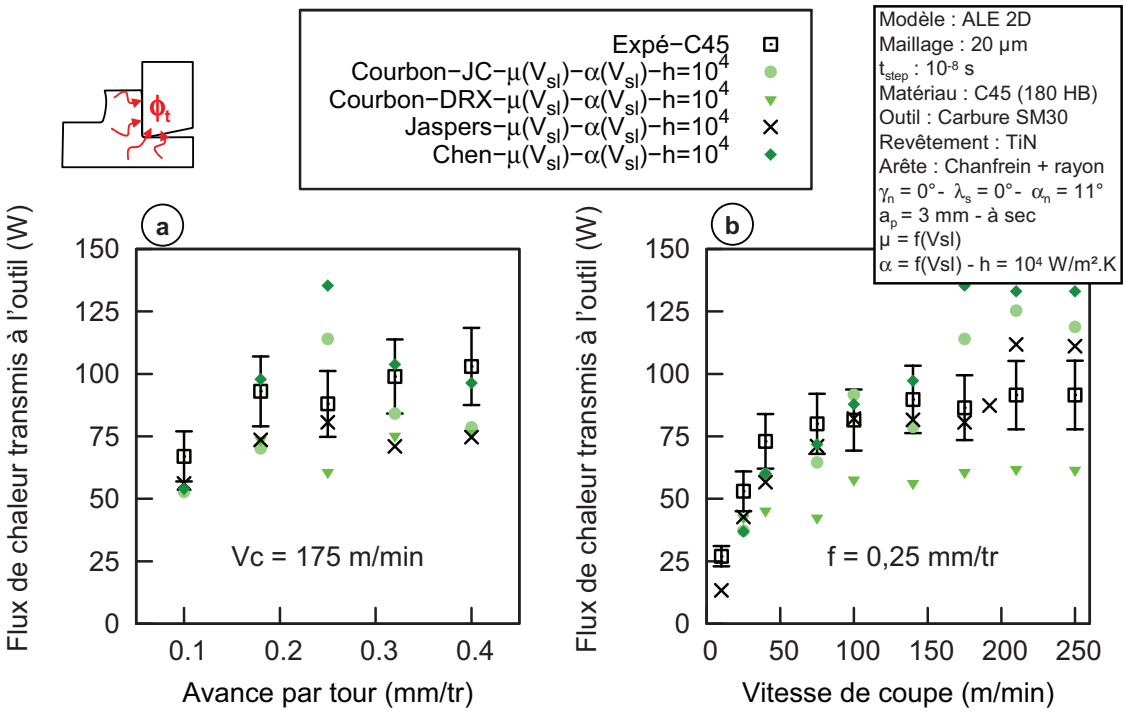

FIGURE 4.16: Influence des modèles de comportement sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le C45

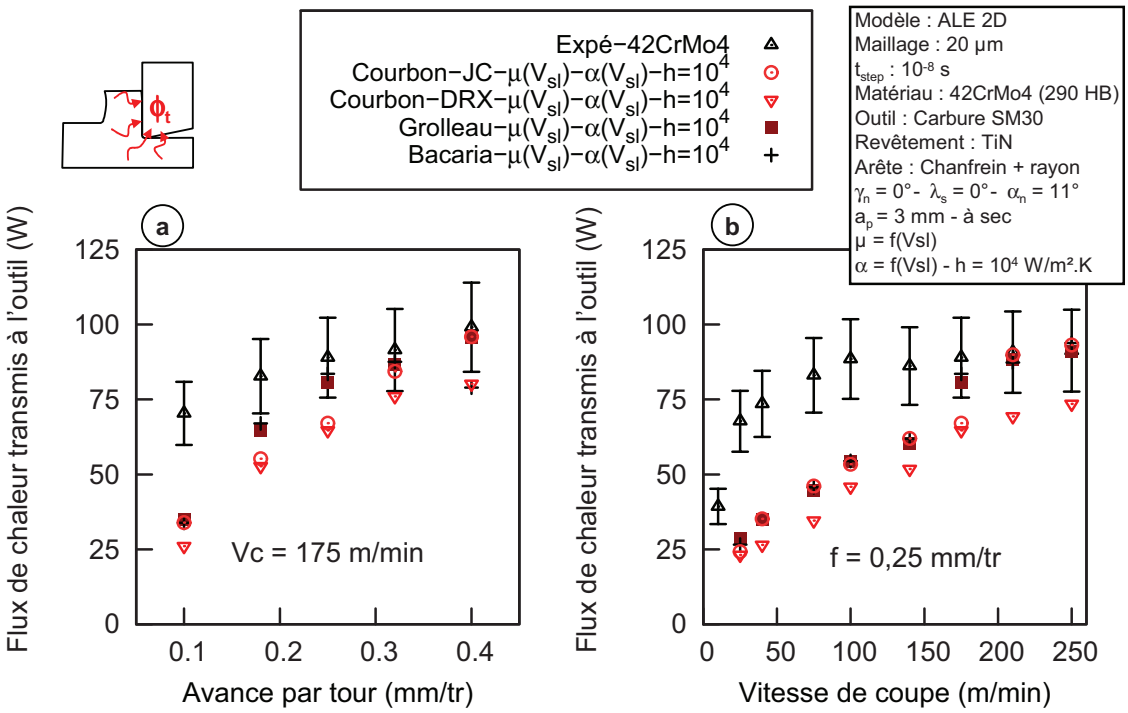

FIGURE 4.17: Influence des modèles de comportement sur le flux de chaleur transmis à l'outil simulé pour le 42CrMo4

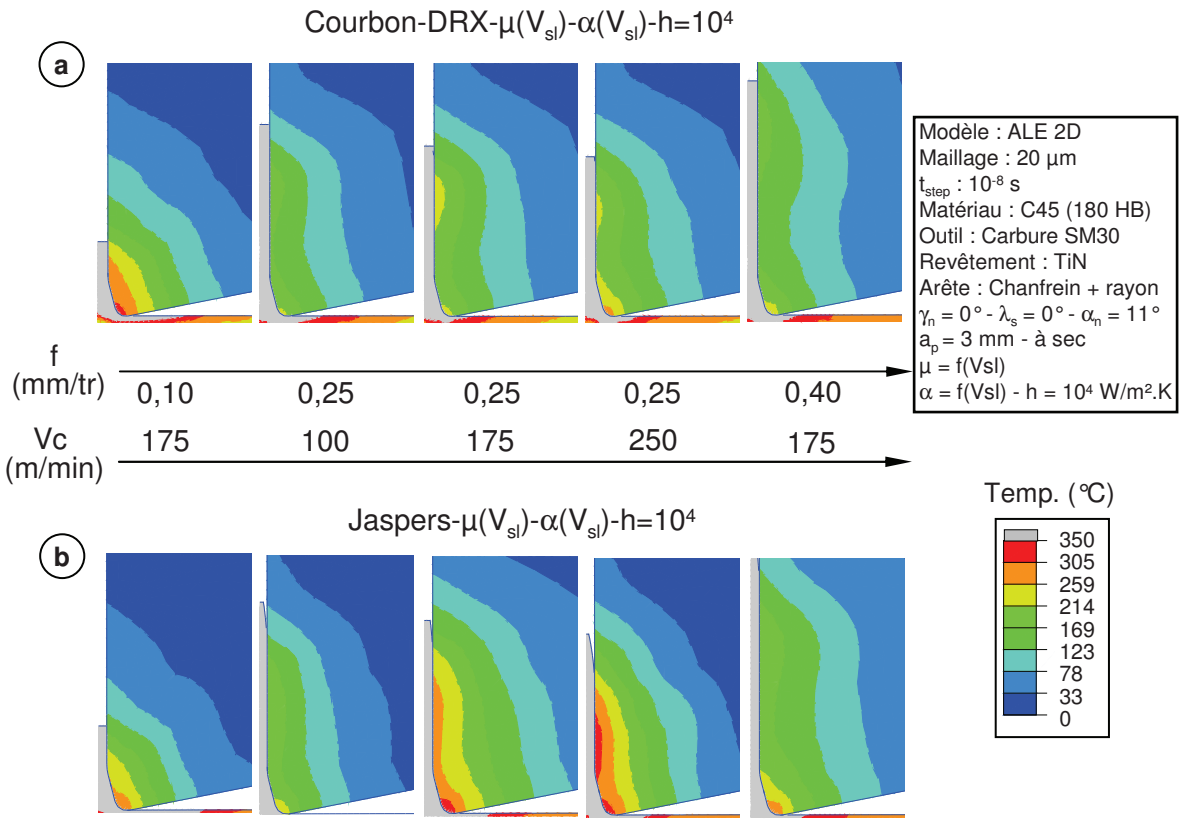

FIGURE 4.18: Influence des modèles de comportement sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s)

l'outil (Figure 4.16). L'utilisation de ce même modèle pour le 42CrMo4 fournit des résultats quasi-identiques à ceux obtenus avec la loi de Johnson & Cook (1983) identifiée par Grolleau (1996) (Figure 4.20). Le modèle *Courbon-JC* présentent quant à lui des résultats proches des identifications de la littérature pour les deux nuances.

L'influence reste également mineure sur la longueur de contact même si celle calculée avec le modèle *Courbon-DRX* s'approche de la moyenne expérimentale à basse vitesse et aux fortes avances sur le C45 (Figure 4.19). La comparaison aux données expérimentales quant à une distinction "stagnant/glissant" est encore délicate mais il apparaît clairement que la loi de comportement pilote cette grandeur, même si les longueurs de contact totales simulées peuvent s'avéréer assez proches (Figures 4.24 et 4.25).

La loi nommée *Courbon-DRX*, identification du modèle proposé par Medina & Hernandez (1996) et Kim *et al.* (2003) (Eq. 2.19 page 54), permet d'estimer la fraction recristallisée X_{DRX} responsable de la chute de contrainte. L'extraction de cette grandeur montre que le matériau subit une évolution microstructurale dès son passage dans la zone de cisaillement primaire ZCP. La ZCS est nettement mise en évidence avec une fraction recristallisée proche de 1. On retrouve ainsi la zone sévèrement déformée observée sur les copeaux (Figure 1.17 page 25), caractérisée par une microstructure à l'échelle nanométrique.

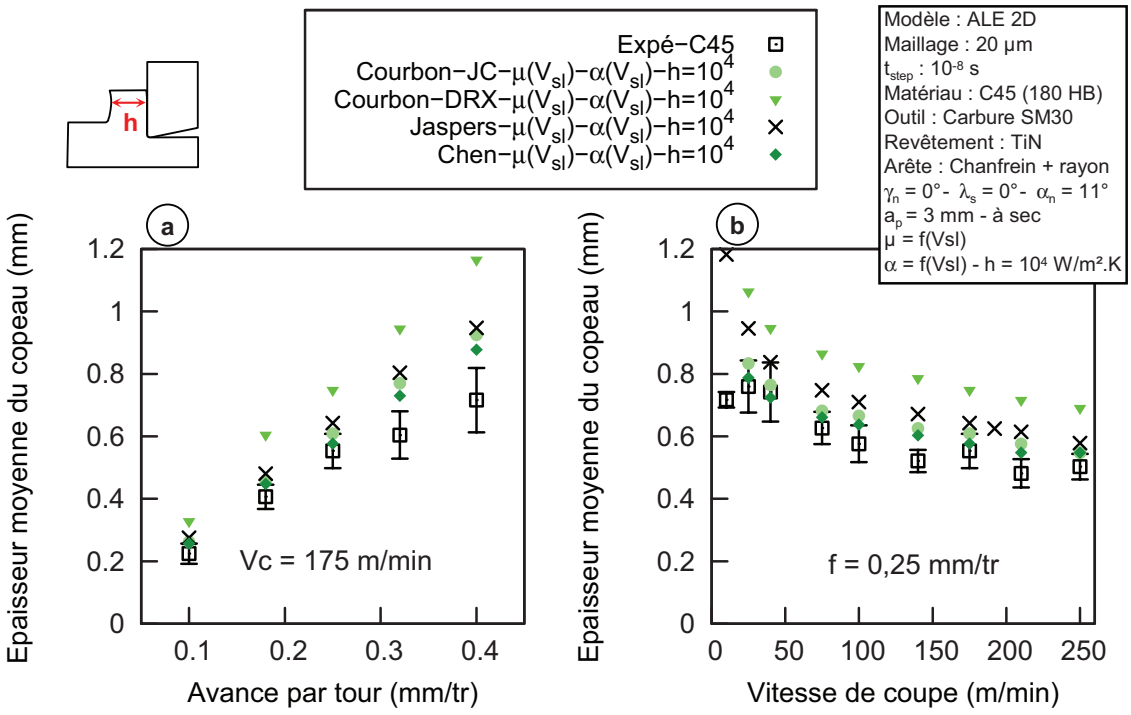

FIGURE 4.19: Influence des modèles de comportement sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le C45

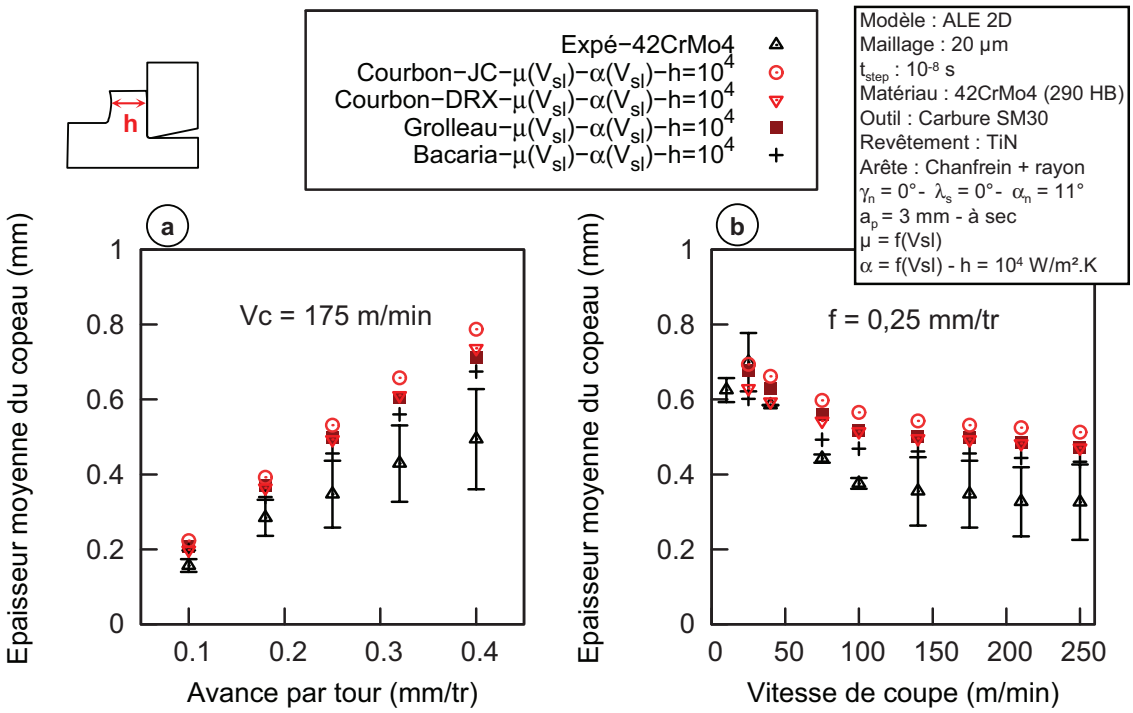

FIGURE 4.20: Influence des modèles de comportement sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le 42CrMo4

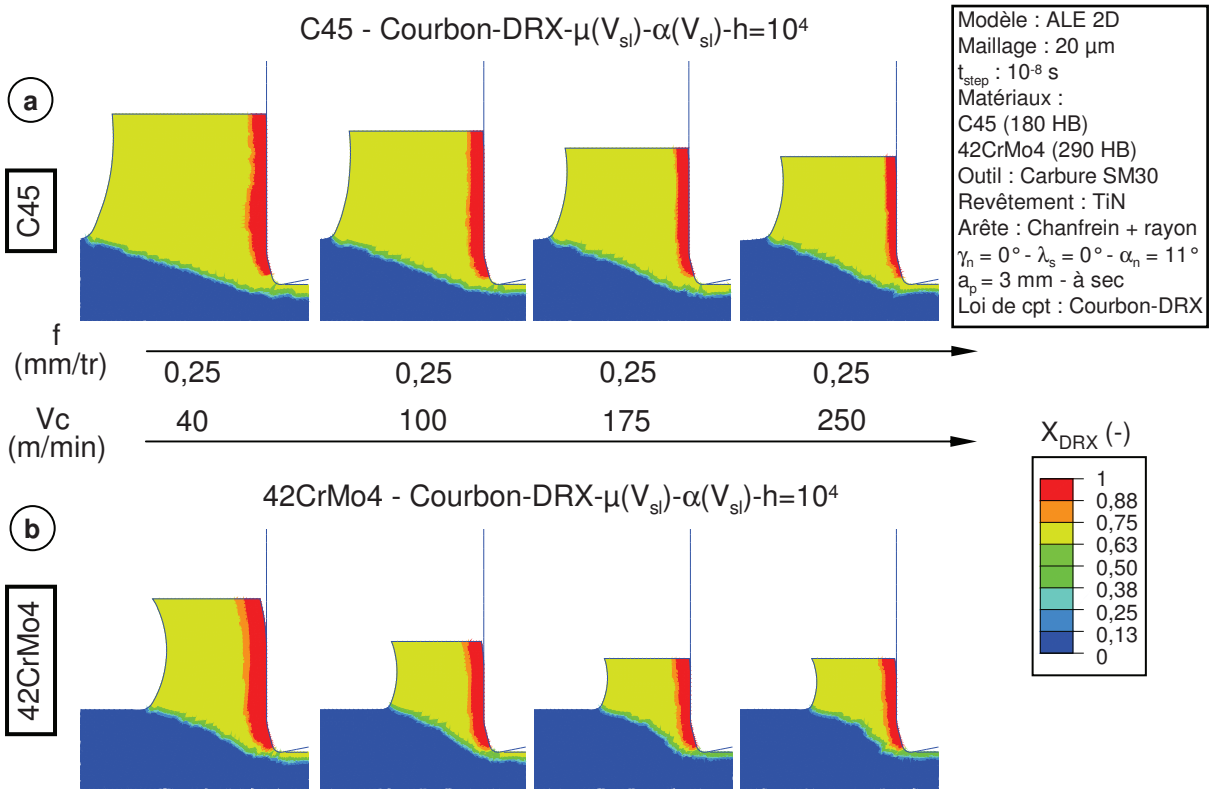

FIGURE 4.21: Illustration qualitative des zones recristallisées en fonction des conditions de coupe a) pour le C45 et b) pour le 42CrMo4 - extraction de la fraction recristallisée X_{DRX}

Sur les deux nuances, la Figure 4.21 montre que l'épaisseur de la couche recristallisée diminue avec l'élévation de la vitesse de coupe. Ce fait reste cohérent avec les constatations expérimentales suite aux essais de coupe orthogonale. Cette information étant fortement liée à la discrétisation choisie, elle ne peut être utilisée à ce stade de manière quantitative. La taille de maille adoptée dans ce modèle ($\sim$ 20 μm) correspond en effet à l'épaisseur maximale de la couche "nanostructurée" relevée expérimentalement. Un raffinement serait donc nécessaire mais pénaliserait fortement le temps de calcul.

3.4 Bilan des résultats obtenus

Cette dernière section a présenté, au travers des configurations nommées $Courbon-JC-\mu(V_{sl})-\alpha=(V_{sl})-h=10^4$ et $Courbon-DRX-\mu(V_{sl})-\alpha=(V_{sl})-h=10^4$, le résultat de la démarche mise en place afin de simuler numériquement une opération d'usinage.

Sur un C45 normalisé, matériau ferrito-perlitique plutôt ductile, l'introduction de modèles de frottement et de transfert de chaleur locaux, variables le long de l'interface outil-matière, a permis d'améliorer nettement le bilan thermique du modèle de coupe. Le flux de chaleur transmis à l'outil est raisonnablement simulé avec une erreur comprise entre 12 et 30 % sur

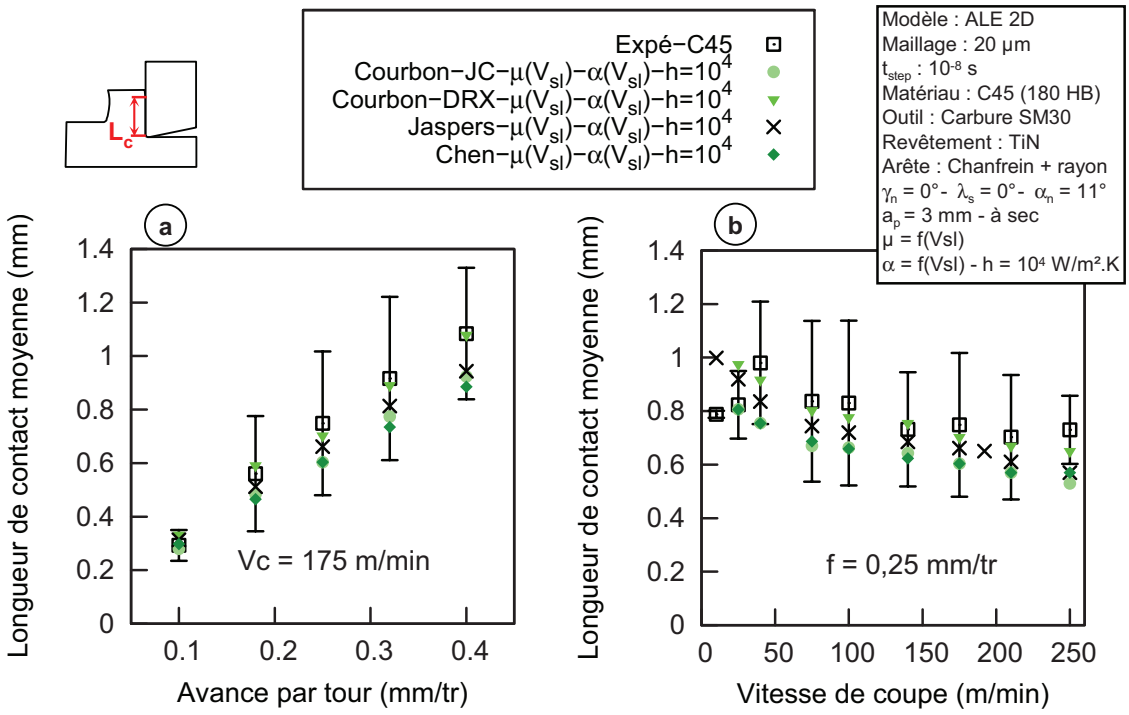

FIGURE 4.22: Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact totale simulée pour le C45

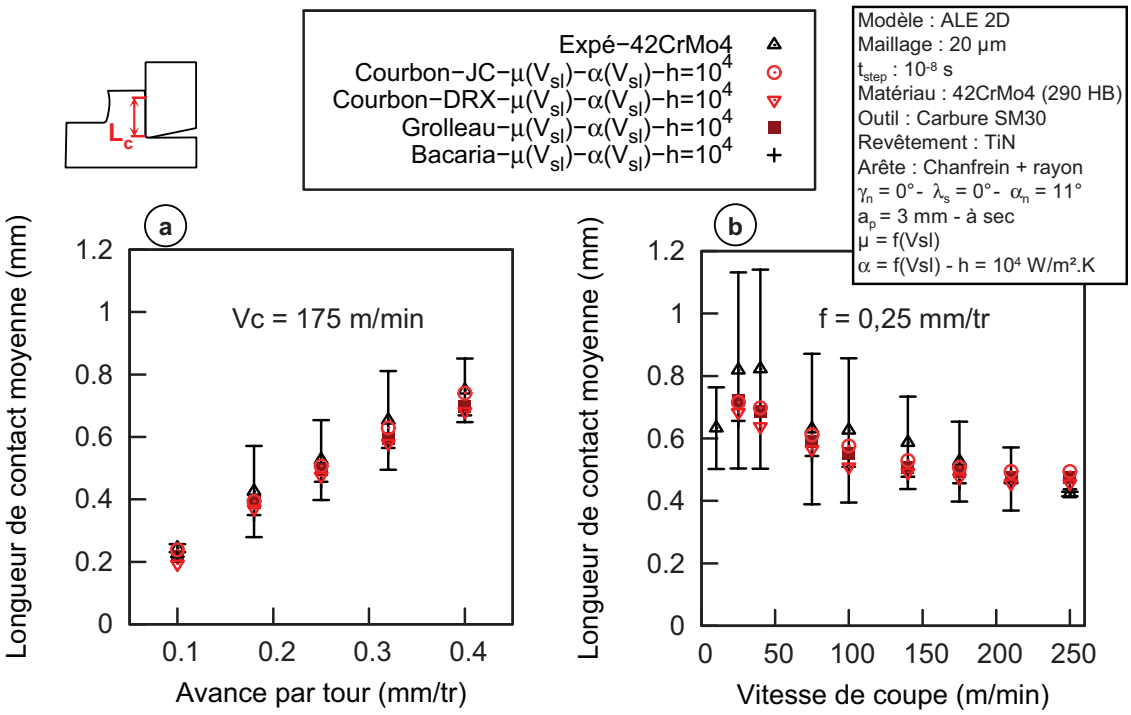

FIGURE 4.23: Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact totale simulée pour le 42CrMo4

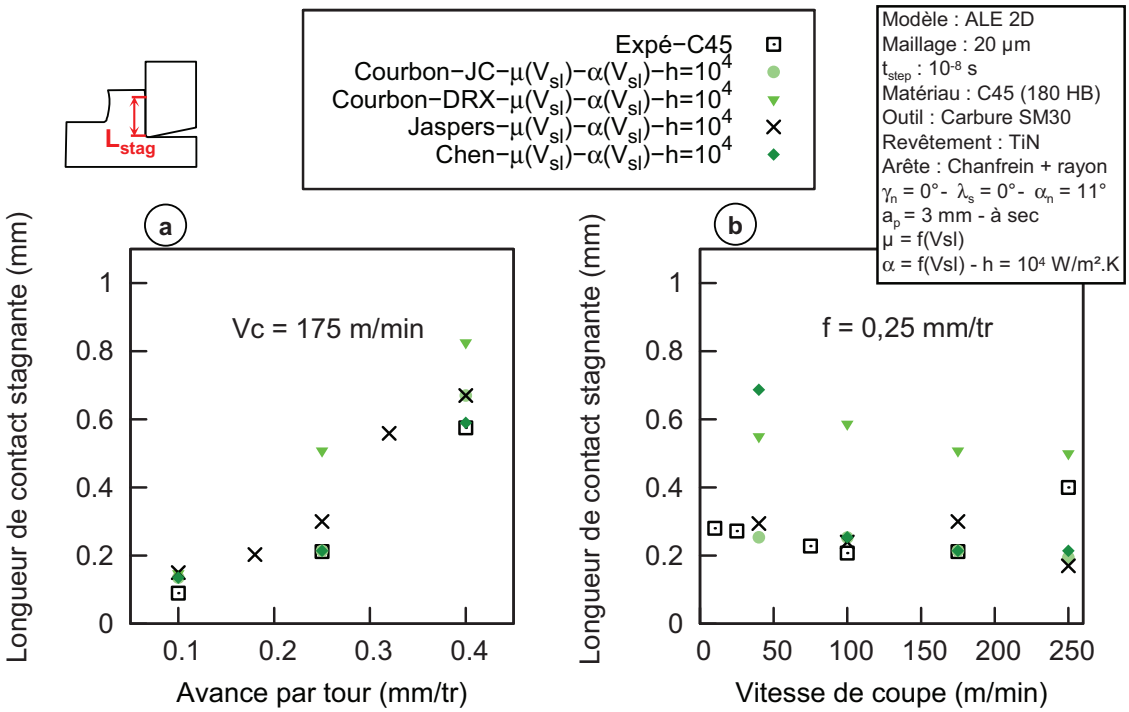

FIGURE 4.24: Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact stagnante simulée pour le C45

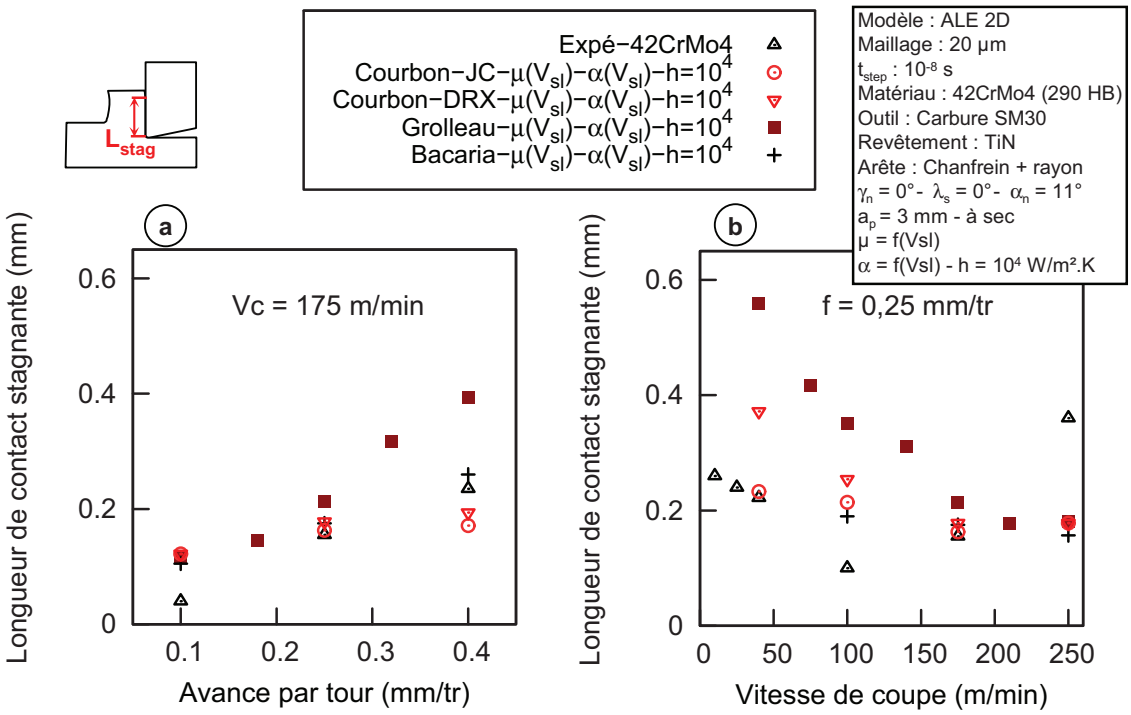

FIGURE 4.25: Influence des modèles de comportement sur la longueur de contact stagnante simulée pour le 42CrMo4

l'ensemble des conditions de coupe étudiées. Son évolution en fonction de la plage de vitesse de coupe est par ailleurs assez satisfaisante.

La loi de type Johnson & Cook (1983), bien qu'identifiée à partir d'essais à des vitesses de déformation relativement faibles par rapport à celles rencontrées dans le procédé ($< 100\ s^{-1}$), a fourni des résultats proches de ceux obtenus à partir d'identification conduite à des vitesses de 10 à 70 fois supérieures. L'effort de coupe est très bien restitué tandis que l'effort d'avance demeure sous-estimé de 20 à 30 %, notamment aux basses vitesses de coupe.

Le modèle proposé par Medina & Hernandez (1996) et Kim *et al.* (2003) a permis de modéliser l'effet du processus de recristallisation dynamique sur la contrainte d'écoulement. Son influence sur les performances du modèle de coupe se traduit particulièrement par des épaisseurs de copeaux plus importantes, des vitesses d'écoulement plus faibles (zone "stagnante" plus étendue) et de ce fait une quantité de chaleur générée réduite par rapport à un modèle de Johnson & Cook (1983). Il permet cependant de faire ressortir les zones recristallisées et d'étudier leur évolution de manière qualitative.

Les simulations traitant d'un 42CrMo4 trempé revenu, matériau martensitique plus fragile, ressortent moins concluantes. Pour $V_c \leq 175$ m/min et $f \leq 0{,}25$ mm/tr, les modèles de contact mécanique et thermique locaux ne semblent pas améliorer la restitution de l'effort d'avance ni celle du flux de chaleur transmis à l'outil coupant. L'emploi des lois de comportement mentionnées mène à des résultats plutôt similaires et ne corrige pas la tendance observée précédemment. Les épaisseurs de copeau calculées sont bien supérieures à l'épaisseur moyenne mesurée expérimentalement, particulièrement à haute vitesse et forte avance. Ces conditions opératoires coincident par ailleurs avec le domaine où le 42CrMo4 tend à former des copeaux segmentés, tandis que le modèle ne traite que de copeaux continus.

4 Vers une réelle stratégie de modélisation

4.1 Identification des limites et besoins

La démarche mise en place a permis d'affiner la prise en compte de phénomènes physiques intervenant dans le procédé. Même si les apports sont visibles, les performances du modèle développé nécessitent encore des améliorations suivant les conditions de coupe simulées, ou la nuance choisie.

La Figure 4.26 présente de manière schématique et simplifiée la précision du modèle suivant les conditions de coupe sélectionnées. Un ordre de grandeur de l'erreur est précisé à titre indicatif afin d'illustrer la pertinence du modèle suivant les combinaisons $(f - V_c)$ [3].

Les sections précédentes ont montré que, suivant le matériau traité, un modèle de coupe ALE en déformation plane fournit des résultats tout à fait exploitables sur une gamme de vitesse de

3. Aucun critère d'erreur n'a été utilisé pour cette représentation. Celle-ci reflète simplement de manière subjective les constatations générales émises dans les sections précédentes quant aux performances du modèle. En toute rigueur, elle devrait être valable pour une configuration donnée et les erreurs mentionnées devraient être liées à une ou plusieurs sorties du modèle.

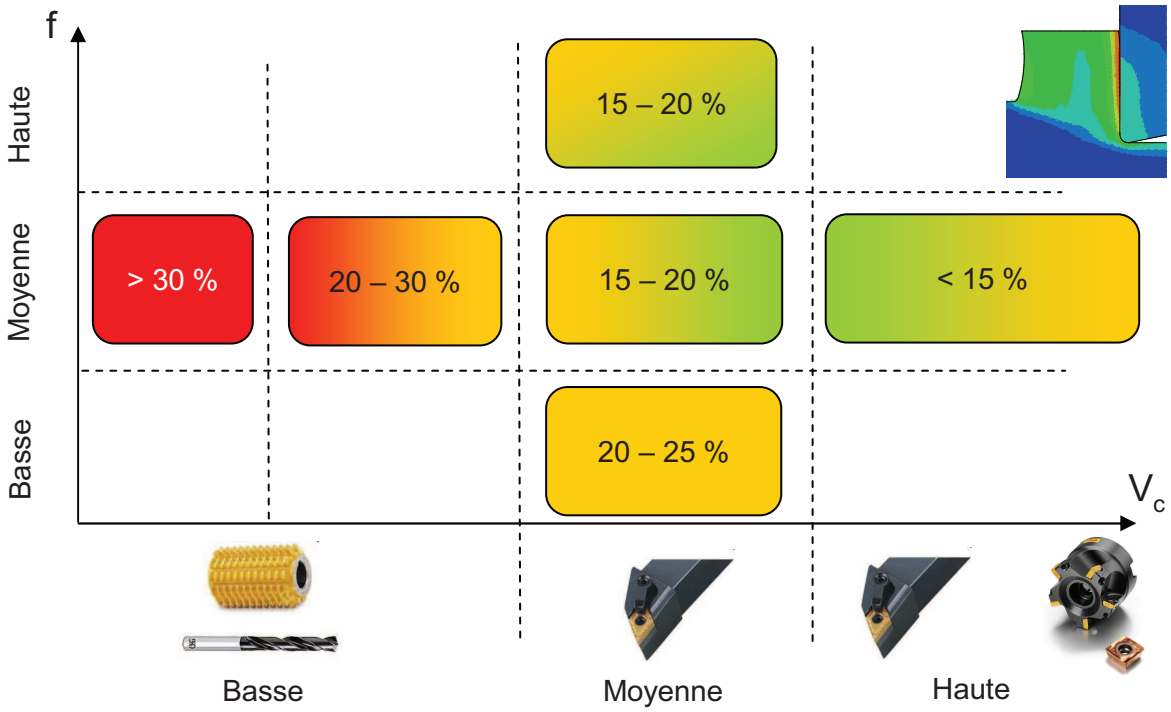

FIGURE 4.26: Représentation schématique de la pertinence du modèle de coupe développé dans le domaine $(f - V_c)$

coupe et d'avance moyennes. Pour les matériaux formant des copeaux continus, son extension à haute vitesse et forte avance est également possible. En revanche, nous avons pu constater que lorsque ces deux grandeurs diminuent, les performances du modèle se dégradent progressivement. Ceci devient préjudiciable dès que l'on cherche à simuler plusieurs types d'opérations d'usinage. Si les gammes moyenne et haute sont en effet intéressantes pour des procédés comme le tournage ou le fraisage, d'autres techniques comme le perçage, le taillage voire le brochage sont mises en oeuvre à des conditions opératoires plutôt basses.

Il apparaît alors important de se questionner sur les raisons de ces faibles performances à basse vitesse et faible avance. Deux sources d'erreur peuvent être dégagées des simulations et observations expérimentales effectuées :

1. sur les deux matériaux, un élargissement du copeau a tout d'abord été relevé suite aux essais de coupe orthogonale. Les effets de bords dus à un écoulement transversal de matière ne semblent plus négligeables et le problème peut difficilement être considéré en déformation plane ;
2. en particulier sur le 42CrMo4 trempé revenu, une segmentation de plus en plus prononcée apparaît à partir de 100 m/min. L'hypothèse de copeau continu à l'origine du modèle ALE n'est donc plus valide et les perturbations induites par la segmentation (efforts périodiques, variation de la longueur de contact...) ne peuvent être retranscrites. Ceci a également été observé sur le C45 pour des avances supérieures à 0,25 mm/tr.

La remarque effectuée en section 1.2.1 (page 43) sur les lois de comportement peut de ce fait s'appliquer à un modèle numérique de coupe : simuler numériquement différentes opérations d'usinage sur une vaste plage de conditions opératoires ne peut aboutir avec un modèle de coupe unique. Cet objectif passe par la mise en place d'une stratégie de simulation mettant en jeu les approches les plus aptes à restituer les phénomènes de coupe propres à chaque domaine.

La stratégie proposée est synthétisée en Figure 4.27. Elle fait intervenir une modélisation de coupe 3D permettant de prendre en compte les effets de bords sur le copeau ainsi qu'une formulation Lagrangienne, adaptée aux conditions de coupe plus sévères, dédiée à la simulation de la segmentation.

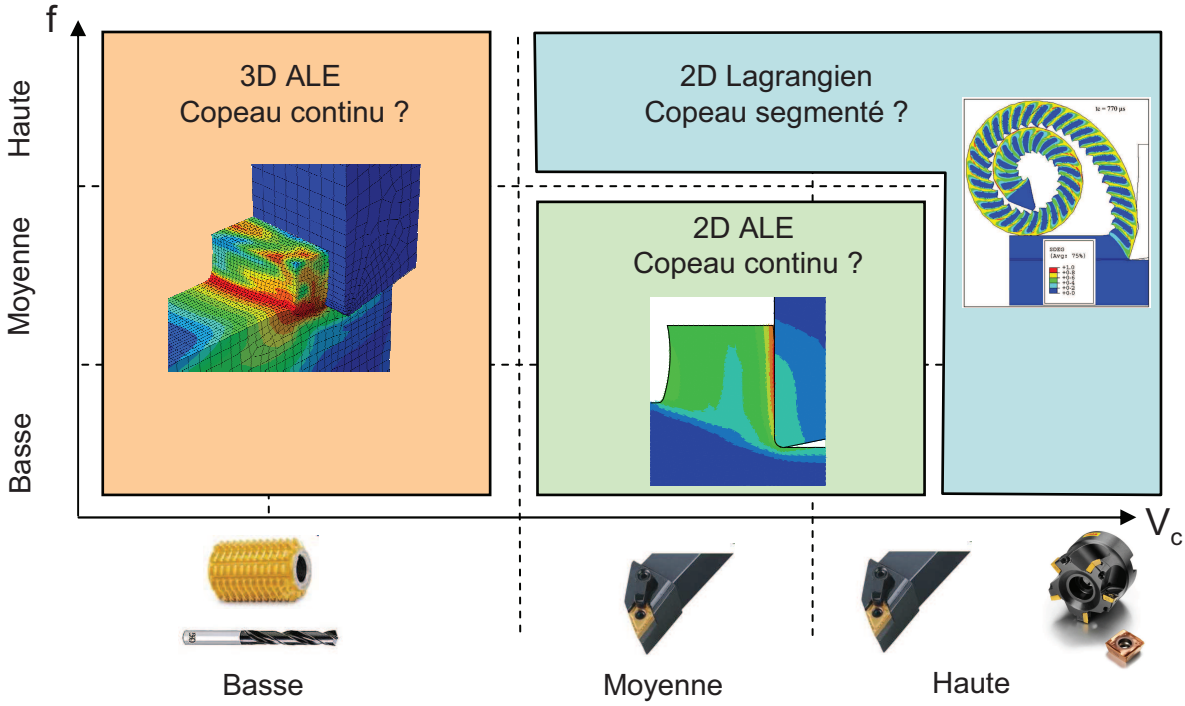

FIGURE 4.27: Illustration de la stratégie de simulation proposée visant à couvrir l'ensemble des conditions opératoires

L'échelle temporelle constitue la dernière limite évoquée à plusieurs reprises dans ce chapitre. Le temps d'usinage effectivement simulé se réduit généralement à une dizaine voire une centaine de millisecondes. Si le régime stationnaire "mécanique" est tout à fait établi, le temps de réponse "thermique" du système est quant à lui beaucoup plus élevé. Simuler des temps d'usinage plus longs devient un véritable challenge avec un schéma d'intégration explicite, où le temps simulé est décomposé en incréments infinitésimaux (de l'ordre de 10^{-8} s). Même avec la puissance de calcul disponible de nos jours, ceci reste encore un verrou significatif.

Du fait de son formalisme, l'approche ALE (à base eulérienne) permet de simuler un état stationnaire mécanique et thermique dans la pièce usinée. Ce n'est en revanche pas le cas en ce qui concerne l'outil comme le laissent penser les niveaux de température plutôt faibles enregistrés (Figures 4.8 ou 4.18). Une autre approche doit donc être employée si l'on souhaite

simuler des cartes de température réalistes et pouvoir les comparer de manière objective avec des relevés expérimentaux.

Les sections suivantes présentent les outils et méthodologies mis en oeuvre dans le cadre de cette étude afin d'apporter des éléments de réponses à ces limitations. Certains nécessitant encore quelques développements mineurs et/ou une application à l'ensemble des conditions opératoires, leurs résultats ne seront pas détaillés dans ce manuscrit. Ils seront présentés ultérieurement à l'occasion de l'exposé oral.

4.2 Couplage simulation thermomécanique – thermique pure

Xie *et al.* (2005), Filice *et al.* (2006) ou encore Umbrello *et al.* (2007b) ont déjà remis en question la pertinence du champ de température outil calculé dans les simulations numériques de coupe. Les solutions adoptées pour remédier aux temps simulés trop courts, consistent à appliquer un chargement thermique équivalent en conditions limites d'un modèle purement thermique. Filice *et al.* (2006) et Umbrello *et al.* (2007b) appliquent donc un pourcentage de la puissance de coupe sur un modèle 3D de l'outil tandis que Xie *et al.* (2005), cherchant à modéliser l'usure, transposent les flux nodaux issus du calcul thermomécanique.

Cette dernière méthode a été mise en place sur le modèle de coupe 2D ALE dans le cadre du Projet de Fin d'Etudes d'Olivier Grouiller (Grouiller, 2011). Son séquencement est décrit en Figure 4.28.

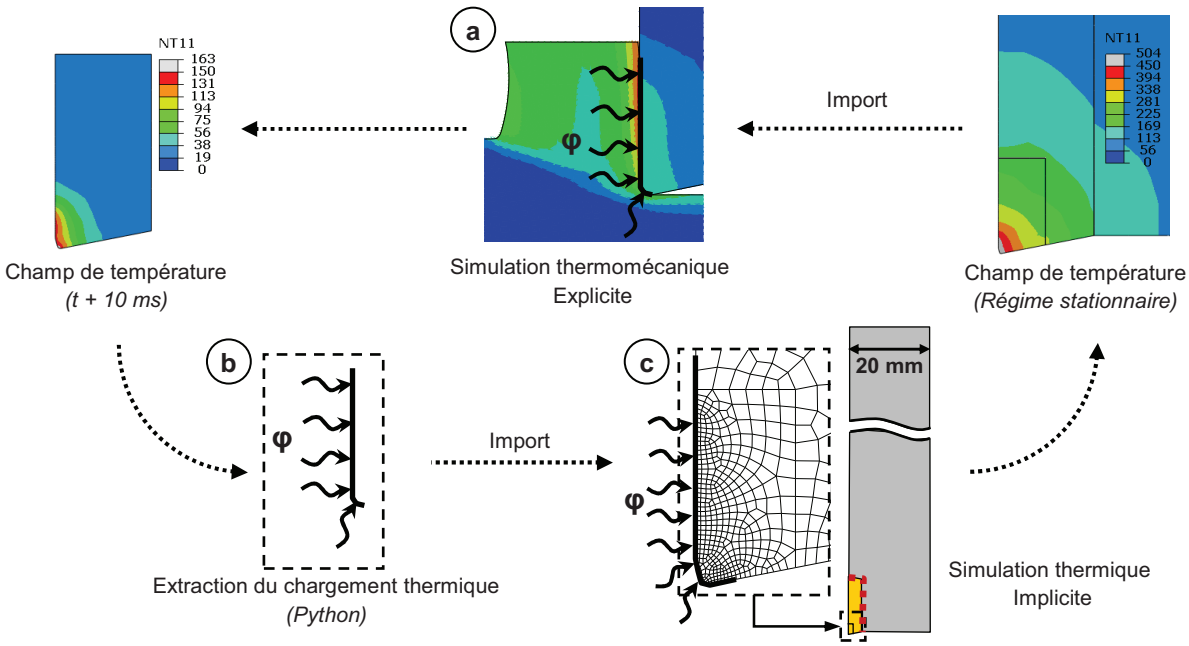

FIGURE 4.28: Méthode d'obtention du champ de température stationnaire dans l'outil : a) simulation thermomécanique, b) extraction des flux nodaux et c) application sur un modèle thermique pur

Les simulations thermomécaniques couplées conduites jusqu'ici fournissent un champ de température après 0,01 s d'usinage (Figure 4.28a)). Les parties mécanique et thermique du modèle étant stabilisées dans la pièce, on constate que les flux nodaux entrant dans l'outil le sont également. Il s'agit alors d'extraire les flux de chaleur transmis à l'outil en chaque noeud de l'interface outil-matière (Figure 4.28b)) puis de les appliquer en conditions limites sur le modèle thermique (Figure 4.28c)).

Cette procédure s'effectue de manière autonome par l'intermédiaire d'un programme Matlab© et d'un script Python. Le modèle thermique résolu par un schéma implicite est détaillé en Figure 4.29.

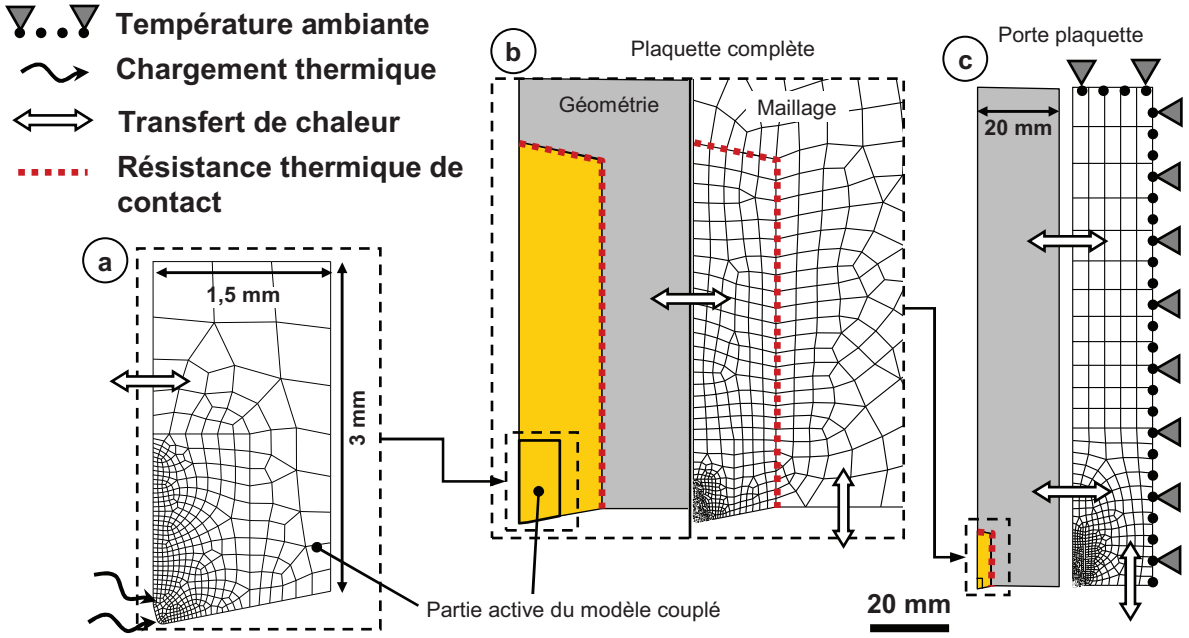

FIGURE 4.29: Description du modèle développé pour réaliser les simulations thermiques pures : a) portion de l'outil simulée e dans le modèle thermomécanique, b) prise en compte de la plaquette complète et c) du porte plaquette

Il se compose de la portion de plaquette représentée dans le modèle thermomécanique (Figure 4.29a)), d'une seconde partie permettant de modéliser la plaquette complète (Figure 4.29b)) et enfin du porte-plaquette lié à cette dernière par une intéraction de contact (Figure 4.29c)).

L'étude menée par Grouiller (2011) s'est également intéressée à l'influence des conditions limites, comme la température aux frontières du porte-plaquette, la résistance thermique de contact plaquette/porte-plaquette ou les échanges par convection avec l'environnement, sur le champ de température résultant.

4.3 Modélisation 3D ALE

Une modélisation 3D ALE à base eulérienne inspirée des travaux de Llanos *et al.* (2009) a été mise au point pour un cas de coupe orthogonale. Compte tenu des propriétés de symétrie, un demi modèle a seulement été considéré (Figure 4.30). On retrouve la géométrie initiale particulière du copeau, caractérisée par une épaisseur plus importante dans le plan médian que sur le bord libre. Le principe est identique au modèle 2D (Annexe A) et passe par la création de surfaces eulériennes d'entrée et de sortie, d'un outil fixe et de conditions limites appropriées.

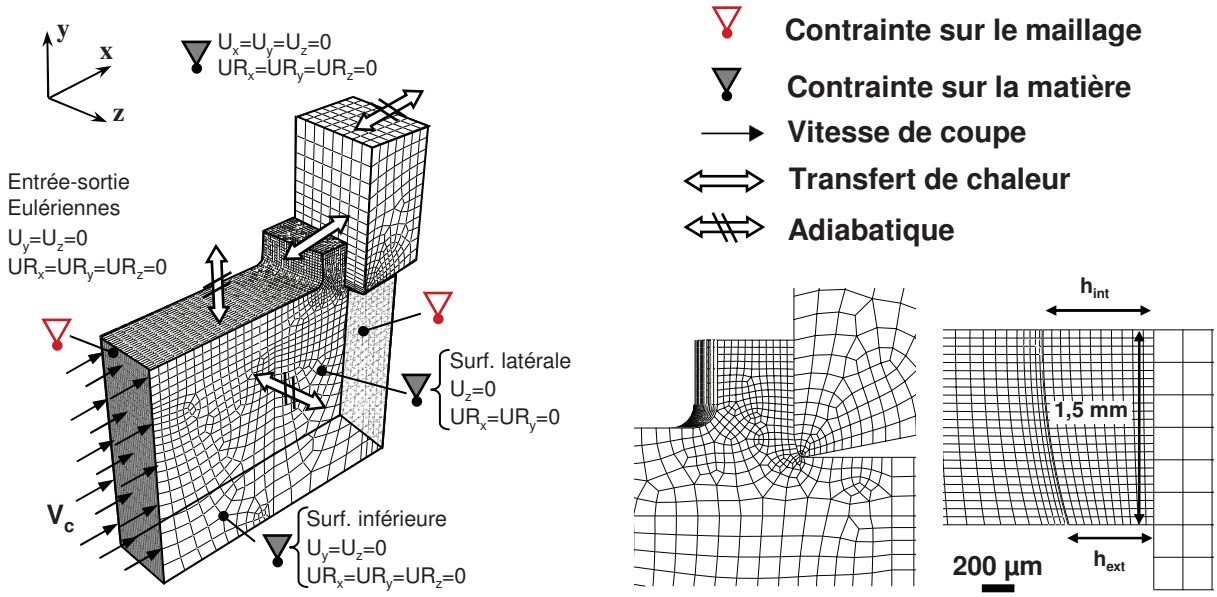

FIGURE 4.30: Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 3D ALE

Il permet d'évaluer l'influence des écoulements latéraux de matière sur la face de coupe conduisant au phénomène d'élargissement du copeau comme le montre la Figure 4.31. La comparaison au modèle 2D permettra de définir les conditions opératoires à partir desquelles l'erreur induite par l'hypothèse de déformation plane devient non négligeable. Ceci pourrait permettre d'expliquer la divergence du modèle aux basses vitesses de coupe et l'élargissement soutenu du copeau observé lors de la phase expérimentale. Afin d'intégrer les apports de notre étude en terme de modèles de contact locaux, la routine utilisateur VUINTER© doit en revanche être programmée pour des cas de contact 3D.

Ce modèle a également été exploité par Naim Naouar (Naouar, 2011), lors de son projet de M2R, afin d'étudier l'influence des conditions limites thermiques sur les résultats de calcul.

4.4 Modélisation 2D Lagrangienne

La dernière approche de modélisation couvre les zones de hautes vitesses de coupe ou de fortes avances (Figure 4.27). D'une manière générale, elle vise à simuler la formation du copeau à l'état transitoire en particulier en présence du phénomène de segmentation. Elle repose sur

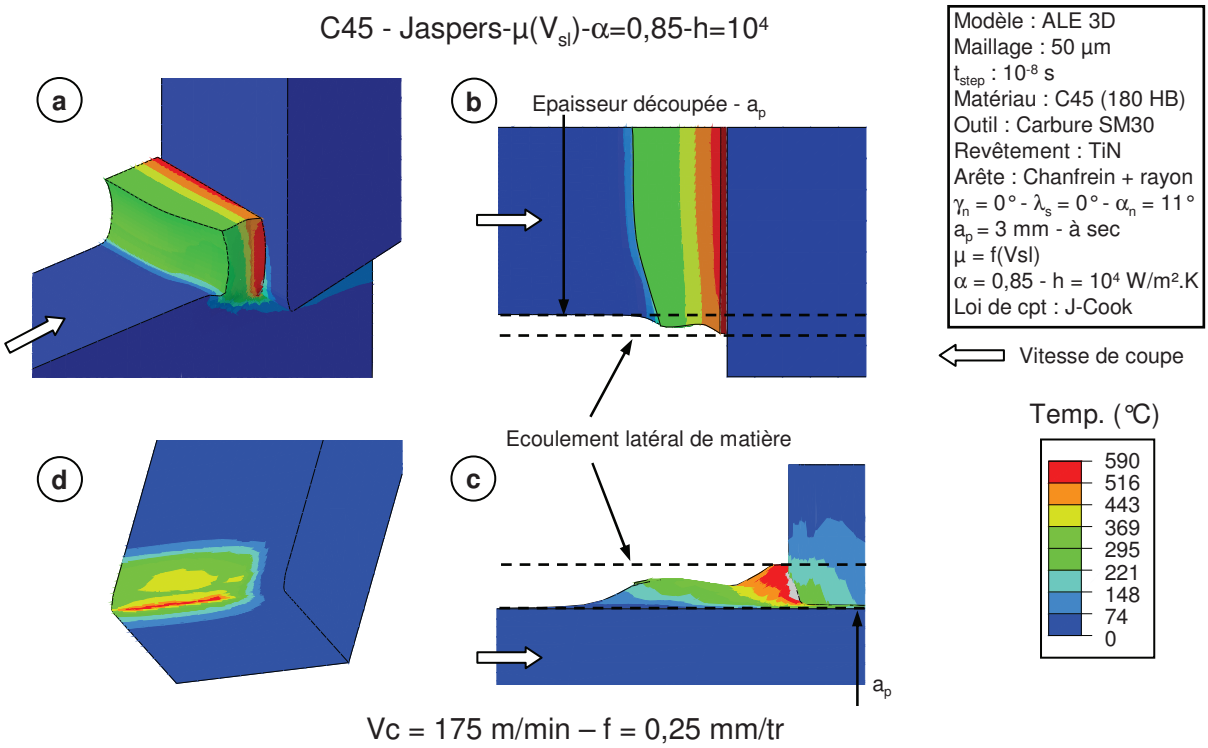

FIGURE 4.31: Exemple de résultats obtenus sur le modèle 3D ALE : a) champs de température pièce - b) et c) mise en évidence de l'élargissement du copeau et d) champ de température outil

l'architecture du modèle "multi-parts" développé par Kalay (2007) et Mabrouki *et al.* (2008) et repris récemment par Zhang *et al.* (2011) sur un alliage de titane. Si celui-ci ne requiert pas la définition géométrique du copeau a priori, il se distingue des modèles précédents par une zone dite "de passage", sollicitée uniquement par le rayon d'arête de l'outil. Les éléments qui la composent sont effacés au moyen d'une loi d'endommagement et permettent la formation du copeau par sa séparation du massif usiné. Les conditions limites sont repertoriées en Figure 4.32.

L'utilisation de cette approche avec la loi de comportement *Courbon-DRX* permet notamment de mettre en évidence l'apparition de zones recristallisées non seulement à l'interface outil-matière mais également à l'intérieur des bandes de cisaillement (Figure 4.33). Ce phénomène pourrait être encore plus accentué avec la formation d'un copeau réellement segmenté.

5 Synthèse

L'objectif de ce dernier chapitre était d'intégrer les apports issus des études rhéologiques et tribologiques dans une simulation numérique de coupe. Nous avons pu, dans un modèle de coupe ALE 2D, implémenter des modèles de contact (frottement et transfert de chaleur) dépendants d'une variable locale ainsi que des lois de comportement identifiées à partir d'essais de compression dynamique. Cette étape a nécessité la programmation de deux routines

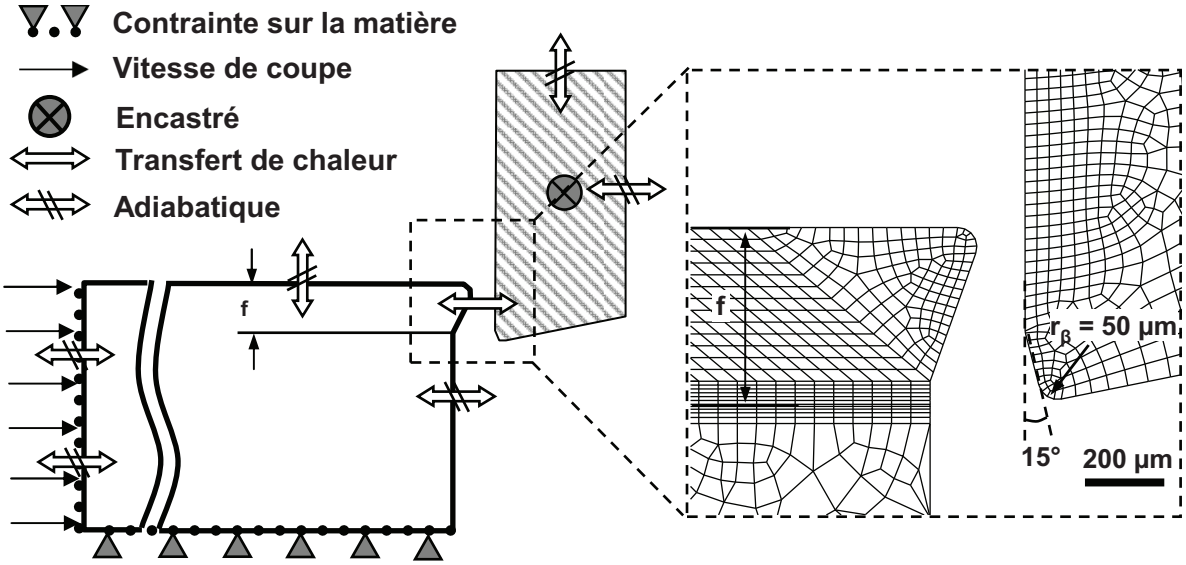

FIGURE 4.32: Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D Lagrangien

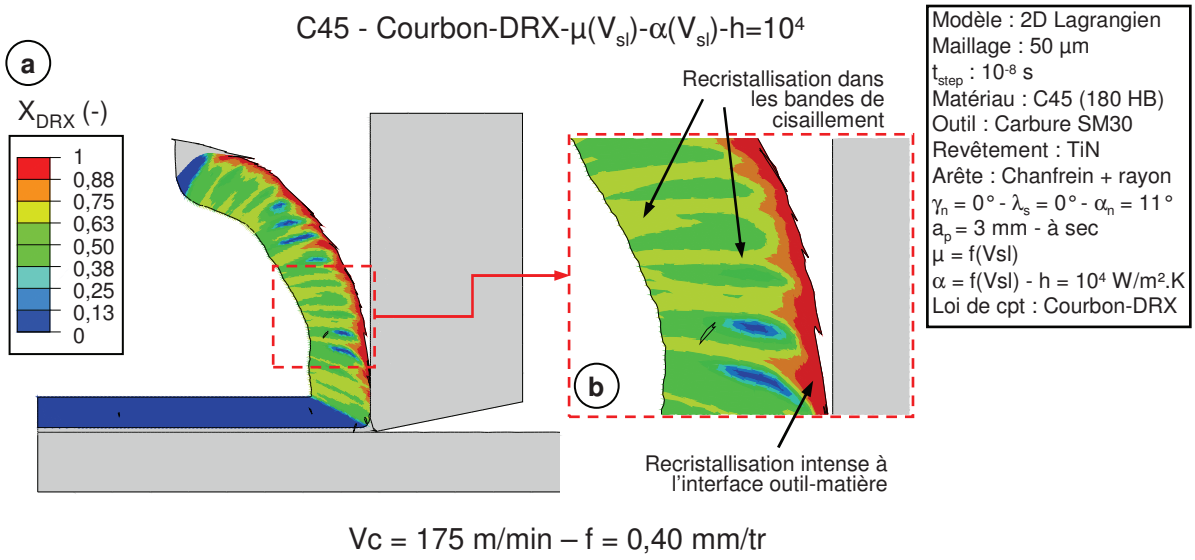

FIGURE 4.33: Fraction recristallisée calculée sur le modèle 2D Lagrangien : a) représentation du copeau formé - b) présence de recristallisation prononcée dans les bandes de cisaillement et à l'interface outil-matière

utilisateurs dédiées VUINTER© et VUMAT©. La méthode a été appliquée sur une large plage de conditions de coupe et deux aciers de référence, un acier C45 normalisé et un 42CrMo4 trempé revenu, afin d'évaluer sa robustesse sur des matériaux bien référencés.

Les modèles de contact locaux proposés ont permis d'améliorer sensiblement les intéractions mécaniques et thermiques à l'interface outil-matière pour le C45. Les efforts sont globalement bien restitués, malgré l'impossibilité de restranscrire les phénomènes aux vitesses de coupe inférieures à 140 m/min. L'apport majeur concerne la définition thermique de l'interface qui, par l'intermédiaire d'une distribution variable de flux le long de la zone de contact, permet de simuler de manière plus physique la quantité d'énergie transmise à l'outil coupant. Les flux de chaleur entrant dans l'outil ainsi simulés s'approchent fortement des valeurs mesurées expérimentalement. L'introduction de modèles de contact locaux pourrait contribuer à une prise en compte plus fine des phénomènes tribologiques en distinguant les zones de contact "stagnante" et "glissante".

Néanmoins, l'introduction de ces modèles en usinage du 42CrMo4 n'améliore que légèrement les performances du modèle numérique de coupe. Si les efforts sont de nouveau bien prédits au dessus de 140 m/min et pour des avances inférieures à 0,32 mm/tr, le flux de chaleur transmis à l'outil est toujours assez nettement sous-estimé en dessous de celle-ci. Cette nuance ayant tendance à former un copeau segmenté, les épaisseurs moyennes de copeau calculées dans notre modèle, supposant un copeau continu, restent supérieures à celles relevées lors des essais.

Le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié à partir des essais de compression dynamique a montré, pour les deux nuances, des résultats tout à fait similaires à des identifications conduites à haute vitesse de déformation. Il semble donc possible, pour cette catégorie d'aciers et pour ce modèle de comportement, d'extrapoler la contrainte mesurée pour des vitesses de déformation inférieures à 100 s^{-1} à des vitesses bien supérieures ($\sim 10^4\ s^{-1}$) [4].

L'emploi d'un modèle prenant en compte le processus de recristallisation dynamique n'a pas drastiquement modifié les résultats issus du calcul. Sur le C45, il présente une précision tout à fait intéressante même si les efforts d'avance sont légèrement plus faibles que les autres formulations. Le flux de chaleur transmis à l'outil est de ce fait sous-estimé sur toute la plage de vitesse de coupe. Les épaisseurs de copeau, cette fois-ci sur-estimées, conditionnent des vitesses macroscopiques de glissement du copeau plus faibles et renforcent cet écart. Concernant le 42CrMo4, aucune des lois de comportement évaluées n'a permis de retranscrire l'élévation de l'effort d'avance lorsque la vitesse de coupe diminue. Le flux de chaleur simulé est de même constamment plus faible et les épaisseurs moyennes du copeau toujours supérieures aux données issues de l'expérience. On observe cependant pour les deux nuances, une répartition intéressante de la fraction recristallisée. Les régions fortement recristallisées, simulées par le modèle, correspondent à celles recensées sur les copeaux et leurs évolutions suivant la vitesse de coupe coïncident de manière qualitative avec les observations expérimentales.

4. A condition de rester dans le domaine linéaire de sensibilité à la vitesse de déformation (Figure 2.5a) page 45

Conclusions et perspectives

L'objectif de ce travail était de mettre en place un modèle numérique de coupe robuste, capable de restituer les tendances majeures observées lors de la coupe d'aciers spéciaux. Les deux axes de recherche ont porté sur l'étude du comportement "volumique" du matériau en ZCP et celle des intéractions mécanique et thermique à l'interface outil-matière.

Synthèse des travaux effectués

Le premier chapitre a introduit l'étude en exposant les différences de comportement à la coupe observées suivant les deux matériaux de référence étudiés : un acier C45 normalisé et un 42CrMo4 trempé-revenu.

Outre les distinctions possibles sur les grandeurs "macroscopiques" (efforts d'usinage, flux...), l'examen métallurgique des copeaux sur les deux nuances a révélé des changements microstructuraux prononcés dans les zones de déformation intense. Que ce soit en ZCP ou à l'interface outil-matière (ZCS), les structures sévèrement déformées subissent un affinement de grain conséquent produit par l'activation d'un processus de recristallisation dynamique (DRX).

L'inspection du faciès des zones de contact outil-matière a montré les fortes hétérogénéités de contact existantes à l'interface outil-copeau et a par ailleurs permis de décomposer la zone de contact en une partie dite "stagnante" et une seconde "glissante".

L'état de l'art sur la caractérisation rhéologique des matériaux, combiné à l'évaluation des sollicitations en usinage, a montré la difficulté inhérente à la modélisation du comportement d'un matériau dans un procédé aussi complexe.

L'étude de la rhéologie des matériaux usinés s'est appuyée sur un essai simple de compression réalisé sur un simulateur Gleeble® 3800 à des vitesses de déformation inférieures à 100 s^{-1}. Les hautes déformations vraies atteintes ($\sim$ 1,1) ont rendu possible la caractérisation du comportement en ZCP, moyennant une hypothèse sur la sensibilité à la vitesse de déformation.

Des observations optiques et sous MEB ont mis en évidence l'apparition du processus de recristallisation dynamique pour des températures supérieures à 400 $°C$, se traduisant par la formation d'une structure de grains fins équiaxes, proche de celle constatée sur les copeaux issus des opérations de coupe orthogonale.

Afin de retranscrire le comportement du C45 et du 42CrMo4, le modèle phénoménologique de Johnson & Cook (1983) a tout d'abord été identifié. Le comportement global apparaît plutôt bien restitué pour les deux matériaux jusqu'à des déformations plastiques de 0,4 - 0,5. Les lois de comportement proposées par Lurdos (2008) et Kim *et al.* (2003), permettant de reproduire l'influence de changements microstructuraux induits par la DRX, ont ensuite abouti à une retranscription plus fidèle de la rhéologie des deux matériaux aux hautes déformations et températures. Il a par ailleurs été possible de distinguer les conditions thermomécaniques à partir desquelles le processus de DRX peut être enclenché.

Le troisième chapitre cherchait à insister sur la nécessité d'introduire de manière physique les intéractions thermomécaniques existant entre l'outil et la matière découpée. Une étude de sensibilité du modèle numérique de coupe a souligné l'importance des modèles de contact mécanique (frottement) et thermique (transfert de chaleur) sur des sorties fondamentales comme la température outil.

La notion de résistance thermique de contact RTC_g a été introduite et apparaît comme un paramètre crucial gouvernant les transferts thermiques et en particulier la continuité en température des surfaces en contact. Une analyse fine des outils utilisés en coupe orthogonale a permis de proposer un mécanisme de formation d'une RTC_g en usinage et d'une éventuelle couche visqueuse (fluide ?) à l'interface outil-matière.

Des essais tribologiques, couplés à une méthode de dépouillement numérique autonome, ont permis de proposer, sur les deux nuances, des modèles locaux de frottement et de transfert de chaleur en contact "imparfait" fonction de la vitesse locale de glissement. Un découplage entre les deux paramètres d'un modèle thermique macroscopique, i.e. conductance thermique $h = \frac{1}{RTC_g}$ et coefficient de partage du flux généré α, a ici été supposé.

Les apports issus des études rhéologiques et tribologiques ont enfin été implémentés, pour les deux aciers de référence, dans une simulation numérique de coupe 2D grâce à deux routines utilisateurs VUINTER© et VUMAT©.

Les modèles de contact locaux proposés ont permis d'améliorer sensiblement les intéractions mécaniques mais surtout thermiques à l'interface outil-matière pour le C45. L'introduction d'une distribution variable de flux le long de la zone de contact, permet de simuler de manière plus physique la quantité d'énergie transmise à l'outil. Ils pourraient contribuer à une prise en compte plus fine des phénomènes tribologiques en distinguant les zones de contact "stagnantes" et "glissantes". Néanmoins, l'introduction de ces modèles en usinage du 42CrMo4 s'est révélée moins concluante avec notamment un flux de chaleur transmis à l'outil nettement sous-estimé en dessous d'une certaine vitesse de coupe.

Le modèle de Johnson & Cook (1983) identifié à partir des essais de compression dynamique à des vitesses de déformation réduites a montré, pour les deux nuances, des résultats tout à fait similaires à des identifications conduites à haute vitesse de déformation. L'identification de ce modèle de comportement peut donc être transposée, sur cette catégorie d'aciers, à des vitesses de 10 à 100 fois supérieures en conservant une erreur raisonnable sur la contrainte et les différentes sorties du modèle.

Les simulations effectuées à partir d'un modèle prenant en compte le processus de DRX ont montré, sur le C45, des performances globalement similaires au modèle de comportement précédent. Concernant le 42CrMo4, aucune des lois de comportement évaluées n'a cependant permis de retranscrire le changement de comportement/mécanisme perçu avec une réduction de la vitesse de coupe. Ce modèle a notamment mis en valeur l'apparition de zones fortement recristallisées cohérentes avec celles recensées sur les copeaux, de même que leur évolution en fonction des conditions opératoires.

Bilan de la démarche

Au terme de cette étude, on constate que la méthode mise en place fournit des résultats plutôt encourageants. Le modèle développé dans son intégralité apparaît très robuste si l'on s'appuie sur les tendances observées et le nombre important de conditions opératoires évaluées. Si la démarche proposée semble bien adaptée aux matériaux ductiles, un phénomène physique ne semble pas être restitué par le modèle sur des matériaux plus fragiles. Les hypothèses de travail effectuées à ce jour sont nombreuses : formation d'un copeau continu, état de déformation plan, évaluation de la conductance thermique de contact, régime thermique transitoire dans l'outil... autant de points pouvant intervenir fortement dans la modélisation du procédé de par le niveau de couplage élevé.

Modéliser un ensemble d'opérations d'usinage, ou plutôt la coupe des aciers sur une plage très étendue de conditions opératoires, doit donc passer par une stratégie de modélisation. Celle-ci ne se base alors plus sur une seule approche mais sur un ensemble d'outils numériques permettant de modéliser de manière spécifique les différents phénomènes (copeau segmenté, effets de bord, champ de température stationnaire...). Ceux-ci ont été introduits dans le dernier chapitre et représentent les premières perspectives de ce travail de thèse à court terme.

Perspectives scientifiques

Les perspectives à ces travaux sont nombreuses et touchent les différents domaines abordés lors de cette étude.

Les phénomènes de recristallisation dynamique observés en usinage méritent une attention plus particulière. Des analyses EBSD complémentaires sont nécessaires afin d'observer l'évolution de la taille des grains suivant les conditions opératoires. Il serait pertinent de pouvoir quantifier la fraction recristallisée afin de la comparer avec celle estimée par le modèle de comportement employée dans cette étude. Ceci permettrait notamment de renforcer l'identification des paramètres du terme reproduisant la chute de contrainte.

Des questions se posent également quant à l'impact de ce phénomène sur le comportement tribologique de l'interface. Nous avons pu voir que les niveaux de déformation extrêmes atteints en ZCS permettent d'enclencher ce mécanisme d'affinement de grains. Des modèles de comportement prenant en compte ces évolutions microstructurales, ont été identifiés à partir d'essais de compression et décrivent une stabilisation de la contrainte pour de fortes déformations. Ce comportement est en revanche celui observé sur un échantillon de compression, présentant un volume bien supérieur à celui en question au niveau de l'interface. Le comportement du matériau dans des zones si confinées ($\sim$ 10 - 20 μm) peut être drastiquement différent d'un comportement de "volume" et de fait plus s'apparenter à une loi de comportement d'interface. L'hypothèse suivant laquelle le comportement en ZCS peut être retranscrit par les lois de contact (frottement) n'est peut-être donc pas valide.

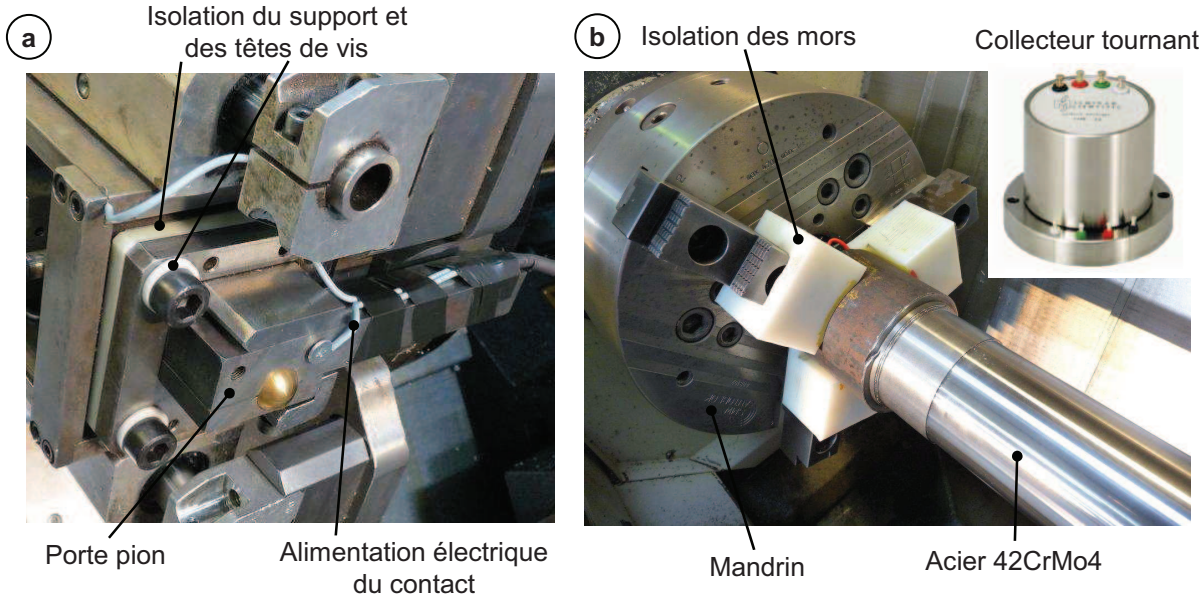

FIGURE 4.34: Illustration du dispositif de mesure de résistance électrique de contact (REC) : a) isolation électrique du porte-pion – b) isolation de la barre côté mandrin et transmission des signaux par un collecteur tournant

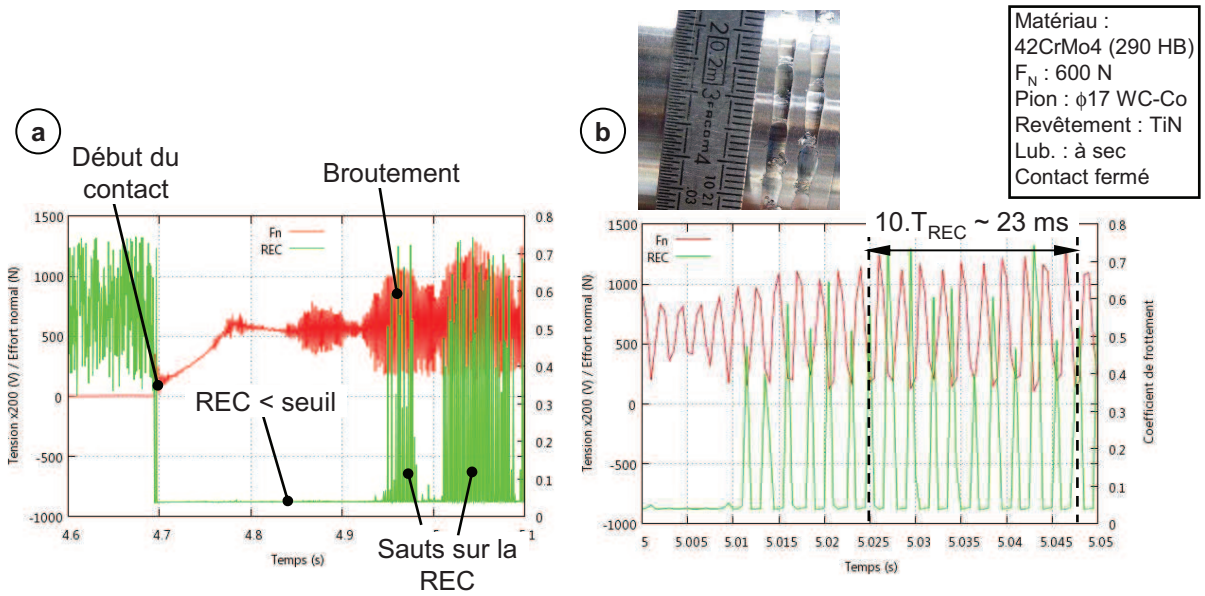

FIGURE 4.35: Exemple de résultats obtenus en frottement : cas d'un contact intermittent – détection de ruptures de contact dues au broutement – Vr = 150 m/min

La modélisation thermique du contact à deux paramètres (h - α) fait intervenir la notion de résistance/conductance thermique de contact. Nous avons souligné la difficulté d'évaluer ce paramètre dans des conditions sévères de contact glissant.

Même si le parallèle est à considérer avec précaution, une piste pourrait être de passer par une mesure de résistance électrique de contact (REC), a priori plus facile à mettre en oeuvre sur le tribomètre utilisé. Une première approche a été effectuée en collaboration avec Fabien GRANGE (LTDS/ENISE) et Michel BELIN (LTDS/ECL). Le dispositif visant a étudié la faisabilité est décrit en Figure 4.34. De manière synthétique, l'idée consiste à isoler électriquement le système tribologique pion/barre et à faire circuler un micro-courant connu. Une mesure de tension réalisée aux bornes du système permet de remonter à une valeur de REC.

Les essais menés jusqu'ici ont seulement permis, à partir des moyens de mesure disponibles, de distinguer des ruptures de contact (Figure 4.35). Lors d'un contact permanent, le niveau de REC existant est inférieure au seuil de détection du dispositif. Des moyens d'acquisition spécifiques devraient donc être mis en oeuvre afin d'obtenir une mesure exploitable. Il s'agira ensuite d'étudier le lien entre REC et RTC dans des conditions d'essais parfaitement maîtrisées.

Cette échelle de modélisation implique une hypothèse forte quant aux sites de génération de chaleur et aux mécanismes de dissipation.

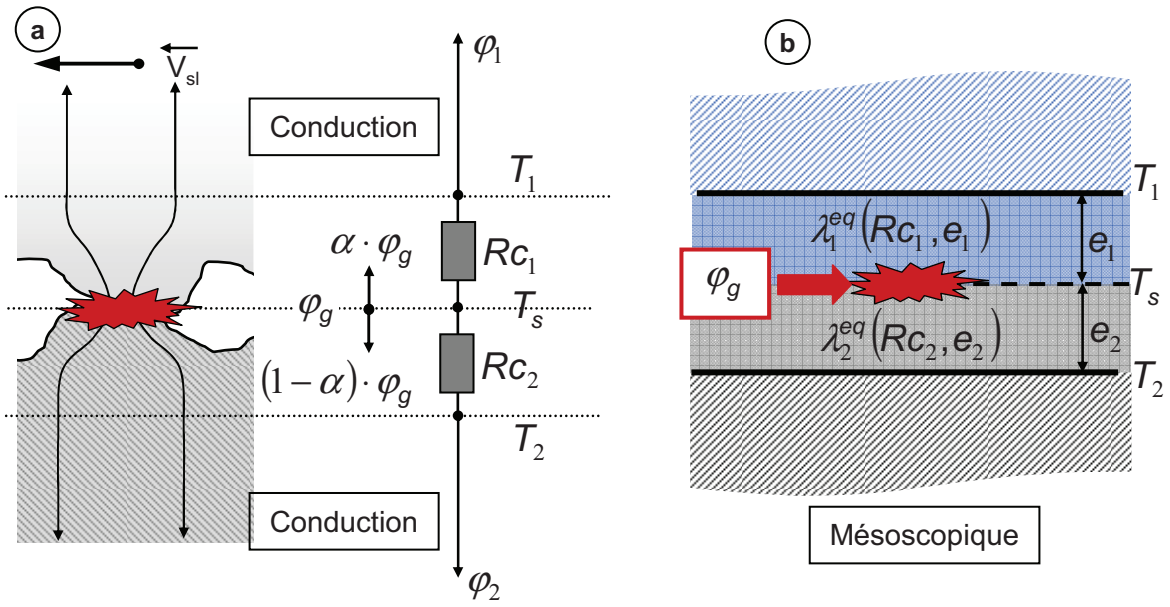

FIGURE 4.36: Modélisation mésoscopique du contact thermique : a) schéma résistif à l'échelle de l'aspérité – b) transposition sur un modèle EF par l'intermédiaire de couches superficielles équivalentes

Une description plus physique consisterait à utiliser une approche "mésoscopique" permettant de retranscrire le schéma résistif du contact (Figure 4.36a)) par l'intermédiaire de "couches thermiquement équivalentes". Cette approche proposée par Rogeon *et al.* (2009) et appliquée au soudage par point, a particulièrement mis en évidence l'incapacité du modèle

macroscopique à restituer les niveaux de températures effectifs à l'interface. Les conductivités équivalentes des couches en question dépendrait en revanche de la RTC de l'interface et du volume affecté (épaisseur des couches). Ces deux paramètres restent encore délicats à identifier dans le cadre d'un contact glissant.

Perspectives industrielles

Pour conclure, il est important de rappeler que l'objectif de la société ASCOMETAL est de réussir à déterminer les performances d'usinage d'une nuance suivant sa microstructure et le fond inclusionnaire. Ces deux "leviers" doivent donc apparaître comme des paramètres dans la démarche de simulation du procédé.

A ce jour, la méthode a été appliquée sur 2 matériaux aux microstructures différentes (C45 ferrito-perlitique et 42CrMo4 trempé-revenu martensitique). Néanmoins, les caractéristiques mécaniques étant sensiblement différentes, il est impossible d'établir un lien entre les résultats observés. Pour mener à terme cette étude, la méthode globale doit désormais être appliquée sur une même nuance, au sens de composition chimique, mais déclinée suivant trois microstructures ayant des propriétés mécaniques similaires. L'effet microstructure pourrait de ce fait être directement isolé et son influence sur le comportement du matériau et des interfaces rigoureusement évaluée.

L'ajout d'une quatrième nuance présentant un fond inclusionnaire différent (type soufré ou traitement calcium) permettrait d'ajouter un volet inclusionnaire et d'enrichir la comparaison, la compréhension et la modélisation des phénomènes observés. L'intégration dans des lois de comportement de grandeurs caractéristiques de l'état du matériau comme la dureté pourrait également être envisagée comme la formulation proposée par Umbrello *et al.* (2004) sur un acier à roulement 100Cr6.

A

Description du modèle 2D Arbitraire-Lagrangien-Eulérien (ALE)

Généralités

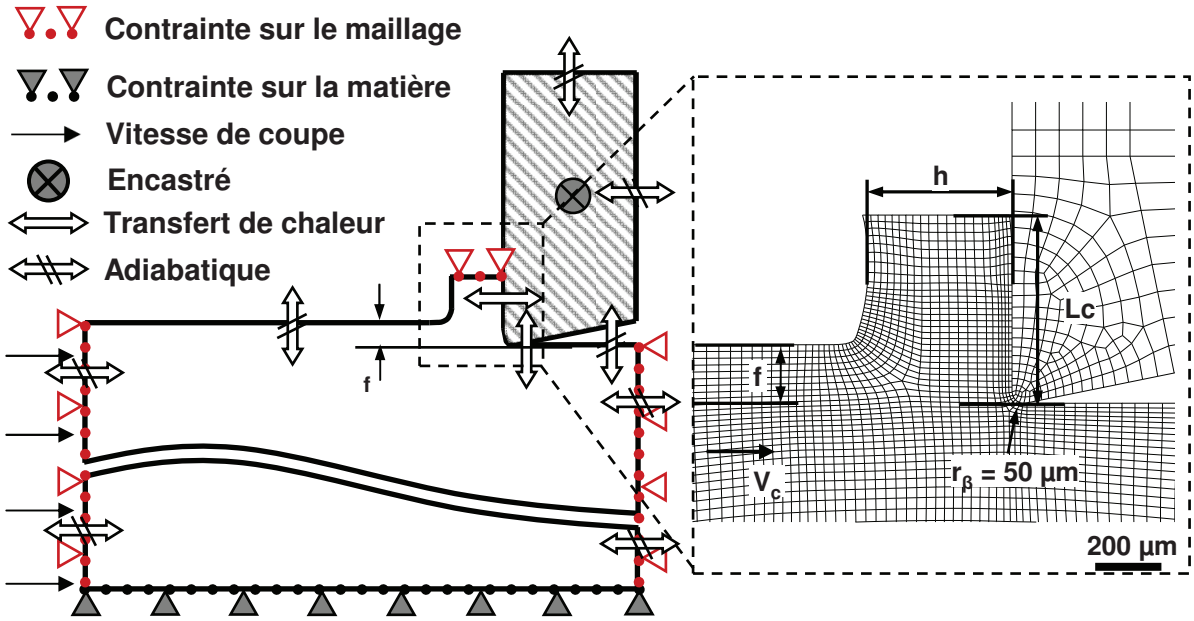

FIGURE A.1: Géométrie et conditions limites du modèle de coupe orthogonale 2D ALE

Un modèle 2D de coupe orthogonale a été mis en place à partir d'une approche Arbitraire-Lagrangienne-Eulérienne (ALE) sur le code de calcul commercial Abaqus/Explicit©. Elle se caractérise par un découplage entre le déplacement du maillage et celui de la matière. Les développements de Bonnet (2007) puis Rey (2008) ont été repris et adaptés à notre étude. Ce formalisme a été jugé comme le plus approprié pour simuler la coupe stationnaire des métaux

homogènes isotropes et généralement à copeaux continus. Il permet notamment de s'affranchir de nombreuses hypothèses de modélisation :

- l'utilisation d'un critère de séparation en contrainte ou déformation à une certaine distance de l'outil afin de générer le copeau (Shet *et al.* (2003)) ;
- la définition a priori d'une zone de passage où les éléments sont effacés en fonction d'une loi d'endommagement (Mabrouki *et al.* (2008)) ;
- l'hypothèse d'une arête de coupe vive, sans rayon ou préparation spécifique (Movahhedy *et al.* (2000)) ;
- un temps d'usinage simulé limité dû aux restrictions géométriques du modèle (longueur du massif).

Le modèle se compose ici d'une pièce déformable et d'un outil rigide massif (degrés de liberté intégralement contraints permettant ainsi un calcul thermique). Les deux solides sont maillés en éléments quadrilatères en déformation plane, couplés température-déplacement et intégration réduite (CPE4RT). Sur la pièce, le maillage est raffiné autour des zones de cisaillement primaire et secondaire afin de retranscrire au mieux les forts gradients de déformation. La taille des éléments dans ces zones a été réduite à environ 10 μm. Le temps d'usinage simulé est ici de 10 ms.

Avec ce type d'approche, la géométrie initiale du copeau doit être renseignée en termes d'épaisseur moyenne et longueur de contact outil-copeau. Les valeurs respectives atteintes à l'état stationnaire sont en revanche indépendantes des valeurs initiales (Nasr *et al.* (2007); Haglund *et al.* (2008); Bonnet (2007)), mais conditionnent la stabilité de la simulation pendant la phase transitoire. L'épaisseur moyenne et la longueur de contact vont en effet progressivement évoluer pour atteindre leur état à l'équilibre.

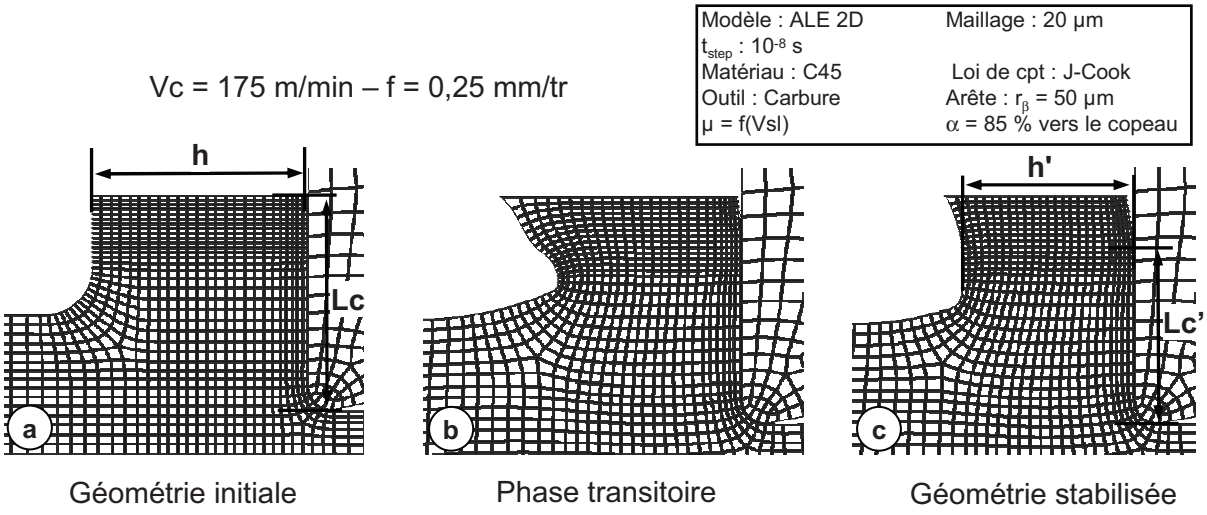

FIGURE A.2: Evolution de l'épaisseur du copeau et de la longueur de contact entre la géométrie initiale et la phase stabilisée

Propriété	Matériau	T ($°C$)	Valeur
Module d'élasticité (MPa)	Carbure	20	630
	42CrMo4	20	212
	C45	20	207
Coeff. de poisson	Carbure	20	0.22
	42CrMo4	20	0.289
	C45	20	0.3
Chaleur spécifique ($J.kg^{-1}.°C^{-1}$)	Carbure	20-800	$-2.10^{-4} \times T^2 + 0.313 \times T + 220$
	42CrMo4	20-600	$432 + 0.227 \times T$
	C45	20-1000	$420 + 0.504 \times T$
Conductivité thermique ($W.m^{-1}.°C^{-1}$)	Carbure	20-800	$-8.10^{-5} \times T^2 + 0.0756 \times T + 43.1$
	42CrMo4	20-600	$-2.10^{-5} \times T^2 - 0.0062 \times T + 43.7$
	C45	20-1000	$-0.0258 \times T + 51$
Dilatation thermique ($°C^{-1}$)	42CrMo4	20-700	$-2.37 \times 10^{-11} \times T^2 + 2.27 \times 10^{-8} \times T + 1.06 \times 10^{-5}$
	C45	20-800	$2.10^{-8} \times T + 10^{-5}$
Masse volumique ($kg.m^{-3}$)	Carbure	20	12800
	42CrMo4	20	7844
	C45		

TABLEAU A.1: Propriétés mécaniques et thermiques des matériaux considérés (Grolleau (1996); Grzesik & Nieslony (2004); ASM-Handbook (1990); Rech *et al.* (2009); Rothman (1988))

Propriétés des matériaux impliqués

Les propriétés mécaniques et thermiques du carbure de tungstène (matériau outil), du C45 et du 42CrMo4 sont synthétisées dans le Tableau A. Le revêtement TiN présent sur l'outil de coupe n'a pas été directement inclus dans les simulations. D'après les travaux de Rech *et al.* (2005), il apparait que le revêtement ne semble avoir aucun effet sur les transferts de chaleur dans les opérations de coupe continue du fait de sa très faible épaisseur $< 10\ \mu$m. Son influence demeure principalement tribologique de par la réduction des forces de frottement et de ce fait, de la chaleur générée à l'interface. Ce comportement est pris en compte de manière indirecte aux travers des lois de contact identifiées (voir section 4).

Pour chaque simulation, le comportement des matériaux usinés (C45 et 42CrMo4) est considéré thermo-élasto-visco-plastique. La loi de comportement de référence utilisée notamment pour les études de sensibilité est celle proposée par Johnson & Cook (1983) (Eq. B.1). Les modèles employés dans le cadre de cette étude sont détaillés en Annexe B.

Le coefficient de Quinney-Taylor β_T (Eq. A.1) retranscrit le couplage thermo-mécanique de nos simulations. Celui-ci correspond à la fraction du travail plastique convertie en chaleur, l'incrément de température ΔT engendré par un incrément de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ étant régi par le bilan d'énergie. ρ et C_p sont respectivement la masse volumique et la chaleur spécifique du matériau usiné. Pour les aciers, une valeur constante $\beta_T = 0,9$ est généralement employée lorsque de fortes déformations sont impliquées comme en usinage (Shet *et al.*, 2003; Mabrouki & Rigal, 2006).

$$\rho \cdot C_p \cdot \Delta T = \beta_T \cdot \sigma \cdot \Delta\varepsilon_p \tag{A.1}$$

Comportement des interfaces

Le comportement mécanique de l'interface outil-pièce est modélisé par un frottement de Coulomb. Aucune contrainte limite en cisaillement n'est introduite.

Le modèle thermique à deux paramètres (α - h) (section 1.2.1) est implémenté par défaut dans le code de calcul Abaqus/Explicite. Le coefficient de partage α correspond à la part du flux de chaleur généré par frottement transmise à la pièce. La conductance thermique de contact h relie thermiquement les deux surfaces en contact et gouverne les échanges entre les corps en mouvement. Ces grandeurs sont supposées constantes en tout point de l'interface outil-matière.

Conditions limites

La Figure A.1 résume les points abordés précédemment et décrit les conditions limites mécaniques et thermiques du problème. Pour une formulation ALE à base Eulérienne, les frontières Eulériennes doivent être correctement définies afin de permettre l'écoulement (entrée-sortie) de la matière. La surface d'entrée est spécifiée sur la bordure gauche du massif. La vitesse de coupe est imposée au matériau sur ces noeuds. L'écoulement sortant est autorisé par la surface supérieure du copeau et la limite droite du massif (Figure A.1). Le bas du massif est bloqué verticalement tandis que les noeuds de l'outil sont intégralement contraints.

Les transferts thermiques avec l'environnement (convection forcée et rayonnement) sont négligés. Ce point a fait l'objet d'une étude spécifique dans le cadre du M2 Recherche de M. NAOUAR (Naouar, 2011). Elle a notamment mis en évidence la très faible influence des conditions limites thermiques sur les résultats fournis par un modèle numérique de coupe.

B

Synthèse des lois de comportement utilisées

Modèle de Johnson & Cook (1983)

$$\sigma_y = [A + B(\varepsilon_p)^n]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m\right] \tag{B.1}$$

Acier	Réf.	A [MPa]	B [MPa]	n	C	$\dot{\varepsilon}_0$ [s^{-1}]	m	T_f [°C]	T_0 [°C]
C45	a)	553,1	600,8	0,234	0,0134	1	1	1460	25
	b)	506	320	0,28	0,064	1	1,06	1460	20
42CrMo4	c)	598	768	0,2093	0,0137	0,001	0,807	1520	25
	d)	595	580	0,133	0,023	0,001	1,03	1450	20

TABLEAU B.1: Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 respectivement d'après a) Jaspers & Dautzenberg (2002a), b) Chen *et al.* (2008), c) Grolleau (1996) et d) Bacaria (2001)

Acier	A [MPa]	B [MPa]	n	C	$\dot{\varepsilon}_0$ [s^{-1}]	m	T_f [°C]	T_0 [°C]
C45	320	459,6	0,1065	0,0322	0,1	1,3696	1460	20
42CrMo4	595	557,47	0,1561	0,0171	0,1	1,1516	1460	20

TABLEAU B.2: Paramètres du modèle de Johnson & Cook (1983) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés dans notre étude à partir des essais de compression sur Gleeble® 3800 (identification suivant une méthode globale)

Modèle de Lurdos (2008)

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{B.2}$$

$$\begin{cases} \sigma_y = \sigma_s + \left(\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon_p^n\right) exp\left(-r\varepsilon_p\right) \\ \sigma_s, \sigma_0, A, n, r = f(Z) \quad \text{avec} \quad f(Z) = K_i \cdot Z^{m_i} \end{cases} \tag{B.3}$$

Acier	log(Z)		K_{σ_0}	m_{σ_0}	K_{σ_s}	m_{σ_s}	K_r
C45	$\leq$	23	223,87	$2,521.10^{-3}$	24,95	$6,487.10^{-2}$	0,652
	$>$		250,03	$-2,928.10^{-4}$	699,84	$1,940.10^{-3}$	9,931
42CrMo4	$\leq$	29,5	261,82	$1,442.10^{-2}$	29,11	$5,208.10^{-2}$	0,815
	$>$		571,48	$2,504.10^{-3}$	997,70	$1,116.10^{-3}$	5,532
Acier	**log(Z)**		m_r	K_A	m_A	K_n	m_n
C45	$\leq$	23	$5,090.10^{-2}$	2070,14	$-1,343.10^{-2}$	4,682	$-4,877.10^{-2}$
	$>$		$1,731.10^{-3}$	–	–	0,452	$-5,043.10^{-3}$
42CrMo4	$\leq$	29,5	$3,375.10^{-2}$	116,14	$3,867.10^{-2}$	$9,057.10^{-4}$	$1,162.10^{-1}$
	$>$		$4,084.10^{-3}$	–	–	7,709	$-1,475.10^{-2}$

TABLEAU B.3: Paramètres du modèle de Lurdos (2008) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression

Modèle de Kim *et al.* (2003)

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{B.4}$$

$$\begin{cases} \sigma_y = \sigma(WH + DRV) - \sigma(DRX) \\ \sigma(WH + DRV) = \sigma_0 + (\sigma_p - \sigma_0)\left[1 - exp\left(-C\varepsilon_p\right)\right]^m \\ \varepsilon_p < \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = 0 \\ \varepsilon_p \geq \varepsilon_{pic}, \quad \sigma(DRX) = (\sigma_p - \sigma_s)\left[\dfrac{X_{DRX} - X_{\varepsilon_{pic}}}{1 - X_{\varepsilon_{pic}}}\right] \\ X_{DRX} = 1 - exp\left[-\left(\dfrac{\varepsilon_p - \varepsilon_c}{\varepsilon^*}\right)^{m'}\right] \\ \sigma_0, \sigma_p, \sigma_s, C, m, m', \varepsilon_c, \varepsilon^* = f(Z) \quad \text{avec} \quad f(Z) = K_i \cdot Z^{m_i} \end{cases} \tag{B.5}$$

Acier	log(Z)		K_{σ_0}	m_{σ_0}	K_{σ_s}	m_{σ_s}	K_{σ_p}	m_{σ_p}
C45	$\leq$	23,6	237,7	$3,90.10^{-3}$	22,8	$6,62.10^{-2}$	61,2	$4,86.10^{-2}$
	$>$				857,0	$1,06.10^{-3}$	857,0	$1,06.10^{-3}$
42CrMo4	$\leq$	32	549,5	$3,00.10^{-3}$	198,2	$1,99.10^{-2}$	266,1	$1,74.10^{-2}$
	$>$				811,0	$2,70.10^{-3}$	811,0	$2,70.10^{-3}$
Acier	**log(Z)**		K_C	m_C	K_m	K_m	$K_{m'}$	$m_{m'}$
C45	$\leq$	23,6	$2,143.10^{7}$	$-2,80.10^{-1}$	228,0	$-1,13.10^{-1}$	2280,3	$-1,53.10^{-1}$
	$>$		1,500	$7,69.10^{-3}$	$3,37.10^{-1}$	$2,28.10^{-3}$	–	–
42CrMo4	$\leq$	32	$4,875.10^{4}$	$-1,20.10^{-1}$	10,6	$-3,97.10^{-2}$	1,0	$4,37.10^{-3}$
	$>$		1,702	$4,98.10^{-3}$	$3,46.10^{-1}$	$9,86.10^{-4}$	–	–
Acier	**log(Z)**		K_{ε_c}	m_{ε_c}	K_{ε^*}	m_{ε^*}		
C45	$\leq$	23,6	$3,05.10^{-6}$	$2,25.10^{-1}$	$1,13.10^{-1}$	$3,79.10^{-2}$		
	$>$		$8,19.10^{-1}$	$-2,77.10^{-3}$	$5,60.10^{-1}$	$2,50.10^{-3}$		
42CrMo4	$\leq$	32	$1,26.10^{-4}$	$1,05.10^{-1}$	$2,82.10^{-2}$	$4,27.10^{-2}$		
	$>$		$7,23.10^{-1}$	$-1,16.10^{-3}$	$2,18.10^{5}$	$-7,49.10^{-2}$		

TABLEAU B.4: Paramètres du modèle de Kim *et al.* (2003) pour le C45 et 42CrMo4 identifiés à partir des essais de compression

C

Validation de la routine utilisateur VUINTER

Validation sur un contact de Hertz

La validité de l'algorithme de contact programmé a été tout d'abord vérifiée sur un cas de contact classique de Hertz. Deux cylindres identiques d'une longueur unitaire sont mis en contact. Leur rayon est fixé à 17 mm et le matériau est considéré élastique linéaire (Module d'Young de 200 GPa et coefficient de Poisson de 0,3). On considère ici un contact sans frottement. Les propriétés de symétrie permettent de ne modéliser en 2D qu'un quart d'un des deux cylindres. Des déplacements d'amplitude 4 μm sont appliqués sur la partie supérieure de la section modélisée, perpendiculairement à l'interface de contact, afin de mettre en charge le problème (H.K.S, 2009a).

Les principales grandeurs d'intérêt sont la taille de la zone de contact et la distribution de pression le long d ecelle-ci. Les résultats analytiques (*Analytical - Hertz*), calculés à partir des relations classiques de Hertz (Stachowiak & Batchelor, 2001), sont comparés aux résultats numériques fournis par le modèle de contact programmé par défaut dans le code Abaqus/Explicit© (*Abaqus-M*) ainsi qu'à ceux obtenus par l'intermédiaire de la routine utilisateur VUINTER© développée (*VUINTER-M*). *M* représente la taille de maille au niveau de la zone de contact.

La Figure C.1 montre l'évolution de la pression de contact entre les deux cylindres le long de l'interface. On retrouve une distribution elliptique classique suivant la taille de maille considérée. Des résultats similaires sont obtenus par la routine VUINTER© et le modèle standard d'Abaqus/Explicit©. La pression de contact maximum apparait dans les deux cas au niveau du plan de symétrie et présente un écart de $\sim$2 % par rapport à la solution analytique avec des éléments CPE4 de largeur 10 μm.

Validation pour un contact glissant

La Figure C.2 décrit sommairement le modèle utilisé pour évaluer les performances de la routine programmée dans un cas de contact glissant. Les validations concernent principalement le comportement tangentiel de l'interface (raideur tangentielle et frottement de Coulomb) et le calcul thermique lié à la génération de chaleur par frottement.

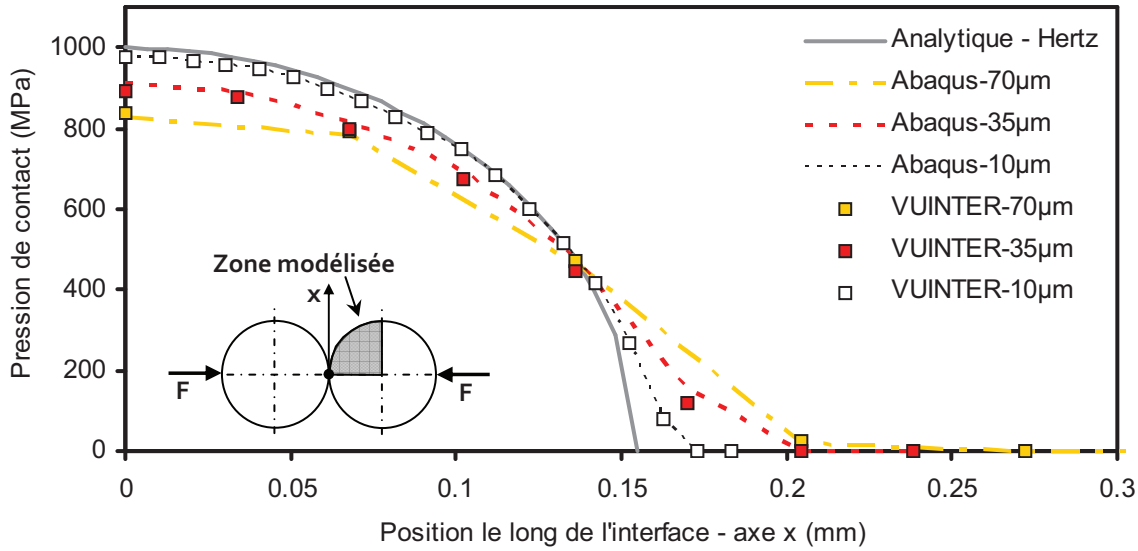

FIGURE C.1: Comparaison de la distribution de pression calculée par la théorie de Hertz avec le modèle de contact implémenté par défaut dans Abaqus/Explicit© et par la routine VUINTER© programmée - cas d'un contact de Hertz élastique statique sans frottement

Un effort normal est appliqué sur la partie supérieure du solide Lagrangien (*Solide 1*) via un noeud de référence afin d'assurer une répartition de pression uniforme. Une vitesse eulérienne est imposée sur la face latérale du *Solide 2* et permet de piloter l'écoulement de matière et les conditions de glissement. Le solide supérieur glisse alors sur le solide inférieur sans limite de temps ou d'espace. Le contact est par ailleur soumis à un mouvement de glissement alternatif : une vitesse de glissement négative ($V-$) est appliquée pendant les 5 première millisecondes suivie d'une vitesse positive ($V+$).

Les solides supérieur et inférieur représent le contact outil-matière d'une simulation de coupe : les propriétés d'un carbure de tungstène élastique ont été attribuées au premier tandis qu'une loi élasto-visco-plastique de type Johnson & Cook (1983) pour le C45 est affectée au second. Les propriétés thermophysiques des deux matériaux sont également renseignées. Les solides sont maillés en CPE4RT.

Fn [N]	V_{sl} [m/s]	μ [-]	K_t [N/mm]	C [N.s/mm]	α	Niveau
1000	0,5	0,1	100	1	0,5	Bas
	2	0,3	10000			Haut

TABLEAU C.1: Niveaux des paramètres V_{sl}, μ et K_t utilisés pour la validation dans un contact glissant avec frottement

Les paramètres étudiés pour la validation sont décrits dans le Tableau C.1 avec leurs différents niveaux. Un coefficient de frottement de Coulomb constant μ et un coefficient de partage du flux généré constant α ont été adoptés.

La comparaison des résultats issus du modèle standard d'Abaqus/Explicit© et de la routine VUINTER© sont présentés en Figure C.2. La bonne corrélation observée sur les différentes conditions de glissement confirme la capabilité de la routine utilisateur à remplacer le modèle de contact par pénalité implémenté par défaut dans le code de calcul. Elle peut alors être utilisée pour implémenter d'autres modèles de frottement (Tresca, contrainte de cisaillement variable...) ou intégrer des modèles spécifiques de transfert de chaleur aux interfaces.

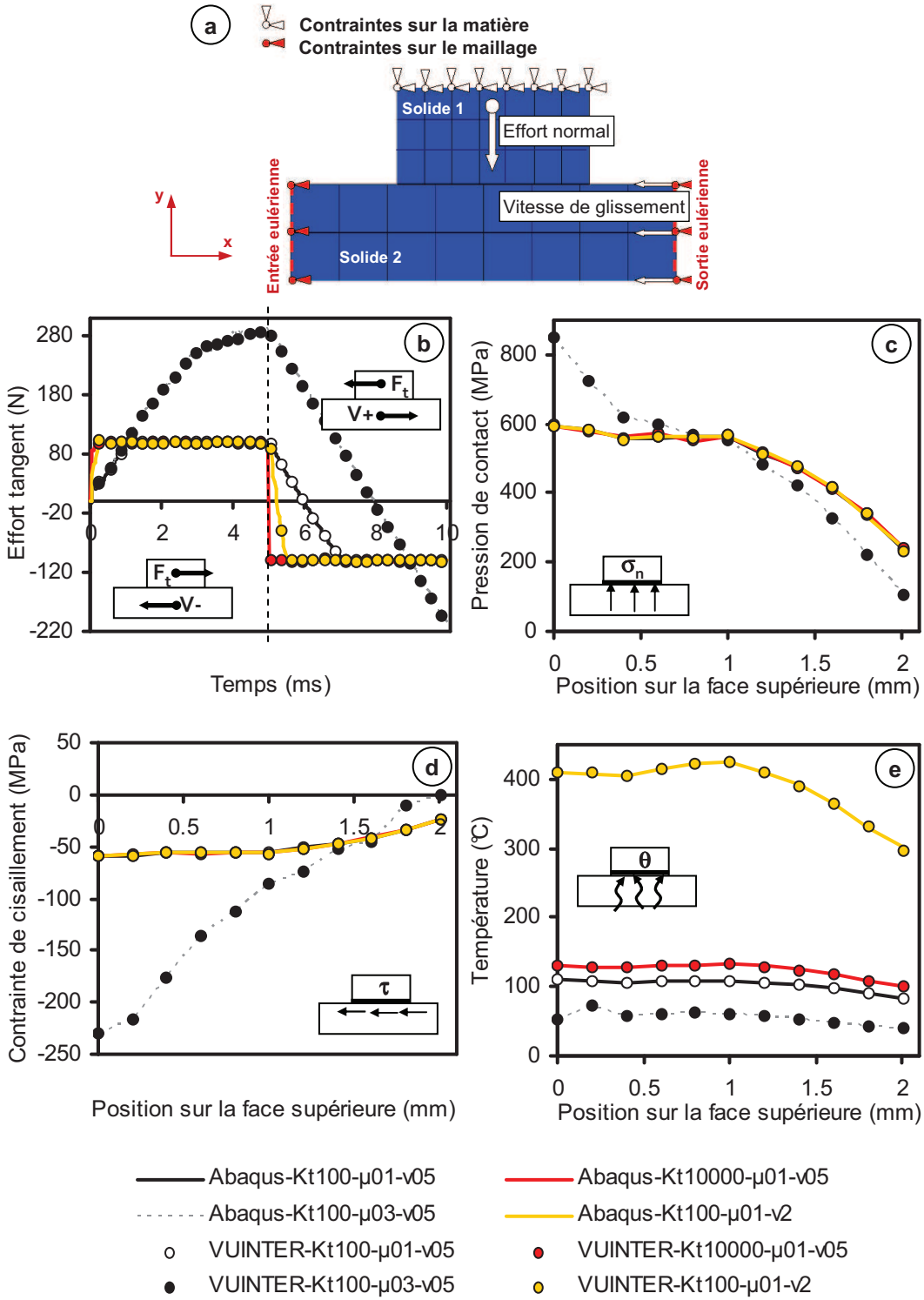

FIGURE C.2: Comparaison entre les résultats fournis par le modèle par défaut implémenté dans Abaqus/Explicit© et ceux obtenus à partir de la routine VUINTER© : a) description du modèle, b) effort tangentiel macroscopique, c) pression de contact, d) contrainte de cisaillement et e) température de la surface supérieure

D

Résultats de la démarche - Modèle 2D ALE

Apport des modèles mécaniques et thermiques de contact locaux et des modèles de comportement identifiés

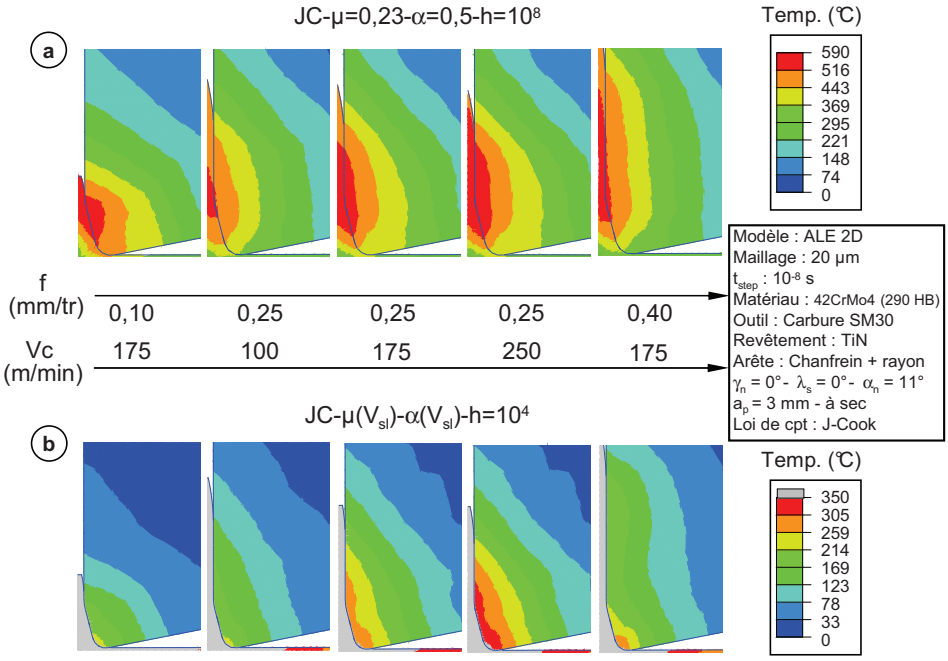

FIGURE D.1: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur les champs des température simulés pour le 42CrMo4 (temps d'usinage simulé 0,01 s)

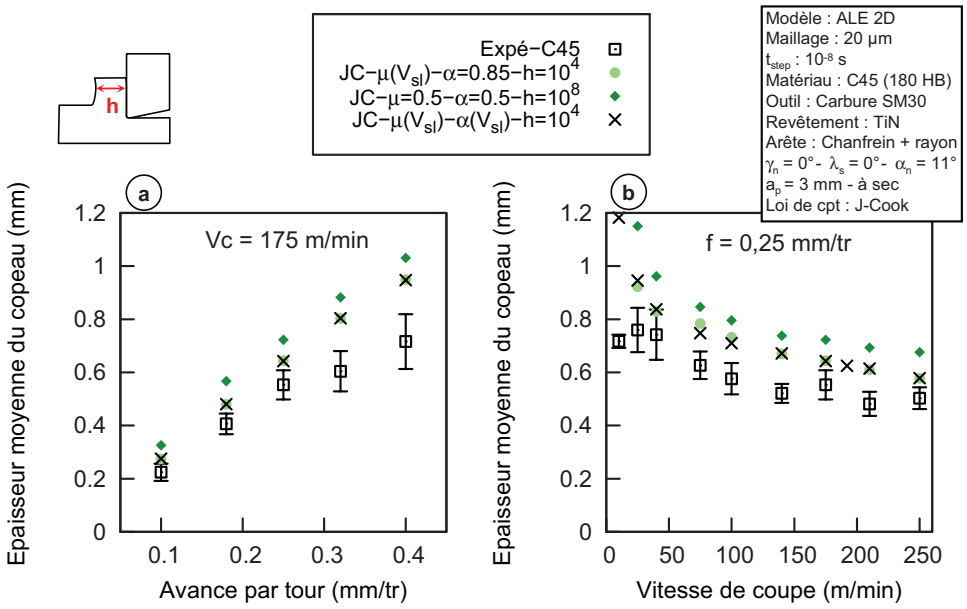

FIGURE D.2: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur l'épaisseur moyenne du copeau simulée pour le C45

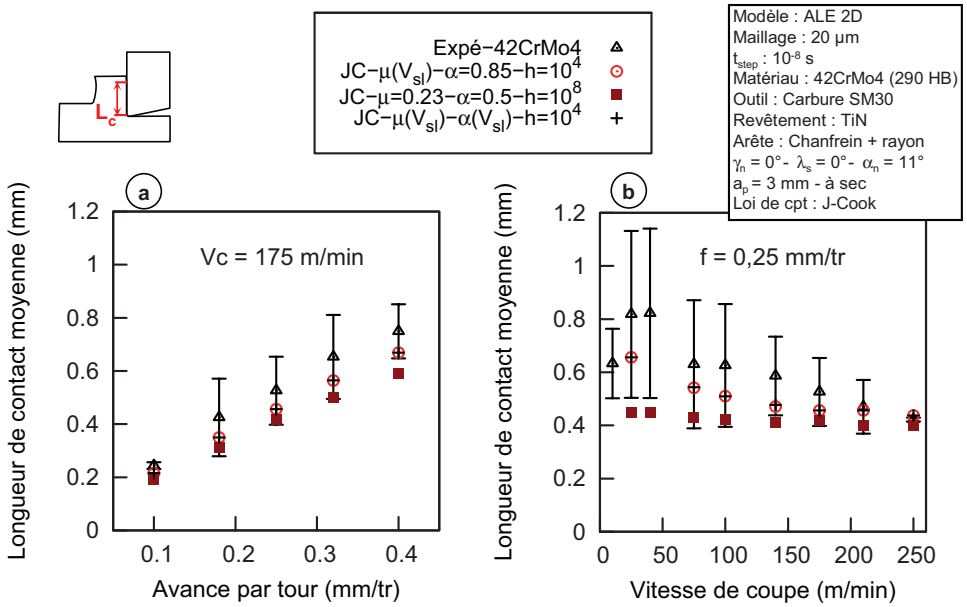

FIGURE D.3: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact totale simulée pour le 42CrMo4

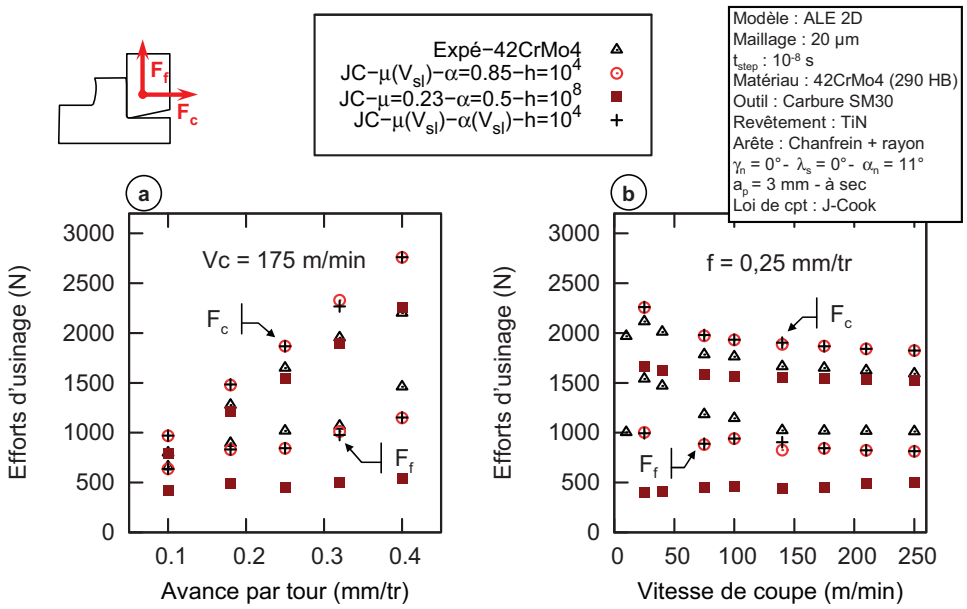

FIGURE D.4: Influence des modèles de contact mécanique et thermique sur la longueur de contact stagnante simulée pour le 42CrMo4

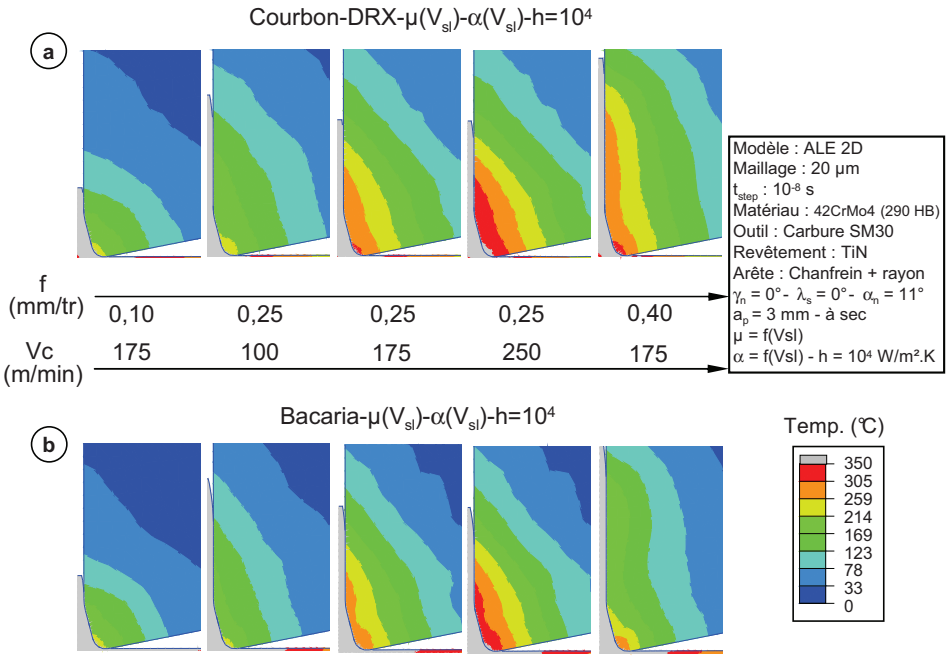

FIGURE D.5: Influence des modèles de comportement sur les champs des température simulés pour le C45 (temps d'usinage simulé 0,01 s)

E

Etude de sensibilité au frottement

Les graphs suivants représentent l'influence du coefficient de frottement sur les grandeurs mécaniques non abordées dans le manuscrit à savoir : les efforts de coupe, l'épaisseur moyenne du copeau et la longueur de contact totale outil-copeau. Ces résultats sont en cohérence avec les tendances observées dans la littérature : toutes augmentent avec l'intensification du frottement à l'interface.

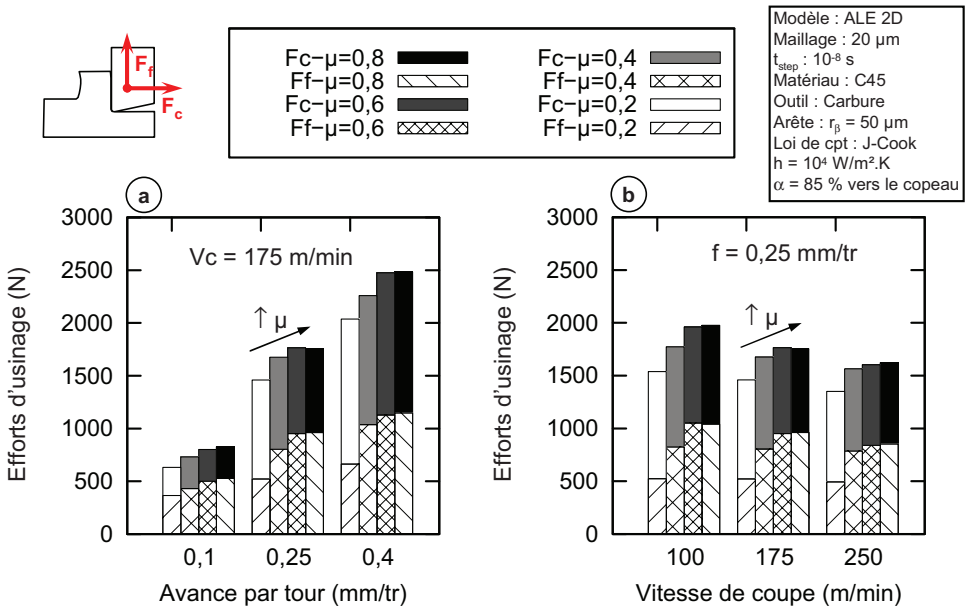

FIGURE E.1: Influence du coefficient de frottement sur les efforts d'usinage

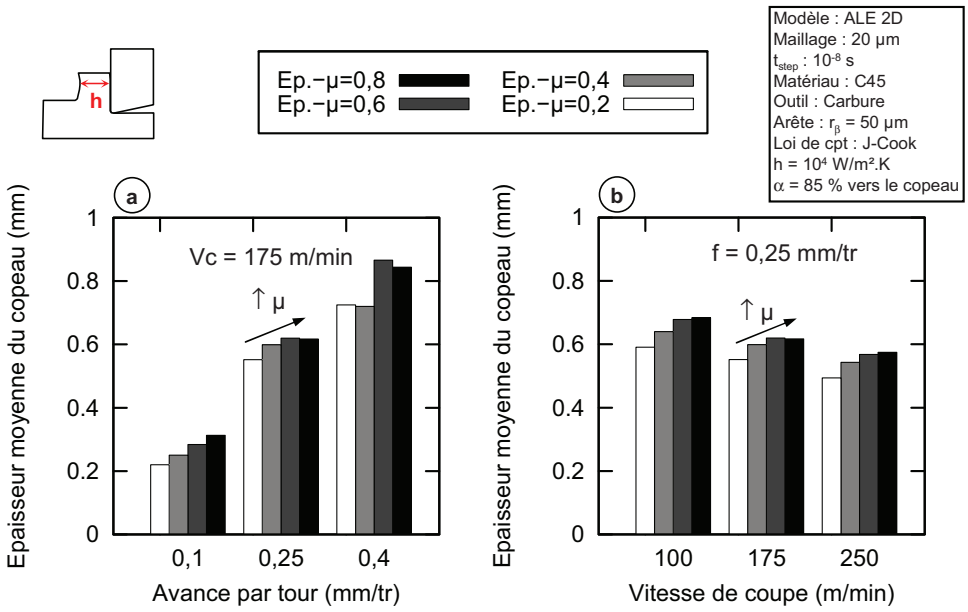

FIGURE E.2: Influence du coefficient de frottement sur l'épaisseur moyenne du copeau généré

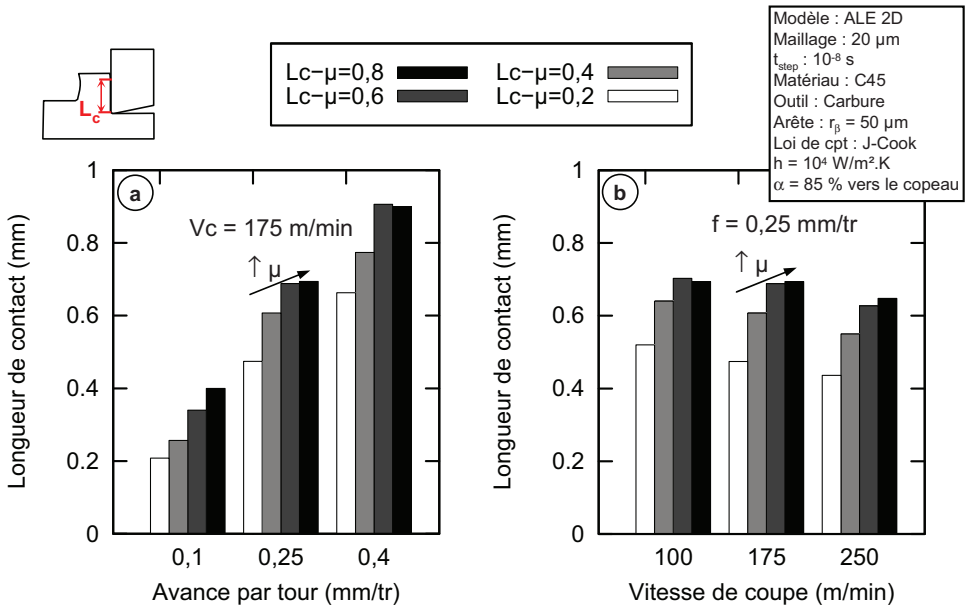

FIGURE E.3: Influence du coefficient de frottement sur la longueur de contact totale outil-copeau

F

Etude de sensibilité aux paramètres thermiques de contact

L'influence des paramètres thermiques de contact h et α sur les grandeurs mécaniques est successivement retranscrite ici. Cette étude de sensibilité montre que les efforts de coupe, l'épaisseur moyenne de copeau et la longueur de contact totale outil-copeau restent insensibles aux variations de la conductance thermique de contact h et du coefficient de partage α.

Influence de la conductance thermique de contact

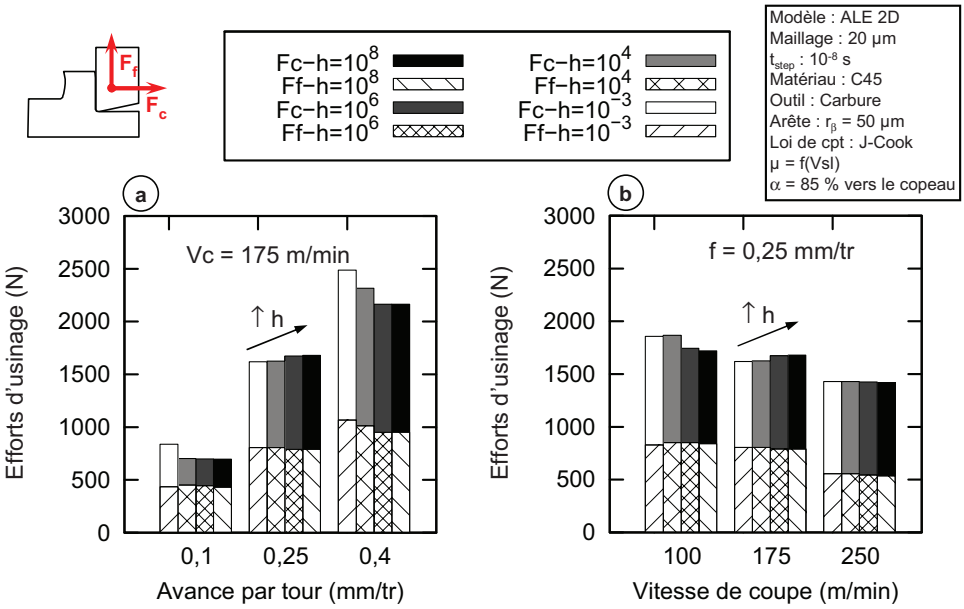

FIGURE F.1: Influence de la conductance thermique de contact sur les efforts d'usinage

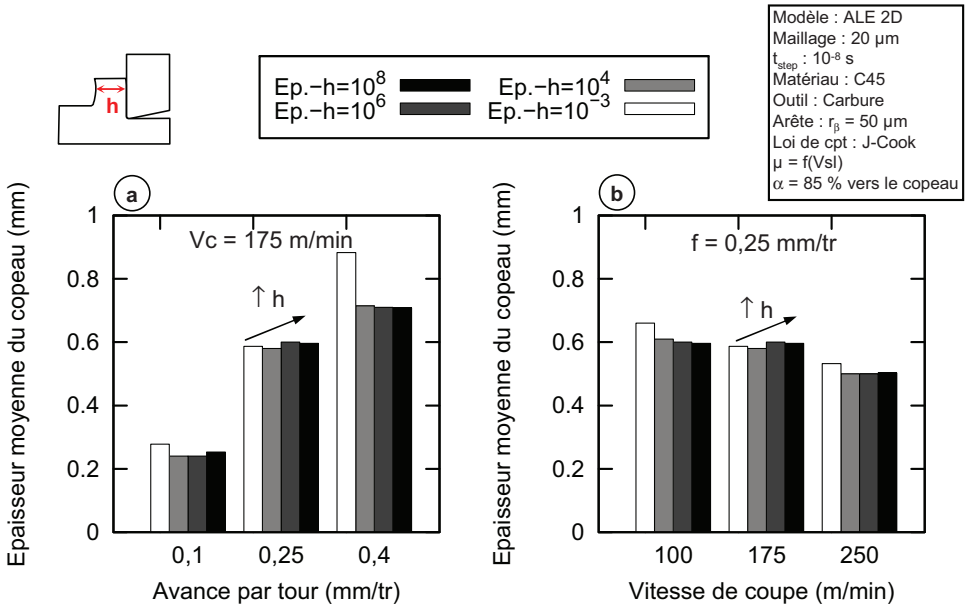

FIGURE F.2: Influence de la conductance thermique de contact sur l'épaisseur moyenne du copeau généré

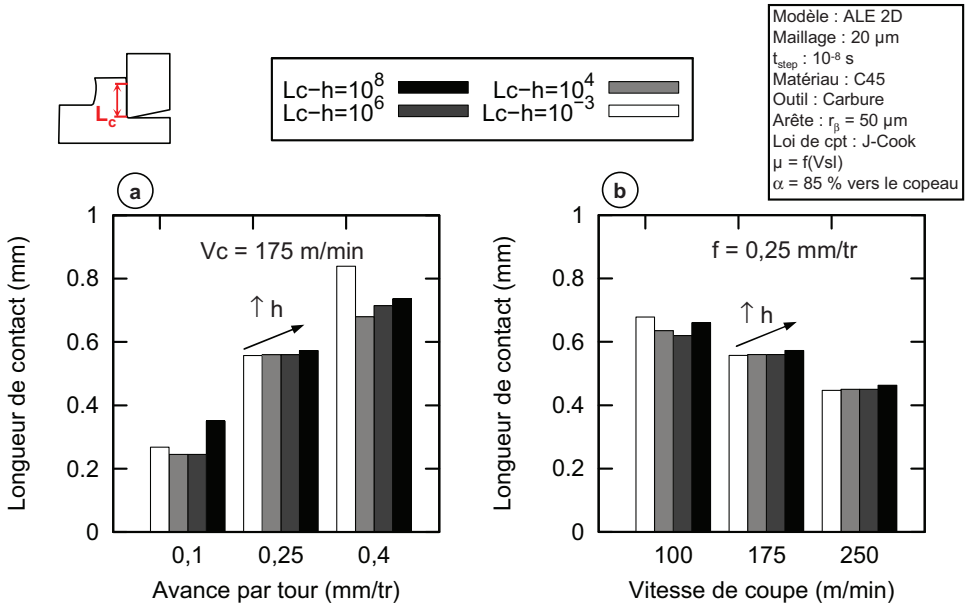

FIGURE F.3: Influence de la conductance thermique de contact sur la longueur de contact totale outil-copeau

Influence du coefficient de partage

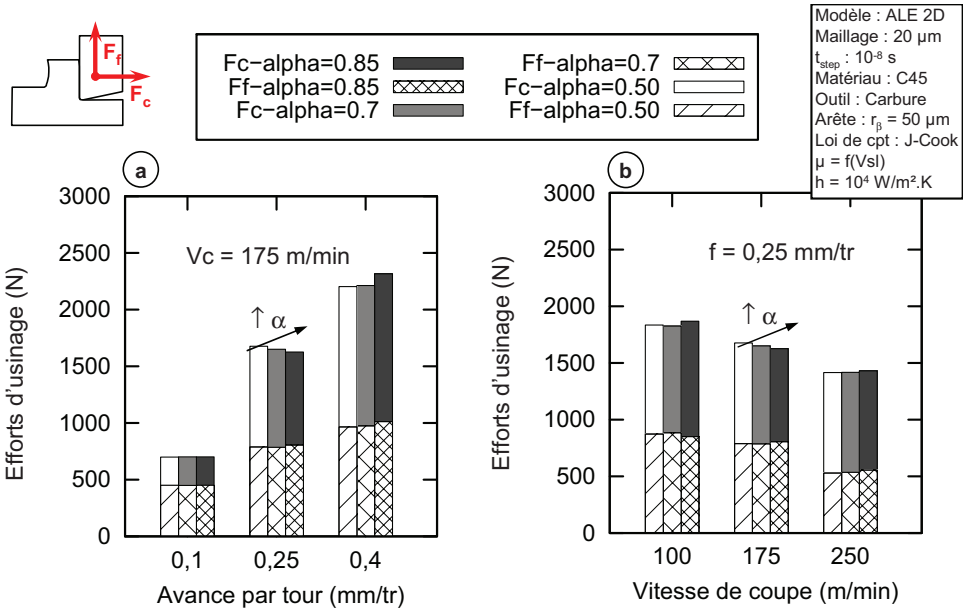

FIGURE F.4: Influence du coefficient de partage sur les efforts d'usinage

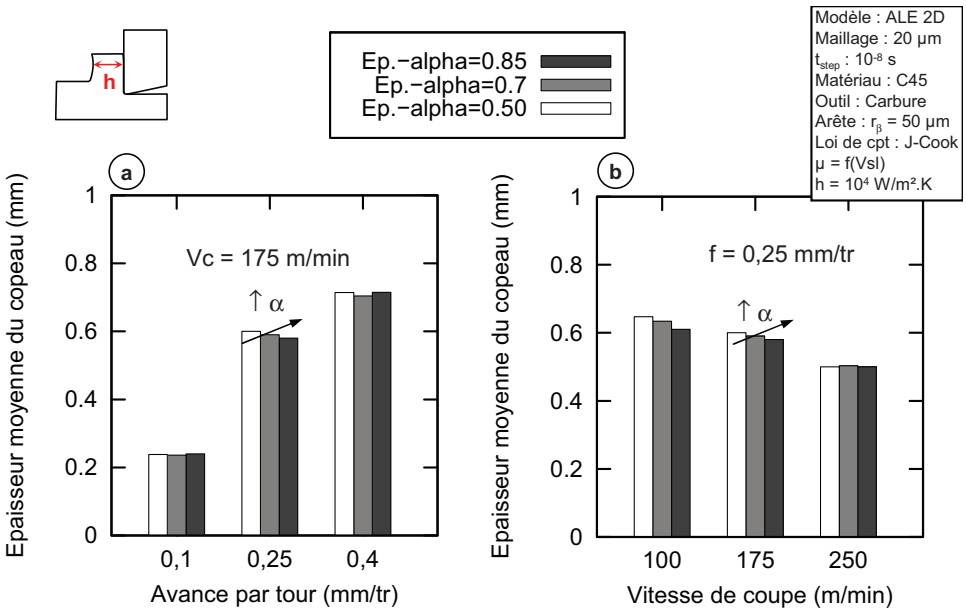

FIGURE F.5: Influence du coefficient de partage sur l'épaisseur moyenne du copeau généré

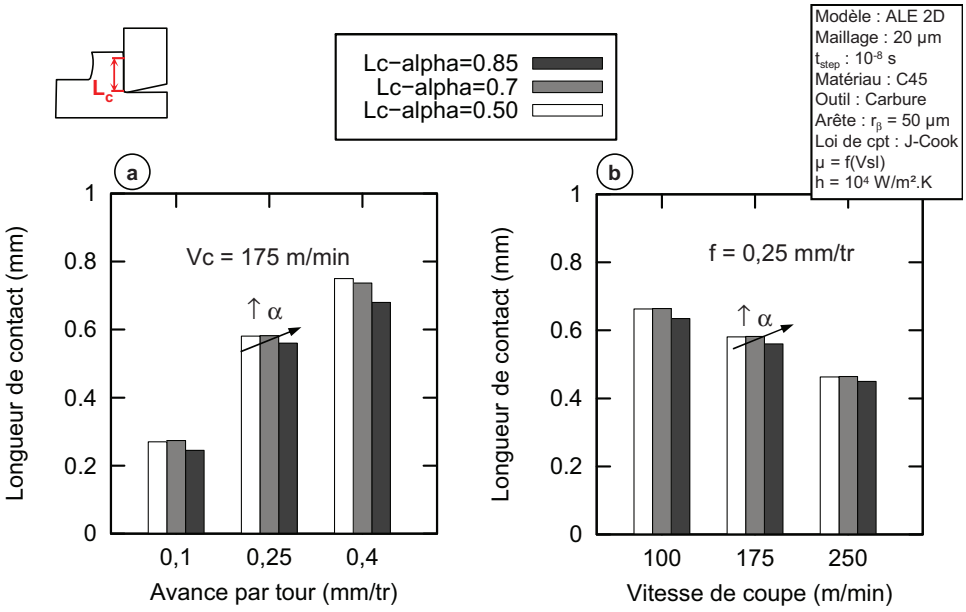

FIGURE F.6: Influence du coefficient de partage sur la longueur de contact totale outil-copeau

Bibliographie

ADERGHAL, N., LOULOU, T., BOUCHOUCHA, A., & ROGEON, P. 2011. Analytical and numerical calculation of surface temperature and thermal constriction resistance in transient dynamic strip contact. *Applied Thermal Engineering*, **31**(8-9), 1527 – 1535.

AFNOR. 1997. *Norme NF E 66-520-4 - Couple outil-matiere : Domaine de fonctionnement des outils coupants en tournage*.

AKBAR, F., MATIVENGA, P., & SHEIKH, M. A. 2008. An evaluation of heat partition in the high-speed turning of AISI/SAE 4140 steel with uncoated and TiN-coated tools. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B - Journal of Engineering Manufacture*, **222**, 759–771.

ALBRECHT, P. 1960. New Developments in the Theory of the Metal-Cutting Process - Part 1 : The Ploughing Process in Metal Cutting. *Journal of Engineering for Industry*, **82**, 348 – 358.

ANDRADE, U., MEYERS, M. A., & CHOKSHI, A. H. 1994. Constitutive Description of Work- and Shock-Hardened Copper. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **30**, 933 – 938.

ARRAZOLA, P.J. 2003. *Modélisation Numérique de la Coupe : Étude de Sensibilité des Paramètres d'Entrée et Identification du Frottement entre Outil-Copeau*. Thèse de doctorat, EC de Nantes.

ARRAZOLA, P.J., & ÖZEL, T. 2008. Numerical modelling of 3D hard turning using arbitrary Lagrangian Eulerian finite element method. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, **3**, 238 – 249.

ARRAZOLA, P.J., & ÖZEL, T. 2010. Investigations on the effects of friction modeling in finite element simulation of machining. *International Journal of Mechanical Sciences*, **52**, 31 – 42.

ARRAZOLA, P.J., ARRIOLA, I., DAVIES, M.A., COOKE, A.L., & DUTTERER, B.S. 2008a. The effect of machinability on thermal fields in orthogonal cutting of AISI 4140 steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **57**(1), 65 – 68.

ARRAZOLA, P.J., UGARTE, D., & DOMINGUEZ, X. 2008b. A new approach for the friction identification during machining through the use of finite element modeling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **48**(2), 173 – 183.

ARRAZOLA, P.J., ARRIOLA, I., & DAVIES, M.A. 2009. Analysis of the influence of tool type, coatings, and machinability on the thermal fields in orthogonal machining of AISI 4140 steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **58**(1), 85 – 88.

ARRIOLA, I., WHITENTON, E., HEIGEL, J., & ARRAZOLA, P.J. 2011. Relationship between machinability index and in-process parameters during orthogonal cutting of steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **60**(1), 93 – 96.

ASAD, M. 2010. *Elaboration de concepts et méthodologies pour l'étude du fraisage de profil lors du passage d'échelles macro-micro*. Thèse de doctorat, INSA de Lyon.

ASAD, M., MABROUKI, T., & RIGAL, J.-F. 2010. On the tool vibration effects during down-cut peripheral milling process. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, **4**, 215 – 225.

ASAD, M., MABROUKI, T., GIRARDIN, F., ZHANG, Y., & RIGAL, J.-F. 2011. Towards a physical comprehension of material strengthening factors during macro to micro-scale milling. *MECHANIKA*, **17**, 97 – 104.

ASM-HANDBOOK. 1990. *ASM Handbook Volume 1 : Properties and Selection : Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM International ; 10 edition (April 1, 1990).

ASM-HANDBOOK. 2000. *ASM Handbook : Volume 8 : Mechanical Testing and Evaluation*. ASM International.

ASTAKHOV, V. P. 2006. *Tribology of Metal Cutting*. Elsevier Science, London, 1rst edition.

ATTANASIO, A., CERETTI, E., RIZZUTI, S., UMBRELLO, D., & MICARI, F. 2008. 3D finite element analysis of tool wear in machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **57**(1), 61 – 64.

AUTENRIETH, H., 2, M. WEBER, KOTSCHENREUTHER, J., SCHULZE, V., D.LÖHE, GUMBSCH, P., & FLEISCHER, J. 2007. Influence of friction and process parameters on the specific cutting force and surface characteristics in micro cutting. *In : Proceedings of the 10th CIRP International Workshop On Modeling Of Machining Operations, Reggio Calabria, Italy, August 27-28*.

BACARIA, J.-L. 2001. *Un modèle comportemental et transitoire pour la coupe des métaux*. Thèse de doctorat, INP de Toulouse.

BALAJI, A.K., SREERAM, G., JAWAHIR, I.S., & LENZ, E. 1999. The Effects of Cutting Tool Thermal Conductivity on Tool-Chip Contact Length and Cyclic Chip Formation in Machining with Grooved Tools. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **48**(1), 33 – 38.

BANERJEE, B. 2007. The Mechanical Threshold Stress model for various tempers of AISI 4340 steel. *International Journal of Solids and Structures*, **44**(3-4), 834 – 859.

BANSAL, D. G., & STREATOR, J. L. 2009. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies. *Wear*, **266**(7-8), 721 – 732.

BARDON, J. P. 1972. Introduction à l'étude des résistances thermiques de contact. *Revue générale de Thermique (in French)*, **125**, 429 – 447.

BARDON, J. P. 1986. Sliding contact : a theoretical approach of imperfect contact condition. *In : Proceedings of the Pre-International Heat Transfer Conference Seminar, Michigan State University*.

BATTAGLIA, J.-L., COIS, O., PUIGSEGUR, L., & OUSTALOUP, A. 2001. Solving an inverse heat conduction problem using a non-integer identified model. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **44**, 2671 – 2680.

BATTAGLIA, J.-L., ELMOUSSAMI, H., & PUIGSEGUR, L. 2002. Modélisation du comportement thermique d'un outil de fraisage : approche par identification de système non entier. *Comptes Rendus Mecanique*, **330**(12), 857 – 864.

BAUZIN, J. G., LARAQI, N., & BAÏRI, A. 2008. Estimation of thermal contact parameters at the interface of two sliding bodies. *In : Proceedings of the 6th International Conference on Inverse Problems in Engineering : Theory and Practice*.

BENABDELALI, H., CLAUDIN, C., RECH, J., SALEM, W. BEN, KAPSA, PH., & DOGUI, A. 2011. Experimental characterization of friction coefficient at the tool-chip-workpiece interface during dry cutting of AISI 1045. *Wear*, **In Press, Corrected Proof**, –.

BERLINER, E.M., & KRAINOV, V.P. 1991. Analytic calculations of the temperature field and heat flows on the tool surface in metal cutting due to sliding friction. *Wear*, **143**(2), 379 – 395.

BHUSHAN, B. 2000. *Modern Tribology Handbook*. CRC Press, 1rst Edition.

BITTES, G. 1993. *Contribution à la connaissance des mécanismes fondamentaux liés à l'usinabilité des aciers de construction mécanique 1993*. Thèse de doctorat, Université de Toulon et du Var.

BÄKER, M. 2006. Finite element simulation of high-speed cutting forces. *Journal of Materials Processing Technology*, **176**(1-3), 117 – 126.

BLOK, H. 1938. Theoretical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions. *Pages 222–235 of : Proceedings of the General Discussion on Lubrication and Lubricants, England*.

BONNET, C. 2007. *Simulation numérique de la coupe du 316L*. Mémoire de Master 2 Recherche, ENI de Saint-Etienne.

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*, **48**(11), 1211 – 1223.

BOUROUGA, B., GOIZET, V., & BARDON, J. P. 2001. Le contact thermique pièce-outil lors d'une opération de forgeage à chaud : validation de l'hypothèse de résistance thermique de contact et influence de la loi de comportement de la pièce. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **44**(21), 4107 – 4117.

BOUROUGA, B., GOIZET, V., & BARDON, J. P. 2003. Modèle predictif de résistance thermique de contact dynamique adapté au cas de l'interface pièce-outil de forgeage. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **46**(3), 565 – 576.

BOUROUGA, B., GUILLOT, E., GARNIER, B., & DUBAR, L. 2010. Experimental study of thermal sliding contact parameters at interface seat of large strains. *In : Proceedings of the 13th ESAFORM2010 conference on material forming, Brescia, Italy*.

BOUZAKIS, K.-D., GERARDIS, S., KATIRTZOGLOU, G., MAKRIMALLAKIS, S., BOUZAKIS, A., CREMER, R., & FUSS, H.-G. 2009. Application in milling of coated tools with rounded cutting edges after the film deposition. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **58**(1), 61 – 64.

BOWDEN, F. P., & TABOR, D. 1951. *The Friction and Lubrication of Solids*. Oxford University Press.

BRAHAM-BOUCHNAK, T. 2010. *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de lŠusinabilite dŠun nouvel alliage de titane aeronautique : le TI555-3*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech - Centre d'Angers.

BRIOT, J.-M., BOUROUGA, B., & BARDON, J.-P. 1997. Étude de la conductance thermique de transport entre les bagues d'un roulement à rouleauxThermal transport conductance between the rings of a roller bearing. *Revue Générale de Thermique*, **36**(8), 610 – 623.

BROCAIL, J. 2009. *Analyse expérimentale et numérique du contact à l'interface outil-copeau lors de l'usiange à grande vitesse des métaux*. Thèse de doctorat, Université de Valenciennes.

BROCAIL, J., WATREMEZ, M., & DUBAR, L. 2010. Identification of a friction model for modelling of orthogonal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **50**(9), 807 – 814.

BURNS, T., MATES, S.P., RHORER, R., WHITENTON, E., BASAK, D., & MCFADDEN, R. 2010. Modeling of the temperature field in the chip and in the tool in high-speed machining of a carbon steel : effect of pearlite to austenite phase transition in AISI 1075. *International Journal of Material Forming*, **3**, 491 – 494.

BURNS, T. J., MATES, S.P., RHORER, R. L., WHITENTON, E. P., & BASAK, D. 2009. Dynamic Properties for Modeling and Simulation of Machining : An Update of Results from the NIST Pulse-Heated Kolsky Bar. *Pages 255–262 of : Proceedings of the 12th CIRP Conference on Modelling of Machining Operations, Donostia-San Sebastián, Spain*.

CALAMAZ, M., COUPARD, D., & GIROT, F. 2008. A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **48**(3-4), 275 – 288.

CALLISTER, W.-D. 2002. *Materials Science and Engineering : An Introduction*. John Wiley & Sons, Inc., 6 edition.

CARROLL, J.T., & STRENKOWSKI, J.S. 1988. Finite element models of orthogonal cutting with application to single point diamond turning. *International Journal of Mechanical Sciences 30*, **12**, 899 – 920.

CERETTI, E., FILICE, L., UMBRELLO, D., & MICARI, F. 2007. ALE Simulation of Orthogonal Cutting : a New Approach to Model Heat Transfer Phenomena at the Tool-Chip Interface. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **56**(1), 69 – 72.

CHABOCHE, J.L. 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, **24**(10), 1642 – 1693. Special Issue in Honor of Jean-Louis Chaboche.

CHANGEUX, B. 2001. *Loi de comportement pour l'usinage : localisation de la déformation et aspects microstructuraux*. Thèse de doctorat, ENSAM Paris.

CHANTRENNE, P., & RAYNAUD, M. 1997. A microscopic thermal model for dry sliding contact. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **40**(5), 1083 – 1094.

CHANTRENNE, P., & RAYNAUD, M. 2001. Study of a macroscopic sliding contact thermal model from microscopic models. *International Journal of Thermal Sciences*, **40**(7), 603 – 621.

CHEN, X.W., CHEN, G., & ZHANG, F.J. 2008. Deformation and failure modes of soft steel projectiles impacting harder steel targets at increasing velocity. *Experimental Mechanics*, **48**, 335 – 354.

CHILDS, T.H.C. 1971. A new visio-plasticity technique and a study of curly chip formation. *International Journal of Mechanical Sciences*, **13**(4), 373 – 374, IN5–IN6, 375–387.

CHILDS, T.H.C. 1998. Material property needs in modelling metal machining. *Machining Science and Technology*, **2**, 303 – 316.

CHILDS, T.H.C., MAEKAWA, K., OBIKAWA, T., & YAMANE, Y. 2000. *Metal Machining. Theory and Application, Arnold, London, 2000.* Arnold.

CLAUDIN, C., J.RECH, & GRZESIK, W. 2008. Development of a new tribometer to identify the effects of coatings and lubricants during machining processes. *In : Proceedings of the 2nd International Conference Innovative Cutting Processes & Smart Machining, Cluny 22 -23th of October*.

CLAUDIN, C., MONDELIN, A., RECH, J., & FROMENTIN, G. 2010. Effects of a straight oil on friction at the tool-workmaterial interface in machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **50**(8), 681 – 688.

COURBON, C., MABROUKI, T., RECH, J., RIGAL, J.-F., MAZUYER, D., D'ERAMO, E., & DAGUIER, P. 2010a. On the identification conditions of a constitutive model in machining of AISI 1045 steel. *International Journal of Material Forming*, **3**, 439 – 442.

COURBON, C., MABROUKI, T., RECH, J., RIGAL, J.-F., MAZUYER, D., D'ERAMO, E., & DAGUIER, P. 2010b. Towards a better definition of the mechanical and thermal interface behaviour in dry cutting simulation of AISI 1045 steel. *In : Proceedings of the 4th International Conference on Tribology in Manufacturing Processes, Nice, France, June 13 - 15*.

DAUTZENBERG, J. H. 1980. The role of dynamic recrystallization in dry sliding wear. *Wear*, **60**, 401 – 411.

DAUTZENBERG, J. H., & ZAAT, J. H. 1973. Quantitative determination of deformation by sliding wear. *Wear*, **23**, 9 – 19.

DAVIES, M.A., CAO, Q., COOKS, A.L., & IVESTER, R. 2003. On the measurement and prediction of temperature fields In machining AISI 1045 steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **52**(1), 77 – 80.

DAVIES, M.A., COOKE, A.L., & LARSEN, E.R. 2005. High Bandwidth Thermal Microscopy of Machining AISI 1045 Steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **54**(1), 63 – 66.

DAVIM, J.P., & MARANHÃO, C. 2009. A study of plastic strain and plastic strain rate in machining of steel AISI 1045 using FEM analysis. *Materials & Design*, **30**(1), 160 – 165.

DE EGUILAZ, E. RUIZ, RECH, J., & ARRAZOLA, P. 2010. Characterization of friction coefficient and heat partition coefficient between an AISI4140 steel and a TiN-coated carbide - influence of (Ca,Mn, S) steel's inclusions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J : Journal of Engineering Tribology*, **224**, 1115 – 1127.

DOHERTY, R. D., HUGHES, D. A., HUMPHREYS, F. J., JONAS, J. J., JENSEN, D. JUUL, KASSNER, M. E., KING, W. E., MCNELLEY, T. R., MCQUEEN, H. J., & ROLLETT, A. D. 1997. Current issues in recrystallization : a review. *Materials Science and Engineering A*, **238**(2), 219 – 274.

EE, K.C., DILLON, O.W., JR., & JAWAHIR, I.S. 2005. Finite element modeling of residual stresses in machining induced by cutting using a tool with finite edge radius. *International Journal of Mechanical Sciences*, **47**(10), 1611 – 1628.

FIELDS, D. S., & BACKOFEN, W. A. 1957. Determination of strain hardening characteristics by torsion testing. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials*, **57**, 1259 – 1272.

FILICE, L., UMBRELLO, D., BECCARI, S., & MICARI, F. 2006. On the FE codes capability for tool temperature calculation in machining processes. *Journal of Materials Processing Technology*, **174**(1-3), 286 – 292.

FILICE, L., MICARI, F., RIZZUTI, S., & UMBRELLO, D. 2007a. A critical analysis on the friction modelling in orthogonal machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **47**(3-4), 709 – 714.

FILICE, L., MICARI, F., RIZZUTI, S., & UMBRELLO, D. 2007b. Dependance of machining simulation effectiveness on material and friction modelling. *In : Proceedings of the 10th CIRP International Workshop On Modeling Of Machining Operations, Reggio Calabria, Italy, August 27-28*.

FOLLANSBEE, P. S., G, G. REGAZZONI, & KOCKS, U. F. 1984. The transition to drag-controlled deformation in copper at high strain rates. *Mechanical Properties at High Rates of Strain (Bristol : Institute of Physics)*, 71 – 80.

FORESTIER, R. 2004. *Développement d'une méthode d'identification de paramètres par analyse inverse couplée avec un modèle éléments finis 3D*. Thèse de doctorat, ENSM de Paris.

FRANÇOIS, D. 2005. Lois de comportement des métaux - Elastoplasticité Viscoplasticité. *Techniques de l'ingénieur*, **M4152**, 1 – 23.

GARY, G., & NOWACKI, W.K. 1994. Essai de cisaillement plan appliqué à des tôles minces. *Journal de Physique IV*, **4**, 65 – 70.

GLEEBLE. 2003. *Axisymmetric uniaxial compression testing using Iso-T anvils on Gleeble systems (APN001)*.

GROLLEAU, V. 1996. *Approche de la validation expérimentale des simulations numériques de la coupe avec prise en compte des phénomènes locaux à l'arête de l'outil*. Thèse de doctorat, E.C. Nantes.

GROUILLER, O. 2011. *Vers une simulation de l'usure des outils de coupe : Modélisation thermique de l'usinage en régime stabilisé*. Rapport de projet de fin d'études. INSA de Lyon.

GRZESIK, W. 1999. Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **39**(3), 355 – 369.

GRZESIK, W. 2008. *Advanced Machining Processes of Metallic Materials*. Elsevier Science.

GRZESIK, W., & NIESLONY, P. 2003. A computational approach to evaluate temperature and heat partition in machining with multilayer coated tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **43**(13), 1311 – 1317.

GRZESIK, W., & NIESLONY, P. 2004. Prediction of friction and heat flow in machining incorporating thermophysical properties of the coating-chip interface. *Wear*, **256**(1-2), 108 – 117.

GRZESIK, W., ZALISZ, Z., & NIESLONY, P. 2002. Friction and wear testing of multilayer coatings on carbide substrates for dry machining applications. *Surface and Coatings Technology*, **155**(1), 37 – 45.

GRZESIK, W., BARTOSZUK, M., & NIESLONY, P. 2005. Finite element modelling of temperature distribution in the cutting zone in turning processes with differently coated tools. *Journal of Materials Processing Technology*, **164-165**, 1204 – 1211.

GUILLOT, E. 2009. *Etude expérimentale des transferts de chaleur à une interface pièce - outil de coupe*. Thèse de doctorat, Université de Nantes.

GUO, Y., M'SAOUBI, R., & CHANDRASEKAR, S. 2011a. Control of deformation levels on machined surfaces. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **60**, 137 – 140.

GUO, Y., SALDANA, C., COMPTON, W. D., & CHANDRASEKAR, S. 2011b. Controlling deformation and microstructure on machined surfaces. *Acta Materialia*, **59**(11), 4538 – 4547.

GUO, Y. B. 2003. An integral method to determine the mechanical behavior of materials in metal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, **142**(1), 72 – 81.

HABAK, M. 2006. *Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6*. Thèse de doctorat, ENSAM d'Angers.

HAGLUND, A.J., KISHAWY, H.A., & ROGERS, R.J. 2008. An exploration of friction models for the chip-tool interface using an Arbitrary Lagrangian-Eulerian finite element model. *Wear*, **265**(3-4), 452 – 460.

HARTLEY, R.S., CLOETE, T.J., & NURICK, G.N. 2007. An experimental assessment of friction effects in the Split Hopkinson Pressure Bar using the ring compression test. *International Journal of Impact Engineering*, **34**(10), 1705 – 1728.

HEDENQVIST, P., & OLSSON, M. 1991. Sliding wear testing of coated cutting tool materials. *Tribology International*, **24**(3), 143 – 150.

HILD, F., & ROUX, S. 2006. Measuring stress intensity factors with a camera : Integrated digital image correlation (I-DIC). *Comptes Rendus Mécanique*, **334**(1), 8 – 12.

HINES, J., VECCHIO, K., & AHZI, S. 1998. A model for microstructure evolution in adiabatic shear bands. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **29**, 191 – 203.

H.K.S. 2009a. *Abaqus/Explicit theory and user manuals, version 6.8.2.r*.

H.K.S. 2009b. *Writing User Subroutines with ABAQUS - Lecture 6 Writing a UMAT or VUMAT*.

HOLMQUIST, T.J., & JOHNSON, G.R. 1991. Determination of constants and comparison of results for various constitutive models 1991. *Journal de Physique IV*, **1**, C3–853 – C3–860.

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 - Centre d'Angers.

HOU, Z.-B., & KOMANDURI, R. 1995. On a Thermomechanical Model of Shear Instability in Machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **44**(1), 69 – 73.

HUMPHREYS, F.J., & HATHERLY, M. 2004. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Pergamon ; 2nd Revised edition.

IQBAL, S., MATIVENGA, P., & SHEIKH, M. 2009. A comparative study of the tool-chip contact length in turning of two engineering alloys for a wide range of cutting speeds. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **42**, 30 – 40.

IQBAL, S. A., MATIVENGA, P. T., & SHEIKH, M. A. 2007a. Characterization of machining of AISI 1045 steel over a wide range of cutting speeds. Part 1 : investigation of contact phenomena. *Proceedings of the institution of mechanical engineers, Part B : journal of engineering manufacture*, **221**, 917 – 926.

IQBAL, S. A., MATIVENGA, P. T., & SHEIKH, M. A. 2007b. Characterization of machining of AISI 1045 steel over a wide range of cutting speeds. Part 2 : evaluation of flow stress models and interface friction distribution schemes. *Proceedings of the institution of mechanical engineers, Part B : journal of engineering manufacture*, **221**, 917 – 926.

IQBAL, S. A., MATIVENGA, P. T., & SHEIKH, M. A. 2008a. Contact length prediction : Mathematical models and effect of friction schemes on FEM simulation for conventional to HSM of AISI 1045 steel. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, **3**, 18 – 33.

IQBAL, S. A., MATIVENGA, P. T., & SHEIKH, M. A. 2008b. An investigative study of the interface heat transfer coefficient for finite element modelling of high-speed machining. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, **222**, 1405 – 1416.

IVESTER, R., WHITENTON, E., HEIGEL, J., MARUSICH, T., & ARTHUR, C. 2007. Measuring chip segmentation by high-speed microvideography and comparison to finite-element modeling simulations. *In : Proceedings of the 10th CIRP International Workshop On Modeling Of Machining Operations, Reggio Calabria, Italy, August 27-28*.

JAEGER, J.-C. 1942. Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts. *Journal and Proceedings of the Royal Society of New South Wales*, **76**, 203 – 224.

JANKOWIAK, T., RUSINEK, A., & LODYGOWSKI, T. 2011. Validation of the Klepaczko-Malinowski model for friction correction and recommendations on Split Hopkinson Pressure Bar. *Finite Elements in Analysis and Design*, **47**(10), 1191 – 1208.

JASPERS, S. P. F. C., & DAUTZENBERG, J. H. 2002a. Material behaviour in conditions similar to metal cutting : flow stress in the primary shear zone. *Journal of Materials Processing Technology*, **122**(2-3), 322 – 330.

JASPERS, S. P. F. C., & DAUTZENBERG, J. H. 2002b. Material behaviour in metal cutting : strains, strain rates and temperatures in chip formation. *Journal of Materials Processing Technology*, **121**(1), 123 – 135.

JOHNSON, G. R., & COOK, W. H. 1983. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Pages 541 – 547 of : Proceedings of Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, The Netherlands*.

JOHNSON, G. R., HOLMQUIST, T. J., ANDERSON, C. E., & NICHOLLS, A. E. 2006. Strain-rate effects for high-strain-rate computations. *Journal de Physique IV - EURODYMAT 2006 - 8th International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading*, **134**, 391 – 396.

JONAS, J. J., QUELENNEC, X., JIANG, L., & MARTIN, E. 2009. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, **57**(9), 2748 – 2756.

KAGNAYA, T. 2009. *Contribution a l'identification des mecanismes d'usure d'un WC-Co en usinage par une approche tribologique et thermique*. Thèse de doctorat, ENSM de Paris.

KALAY, F. 2007. *Simulation numérique de l'usinage - Application à l'aluminium AU4G (A2024-T351)*. Mémoire de Master 2 Recherche, INSA de Lyon.

KANG, W. J., & HUH, H. 2000. Crash analysis of auto-body structures considering the strain-rate hardening effect. *International Journal of Automotive Technology*, **1**, 35 – 41.

KARAGÖZ, S., & FISCHMEISTER, H. F. 1996. Metallographic observations on the wear process of TiN-coated cutting tools. *Surface and Coatings Technology*, **81**(2-3), 190 – 200.

KARPAT, Y. 2011. Temperature dependent flow softening of titanium alloy Ti6Al4V : An investigation using finite element simulation of machining. *Journal of Materials Processing Technology*, **211**(4), 737 – 749.

KAZA, G. 2010. *Contribution à l'étude de la résistance thermique de contact et à sa modélisation à travers l'écrasement de l'interface tôle/outil dans la mise en forme à chaud de tôles d'acier*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse 3.

KERMOUCHE, G., PACQUAUT, G., LANGLADE, C., & BERGHEAU, J.-M. 2011. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI 1045 steel. *Comptes Rendus Mécanique*, **339**(7-8), 552 – 562.

KHAN, A. S., & LIANG, R. 1999. Behaviors of three BCC metal over a wide range of strain rates and temperatures : experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*, **15**(10), 1089 – 1109.

KIKUCHI, S. 1928. Diffraction of Cathode Rays by Mica. *Japanese Journal of Physics*, **5**, 83 – 96.

KIM, S.I., LEE, Y., & BYON, S.M. 2003. Study on constitutive relation of AISI 4140 steel subject to large strain at elevated temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, **140**(1-3), 84 – 89. Proceedings of the 6th Asia Pacific Conference on materials Processing.

KIM, SUNG-IL, & YOO, YEON-CHUL. 2001. Dynamic recrystallization behavior of AISI 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, **311**(1-2), 108 – 113.

KLEPACZKO, J. R., NGUYEN, H. V., & NOWACKI, W. K. 1999. Quasi-static and dynamic shearing of sheet metals. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, **18**(2), 271 – 289.

KLEPACZKO, J.R., RUSINEK, A., RODRÍGUEZ-MARTÍNEZ, J.A., PECHERSKI, R.B., & ARIAS, A. 2008. Modelling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems. *Mechanics of Materials*, **41**, 599 – 621.

KLOCKE, F. 2011. *Manufacturing Processes 1 : Cutting*. Springer ; 1st Edition.

KOCKS, U. F., ARGON, A. S., & ASHBY, M. F. 1975. *Thermodynamics and Kinetics of Slip*. Progress in Materials Science, Vol. 19, Pergamon Press, Oxford.

KOMANDURI, R., & HOU, Z. B. 2001a. Analysis of heat partition and temperature distribution in sliding systems. *Wear*, **251**(1-12), 925 – 938.

KOMANDURI, R., & HOU, Z. B. 2001b. Thermal modeling of the metal cutting process – Part II : temperature rise distribution due to frictional heat source at the tool-chip interface. *International Journal of Mechanical Sciences*, **43**(1), 57 – 88.

KOMANDURI, R., SCHROEDER, T., HAZRA, J., VON TURKOVICH, B. F., & FLOM, D. G. 1982. On the Catastrophic Shear Instability in High-Speed Machining of an AISI 4340 Steel. *Journal of Engineering for Industry*, **104**(2), 121 – 131.

KUSIAK, A. 2004. *Caractérisation thermique des outils revêtus en usinage du bois*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I.

LARAQI, N. 1996. Phénomène de constriction thermique dans les contacts glissantsThermal constriction phenomenon in sliding contacts. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **39**(17), 3717 – 3724.

LARAQI, N., & BAIRI, A. 2002. Theory of thermal resistance between solids with randomly sized and located contacts. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **45**(20), 4175 – 4180.

LARAQI, N., BAÏRI, A., & SÉGUI, L. 2004. Temperature and thermal resistance in frictional devices. *Applied Thermal Engineering*, **24**(17-18), 2567 – 2581.

LARAQI, N., ALILAT, N., DE MARIA, J.M. GARCIA, & BAÏRI, A. 2009. Temperature and division of heat in a pin-on-disc frictional device–Exact analytical solution. *Wear*, **266**, 765 – 770.

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*, **410-411**, 222 – 225. The Langdon Symposium : Flow and forming of Crystalline Materials.

LIANG, R., & KHAN, A. S. 1999. A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, **15**(9), 963 – 980.

LIN, Y., LU, J., WANG, L., XU, T., & XUE, Q. 2006. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel. *Acta Materialia*, **54**(20), 5599 – 5605.

LIN, Y.C., & CHEN, XIAO-MIN. 2011. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design*, **32**(4), 1733 – 1759.

LIN, Y.C., CHEN, MING-SONG, & ZHONG, JUE. 2008a. Constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of 42CrMo steel. *Computational Materials Science*, **42**(3), 470 – 477.

LIN, Y.C., CHEN, MING-SONG, & ZHONG, JUE. 2008b. Prediction of 42CrMo steel flow stress at high temperature and strain rate. *Mechanics Research Communications*, **35**(3), 142 – 150.

LIST, G. 2004. *Etude des mecanismes d'endommagement des outils carbure WC-Co par la caracterisation de l'interface outil-copeau : application a l'usinage a sec de l'alliage d'aluminium aeronautique AA2024 T351*. Thèse de doctorat, ENSAM de Bordeaux.

LLANOS, I., VILLAR, J. A., URRESTI, I., & ARRAZOLA, P. J. 2009. Finite element modeling of oblique machining using an Arbitrary Lagrangian-Eulerian formulation. *Machining science and technology*, **13**, 385 – 406.

LU, K., & LU, J. 2004. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering A*, **375-377**, 38 – 45. Eleventh International Conference on Rapidly Quenched and Metastable Materials.

LURDOS, O. 2008. *Lois de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique*. Thèse de doctorat, ENSM de Saint-Etienne.

MABROUKI, T., & RIGAL, J.-F. 2006. A contribution to a qualitative understanding of thermo-mechanical effects during chip formation in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, **176**(1-3), 214 – 221.

MABROUKI, T., GIRARDIN, F., ASAD, M., & RIGAL, J.-F. 2008. Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **48**(11), 1187 – 1197.

MACDOUGALL, D. 2000. Determination of the plastic work converted to heat using radiometry. *Experimental mechanics*, **40**, 298 – 306.

MACGREGOR, C.F., & FISHER, J.C. 1946. A velocity modified temperature for the plastic flow of metals. *Journal of Applied Mechanics*, **13**, 11 – 16.

MAISONNETTE, D. 2010. *Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6*. Thèse de doctorat, INSA Lyon.

MAJCHERCZAK, D. 2003. *Etude thermique d'un contact glissant : Approche numérique et expérimentale*. Thèse de doctorat, Université de Lille I.

MANTEL, M., & VACHEY, C. 2006. Formage à grande vitesse - Détermination d'une loi de comportement. *Techniques de l'ingénieur*, **M3025**, 1 – 20.

MATES, S., RHORER, R., WHITENTON, E., BURNS, T., & BASAK, D. 2008. A Pulse-Heated Kolsky Bar Technique for Measuring the Flow Stress of Metals at High Loading and Heating Rates. *Experimental Mechanics*, **48**, 799 – 807.

MEDINA, S. F., & HERNANDEZ, C. A. 1996. Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, **44**(1), 165 – 171.

MERCHANT, E. 1944. Basic mechanics of the metal-cutting process. *Transaction of the ASME - Journal of Applied Mechanics*, **66**, 168 – 175.

MERLE, R., & ZHAO, H. 2004. Experimental study of sheet metals under dynamic double shear at large strains. *Key Engineering Materials*, **274 - 276**, 787 – 792.

MEYERS, M. A., & CHAWLA, K. K. 2009. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge University Press, 4th edition.

MEYERS, M. A., NESTERENKO, V. F., LASALVIA, J. C., & XUE, Q. 2001. Shear localization in dynamic deformation of materials : microstructural evolution and self-organization. *Materials Science and Engineering A*, **317**(1-2), 204 – 225.

MEYERS, M. A., XU, Y. B., XUE, Q., PÉREZ-PRADO, M. T., & MCNELLEY, T. R. 2003. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia*, **51**(5), 1307 – 1325.

MEYSAMI, M., & MOUSAVI, S. A. ASGHAR AKBARI. 2011. Study on the behavior of medium carbon vanadium microalloyed steel by hot compression test. *Materials Science and Engineering : A*, **528**(7-8), 3049 – 3055.

MILLS, B., HAO, C. S., & QI, H. S. 1997. Formation of an adherent layer on a cutting tool studied by micro-machining and finite element analysis. *Wear*, **208**(1-2), 61 – 66.

MOLINARI, A., & RAVICHANDRAN, G. 2005. Constitutive modeling of high-strain-rate deformation in metals based on the evolution of an effective microstructural length. *Mechanics of Materials*, **37**(7), 737 – 752.

MONDELIN, A., CORET, M., FEULVARCH, E., & J.RECH. 2011. Étude de l'austénisation de l'acier martensitique 15-5PH lors de cinétiques thermiques rapides caractéristiques du procédé d'usinage. *In : Congrès Français de Mécanique, Besançon, France*.

MONTHEILLET, F. 1996. Métallurgie en mise en forme. *Techniques de l'Ingénieur*, **M600**, 1 – 17.

MONTHEILLET, F., & DESRAYAUD, C. 2009. Essais rhéologiques à chaud. *Techniques de l'ingénieur*, **M3009**, 1 – 16.

MOREIRA, L.P. 2002. *Étude numérique de l'influence du modèle de plasticité sur le comportement des tôles lors de l'emboutissage*. Thèse de doctorat, Université de Metz.

MOVAHHEDY, M., GADALA, M. S., & ALTINTAS, Y. 2000. Simulation of the orthogonal metal cutting process using an arbitrary Lagrangian-Eulerian finite-element method. *Journal of Materials Processing Technology*, **103**(2), 267 – 275.

M'SAOUBI, R., & CHANDRASEKARAN, H. 2004. Investigation of the effects of tool micro-geometry and coating on tool temperature during orthogonal turning of quenched and tempered steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **44**(2-3), 213 – 224.

M'SAOUBI, R., & CHANDRASEKARAN, H. 2005. Innovative Methods for the Investigation of Tool-Chip Adhesion and Layer Formation during Machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **54**(1), 59 – 62.

M'SAOUBI, R., & CHANDRASEKARAN, H. 2011. Experimental study and modelling of tool temperature distribution in orthogonal cutting of AISI 316L and AISI 3115 steels. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1 – 13.

M'SAOUBI, R., & RYDE, L. 2005. Application of the EBSD technique for the characterisation of deformation zones in metal cutting. *Materials Science and Engineering : A*, **405**(1-2), 339 – 349.

MURR, L. E., TRILLO, E. A., BUJANDA, A. A., & MARTINEZ, N. E. 2002. Comparison of residual microstructures associated with impact craters in fcc stainless steel and bcc iron targets : the microtwin versus microband issue. *Acta Materialia*, **50**(1), 121 – 131.

NAOUAR, N. 2011. *Influence des conditions aux limites thermiques dans une simulation numérique d'usinage*. Mémoire de Master 2 Recherche, INSA de Lyon.

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 Machine Tools and Manufacture*, **47**(2), 401 – 411.

NESTERENKO, V.F., MEYERS, M.A., LASALVIA, J.C., BONDAR, M.P., CHEN, Y.J., & LUKYANOV, Y.L. 1997. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Materials Science and Engineering A*, **229**(1-2), 23 – 41.

NI, H., & ALPAS, A. T. 2003. Sub-micrometer structures generated during dry machining of copper. *Materials Science and Engineering A*, **361**(1-2), 338 – 349.

NISTOR, I. 2005. *Identification expérimentale et simulation numérique de l'endommagement en dynamique rapide : application aux structures aéronautiques*. Thèse de doctorat, INP de Toulouse.

OKADA, M., LIOU, N.-S., PRAKASH, V., & MIYOSHI, K. 2001. Tribology of high-speed metal-on-metal sliding at near-melt and fully-melt interfacial temperatures. *Wear*, **249**(8), 672 – 686.

OLSSON, M., SÖDERBERG, S., JACOBSON, S., & HOGMARK, S. 1989. Simulation of cutting tool wear by a modified pin-on-disc test. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **29**(3), 377 – 390.

OXLEY, P. L. B., & HASTINGS, W. F. 1976. Minimum work as a possible criterion for determining the frictional conditions at the tool/chip interface in machining. *Philosophical Transactions of the Royal Society London A*, **282**, 565 – 584.

OXLEY, P.L.B. 1989. *Mechanics of Machining : an Analytical Approach to Assessing Machinability*. John Wiley & Sons, Inc.

OZEL, T. 2006. The influence of friction models on finite element simulations of machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **46**(5), 518 – 530.

OZEL, T. 2009. Computational modelling of 3D turning : Influence of edge micro-geometry on forces, stresses, friction and tool wear in PcBN tooling. *Journal of Materials Processing Technology*, **209**(11), 5167 – 5177.

OZEL, T., & ZEREN, E. 2005. Finite element method simulation of machining of AISI 1045 steel with a round edge cutting tool. *In : Proceedings of 8th CIRP International Workshop on Modeling of Machining Operations, Chemnitz, Germany May 10-11, pp. 533-542*.

OZEL, T., & ZEREN, E. 2006. A methodology to determine work material flow stress and tool-chip interfacial friction properties by using analysis of machining. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **128**, 119 – 129.

PANTALÉ, O. 1996. *Modélisation et simulation tridimentionnelles de la coupe des métaux*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I.

PANTALE, O., BACARIA, J.-L., DALVERNY, O., RAKOTOMALALA, R., & CAPERAA, S. 2004. 2D and 3D numerical models of metal cutting with damage effects. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, **193**(39-41), 4383 – 4399.

POULACHON, G. 1999. *Aspects phenomenologiques, mecaniques et metallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis. Application : usinabilité de l'acier 100Cr6.* Thèse de doctorat, ENSAM de Paris.

POULACHON, G., & MOISAN, A. 1998. A Contribution to the Study of the Cutting Mechanisms During High Speed Machining of Hardened Steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **47**(1), 73 – 76.

PUIGSEGUR, L. 2002. *Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage. Approche analytique et par identification de systèmes non entiers*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I.

PUJANA, J., ARRAZOLA, P.J., M'SAOUBI, R., & CHANDRASEKARAN, H. 2007. Analysis of the inverse identification of constitutive equations applied in orthogonal cutting process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **47**(14), 2153 – 2161.

PUJANA, J., ARRAZOLA, P.J., & VILLAR, J.A. 2008. In-process high-speed photography applied to orthogonal turning. *Journal of Materials Processing Technology*, **202**(1-3), 475 – 485.

QI, H. S., & MILLS, B. 2003. Modelling of the dynamic tool-chip interface in metal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, **138**(1-3), 201 – 207. IMCC2000.

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*, **528**(13-14), 4643 – 4651.

RAMESH, A., MELKOTE, S.N., ALLARD, L.F., RIESTER, L., & WATKINS, T.R. 2005. Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering A*, **390**(1-2), 88 – 97.

RECH, J. 2002. *Contribution à la compréhension des modes d'actions tribologiques et thermiques des revêtements en usinage. Application au cas du taillage de dentures à la fraise-mère à grande vitesse.* Thèse de doctorat, ENSAM de Cluny.

RECH, J. 2006. Influence of cutting tool coatings on the tribological phenomena at the tool-chip interface in orthogonal dry turning. *Surface and Coatings Technology*, **200**(16-17), 5132 – 5139.

RECH, J., KUSIAK, A., & BATTAGLIA, J.-L. 2004. Tribological and thermal functions of cutting tool coatings. *Surface and Coatings Technology*, **186**(3), 364 – 371.

RECH, J., BATTAGLIA, J.-L., & MOISAN, A. 2005. Thermal influence of cutting tool coatings. *Journal of Materials Processing Technology*, **159**(1), 119 – 124.

RECH, J., CLAUDIN, C., & D'ERAMO, E. 2009. Identification of a friction model - Application to the context of dry cutting of an AISI 1045 annealed steel with a TiN coated carbide tool. *Tribology International*, **42**, 738 – 744.

REY, G. 2008. *Modélisation numérique de la coupe : Mise au point d'une méthode inverse d'identification d'une loi de comportement*. Mémoire de Master 2 Recherche, ENI de Saint-Etienne.

RHIM, S.-H., & OH, S.-I. 2006. Prediction of serrated chip formation in metal cutting process with new flow stress model for AISI 1045 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, **171**(3), 417 – 422.

RICHARD, D. 2008. *Thermique des contacts avec troisième corps solide : Modélisation et compréhension des phénomènes de frottement et de diffusion de la chaleur par la méthode des éléments discrets.* Thèse de doctorat, INSA de Lyon.

RIGNEY, D.A., & HIRTH, J.P. 1979. Plastic deformation and sliding friction of metals. *Wear*, **53**(2), 345 – 370.

RITTEL, D. 2009. A different viewpoint on adiabatic shear localization. *Journal of Physics D : Applied Physics*, **42**(21), 214009.

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*, **34**(10), 627 – 642.

ROGEON, P., CARRE, P., COSTA, J., SIBILIA, G., & SAINDRENAN, G. 2008. Characterization of electrical contact conditions in spot welding assemblies. *Journal of Materials Processing Technology*, **195**(1-3), 117 – 124.

ROGEON, P., RAOELISON, R., CARRE, P., & DECHALOTTE, F. 2009. A Microscopic Approach to Determine Electrothermal Contact Conditions During Resistance Spot Welding Process. *Journal of Heat Transfer*, **131**(2), 022101.

ROHR, I., NAHME, H., & THOMA, K. 2005. Material characterization and constitutive modelling of ductile high strength steel for a wide range of strain rates. *International Journal of Impact Engineering*, **31**(4), 401 – 433.

ROSOCHOWSKA, M., BALENDRA, R., & CHODNIKIEWICZ, K. 2003. Measurements of thermal contact conductance. *Journal of Materials Processing Technology*, **135**(2-3), 204 – 210.

ROTHMAN, M.F. 1988. *High-temperature property data : ferrous alloys*. ASM International (Metals Park, OH).

RÉTHORÉ, J., ROUX, S., & HILD, F. 2007. From pictures to extended finite elements : extended digital image correlation (X-DIC). *Comptes Rendus Mécanique*, **335**(3), 131 – 137.

RULE, W. K., & JONES, S. E. 1998. A revised form for the Johnson-Cook strength model. *International Journal of Impact Engineering*, **21**(8), 609 – 624.

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*, **17**(1), 87 – 115.

SADOWSKI, P., & STUPKIEWICZ, S. 2010. A model of thermal contact conductance at high real contact area fractions. *Wear*, **268**(1-2), 77 – 85.

SALDANA, C., SWAMINATHAN, S., BROWN, T. L., MOSCOSO, W., MANN, J. B., COMPTON, W. D., & CHANDRASEKAR, S. 2010. Unusual Applications of Machining : Controlled Nanostructuring of Materials and Surfaces. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **132**(3), 030908.

SARTKULVANICH, P., KOPPKA, F., & ALTAN, T.N. 2004. Determination of flow stress for metal cutting simulation–a progress report. *Journal of Materials Processing Technology*, **146**(1), 61 – 71.

SAUVAGE, X., & IVANISENKO, Y. 2007. The role of carbon segregation on nanocrystallisation of pearlitic steels processed by severe plastic deformation. *Journal of Material Science 42*, **42**, 1615 –1621.

SAUVAGE, X., QUELENNEC, X., MALANDAIN, J.J., & PAREIGE, P. 2006. Nanostructure of a cold drawn tempered martensitic steel. *Scripta Materialia*, **54**(6), 1099 – 1103.

SHATLA, M., KERK, C., & ALTAN, T. 2001. Process modeling in machining. Part I : determination of flow stress data. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **41**(10), 1511 – 1534.

SHAW, M. C. 1984. *Metal Cutting Principles*. Oxford : Clarendon Press.

SHET, C., DENG, X., & BAYOUMI, A. E. 2003. Finite element simulation of high-pressure water-jet assisted metal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, **45**(6-7), 1201 – 1228.

SHIRAKASHI, T., & USUI, E. 1973. Friction Characteristics on Tool Face in Metal Machining. *Journal of the Japan Society of Precision Engineering*, **39**(464), 966 – 972.

SIMA, M., & ÖZEL, T. 2010. Modified material constitutive models for serrated chip formation simulations and experimental validation in machining of titanium alloy Ti-6Al-4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **50**(11), 943 – 960.

STACHOWIAK, G. W., & BATCHELOR, A. W. 2001. *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann ; 2nd edition.

SUTTER, G., & RANC, N. 2010. Flash temperature measurement during dry friction process at high sliding speed. *Wear*, **268**(11-12), 1237 – 1242.

TANIYAMA, A., TAKAYAMA, T., ARAI, M., & HAMADA, T. 2004. Structure analysis of ferrite in deformed pearlitic steel by means of X-ray diffraction method with synchrotron radiation. *Scripta Materialia*, **51**(1), 53 – 58.

TARDIF, N., CORET, M., & COMBESCURE, A. 2011. Experimental study of the fracture kinetics of a tubular 16MnNiMo5 steel specimen under biaxial loading at 900 and 1000C. Application to the rupture of a vessel bottom head during a core meltdown accident in a pressurized water reactor. *Nuclear Engineering and Design*, **241**(3), 755 – 766.

TO, S., LEE, W.B., & CHAN, C.Y. 1999. Effect of Machining Velocity on the Crystallographic Textures in a Diamond Turned Aluminium Single Crystal. *Textures and Microstructures*, **31**, 249 – 261.

TOUNSI, N., VINCENTI, J., OTHO, A., & ELBESTAWI, M. A. 2002. From the basic mechanics of orthogonal metal cutting toward the identification of the constitutive equation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **42**(12), 1373 – 1383.

TRENT, E. M., & WRIGHT, P. K. 2000. *Metal Cutting*. Butterworth-Heinemann ; 4th edition.

UMBRELLO, D., HUA, J., & SHIVPURI, R. 2004. Hardness-based flow stress and fracture models for numerical simulation of hard machining AISI 52100 bearing steel. *Materials Science and Engineering A*, **374**(1-2), 90 – 100.

UMBRELLO, D., M'SAOUBI, R., & OUTEIRO, J.C. 2007a. The influence of Johnson-Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **47**(3-4), 462 – 470.

UMBRELLO, D., FILICE, L., RIZZUTI, S., MICARI, F., & SETTINERI, L. 2007b. On the effectiveness of Finite Element simulation of orthogonal cutting with particular reference to temperature prediction. *Journal of Materials Processing Technology*, **189**(1-3), 284 – 291.

VALIORGUE, F. 2008. *Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L : Nouvelle approche numérique et expérimentale*. Thèse de doctorat, ENSM de Saint-Etienne.

VANDIJCK, J. A. B. 1977. The direct observation in the transmission electron microscope of the heavily deformed surface layer of a copper pin after dry sliding against a steel ring. *Wear*, **42**, 109 – 117.

VERNOTTE, P. 1961. Thermocinétique générale. *Publications scientifiques et techniques du Ministeère de l'air*, **379**.

VIDAL-SALLÉ, E., BAILLET, L., & BOYER, J. C. 2001. Friction law for hydrostatic mixed lubrication regime. *Journal of Materials Processing Technology*, **118**(1-3), 101 – 108.

VOCE, E. 1948. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Japan Institute of Metals*, **74**, 537 – 562.

VURAL, M., RITTEL, D., & RAVICHANDRAN, G. 2003. Large Strain Mechanical Behavior of 1018 Cold-Rolled Steel over a Wide Range of Strain Rates. *Metallurgical And Materials Transactions A*, **34**, 2003 – 2873.

WANG, FU-XING, LACEY, P., GATES, R. S., & HSU, S. M. 1991. A Study of the Relative Surface Conformity Between Two Surfaces in Sliding Contact. *Journal of Tribology*, **113**(4), 755 – 761.

WANIGARATHNE, P.C., KARDEKAR, A.D., DILLON, O.W., POULACHON, G., & JAWAHIR, I.S. 2005. Progressive tool-wear in machining with coated grooved tools and its correlation with cutting temperature. *Wear*, **259**(7-12), 1215 – 1224. 15th International Conference on Wear of Materials.

WRIGGERS, P. 2006. *Computational Contact Mechanics*. Springer-Verlag Berlin and Heidelberg GmbH & Co. K - 2nd Revised edition.

XIE, L. J., SCHMIDT, J., SCHMIDT, C., & BIESINGER, F. 2005. 2D FEM estimate of tool wear in turning operation. *Wear*, **258**(10), 1479 – 1490.

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*, **22**, 737 – 746.

YANG, L. M., & SHIM, V. P. W. 2005. An analysis of stress uniformity in split Hopkinson bar test specimens. *International Journal of Impact Engineering*, **31**(2), 129 – 150.

YOSHIZAWA, M., & OHSAWA, H. 1997. Evaluation of strain-rate sensitivity in superplastic compressive deformation. *Journal of Materials Processing Technology*, **68**(3), 206 – 214. Superplasticity and Superplastic Technology in Japan.

YUAN, F., LIOU, N.-S., & PRAKASH, V. 2009. High-speed frictional slip at metal-on-metal interfaces. *International Journal of Plasticity*, **25**(4), 612 – 634. Special Issue In Honor of Dattatraya (Datta) Dandekar.

ZEMZEMI, F., RECH, J., SALEM, W. BEN, KAPSA, P., & DOGUI, A. 2007. Development of a friction model for the tool-chip-workpiece interface during dry machining of AISI 4142 steel with TiN coated carbide cutting tools. *International Journal for Machining and Machinability of Materials*, **2**, 361 – 367.

ZEMZEMI, F., RECH, J., SALEM, W. BEN, DOGUI, A., & KAPSA, P. 2009. Identification of a friction model at tool-chip-workpiece interfaces in dry machining of AISI 4142 treated steels. *Journal of Materials Processing Technology*, **209**, 3978 – 3990.

ZENER, C., & HOLLOMON, J. H. 1944. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, **15**, 22 – 32.

ZERILLI, F. J., & ARMSTRONG, R. W. 1987. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Mechanics*, **61**, 1816 – 1825.

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*, **421**(1-2), 191 – 199.

ZHANG, Y.C., MABROUKI, T., NELIAS, D., & GONG, Y.D. 2011. Chip formation in orthogonal cutting considering interface limiting shear stress and damage evolution based on fracture energy approach. *Finite Elements in Analysis and Design*, **47**(7), 850 – 863.

ZOREV, N.N. 1963. Inter-relationship between shear processes occurring along tool face and shear plane in metal cutting. *Transaction of the ASME , International Research in Production Engineering*, 42 – 49.

ÉCOLE CENTRALE LYON

Direction de la recherche

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	

DAVID Bertrand	*professeur*	ICTT	ECL
		Nbre ICTT 1	

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

Nbre LIRIS 1

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 genevièvre	*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 RIBAULT 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 Siegfrid	*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
SINOU Jean-Jacques	*professeur*	LTDS	ECL
STREMSDOERFER Guy	*professeur*	LTDS	ECL
THOUVEREZ Fabrice	*professeur*	LTDS	ECL
TREHEUX Daniel	*professeur*	LTDS	ECL
VINCENS Eric	*maître de conférences*	LTDS	ECL
		Nbre LTDS 25	
	Total HdR ECL	91	

dernière page de la thèse

AUTORISATION DE SOUTENANCE

Vu les dispositions de l'arrêté du 7 août 2006,

Vu la demande du Directeur de Thèse

Monsieur D. MAZUYER - J. RECH

et les rapports de

Monsieur L. DUBAR
Professeur - Université de Valenciennes et du Hainaut Cambresis - Le Mont Houy
59313 VALENCIENNES cedex 9

Monsieur O. PANTALE
Professeur - ENI de Tarbes - 47 avenue d'Azereix - 65016 TARBES cedex

Monsieur P-J. ARRAZOLA
Professeur - Faculty of Engineering - Mondragon University - Manufacturing Department
Loramendi, 4 - 20500 ARRASATE/MONDRAGON - Espagne

Monsieur COURBON Cédric

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 29 novembre 2011

P/Le directeur de l'E.C.L.
La directrice des Etudes

ECOLE CENTRALE LYON SCOLARITE 3ème Cycle

M-A. GALLAND

Résumé

Ce travail s'est inscrit dans une démarche d'amélioration de la modélisation et de la simulation des opérations d'usinage, et à une échelle plus locale, de la modélisation de la coupe des métaux. Il aborde un problème complexe, fortement couplé, faisant intervenir mécanique, thermique, tribologie et métallurgie dans des conditions extrêmes.

Une première partie expérimentale s'est orientée vers une compréhension plus fine des mécanismes de coupe mis en jeu en usinage d'un C45 normalisé et d'un 42CrMo4 trempé revenu. Elle a notamment permis de mettre en évidence des affinements de grain conséquents dans les zones de déformation intense, ainsi que la formation d'une résistance thermique de contact à l'interface outil-copeau.

Une étude rhéologique des deux nuances s'est appuyée sur des essais de compression dynamique et a permis d'identifier deux modèles de comportement "à base métallurgique" intégrant l'influence de changements microstructuraux. Des essais tribologiques dédiés ont permis d'extraire des modèles de frottement et de transfert de chaleur capables de reproduire les phénomènes locaux existants à l'interface outil-matière.

L'intégralité de ces modèles a enfin été implémentée dans le code de calcul Abaqus© grâce à des développements spécifiques. Une stratégie de modélisation a été mise en place autour d'un modèle de coupe 2D afin de restituer les tendances majeures observées lors de la coupe d'aciers spéciaux.

MOTS CLÉS : Simulation, coupe, résistance thermique de contact, frottement, recristallisation dynamique, modèles de comportement, modèles de contact, identification, compression.

Abstract

This work is a contribution to an approach which aims at improving the modeling and simulation of machining operations, and on a more local scale, the modeling of metal cutting. It therefore addresses a complex and tightly coupled problem, involving mechanics, thermal sciences, metallurgy and tribology in extreme conditions.

A first experimental part was thus directed towards a more sophisticated understanding of the cutting mechanisms occuring in machining of a normalized AISI 1045 and a quenched and tempered AISI 4140. It made possible to highlight drastic grain refinements occuring in the main intensive deformation zones, as well as the formation of a thermal contact resistance at the tool-chip interface.

A rheological study of these two grades was based on dynamic compression testsleading and enabled the identification of two "metallurgy based" models considering the influence of microstructural changes. Special tribological tests have been conducted and analyzed to extract friction and heat transfer models able to reproduce local phenomena existing at the tool-material interface.

The proposed constitutive and contact models were finally implemented in a finite element code Abaqus© thanks to some specific developments. A modeling strategy has been developed around a 2D cutting model in order to simulate the major trends observed during the cutting of the mentioned steels.

KEYWORDS: Simulation, cutting, thermal contact resistance, friction, dynamique recrystallization, constitutive models, contact models, identification, compression tests.