

Table des matières

| | |
|--------------------------------------|-------|
| <i>Remerciements</i> | iii |
| <i>Table des matières</i> | v |
| <i>Table des figures</i> | xi |
| <i>Liste des tableaux</i> | xxi |
| <i>Listes des symboles</i> | xxiii |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | Introduction générale | 1 |
| 1.1 | L'allègement des véhicules par l'utilisation d'aciers haute résistance pour réduire les émissions polluantes | 2 |
| 1.1.1 | Un contexte réglementaire contraignant | 2 |
| 1.1.2 | Utilisation des aciers à haute résistance pour la fabrication de pièces de structure automobiles | 2 |
| 1.2 | Une solution de mise en forme des aciers à haute résistance : l'emboutissage à chaud | 5 |
| 1.2.1 | Emboutissage à chaud des aciers trempants au bore manganèse | 5 |
| 1.2.2 | La nuance de tôle de l'étude 22MnB5 | 5 |
| 1.3 | Un projet de recherche pour lever les verrous de l'emboutissage à chaud : le projet PRICECAT | 6 |
| 1.3.1 | Premier verrou : optimisation de la chauffe du flan | 7 |
| 1.3.2 | Second verrou : validation des cycles thermomécaniques subis par la pièce | 7 |
| 1.3.3 | Troisième verrou : compréhension des mécanismes de dégradation des lames de découpage à chaud | 7 |
| 1.3.4 | Quatrième verrou : conception d'un outil multi-étapes | 8 |
| 1.4 | Problématiques du découpage à chaud | 8 |
| 1.5 | Objectifs industriel et scientifique de cette thèse | 9 |
| 1.6 | Démarche scientifique adoptée | 10 |
| 2 | État de l'art sur la dégradation des outillages de découpage à chaud | 11 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 2.1 | Généralités sur l'opération de découpage | 13 |
| 2.1.1 | Définition d'une opération de découpage à chaud | 13 |
| 2.1.2 | Description d'une lame de découpe | 14 |
| 2.1.3 | Définition de la qualité des pièces découpées | 18 |
| 2.1.4 | Evolution de l'effort de coupe en fonction du temps et du déplacement de l'outil | 19 |
| 2.2 | Influence des paramètres de l'opération sur l'effort maximal de coupe et la qualité des pièces produites | 23 |
| 2.2.1 | Influence de la température initiale de la tôle | 23 |
| 2.2.2 | Influence du jeu inter lames | 26 |
| 2.2.3 | Influence de la vitesse de descente de la lame | 27 |
| 2.2.4 | Influence des angles de vague et de positionnement | 29 |
| 2.3 | Matériaux d'étude | 30 |
| 2.3.1 | Les nuances de matériaux d'outils X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 | 31 |
| 2.3.2 | Le matériau de tôle 22MnB5 revêtu Al-Si | 39 |
| 2.4 | Comportement à l'interface tôle/outil | 49 |
| 2.4.1 | Valeurs du coefficient de frottement | 49 |
| 2.4.2 | Transfert thermique | 50 |
| 2.5 | Evaluations des contraintes et des températures dans les lames basées sur la simulation numérique éléments finis | 51 |
| 2.5.1 | Modélisation et simulation par la méthode des éléments finis de l'opéra- tion de découpe | 51 |
| 2.5.2 | Validation du comportement de la tôle | 56 |
| 2.5.3 | Estimation du champ de contraintes mécaniques et des températures dans les outils | 57 |
| 2.5.4 | Estimation du volume usé par l'introduction de la loi d'Archard sur des outils rigides | 58 |
| 2.6 | Dégradations observées sur les outils de découpe | 58 |
| 2.6.1 | Découpe à température ambiante d'aciers doux | 58 |
| 2.6.2 | Découpe à température ambiante de tôles d'acier 22MnB5 martensitique | 60 |
| 2.6.3 | Découpage à chaud de tôles épaisses en acier | 61 |
| 2.7 | Indicateurs expérimentaux de la cinétique d'usure d'un outil de découpe . | 62 |
| 2.7.1 | Approche basée sur la géométrie de l'arête de coupe | 63 |
| 2.7.2 | Approche basée sur la qualité des pièces produites | 65 |
| 2.7.3 | Approches de l'usure basées le suivi d'un indicateur établi à partir courbe d'effort de coupe / déplacement de l'outil | 66 |
| 2.8 | Conclusions de l'état de l'art | 68 |
| 3 | Présentation des moyens d'essais et d'analyse de l'usure des lames de découpage à chaud | 71 |
| 3.1 | Moyen d'essais de découpage à chaud en cadence | 72 |
| 3.1.1 | Modules composant le moyen d'essais de découpage | 73 |
| 3.1.2 | Description du module de découpage | 75 |
| 3.1.3 | Description de la chaîne d'acquisition des mesures | 77 |
| 3.1.4 | Description d'un cycle de découpage à chaud | 80 |
| 3.1.5 | Points limitant la performance du moyen d'essais | 87 |
| 3.2 | Moyens d'observation des dégradations pour l'identification de leurs méca- nismes | 100 |
| 3.2.1 | Observations des dégradations par microscopie électronique à balayage | 100 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 3.2.2 | Mesures de microduretés dans l'arête de coupe | 102 |
| 3.3 | Moyens d'estimation de la cinétique d'usure des arêtes de coupe | 102 |
| 3.3.1 | Indicateurs expérimentaux de la cinétique de dégradation de l'arête de coupe | 102 |
| 3.3.2 | Moyen de mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie | 103 |
| 3.3.3 | Estimation de la hauteur de bavure d'une tôle découpée | 107 |
| 3.4 | Conclusions de la présentation des moyens d'analyse de l'usure des lames de découpage à chaud | 110 |
| 4 | Essais de cisailage unitaire et simulations numériques associées | 113 |
| 4.1 | Démarche expérimentale pour les essais de cisailages unitaires | 115 |
| 4.1.1 | Définition des essais unitaires | 115 |
| 4.1.2 | Influence de la température initiale sur l'effort maximal de coupe | 116 |
| 4.1.3 | Analyse des microstructures de tôle | 116 |
| 4.1.4 | Comparaison de l'évolution de l'effort maximum avec la littérature | 118 |
| 4.1.5 | Influence de la température initiale de la tôle sur l'évolution de l'effort et du déplacement au cours du temps | 121 |
| 4.2 | Simulation des essais unitaires de cisailage à chaud | 124 |
| 4.2.1 | Introduction au modèle éléments-finis de l'opération | 124 |
| 4.2.2 | Définition des domaines, conditions aux limites mécaniques et conditions initiales thermiques | 124 |
| 4.2.3 | Maillages des domaines | 129 |
| 4.2.4 | Description des comportements thermiques et mécaniques des domaines et des interfaces | 130 |
| 4.2.5 | Schéma de résolution explicite | 132 |
| 4.2.6 | Résumé des paramètres nécessaires à la simulation de l'opération de cisailage à chaud | 132 |
| 4.3 | Validation de la simulation éléments finis | 134 |
| 4.3.1 | Evolutions de l'effort de coupe | 136 |
| 4.3.2 | Evolution de la pression de contact | 138 |
| 4.3.3 | Evolutions des températures et des contraintes dans l'arête de coupe au cours du temps | 140 |
| 4.3.4 | Evolutions des vitesses de déformation | 145 |
| 4.3.5 | Discussion sur la validation du modèle | 146 |
| 4.4 | Etude numérique de l'influence des paramètres de l'opération | 148 |
| 4.4.1 | Configurations utilisées dans les simulations | 148 |
| 4.4.2 | Evolutions de l'effort maximal de coupe | 148 |
| 4.4.3 | Evolutions de la température maximale de surface de la lame supérieure | 151 |
| 4.4.4 | Evolutions de la contrainte maximale dans l'arête | 153 |
| 4.5 | Conclusions sur les essais unitaires et les simulations numériques associées | 155 |
| 4.5.1 | Mise en oeuvre du moyen d'essais | 155 |
| 4.5.2 | Modélisation E.F de l'opération de découpage à chaud | 156 |
| 4.5.3 | Influence des paramètres de l'opération sur l'effort de coupe, les contraintes et les températures générées dans l'arête de coupe | 157 |
| 5 | Identification des mécanismes et des cinétiques de dégradation des arêtes d'outils | 159 |
| 5.1 | Démarche d'analyse | 160 |
| 5.1.1 | Configurations permettant l'identification des dégradations et de leurs cinétiques | 160 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 5.1.2 | Plan d'essais de cisailage à chaud dits <i>en cadence</i> | 161 |
| 5.1.3 | Procédure d'analyse de la dégradation d'une lame | 162 |
| 5.2 | Identification des dégradations | 162 |
| 5.2.1 | Observations de l'état initial de l'arête de coupe | 162 |
| 5.2.2 | Evolution des lames après essais | 165 |
| 5.3 | Identification de la cinétique de dégradation | 179 |
| 5.3.1 | Evolutions du déplacement du sommet d'arête de coupe | 179 |
| 5.3.2 | Influence des paramètres du procédé sur la hauteur de bavure | 184 |
| 5.3.3 | Evolution de la mesure de l'effort maximal de coupe | 185 |
| 5.4 | Discussions des mécanismes et des cinétiques de dégradation | 191 |
| 5.4.1 | Mécanismes de dégradation | 191 |
| 5.4.2 | Cinétiques de dégradation | 195 |
| 5.5 | Conclusions de l'analyse des essais en cadence | 198 |
| 6 | Conclusion générale et perspectives | 201 |
| 6.1 | Conclusion générale | 201 |
| 6.2 | Perspectives | 203 |

| | |
|---|------------|
| Annexes | 207 |
| A Compléments bibliographiques | 209 |
| A.1 Nuances des aciers à outils utilisées en emboutissage et en découpage . | 210 |
| A.2 Mesurer le profil de l'arête de coupe de la lame | 212 |
| B Compléments sur les matériaux d'outils X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 | 215 |
| B.1 Traitements thermiques | 216 |
| B.1.1 Recuit | 216 |
| B.1.2 Austénitisation et trempe | 217 |
| B.1.3 Revenus | 217 |
| C Plan des cassettes | 219 |
| D Complément sur l'estimation de la température de l'arête de coupe au cours des cycles par la simulation EF | 221 |
| E Compléments sur le modèle EF de l'opération de découpage | 225 |
| E.1 Description de la partie thermique du modèle | 226 |
| E.1.1 Équation locale de la thermique | 226 |
| E.1.2 Comportement thermique dans les domaines : conduction de la chaleur | 226 |
| E.2 Description de la partie mécanique du modèle | 226 |
| E.2.1 Équation équilibre dynamique local de la mécanique | 226 |
| E.2.2 Relation déplacements/déformations | 227 |
| E.2.3 Décomposition de la vitesse de déformation totale | 227 |
| E.2.4 Comportement élastique | 227 |
| E.2.5 Dilatation thermique | 227 |
| E.2.6 Comportement plastique | 228 |
| E.3 Interactions aux interfaces | 229 |
| E.3.1 Détection du contact | 229 |

| | | |
|----------|---|------------|
| E.3.2 | Echange thermique aux interfaces | 229 |
| E.3.3 | Frottement | 229 |
| E.4 | Compléments sur la simulation de l'opération de cisailage à chaud . . | 230 |
| E.4.1 | Géométries | 230 |
| E.4.2 | Discussion sur le choix des propriétés utilisées dans la simulation de l'opération | 231 |
| E.4.3 | Interactions aux interfaces | 233 |
| E.5 | Résultats de simulation | 234 |
| E.5.1 | Effet de la température initiale de la tôle | 234 |
| E.5.2 | Effet du jeu de découpe | 240 |
| E.5.3 | Effet du rayon | 246 |
| F | Compléments sur l'analyse des dégradation des lames | 251 |
| F.1 | Présentation de l'outil de démonstration du partenaire industriel | 252 |
| F.2 | Etendue du transfert Al-Si | 252 |
| G | Préparations métallographiques | 259 |
| G.1 | Nickelage | 259 |
| G.1.1 | Principe | 259 |
| G.1.2 | Préparation du bain de Watt | 260 |
| G.1.3 | Dépôt de la couche de nickel | 260 |
| G.2 | Polissage | 261 |
| G.3 | Attaque chimique | 261 |
| <hr/> | | |
| | <i>Bibliographie</i> | 263 |

Table des figures

| | | |
|------|---|----|
| 1.1 | Répartition de la masse d'une voiture d'environ une tonne par famille de matériau d'après les données de [ADEME2014] | 3 |
| 1.2 | Utilisation de plateformes modulaires : l'exemple du groupe <i>Volkswagen</i> [Ducamp2014] | 4 |
| 1.3 | Positionnement des gammes d'aciers d'ArcelorMittal pour le secteur automobile dans le plan ductilité/résistance mécanique selon [ArcelorMittal SAa] | 4 |
| 1.4 | Illustration du procédé de fabrication d'une pièce de structure automobile à haute résistance mécanique pour différentes variantes du détournage . . | 6 |
| 1.5 | Structure d'un véhicule de tourisme | 7 |
| 1.6 | Méthodes de découpage pour détourner une pièce emboutie à chaud . . . | 8 |
| 2.1 | Dessin d'un dispositif d'emboutissage extrait de [Hielscher2009] | 14 |
| 2.2 | Définition de la géométrie des lames | 15 |
| 2.3 | Exemples d'outils industriels | 16 |
| 2.4 | Profil caractéristique d'un bord découpé, selon [Maillard2009] | 18 |
| 2.5 | Ecrouissage du bord découpé d'un acier DC04, selon [Maillard2009] . . . | 19 |
| 2.6 | Schéma d'évolution de l'effort de coupe en fonction du temps, selon [Miles2004] | 20 |
| 2.7 | Evolutions de la température de la tôle, de la course de l'outil et de l'effort de coupe en fonction du temps lors d'une découpe d'une tôle 22MnB5 à chaud, d'après [So2015] | 21 |
| 2.8 | Schéma d'évolution de l'effort de coupe en fonction du déplacement de l'outil, selon [Maillard2009] | 22 |
| 2.9 | Effort maximal de coupe en fonction de la température de la tôle en alliage d'aluminium [Johnson+1967] | 24 |
| 2.10 | Effort de poinçonnage en fonction de la température pour différents jeux obtenus sur du 22MnB5 non revêtu de 1,75 mm à l'état austénitique pour un poinçon plat en X153CrMoV12 de 110 mm de diamètre, d'après [So+2012] | 24 |

| | | |
|------|--|----|
| 2.11 | Cartographies de dureté du bord découpé de tôle en 22MnB5 en fonction de la température (entre 400 °C et 700 °C) et du jeu (entre 5 % et 15 %) d'après [So+2012] | 25 |
| 2.12 | Evolutions des proportions des hauteurs caractéristiques d'une tôle en 22MnB5 d'épaisseur 1,75 mm en fonction de la température initiale de la tôle pour différents jeu de découpe, d'après [So+2012] | 26 |
| 2.13 | Effet de l'introduction d'un angle de vague (à gauche) et de positionnement (à droite) dans les outils sur l'effort de coupe en fonction du jeu lors du découpage d'aciers doux DC04 et à haute résistance (TRIP, DP, TWIP), d'après [Mackensen+2010] | 29 |
| 2.14 | Exemple de prélèvement effectué dans une chute de la lame inférieure et échantillon associé (enrobé, poli et attaque au nital 10 % pendant 10 s) . | 32 |
| 2.15 | Micrographies MEB des matériaux de lames après traitement thermique | 34 |
| 2.16 | Propriétés moyennes des matériaux d'outil étudiés dans cette thèse . . . | 35 |
| 2.17 | Demi-amplitude de contrainte de la nuance SMV3 (X38CrMoV5-3) à basse température (300 °C, amplitude de déformation de 1,4 %), extrait de [Delagnes1998] | 38 |
| 2.18 | Influence de la température sur la demi-amplitude de contrainte (Nuance SMV3, amplitude de déformation de 1 %) extrait de [Delagnes1998] . . . | 38 |
| 2.19 | Diagramme ternaire de la projection du liquidus pour un composé fer-aluminium-silicium [Handbook2016] | 40 |
| 2.20 | Diagramme de transformation en refroidissement continu du 22MnB5 obtenue par plastodilatométrie chez ArcelorMittal à l'état non déformé (courbe noire) et à 10 % de déformation (courbe bleue) selon [Grigorieva2010] | 41 |
| 2.21 | Prédictions de la proportion de ferrite/perlite, de bainite et de martensite en fonction de la dureté et de la vitesse de refroidissement pour une tôle en 22MnB5 à partir du modèle d'Akerström, d'après [Eller+2014] | 42 |
| 2.22 | Microstructures en coupe de la tôle 22MnB5 revêtue à l'état de livraison après un polissage miroir et attaque au nital 7 % pendant 10 s | 43 |
| 2.23 | Propriétés moyennes de la nuance 22MnB5 étudiée dans cette thèse . . . | 45 |
| 2.24 | Courbes d'écrouissage du 22MnB5 à l'état austénitique, d'après [Merklein+2006] | 47 |
| 2.25 | Comparaison des courbes d'écrouissage pour le 22MnB5 austénitique à 650 °C à 1 s ⁻¹ pour différents auteurs | 47 |
| 2.26 | Evolutions de la variable d'endommagement du 22MnB5 en fonction du déplacement de la traverse de la machine d'essais de traction, d'après [Hu+2015] | 48 |
| 2.27 | Valeurs des coefficients de frottement recensés dans la littérature par Karbasian [Karbasian+2010] pour un contact entre une tôle 22MnB5 revêtue Al-Si et des aciers à outils martensitiques X153CrMoV12 (1.2379) et X40CrMoV5-1 (1.2344) en fonction de la température de la tôle . . . | 49 |
| 2.28 | Comparaison des évolutions des coefficients de conduction thermique à l'interface en fonction de la pression de contact entre différents auteurs [Jain1990 ; Abdulhay+2010 ; Kaza2010 ; So2015] | 51 |
| 2.29 | Profils de bord découpé pour une tôle DC04 de 0,67 mm d'épaisseur et un jeu de 0,03 mm pour trois tailles de mailles, d'après [Ramde2010] . . | 53 |
| 2.30 | Influence du modèle d'endommagement sur l'effort de coupe et la qualité du bord découpé, d'après [Hambli2001b] | 56 |

| | | |
|------|--|----|
| 2.31 | Evolutions de l'enveloppe des contraintes maximales de Von Mises (courbe noire), de l'effort de coupe (courbe grise) et des contours des contraintes de Von Mises en fonction du déplacement de l'outil, d'après [Nothhaft+2012] | 57 |
| 2.32 | Comparaison d'un profil de poinçon usé expérimental et d'un profil calculé par une simulation numérique utilisant la loi d'Archard, d'après [Falconnet+2012] | 58 |
| 2.33 | Dégradations observées sur un poinçon en acier rapide HS6-5-2 à 62 HRC découpant des tôles d'acier AISI 52100 (100Cr6) de 11,5 mm d'épaisseur, d'après [Luo1999] | 59 |
| 2.34 | Dégradations de lames de découpage de tôles 22MnB5 martensitiques de 2 mm d'épaisseur, d'après [Picas2012] | 60 |
| 2.35 | Exemples de déformation plastique de l'arête de coupe d'une lame en X153CrMoV12 à 60 HRC observés par la littérature | 61 |
| 2.36 | Observation macroscopique d'une lame de cisailage à chaud en X38CrMoV5-3 après 17000 cycles d'utilisation, d'après [Torres+2013] | 61 |
| 2.37 | Observation en coupe de l'arête de coupe d'une lame de cisailage à chaud en X38CrMoV5-3 après 17000 cycles d'utilisation, d'après [Torres+2013] | 62 |
| 2.38 | Exemple d'approximation de la géométrie de la lame d'un poinçon usé, selon [Hambli2001a] | 63 |
| 2.39 | Profils de l'arête de coupe des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) découpant du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 % pour différents nombres de cycles, d'après [Nothhaft2014] | 64 |
| 2.40 | Evolutions de la profondeur d'usure à 45° du profil en fonction du nombre de cycles pour différents matériaux de lames (X153CrMoV12 ou 1.2369 et HWS acier rapide) découpant du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 %, d'après [Nothhaft2014] | 64 |
| 2.41 | Géométries du bord découpé en fonction du nombre de cycles (22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 %) pour des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) et HWS sur deux machines d'essais différentes, d'après [Nothhaft2014] | 65 |
| 2.42 | Evolutions de l'effort de coupe vertical et latéral du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 % pour des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) et HWS à différents nombres de cycles, d'après [Nothhaft2014] | 66 |
| 2.43 | Evolution de la pénétration de l'outil lors de la découpe d'une tôle XES et du rayon moyen de l'arête de coupe des outils en fonction du nombre de frappes, d'après [Maillard1991] | 67 |
| 2.44 | Evolution de la pénétration de l'outil lors de la découpe en fonction du rayon moyen de l'arête de coupe des outils, d'après [Hambli2001a] | 67 |
| 2.45 | Evolution de l'énergie mise en jeu au cours d'une découpe de tôle XES en fonction du nombre de cycles de l'outil, d'après [Maillard1991] | 68 |
| 3.1 | Schéma du moyen d'essais de découpage à chaud | 73 |
| 3.2 | Moyen d'essais de découpage à chaud | 74 |
| 3.3 | Possibilités de réglage du moyen d'essais de découpage à chaud | 75 |
| 3.4 | Module de découpage | 76 |
| 3.5 | Exemple de pièce obtenue (squelette et chutes) après découpage par le pilote expérimental | 77 |

| | | |
|------|---|-----|
| 3.6 | Evolution de la température dans une lame en X38CrMoV5 (angle de vague de 2°, jeu de 150 µm et une température initiale de tôle de 850 °C) | 79 |
| 3.7 | Evolution de la température de la tôle au cours du temps | 82 |
| 3.8 | Exemple d'évolution force divisée par la longueur découpée et du déplacement en fonction du temps pour un essai unitaire (température initiale de la tôle 800 °C, jeu 150 µm, outils neufs en X70CrMoV5-2) | 84 |
| 3.9 | Exemple de mesure en continu sur le moyen d'essais (température initiale de 800 °C, jeu de 150 µm, lames en X70CrMoV5-2) | 88 |
| 3.10 | Explication du traitement des mesures sur un exemple (température initiale de 800 °C, jeu de 150 µm, lames en X70CrMoV5-2) | 90 |
| 3.11 | Evolution de la température dans une lame de démonstration en X38CrMoV5 (angle de vague de 2°, jeu de 150 µm et une température de tôle de 850 °C) | 91 |
| 3.12 | Influence du positionnement de la tôle à la fin de l'étape de transfert sur la température initiale de la tôle au moment de la découpe et sur l'effort maximum de découpe | 93 |
| 3.13 | Exemple d'évolution du temps de cycle et de la température initiale de la tôle avec le nombre de cycles (essais en cadence arrêtés tous les 250 cycles, température nominale de 700 °C, jeu de 150 µm, lames en X38CrMoV5) | 94 |
| 3.14 | Schéma de la tôle avec réduction de la longueur de découpe | 95 |
| 3.15 | Zoom sur l'évolution du déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour le cas à 550 °C de température initiale de tôle avec un jeu de 150 µm | 96 |
| 3.16 | Déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour les trois cas d'étude et les corrections à 550 °C (jeu : 150 µm) | 98 |
| 3.17 | Effort de coupe en fonction du déplacement de la traverse après impact avec la tôle pour les trois cas d'étude et les corrections à 550 °C (jeu : 150 µm) | 99 |
| 3.18 | Effet du débit sur l'évolution de la position de la traverse et sur l'effort disponible à vide en fonction du temps après impact avec les butées mécaniques | 100 |
| 3.19 | Schéma des observations des lames au microscope électronique à balayage menées dans cette thèse | 101 |
| 3.20 | Equipement permettant de réaliser des topomicrographies des arêtes de coupe : <i>Alicona Infinite Focus SL</i> | 104 |
| 3.21 | Principe de la mesure de la topographie par variation de la focale. (A) Schéma du principe. (B) Exemple de mesure en 3D (image numérique reconstruite) obtenue pour une lame en X70CrMoV5-2 après de 250 cycles pour une température initiale de tôle de 900 °C et un jeu de 150 µm . . | 104 |
| 3.22 | Schéma de présentation de la mesure des profils de l'arête de coupe réalisée sur chaque lame d'essai | 105 |
| 3.23 | Exemple d'évolutions des profils moyens de l'arête en fonction du nombre de cycles pour une température initiale de tôle visée de 550 °C, un jeu de 150 µm et la nuance d'outil en X70CrMoV5-2 | 106 |
| 3.24 | Schéma de comparaison du profil d'arête de coupe d'une lame neuve avec celui d'une lame usée et définition du déplacement du sommet de l'arête lié à l'usure | 107 |
| 3.25 | Profil de bord découpé d'une pièce obtenue industriellement | 109 |

| | | |
|------|--|-----|
| 4.1 | Evolution de la densité linéique maximale en fonction de la température initiale de la tôle pour deux modes de refroidissement à un jeu de 150 μm | 116 |
| 4.2 | Microstructures des chutes des essais unitaires (observations MEB en contraste chimique grossissement X1000) pour différentes températures initiales de tôle | 117 |
| 4.3 | Densité surfacique d'effort de coupe dans la gamme de température initiale de tôle de 500 °C à 800 °C pour des jeux de découpe de 12,5 % pour les essais unitaires et 10 % pour So [So2015] | 118 |
| 4.4 | Effets des sources d'écarts sur les densités de cisaillement entre les essais unitaires de cisailage et les essais de poinçonnage de So [So2015] | 119 |
| 4.5 | Evolutions de l'effort de coupe rapporté à la longueur découpée en fonction du temps après impact pour trois cas de température initiale (jeu : 150 μm) | 122 |
| 4.6 | Evolutions du déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour trois cas de température initiale (jeu : 150 μm) | 123 |
| 4.7 | Réduction du problème de cisailage à chaud en 3D à un modèle en 2D déformations planes | 125 |
| 4.8 | Schématisation du problème de cisailage en 2D déformations planes, des conditions aux limites mécaniques et des conditions initiales thermiques utilisées dans le modèle EF du cisailage à chaud | 126 |
| 4.9 | Exemple de condition aux limites en déplacement imposé et écart relatif avec l'essai unitaire correspondant pour une température de tôle de 720 °C et un jeu de 150 μm | 128 |
| 4.10 | Maillage utilisé pour la simulation du cisailage à chaud | 129 |
| 4.11 | Résumé des paramètres nécessaires pour la simulation de l'opération de cisailage à chaud | 133 |
| 4.12 | Principe de l'extrapolation des courbes d'écrouissage pour des vitesses de sollicitation proche de celles rencontrées en découpage | 134 |
| 4.13 | Evolution de l'effort en fonction du temps pour l'essai unitaire et la simulation associée à une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 136 |
| 4.14 | Evolution de l'effort en fonction du déplacement de la traverse pour l'essai unitaire et la simulation associée à une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 138 |
| 4.15 | Evolution de la pression de contact dans la lame supérieure en fonction du temps et de l'abscisse curviligne pour une température initiale de tôle de 720 °C avec un jeu de 150 μm et un rayon de 50 μm | 139 |
| 4.16 | Champs de contrainte et de température dans la lame supérieure au cours d'une frappe pour une température initiale de tôle 720 °C, à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 141 |
| 4.17 | Evolutions de la température de surface de l'arête de coupe de la lame supérieure et inférieure en fonction du temps après impact avec la tôle pour une température initiale de tôle de 720 °C avec un jeu de 150 μm et un rayon de 50 μm | 141 |
| 4.18 | Evolutions de l'enveloppe de la contrainte de Von Mises au voisinage de l'arête de coupe de la lame supérieure (0.5x1 mm ²) en fonction du temps et de la lame inférieure pour une température initiale de tôle de 720 °C avec un jeu de 150 μm et un rayon de 50 μm | 142 |

| | | |
|------|---|-----|
| 4.19 | Evolutions des composantes du tenseur des contraintes calculées pour l'élément au centre du rayon d'arête de coupe en surface au cours du temps pour une configuration avec une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon d'arête de 50 µm et la prise en compte ou non de la dilatation thermique des lames | 144 |
| 4.20 | Evolutions de la vitesse de déformation au cours du temps engendrée dans la tôle et la lame supérieure pour une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon de 50 µm | 146 |
| 4.21 | Evolution de l'effort maximal obtenues lors des essais unitaires et simulés en fonction de la température initiale de la tôle pour un jeu de 150 µm . | 149 |
| 4.22 | Résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du jeu pour trois températures initiales de tôles à un jeu de 150 µm, un rayon d'arête de 50 µm | 150 |
| 4.23 | Résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du rayon d'arête de coupe pour trois températures initiales de tôles à un jeu de 150 µm | 151 |
| 4.24 | Evolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour trois configurations de jeux et un rayon d'arête de 50 µm | 152 |
| 4.25 | Evolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de la tôle et un jeu de 150 µm | 152 |
| 4.26 | Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour les trois niveaux de jeux et un rayon d'arête de 50 µm | 153 |
| 4.27 | Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du jeu pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un rayon d'arête de 50 µm | 154 |
| 4.28 | Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un jeu de 150 µm | 155 |
| 5.1 | Etats initiaux de surface | 163 |
| 5.2 | Observations en coupe d'une chute de lame inférieure en X70CrMoV5-2 | 164 |
| 5.3 | Observations de surface de la lame X110CrMoV8-2-1 (MEB en contraste chimique) | 166 |
| 5.4 | Observations de surface de la lame X70CrMoV5-2 "martyre" | 167 |
| 5.5 | Observations des surfaces des lames X70CrMoV5-2 à 250 cycles pour les trois niveaux de températures nominales à un jeu de 150 µm | 169 |
| 5.6 | Observations des surfaces des lames X70CrMoV5-2 à 250 cycles pour les trois niveaux de jeu à une température nominale de 700 °C | 170 |
| 5.7 | Observation du transfert en face de dépouille pour l'outil en X70CrMoV5-2 pour une température de tôle de 700 °C et un jeu de 150 µm à 250 cycles | 171 |
| 5.8 | Observations en coupe de la lame X110CrMoV8-2-1 | 172 |
| 5.9 | Observations en coupe de la lame X70CrMoV5-2 "martyre" | 173 |
| 5.10 | Observations en coupe de la couche de transfert en face de dépouille de la lame X70CrMoV5-2 "martyre" en contraste chimique | 174 |

| | | |
|------|---|-----|
| 5.11 | Microstructure de l'arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 à un jeu de 150 µm pour différentes températures initiales de tôles | 175 |
| 5.12 | Observation du bourrelet au sommet de l'arête de la lame X70CrMoV5-2 (température nominale de 550 °C et un jeu de 150 µm) | 176 |
| 5.13 | Microstructure de l'arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 ayant travaillé à une température nominale de tôle de 700 °C et des jeux de 50 µm et 280/375 µm | 177 |
| 5.14 | Microstructure de l'arête de coupe en contraste chimique pour des outils en X38CrMoV5 à une température initiale de tôle de 700 °C et en X70CrMoV5-2 pour une température initiale de tôle de 550 °C à un jeu de 150 µm après 1000 cycles | 178 |
| 5.15 | Evolutions du déplacement du sommet de l'arête en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de températures initiales de tôle, pour un jeu de 150 µm et la nuance X70CrMoV5-2 | 180 |
| 5.16 | Evolutions du déplacement du sommet de l'arête en fonction du nombre de cycles pour les deux niveaux de jeux les plus élevés, pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et la nuance X70CrMoV5-2 | 182 |
| 5.17 | Evolutions du déplacement du sommet de l'arête en fonction du nombre de cycles pour les deux nuances d'outil pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et un jeu de 150 µm | 183 |
| 5.18 | Evolutions de la proportion de hauteur de bavure lors des essais en cadence pour différentes températures initiales de tôles (nominales) et jeux de découpe pour des outils en X70CrMoV5 | 184 |
| 5.19 | Evolutions de l'effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction du nombre de cycles subis par l'outil pour les trois niveaux de températures nominales pour un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 | 186 |
| 5.20 | Evolution de l'effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction de la température initiale de la tôle pour les trois niveaux de températures nominales pour un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 | 187 |
| 5.21 | Comparaison des évolutions des modèles logarithmiques établis pour les essais unitaires et les essais en cadence en fonction de la température initiale de la tôle | 187 |
| 5.22 | Evolutions de l'effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de jeux pour une température nominale de 700 °C pour des lames en X70CrMoV5-2 | 189 |
| 5.23 | Evolutions de l'effort maximal en fonction de la température initiale de tôle réelle pour les deux matériaux d'outils pour une température nominale de 700 °C et un jeu de 150 µm | 190 |
| 5.24 | Description phénoménologique de l'étalement d'un lubrifiant déposé sur une tôle lors d'un poinçonnage (adapté de [Olsson+2004]) | 192 |
| 5.25 | Allure classique de l'usure en fonction du nombre de coups de presse (adapté de [Maillard2009]) | 196 |
| B.1 | Microstructure de l'acier X70CrMoV5-2 à l'état recuit (poli miroir et attaque au nital 5 % pendant 10 s) en contraste topographique | 216 |
| C.1 | Plan des cassettes portant les lames supérieures et inférieure | 220 |

| | | |
|------|---|-----|
| D.1 | Définition du problème éléments finis 2D de l'échauffement d'une lame en X38CrMoV5 | 222 |
| D.2 | Comparaison des évolutions de température expérimentale et simulées par la méthode des éléments finis pour un essai en cadence dans une lame en X38CrMoV5 (50 cycles, jeu : 150 μm , température initiale de tôle : 850 °C) | 223 |
| E.1 | Schéma de définition des domaines pour le modèle EF du cisailage à chaud | 230 |
| E.2 | Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour les trois essais unitaires (différentes températures initiales de tôle) et les simulations associées à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 235 |
| E.3 | Evolutions de l'effort en fonction de la course après impact avec la tôle pour les trois essais unitaires (différentes températures initiales de tôle) et les simulations associées à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 236 |
| E.4 | Champs de contrainte et de température dans la lame supérieure au cours d'une frappe pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 237 |
| E.5 | Evolutions de l'enveloppe de contrainte équivalente maximale en fonction du temps après impact avec la tôle pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 238 |
| E.6 | Evolutions de la température en pointe de la lame en fonction du temps après impact avec la tôle pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 238 |
| E.7 | Evolutions de la pression de contact le long de l'arête de coupe à l'instant où l'effort maximal est atteint pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm | 239 |
| E.8 | Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour pour les trois niveaux de jeux et un rayon d'arête de 50 μm | 239 |
| E.9 | Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour trois jeu de découpe à chaque niveau de température initiale de tôle pour un rayon d'arête de 50 μm | 241 |
| E.10 | Evolutions de l'enveloppe de contrainte équivalente maximale en fonction du temps après impact pour trois jeu de découpe à chaque niveau de température initiale de tôle à un rayon d'arête de 50 μm | 242 |
| E.11 | Evolutions de la température en pointe de la lame fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un rayon d'arête de 50 μm | 243 |
| E.12 | Evolutions de la pression de contact le long de l'arête de coupe à l'instant où l'effort maximal de coupe est atteint pour différentes températures initiales de tôle pour un rayon d'arête de 50 μm | 244 |
| E.13 | Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du jeu pour pour les trois niveaux de température initiale de tôle et un rayon d'arête de 50 μm | 245 |
| E.14 | Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de 150 μm | 247 |

| | | |
|------|---|-----|
| E.15 | Evolutions de l'enveloppe de contrainte équivalente maximale fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de 150 µm | 248 |
| E.16 | Evolutions de la température en pointe de la lame fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de 150 µm | 249 |
| E.17 | Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de température initiale de tôle et un jeu de 150 µm | 249 |
| F.1 | Présentation de l'outil de démonstration du partenaire industriel | 252 |
| F.2 | Evolutions de la face d'attaque de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de températures initiales de tôle visées à un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique) | 254 |
| F.3 | Evolutions de la face de dépouille de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de températures initiales de tôle visées à un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique) . | 255 |
| F.4 | Evolutions de la face d'attaque de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de jeux à une température initiale de tôle visée de 700 °C pour des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique) . . . | 256 |
| F.5 | Evolutions de la face de dépouille de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de jeux à une température initiale de tôle visée de 700 °C pour des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique) | 257 |
| F.6 | Evolutions des faces des outils tous les 250 cycles pour des outils en X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 à une température initiale de tôle visée de 700 °C à un jeu de 150 µm (MEB X150 contraste chimique) | 258 |
| G.1 | Schéma du montage à réaliser pour le nickelage | 260 |



Liste des tableaux

| | | |
|-----|--|-----|
| 2.1 | Composition de l'acier X38CrMoV5-3 et X70CrMoV5-2 (% en masse) d'après la littérature [Lévêque2013a; Uddeholm AB2016] et résultats d'analyses par spectroscopie d'émission optique | 31 |
| 2.2 | Caractérisation de la rhéologie de l'acier X38CrMoV5 traité à 47 HRC par des essais de traction selon Barrau [Barrau2004] | 36 |
| 2.3 | Résultats d'essais de torsion à chaud de l'acier X38CrMoV5 traité à 46 HRC avec une vitesse de déformation de $0,005\text{ s}^{-1}$ par Barrau [Barrau2004] | 37 |
| 2.4 | Comparaison des teneurs préférentielles en éléments d'alliage (% massique) de tôles utilisées pour les pièces de structure automobile embouties à chaud et analyse par spectroscopie d'émission optique menée sur la tôle d'étude sans le revêtement | 40 |
| 2.5 | Modèles de conduction thermique aux interfaces entre une tôle en 22MnB5 et des matériaux d'outils en fonction de la pression de contact | 50 |
| 3.1 | Principales caractéristiques des capteurs utilisés et des convertisseurs analogiques/numériques | 78 |
| 3.2 | Performance de l'équipement de topomicrographie pour trois grossissements (données extraites du site du constructeur [Alicona Imaging GmbH]) | 104 |
| 4.1 | Proportion de phases dans les échantillons découpés lors des essais unitaires (estimation à partir de [Eller+2014]) | 117 |
| 4.2 | Conditions initiales thermiques pour la simulation du cisailage à chaud | 127 |
| 4.3 | Conditions aux limites mécaniques pour la simulation du cisailage à chaud (0 : mouvement non autorisé dans cette direction, 1 : mouvement autorisé dans cette direction) | 127 |
| 4.4 | Valeurs des raideurs des ressorts utilisés dans la simulation | 128 |
| 4.5 | Description du maillage : exemple pour un jeu de $150\text{ }\mu\text{m}$ et un rayon d'arête de $50\text{ }\mu\text{m}$ (éléments <i>ressorts</i> non comptabilisés) | 130 |

| | | |
|-----|--|-----|
| 4.6 | Propriétés thermiques et mécaniques des matériaux et des interfaces utilisées dans la simulation de l'opération de cisailage à chaud | 135 |
| 4.7 | Niveaux retenus dans l'étude paramétrée | 148 |
| 5.1 | Plan des essais en cadence | 161 |
| 5.2 | Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction de la température initiale de tôle pour un jeu de 150 μm et des outils en X70CrMoV5-2 | 197 |
| 5.3 | Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction du jeu de découpe pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et des outils en X70CrMoV5-2 | 197 |
| 5.4 | Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction de la nuance pour une température de tôle visée de 700 °C et un jeu de 150 μm | 198 |
| A.1 | Matériaux d'outils et de tôles étudiés par la littérature pour les procédés de découpage (liste non exhaustive) | 210 |
| A.2 | Matériaux d'outils et de tôles étudiés par la littérature pour les opérations d'emboutissage (liste non exhaustive) | 211 |
| A.3 | Méthode de détermination de l'usure géométrique d'un outil de découpage | 213 |
| E.1 | Cotation des domaines pour la simulation du cisailage (J , R_p et $D_{P/T}$ dépendants du cas considéré) | 230 |
| F.1 | Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction de la température initiale de tôle visée (distance/étendue en μm) | 252 |
| F.2 | Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction du jeu de découpe (distance/étendue en μm) | 253 |
| F.3 | Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction de la nuance d'outil pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et un jeu de 150 μm . (distance/étendue en μm) | 253 |
| G.1 | Composition chimique du bain de nickelage de Watt | 260 |
| G.2 | Procédure de polissage pour la préparation des échantillons de lames | 261 |

Listes des symboles

Alphanumérique

| | | |
|-----------------------------|-----------------------------------|---|
| C_{Brozzo} | - | Valeur du critère de Brozzo 48 |
| C_p | $\text{J kg}^{-1} \text{°C}^{-1}$ | Chaleur spécifique à pression constante de l'élément de volume à la température considérée 226 |
| d_s^n | m | Distance normale entre deux surfaces 229 |
| E | MPa | Module d'Young de l'élément de volume à la température considérée 227 |
| $\underline{\underline{F}}$ | - | Tenseur gradient de la transformation \mathcal{F} qui permet de passer de M_0 à M pour un vecteur \vec{x} 227 |
| f | MPa | Surface seuil 228 |
| F_K | N | Effort du ressort K à l'instant t 128 |
| \vec{f}_{vol} | N m^{-3} | Densité volumique de force 226 |
| $\underline{\underline{I}}$ | - | Tenseur identité 226 |
| K | N m^{-1} | Raideur du ressort 128 |
| k_{th} | $\text{W m}^{-2} \text{°C}^{-1}$ | Conductivité thermique de l'élément de volume à la température considérée 226 |
| k_s | $\text{W m}^{-2} \text{°C}^{-1}$ | Coefficient de conduction thermique d'interface 229 |
| l | m | Longueur à l'instant t du ressort K 128 |
| l_0 | m | Longueur libre du ressort 128 |
| L_{min} | m | Taille caractéristique du plus petit élément du maillage 132 |
| \vec{n} | - | Vecteur normal à la surface 229 |

suite page suivante ...

... suite de la page précédente

| | | |
|-------------|-----|---|
| R | MPa | Variable interne d'écrouissage isotrope 228 |
| T | °C | Température de l'élément de volume 226 |
| \vec{t} | - | Vecteur tangent à la surface 229 |
| T_0 | °C | Température de référence d'un élément de volume d'un matériau élastique 227 |
| T_s^i | °C | Température de surface du corps i 229 |
| $T_{tôle}$ | °C | Température de la tôle 48 |
| \vec{u} | m | Déplacement du point M 227 |
| \vec{U}_i | m | Vecteur déplacement pour un point i situé à l'interface de contact 229 |
| $X_{i,t}$ | m | Position du noeud i à l'instant t 128 |

Lettres grecques

| | | |
|---------------------------------------|--------------------|---|
| α | °C ⁻¹ | Coefficient de dilatation thermique de l'élément de volume à la température considérée 227 |
| β | - | Coefficient de Taylor Quinney 226 |
| Δt | s | Pas de temps 132 |
| ϵ_{eq} | - | Déformation plastique cumulée 228 |
| $\epsilon_{eq,R}$ | - | Déformation plastique cumulée à la rupture 48 |
| $\underline{\epsilon}_{pl}$ | - | Tenseur des déformations de plastiques 226 |
| $\underline{\epsilon}_{th}$ | - | Tenseur des déformations lié à la dilatation thermique 227 |
| $\vec{\phi}_{1 \rightarrow 2}^{surf}$ | W m ⁻² | Flux thermique de surface du corps 1 vers 2 229 |
| $\vec{\gamma}$ | m s ⁻² | Vecteur accélération en chaque point M 226 |
| μ | - | Coefficient de frottement de Coulomb 229 |
| ν | - | Coefficient de Poisson de l'élément de volume à la température considérée 227 |
| $\vec{\phi}_{th}$ | W m ⁻² | Flux de chaleur 226 |
| ρ | kg m ⁻³ | Masse volumique de l'élément de volume à la température considérée 226 |
| \underline{S} | MPa | Partie déviatorique du tenseur des contraintes 228 |
| $\underline{\sigma}$ | MPa | Tenseur des contraintes de Cauchy 226 |
| σ_{eq} | MPa | Contrainte équivalente de Von Mises 48, 228 |
| σ_y | MPa | Limite d'élasticité initiale en traction à la température et à la vitesse de déformation considérée 228 |
| σ_H | MPa | Pression hydrostatique 48 |
| σ_I | MPa | Contrainte dans la direction principale I 48 |

suite page suivante ...

... suite de la page précédente

| | | | |
|----------------|-----|---|--------------------|
| σ_{II} | MPa | Contrainte dans la direction principale II | 48 |
| σ_{III} | MPa | Contrainte dans la direction principale III | 48 |

Introduction générale

| | | |
|-------|--|----|
| 1.1 | L'allègement des véhicules par l'utilisation d'aciers haute résistance pour réduire les émissions polluantes | 2 |
| 1.1.1 | Un contexte réglementaire contraignant | 2 |
| 1.1.2 | Utilisation des aciers à haute résistance pour la fabrication de pièces de structure automobiles | 2 |
| 1.2 | Une solution de mise en forme des aciers à haute résistance : l'emboutissage à chaud | 5 |
| 1.2.1 | Emboutissage à chaud des aciers trempants au bore manganèse | 5 |
| 1.2.2 | La nuance de tôle de l'étude 22MnB5 | 5 |
| 1.3 | Un projet de recherche pour lever les verrous de l'emboutissage à chaud : le projet PRICECAT | 6 |
| 1.3.1 | Premier verrou : optimisation de la chauffe du flan | 7 |
| 1.3.2 | Second verrou : validation des cycles thermomécaniques subis par la pièce | 7 |
| 1.3.3 | Troisième verrou : compréhension des mécanismes de dégradation des lames de découpage à chaud | 7 |
| 1.3.4 | Quatrième verrou : conception d'un outil multi-étapes | 8 |
| 1.4 | Problématiques du découpage à chaud | 8 |
| 1.5 | Objectifs industriel et scientifique de cette thèse | 9 |
| 1.6 | Démarche scientifique adoptée | 10 |

1.1 L'allègement des véhicules par l'utilisation d'aciers haute résistance pour réduire les émissions polluantes

1.1.1 Un contexte réglementaire contraignant

Les constructeurs automobiles font face à des défis croissants pour réduire les émissions polluantes de leurs véhicules tout en ayant des coûts de développement et de production acceptables. Cette volonté s'inscrit aussi dans un contexte réglementaire européen contraignant. En effet, les normes EURO 5 et 6 définissent le cap quant aux objectifs de rejets polluants [UE2007 ; UE2009 ; UE2014a ; UE2014b]. Les constructeurs automobiles ont donc majoritairement deux solutions complémentaires pour répondre à ces attentes [Appert2014] :

- travailler sur les motorisations (diminution des cylindrées des moteurs thermiques, introduction de systèmes *stop and start*, hybridation, motorisation électrique).
- diminuer la masse des véhicules.

Sur ce dernier point, depuis 1953 jusqu'en 2007, la tendance était à la hausse [Amiot2014 ; Preveraud2014] passant en moyenne de 846 kg à 1293 kg¹. En outre, les réglementations sur la sécurité des véhicules sont de plus en plus exigeantes [Amiot2014] et les automobilistes souhaitent aussi avoir des équipements de confort [Preveraud2014]. Avoir dans sa voiture, un autoradio, la climatisation, la direction assistée et l'ABS ("Auto Braking System"), semble aujourd'hui indispensable. Néanmoins, tous ces équipements ont pour conséquence d'augmenter le poids des véhicules et donc leur consommation...

1.1.2 Utilisation des aciers à haute résistance pour la fabrication de pièces de structure automobiles

Une solution intuitive pour diminuer la masse du véhicule serait d'utiliser des matériaux "légers" [Amiot2014 ; Preveraud2014]. La figure 1.1 présente la part de chaque famille de matériau dans la masse d'un véhicule d'environ une tonne [ADEME2014]. Traditionnellement, les matériaux utilisés dans l'automobile grande série sont des aciers pour la structure (70 % de la masse totale), des alliages d'aluminium pour les carter d'ensembles mécaniques (moteurs, boîte de vitesse, ouvrants et certains extérieurs de carrosserie selon Hirsch [Hirsch2004]), des alliages de cuivre pour les câbles électriques (soit 5 % de métaux non ferreux), des matières plastiques pour les pare-chocs, les tableaux de bord et les blocs optiques (14 %), des tissus pour les habillages intérieurs (2 %) et des céramiques pour les pare-brises et lunettes arrières (3 %).

Pour ce qui est des structures et des carrosseries, selon Amiot [Amiot2014], le paradigme est en train de changer puisque certains constructeurs développent des solutions en matériaux composites (*BMW i3 et i8*) ou en alliage d'aluminium (*Ford F150, Audi A8* [Hirsch2004]). Ces deux concepts venant du sport automobile, bien que naturellement adaptés, présentent néanmoins des inconvénients majeurs.

1. La reproduction de la figure montrant les données n'a pas été autorisée par l'auteur.

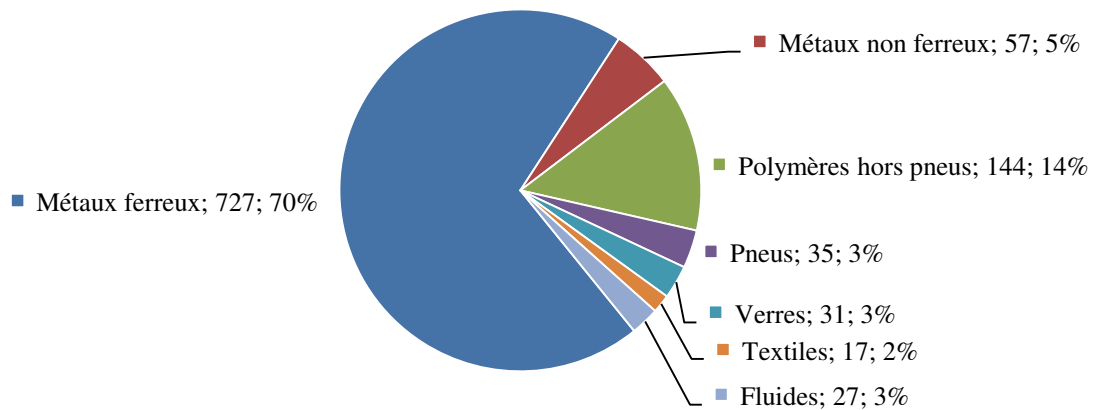


Figure 1.1 – Répartition de la masse d'une voiture d'environ une tonne par famille de matériau d'après les données de [ADEME2014]

Dans le premier cas, la filière de recyclage reste à développer, les cadences industrielles ne sont pas compatibles avec celles de l'automobile, les matériaux ne se déforment pas en cas d'accident ce qui diminue la survivabilité et en cas de simple accrochage il est difficile de réparer les pièces endommagées.

Le second cas, semble beaucoup plus accessible et dans la tradition des métiers d'emboutissage du secteur automobile. Mais, le prix de la matière première est important en comparaison aux aciers. De plus, la rigidité des véhicules pour des épaisseurs de tôle comparables à celles des tôles d'acier est, par essence, remise en cause. Pour avoir des performances comparables, il faut donc augmenter les épaisseurs des tôles d'aluminium ce qui augmente les coûts de la matière première pour une diminution de la masse du véhicule peu significative.

Aussi, pour répondre à la problématique des coûts de production, une uniformisation de la structure des véhicules par l'utilisation de *plateformes* permet non seulement à un constructeur de fabriquer des véhicules de gammes différentes, mais aussi de fabriquer des véhicules de marques différentes (donc avec des lignes de carrosserie différentes) sur la même "base" [Ducamp2014].

La figure 1.2 présente l'exemple du groupe *Volkswagen* qui utilise la même plateforme modulaire *MQB* pour la construction de sa célèbre *Polo* (coupé, entrée de gamme) et pour la fabrication de la *Passat* (berline, haut de gamme). Ce groupe industriel utilise aussi les mêmes plateformes pour ses différentes marques (*Volkswagen*, *Skoda*, *Seat*, *Audi*, *Porsche*). Cela augmente, de fait, la production de pièces de structures identiques sur les mêmes presses d'emboutissage. La question de leur maintenance et évidemment de la durée de vie des outillages est donc posée.

Une solution efficace d'allègement est d'utiliser des nuances d'acier à haute limite d'élasticité afin de diminuer les épaisseurs de tôle constituant les structures tout en conservant une résistance mécanique satisfaisante quant aux impératifs d'utilisation et de sécurité [Preveraud2014]. Néanmoins, comme le montre la figure 1.3, les hautes propriétés mécaniques feront que les tôles pourront peu se déformer ce qui est un frein

pour leur mise en forme à température ambiante dans l'état métallurgique final de la pièce. Une solution consiste donc à emboutir la tôle à chaud pour améliorer sa ductilité pendant la mise en forme.



Figure 1.2 – Utilisation de plateformes modulaires : l'exemple du groupe *Volkswagen*²

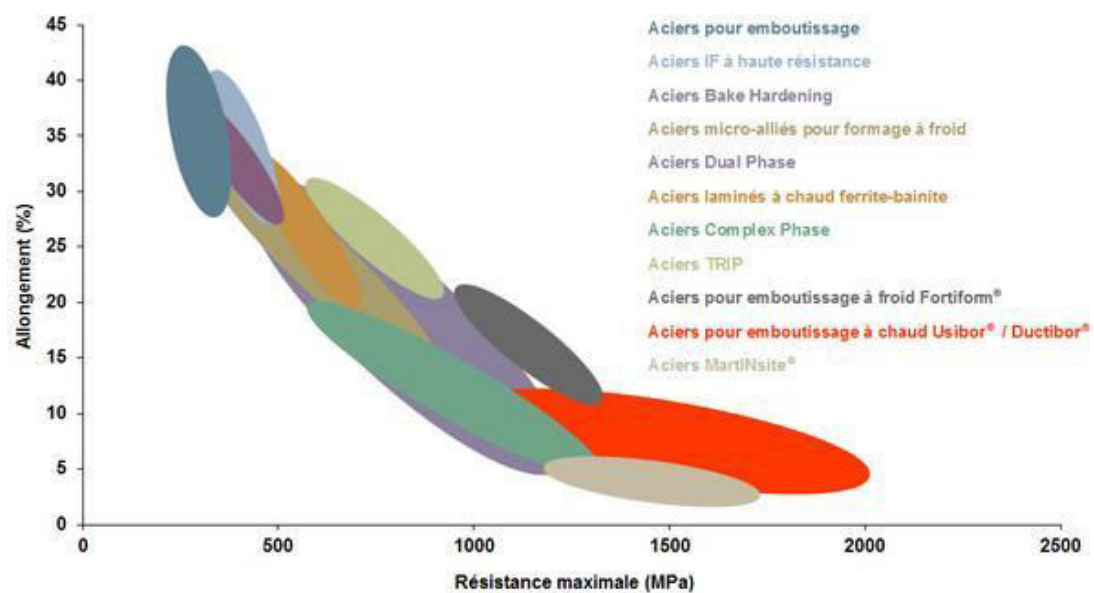


Figure 1.3 – Positionnement des gammes d'aciers d'ArcelorMittal pour le secteur automobile dans le plan ductilité/résistance mécanique selon [ArcelorMittal SAa]

2. Image appartenant à Volkswagen GmbH

1.2 Une solution de mise en forme des aciers à haute résistance : l'emboutissage à chaud

1.2.1 Emboutissage à chaud des aciers trempants au bore manganèse

Le premier brevet concernant l'emboutissage à chaud d'acier dans les outillages de presse a été déposé par la société *Norrbottnens Järnverk AB* basée à Lulea en Suède en 1974 [Norrbottnens Järnverk1974]. Ce brevet décrit une méthode de fabrication de pièces d'acier d'une épaisseur inférieure à 3 mm capable de limiter les amincissements en tout point de la pièce à 25 % de l'épaisseur initiale tout en lui assurant un durcissement par la formation d'une structure soit bainitique, soit martensitique. Les aciers concernés par cette méthode sont soit des aciers au bore, soit des aciers au manganèse.

Selon ce brevet [Norrbottnens Järnverk1974], la tôle doit être chauffée au-dessus de la température de fin d'austénitisation (AC_3), c'est à dire, préférentiellement entre 775 °C et 1000 °C pour obtenir une microstructure austénitique. Ce brevet prévoit de former les tôles soit par une opération de pressage, soit d'estampage, soit d'extrusion, soit de formage par explosion. L'opération de mise en forme préférentiellement sous presse entre deux outils doit se faire en moins de 3 s de manière à former la tôle avant que la transformation microstructurale et le durcissement associé ait lieu. Après l'étape de formage, la tôle reste entre les outils pour assurer son refroidissement rapide et donc la transformation de l'austénite en martensite ou en bainite. Le refroidissement est donc dépendant des courbes de refroidissement continu de l'acier. Le refroidissement peut être assuré soit par le contact des outils, soit par des moyens de refroidissement directement appliqués à la tôle.

D'après ce brevet, cette méthode de fabrication permet de produire des pièces ayant un bon compromis entre la résistance mécanique et la ténacité nécessaire à l'absorption de chocs. Ces pièces sont principalement destinées aux structures de véhicules. Les aciers au bore présentent une bonne soudabilité, une limite d'élasticité supérieure à 1177 MPa (le brevet indique 120 kp/mm²) et une elongation à rupture d'environ 10 %. Le brevet stipule aussi que l'ajout de bore à un acier au manganèse permet l'obtention après traitement d'une microstructure fine de bainite diminuant son caractère fragile ce qui est intéressant pour les applications visées.

1.2.2 La nuance de tôle de l'étude 22MnB5

En 2001, l'entreprise *Sollac* (devenue *ArcelorMittal* en 2006) dépose un brevet pour une nuance d'acier trempant au bore manganèse [Laurent+2001]. L'objectif est d'utiliser cette nuance pour la fabrication de barres antichocs, renforcements de portière, pieds milieu, etc. La particularité de cette tôle est qu'elle possède après trempe une limite d'élasticité supérieure à 1200 MPa et une limite à rupture de 1500 MPa. De plus, cette tôle est pourvue d'un revêtement composé d'aluminium, silicium et fer permettant d'éviter la corrosion et la décarburation de la tôle lors de la mise en forme à chaud. Cette nuance d'acier 22MnB5 revêtue est connue sous le nom commercial *USIBOR 1500* ®. C'est la nuance qui est étudiée dans cette thèse.

1.3 Un projet de recherche pour lever les verrous de l'emboutissage à chaud : le projet PRICECAT

Bien que connu depuis une quarantaine d'années, l'emboutissage à chaud des aciers n'a fait l'objet de revues scientifiques que récemment et les études portent principalement sur la nuance 22MnB5. Les recherches se sont focalisées sur le comportement mécanique, thermique et métallurgique de cet acier et le choix des "bons" paramètres d'emboutissage pour avoir des pièces fonctionnelles et notamment à gradient de propriétés [Karbasian+2010 ; Bruschi+2014 ; Merklein+2015]. Comme évoqué précédemment, l'emboutissage à chaud de tôles pré-alliées (revêtement déjà déposé) se déroule en quatre étapes (figure 1.4) :

- *l'austénitisation*, c'est à dire la chauffe de la tôle à la température d'austénitisation (à 900 °C pendant 5 min [Merklein+2015])
- le transfert sous la presse
- *l'emboutissage* et la *trempe* qui correspondent à la mise en forme de la tôle et au refroidissement dans les outils de presse
- le découpage (*détourage*, *poinçonnage*)

Le procédé de découpage mécanique consiste à séparer en deux une tôle dans un plan orthogonal à celui de la tôle par contact avec deux outils générant le cisaillement nécessaire à sa rupture. Selon Maillard [Maillard2009], le terme *découpage* est général. En réalité, il regroupe plusieurs opérations qui sont définies selon Maillard [Maillard2009] par la géométrie de la forme à produire suivant qu'il s'agit d'un contour ouvert (cisailage) ou fermé (poinçonnage). Les définitions établies par Maillard sont fournies au chapitre 2.

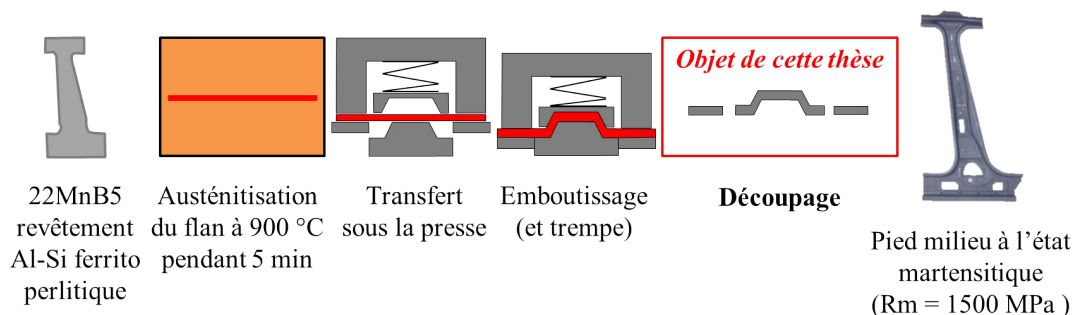


Figure 1.4 – Illustration du procédé de fabrication d'une pièce de structure automobile à haute résistance mécanique pour différentes variantes du détourage³

Chacune des étapes précédemment décrites fait l'objet d'un **verrou technologique** qui limite l'emboutissage à chaud à la fabrication de pièces de géométries "simples" et aux véhicules haut de gamme. Cette thèse s'inscrit dans le cadre du contrat PROcédé Industriel Compact d'Emboutissage des Aciers Trempant porté par ArcelorMittal, intégré au programme MATériaux et PROcédés (2013) et financée par l'Agence Nationale de la Recherche qui vise à lever ces verrous (référence du projet : ANR-13-RMNP-0009). Les

3. Image réalisée à partir des informations issues de [Karbasian+2010 ; ArcelorMittal SAa]

acteurs du projet sont issus du monde industriel (*ArcelorMittal*, *SREM technologies* et *SMP*) et du monde académique (*IRDL* de l'Université de Bretagne Sud à Lorient et *ARMINES-ICA* à Albi).

La pièce industrielle de structure étudiée dans ce projet est un *montant de baie*. C'est une pièce de structure reliant l'avant du véhicule au pied milieu, encadrant le haut de la portière (figure 1.5).

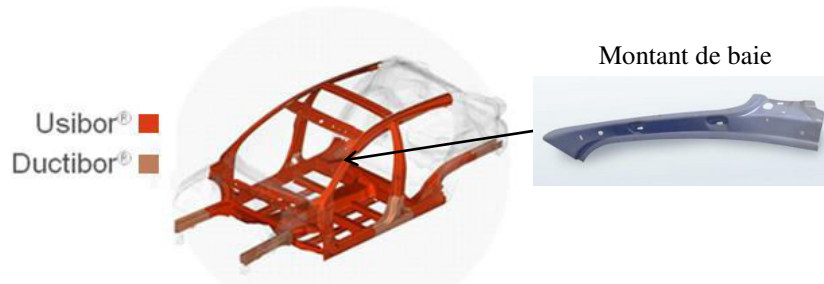


Figure 1.5 – Structure d'un véhicule de tourisme. Orange : pièces obtenues par emboutissage à chaud d'USIBOR ® et de DUCTIBOR ®⁴

1.3.1 Premier verrou : optimisation de la chauffe du flan

Actuellement, l'étape d'austénitisation est réalisée par des fours en ligne de 30 m à 40 m de long ce qui représente un coût d'investissement important et limite le temps d'opération. En effet, la tôle est portée à la température AC_3 pendant 5 min [Karbasian+2010]. Le premier lot du projet (réalisé par l'*IRDL* et *SREM technologies*) consiste à développer une solution de chauffe rapide par l'utilisation de l'effet Joule et optimiser la chauffe du flan.

1.3.2 Second verrou : validation des cycles thermomécaniques subis par la pièce

En ce qui concerne la mise en forme et la trempe, la difficulté réside dans la prédiction de la métallurgie finale de la pièce quant aux niveaux de déformations liées aux vitesses de refroidissement. Le second lot (réalisé par l'*IRDL* et *ArcelorMittal*) a pour but de valider expérimentalement, par des essais thermo-mécaniques, la prédiction de la métallurgie dans des zones critiques d'un point de vue des déformations du montant de baie faite à partir d'une simulation de sa mise en forme sur un logiciel éléments finis "métier".

1.3.3 Troisième verrou : compréhension des mécanismes de dégradation des lames de découpage à chaud

L'objet du troisième lot (réalisé par *ARMINES-ICA* et *SMP*) et de cette thèse est la compréhension des mécanismes de dégradation des lames de découpage à chaud.

Après la mise en forme, la pièce doit être détournée pour lui donner sa forme finale (figure 1.4).

La figure 1.6 présente les méthodes de découpage possibles pour détourer une pièce emboutie à chaud.

4. Image réalisée à partir des informations issues de [ArcelorMittal SAb ; ArcelorMittal SAc]

L'approche industrielle historique consistait à découper la tôle à température ambiante après l'emboutissage (figure 1.6.A). Néanmoins, la martensite formée après trempe conférant à la tôle une très haute résistance mécanique (pour le 22MnB5 de 1500 MPa selon Karbasian [Karbasian+2010]) génère des efforts de découpe importants et use de manière prématurée les lames de découpe. De plus, dans le cadre du découpage à froid, l'intégration d'une étape d'encochage ou d'ajourage entre deux étapes d'emboutissage permettait d'améliorer la formabilité de la pièce.

Actuellement, les découpages après trempe sont réalisés grâce à un laser qui fait fondre la tôle de manière localisée en se déplaçant sur le pourtour de la pièce (figure 1.6.B). Donc, le temps de découpe est lié au périmètre de la pièce et ne permet pas d'avoir des temps de production compatibles avec la production de véhicules d'entrée et de moyenne gamme [Agence Nationale de la Recherche].

Un brevet datant de 2009 déposé par Hielscher de *Benteler Automobiltechnik GMBH* [Hielscher2009] propose d'intégrer aux presses d'emboutissage à chaud une fonction de découpage mécanique *avant la fin de la trempe sous presse* (figure 1.6.C). **C'est à dire intégrer une découpe à chaud de la tôle : c'est l'opération étudiée dans cette thèse.** Elle s'intéresse principalement aux opérations de découpage de géométries aux contours ouverts comme le cisailage ou l'encochage.

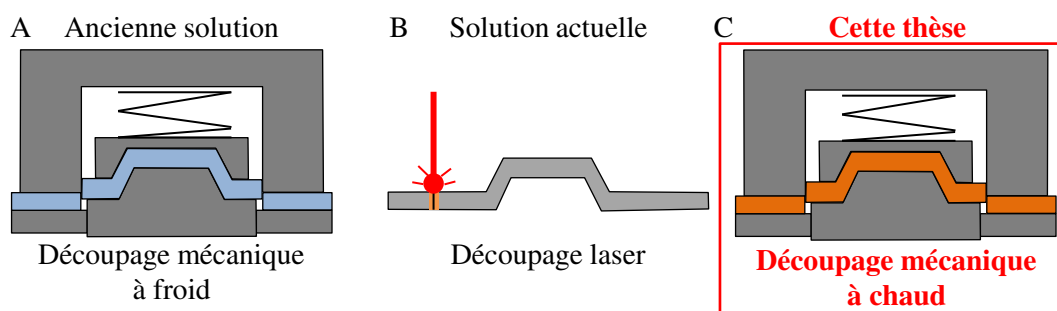


Figure 1.6 – Méthodes de découpage pour détourer une pièce emboutie à chaud. (A) Découpage mécanique à froid. (B) Découpage laser. (C) Découpage à chaud

1.3.4 Quatrième verrou : conception d'un outil multi-étapes

La mise en forme des pièces aux formes complexes, ne peut se faire en une seule étape. Le développement de lignes de presses ayant plusieurs postes (dit *outils à suivre*) est donc nécessaire. Le quatrième lot (réalisé par *SMP* et *ArcelorMittal*) vise donc à développer numériquement un démonstrateur intégrant les étapes de chauffe, d'emboutissage, de découpe mécanique à chaud et de trempe permettant de former le montant de baie.

1.4 Problématiques du découpage à chaud

Comprendre les mécanismes de dégradation des outils de découpage à chaud en fonction des paramètres de l'opération (température de tôle, jeu et nuance du matériau d'outil) revient à se poser deux questions fondamentales :

- Quelles sont les dégradations ?
- Quelle est la cinétique de dégradation ?

Des problématiques plus spécifiques liées à l'état de la tôle lors de la découpe se posent :

- la résistance mécanique de la tôle peut générer localement sur l'arête de coupe des pressions de contact de l'ordre de 1500 MPa (observation en découpage à froid par Hambli [Hambli2001a] sur une tôle XC60 de 3,5 mm d'épaisseur pour une résistance mécanique comprise entre 750 MPa et 950 MPa). Même à température élevée, la nuance 22MnB5 conserve une résistance mécanique importante [Merklein+2006]. Quel est l'effet de la température de la tôle (supérieure à 500 °C) et donc de sa résistance mécanique sur l'effort de coupe et la contrainte générée sur l'arête de coupe ?
- un transfert thermique important entre la tôle à sa température d'austénitisation et l'outil à plus basse température a lieu lors du contact. Le transfert thermique est favorisé par l'augmentation de la pression de contact [Abdulhay+2010]. La lame va donc fatalement subir un échauffement préjudiciable à sa tenue en service. Quel est l'effet de la température de la tôle (supérieure à 500 °C) sur la température dans l'arête de coupe ?
- le revêtement de la tôle en aluminium silicium Al-Si est dur et fragile à froid [Pelcastre+2016]. Lors de l'emboutissage à chaud, il est réputé pour se transférer sur les rayons de matrice lors de la mise en forme de la tôle [Pelcastre+2013]. En tant que particule d'usure, il joue aussi un rôle abrasif [Boher+2012] ce qui entraîne une usure prématurée des outils. Quel est l'effet du revêtement Al-Si de la tôle sur la dégradation des lames ?

De même, les efforts de coupe, les contraintes et les températures dans l'arête de coupe des lames sont susceptibles d'évoluer en fonction du jeu de découpe et de la nuance du matériau de lame. La question est donc de savoir quelles sont leurs évolutions en fonction de ces paramètres ?

1.5 Objectifs industriel et scientifique de cette thèse

Naturellement, l'industrie cherche à optimiser les paramètres de l'opération de découpage à chaud pour fabriquer des pièces répondant au cahier des charges clients en assurant une durée de vie des outils acceptable. L'objectif industriel de cette thèse est donc d'étudier l'influence des principaux paramètres de l'opération sur la durée de vie des outillages. Ainsi, l'influence de la température initiale de la tôle, du jeu inter lames et du matériau d'outil sur les mécanismes de dégradation des lames et leur cinétique est étudiée.

D'un point de vue scientifique, les phénomènes d'endommagements se produisant dans l'arête de coupe seront identifiés par des observations de surface et en coupe et les mécanismes d'endommagement dans cette arête seront décrits. Cette thèse s'intéresse donc au comportement des matériaux de lames soumis à des fortes sollicitations thermiques et mécaniques. Plus particulièrement, la nuance X70CrMoV5-2 utilisée pour le travail à froid [Uddeholm AB2016] et par l'industrie pour l'opération de découpage à chaud et la nuance X38CrMoV5 utilisée dans les procédés de travail à chaud [Uddeholm AB2013] sont étudiées. Cette dernière nuance est un acier de référence pour le travail à chaud notamment le forgeage [Delagnes1998 ; Mebarki2003 ; Velay2003 ; Barrau2004], la fonderie [Salem2009] et l'emboutissage à chaud [Boher+2012]), largement étudié au sein de l'ICA .

1.6 Démarche scientifique adoptée

Pour identifier les dégradations des lames de découpage à chaud et leur cinétique, cette thèse s'appuie sur :

- un travail expérimental visant à dégrader des lames dans des conditions contrôlées sur un pilote expérimental semi industriel de découpage à chaud. Un nouveau module de cisailage a été introduit et une modification a été apportée au module de chauffage de l'équipement pilote MEFISTO pour installer une fonction de refroidissement par convection forcée. Ce travail expérimental de mise en oeuvre du pilote, d'instrumentation, d'observations au microscope électronique à balayage et de mesure de topographie de l'arête de coupe a été réalisé en collaboration avec *l'équipe de soutien technique et scientifique de l'ICA* dans le cadre du projet *ANR PRICECAT*.
- un travail de simulation numérique éléments finis qui vise à reproduire l'opération du moyen d'essais pour évaluer les niveaux de contrainte mécanique et de température dans les lames afin d'expliquer les dégradations observées expérimentalement.

Après cette introduction, le second chapitre de ce manuscrit consiste en un état de l'art sur la découpe à chaud. L'objet est de trouver les paramètres de l'opération les plus pertinents sur lesquels agir pour dégrader des outils, recenser les mécanismes de dégradation déjà observés par la littérature ainsi que les indicateurs expérimentaux d'usure des outils de découpage. De plus pour développer les simulations, la littérature fournit une description de modèles d'opération de découpage, des informations sur le comportement mécanique en température des nuances d'outils, de la tôle et de leurs interactions de surface (transfert thermique et frottement).

Le troisième chapitre de ce manuscrit se concentre sur la description du pilote expérimental de découpage à chaud, la présentation des moyens d'analyse permettant l'identification des dégradations et le choix des indicateurs d'usure de l'arête de coupe.

Le quatrième chapitre du manuscrit présente des essais unitaires de découpe à chaud réalisés sur le moyen d'essais pour comprendre l'influence de la température initiale de la tôle sur les efforts de coupe et sur les microstructures finales des tôles. Un modèle numérique de l'opération de découpage à chaud est présenté et les hypothèses choisies sont justifiées par rapport aux résultats d'efforts expérimentaux établis préalablement. Une étude numérique de l'influence des paramètres de l'opération sur les contraintes et les températures dans les lames est présentée.

Le cinquième chapitre concerne des essais de découpage à chaud en cadence. Il est divisé en deux parties présentant l'identification des dégradations des lames et la caractérisation de la cinétique d'usure. L'idée est d'avoir une vue générale des mécanismes de dégradation pour cette opération. La cinétique d'usure est caractérisée à travers les indicateurs expérimentaux représentatifs du procédé, des lames et de la qualité de la pièce formée. C'est une approche généraliste de l'usure des outils réalisant l'opération.

Le sixième et dernier chapitre donnera les conclusions et les perspectives de ce travail de thèse.

État de l'art sur la dégradation des outillages de découpage à chaud

| | | |
|-------|--|----|
| 2.1 | Généralités sur l'opération de découpage | 13 |
| 2.1.1 | Définition d'une opération de découpage à chaud | 13 |
| 2.1.2 | Description d'une lame de découpe | 14 |
| 2.1.3 | Définition de la qualité des pièces découpées | 18 |
| 2.1.4 | Evolution de l'effort de coupe en fonction du temps et du déplacement de l'outil | 19 |
| 2.2 | Influence des paramètres de l'opération sur l'effort maximal de coupe et la qualité des pièces produites | 23 |
| 2.2.1 | Influence de la température initiale de la tôle | 23 |
| 2.2.2 | Influence du jeu inter lames | 26 |
| 2.2.3 | Influence de la vitesse de descente de la lame | 27 |
| 2.2.4 | Influence des angles de vague et de positionnement | 29 |
| 2.3 | Matériaux d'étude | 30 |
| 2.3.1 | Les nuances de matériaux d'outils X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 | 31 |
| 2.3.2 | Le matériau de tôle 22MnB5 revêtu Al-Si | 39 |
| 2.4 | Comportement à l'interface tôle/outil | 49 |
| 2.4.1 | Valeurs du coefficient de frottement | 49 |
| 2.4.2 | Transfert thermique | 50 |
| 2.5 | Evaluations des contraintes et des températures dans les lames basées sur la simulation numérique éléments finis | 51 |
| 2.5.1 | Modélisation et simulation par la méthode des éléments finis de l'opération de découpe | 51 |
| 2.5.2 | Validation du comportement de la tôle | 56 |

| | | |
|-------|--|----|
| 2.5.3 | Estimation du champ de contraintes mécaniques et des températures dans les outils | 57 |
| 2.5.4 | Estimation du volume usé par l'introduction de la loi d'Archard sur des outils rigides | 58 |
| 2.6 | Dégradations observées sur les outils de découpe | 58 |
| 2.6.1 | Découpe à température ambiante d'aciers doux | 58 |
| 2.6.2 | Découpe à température ambiante de tôles d'acier 22MnB5 martensitique | 60 |
| 2.6.3 | Découpage à chaud de tôles épaisses en acier | 61 |
| 2.7 | Indicateurs expérimentaux de la cinétique d'usure d'un outil de découpe | 62 |
| 2.7.1 | Approche basée sur la géométrie de l'arête de coupe | 63 |
| 2.7.2 | Approche basée sur la qualité des pièces produites | 65 |
| 2.7.3 | Approches de l'usure basées le suivi d'un indicateur établi à partir courbe d'effort de coupe / déplacement de l'outil | 66 |
| 2.8 | Conclusions de l'état de l'art | 68 |

La première étape de ce travail de thèse consiste à faire un état de l'art sur la dégradation des outillages de découpage à chaud en introduisant des généralités sur les opérations de découpe et en recensant les paramètres de l'opération influant sur l'effort de coupe et la qualité du bord découpé.

La microstructure initiale et le comportement thermomécanique des matériaux utilisés dans cette thèse sont également présentés et couplés aux résultats bibliographiques.

De plus, l'état de l'art présentera des travaux de modélisation des opérations de découpage par la méthode des éléments finis.

Enfin, les dégradations des outils de découpage déjà observées par la littérature et les indicateurs de la cinétique d'usure sont présentés.

2.1 Généralités sur l'opération de découpage

2.1.1 Définition d'une opération de découpage à chaud

Selon Chabenat et Martin [Chabenat+1978], le *découpage-poinçonnage* consiste à détacher un contour donné d'un produit plat : une tôle, l'opération se faisant sur une presse mécanique par l'intermédiaire d'un outil dont les parties travaillantes sont les poinçons et les matrices. L'élément détaché est appelé le *flan* ou la *débouchure*.

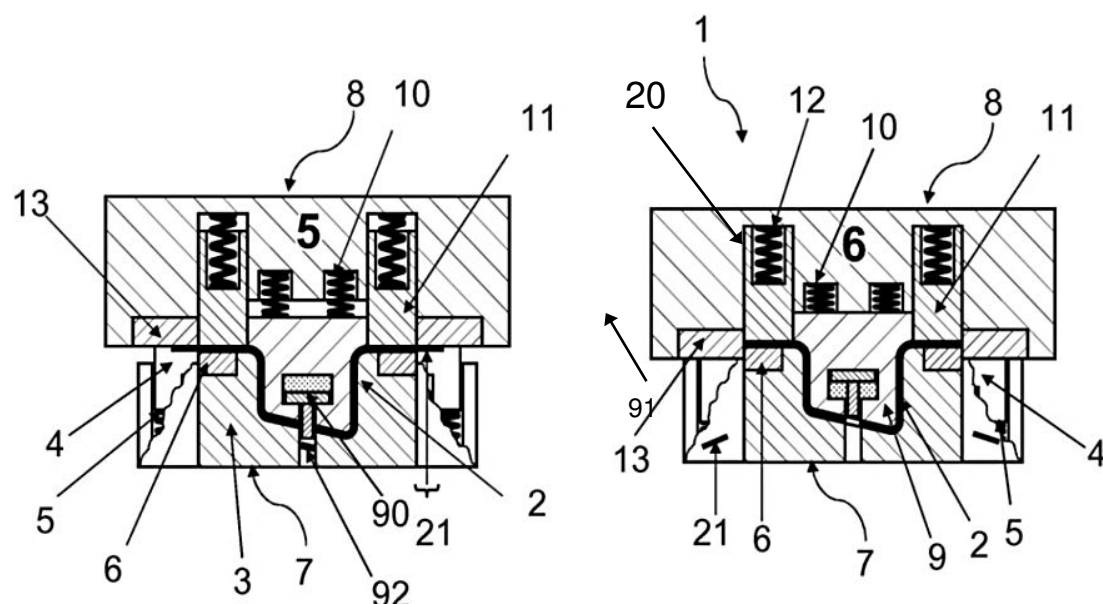
Selon Maillard [Maillard2009], le terme *découpage* regroupe l'ensemble des opérations de séparation de tôle réalisées sur presses. Il donne des définitions plus précises des opérations de découpage qui dépendent du contour de la pièce à réaliser :

- le *cisaillage* consiste à séparer une tôle en deux sans créer de déchets (dit *chutes*). Le contour formé est ouvert.
- le *poinçonnage* est l'opération qui consiste à enlever de la matière suivant un contour fermé de petite taille par rapport à la dimension de la pièce à l'intérieur de la tôle. En d'autres termes, réaliser un trou dont la précision est assurée par un outil supérieur appelé *poinçon*.
- l'*ajourage* est un procédé similaire au poinçonnage, le trou (de grande taille par rapport à la dimension de la pièce) est réalisé dans une bande de tôle et décrit les contours de la pièce formée ultérieurement par emboutissage ou pliage.
- le *fentage* est un cisaillage interrompu dans la tôle (sans création de chutes) pour libérer la tôle et faciliter la mise en forme ultérieure de la tôle.
- le *détourage* consiste à éliminer l'excédent du bord d'une pièce pour former son contour final. C'est le "négatif" du poinçonnage. Une opération annexe est l'*encochage* qui est une découpe partielle (contour ouvert) du bord de la pièce.
- le découpage dit *partiel* ou *semi-découpe* désigne une indentation le long du contour de la géométrie à réaliser. Les deux parties de la tôle ne sont pas séparées. Selon Maillard [Maillard2009], cette opération peut servir à créer du relief pour un appui mécanique, affaiblir localement la matière (l'exemple donné est l'ouverture facile des emballages) ou faire un découpage alterné sans bavure.

Le découpage constitue souvent une opération intermédiaire (encochage, poinçonnage) ou finale (détourage) dans la mise en forme d'une pièce par emboutissage [Karbasian+2010]. Hielscher propose dans un brevet [Hielscher2009] de découper une tôle à chaud juste

après l'étape d'emboutissage à chaud pour abaisser les efforts de presse nécessaires pour former la tôle en 22MnB5. La presse d'emboutissage et de découpage à chaud est alors dotée d'outils de coupe (lames de coupe supérieure / inférieure et poinçon / matrice de découpage) coulisants par rapport aux poinçons et aux matrices d'emboutissage permettant de finir la mise en forme de la pièce (figure 2.1). Ce sont les lames de cette opération qui sont étudiées dans cette thèse. Les lames supérieure (figure 2.1, repère 13) et inférieure (figure 2.1, repère 6) viennent trancher la tôle positionnée entre les deux. Les deux outils sont donc mobiles l'un par rapport à l'autre verticalement.

Traditionnellement [Chabenat+1978 ; Tilby1983 ; Maillard2009], en découpage à froid, le *jeu* est le terme consacré à l'espace entre l'outil tranchant supérieur (lame supérieure, poinçon) et l'outil tranchant inférieur (lame inférieure, matrice) dans une direction orthogonale à la face de dépouille (figure 2.2). D'après Maillard [Maillard2009], le jeu est exprimé en pourcentage de l'épaisseur de tôle. En découpage à chaud, le *jeu* est défini à "froid", c'est à dire pour des outils à température ambiante [So+2012]. Lorsque les outils s'échauffent, ils se dilatent ce qui peut faire varier cet espace. Il est donc nécessaire de redéfinir le *jeu* inter-lames en introduisant une notion de température.



1/ Dispositif d'emboutissage 2/ Demi produit (tôle chaude) 3/ Matrice 4/ Élément d'écartement 5/ 10/ 12 Ressort 6/ lame de coupe inférieure 7/ Outil inférieur 8/ Outil supérieur 9/ Poinçon 11/ Serre-flan 13/ lame de coupe supérieure 20/ Collet 21/ Partie d'extrémité 90/ Poinçon de découpage 91/ Canal 92/ Pastille

Figure 2.1 – Dessin d'un dispositif d'emboutissage extrait de [Hielscher2009]

2.1.2 Description d'une lame de découpe

Ce qui définit une lame de découpe, c'est sa forme et la nuance du matériau d'outils qui la constitue.

2.1.2.1 Géométrie d'un outil de découpe

La définition de la géométrie des lames est présentée à la figure 2.2 :

- la face d'attaque est celle qui vient en contact avec le plan de la tôle [Maillard2009].

- la face de dépouille est celle qui traverse la tôle lors de la découpe.
- l'arête de coupe est la partie active de l'outil qui sépare la tôle en deux [Maillard2009]. Elle est souvent décrite soit par un chanfrein, soit par un congé [Hambli1996 ; Nothhaft+2012].
- l'angle de vague est celui que forme la face d'attaque avec le plan de la tôle et dont l'intersection des plans est orthogonal au plan de coupe et donc "avance" le long de la tôle avec l'ouverture de la fissure (comme une vague qui avance sur le bord de la plage) avec la pénétration de la lame [Maillard2009]. L'angle vague peut être simple, convexe ou concave [Saouni+2010].
- l'angle de positionnement que forme la face d'attaque avec le plan de la tôle et dont l'intersection des plans est contenue dans le plan de coupe (fixe par rapport au plan de la tôle [So+2008]).

Les outils dit *plats* sont ceux qui ne possèdent ni angle de vague, ni angle d'attaque [Maillard2009].

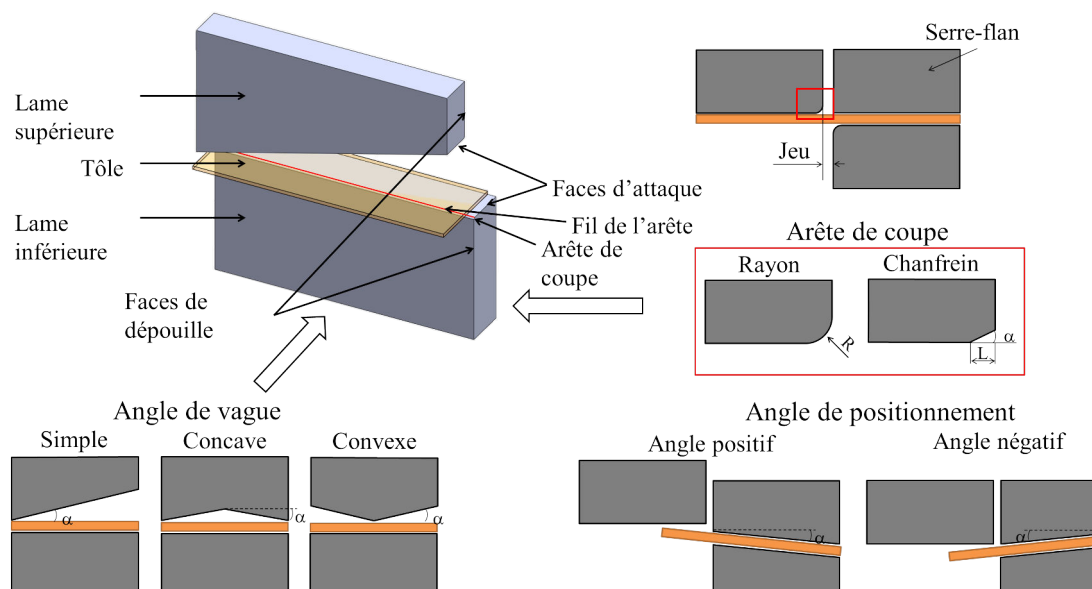


Figure 2.2 – Définition de la géométrie des lames ¹

Industriellement pour les structures automobiles, les pièces à découper peuvent atteindre des dimensions de l'ordre du mètre. Les outillages de mise en forme et de détournage peuvent donc être de mêmes dimensions. Dans ce cas, les outils de presse sont segmentés et assemblés pour décrire toute la géométrie de la pièce de structure à réaliser et faciliter la maintenance. Un exemple d'outil supérieur de détournage en G50CrMo4 (fonte au chrome) permettant de détourner la face interne d'une portière (la *doublure*) en fin d'emboutissage [Ramde2010] et un segment d'outil en X70CrMoV5-2 pour la fabrication d'un pied milieu automobile sont présentés à la figure 2.3.

1. Image réalisée à partir des informations issues de [Hambli1996 ; So+2008 ; Maillard2009 ; Saouni+2010 ; Nothhaft+2012]

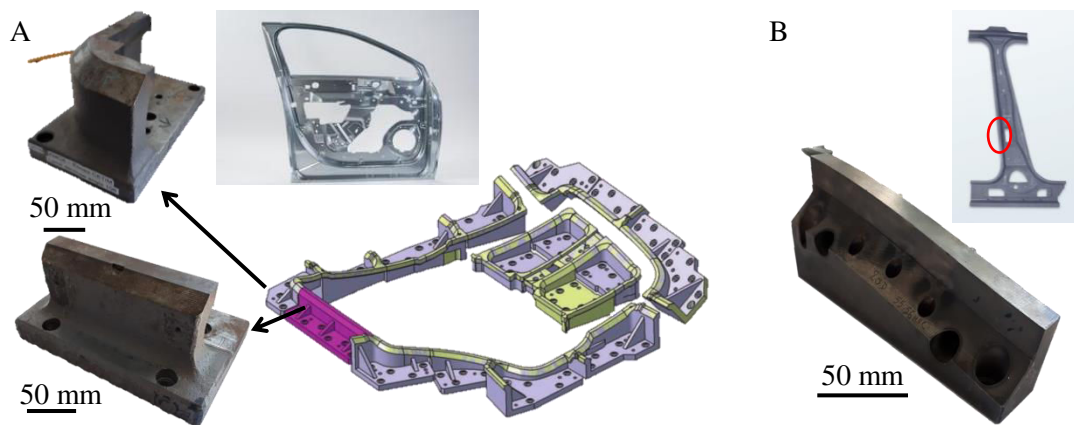


Figure 2.3 – Exemples d’outils industriels². (A) Dessin CAO d’un outillage supérieur en G50CrMo4 de découpe à froid pour le détournement d’une doublure de portière et segments de lame (Projet EMOA 2010, thèse de Souleymane Ramde [Ramde2010]). (B) Exemple de segment de lame inférieure en X70CrMoV5-2 pour la fabrication d’un pied milieu (source : SMP)

2.1.2.2 Généralités sur les nuances d’acier à outil utilisées en découpage

Levêque [Lévêque2013a] recense et classe les aciers à outils par rapport à leur utilisation pour le travail à froid (partie active de l’outil ne dépassant pas 200 °C) et à chaud (partie active de l’outil dépassant 300 °C) [Lévêque2013c]. Selon lui, les critères de choix d’une nuance sont :

- la ténacité (résistance à l’écaillage et à la rupture),
- la dureté,
- la résistance à la fatigue thermique,
- la résistance à l’usure (au sens perte de matière, abrasion).

2.1.2.2.1 Nuances utilisées en découpage à froid

Maillard [Maillard2009] montre que les matériaux d’outils utilisés en découpage à froid sont soit des aciers fortement alliés, soit des aciers rapides, soit des carbures :

- X153CrMoV12-01 car polyvalent.
- X100CrMoV5 qui possède une forte ténacité au détriment de sa tenue à l’usure.
- l’acier rapide HS 6.5.3 qui est un bon compromis entre la ténacité et la résistance à l’usure.
- les outils en carbures de tungstène (entre 80 % à 90 % en masse) avec un liant en cobalt qui ont des résistances mécaniques en compression plus élevées que les aciers mais beaucoup moins bonnes en traction [Makich2011 ; Falconnet+2012 ; Jeannin2016]. De ce fait, ils présentent des spécificités de montage qui contraignent leur utilisation aux tôles fines inférieures à 0,7 mm et pour des très grandes séries (plusieurs millions de pièces) comme la réalisation de connecteurs électriques [Makich2011].

2. Image réalisée à partir des informations issues de [Ramde2010 ; ArcelorMittal SAB]

Le tableau A.1 (annexe A) référence les matériaux d'outils et les nuances de tôles étudiés par la littérature sur le découpage. Les nuances présentées sont majoritairement des aciers fortement alliés pour le travail à froid avec des teneurs en carbone proche de 1 % en masse et en chrome supérieure à 5 %, ainsi que des aciers rapides issus de la métallurgie des poudres.

Dans le cadre du découpage à froid, la nuance X153CrMoV12 se distingue par un nombre d'occurrences important (10/32 occurrences) ce qui confirme l'observation de Maillard. En découpage à froid du 22MnB5 martensitique [Hirsch+2011 ; Picas2012 ; Mair+2013 ; Nothhaft2014 ; So2015 ; Han+2016], c'est la nuance la plus utilisée. Pour ce qui est de la nuance X100CrMoV5, l'observation de Maillard est contrastée puisque les nuances rencontrées sont proches dans les compositions [Högman2004 ; Hirsch+2011 ; Picas2012 ; Nothhaft2014] mais pas exactement celle décrite. Ainsi, les teneurs en carbone sont comprises entre 1 % et 1,1 %, entre 5 % et 8 % pour le chrome, entre 1 % et 2 % de molybdène et certaines contiennent des traces de tungstène (moins de 1 %). Viale [Viale+2011] compare la nuance X110CrMoV8 à la nuance X153CrMoV12 lors d'essais de poinçonnage à froid de la nuance 22MnB5 martensitique (*USIBOR 1500*®) et conclut que l'usure des poinçons est amoindrie avec la nuance X110CrMoV8. Il faut remarquer que la nuance X70CrMoV5-2 n'est rencontrée que dans l'étude de [Högman2004]. Luo [Luo1997] présente dans le cadre du poinçonnage à froid les mécanismes d'usure de poinçons faits d'acier rapide HS6-5-2 (discussion menée en sous-section 2.6.1).

2.1.2.2.2 Nuances utilisées en découpage à chaud

En ce qui concerne les études sur le découpage à chaud, Mori [Mori+2008] utilise l'acier rapide HS 6-5-2 et So [So2015] la nuance X153CrMoV12 (découpage à chaud du 22MnB5). Ces deux nuances sont préférentiellement utilisées pour le travail à froid ce qui peut sembler paradoxal puisque les études ont été menées dans le cadre du découpage à chaud. Torres [Torres+2013] étudie l'usure de lame de cisailage à chaud en X38CrMoV5-3 préférentiellement utilisé pour le travail à chaud.

2.1.2.2.3 Nuances utilisées en emboutissage

Compte tenu du fait qu'il y a peu de publications sur la découpe à chaud du 22MnB5 et les matériaux d'outils pour cette opération, il est nécessaire de rechercher les nuances d'outils utilisées classiquement en emboutissage à chaud du 22MnB5 puisque les outillages fournissent aussi bien les outils d'emboutissage que ceux pour le découpage. Le tableau A.2 (annexe A) recense les matériaux d'outils étudiés dans la littérature pour le procédé d'emboutissage à froid et à chaud. Par exemple, la nuance X153CrMoV12 est aussi bien rencontrée dans les publications portant sur l'emboutissage à froid [Attaf2003 ; Boher+2005 ; Cora+2009] et à chaud [AbdulHay2009 ; Kondratiuk+2011] qu'en découpage à froid [Maillard2009]. Cora [Cora+2009], dans une problématique d'emboutissage à froid, étudie la résistance à l'usure des matériaux rencontrés dans la publication sur le découpage à froid de Högman [Högman2004] et notamment la nuance X70CrMoV5-2 étudiée dans cette thèse. Sur le procédé d'emboutissage à chaud du 22MnB5, les matériaux d'outils les plus utilisés sont les nuances X38CrMoV5-1, X38CrMoV5-3 et X40CrMoV5-1 (série d'aciers pour le travail à chaud AISI H11 à H19). A titre de rappel, Torres [Torres+2013], étudie l'usure des outils de cisailage à chaud en acier X38CrMoV5-3 utilisés en emboutissage à chaud.

2.1.3 Définition de la qualité des pièces découpées

Maillard [Maillard2009] distingue trois aspects qui qualifient la qualité de la pièce découpée et qui sont susceptibles d'évoluer avec l'usure de la lame :

- les dimensions du contour de la pièce découpée.
- la géométrie du bord découpé.
- l'écroissage du bord découpé.

La discussion suivante portera sur la géométrie et l'écroissage du bord découpé car l'aspect portant sur le respect des dimensions ne peut être évalué que pour le poinçonnage ou sur une pièce à géométrie complexe.

2.1.3.1 Géométrie du bord découpé

Selon Maillard [Maillard2009], la géométrie du bord découpé est principalement définie par quatre hauteurs caractéristiques (figure 2.4) qui sont :

- la hauteur de zone bombée qui correspond à la flexion élasto-plastique de la tôle jusqu'à l'indentation de l'outil dans la tôle,
- la hauteur de zone cisailée (ou *calibrée* ou *lisse*) qui correspond à une sollicitation majoritaire de cisaillement. L'aspect final de cette hauteur est lisse et c'est ce que les industriels cherchent à maximiser,
- la hauteur de zone arrachée correspondant à la rupture de la tôle,
- la hauteur de bavure qu'il faut limiter.

Cette dernière hauteur est critique d'un point de vue de la qualité. En effet, elle justifie l'ajout d'une opération d'*ébavurage* pour finir la pièce dans le process de fabrication [Maillard2009]. Selon le partenaire industriel *SMP*, le fait qu'il n'y ait pas de bavure répond à un besoin d'esthétisme et surtout de mise en position lors d'opérations ultérieures d'assemblage, notamment de soudure par points. Un critère industriel portant sur la hauteur de bavure illustrant la qualité de la pièce produite est établi en sous-section 3.3.3.2 du chapitre 3.

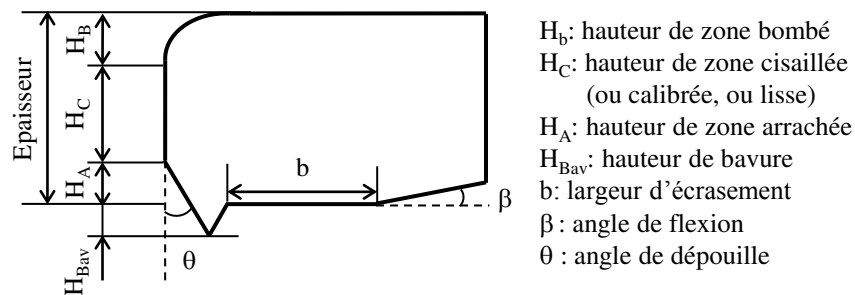


Figure 2.4 – Profil caractéristique d'un bord découpé, selon [Maillard2009]

2.1.3.2 Ecroissage du bord découpé

Dans le cadre du découpage à froid, Maillard [Maillard2009] présente une cartographie de dureté d'un bord découpé d'une tôle d'acier DC04 de 2 mm et constate que la dureté est plus importante sur le bord qu'à coeur (90-110 HV contre 50-70 HV respectivement) à cause de la déformation plastique importante de la tôle dans cette zone (figure 2.5).

Cet écrouissage limite la capacité de la tôle à se déformer ultérieurement et est le lieu préférentiel d'amorçage et de propagation de fissures [Maillard2009].

En découpage à chaud du 22MnB5, il est envisageable d'avoir un écrouissage sur le bord de la tôle dans la zone déformée plastiquement. En plus du phénomène mécanique s'ajoute la transformation de l'austénite en martensite liée au refroidissement de la tôle lors du contact avec les lames qui modifie la cartographie de la dureté dans la zone déformée plastiquement. Cet aspect sera discuté au paragraphe 2.2.1.2 avec les travaux de So [So+2012].

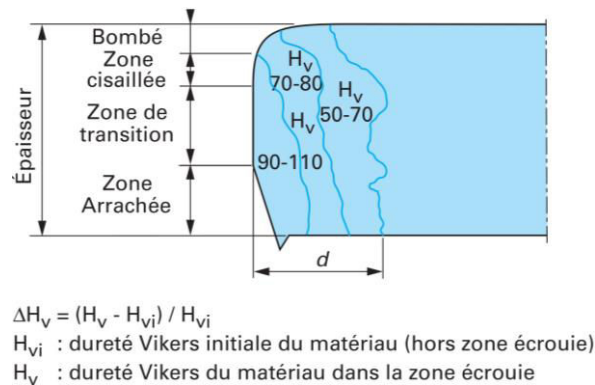


Figure 2.5 – Ecrouissage du bord découpé d'un acier DC04, selon [Maillard2009]

2.1.4 Evolution de l'effort de coupe en fonction du temps et du déplacement de l'outil

La courbe d'effort en fonction, soit du temps, soit de la pénétration de l'outil est une "signature" du procédé de découpage. Elle réunit les phénomènes liés au comportement de la presse utilisée pour le découpage [Miles2004 ; So2015], le comportement de la tôle, la géométrie et l'état d'usure de l'outil [Maillard2009].

Sa mesure est réalisée par une rondelle de charge pour la composante verticale (par rapport au plan de la tôle) [So2015] et par une platine de charge pour la composante verticale et horizontale [Nothhaft2014], ce qui est simple à mettre en oeuvre. Néanmoins, la richesse de l'information obtenue rend complexe l'interprétation de son évolution. La connaître sur un système expérimental peut aussi permettre d'extrapoler le résultat à des presses industrielles [Maillard2009].

2.1.4.1 Evolution de l'effort en fonction du temps

Le découpage est un problème dynamique, l'analyse de l'effort de coupe en fonction du temps permet de voir les phénomènes mécaniques liés au fonctionnement du système mécanique au cours d'une découpe [Maillard2009].

2.1.4.1.1 Schéma de l'évolution

Miles [Miles2004] présente un schéma général d'évolution de l'effort de coupe en fonction du temps (figure 2.6) et montre qu'elle se divise en cinq phases :

1. l'approche de l'outil jusqu'à la mise en contact. Pendant cette phase, l'effort de coupe est quasiment nul.
2. le découpage de la tôle qui voit une montée de l'effort de coupe. La montée est divisée en deux étapes. La première étape correspond à la mise en charge de la machine et de la tôle (75 % du temps de la montée). La seconde étape est celle de la pénétration de l'outil dans la tôle (25 % du temps de la montée) et voit le maximum d'effort ainsi que le début de la chute liée à l'endommagement de la tôle.
3. la rupture de la tôle correspondant à une chute brutale de l'effort.
4. la phase de relâchement du système mécanique. L'énergie mécanique emmagasinée par le système mécanique est libérée après la rupture de la tôle et se transforme en énergie cinétique ce qui fait chuter l'effort pendant 20 ms après la rupture.
5. la phase dite de *snap thru* [Miles2004] qui est une vibration liée à l'absorption du choc par le système mécanique après impact avec les butées mécaniques (phénomène de rebond). Cette phase dure environ 200 ms après la phase de relâchement du système mécanique.

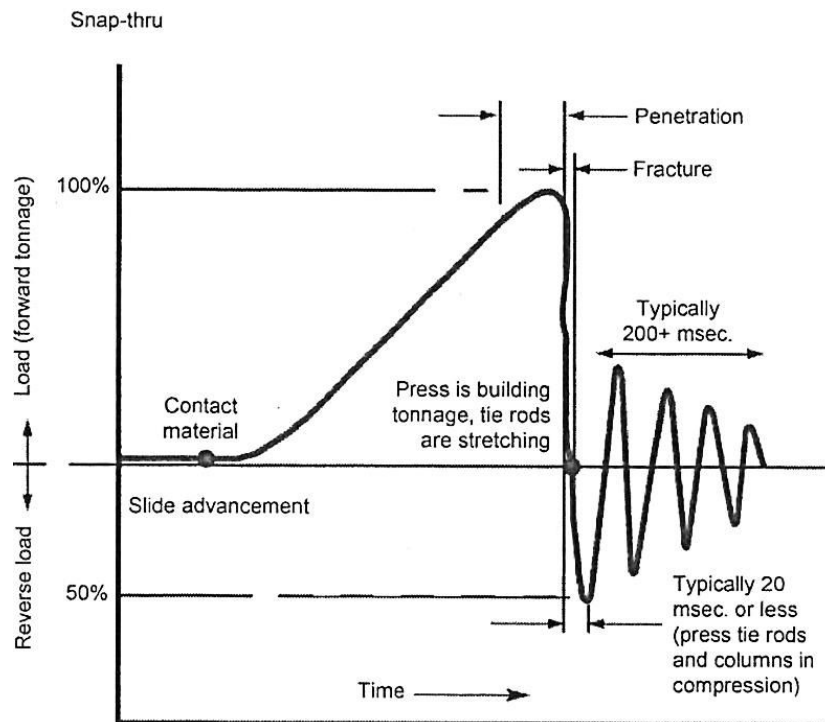


Figure 2.6 – Schéma d'évolution de l'effort de coupe en fonction du temps, selon [Miles2004]

2.1.4.1.2 Evolution observée en découpage à chaud du 22MnB5

En découpage à chaud du 22MnB5, So [So2015] présente le seul exemple d'évolution de la température de la tôle, de l'effort de coupe et de la course de l'outil en fonction du temps (figure 2.7) mais ne commente pas les variations des évolutions quant au fonctionnement de son moyen d'essais (presse hydraulique EITEL TEZ 40B). En revanche, So [So2015] définit la température initiale de la tôle au moment de la découpe grâce aux évolutions d'effort. Il s'agit de la température de la tôle à l'instant pour lequel l'outil supérieur impacte la tôle et qui est visible par la montée brusque dans la courbe d'effort à cet instant (figure 2.7). C'est une température de référence pour l'opération de découpage à chaud.

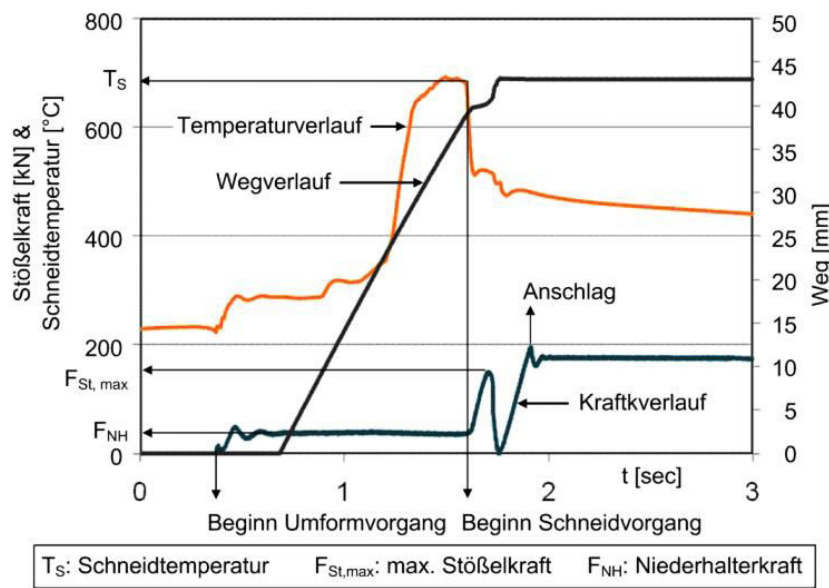


Figure 2.7 – Evolutions de la température de la tôle (courbe orange), de la course de l'outil (courbe noire) et de l'effort de coupe (courbe bleue) en fonction du temps lors d'une découpe d'une tôle 22MnB5 à chaud, d'après [So2015]³

2.1.4.2 Evolution de l'effort en fonction du déplacement de l'outil

L'analyse de l'effort de coupe en fonction du déplacement de l'outil permet de comprendre les phénomènes mécaniques régissant la découpe d'un point de vue du comportement de la tôle [Maillard2009].

Maillard [Maillard2009] présente une évolution schématique de l'évolution de l'effort de coupe en fonction du déplacement de l'outil dans le cas du poinçonnage (figure 2.8). Il distingue cinq phases de sollicitation de la tôle pendant l'opération :

1. la mise en contact de la tôle sur l'outil.
2. la sollicitation élastique de la tôle. La montée en effort est alors très prononcée, voire quasiment verticale.

3. Notes de traduction de l'allemand en français : Stößelkraft = effort de presse, Schneidtemperatur = température de coupe, Weg = course, Temperaturverlauf = évolution de la température, Wegverlauf = évolution de la course, Anschlag = butée mécanique, Kraftverlauf = évolution de l'effort, Beginn Umformvorgang = début de la mise en forme, Beginn Schneidvorgang = début de la découpe, Niederhalterkraft = effort de serre-flan

3. la sollicitation élasto-plastique de la tôle qui correspond à une phase de croissance de l'effort non linéaire jusqu'à atteindre le maximum de l'effort de coupe, puis la chute liée à l'endommagement de la tôle.
4. la fissuration et la rupture de la tôle qui sont marquées par une chute brusque de l'effort.
5. le dévêtissage de l'outil qui correspond à une évolution résiduelle de l'effort après la rupture pendant la descente de l'outil et sa remontée après avoir atteint le point mort bas de la presse. Cet effort résiduel nait du frottement de l'outil avec le nouveau bord de tôle formé.

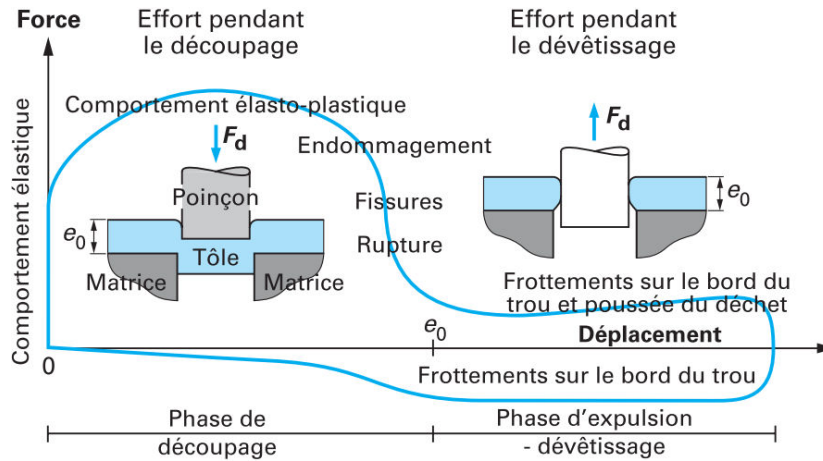


Figure 2.8 – Schéma d'évolution de l'effort de coupe en fonction du déplacement de l'outil, selon [Maillard2009]

A partir de cette courbe d'effort / déplacement, des indicateurs pouvant être suivis au cours de la durée de vie de l'outil sont établis [Maillard1991], notamment :

- l'effort de coupe maximal.
- la pénétration à effort maximal.
- la pénétration au moment de la rupture (pénétration à la chute brutale de l'effort).
- l'énergie totale mise en jeu au cours du découpage.

L'évolution de ces indicateurs en fonction du nombre de cycles de découpage subis par l'outil sera discutée en sous-section 2.7.3.

2.1.4.3 Estimation de l'effort maximal de coupe en fonction de la résistance mécanique de la tôle

Maillard [Maillard2009], donne une relation empirique de proportionnalité permettant d'estimer l'effort maximal vertical F_{coupe}^{max} de presse à partir de l'épaisseur de la tôle e_0 , la longueur découpée L_0 , la résistance mécanique de la tôle R_m et un paramètre d'ajustement k compris entre 0.5 et 1. Selon cette formule 2.1.1, si la résistance mécanique de la tôle chute avec la température, l'effort chute en conséquence.

$$F_{coupe}^{max} = k.e_0.L_0.R_m \quad (2.1.1)$$

2.2 Influence des paramètres de l'opération sur l'effort maximal de coupe et la qualité des pièces produites

En découpage à chaud du 22MnB5, les influences de la température initiale de la tôle, du jeu, de la vitesse de descente du poinçon et de l'angle de positionnement (figure 2.3) sont décrites dans la thèse de So [So2015]. La thèse de So [So2015] a fait l'objet de deux publications qui présentent une partie des résultats [So+2008 ; So+2012]. Néanmoins dans cette section, l'ajout des contributions d'autres auteurs notamment en découpage à froid et/ou sur d'autres nuances est présenté pour savoir si l'origine des phénomènes observés est liée à une contribution thermique, mécanique ou microstructurale.

2.2.1 Influence de la température initiale de la tôle

2.2.1.1 Plus la température initiale de la tôle est importante moins l'effort est intense

Les premiers travaux sur le découpage à chaud ont été réalisés par Johnson et Slater en 1967 sur le procédé de poinçonnage d'alliages d'aluminium, d'alliages de cuivre et d'acier en fonction de la température [Johnson+1967]. Johnson et Slater [Johnson+1967] montrent clairement que l'effort de coupe décroît avec l'augmentation de la température quel que soit l'alliage considéré. La notion de *température homologue* est développée, c'est à dire le rapport entre la température d'essai et la température de fusion de l'alliage.

La figure 2.9 montre que pour l'alliage d'aluminium à une température homologue de 0.55 (soit 235 °C pour une température de fusion de 660 °C), une recristallisation de l'alliage conduit à une inflexion sur la courbe force maximale de coupe / température [Johnson+1967]. Cette idée est confirmée par Johnson et Slater [Johnson+1967] qui constatent pour un acier doux (température de fusion de 1530 °C), deux inflexions à 500 °C (température homologue : 0.43) et 800 °C (température homologue : 0.60). Ils attribuent la première inflexion à la recristallisation de la phase fer- α et la seconde à la transformation de la ferrite (fer- α , structure cubique centrée) en austénite (fer- γ , structure cubique à faces centrées). Par conséquent, l'état microstructural de l'alliage à la température considérée influe sur la réponse en effort de la presse.

Les études suivantes traitant de l'effet de la température sur l'effort de découpe n'ont été menées qu'une quarantaine d'années plus tard pour des aciers à haute résistance par Mori [Mori+2008 ; Mori+2012] (nuance SPFC440, SPFC980) et So [So+2012] sur le 22MnB5. La figure 2.10 présente les résultats d'effort maximal de coupe du 22MnB5 en fonction de la température pour différents jeux obtenus par So [So+2012] en poinçonnage à chaud et confirme la chute d'effort avec l'augmentation de température quel que soit le jeu. Les informations contenues dans cette figure seront réutilisées au chapitre 4.

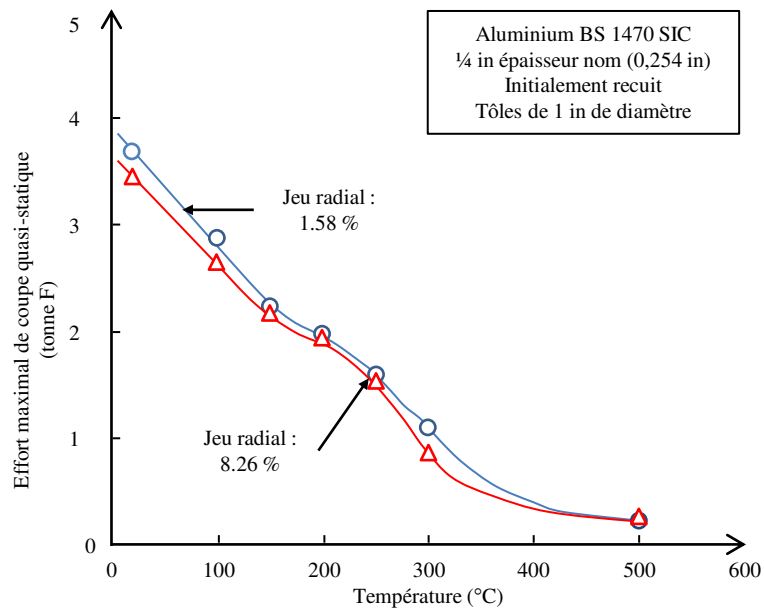


Figure 2.9 – Effort maximal de coupe en fonction de la température de la tôle en alliage d'aluminium [Johnson+1967]⁴

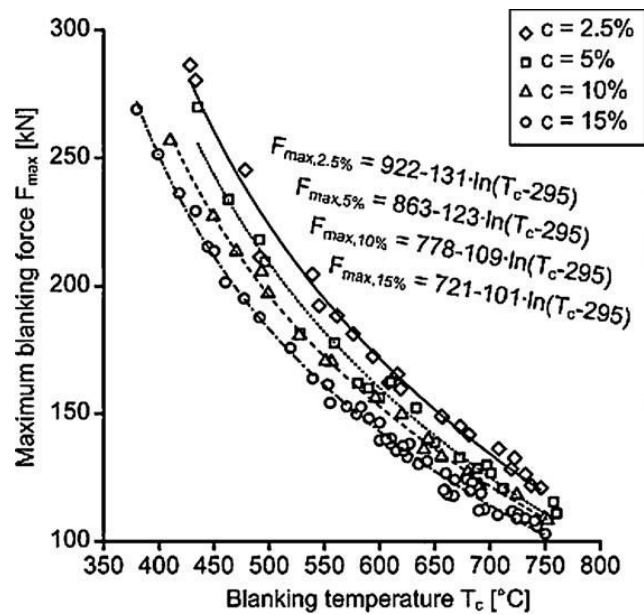


Figure 2.10 – Effort de poinçonnage en fonction de la température pour différents jeux obtenus sur du 22MnB5 non revêtu de 1,75 mm à l'état austénitique pour un poinçon plat en X153CrMoV12 de 110 mm de diamètre, d'après [So+2012]

4. Source [Johnson+1967]

2.2.1.2 Compétition entre la qualité dimensionnelle et la résistance mécanique avec l'augmentation de température

La figure 2.11 présente des cartographies de dureté du bord découpé de tôle en 22MnB5 en fonction de la température (entre 400 °C et 700 °C) et du jeu (entre 5 % et 15 %) proposées par So [So+2012].

A 400 °C, la dureté est largement inférieure à 480 HV donc la pièce n'est pas martensitique. De 500 °C à 700 °C, So [So+2012] constate que les zones proches de la hauteur arrachée sont les zones avec la dureté la plus faible (comprise entre 420 HV et 440 HV) pour toutes les températures. S'il n'y avait pas eu de déformation, cet intervalle de dureté correspondrait à un mélange entre une phase bainitique et martensitique [Grigorieva2010]. Il montre aussi que les zones de duretés supérieures à 480 HV (martensitique, sans déformation) s'étendent dans le bombé, la zone cisailée et autour de la zone arrachée avec l'augmentation de la température.

L'augmentation de la température de découpe favoriserait l'obtention d'une microstructure à 480 HV martensitique, bien que la zone arrachée présente une dureté inférieure à ce seuil dans tous les cas.

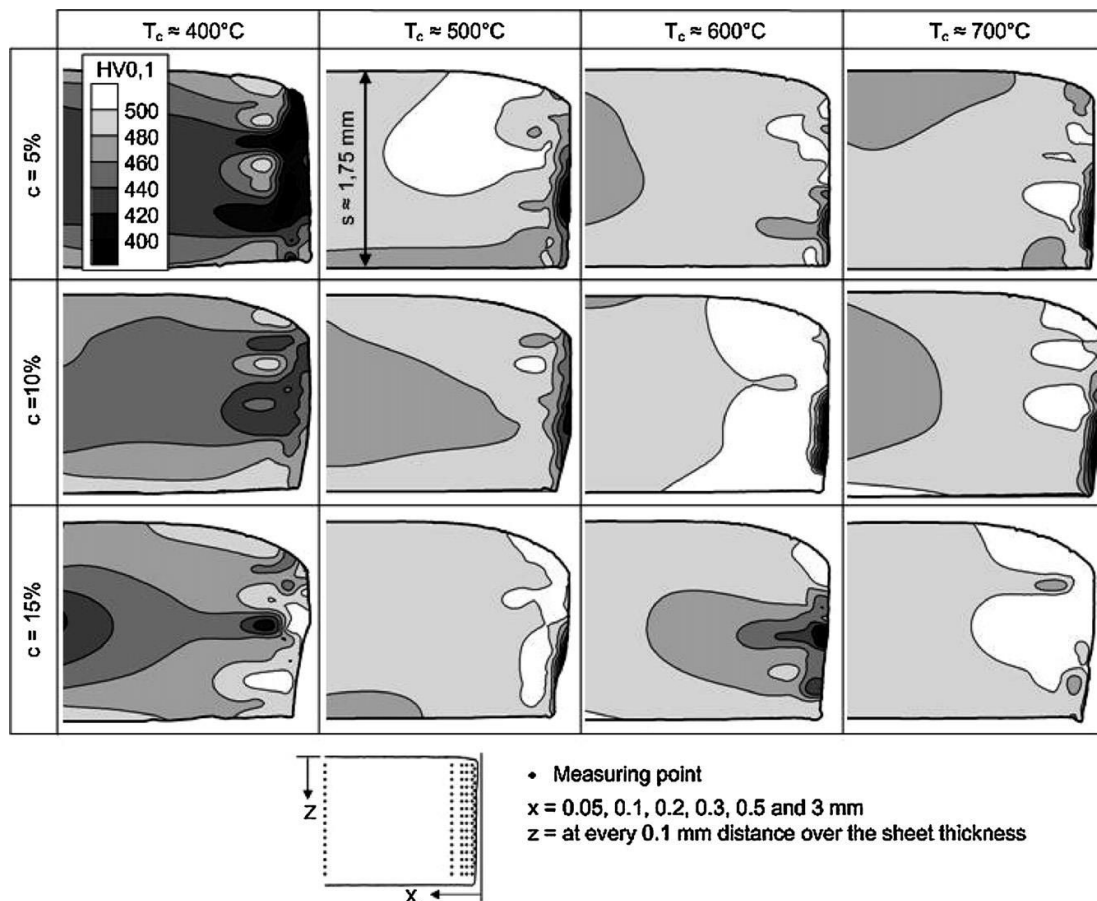


Figure 2.11 – Cartographies de dureté du bord découpé de tôle en 22MnB5 en fonction de la température (entre 400 °C et 700 °C) et du jeu (entre 5 % et 15 %) d'après [So+2012]

D'après la figure 2.12 proposée par So [So+2012], l'augmentation de la température initiale de la tôle agrandit la hauteur cisailée. Mori [Mori+2012] constate sur des tôles en SPFC440 que pour des températures croissantes, la hauteur de bavure s'accroît. So [So+2012], constate également ce phénomène sur le 22MnB5 mais indique que la bavure reste négligeable (inférieure à 1,6 % de l'épaisseur de tôle).

D'un point de vue microstructural, la découpe à chaud crée des zones de fragilisation dans la pièce [So+2012]. D'un point de vue dimensionnel, la température de la tôle améliore la hauteur cisailée mais a aussi tendance à augmenter la bavure à cause de sa plus grande ductilité [So+2012].

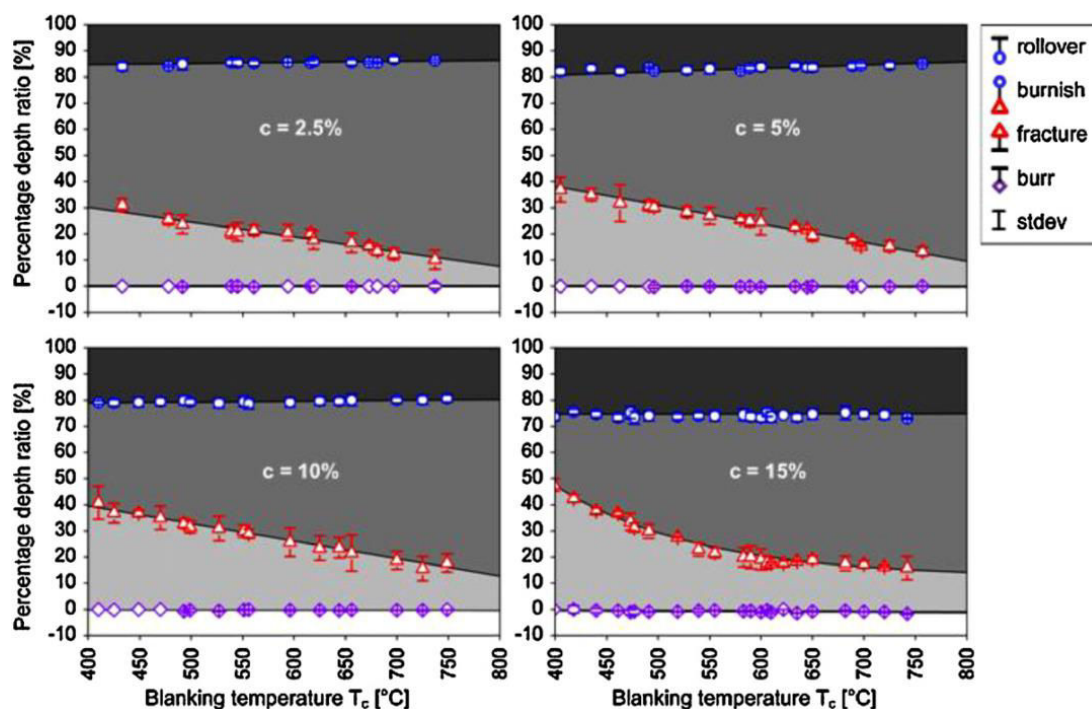


Figure 2.12 – Evolutions des proportions des hauteurs caractéristiques d'une tôle en 22MnB5 d'épaisseur 1,75 mm en fonction de la température initiale de la tôle pour différents jeu de découpe, d'après [So+2012]

2.2.2 Influence du jeu inter lames

2.2.2.1 Plus le jeu est grand, moins l'effort est intense

A cause du jeu de découpe, lors de la descente de l'outil supérieur, la tôle subit deux mécanismes de sollicitation [Maillard2009] : du cisaillement et de la flexion. Sur ce dernier point, le jeu est en quelque sorte le "bras de levier" générant le moment fléchissant. Plus le jeu augmente, moins l'effort à fournir pour porter la tôle à la même déformation et induire la même contrainte mécanique dans la zone de cisaillement est important.

En découpage à froid, l'effet du jeu sur l'effort de coupe a été largement étudié par la littérature [Hambl1996 ; Maillard2009 ; Ramde2010 ; Nothhaft+2012 ; Picas2012] qui conclut que son augmentation réduit l'effort. En découpage à froid du 22MnB5, Nothhaft [Nothhaft+2012] observe aussi cette tendance et elle ajoute que la contrainte équivalente estimée par simulation numérique éléments finis dans les outillages augmente avec l'augmentation du jeu.

En découpage à chaud, So [So+2012] montre une chute de l'effort de coupe avec l'augmentation du jeu quelle que soit la température (figure 2.10), la vitesse de descente [So2015] et l'angle de coupe [So2015] ce qui tend à confirmer l'origine mécanique du phénomène.

2.2.2.2 Plus le jeu est grand, moins la qualité du bord est bonne

En découpage à froid du 22MnB5 martensitique, Nothhaft [Nothhaft2014], constate que plus le jeu est grand, plus la hauteur de bavure augmente. Cela est très certainement dû au fait que le volume entre les outils est plus important ce qui laisse plus de place à la matière pour s'écouler.

En poinçonnage à chaud, So [So+2012] montre que l'augmentation du jeu diminue la hauteur cisailée au profit de la hauteur de bombé (figure 2.12) et que la hauteur de bavure reste négligeable. D'un point de vue microstructural, So [So+2012] indique que l'augmentation du jeu qui augmente le moment fléchissant favorise le transfert thermique à cause de l'état de compression induit dans la tôle. En accélérant le transfert thermique, l'homogénéité de la microstructure (martensitique) de la tôle est assurée (figure 2.11). Mais la dureté ne peut pas être seulement attribuée à la microstructure puisque de l'écrouissage intervient [Maillard2009].

2.2.3 Influence de la vitesse de descente de la lame

2.2.3.1 Effort de coupe dépendant de l'écrouissage dynamique et du phénomène de cisaillement adiabatique

Selon Maillard [Maillard2009], les presses industrielles ont des vitesses de descente du poinçon comprises entre 40 mm s^{-1} et 400 mm s^{-1} et indique que les vitesses de déformations induites dans les tôles sont comprises entre 1 s^{-1} et 1000 s^{-1} (comportement dynamique). Cette vitesse correspond à celle au moment de l'impact de l'outil sur la tôle et non pas celle au point mort bas pour lequel la vitesse est nulle [Maillard2009]. Johnson et Slater [Johnson+1967] proposent une évaluation (équation 2.2.1) de la vitesse de déformation dans la tôle $\dot{\epsilon}$ en fonction du jeu c , de la pénétration à rupture d et de la vitesse d'impact u .

$$\dot{\epsilon} = u \frac{\ln(\frac{d}{c})}{2d} \quad (2.2.1)$$

A titre d'exemple d'application de la formule en prenant les valeurs pour les essais de So [So2015] pour du poinçonnage à chaud d'une tôle 22MnB5 pour un jeu de 10 % à 400°C ($u=30 \text{ mm s}^{-1}$, $c=0,175 \text{ mm}$ et $d=1,05 \text{ mm}$ à 400°C), la vitesse de déformation peut atteindre 25 s^{-1} .

Goijaerts [Goijaerts+2002] observe pour de la découpe à froid de tôles en X30Cr13 d'épaisseur 1 mm que l'effort de presse augmente avec la vitesse de descente de poinçon jusqu'à 10 mm s^{-1} puis se stabilise.

Selon Maillard [Maillard2009], aux vitesses rapides de sollicitation un adoucissement dû à un échauffement pourrait avoir lieu ce qui contrerait l'effet du durcissement par écrouissage : c'est le phénomène de cisaillement adiabatique.

La thèse de Gaudilliere [Gaudilliere2011] présente les résultats d'effort de cisailage et de microstructures finales de la tôle pour de l'acier C40 à froid pour des vitesses de poinçon comprises entre 8 m s^{-1} et 18 m s^{-1} , deux épaisseurs (2 mm et 3 mm) et deux jeux (1,5 % et 5 %). Pour des échantillons de 3 mm d'épaisseur, l'auteur montre que l'effort maximal de coupe décroît de manière linéaire avec l'augmentation de la vitesse du poinçon. Pour les échantillons de 2 mm, l'effort stagne avec l'augmentation de la vitesse. La première conclusion à faire est que l'effet de l'épaisseur de la tôle couplé à l'effet de vitesse influent sur l'effort de coupe. C'est à dire que la vitesse de déformation de la tôle influe l'effort de coupe.

Les observations microstructurales de Gaudilliere [Gaudilliere2011] sur les échantillons de 3 mm indiquent que les bandes de cisaillement adiabatique d'une largeur de $10 \mu\text{m}$ ne sont présentes que sur les jeux les plus faibles. L'auteur en conclut que plus les jeux sont faibles plus la probabilité d'apparition de bandes de cisaillement adiabatique est importante.

En résumé, pour deux matériaux dans deux gammes de vitesses de différentes, l'apparition des bandes de cisaillement est possible. Elle dépend donc de la nuance considérée.

So [So2015] présente les résultats d'effort de coupe du 22MnB5 simulés pour différentes températures initiales de tôles, à une vitesse de 30 mm s^{-1} et 100 mm s^{-1} , pour des jeux compris entre 5 % et 15 %. Indifféremment des températures et des jeux, l'effort de coupe est plus important lorsque la tôle est impactée à 100 mm s^{-1} qu'à 30 mm s^{-1} . Cependant, plus la température initiale de la tôle est faible, plus l'effet de la vitesse s'estompe. L'effet observé par So [So2015] est lié à la prise en compte de l'effet de la vitesse de déformation de la tôle sur son écrouissage. So [So2015] n'a pas pris en compte le phénomène de cisaillement adiabatique dans la description du comportement thermique de la tôle, donc l'échauffement de la tôle avec la déformation et en conséquence l'affaîssement de l'écrouissage avec la température qui en résulte. Gaudilliere [Gaudilliere2011] prend en compte dans ses simulations un coefficient de Taylor Quinney (part d'énergie plastique transformée en énergie thermique dans l'équation de la chaleur) égal à 0.9, ce qui est classique pour les matériaux métalliques d'après Lemaitre [Lemaitre+2009].

2.2.3.2 Plus la vitesse de l'outil est rapide moins la hauteur de bombé et la hauteur lisse est importante

Dans sa revue bibliographique, Gaudilliere [Gaudilliere2011], présente les résultats obtenus par, Zener et Hollomon, Jana et Ong ainsi que Maillard pour du découpage à froid d'aciers et indique qu'avec l'augmentation de la vitesse de poinçon, la hauteur de bombé diminue tout comme la hauteur lisse. En ce qui concerne la hauteur de bombé, Johnson et Slater confirment ce résultat et ajoutent que la hauteur de bavure diminue. L'augmentation de la vitesse tend à améliorer la qualité du bord découpé car il y a moins de bavure. Les essais de Gaudilliere [Gaudilliere2011] montrent aussi que la hauteur lisse diminue avec la vitesse de poinçon ce qui confirme les observations de Zener et Hollomon.

Cependant, il est difficile de parler de qualité de bord découpé pour des très hautes vitesses. En effet, Johnson et Travis [Johnson+1968] montrent lors de découpes de tôles de cuivre à des vitesses supérieures à 457 m s^{-1} que les bords ressemblent plus à des débris d'impact ou des zones arrachés de manière anarchique qu'à des bords découpés. Donc, il devrait exister une vitesse limite de poinçonnement à ne pas dépasser.

2.2.4 Influence des angles de vague et de positionnement

2.2.4.1 Angle de vague : une diminution drastique de l'effort mais une qualité de mise en forme rédhibitoire

L'introduction d'un angle de vague (figure 2.2) permet de réduire fortement l'effort de coupe. En découpage à froid d'aciers (Dual phase, DC04, TRIP et TWIP, 1 mm d'épaisseur), Mackensen [Mackensen+2010] montre que l'ajout d'un angle de vague de 2,5° permet de diminuer l'effort de coupe de près de 90 % (figure 2.13).

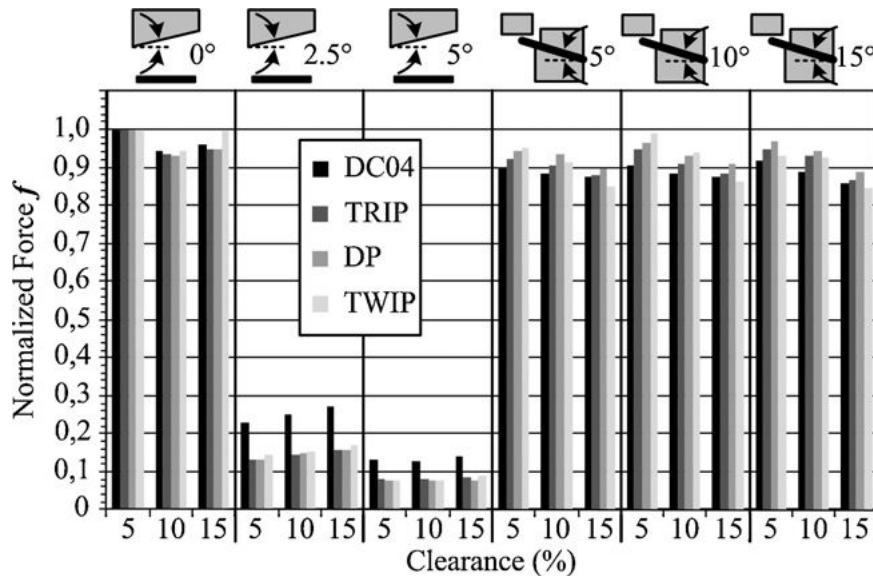


Figure 2.13 – Effet de l'introduction d'un angle de vague (à gauche) et de positionnement (à droite) dans les outils sur l'effort de coupe en fonction du jeu lors du découpage d'aciers doux DC04 et à haute résistance (TRIP, DP, TWIP), d'après [Mackensen+2010]

De même, pour une tôle d'acier de 10 mm d'épaisseur ayant une limite d'élasticité de 400 MPa, Saanouni [Saanouni+2010] estime, par simulation numérique de l'opération de guillotinage, que l'effort de coupe est réduit de près de 90 % avec l'introduction d'un angle de vague simple de 3°. Saanouni [Saanouni+2010] étudie aussi l'effet de la convexité de la lame. Il constate que l'effort à fournir avec une lame simple (157 kN) est moins important qu'avec une lame convexe (270 kN) ou concave (205 kN). Cependant l'énergie mise en jeu au cours de la découpe est minimale avec une lame concave (1228 J contre 1650 J pour une lame convexe et 1998 J pour une lame simple). Bien que Saanouni [Saanouni+2010] ne les cite pas explicitement, les modes de sollicitations à l'origine de l'amorçage et à la propagation de la fissure dans la tôle sont responsables de cette baisse. Une lame ne présentant pas d'angle de vague sollicite la tôle principalement dans un mode de cisaillement plan dit *mode II* [Lemaitre+2009]. Une lame présentant un angle de vague sollicite la tôle dans un mode antiplan dit *mode III* [Lemaitre+2009]. Avec une lame simple, il y a un seul amorçage de fissure qui se propage dans un seul sens (d'un bord à l'autre de la tôle). Avec une lame convexe, l'amorçage de fissure se fait au centre de la tôle et se propage dans les deux sens extérieurs. Enfin avec une lame concave, il y a deux amorçages qui partent de l'extérieur de la tôle et se propagent vers le centre de la tôle. Le démarrage de la sollicitation à partir d'un bord libre de la

tôle (cas des lames simples et concaves) faciliterait, au regard des énergies calculées par Saanouni [Saanouni+2010], l’amorçage et la propagation de la fissure dans la tôle.

En ce qui concerne la qualité du bord découpé, la géométrie finale de la tôle après la découpe présente une flèche liée à la flexion de la tôle engendrée par la forme de l’outil. Cette flèche est du même ordre de grandeur que l’épaisseur de la tôle ce qui est rédhibitoire pour un découpage de finition.

2.2.4.2 Angle de positionnement : effort de coupe et qualité géométrique dépendant du signe de l’angle

En découpe à froid d’acier haute résistance, Mackensen [Mackensen+2010] montre que l’introduction d’un angle de positionnement (figure 2.2) positif entre 5° et 15° a peu d’influence sur l’effort de coupe (figure 2.13).

En découpage à chaud du 22MnB5, So [So2015] montre que pour les angles de positionnement négatifs, l’effort de coupe est supérieur à ceux des outils plats. Dans les deux cas, l’épaisseur de coupe projetée est supérieure à l’épaisseur de la tôle. Cependant, les angles de coupe positifs permettent de réduire l’effort de coupe. En effet, So [So2015] indique que, dans le cas d’un angle de positionnement positif, le moment fléchissant induit dans la tôle est supérieur à celui pour un angle négatif. Ce moment de flexion génère une contrainte de traction en surface de la tôle qui s’ajoute à la contrainte de cisaillement. La presse a donc besoin de moins d’effort pour rompre la tôle que pour des outils plats où la part liée à la flexion de la tôle est moindre. Dans ce cas, le mode de sollicitation de la tôle est un mode d’ouverture dit *mode I* [Lemaitre+2009], combiné à un mode de cisaillement plan (mode II). Dans le cas où l’angle est négatif, seul le cisaillement intervient sur une épaisseur projetée qui est plus grande que l’épaisseur de tôle (mode de cisaillement plan). L’effort de presse à fournir est donc supérieur à celui des outils plats.

En terme de qualité de la géométrie du bord découpé, les résultats de So [So2015] indiquent que l’ajout d’un angle négatif, modifie peu les proportions des hauteurs caractéristiques par rapport à des outils plats. L’ajout d’un angle positif, augmente la proportion de la hauteur de bombé, la proportion de la hauteur arrachée reste quasiment la même et donc la part de hauteur lisse diminue. Le bord découpé est orienté en fonction de l’angle de positionnement. Si les outils sont plats, il est orthogonal au plan de la tôle.

2.3 Matériaux d’étude

La compréhension des mécanismes de dégradation des lames de cisailage passe par la connaissance des matériaux d’étude. L’analyse microstructurale d’un outil dégradé s’accompagne de la connaissance des compositions chimiques et des traitements thermiques des nuances. Puisque que des simulations numériques de l’opération de découpage à chaud sont menées pour connaître les contraintes et les températures dans l’arête de coupe, il est indispensable de connaître, les propriétés physiques et mécaniques en température de ces nuances.

Cette thèse s’intéresse à deux nuances d’acier à outils martensitiques :

- la nuance X38CrMoV5 pour le travail à chaud très souvent rencontrée en emboutissage à chaud du 22MnB5 (tableau A.2 en annexe A.1). Il est considéré comme

un acier de référence pour le travail à chaud en forge [Delagnes1998 ; Mebarki2003 ; Velay2003 ; Barrau2004] et en fonderie [Salem2009].

- la nuance X70CrMoV5-2 est une nuance de l'aciériste *Böhler* nommé *Caldie*. C'est un acier fortement allié utilisé préférentiellement pour le travail à froid [Cora+2009 ; Högman2004]. L'industriel partenaire du projet *SMP* utilise aussi cette nuance en découpage à chaud.

La nuance de tôle est la nuance 22MnB5 pré-alliée Al-Si largement utilisée dans le domaine de l'emboutissage à chaud et ayant été l'objet de nombreuses revues [Karbasian+2010 ; Merklein+2015 ; Ghiotti+2016].

2.3.1 Les nuances de matériaux d'outils X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2

2.3.1.1 Compositions chimiques

Le tableau 2.1 donne la composition chimique de l'acier X38CrMoV5 selon Levêque [Lévêque2013a], celle de la nuance X70CrMoV5-2 de Uddeholm [Uddeholm AB2016] et des résultats d'analyses par spectroscopie d'émission optique (moyenne sur cinq relevés) sur chacun des matériaux étudiés. En comparaison, la nuance X70CrMoV5-2 possède un taux deux fois plus important de carbone, un taux de silicium et de molybdène légèrement inférieur et des teneurs en manganèse, chrome et vanadium identiques à celui de la nuance X38CrMoV5-3. Selon Delagnes [Delagnes1998], la pureté en silicium dépend du mode d'élaboration de l'acier. Il indique, pour l'acier X38CrMoV5-3, que la teneur en silicium influe sur la formation de précipités secondaires défavorables à la tenue en fatigue au-dessus de 500 °C. Les compositions chimiques pour les deux matériaux d'étude sont validées par rapport à celles de la littérature.

Table 2.1 – Composition de l'acier X38CrMoV5-3 et X70CrMoV5-2 (% en masse) d'après la littérature [Lévêque2013a ; Uddeholm AB2016] et résultats d'analyses par spectroscopie d'émission optique

| Nuance | Source | C | Mn | Si | Cr | Mo | V |
|--------------------|-------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| X38CrMoV5-3 | [Lévêque2013a] | 0,35 à 0,40 | 0,30 à 0,50 | 0,30 à 0,50 | 4,80 à 5,20 | 2,70 à 3,20 | 0,40 à 0,60 |
| X38CrMoV5-3/53 HRC | Analyse SEO | 0,38 | 0,36 | 0,95 | 5,18 | 1,50 | 0,94 |
| X70CrMoV5-2 | [Uddeholm AB2016] | 0,7 | 0,5 | 0,2 | 5,0 | 2,3 | 0,5 |
| X70CrMoV5-2/62 HRC | Analyse SEO | 0,66 | 0,48 | 0,16 | 5,11 | 2,28 | 0,51 |

2.3.1.2 Traitements thermiques

2.3.1.2.1 Austénitisation et trempe

Pour la nuance X38CrMoV5, selon les recommandations de Uddeholm [Uddeholm AB2013], le passage d'une structure de recuit à une structure totalement austénitique se fait en portant le matériau aux alentours de 1000 °C pendant environ 1 h et pour l'acier X70CrMoV5-2 [Uddeholm AB2016] l'austénitisation se fait entre 1000 °C et 1025 °C pendant 30 min.

2.3.1.2.2 Revenus

Le choix de la dureté de la lame se fait en fonction de la température de revenu détaillée dans les courbes de revenu ⁵.

Selon Merbarki [Mebarki2003], les aciers X38CrMoV5 subissent deux étapes de revenu pour conférer à l'outil ses propriétés. Pour cette nuance, le premier revenu se fait à 550 °C pendant 1 h selon [Lévêque2013b]. La température du second revenu est comprise entre 550 °C et 650 °C pendant 2 h minimum [Uddeholm AB2013]. Finalement, la dureté de l'acier X38CrMoV5 chute entre 40 HRC et 55 HRC. Le choix de la dureté se fait en fonction de l'application visée [Uddeholm AB2013]. La documentation technique d'Uddeholm [Uddeholm AB2013] suggère pour le cisailage à chaud une dureté de lame comprise entre 50 HRC et 53 HRC.

Pour l'acier X70CrMoV5-2, la température de revenu est de 525 °C pendant 2 h au minimum [Uddeholm AB2016]. La température du second revenu est comprise entre 500 °C et 600 °C pendant 2 h minimum conférant une dureté comprise entre 49 HRC et 61 HRC [Uddeholm AB2016].

2.3.1.3 Microstructures initiales à coeur des lames en X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2

Les microstructures qui sont présentées sont obtenues à partir des chutes des lames inférieures d'étude (figure 2.14). Les chutes sont tronçonnées, enrobées et polies miroir pour mesurer leur dureté par micro indentation sur un équipement *Buehler Micromet 2001*. Les observations microstructurales au microscope électronique à balayage de l'ICA (*FEI Nova Nano SEM 450*) sont faites après avoir attaqué les échantillons au nital 10 % (acide nitrique dilué dans de l'éthanol).

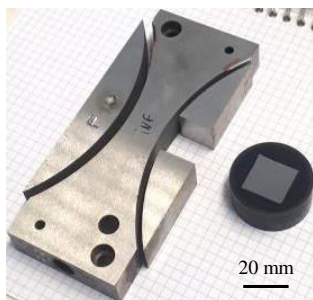


Figure 2.14 – Exemple de prélèvement effectué dans une chute de la lame inférieure et échantillon associé (enrobé, poli et attaque au nital 10 % pendant 10 s)

Les mesures de micro-dureté par indentation Vickers à 300 gf (moyenne sur une filiation contenant 25 indentations) indiquent que les lames en X38CrMoV5 ont une dureté initiale de 565 HV_{0.3} soit 53 HRC ce qui correspond aux préconisations de Uddeholm [Uddeholm AB2013] pour le cisailage à chaud. Les lames en X70CrMoV5-2, quant à elles, ont une dureté moyenne initiale de 732 HV_{0.3} soit 62 HRC ce qui correspond, selon Uddeholm [Uddeholm AB2016], à des traitements thermiques pour des opérations de travail à froid nécessitant une grande résistance à l'usure (sous entendue abrasive).

5. La reproduction de la figure montrant les données n'a pas été autorisée par l'auteur.

Les microstructures initiales à coeur des deux matériaux de lames après attaque au nital 10 % sont présentées en figure 2.15.

La figure 2.15.A montre que la microstructure de l'acier X38CrMoV5 est martensitique (structure aiguillée). Les anciens grains austénitiques (en pointillés oranges sur la figure 2.15.A) ont une taille d'environ 10 μm . La structure se compose de précipités fins répartis uniformément à l'intérieur des grains. Un zoom (figure 2.15.C) montre que ces précipités sont d'une taille nanométrique variant de 12 nm à 500 nm. Des analyses en spectroscopie dispersive d'énergie (ou "EDS") sur les précipités les plus larges montrent qu'il s'agit de carbures de molybdène-vanadium contenant près de 60 % en masse de vanadium, 8 % de molybdène et 7 % de chrome, le complément est du fer et du carbone. Il est constaté la présence de cémentite Fe_3C dans les aiguilles de martensite.

L'acier X70CrMoV5-2 possède aussi une structure martensitique avec des anciens grains austénitiques de 10 μm (en pointillés orange sur la figure 2.15.B). Les précipités sont majoritairement plus larges que ceux de l'acier X38CrMoV5 et bien répartis dans les grains. Le zoom proposé en figure 2.15.D montre que les précipités sont d'une taille comprise entre 200 nm et 1,5 μm . Les analyses EDS sur ces précipités montrent que ce sont des carbures de chrome vanadium dont la teneur massique en chrome est 25 %, en molybdène est 7-8 %, en vanadium 3 %, le complément est du fer et du carbone.

Les deux nuances ont donc la même structure cristallographique (martensite) avec la même taille d'anciens grains austénitiques. Les deux nuances diffèrent par leur composition chimique et la nature des précipités plus ou moins riches en chrome, molybdène et vanadium, leurs tailles et leurs répartitions. Pour la nuance X38CrMoV5, les précipités sont d'une taille nanométrique et bien répartis. Pour la nuance X70CrMoV5-2, les précipités sont plus larges (taille allant de la centaine de nanomètre à 2 μm) et répartis aux joints de grains austénitiques. Cette différence au niveau des précipités peut expliquer la différence de dureté mesurée.

2.3.1.4 Propriétés des aciers X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2

Les propriétés thermiques et mécaniques de l'acier X38CrMoV5 dans une large plage de température proviennent majoritairement des précédentes études menées à l'*ICA-Albi*. Elles serviront à la mise en données des simulations numériques de l'opération de cisailage à chaud.

La figure 2.16 présente en fonction de la température l'évolution des propriétés moyennes et les écarts-types (barres d'erreur sur la figure) pour la nuance X38CrMoV5 issus de différents auteurs [Hildenwall1979 ; Bayer+2009 ; Lair1997 ; Delagnes1998 ; Jean1999 ; Lévêque1996 ; Oudin2001 ; Velay2003 ; Barrau2004 ; Salem2009 ; Lévêque2013a ; Lévêque2013c ; Böhler Edelstahl GmbH2005 ; Böhler Edelstahl GmbH2002 ; Böhler Edelstahl GmbH2010 ; Uddeholm AB2013] ainsi que les propriétés présentées dans la documentation technique d'Uddeholm [Uddeholm AB2016] pour la nuance X70CrMoV5-2.

Pour la nuance X38CrMoV5, Salem [Salem2009], indique que les propriétés physiques dépendent principalement de la composition chimique de l'acier, les écarts entre les nuances peuvent donc principalement venir soit de la méthode de mesure (différents appareillages entre les auteurs), soit de la composition chimique de la nuance, soit de la méthode d'élaboration de l'acier. Les propriétés thermo-élastiques sont quant à elles dépendantes de la composition chimique initiale mais aussi de la microstructure et donc du traitement thermique considéré [Salem2009].

L'acier X70CrMoV5-2 est une nuance faisant l'objet de très peu d'études de caractérisation notamment en température. Le manque de données sur la masse volumique, la chaleur spécifique et la dilatation thermique ne permet pas de conclure quand à une évolution similaire avec la nuance X38CrMoV5 de ces propriétés en fonction de la température. Néanmoins, pour ces propriétés aux températures considérées (20 °C pour la masse volumique, la chaleur spécifique et la dilatation thermique et 200 °C pour la dilatation thermique), les valeurs sont similaires pour les deux nuances (moins de 1 % d'erreur relative). Il est constaté que la nuance X70CrMoV5-2 a un module d'élasticité très proche de la nuance X38CrMoV5 à 20 °C, 200 °C et 400 °C (erreur relative maximale de 1,6 % constatée à 200 °C). En ce qui concerne la conductivité thermique, les deux nuances ont un écart de près de 25 %. Compte tenu des informations sur la nuance X70CrMoV5-2, une première hypothèse de travail est qu'il est possible d'utiliser seulement les propriétés connues de l'acier X38CrMoV5 en fonction de la température pour simuler des essais réalisés avec la nuance X70CrMoV5-2.

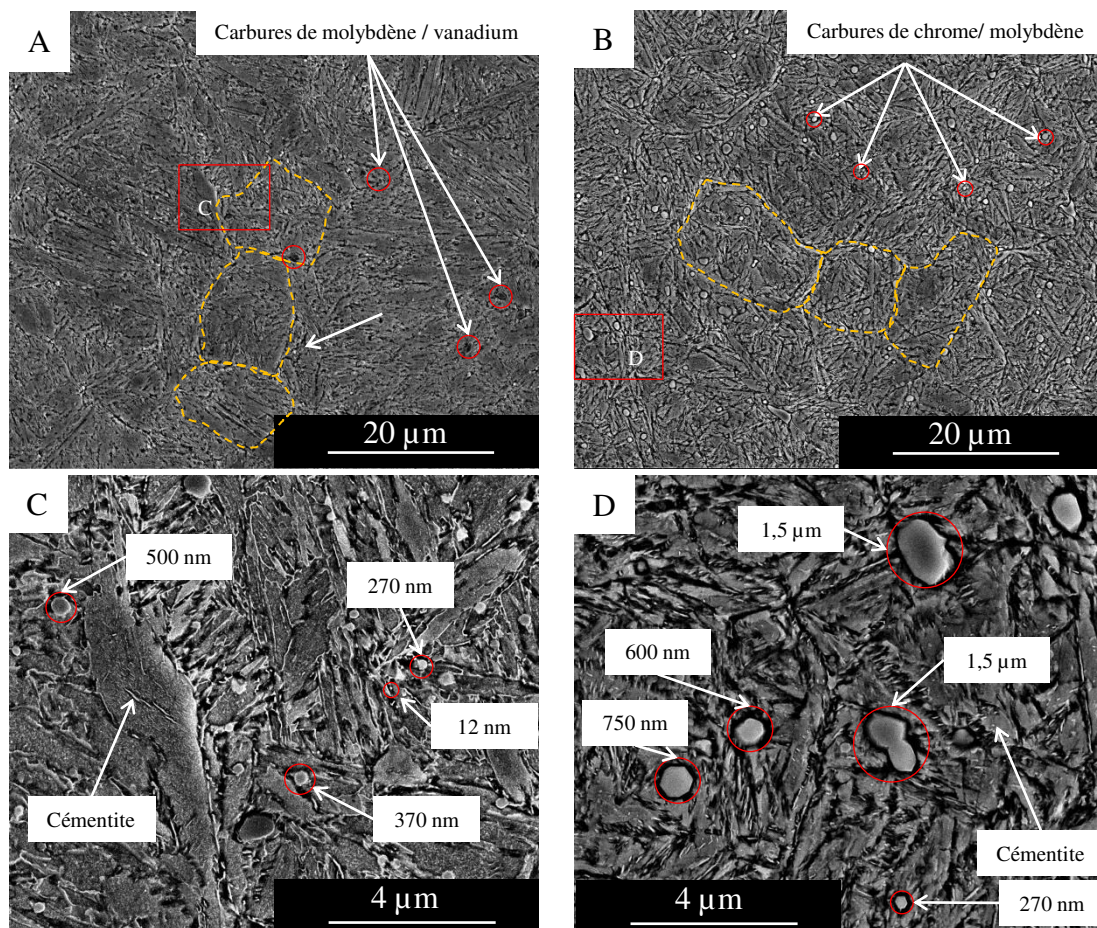


Figure 2.15 – Micrographies MEB des matériaux de lames après traitement thermique. (A) X38CrMoV5. (B) X70CrMoV5-2. (C) Zoom sur la structure X38CrMoV5. (D) Zoom sur la structure X70CrMoV5-2

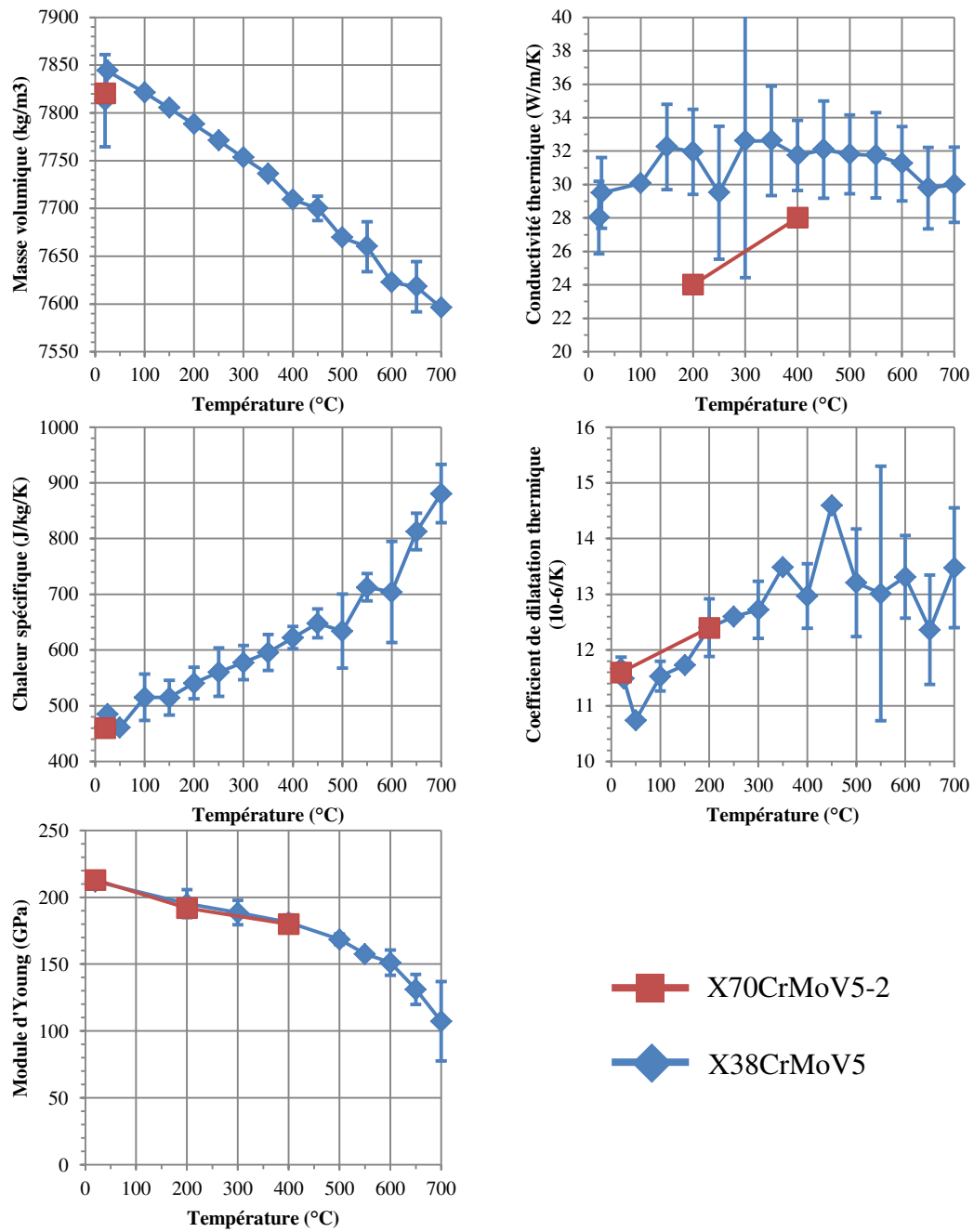


Figure 2.16 – Propriétés moyennes des matériaux d'outil étudiés dans cette thèse

2.3.1.5 Comportement non linéaire de l'acier X38CrMoV5 à chaud

Les caractérisations des matériaux sont faites à partir d'essais de traction monotone [Barrau2004] ou cyclique [Delagnes1998]. Le premier type d'essais permet d'avoir des propriétés mécaniques courantes (limite d'élasticité, résistance mécanique, allongement à rupture) qui peuvent être comparées à des niveaux de contraintes ou de déformations calculés pour une lame par une simulation numérique de l'opération pour une frappe. Le second type d'essais permet de constater l'influence de la répétition d'un chargement sur la durée de vie du matériau d'outils. L'influence de la température sous sollicitation cyclique peut ainsi être déterminée pour un matériau d'outil donné.

2.3.1.5.1 Cas de sollicitations monotones à chaud (traction et torsion)

Barrau [Barrau2004] mène des essais de traction à chaud et des essais de torsion à chaud pour caractériser la rhéologie de cet acier dans deux cas de sollicitations simples. Les tableaux 2.2 et 2.3 regroupent ses résultats pour de l'acier X38CrMoV5 traité à 47 HRC. Avec ces informations, il est constaté qu'à partir de 400 °C, la limite élastique $R_{e0.2}$ chute rapidement avec l'augmentation de la température. La contrainte à rupture R_m résultante suit le même chemin. L'allongement à rupture $A\%$ est plus important à partir de 400 °C et reste inférieur à 20 %.

La gamme de température et le nombre de points sont suffisants pour décrire la limite élastique de la nuance X38CrMoV5 pour toutes les conditions de travail des outils. Ainsi l'évolution en fonction de la température peut être approximée par un polynôme [Velay2003]. Une corrélation polynomiale d'ordre 6 de la limite élastique de la nuance X38CrMoV5 jusqu'à 700 °C est décrite à partir des résultats de Barrau [Barrau2004] en équation 2.3.1 (coefficient de régression de 0.99). Cette régression sera utilisée au chapitre 4 pour comparer les niveaux de contraintes obtenus dans les lames avec la limite élastique.

$$R_e^{X38}(T) = a_6T^6 + a_5T^5 + a_4T^4 + a_3T^3 + a_2T^2 + a_1T + a_0$$

avec $a_6 = 2.217 \cdot 10^{-13}$, $a_5 = -4.820 \cdot 10^{-10}$, $a_4 = 4.016 \cdot 10^{-7}$,
 $a_3 = -1.681 \cdot 10^{-4}$, $a_2 = 3.685 \cdot 10^{-2}$, $a_1 = -4.313$, $a_0 = 1343$

(2.3.1)

Table 2.2 – Caractérisation de la rhéologie de l'acier X38CrMoV5 traité à 47 HRC par des essais de traction selon Barrau [Barrau2004]

| Température (°C) | 20 | 200 | 300 | 400 | 500 | 550 | 575 | 600 | 650 | 700 | 800 | 950 |
|-------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-----|-----|------|
| R _m (MPa) | 1530 | 1340 | 1293 | 1234 | 1092 | 1026 | 955 | 857 | 658 | 370 | 91 | 71 |
| R _{e0.2} (MPa) | 1270 | 1112 | 1072 | 1010 | 897 | 788 | 715 | 634 | 446 | 242 | 53 | 55 |
| A % | 11.4 | 12.6 | 11.4 | 17 | 20 | 20 | 22.5 | 22.5 | 25.9 | 16 | 15 | 13.5 |

Pour les essais de torsion, à partir de 600 °C, il est constaté une augmentation très forte de la ductilité (près de 700 % de déformation). Par conséquent, une sollicitation en torsion induit pour ce matériau une déformation plastique plus importante que des déformations uni-axiales. Dans les deux conditions d'études, les déformations engendrées sont plus importantes pour des températures proches de celles des revenus (entre 550 °C et 650 °C pour l'acier X38CrMoV5 selon Uddeholm [Uddeholm AB2013]). Ce niveau de

déformation est celui observé par Barrau [Barrau2004] lors d'essais tribologiques, où la déformation en cisaillement des zones de frottement est très supérieure à 700 %.

Table 2.3 – Résultats d'essais de torsion à chaud de l'acier X38CrMoV5 traité à 46 HRC avec une vitesse de déformation de $0,005 \text{ s}^{-1}$ par Barrau [Barrau2004]

| Température (°C) | Ambiante | 550 | 600 | 640 |
|------------------------------|----------|-------|------|------|
| Déformation plastique | 0.635 | 2.369 | 2.12 | 7.24 |
| Déformation totale à rupture | 0.69 | 2.405 | 2.15 | 7.26 |

2.3.1.5.2 Cas de sollicitation uni-axial cyclique isotherme

L'aspect répétitif de la découpe suggère que le matériau des lames peut être sujet à un adoucissement lors d'essais de fatigue mécanique et thermo-mécanique. Selon Delagnes [Delagnes1998], c'est le cas de nombreux aciers à outils martensitiques. Ces adoucissements correspondent à un affaiblissement de la structure du matériau avec l'augmentation du nombre de cycles (chute de la demi-amplitude de contrainte) [Delagnes1998]. Ils peuvent aussi s'accompagner d'une chute de la contrainte moyenne (relaxation). A amplitude de contrainte imposée, des phénomènes d'adaptation, d'accommodation ou de rochet peuvent être observés [Velay2003]. Ils correspondent à une évolution de la déformation plastique cumulée avec l'augmentation du nombre de cycles. Selon Lemaitre [Lemaitre+2009], le cas du rochet est problématique puisqu'il conduit fatalement à la ruine de la structure (augmentation inexorable de la déformation plastique).

Delagnes [Delagnes1998], réalise des essais de fatigue uni-axiale isotherme à déformation imposée et montre que l'acier X38CrMoV5 s'adoucit suivant trois régimes (figure 2.17) :

1. une déconsolidation forte sur les premiers cycles (zone A sur la figure 2.17),
2. une déconsolidation faible (ou linéaire) ou régime pseudo stable (zone B sur la figure 2.17),
3. une perte de pseudo stabilité (chute drastique de la demi amplitude de contrainte) due à la présence de fissures dans la structure (zone C sur la figure 2.17).

Selon Delagnes [Delagnes1998] et Mebarki [Mebarki2003], ces déconsolidations en fatigue résultent :

- d'une réduction de la densité de dislocations dans les lattes de martensite soit par annihilation ou par le développement de cellules favorisant le mouvement des dislocations,
- d'un désancrage des dislocations introduites par les atomes de carbone placés en interstitiel,
- de la coalescence des carbures qui font obstacle aux mouvements de dislocations (en diminuant le nombre de carbures par la coalescence, le nombre d'obstacles au mouvement diminue).

La figure 2.18 montre que les déconsolidations sont accentuées par la température. Les résultats présentés par Delagnes [Delagnes1998] montrent que plus la température augmente moins le nombre de cycles à rupture est important. De plus, la déconsolidation linéaire devient plus rapide à partir de 500 °C, soit 50 °C en dessous de la température de revenu [Uddeholm AB2013].

En règle générale, les aciers à outils martensitiques revenus sont réputés pour voir leur propriétés mécaniques baisser avec les températures de service proches de celles des revenus [Lévêque2013b].

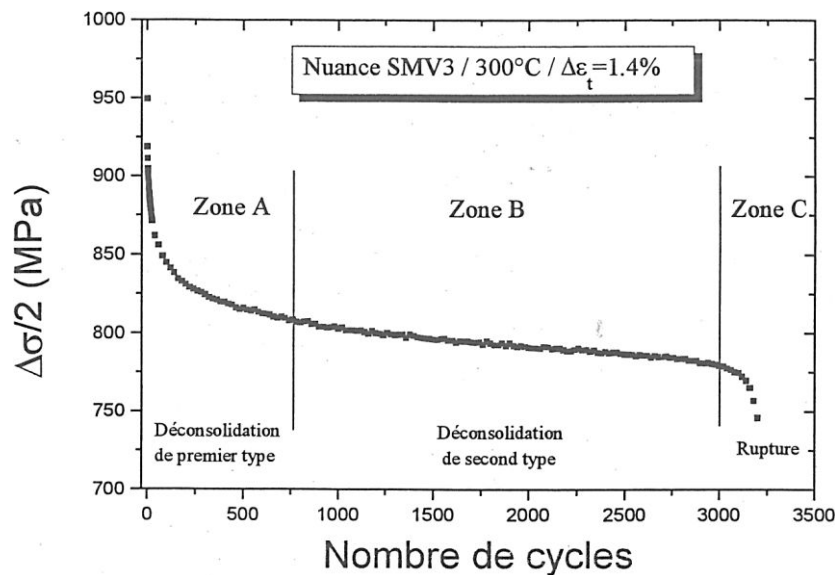


Figure 2.17 – Demi-amplitude de contrainte de la nuance SMV3 (X38CrMoV5-3) à basse température (300 °C, amplitude de déformation de 1,4 %), extrait de [Delagnes1998]

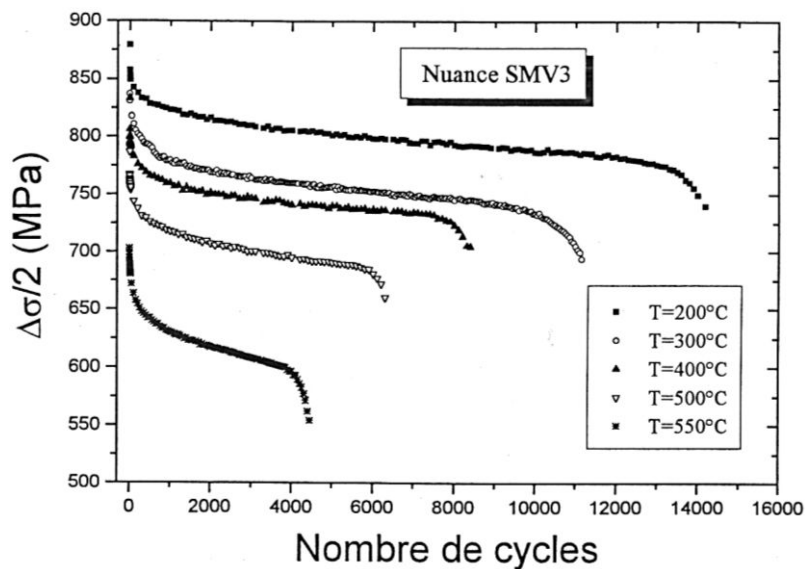


Figure 2.18 – Influence de la température sur la demi-amplitude de contrainte (Nuance SMV3, amplitude de déformation de 1 %) extrait de [Delagnes1998]

Pour décrire le comportement de l'acier X38CrMoV5 et 55NiCrMoV12 en sollicitation cyclique en température, Velay [Velay2003] identifie les paramètres des modèles ONERA (18 coefficients à identifier) et 2MC1 (19 coefficients). Son objectif étant de pouvoir prédire la durée de vie des outillages utilisant ces aciers. L'échelle de ces modèles est intermédiaire, c'est à dire que les coefficients traduisent des effets microstructuraux sans décrire le mécanisme cristallographique sous-jacent. Ces modèles sont donc suffisamment complets pour décrire un comportement microstructural à l'échelle macroscopique sans avoir la lourdeur des modèles cristallographiques (raffinement des maillages, nombre de variables internes, temps de calcul).

Néanmoins, l'identification de ces modèles nécessite un nombre d'essais importants (une soixantaine pour la thèse de Velay [Velay2003]). Cette identification étant un travail de thèse en soi ne sera donc pas menée pour l'acier X70CrMoV5-2. De plus, pour l'opération de découpage à chaud, les amplitudes de contraintes et de déformation dans les arêtes de coupe des lames ne sont pas encore connues ce qui ne permet pas de cibler des paramètres des essais de fatigue.

De plus, ce type de modèle reste très lourd à utiliser dans une simulation d'une opération thermo-mécanique en résolution explicite déjà fortement non linéaire. En général, les comportements des lames sont considérés comme rigides [Hambli2012 ; So2015] ou élastiques [Saanouni+2010 ; Picas2012 ; Nothhaft2014]. A des fins de simplification, bien que cité dans cette thèse, le modèle de comportement de la nuance X38CrMoV5 en sollicitation cyclique proposé par Velay [Velay2003] ne sera pas pris en compte dans les simulations numériques de l'opération de découpage à chaud.

2.3.2 Le matériau de tôle 22MnB5 revêtu Al-Si

La tôle d'étude en 22MnB5 est revêtue d'un alliage composé d'aluminium et de silicium (80 g m^{-2}). L'épaisseur totale (substrat et revêtement de $25 \mu\text{m}$ d'épaisseur) des tôles étudiées est de 1,2 mm. La tôle est livrée à l'état pré-alliée sous forme de bobines de 50 mm de large et pesant environ 150 kg. Connaître la composition chimique de la tôle et de son revêtement permet de positionner la tôle d'étude par rapport à la littérature. De plus, avoir des informations sur les microstructures de la tôle et de son revêtement Al-Si ainsi que leurs évolutions en fonction de la température et du temps permet d'appréhender leur comportement. Connaître les propriétés de la tôle en fonction de la température et son comportement plastique en fonction de la température et de la vitesse de déformation servira pour la simulation numérique du découpage.

2.3.2.1 Composition chimique

Le tableau 2.4 regroupe les teneurs des différents éléments d'alliage (% massique) proposées par le brevet sur l'emboutissage à chaud de tôles d'aciers trempants au bore manganèse de Norrbottens [Norrbottens Järnverk1974], celles proposées par le brevet du 22MnB5 [Laurent+2001] et une analyse par spectroscopie d'émission optique sans revêtement menée sur la tôle d'étude. Pour le brevet du 22MnB5 [Laurent+2001], la teneur préférentielle en carbone et en bore est légèrement plus grande que pour le brevet sur l'emboutissage à chaud [Norrbottens Järnverk1974]. La teneur en manganèse est un peu plus resserrée pour le brevet du 22MnB5 [Laurent+2001]. Les quantités des espèces chimiques établies par l'analyse SEO sur la tôle d'étude sont en accord avec celles préconisées par son brevet [Laurent+2001].

D'après le brevet du 22MnB5 [Laurent+2001], la tôle est enrobée sur chaque face par un revêtement composé de 9 % à 10 % de silicium, de 2 % à 3,5 % de fer et le reste d'aluminium. Il existe plusieurs épaisseurs de revêtement Al-Si, soit un dépôt de 36 μm d'épaisseur pour un revêtement à 150 g m^{-2} ou un dépôt de 20 μm d'épaisseur pour un revêtement à 80 g m^{-2} déposé par trempage dans un bain porté au plus à 750 °C. Grigorieva [Grigorieva2010] indique que le bain d'alliation est porté à 675 °C. Après solidification du liquide eutectique, la tôle est austénitisée à 920 °C pendant 5 min pour allier le revêtement à la tôle. La tôle d'étude possède un revêtement d'environ 20 μm , l'étude porte donc sur le deuxième cas. Le diagramme ternaire de la projection du liquidus d'un composé fer-aluminium-silicium [Handbook2016] présenté en figure 2.19 confirme la température de bain. La dureté du revêtement est estimée à 600 HV100g.

Table 2.4 – Comparaison des teneurs préférentielles en éléments d'alliage (% massique) de tôles utilisées pour les pièces de structure automobile embouties à chaud et analyse par spectroscopie d'émission optique menée sur la tôle d'étude sans le revêtement

| Source | C | Mn | B | P | S | Cr | Mo | Ti | Al | Si |
|---|---------------|-------------|------------------|-------|-------|-------------|--------------|---------------|---------------|--------------|
| Brevet suédois [Norrbottnens Järnverk1974] | 0,15- 0,25 | 0,7- 1,5 | 0,0005- 0,005 | <0,03 | <0,04 | 0,1- 0,3 | 0,05- 0,5 | 0,02- 0,05 | 0,03- 0,07 | - |
| Brevet 22MnB5 [Laurent+2001] | 0,2- 0,5 | 0,8- 1,5 | 0,0005- 0,01 | <0,05 | <0,03 | 0,01- 1 | - | <0,1 | <0,1 | 0,1- 0,35 |
| Analyse SEO | 0.28 | 1.22 | 0.022 | 0.033 | 0.25 | | | | | |

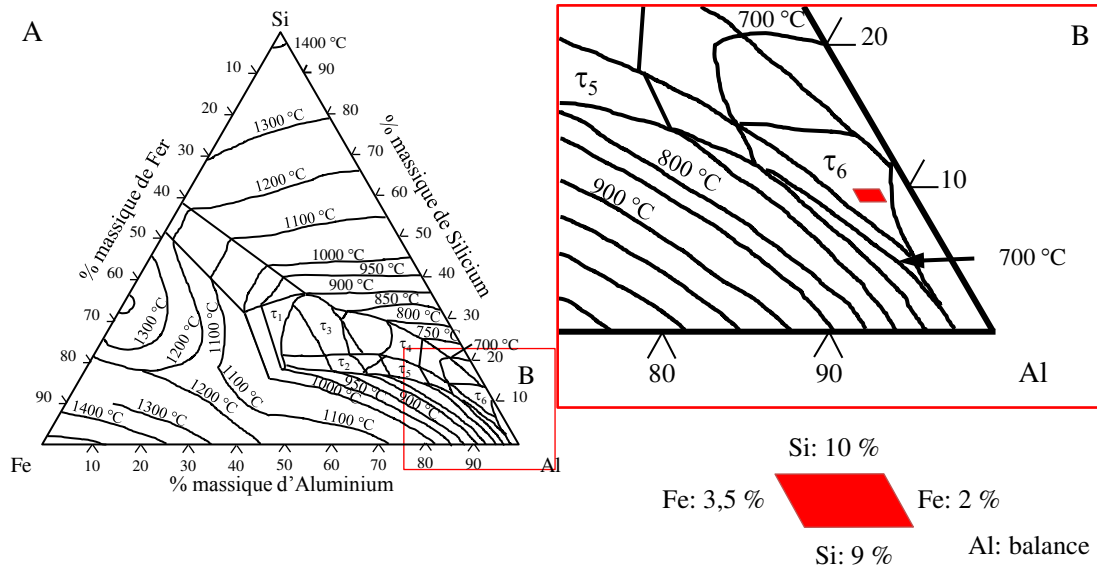


Figure 2.19 – Diagramme ternaire de la projection du liquidus pour un composé fer-aluminium-silicium [Handbook2016]⁶. (A) Diagramme complet. (B) Zoom sur la partie riche en aluminium

6. Source [Handbook2016]

2.3.2.2 Traitement thermique

Dans sa thèse, Grigorieva [Grigorieva2010] présente le diagramme de transformation en refroidissement continu (ou *TRC*, figure 2.20) du 22MnB5 obtenu par plastodilatométrie chez ArcelorMittal pour un état non déformé et un état déformé à 10 %.

Lorsqu'une déformation plastique de 10 % est appliquée, le diagramme TRC est décalé vers des temps plus courts et des températures de début de transformation plus faibles. C'est à dire, que la température de début de transformation devient 375 °C et la vitesse de refroidissement doit être d'au moins 50 °C s⁻¹. Grigorieva attribue ce phénomène à l'augmentation des sites de germination pour la ferrite (dislocation, joints de grain). Si la tôle n'est pas déformée plastiquement, alors la température de début de transformation martensitique est de 400 °C et la vitesse de refroidissement minimale à atteindre pour totalement transformer l'austénite en martensite est de 27 °C s⁻¹. Ces informations sont réutilisées par la majorité des auteurs travaillant sur le 22MnB5 [Karbasian+2010 ; Bruschi+2014 ; Merklein+2015].

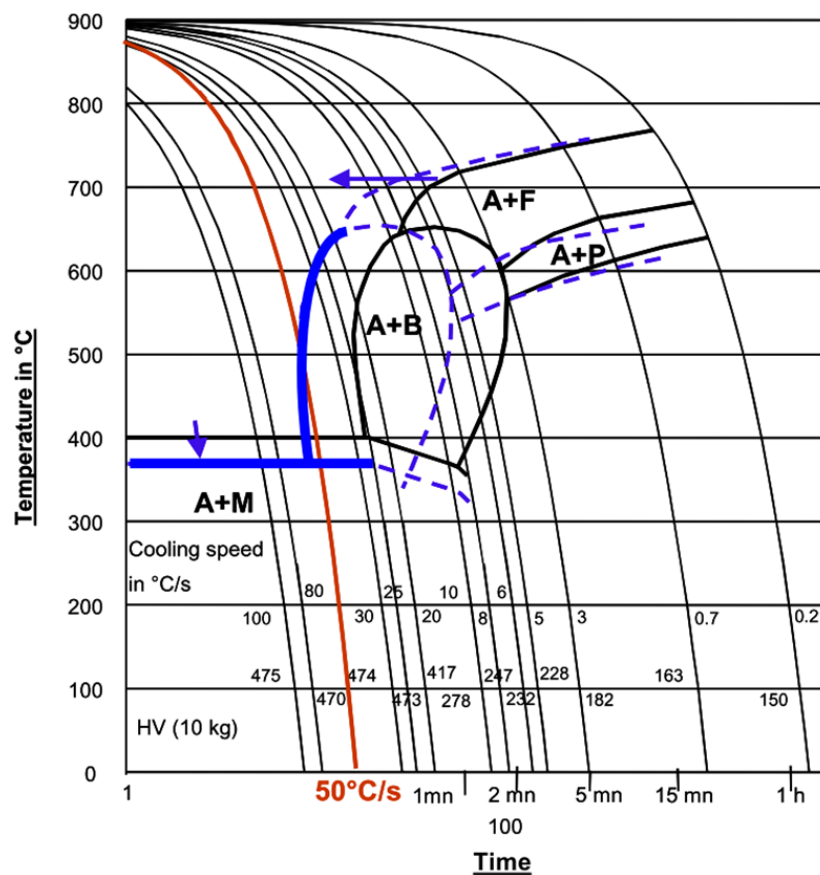


Figure 2.20 – Diagramme de transformation en refroidissement continu du 22MnB5 obtenue par plastodilatométrie chez ArcelorMittal à l'état non déformé (courbe noire) et à 10 % de déformation (courbe bleue) selon [Grigorieva2010]

Eller [Eller+2014] présente les résultats d'un modèle de transformation proposé par Akerström et le lien entre la dureté de la structure et les taux de phases composant la microstructure (figure 2.21). La dureté est de 480 HV pour une structure complètement martensitique sans déformation, de 239 HV pour une structure complètement bainitique et de moins de 165 HV pour une structure ferrito-perlitique. Ainsi, une mesure de dureté peut permettre d'estimer le taux des différentes phases en présence.

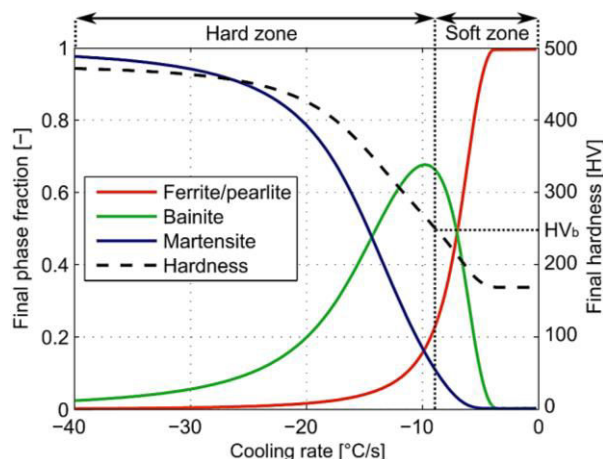


Figure 2.21 – Prédictions de la proportion de ferrite/perlite, de bainite et de martensite en fonction de la dureté et de la vitesse de refroidissement pour une tôle en 22MnB5 à partir du modèle d'Akerström, d'après [Eller+2014]

2.3.2.3 Microstructure à l'état de livraison de la tôle et de son revêtement Al-Si

La littérature [Borsetto+2010 ; Grigorieva2010] montre que les revêtements Al-Si ont des morphologies différentes suivant la température d'austénitisation utilisée pour l'alliage. La microstructure à l'état initial de la tôle à la livraison est présentée dans ce paragraphe afin d'établir une référence pour les observations après essais en cadence (chapitre 5).

La figure 2.22 présente une analyse de la microstructure de la tôle à l'état de livraison après attaque au nital 7 % pendant 10 s. La figure 2.22.A montre que la structure est ferrito perlitique. La taille des grains de perlite est de 20 μm (figure 2.22.C).

Lors du bain de la tôle dans l'alliage Al-Si fondu, le revêtement Al-Si adhère au substrat grâce à un mécanisme de diffusion sur une profondeur de 5 μm visible à l'interface (figure 2.22.B et 2.22.D). La figure 2.22.D révèle que ce revêtement a une épaisseur comprise entre 20 μm et 25 μm avec une géométrie extérieure irrégulière et des porosités pouvant être le siège de concentrations de contraintes mécaniques.

Il est aussi composé de trois couches. Une analyse EDS montre que la première couche directement en contact avec le substrat ferritique (gris foncé sur la figure 2.22.D) est composée en masse de 45 % de fer, de 53 % d'aluminium et de 2 % de silicium (rectangle A et B).

La seconde couche apparaissant plus claire sur la figure 2.22.D contient des précipités dont la composition en masse est de 54 % de fer, de 35 % d'aluminium et de 11 % de silicium (points 1, 2, 4, 6). Ces teneurs suggèrent la présence d'un composé $\text{Fe}_2\text{Al}_2\text{Si}$

qui d'après Pelcastre [Pelcastre+2016] peut avoir une dureté importante de 600 HV_{25g}. Cette phase pourrait jouer un rôle abrasif lors de son contact avec les lames.

La dernière couche (externe) a la même composition chimique que la première couche (points 3, 5, 7, 8).

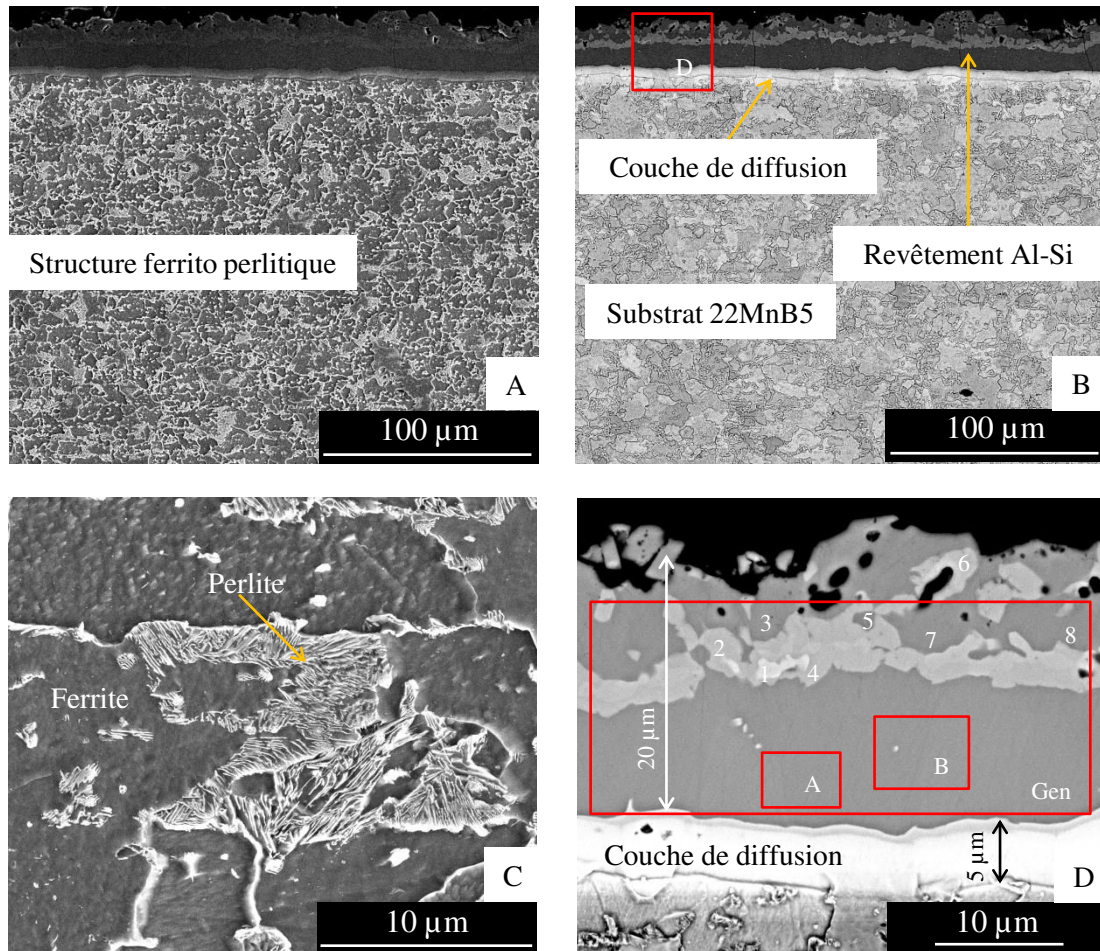


Figure 2.22 – Microstructures en coupe de la tôle 22MnB5 revêtue à l'état de livraison après un polissage miroir et attaque nitale 7 % pendant 10 s. (A) Vue en contraste topographique. (B) Vue en contraste chimique. (C) Zoom sur un grain de perlite lamellaire. (D) Zoom sur le revêtement Al-Si

2.3.2.4 Propriétés de la nuance 22MnB5

Les propriétés thermiques et mécaniques moyennes de la tôle 22MnB5 (barres d'erreur correspondant aux écarts types) issues de différents auteurs [[García Aranda2004](#); [Turetta2008](#); [AbdulHay2009](#); [Shapiro2009](#); [Abdulhay+2010](#); [So2015](#)] et des données fournies par *ArcelorMittal* jusqu'à 800 °C sont présentées en figure [2.23](#).

La masse volumique décroît de 7870 kg m⁻³ (20 °C) à 7690 kg m⁻³ (800 °C) avec un écart entre les différents auteurs de moins de 1,5 %. La conductivité thermique voit une décroissance entre 36 W m⁻¹ K⁻¹ (20 °C) et 26 W m⁻¹ K⁻¹ (800 °C) avec un écart important pouvant atteindre 40 % jusqu'à 400 °C et 30 % entre 400 °C et 800 °C. La chaleur spécifique augmente de 435 J kg⁻¹ K⁻¹ (20 °C) à 675 J kg⁻¹ K⁻¹ (800 °C) avec un écart maximal de 20 %.

La grande disparité observée sur les mesures de conductivité thermique, de chaleur spécifique, et de module d'Young impose lors de la mise en données de la simulation numérique de l'opération de découpage à chaud, de choisir un jeu de valeurs issues de plusieurs auteurs et non pas des valeurs moyennes. Dans cette thèse les valeurs proposées par *ArcelorMittal* pour la masse volumique et par Abdulhay [[Abdulhay+2010](#)] pour la conductivité thermique et la chaleur spécifique seront utilisées (présentation au chapitre [4](#)).

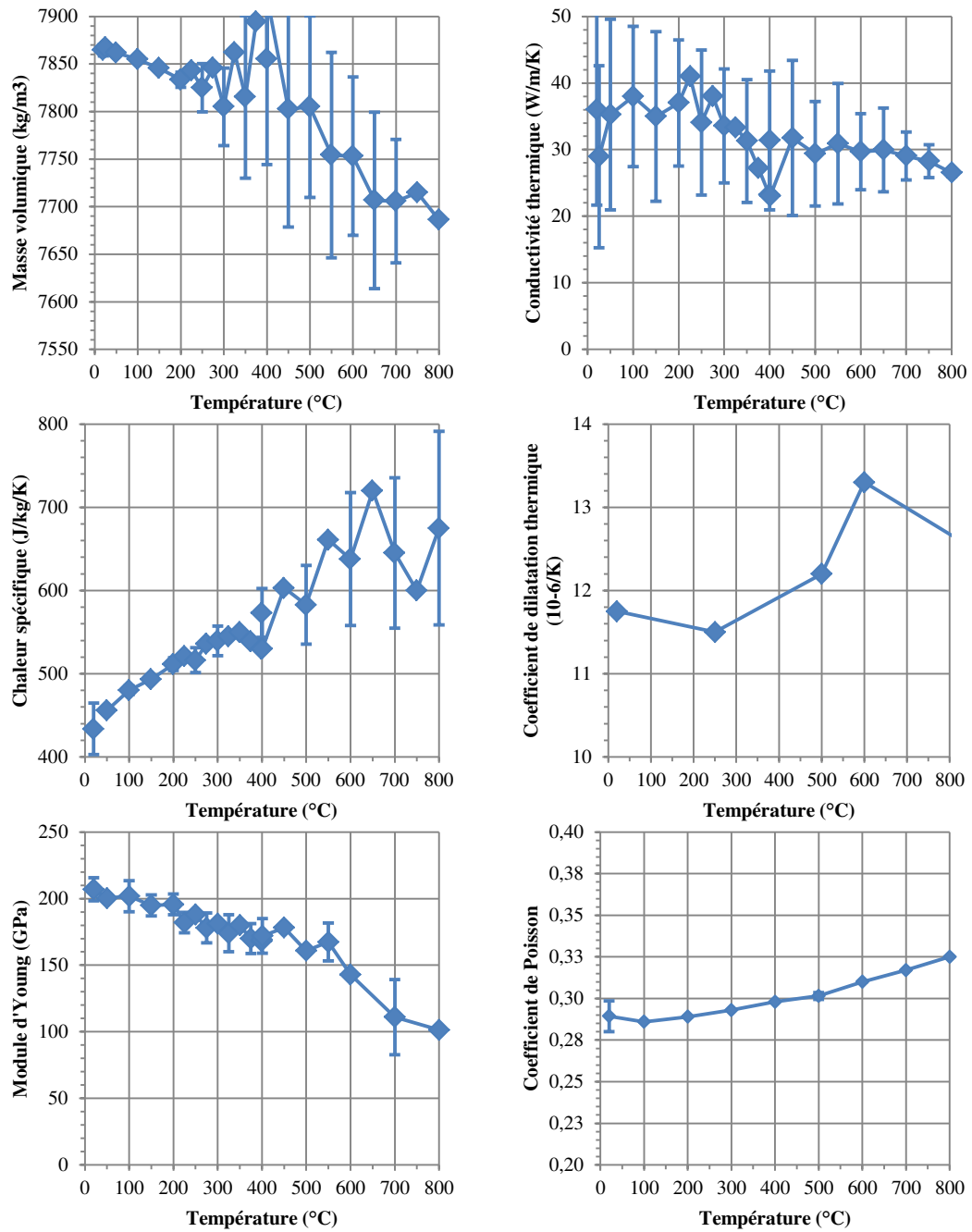


Figure 2.23 – Propriétés moyennes de la nuance 22MnB5 étudiée dans cette thèse

2.3.2.5 Comportement mécanique en température

Les auteurs [Merklein+2006 ; Turetta2008 ; Hu+2015] évaluent le comportement mécanique de la tôle par des essais de traction dans des gammes de températures et des vitesses de déformation proches des conditions d'emboutissage à chaud pour alimenter les bases de données matériaux pour la simulation de ce procédé.

2.3.2.5.1 Comportement thermo-élastique

La figure 2.23 présente l'évolution du coefficient de dilatation thermique, du module d'Young et du coefficient de Poisson, de la température ambiante jusqu'à 800 °C.

Pour le coefficient de dilatation thermique, il y a peu de valeurs disponibles en fonction de la température. Elles proviennent de So [So2015] et de Turetta [Turetta2008]. Les deux auteurs [Turetta2008 ; So2015] ne proposent pas de coefficients de dilatation identifiés aux mêmes températures. Le coefficient augmente légèrement jusqu'à 500 °C passant de $11,8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ à $12,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ puis plus fortement à $13,3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ à 600 °C.

Le module d'Young décroît avec l'augmentation de la température de 210 GPa à 100 GPa à 800 °C et la décroissance est plus marquée à partir de 550 °C. Entre les différents auteurs, le module est semblable jusqu'à 500 °C puis de larges disparités apparaissent. Par exemple, pour Turetta [Turetta2008] à 600 °C le module est de 95 GPa alors que pour [AbdulHay2009] il est de 143 GPa. L'écart entre les différents auteurs est au maximum de 8 % jusqu'à 500 °C et 40 % à 700 °C. Les écarts constatés peuvent être liés aux différences d'équipements de caractérisation.

Le coefficient de Poisson a tendance à augmenter avec la température passant de 0.289 à 0.325. L'évolution se base majoritairement sur les résultats de Shapiro [Shapiro2009].

2.3.2.5.2 Comportement plastique

L'anisotropie de la tôle (1,75 mm) est étudiée par Merklein [Merklein+2007] à trois températures (500 °C, 650 °C et 800 °C) et pour trois vitesses de déformation ($0,01 \text{ s}^{-1}$, $0,1 \text{ s}^{-1}$ et 1 s^{-1}). Elle conclut qu'à haute température, l'anisotropie plane due à la recristallisation des grains dans la direction préférentielle du laminage de la tôle est négligeable.

D'autres travaux de Merklein [Merklein+2006] (toujours dans les mêmes conditions), portent sur l'écrouissage de la tôle. La figure 2.24 montre l'influence de la température de la tôle et de la vitesse de déformation sur les courbes d'écrouissage de la tôle 22MnB5 dans la direction de laminage (épaisseur de la tôle 1,75 mm). Il est remarquable qu'à vitesse de déformation constante, plus la température de la tôle est élevée plus la contrainte est faible [Merklein+2006]. Pour une déformation de 0.4 à une vitesse de déformation de 1 s^{-1} la contrainte est de 750 MPa à 500 °C, 570 MPa à 650 °C et finalement 400 MPa à 800 °C. Au contraire, à température constante, plus la vitesse de déformation est importante plus la contrainte est importante. Pour une déformation de 0.4 et une température de 650 °C, la contrainte est de 300 MPa à $0,01 \text{ s}^{-1}$, 400 MPa à $0,1 \text{ s}^{-1}$ et 570 MPa à 1 s^{-1} . Il y a donc une compétition entre la température et la vitesse de déformation qui doit être prise en compte dans la simulation de la mise en forme de ce matériau.

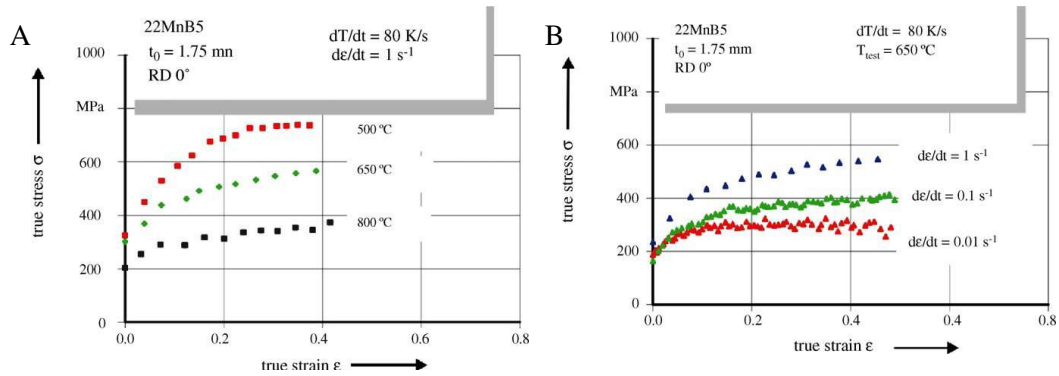


Figure 2.24 – Courbes d'écrouissage du 22MnB5 à l'état austénitique, d'après [Merklein+2006]. (A) Influence de la température à une vitesse de déformation de $0,1$ s $^{-1}$. (B) Influence de la vitesse de déformation à une température de 650 °C

Plusieurs modèles de comportement mécanique décrivant l'écrouissage prennent en compte des dépendances à la vitesse de déformation, à la température et aux phases microstructurales en présence [Karbasian+2010]. Ces descriptions sont adaptées à la simulation de l'emboutissage à chaud dans les gammes de température de 500 °C à 850 °C et de vitesse de déformation, de $0,1$ s $^{-1}$ à 1 s $^{-1}$. Mais elles peuvent être incomplètes pour le découpage à chaud qui est un problème pour lequel la vitesse de déformation peut atteindre 100 s $^{-1}$ et parfois 1000 s $^{-1}$ selon Maillard [Maillard2009].

La figure 2.25 présente les courbes d'écrouissage utilisées par So [So2015] pour ses simulations, établies expérimentalement par Merklein [Merklein+2006] et utilisées par Hu [Hu+2015] pour identifier un modèle d'endommagement à 650 °C et 1 s $^{-1}$. Dans ses simulations So [So2015] utilise des courbes d'écrouissage modélisées par une loi de Norton-Hoff pour deux gammes de vitesses de déformation identifiées jusqu'à 10 s $^{-1}$ à différentes températures. Il est constaté un très fort écart de près de 300 MPa à 30% de déformation entre les résultats expérimentaux de Merklein [Merklein+2006] et l'identification utilisée par So [So2015]. L'identification du comportement utilisée par So [So2015] et Hu [Hu+2015] révèle un écart de 100 MPa à 30% de déformation. Comme l'écart entre les auteurs est important pour des conditions censées être identiques ceci justifiera l'utilisation des courbes d'écrouissage fournies par ArcelorMittal qui fournissent les tôles de cette thèse mais elles ne seront pas communiquées car elles sont confidentielles.

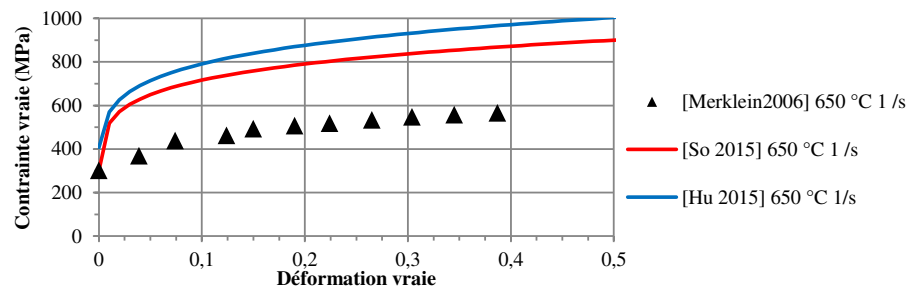


Figure 2.25 – Comparaison des courbes d'écrouissage pour le 22MnB5 austénitique à 650 °C à 1 s $^{-1}$ pour différents auteurs. Triangles noirs : [Merklein+2006]. Courbe rouge : [So2015]. Courbe bleue : [Hu+2015]

2.3.2.5.3 Endommagement et rupture

Sur l'aspect endommagement, en emboutissage à chaud du 22MnB5, Bruschi et Ghiotti [Bruschi+2014] considèrent qu'une approche basée sur la théorie de l'endommagement continu de Lemaitre [Lemaitre1985] peut être efficace pour déterminer les ruptures et les strictions lors de la mise en forme.

Le modèle endommagement de Lemaitre [Lemaitre1985] peut être identifié à travers une analyse inverse d'essais de traction uni-axiale. Hu [Hu+2015] réalise cette identification sur du 22MnB5 (épaisseur 2 mm) à 800 °C, 750 °C, 700 °C et 650 °C à l'état austénitique pour différentes vitesses de déformation ($0,01 \text{ s}^{-1}$, $0,1 \text{ s}^{-1}$ et 1 s^{-1}) et identifie un modèle d'endommagement de Lemaitre couplé au comportement plastique de la tôle. La figure 2.26 présente les évolutions de la variable d'endommagement du 22MnB5 en fonction du déplacement de la traverse de la machine d'essais de traction issus des travaux de Hu [Hu+2015]. La figure 2.26.a montre que plus la température est élevée moins la déformation pour atteindre le même niveau d'endommagement est importante. Au contraire, la figure 2.26.b montre que plus la vitesse de déformation est élevée, plus la déformation pour atteindre le même niveau d'endommagement est importante. Sur l'aspect endommagement, il y a aussi une compétition entre la température de la tôle et la vitesse de déformation.

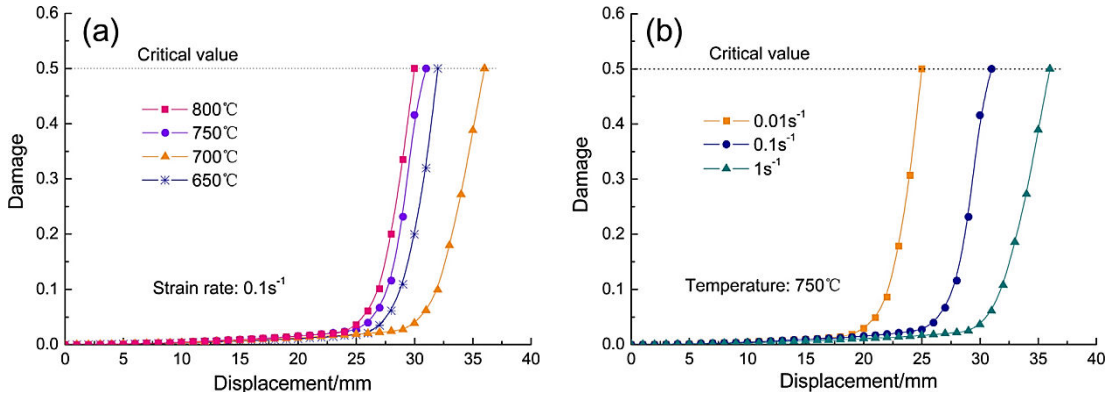


Figure 2.26 – Evolutions de la variable d'endommagement du 22MnB5 en fonction du déplacement de la traverse de la machine d'essais de traction, d'après [Hu+2015].
(a) Influence de la température de la tôle à une vitesse de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$.
(b) Influence de la vitesse de déformation à une température de 750 °C

So [So+2012] utilise le critère de Brozzo présenté en équation 2.3.2 pour décrire la rupture de la tôle lors de ses simulations du découpage à chaud du 22MnB5. So [So2015] propose une évolution de ce critère en fonction de la température de la tôle (equation 2.3.3) et obtient une bonne description du bord découpé.

$$C_{Brozzo} = \int_0^{\epsilon_{eq,R}} \frac{2}{3} \frac{\max(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})}{\max(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}) - \sigma_H} d\sigma_{eq} \quad (2.3.2)$$

$$C_{Brozzo}(T_{tôle}) = 0.866 + 0.00457 * T_{tôle} \text{ entre } 550 \text{ °C et } 800 \text{ °C} \quad (2.3.3)$$

2.4 Comportement à l'interface tôle/outil

La description du comportement mécanique de l'interface et du transfert thermique entre la tôle en 22MnB5 revêtue Al-Si avec les outils est délicate à cause du revêtement. En effet, il est susceptible de fondre si sa température dépasse 750 °C.

2.4.1 Valeurs du coefficient de frottement

Dans sa revue bibliographique, Karbasian [Karbasian+2010] présente des valeurs de coefficient de frottement pour un contact entre une tôle 22MnB5 revêtue Al-Si et des aciers à outils martensitiques X153CrMoV12 (1.2379) et X40CrMoV5-1 (1.2344) en fonction de la température de la tôle (figure 2.27). Les valeurs sont dépendantes du moyen permettant de les caractériser et peuvent doubler d'un auteur à l'autre. Tous les auteurs [Karbasian+2010 ; So2015] montrent que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la température de la tôle. So [So2015] utilise dans ses simulations de l'opération du découpage à chaud du 22MnB5 un coefficient de frottement de 0.6 pour une tôle à 550 °C et 0.3 à 640 °C, l'évolution en fonction de la température semble linéaire. Aucune valeur du coefficient de frottement entre la face de dépouille d'un outil de découpe et le nouveau bord de tôle formé (tôle rompue) n'a pu être établie dans la littérature.

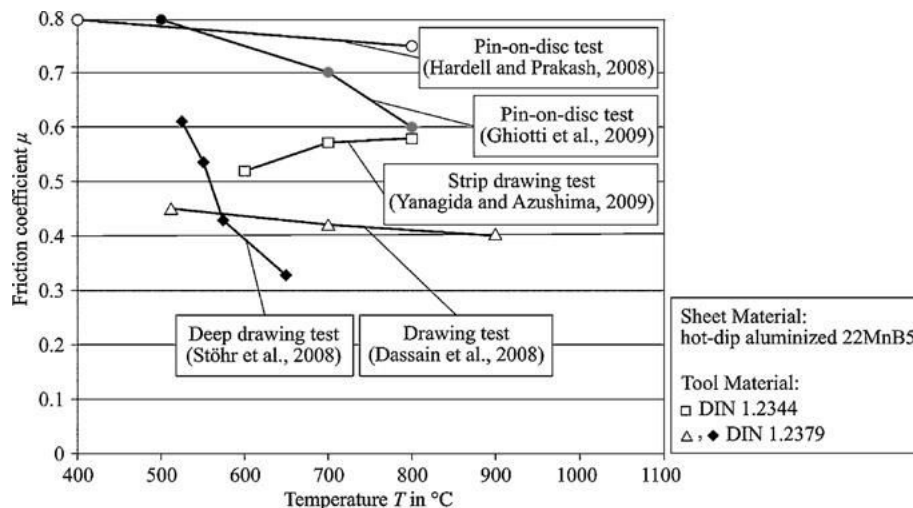


Figure 2.27 – Valeurs des coefficients de frottement recensés dans la littérature par Karbasian [Karbasian+2010] pour un contact entre une tôle 22MnB5 revêtue Al-Si et des aciers à outils martensitiques X153CrMoV12 (1.2379) et X40CrMoV5-1 (1.2344) en fonction de la température de la tôle

2.4.2 Transfert thermique

La conduction thermique d'interface du 22MnB5 revêtu Al-Si avec des matériaux d'outils a notamment été étudiée en emboutissage à chaud [Geiger+2008 ; Abdulhay+2010 ; Karbasian+2010 ; Kaza2010 ; Wieland+2010 ; Merklein+2015]. Ces identifications sont menées pour des pressions de contact inférieures à 100 MPa ce qui est très inférieur aux pressions de contact connues en découpage (environ 2000 MPa selon Hambli [Hambli2001a]). Le tableau 2.5 regroupe les modèles de conduction thermique d'interfaces proposés par Abdulhay [Abdulhay+2010] (résistance thermique de contact caractérisée à 600 °C), Kaza [Kaza2010] (caractérisation à 460 °C et 560 °C) et utilisé par So [So2015] pour simuler la découpe à chaud.

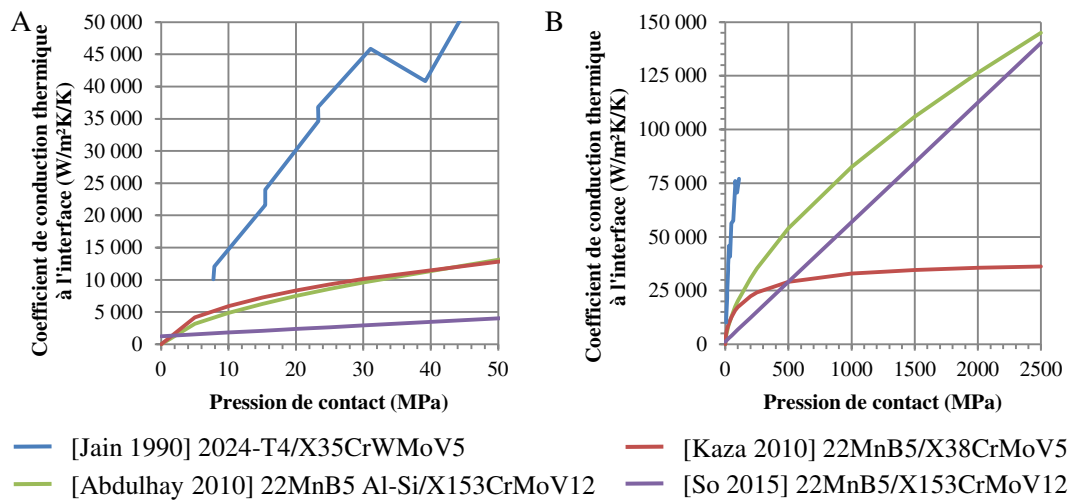
Table 2.5 – Modèles de conduction thermique aux interfaces entre une tôle en 22MnB5 et des matériaux d'outils en fonction de la pression de contact

| Auteur | Matériaux en contact | Modèle de conduction thermique d'interface | Pression |
|-----------------|------------------------------|--|-------------------|
| [Abdulhay+2010] | 22MnB5 Al-Si/ X153CrMoV12 | $k_s(\sigma_n) = \frac{1}{RTC} = \frac{1}{a\sigma_n^b}$ avec $\begin{cases} a = 8.4110^{-4} \\ b = -0.61396 \end{cases}$ | 5 MPa à 30 MPa |
| [Kaza2010] | 22MnB5/ X38CrMoV5 | $k_s(\sigma_n) = 2.16 \frac{\lambda_e}{\sigma} \left(\left(\frac{\sigma_n}{1.1 * H + \sigma_n} \right)^{0.51} + 0.17 \frac{\lambda_f}{\lambda_e} \right)$ avec $\begin{cases} \lambda_e = 43,31 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1} \\ \sigma = 2,4 \mu\text{m} \\ H = 3 * 118,65 \text{ MPa} \\ \lambda_f = 0,0533 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1} \end{cases}$ | 4 MPa à 80 MPa |
| [So2015] | 22MnB5/ X153CrMoV12 | $k_s(\sigma_n) = 55.61\sigma_n + 1261.4$ | 0 MPa à 40 MPa |

La figure 2.28 présente l'évolution du coefficient de conduction aux interfaces pour les différents modèles proposés au tableau 2.5 en fonction de la pression de contact. Une évolution de ce coefficient estimée en forgeage à chaud d'alliage d'aluminium [Jain1990] est aussi proposée à titre de comparaison.

Dans la gamme de pression de l'emboutissage à chaud (figure 2.28.A), les modèles de Kaza [Kaza2010] et Abdulhay [Abdulhay+2010] sont très proches. Le modèle linéaire proposé par So [So2015] a des valeurs inférieures aux deux premiers modèles. Les résultats expérimentaux de Jain [Jain1990] montrent qu'il est possible que le transfert thermique entre un alliage d'aluminium et un acier puisse être très important et ce malgré une pression de contact restreinte. Par exemple, à 20 MPa, la conduction à l'interface est de l'ordre de $30\,000 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ pour le forgeage de l'aluminium (figure 2.28.A).

Dans la gamme de pressions extrapolée à 2500 MPa (figure 2.28.B), les modèles proposés par Abdulhay [Abdulhay+2010] et So [So2015] ne tendent pas à se stabiliser avec les très hautes valeurs de pressions de contact. Le modèle de So [So2015] tend à rejoindre le modèle proposé par Abdulhay [Abdulhay+2010]. Le modèle de Kaza [Kaza2010] tend à se stabiliser à partir de 500 MPa à $35\,000 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$. En comparaison au modèle de So, le modèle proposé par Kaza semble avoir un sens plus physique mais la valeur limite de la conduction d'interface est beaucoup plus faible pour les hautes pressions de contact par rapport à l'évolution rencontrée dans les problématiques de forgeage de pièces en alliage d'aluminium [Jain1990].



2.5 Evaluations des contraintes et des températures dans les lames basées sur la simulation numérique éléments finis

La littérature aborde le problème de la modélisation de l'opération de découpe et sa résolution par la méthode des éléments finis majoritairement dans le but de trouver le meilleur compromis dans les paramètres de l'opération (notamment le jeu) pour réduire l'effort de coupe et avoir un profil du bord de tôle découpé adapté [Faura+1998 ; Brokken+2000 ; Hambli2002 ; Hambli+2003].

Des auteurs utilisent aussi la simulation pour estimer des contraintes [Saanouni+2010 ; Nothhaft+2012 ; Picas2012 ; Torres+2015] et des températures [Torres+2015] dans les arêtes de coupe des lames à des fins de prédiction des zones d'usure de l'outil.

2.5.1 Modélisation et simulation par la méthode des éléments finis de l'opération de découpe

La simulation de l'opération fait apparaître six problématiques clés qui sont :

- la modélisation réalisée (mécanique, thermo-mécanique, isotherme, anisotherme) et des couplages (pas de couplage, faible ou fort),
- le choix des géométries modélisées,
- la définition du maillage de la tôle et des lames,
- la définition du comportement de la tôle et des lames,
- la définition du comportement des interfaces (frottement et transfert thermique),
- le choix du schéma de résolution.

2.5.1.1 Choix de la modélisation

Le choix de la modélisation repose sur le type d'opération à traiter. Les opérations de découpage à froid sont des modélisations mécaniques, isotherme (comportements pris à température ambiante) et sans couplage [Hamblil2001a ; Ramde2010 ; Falconnet+2012 ; Picas2012 ; Nothhaft2014]. En découpage à chaud, les modèles proposés par Torres [Torres+2015] et So [So2015] sont :

- thermo-mécaniques car les comportements de la tôle et des outils sont dépendants de la température,
- anisothermes car le transfert thermique entre la tôle et les outils est pris en compte,
- sans couplage c'est à dire que les termes de couplage liés au frottement entre la tôle et les outils et à la déformation plastique de la tôle dans l'équation de la chaleur ne sont pas pris en compte.

2.5.1.2 Choix des géométries modélisées

Le choix d'une modélisation géométrique 2D ou 3D dépend de l'opération de découpe qu'il faut étudier, de la géométrie de la pièce finale et de la géométrie de l'outil.

Saanouni [Saanouni+2010] modélise l'opération de guillotinage en 3D parce que la lame a un angle de vague et donc l'outil n'a pas de symétries de géométries et de chargements permettant de réduire le problème. Les découpes de pièces aux formes complexes, par exemple comme le poinçonnage de formes rectangulaires, nécessite une définition de géométries en 3D [Touache2006]. De même en découpage à froid du 22MnB5 martensitique, Picas [Picas2012] utilise une modélisation en 3D pour estimer les contraintes dans des poinçons aux géométries complexes.

L'opération de poinçonnage cylindrique est majoritairement réduit à un problème 2D axisymétrique [Hamblil2001a ; Falconnet+2012] de part la géométrie cylindrique du bord découpé. En cisailage droit à température ambiante du 22MnB5 martensitique, Nothhaft [Nothhaft+2012] utilise l'hypothèse des déformations planes pour réduire son problème en 2D. En poinçonnage chaud du 22MnB5, So [So2015], utilise une modélisation 2D axisymétrique pour estimer l'effort de coupe et la qualité du bord découpé. En cisailage à chaud de tôles épaisses d'acier, Torres [Torres+2015] utilise un modèle en 2D déformations planes pour déterminer les contraintes et les températures dans les lames de cisailage.

2.5.1.3 Choix du maillage

Un maillage avec des quadrangles et dont la taille est raffinée dans la zone de cisaillement de la tôle est nécessaire pour avoir une bonne estimation des déformations dans la zone affectée par la découpe et en conséquence de la fissure lors de la rupture [Hamblil2012]. Hamblil [Hamblil2012] indique que la taille des éléments doit être équivalente à celle de la taille des grains, soit entre 10 μm et 60 μm dans la zone du jeu entre les outils supérieur et inférieur. Ramde [Ramde2010] observe qu'une taille de maille d'environ 30 μm pour une tôle DC04 de 0,67 mm d'épaisseur est recommandée pour avoir une précision du résultat en effort suffisante et avoir une bonne description du bord découpé (figure 2.29). En découpage à température ambiante du 22MnB5, Nothhaft [Nothhaft2014] utilise des mailles de 20 μm et So [So+2012] des mailles de 10 μm .

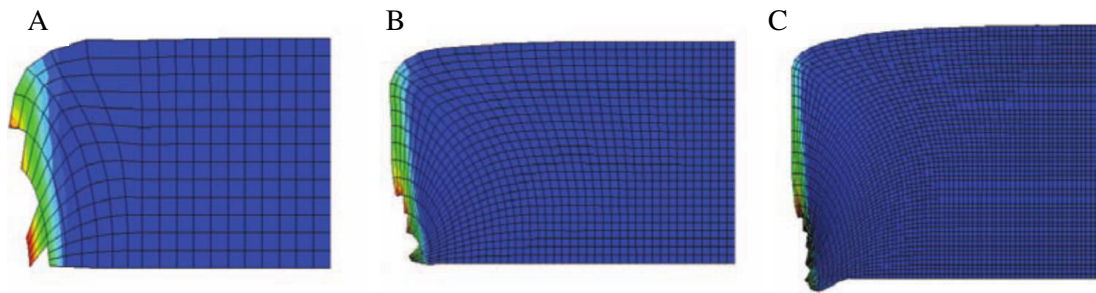


Figure 2.29 – Profils de bord découpé pour une tôle DC04 de 0,67 mm d'épaisseur et un jeu de 0,03 mm pour trois tailles de mailles, d'après [Ramde2010]. (A) 60 μm . (B) 30 μm . (C) 15 μm

Des techniques d'adaptation du maillage comme la formulation *Arbitrary Lagrange Euler* et le remaillage [Brokken+1998 ; Goijaerts1999 ; Komori2001 ; Ramde2010 ; Nothhaft+2012 ; So2015 ; Torres+2015] permettent aux éléments de la tôle de suivre la déformation plastique de manière réaliste dans les zones fortement sollicitées. Ces techniques sont plus généralement utilisées dans la simulation des opérations comme la forge [Hartley+2006] et l'usinage [Binder+2017].

Pour le maillage des outils, en découpage à chaud, Torres [Torres+2015] indique que dans les zones de contact la taille des mailles des outils doit être identique à celle de la tôle en raison du calcul du transfert thermique entre la tôle et les outils.

2.5.1.4 Comportements mécaniques

Ce paragraphe a pour objectif de donner une vue d'ensemble de ce que la littérature utilise en termes de modèles de comportement mécanique pour la tôle et les outils. La description des comportements du 22MnB5 et des matériaux d'outils à chaud X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 est déjà discutée en section 2.3.

2.5.1.4.1 Comportement mécanique de la tôle

Le découpage est une opération qui par nature sollicite les matériaux de tôle à l'extrême (la rupture). La particularité des modèles de découpe est qu'un comportement permettant de simuler l'amorçage d'une fissure et sa propagation peut être introduit. Selon Hambli [Hambli2012], la description du comportement mécanique de la tôle doit donc prendre en compte le comportement élastique, plastique et l'endommagement.

Comportement thermo-élastique Tous les modèles rencontrés prennent en compte l'élasticité de la tôle [Hambli1996 ; Goijaerts+2001 ; Rachik+2002 ; Saanouni+2010 ; Makich2011 ; Nothhaft+2012 ; So2015 ; Torres+2015]. Lorsqu'il s'agit du découpage à chaud, la dilatation thermique de l'outil est aussi prise en compte [Torres+2015 ; So2015].

Comportement thermo-élasto-visco-plastique Ramde [Ramde2010] montre que les modèles de plasticité utilisés en découpage sont majoritairement de type Prandtl Reuss [Hambli1996 ; Goijaerts+2001 ; Rachik+2002]. C'est aussi le cas en découpage à froid du 22MnB5 martensitique [Nothhaft+2012] et à chaud à l'état austénitique [So2015]. Les matériaux sont en général considérés comme isotropes à surface seuil isotrope [Hambli2001a ; Rachik+2002 ; Nothhaft+2012 ; So2015 ; Torres+2015]. En découpage, le modèle d'écrouissage de la tôle est, en général, dépendant de la vitesse de déformation [Saanouni+2010 ; Makich2011 ; Nothhaft+2012 ; So2015 ; Torres+2015] et aussi de la température de la tôle [So2015 ; Torres+2015] (pour du découpage à chaud).

Endommagement et rupture En découpage, pour simuler la rupture de la tôle, deux familles de modèles sont utilisées :

- les critères de rupture qui constituent des approches découplées des modèles de plasticité de la tôle [So2015 ; Torres+2015]. Sur chaque élément, un critère est calculé sur la base des contraintes et/ou des déformations. Lorsqu'une valeur seuil de ce critère est atteinte la tôle est considérée comme rompue.
- les modèles d'endommagement continu, comme par exemple celui de Lemaitre [Lemaitre+2009] ou celui de Gurson, Tvergaard et Needleman [Hambli2001a]. Un paramètre d'endommagement est calculé en fonction des contraintes et des déformations. Ce paramètre affecte l'écrouissage de la tôle jusqu'à atteindre une valeur critique qui est le signe de la rupture de la tôle [Hambli2012].

Deux techniques permettent de traiter numériquement le problème de la rupture de la tôle. Ko [Ko+1997] propose d'utiliser la *suppression des éléments* ("kill element method"). Plus l'endommagement (au sens de Katchanov) est important, principalement dans les zones à fort taux de cisaillement au niveau du jeu de découpe, moins la rigidité de l'élément est forte. Lorsque la rigidité devient nulle, la tôle est rompue. La seconde méthode, proposée par Komori [Komori2001 ; Komori2013] vise à propager une fissure sur les côtés de l'élément lorsqu'un critère de rupture est atteint. Les noeuds appartenant aux deux éléments voisins traversés par la fissure sont dupliqués et séparés pour former la nouvelle interface.

Comportement du revêtement Al-Si So [So2015] prend en compte le comportement du revêtement Al-Si en fonction de la température en l'intégrant au comportement du substrat [So2015] à partir d'une caractérisation réalisée sur une tôle revêtue.

2.5.1.4.2 Comportement mécanique de la lame

La littérature fait état de deux types de comportement pris en compte dans les simulations qui dépendent de l'objectif des modèles numériques :

- si l'objectif est la réduction de l'effort et la prédiction du bord découpé, alors les lames sont considérées comme rigides [Hambli2012]. So [So2015] utilise dans ses simulations de poinçonnage à chaud du 22MnB5 des lames rigides.
- si l'objectif est l'étude des contraintes et des températures engendrées dans les lames, alors les lames ont un comportement élastique isotrope dans le cas du découpage à froid [Saanouni+2010 ; Nothhaft+2012] et thermo-élastique isotrope pour du découpage à chaud [Torres+2015].

D'une manière plus ponctuelle, des études en découpage [Hambli2001a ; Falconnet+2012] utilisent des outils rigides pour estimer des volumes d'usure à partir de la loi d'Archard 2.5.1 [Meng+1995]. Le volume usé par abrasion W s'exprime à partir de la longueur de glissement relative aux deux antagonistes L , à l'effort normal appliqué sur l'outil F_N , à la dureté du matériau le plus tendre H et au coefficient de la loi d'Archard K suivant la formule 2.5.1 :

$$W = \frac{KF_N L}{H} \quad (2.5.1)$$

2.5.1.5 Interactions aux interfaces

2.5.1.5.1 Gestion numérique du contact

Le contact entre la tôle et l'outil est aussi sujet à discussion puisqu'il faut détecter son occurrence et décrire son comportement mécanique et thermique. Le contact est géré par une méthode dite de *pénalité* [Ramde2010 ; Saanouni+2010 ; Makich2011 ; Falconnet+2012 ; Nothhaft+2012 ; Canales+2017]. Les pressions de contact à la surface sont estimées à partir des efforts aux noeuds délimitant l'élément en surface et une surface équivalente de contact [Canales+2017]. L'effort nodal de contact appliqué au noeud d'une instance *esclave* (la tôle) est proportionnel à la distance minimale entre ce noeud et celui de l'instance *maître* (l'outil) ainsi qu'à une raideur caractéristique appelée *coefficient de pénalité* [Canales+2017].

2.5.1.5.2 Comportement mécanique et transfert thermique

A partir des pressions de contact normales aux surfaces, il est possible d'évaluer une contrainte tangentielle de surface à partir d'un modèle de contact mécanique. Dans le domaine du découpage, le modèle mécanique classique est celui de Coulomb [Hambli2001a ; Ramde2010 ; Saanouni+2010 ; Nothhaft+2012 ; So2015]. Torres [Torres+2015] utilise le modèle de Wanheim and Bay pour modéliser le contact entre la tôle chaude et la lame de cisailage. Le modèle de comportement mécanique à l'interface entre le nouveau bord découpé et l'outil est le même que celui sur les faces extérieures de la tôle quel que soit l'auteur. Hambli [Hambli2001a] montre que la pression de contact peut atteindre 2000 MPa au niveau de l'arête de coupe.

Dans le cas du découpage à chaud, il faut aussi considérer un transfert thermique entre la tôle, les lames et les serre-flans [So2015 ; Torres+2015]. Cet aspect est plus largement étudié dans le domaine de l'emboutissage à chaud [Karbasian+2010 ; Merklein+2015]. Le contact est le siège de plusieurs phénomènes de transfert thermique : la conduction, la convection et la radiation [Merklein+2015]. Tous ces phénomènes sont regroupés dans un seul terme les moyennant dit *coefficient de transfert thermique aux interfaces* ("gap conductance") équivalent à l'inverse de la résistance thermique de contact [Wieland+2010 ; Abdulhay+2010 ; Kaza2010]. Lorsque le contact n'a pas lieu, sa valeur est dépendante de la distance normale entre les interfaces pour modéliser les phénomènes de radiation et de convection [So2015]. Lorsque le contact a lieu, sa valeur est dépendante de la pression de contact pour simuler la conduction de chaleur à l'interface [Merklein+2015 ; So2015]. Torres [Torres+2015] considère que cette conduction de chaleur à l'interface est constante quelle que soit la pression de contact ($11\,000\text{ W m}^{-2}\text{ K}^{-1}$). Compte tenu des valeurs de pressions de contact indiquées par Hambli [Hambli2001a], il faudrait connaître l'évolution de la résistance thermique de contact dans une large gamme de pression allant jusqu'à 2000 MPa.

Les valeurs des coefficients de frottements et des transferts thermiques spécifiques au contact entre une tôle 22MnB5 avec un revêtement Al-Si et les matériaux d'outils sont indiqués en section 2.4.

2.5.1.6 Schéma de résolution

La simulation de l'opération de découpage est une opération dynamique [Maillard2009 ; Hambli2012] et non linéaire (comportements, géométries, contacts). A ce titre deux schémas de résolution des équations de la mécanique peuvent être utilisés [Abaqus2014] :

- le schéma implicite est préférentiellement utilisé par Hambli [Hambli1996] et Falconnet [Falconnet+2012] pour sa précision. So [So2015] et Torres [Torres+2015] utilisent le code DEFORM 2D © qui est aussi à résolution implicite.
- le schéma explicite qui utilise les différences finies pour intégrer la formulation faible. La convergence du calcul est conditionnée par le calcul du pas de temps. Selon Saanouni [Saanouni+2010], cette approche est particulièrement adaptée pour prendre en compte les fortes non-linéarités en découpage. Nothhaft [Nothhaft+2012] utilise ce schéma en découpage à froid du 22MnB5 martensitique.

2.5.2 Validation du comportement de la tôle

La validation du modèle de comportement pour le découpage repose souvent sur la comparaison de l'effort de coupe simulé et expérimental [Hambli2001b ; Rachik+2003 ; Nothhaft2014]. Si le niveau maximal de coupe simulé correspond à celui estimé expérimentalement, alors la simulation de l'opération peut être considérée comme acceptable [Nothhaft2014 ; So2015]. Rachik [Rachik+2003] indique qu'introduire un modèle de comportement à la tôle élasto-plastique est suffisant pour prédire correctement le maximum d'effort de coupe. Selon Hambli [Hambli2001b], l'ajout d'un modèle d'endommagement continu joue un rôle prépondérant sur la description de la chute de l'effort en fin de découpe au moment de la rupture (figure 2.30.A) et sur la qualité du bord découpé (figure 2.30.B). Hambli [Hambli2012] préconise d'utiliser le modèle de Lemaitre.

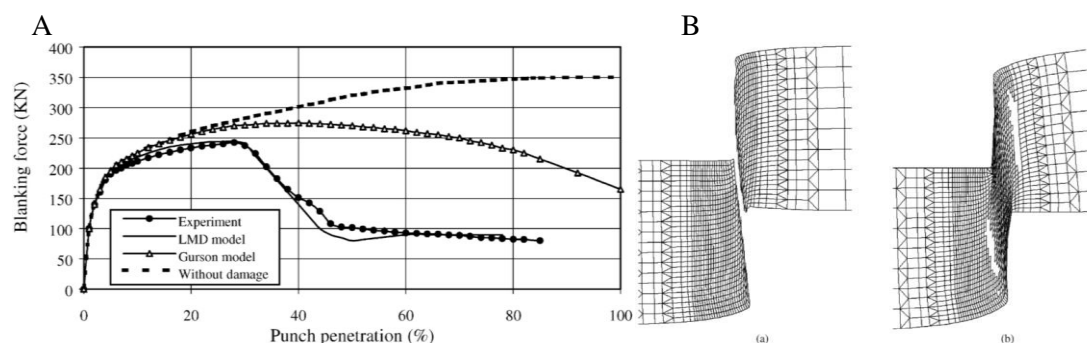


Figure 2.30 – Influence du modèle d'endommagement sur l'effort de coupe et la qualité du bord découpé, d'après [Hambli2001b]. (A) Comparaison de l'évolution de l'effort de coupe en fonction du taux de pénétration du poinçon (tôle XC60 de 3,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 %) pour différents modèles d'endommagements. (B) Profil du bord découpé pour deux modèles d'endommagements (à gauche : modèle de Lemaitre, à droite : modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman)

2.5.3 Estimation du champ de contraintes mécaniques et des températures dans les outils

Pour évaluer les contraintes dans les outillages, il est nécessaire d'y introduire un comportement déformable. Les auteurs traitant du découpage à froid [Saanouni+2010; Nothhaft+2012] introduisent en première approche un comportement élastique isotrope aux outils. Pour du découpage à chaud, un comportement thermo-élastique isotrope [Torres+2015] est utilisé pour les outils.

Dans ses simulations du procédé de guillotinage avec le logiciel Abaqus/Explicit ©, en introduisant une rigidité à l'outil, Saanouni [Saanouni+2010] montre que le travail nécessaire pour le découpage augmente de 32 % et que l'effort de coupe augmente de 43 % (pour deux cas d'études dans la même configuration).

En ce qui concerne le découpage à température ambiante du 22MnB5 martensitique, Nothhaft [Nothhaft+2012] présente (figure 2.31) une évolution de l'enveloppe des contraintes maximales de Von Mises, c'est à dire le maximum atteint par au moins un élément de l'arête de coupe en fonction de la pénétration de l'outil au regard de l'évolution de l'effort de coupe et des contours de contrainte. Dans l'arête de coupe, la contrainte maximale est au démarrage de la découpe localisée en face d'attaque puis se délocalise vers la face de dépouille avec la pénétration dans la tôle. De plus, l'enveloppe des contraintes atteint un maximum au début de la pénétration de la tôle pendant la phase de formation du bombé bien avant que l'effort maximal de coupe soit atteint. Nothhaft [Nothhaft+2012] montre que la contrainte de Von Mises peut atteindre 2100 MPa au niveau de l'arête de coupe.

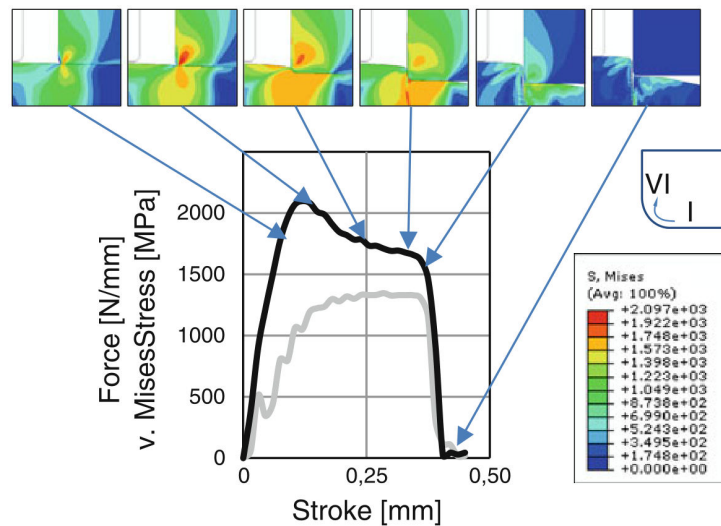


Figure 2.31 – Evolutions de l'enveloppe des contraintes maximales de Von Mises (courbe noire), de l'effort de coupe (courbe grise) et des contours des contraintes de Von Mises en fonction du déplacement de l'outil, d'après [Nothhaft+2012]

En cisailage à chaud, Torres [Torres+2015] estime que la contrainte équivalente atteint 600 MPa en sous surface de l'arête de coupe et que la température peut monter à 485 °C pour une température initiale de tôle de 900 °C et un rayon d'arête de 760 µm. Torres [Torres+2015] trouve une bonne corrélation entre les localisations des hautes contraintes mécaniques et les sillons d'usure.

2.5.4 Estimation du volume utilisé par l'introduction de la loi d'Archard sur des outils rigides

Hambli [Hambli2001a] introduit la loi d'Archard (équation 2.5.1) dans un modèle éléments finis du poinçonnage à froid pour estimer l'usure du poinçon et trouve une bonne corrélation entre les profils de l'arête de coupe obtenus par la simulation numérique et la mesure faite sur des poinçons expérimentaux. Dans la simulation proposée par Hambli [Hambli2001a], les outils sont considérés comme rigides, ils ne se déforment pas avec la pénétration dans la tôle. Falconnet [Falconnet+2012] dans le cadre du poinçonnage de tôles de cuivre estime le coefficient d'usure de la loi d'Archard sur un tribomètre pion (outil en carbure de tungstène)/plan (tôle de cuivre) placé sur un outil industriel et introduit la loi d'Archard dans un modèle éléments finis de l'opération. Falconnet [Falconnet+2012] conclut que cette approche peut donner des résultats qualitatifs sur le volume d'usure des poinçons (figure 2.32).

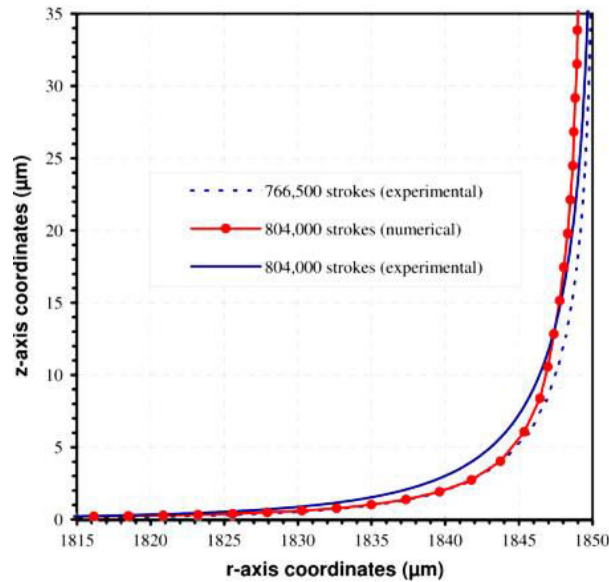


Figure 2.32 – Comparaison d'un profil de poinçon utilisé expérimental et d'un profil calculé par une simulation numérique utilisant la loi d'Archard, d'après [Falconnet+2012]

2.6 Dégradations observées sur les outils de découpe

L'objet de ce paragraphe est de recenser les dégradations de lames de découpage déjà observées par la littérature sur le découpage à froid et à chaud.

2.6.1 Découpe à température ambiante d'aciers doux

Très tôt, la littérature s'est attachée à décrire la dégradation des outils de découpage à froid [Maeda+1967 ; Luo1997]. Dès 1967, Maeda [Maeda+1967] décrit la forme des poinçons après découpage. Maeda [Maeda+1967] montre que les poinçons ("SBD" 192HV20) découpant une tôle d'acier de 0,5 mm d'épaisseur présentent des usures en "cratère" (*crater wear*) ou en "pente" (*slope wear*).

Plus tard, grâce à l'utilisation d'un microscope électronique à balayage permettant une meilleure description des endommagements, Luo [Luo1997] montre (figure 2.33) que des poinçons en SKH9 (acier rapide HS6-5-2 à 62 HRC) découpant des tôles d'acier AISI 52100 (nuance 100Cr6) de 11,5 mm d'épaisseur présentent les mécanismes d'usure suivants :

- du micro-écaillage sur la face d'attaque (figure 2.33.A),
- des fissures sur la face d'attaque (figure 2.33.B),
- de l'usure par abrasion sur la face de dépouille (figure 2.33.C),
- de l'usure par adhésion du matériau de tôle sur la face de dépouille (figure 2.33.D).

Luo [Luo1999] explique que le micro-écaillage est accentué par la taille des stries d'usinage de la face d'attaque car elles agissent comme des ancrages mécaniques qui s'ouvrent avec la découpe de la tôle. D'après Luo [Luo1999], les fissures sur la face d'attaque en face de dépouille sont soit d'origine mécanique, soit d'origine thermique (augmentation de la température locale du poinçon lors de la découpe liée à l'échauffement adiabatique de la tôle). Selon Luo [Luo1999], l'usure par abrasion est liée à la propagation de micro-fissures le long de la face de dépouille dont les amorçages peuvent être liés encore une fois aux stries d'usinage. L'usure par adhésion en face de dépouille est le fruit d'un frottement très intense et localisé qui "soude" le matériau de tôle à l'outil. L'adhésion engendre une augmentation des forces de frottement et il en résulte des ruptures locales du matériau d'outil.

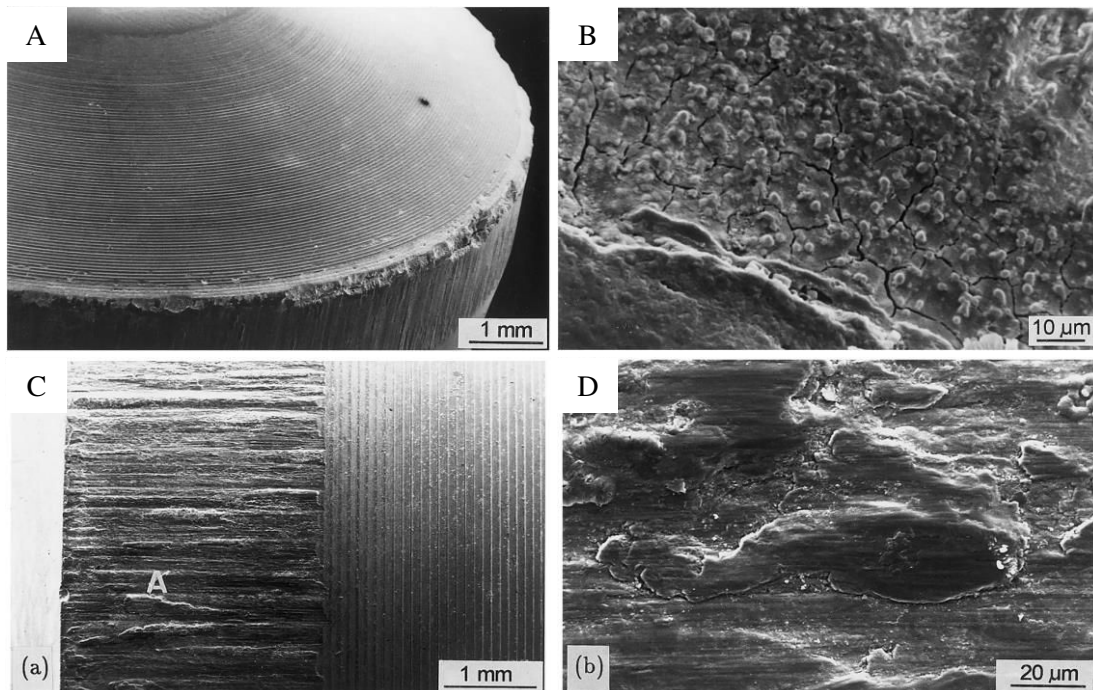


Figure 2.33 – Dégradations en face d'attaque d'un poinçon SKH9 (acier rapide 62 HRC) découpant des tôles d'acier AISI 52100 (100Cr6) de 11,5 mm d'épaisseur, d'après [Luo1999]. (A) Micro-écaillage. (B) Micro fissures sur l'arête de coupe en face d'attaque. (C) Vue générale de la face de dépouille. (D) Adhésion du matériau de tôle sur la face de dépouille

2.6.2 Découpe à température ambiante de tôles d'acier 22MnB5 martensitique

Picas [Picas2012] observe (figure 2.34), en découpage à froid du 22MnB5 martensitique (2 mm d'épaisseur) sur des outils en HS6-5-4 et DIN 1.3202 (HS-12-1-5-5) ayant effectué 10000 cycles, des dégradations de type écaillage et fissurations (figures 2.34.A et 2.34.C), de l'adhésion du revêtement de la tôle Al-Si sur les lames (figure 2.34.B) et de la déformation plastique.

Selon Picas [Picas2012], le micro-écaillage des outils de découpe est la résultante de l'amorçage, de la coalescence et de la croissance de micro-fissures partant en dessous de la surface de l'outil et notamment des carbures de chrome vanadium constituant l'outil. Les fissures rejoignent la surface ce qui provoque la rupture d'un morceau de matière. D'après Picas [Picas2012], la déformation plastique de l'arête de coupe est liée à une dureté locale plus faible qu'à coeur et à un chargement mécanique localisé très intense (de l'ordre de 1600 MPa, d'après les résultats des simulations éléments finis de Picas [Picas2012]) qui provoque l'écoulement du matériau.

Pour la même nuance de tôle, Nothhaft [Nothhaft2014] et So [So2015] observent aussi une déformation plastique de l'arête de coupe (lames en X153CrMoV12 à 60 HRC) qui s'écoule de la face d'attaque vers la face de dépouille (figure 2.35).

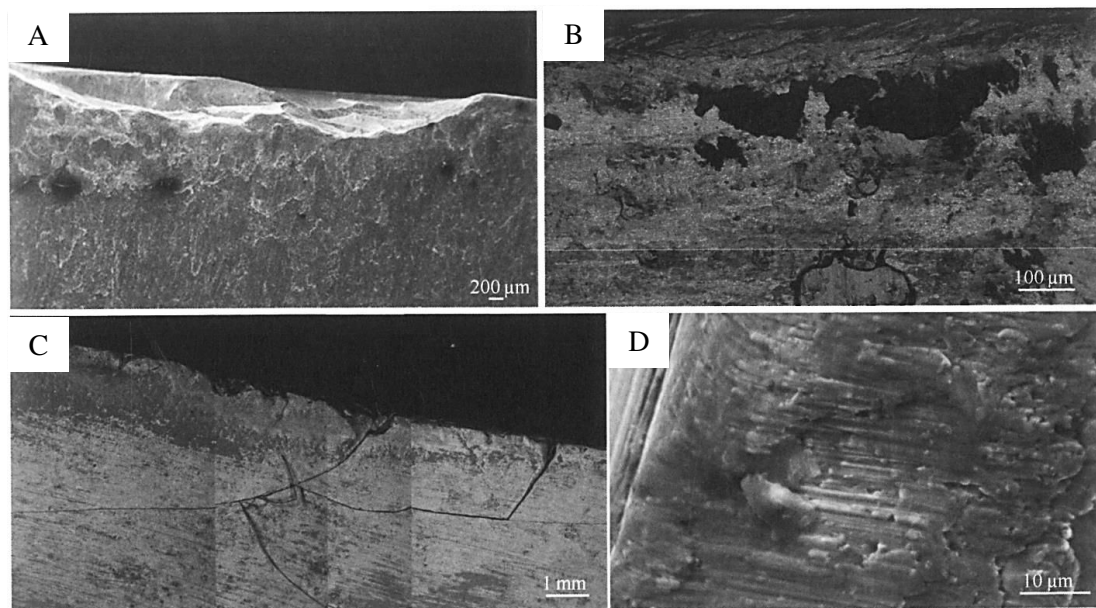


Figure 2.34 – Dégradations de lames de découpe de tôles 22MnB5 martensitiques de 2 mm d'épaisseur, d'après [Picas2012]. (A) Rupture de l'arête (lames en HS6-5-4). (B) Adhésion du revêtement Al-Si de la tôle sur l'arête de coupe. (C) Fissures en face d'attaque de la lame en HS-12-1-5-5. (D) Abrasion de la lame en HS-12-1-5-5 en face d'attaque

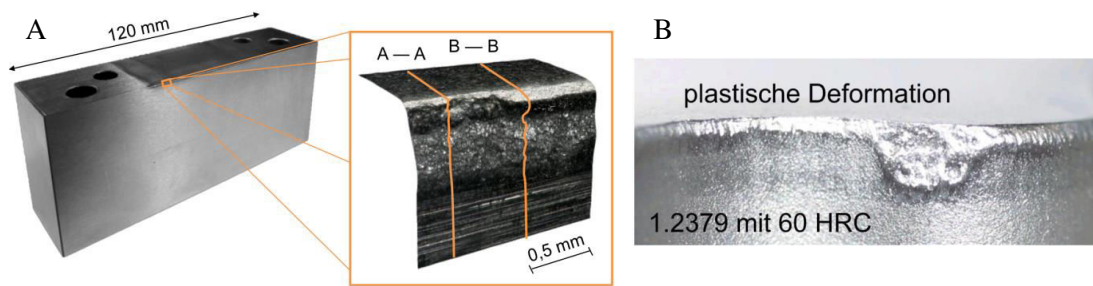


Figure 2.35 – Exemples de déformation plastique de l'arête de coupe d'une lame en X153CrMoV12 à 60 HRC observés par la littérature. (A) Après 59000 cycles selon [Nothhaft2014]. (B) Selon [So2015]

2.6.3 Découpage à chaud de tôles épaisses en acier

Torres [Torres+2013] présente les endommagements observés sur une lame de cisailage à chaud (approximativement 800 °C) en X38CrMoV5-3 (640 HV₁₀) d'une tôle épaisse (50 mm) en acier doux (nuance non communiquée) au bout de 17000 cycles. Son analyse montre que les endommagements sont relatifs à des aspects thermiques comme la corrosion et la fatigue thermique. Des observations macroscopiques (figure 2.36) révèlent que l'outil est complètement couvert d'oxyde, sauf sur l'arête de coupe. De plus, la face d'attaque (*rake face*) subit un délaminage prononcé (figure 2.36.A). Dans la direction parallèle à l'arête de coupe, de la déformation plastique est observée en face de dépouille (*flank face*, figure 2.36.B). Les chargements mécaniques forts (600 MPa) combinés à une forte élévation de la température (450 °C au niveau de l'arête de coupe pour des températures de tôles comprises entre 700 °C et 800 °C) peuvent amorcer ces dégradations [Torres+2015].

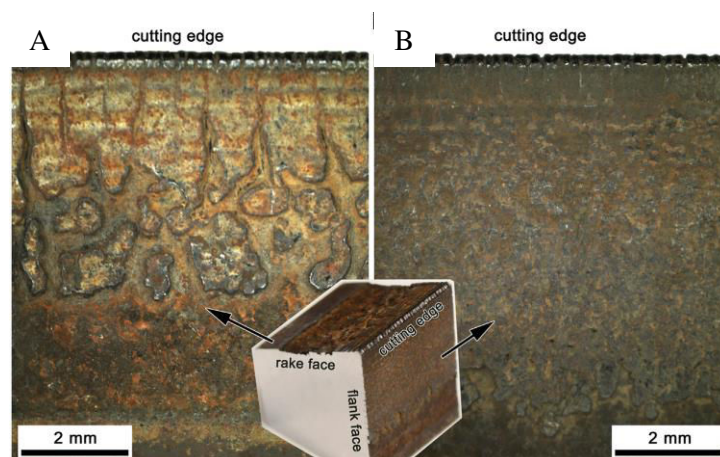


Figure 2.36 – Observation macroscopique d'une lame de cisailage à chaud en X38CrMoV5-3 après 17000 cycles d'utilisation, d'après [Torres+2013]. (A) Face d'attaque. (B) Face de dépouille

En outre, l'arête de coupe présente des fissures perpendiculaires au fil de la lame (donc parallèle à la direction de glissement) et régulièrement espacées de 200 μm suggérant une dégradation résultant d'une sollicitation de type fatigue thermique (figure 2.37). Selon Torres [Torres+2013], la géométrie locale de la lame (angle d'attaque et faible rayon) favorise le transfert thermique ce qui conduit aux déformations thermiques, à l'amorçage et à la propagation des fissures (figure 2.37.A). De plus, le gradient thermique lié à la massivité de la lame accélère la dégradation par fatigue thermique. Des micrographies montrent que des oxydes fragiles de chrome et de molybdène se forment en fond de fissure ce qui suggère que les fissures canalisent l'oxygène (figure 2.37.B) et que la fissuration a lieu pendant l'opération. La dégradation observée est de la corrosion.

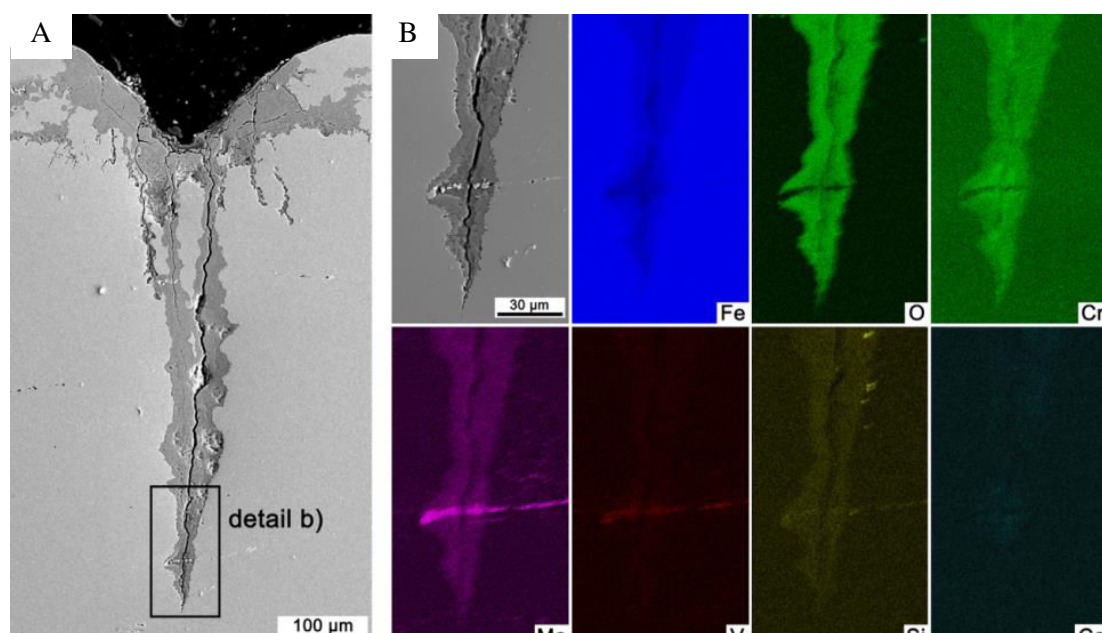


Figure 2.37 – Observation en coupe de l'arête de coupe d'une lame de cisailage à chaud en X38CrMoV5-3 après 17000 cycles d'utilisation, d'après [Torres+2013]. (A) Fissure se propageant dans la lame. (B) Cartographie des éléments chimiques en présence

2.7 Indicateurs expérimentaux de la cinétique d'usure d'un outil de découpe

Selon Maillard [Maillard2009], l'usure de l'outil affecte trois aspects de l'opération de découpage :

- la géométrie de l'arête de coupe, représentative de l'outil réalisant la découpe,
- la qualité de la pièce produite, résultante de la découpe,
- l'effort de découpage, caractéristique du système réalisant la découpe.

Chacun de ces trois aspects présente des indicateurs permettant d'estimer expérimentalement l'état de dégradation des lames. Ces indicateurs expérimentaux sont complétés par une approche numérique de l'opération de découpage utilisant la méthode des éléments finis permettant d'estimer des contraintes et des températures dans les lames.

2.7.1 Approche basée sur la géométrie de l'arête de coupe

Les méthodes de mesures de la géométrie sont recensées dans la thèse de Makich [Makich2011] pour le découpage à froid de tôles de cuivre pour la fabrication de composants électroniques de faibles épaisseurs (de $200\text{ }\mu\text{m}$ à $500\text{ }\mu\text{m}$). Le tableau A.3 (annexe A) regroupe ces différentes techniques ainsi que leurs avantages et inconvénients. Au regard de ces informations, il semble que la mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie ou rugosimétrie confocale sont des techniques adaptées pour caractériser la topographie de la partie active de l'outil. En découpage à froid du 22MnB5 martensitique, Picas [Picas2012] et Nothhaft [Nothhaft2014] utilisent un rugosimètre tactile pour estimer les profils des arêtes de coupe à différents arrêts de cycles.

Cette approche s'intéresse exclusivement à l'outil et à l'influence des conditions de réglage sur l'enveloppe dimensionnelle de l'arête de coupe. La notion d'enveloppe est introduite ici car l'usure d'un outil peut être liée à de l'abrasion (perte dimensionnelle) [Luo1999; Picas2012], de l'adhésion (gain dimensionnel) [Luo1999; Picas2012] et de la déformation plastique [Luo1999; Picas2012; Nothhaft2014; So2015]. Au cours des cycles, tous ces phénomènes peuvent se produire, par exemple, l'effet de l'adhésion peut être compensé par celui de l'abrasion. L'enveloppe dimensionnelle est souvent approximée par un congé dont le rayon moyen serait représentatif de l'usure [Hambli2001a; Falconnet+2012], ce qui facilite la description de la géométrie de la lame lors des simulations numériques du procédé (figure 2.38).

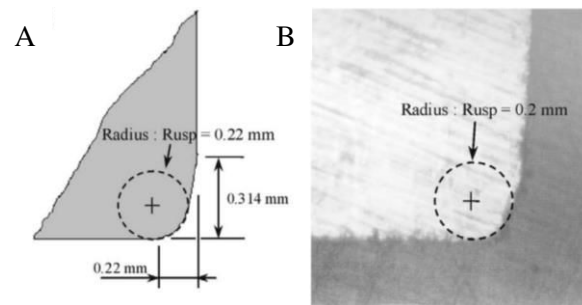


Figure 2.38 – Exemple d'approximation de la géométrie de la lame d'un poinçon usé, selon [Hambli2001a]. (A) Géométrie du poinçon utilisée pour la simulation numérique de l'opération. (B) Vue en coupe du poinçon

En découpage à froid du 22MnB5 martensitique, Nothhaft [Nothhaft2014] trace les profils d'arête de coupe de lames en X153CrMoV12 (60 HRC) cisailant une tôle de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 % (figure 2.39). L'arête initiale d'un rayon de $100\text{ }\mu\text{m}$ s'émousse avec l'augmentation du nombre de cycles. La face d'attaque semble s'affaisser vers la partie massive de la lame. La forme de l'arête de coupe ne peut pas être décrite par un rayon. De plus, il semble que du matériau de tôle adhère ou est transféré en face de dépouille (profil tendant vers l'origine des abscisses). Il est remarquable pour la lame inférieure que le profil se creuse à partir de 25000 cycles et forme un bourrelet à partir de 40000 cycles et jusqu'à 59000 cycles. Le profil tend alors vers l'abscisse nulle ce qui au regard des dégradations présentées en figure 2.35 laisse supposer qu'un déplacement de la matière provoqué par une déformation plastique est survenu.

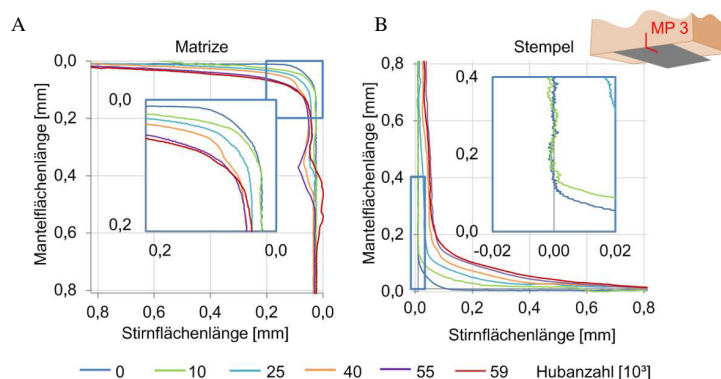


Figure 2.39 – Profils de l’arête de coupe des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) découpant du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d’épaisseur pour un jeu de 10 % pour différents nombres de cycles, d’après [Nothhaft2014]⁷. (A) Lame inférieure. (B) Lame supérieure

Afin de quantifier l’évolution de l’usure, Nothhaft [Nothhaft2014] propose d’évaluer la profondeur de l’usure à 45° du profil pour comparer l’influence du matériau d’outil (figure 2.40). C’est la distance entre le profil initial de l’arête de coupe et le profil en cours d’usure suivant la direction formée par la bissectrice de l’angle formée par la face d’attaque et de dépouille. La nuance X153CrMoV12 présente une évolution à tendance linéaire atteignant 120 µm à 59 000 cycles soit 0,002 µm/cycle. L’évolution pour la nuance HWS (acier à outils issu de la métallurgie des poudres produit par Rovalma et de désignation normalisée X120CrVWMo8-2-2) n’est pas linéaire mais en moyenne de 0,001 µm/cycle, tend vers 95 µm à 100 000 cycles et est toujours plus faible que pour la nuance X153CrMoV12. La cinétique de dégradation est donc deux fois plus faible en moyenne pour une lame en HWS qu’en X153CrMoV12. Cet indicateur constitue un critère discriminant quant à la cinétique d’usure. Un indicateur se basant sur ce dernier sera proposé au chapitre 3.

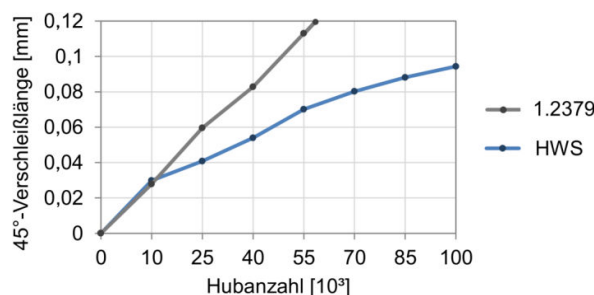


Figure 2.40 – Evolutions de la profondeur d’usure à 45° du profil en fonction du nombre de cycles pour différents matériaux de lames (X153CrMoV12 ou 1.2369 et HWS acier rapide) découpant du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d’épaisseur pour un jeu de 10 %, d’après [Nothhaft2014]⁸

7. Notes de traduction de l’allemand en français : Matrice = matrice, Stempel = poinçon, Mantelflächenlänge = distance le long de la face de dépouille, Stirnflächenlänge = distance le long de la face d’attaque, Hubanzahl = nombre de coups (ou nombre de cycles).

8. Notes de traduction de l’allemand en français : Hubanzahl = nombre de coups (ou nombre de cycles), 45°-Verschleißlänge = profondeur de l’usure à 45°

2.7.2 Approche basée sur la qualité des pièces produites

Cette approche s'intéresse à une conséquence du réglage des paramètres du procédé et de l'usure de l'outil sur le produit fini. Selon *SMP*, cette approche est très pragmatique car le problème pour un industriel est de fabriquer des pièces "bonnes" bien que l'outil soit usé. Tant que la dérive des paramètres (hauteurs caractéristiques et zone du bord découpé écrouie présentée en sous section 2.1.3) avec l'usure de l'outil n'est pas critique, l'outil n'est pas considéré en fin de vie.

En découpage à froid du 22MnB5 martensitique, Nothhaft [Nothhaft2014] présente (figure 2.41) l'évolution des hauteurs caractéristiques en fonction du nombre de cycles pour des outils en X153CrMoV12 et HWS et deux machines d'essais (avec des rigidités différentes). Nothhaft [Nothhaft2014] montre que la hauteur de bavure augmente sensiblement avec l'augmentation du nombre de cycles jusqu'à 55 000 cycles et qu'une machine moins rigide provoque une augmentation de la hauteur de bombé et de bavure par rapport à une machine plus rigide (figures 2.41.A et 2.41.C).

En poinçonnage à froid, Maillard [Maillard2009] indique que la zone du bord découpé écrouie tend à s'accroître avec l'usure du poinçon.

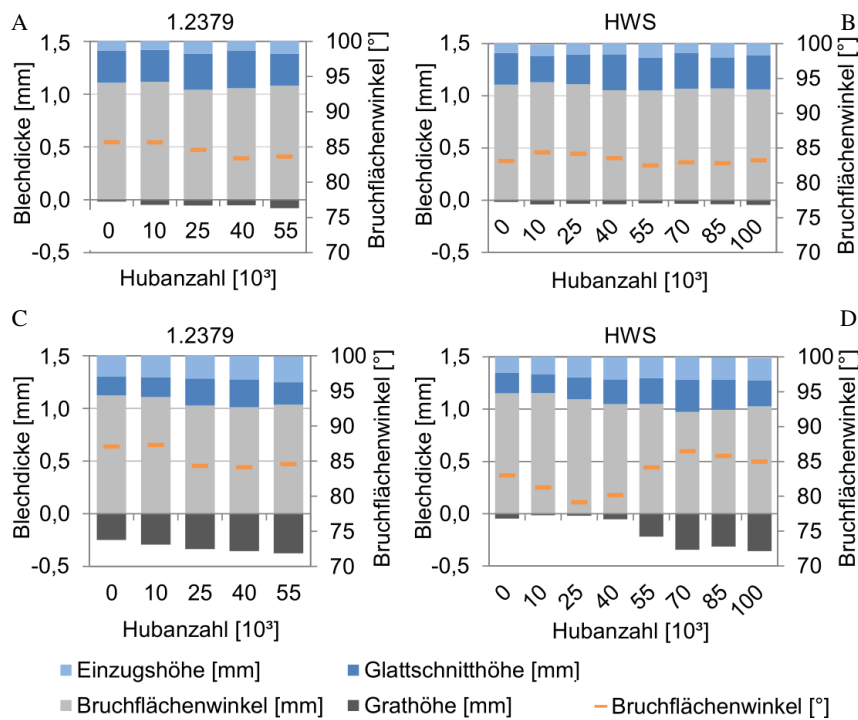


Figure 2.41 – Géométries du bord découpé en fonction du nombre de cycles (22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 %) pour des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) et HWS sur deux machines d'essais différentes, d'après [Nothhaft2014]⁹. (A) X153CrMoV12 et machine rigide. (B) HWS et machine rigide. (C) X153CrMoV12 et machine moins rigide. (D) HWS et machine moins rigide

9. Notes de traduction de l'allemand en français : Hubanzahl = nombre de coups (ou nombre de cycles), Blechdicke = épaisseur de tôle, Bruchflächenwinkel = angle de dépouille, Einzugshöhe = hauteur de bombé, Glattschnitthöhe = hauteur cisaillée, Bruchflächenhöhe = hauteur arrachée, Grathöhe = hauteur de bavure.

2.7.3 Approches de l'usure basées le suivi d'un indicateur établi à partir courbe d'effort de coupe / déplacement de l'outil

D'après Maillard [Maillard1991], trois indicateurs de la courbe d'effort/pénétration peuvent être suivis pour décrire la cinétique d'usure des outils :

- l'effort maximal de coupe,
- la pénétration à rupture comme image de la variation du rayon de l'arête de coupe,
- les énergies mises en jeu au cours de la découpe.

Cette approche porte donc sur la réponse d'un système mécanique avec un réglage et à l'usure de l'outil qui la compose.

2.7.3.1 Evolution du niveau maximal d'effort de coupe

Maillard [Maillard2009] observe que l'effort de coupe obtenu par un outil usé (120 000 frappes) peut atteindre un accroissement de 15 % par rapport à un outil neuf. Nothhaft [Nothhaft2014] en découpage à froid du 22MnB5 martensitique montre que l'effort maximal vertical de coupe diminue et que l'effort latéral augmente (figure 2.42).

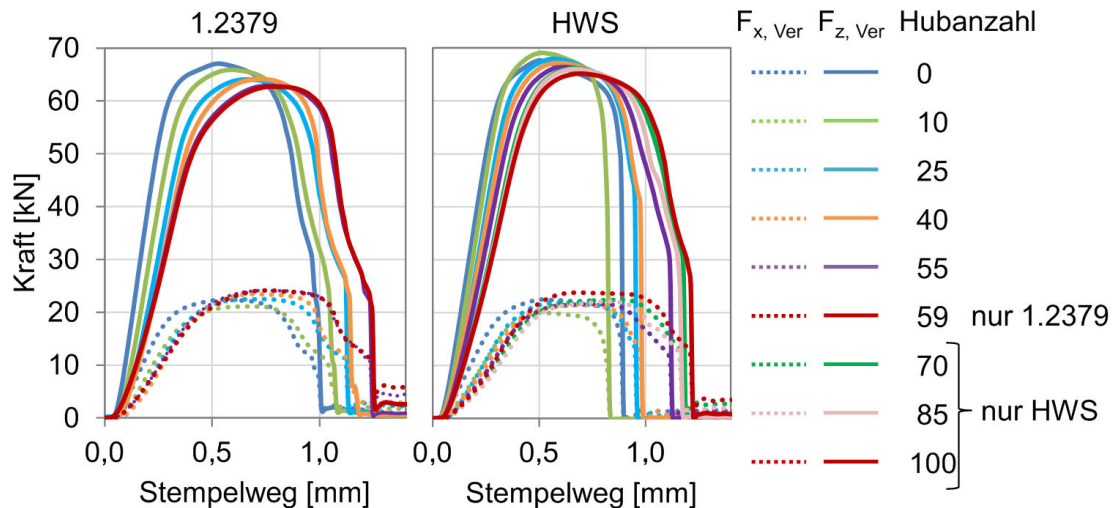


Figure 2.42 – Evolutions de l'effort de coupe vertical et latéral du 22MnB5 martensitique de 1,5 mm d'épaisseur pour un jeu de 10 % pour des lames en X153CrMoV12 (60 HRC) et HWS à différents nombres de cycles, d'après [Nothhaft2014]¹⁰

2.7.3.2 Evolution de la pénétration à rupture

Maillard [Maillard1991] propose d'estimer la variation de pénétration à rupture de la tôle en fonction du nombre de cycles (figure 2.43). La pénétration à rupture correspond sur la courbe effort/pénétration (figure 2.8) à l'abscisse pour laquelle une chute drastique de l'effort est constatée. Maillard [Maillard1991] compare la variation de ce paramètre à celle de la variation du rayon de courbure moyen et constate que les sens des évolutions sont identiques. Hambli [Hambli2001a], par la simulation numérique pour différents rayons d'arête, confirme l'évolution de l'effort de coupe et de la pénétration à rupture observée

10. Notes de traduction de l'allemand en français : Hubanzahl = nombre de coups (ou nombre de cycles), Kraft = force, Stempelweg = course du poinçon.

par Maillard [Maillard1991] (figure 2.44). Les résultats de Maillard [Maillard1991] et de Hambli [Hambli2001a] montrent que cet indicateur peut être représentatif de l'usure de la lame. Néanmoins, il ne sera pas étudié à cause d'un phénomène de flexion de l'équipement expérimental qui sera présenté au chapitre 3.

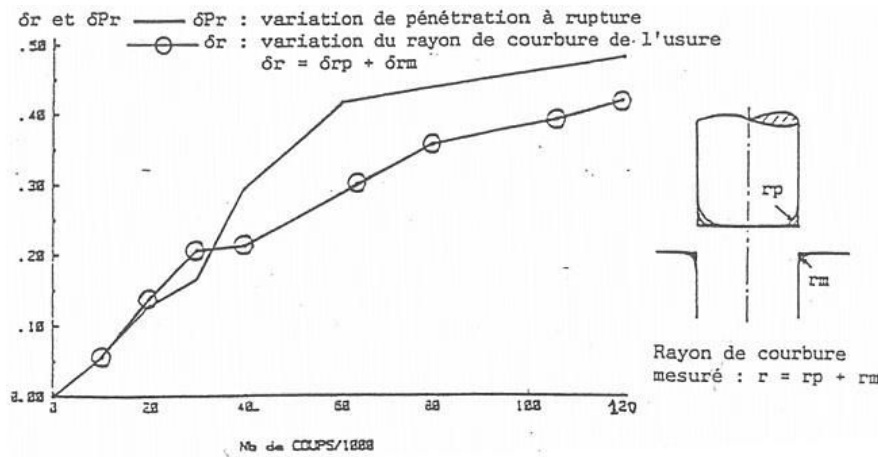


Figure 2.43 – Evolution de la pénétration de l'outil lors de la découpe d'une tôle XES et du rayon moyen de l'arête de coupe des outils en fonction du nombre de frappes, d'après [Maillard1991]

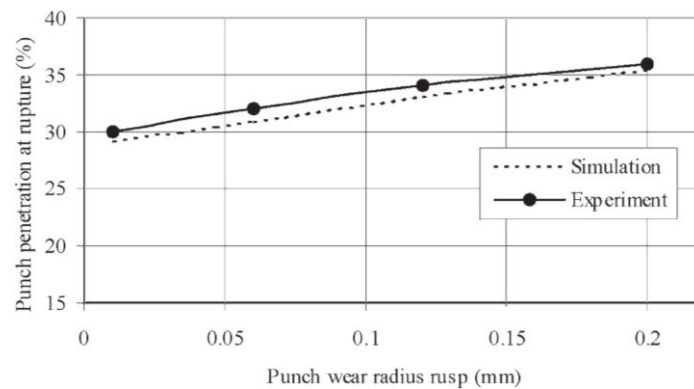


Figure 2.44 – Evolution de la pénétration de l'outil lors de la découpe en fonction du rayon moyen de l'arête de coupe des outils, d'après [Hambli2001a]

2.7.3.3 Evolutions des énergies mécaniques mises en jeu

Maillard [Maillard1991] propose de suivre les énergies mécaniques mises en jeu lors d'une découpe à froid à travers l'exploitation de l'aire sous la courbe d'effort de coupe en fonction du déplacement de l'outil (figure 2.45). Maillard [Maillard1991] décompose, l'énergie totale mise en jeu en deux contributions dépendantes de la position de l'effort maximum.

L'énergie totale a tendance à décroître avec l'augmentation du nombre de cycles (figure 2.45.A). L'énergie en début de découpe (mise en charge de la lame, figure 2.45.B) augmente avec le nombre de cycles. Cela est directement lié à l'augmentation de l'effort de coupe avec le nombre de cycles. L'énergie en fin de coupe (rupture de la tôle et frottement de la face de dépouille de l'outil, figure 2.45.C) quant à elle diminue avec le

nombre de cycles. Dans sa thèse, Hambli [Hambli1996] critique l'approche énergétique de Maillard en indiquant que l'énergie liée à l'usure de la machine d'essais est prise en compte dans ce calcul.

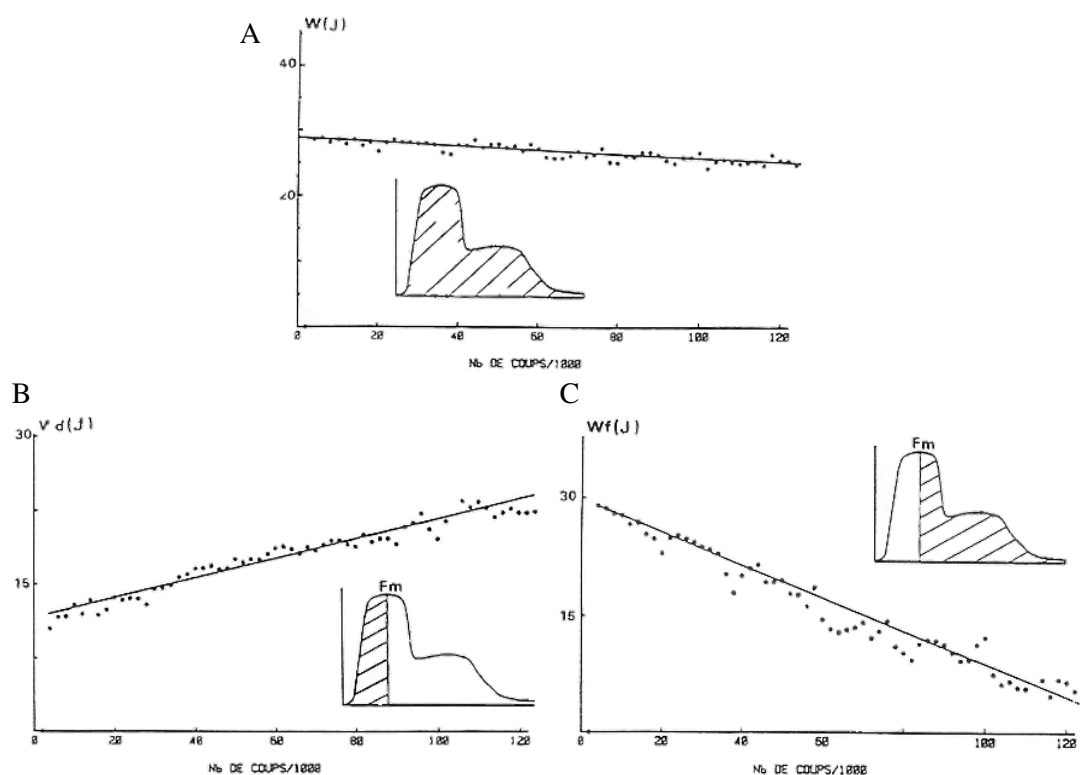


Figure 2.45 – Evolution de l'énergie mise en jeu au cours d'une découpe de tôle XES en fonction du nombre de cycles de l'outil, d'après [Maillard1991]. (A) Energie totale. (B) Energie en début de découpe. (C) Energie en fin de découpe

2.8 Conclusions de l'état de l'art

Cet état de l'art recense près de 55 références sur la problématique du découpage. La littérature sur le découpage à froid représente 46 références contre seulement 9 pour le découpage à chaud, dont 3 pour le poinçonnage à chaud du 22MnB5 avec les travaux de So [So+2008 ; So+2012 ; So2015] et 2 spécifiquement sur l'usure des lames de découpage à chaud avec les travaux de Torres [Torres+2013 ; Torres+2015]. Il y a donc une forte nécessité à fournir à la communauté scientifique et industrielle une compréhension des mécanismes de dégradation des lames servant à découper à chaud du 22MnB5. Dans cette thèse, les travaux de So [So2015] sont considérés comme la source d'informations principale sur l'influence des paramètres du procédé sur l'effort de coupe et la qualité des tôles produites à laquelle les résultats pourront être comparés.

La revue de la littérature permet d'identifier les paramètres de l'opération, tels que la géométrie de l'outil, la température de la tôle, le jeu et la vitesse de descente de l'outil supérieur. Bien que la température soit un facteur dont l'influence est majoritaire et identifiée depuis la fin des années 60 par Johnson et Slater [Johnson+1967], son étude n'a eu un regain d'intérêt qu'à la fin des années 2000 avec les travaux de Mori [Mori+2008] sur le poinçonnage d'acier à haute résistance à chaud. Cela peut s'expliquer

par les propriétés de résistance mécanique des nuances de tôles devenues importantes au fil des décennies. Ainsi les problèmes liés à la maintenance des outils sont devenus critiques et l'étude des mécanismes de dégradation des outils de découpage un enjeu pour l'industrie.

Les outils de découpage sont en général constitués d'acier à outils contenant du chrome, du molybdène et du vanadium pour en limiter leur usure. La nuance la plus répandue en découpage à froid est la nuance X153CrMoV12 à cause de sa polyvalence. On retrouve aussi de manière plus limitée (deux publications) l'acier X70CrMoV5-2 étudié dans cette thèse. Dans le domaine de l'emboutissage à chaud, l'acier X38CrMoV5 est une référence de par sa bonne tenue à l'usure et à la fatigue à chaud [Uddeholm AB2013]. En découpage à chaud, une seule publication ([Torres+2013]) fait état de son utilisation.

La contribution de cette thèse réside dans l'étude du comportement des nuances X70CrMoV5-2 et X38CrMoV5 sous sollicitations tribologiques intenses rencontrées en découpage complétant ainsi les observations déjà entreprises par la littérature. Un focus sur les microstructures initiales des nuances des lames (X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2) et de la tôle (22MnB5 pré-alliée Al-Si) a été effectué. Les nuances de matériaux d'outils de cette étude diffèrent majoritairement par le taux de carbone qu'elles contiennent. Les microstructures initiales révèlent une structure martensitique dans les deux cas avec une taille de carbures légèrement supérieure pour l'acier X70CrMoV5-2. Il y a entre les deux nuances un écart de près de 10 points de dureté HRC. La tôle initialement à l'état ferrito-perlitique possède un revêtement composé d'aluminium, de silicium et de fer (provenant du substrat par un phénomène de diffusion) dont la structure est hétérogène et est réputée pour être abrasive.

Les travaux de Picas [Picas2012] ont identifié des dégradations d'outils de découpage à température ambiante du 22MnB5 martensitique instaurant ainsi une base de réflexion quant à l'aspect mécanique de la dégradation. Les travaux de Torres [Torres+2013] sur le découpage à chaud d'acier doux, quant à eux, donnent des indications sur l'aspect thermique de la dégradation. Les dégradations sont donc :

- du micro-écaillage [Picas2012; Nothhaft2014],
- des fissures [Picas2012],
- de l'usure par abrasion [Picas2012],
- de l'usure par adhésion du revêtement de tôle sur l'outillage [Picas2012],
- de la déformation plastique [Nothhaft2014; So2015],
- de l'oxydation [Torres+2013],
- de la fatigue thermique [Torres+2013].

La caractérisation de la cinétique de dégradation des lames de découpage est identifiée à partir de la littérature sur le découpage à froid. Elle est fondée sur les trois piliers de l'interaction "produit fini, outil et procédé" ainsi qu'une dualité entre l'approche expérimentale et numérique.

L'approche expérimentale de la cinétique d'usure consiste majoritairement à suivre :

- l'évolution du profil de l'arête de coupe [Nothhaft2014],
- l'évolution de la hauteur de bavure [Maillard2009],
- l'évolution de l'effort de coupe [Maillard1991; Nothhaft2014] en fonction du déplacement d'outil et notamment son niveau maximal.

L'approche numérique, quant à elle, pose naturellement la question des comportements des outils, de la tôle et de leurs interfaces à prendre en compte. Une campagne d'essais de caractérisation à partir d'essais simples en testant toutes les dépendances (essentiellement à la température) est quasiment impossible à réaliser dans des temps et des coûts raisonnables. Puisqu'une approche numérique basée sur la méthode des éléments finis est développée pour estimer des niveaux de contrainte et de température dans les lames, il est nécessaire de rechercher les propriétés physiques et mécaniques des matériaux de tôle et des lames pour alimenter le code de calcul.

En ce qui concerne la tôle 22MnB5, les travaux sur l'emboutissage à chaud sont les principaux vecteurs d'informations [Karbasian+2010 ; Merklein+2015]. Le comportement de la tôle a été largement étudié par Merklein [Merklein+2006 ; Merklein+2007 ; Merklein+2015]. Pour les nuances de lames, la nuance X38CrMoV5 a été très largement étudiée au sein de l'ICA [Delagnes1998 ; Jean1999 ; Oudin2001 ; Mebarki2003 ; Velay2003 ; Barrau2004 ; Daffos2004 ; Salem2009 ; Boher+2012]. Pour la nuance X70CrMoV5-2 seules les informations de la documentation technique sont disponibles [Uddeholm AB2016]. L'interface entre la tôle et les outils est aussi caractérisée par le coefficient de frottement dépendant de la température [Karbasian+2010] et le coefficient de conduction thermique d'interface [Abdulhay+2010 ; Kaza2010].

Les résultats de simulation numérique [Hambli2001a ; Nothhaft+2012 ; Torres+2015] montrent que l'arête de coupe est susceptible de :

- subir une très forte pression de contact, d'environ 2000 MPa [Hambli2001a].
- subir des contraintes mécaniques de l'ordre de 2000 MPa en découpage à froid du 22MnB5 martensitique [Nothhaft+2012].
- subir un échauffement local proche des températures de revenu de l'outil (485 °C [Torres+2015]).

D'un point de vue expérimental, les moyens d'études se positionnent soit à l'échelle du laboratoire [Gaudilliere2011 ; So2015], soit à l'échelle industrielle [Picas2012 ; Torres+2013]. Il y a donc une place pour un moyen d'essais dont l'échelle est "intermédiaire" permettant une découpe dans des cadences proches de celles rencontrées dans l'industrie avec des paramètres contrôlés et un suivi de l'effort et des températures. En outre, les moyens de caractérisation des dégradations des outils se basent sur des observations fines par microscopie électronique à balayage et des mesures de la topographie des parties actives de l'outil (topomicrographies) réalisées sur un équipement spécifique [Makich2011].

L'objet du prochain chapitre est donc de décrire la machine d'essais de découpage à chaud semi-industrielle utilisée dans cette thèse et les moyens d'analyse.

Présentation des moyens d'essais et d'analyse de l'usure des lames de découpage à chaud

| | | |
|-------|--|-----|
| 3.1 | Moyen d'essais de découpage à chaud en cadence | 72 |
| 3.1.1 | Modules composant le moyen d'essais de découpage | 73 |
| 3.1.2 | Description du module de découpage | 75 |
| 3.1.3 | Description de la chaîne d'acquisition des mesures | 77 |
| 3.1.4 | Description d'un cycle de découpage à chaud | 80 |
| 3.1.5 | Points limitant la performance du moyen d'essais | 87 |
| 3.2 | Moyens d'observation des dégradations pour l'identification de leurs mécanismes | 100 |
| 3.2.1 | Observations des dégradations par microscopie électronique à ba- layage | 100 |
| 3.2.2 | Mesures de microduretés dans l'arête de coupe | 102 |
| 3.3 | Moyens d'estimation de la cinétique d'usure des arêtes de coupe | 102 |
| 3.3.1 | Indicateurs expérimentaux de la cinétique de dégradation de l'arête de coupe | 102 |
| 3.3.2 | Moyen de mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie | 103 |
| 3.3.3 | Estimation de la hauteur de bavure d'une tôle découpée | 107 |
| 3.4 | Conclusions de la présentation des moyens d'analyse de l'usure des lames de découpage à chaud | 110 |

L'étude des mécanismes de dégradation des lames de découpage à chaud nécessite l'utilisation d'un équipement expérimental pouvant reproduire l'opération industrielle en cadence dans plusieurs configurations de jeux et de températures de tôles. De plus, des mesures de l'effort de coupe, du déplacement de l'outil supérieur et de la température de la tôle sont nécessaires pour qualifier les effets du jeu et de la température initiale. Après essais, les lames doivent être observées pour identifier les mécanismes de dégradations. Des indicateurs expérimentaux de l'usure doivent être établis et suivis pour quantifier la cinétique d'usure. Ces indicateurs expérimentaux nécessitent l'utilisation de moyens spécifiques qu'il faut définir.

Ce chapitre vise donc à présenter le moyen d'étude spécifique au découpage et les moyens d'analyse permettant d'identifier les dégradations et de quantifier la cinétique d'usure des lames.

3.1 Moyen d'essais de découpage à chaud en cadence

L'ICA-Albi développe depuis 1998 sur le site d'Albi un équipement pilote appelé *Moyen d'Etude du Frottement et des Interactions de Surface Tôle/Outil* (MEFISTO) permettant l'étude de la dégradation des outils d'emboutissage à froid et à chaud en cadence industrielle. Le projet ANR PRICECAT contribue au développement de ce moyen d'étude par l'ajout de la fonction de découpage permettant l'étude des dégradations des lames de découpage.

En emboutissage à chaud, pour que la nuance 22MnB5 ait une microstructure finale martensitique, il faut l'avoir portée à sa température d'austénitisation pendant un temps défini puis refroidie à une vitesse supérieure à $27\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ [Karbasian+2010 ; Merklein+2015]. Elle doit aussi avoir une résistance mécanique faible pour limiter l'endommagement des outils ce qui implique le contrôle de la température initiale de la tôle (début de la mise en forme).

Les industriels cherchent à avoir une cadence de production la plus élevée possible. La cadence industrielle est limitée par le temps de cycle thermique subi par la tôle au cours du procédé de mise en forme, c'est à dire la somme des temps de chaque étape de la mise en forme [Karbasian+2010] (actuellement 3 pièces/min [Agence Nationale de la Recherche]).

L'opération industrielle d'emboutissage à chaud se divise au minimum en quatre étapes [Karbasian+2010] :

1. l'austénitisation et la mise à une température
2. le transfert de la tôle sous presse
3. l'emboutissage
4. la trempe dans les outillages

Le moyen d'essais MEFISTO simule expérimentalement le passage d'une tôle chaude sur un rayon de matrice d'emboutissage à chaud grâce à un module de chauffe, des moto-réducteurs permettant le transfert de la tôle et un module portant les outils d'emboutissage (rayon de matrice et serre-flan). Pour l'étude sur le découpage à chaud qui intéresse cette thèse, l'idée est de remplacer l'étape simulant l'emboutissage (3 :

passage de la tôle chaude sur le rayon de matrice) par une étape de découpage avec l'ajout d'un ensemble mécanique spécifique : le module de découpage. Ce module a ses propres équipements de mesure d'effort, de déplacement d'outil et de température.

3.1.1 Modules composant le moyen d'essais de découpage

Cette section a pour but de donner une description générale du moyen d'essais et de présenter ses paramètres de réglage qui vont influencer le cycle de découpage.

3.1.1.1 Implantation des modules de chauffe et de découpage

L'implantation des modules de chauffe et de découpage est donnée dans les figures 3.1 et 3.2. Elle repose sur le principe des "cassettes audio". La bande de tôle est déroulée par deux moto-réducteurs *amont* et *aval*. En amont, la tôle neuve est approvisionnée alliée à l'état ferrito-perlitique. En aval, la tôle découpée et trempée est enroulée. Entre ces deux moto-réducteurs sont positionnés sur le châssis (en bleu sur la figure 3.1), un redresseur, un module de chauffe et le module de découpage qui sont traversés par la tôle.

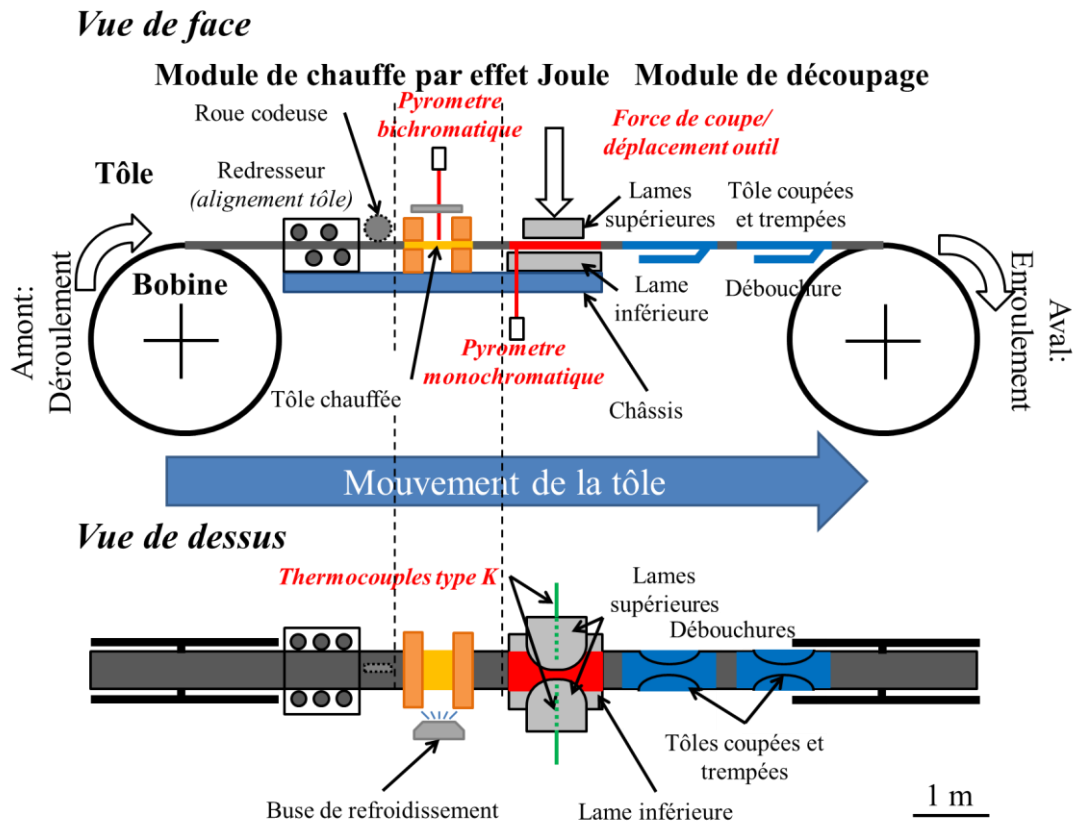


Figure 3.1 – Schéma du moyen d'essais de découpage à chaud

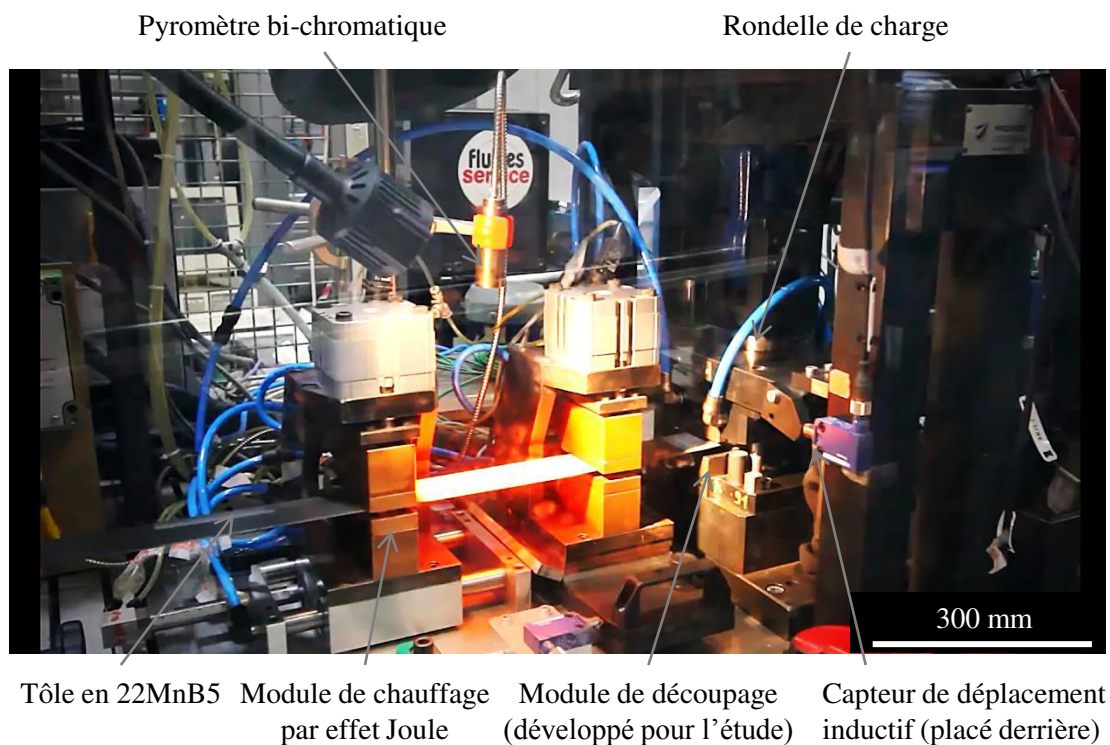


Figure 3.2 – Moyen d'essais de découpage à chaud

3.1.1.2 Paramètres de réglage du moyen d'essais

Le cycle de découpage unitaire est défini par la combinaison des réglages de chaque partie du moyen d'essais illustrée dans le diagramme d'Ichikawa en figure 3.3. Les paramètres de réglage seront discutés à travers l'évolution de la température de la tôle en fonction du temps avec la figure 3.7. A titre d'introduction à la discussion en sous-section 3.1.4, il est à noter que (figure 3.3) :

- les paramètres de la tôle sont définis en amont de l'étude par le fournisseur.
- les paramètres du module de chauffe servent à contrôler le cycle de température de la tôle pour atteindre une valeur nominale au début de la découpe. Par exemple pour les essais unitaires, la température nominale est de 550 °C, 720 °C et 800 °C.
- les paramètres de l'automate de commande des moto-réducteurs sont relatifs au transfert de la tôle du module de chauffe vers le module de découpage et concernent le nombre de cycles effectués durant l'essai.
- les paramètres du module de découpage concernent le réglage de la partie mécanique de la découpe (jeu et matériau de lames) et de la trempe de la tôle (à travers la raideur des ressorts des serre-flans).
- les paramètres du groupe hydraulique permettent de régler la vitesse de descente de l'outil et la puissance mécanique transmise aux outils.
- les paramètres d'acquisition des mesures d'effort, de déplacement et de températures concernent le réglage de la fréquence d'échantillonnage et de la gestion des fichiers de sortie.

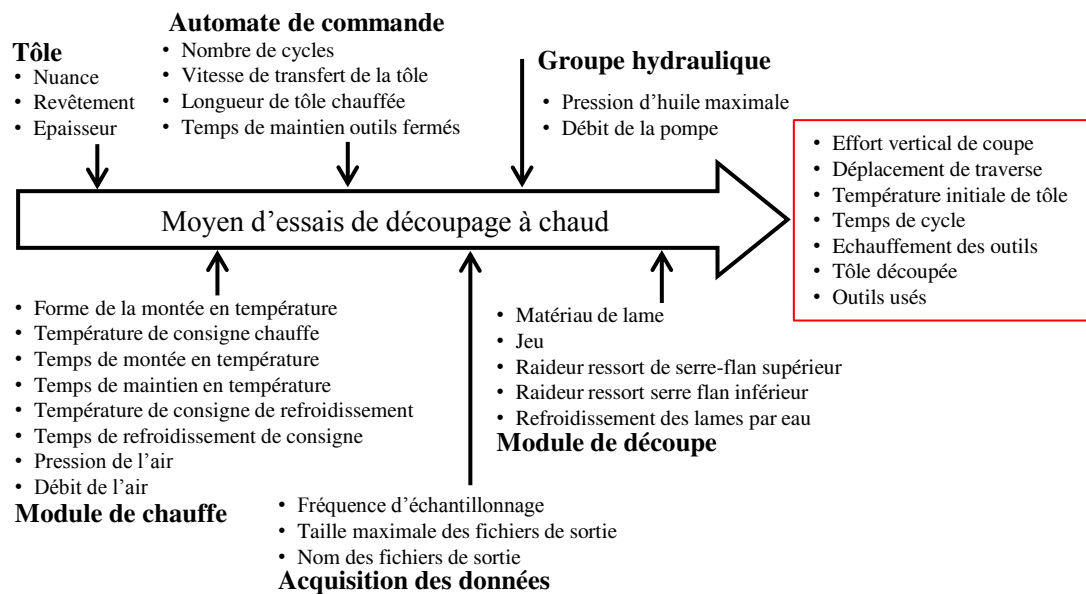


Figure 3.3 – Possibilités de réglage du moyen d'essais de découpage à chaud

3.1.2 Description du module de découpage

Ce paragraphe décrit l'assemblage mécanique qui sert à découper la tôle en 22MnB5 et les capteurs implantés sur ce module.

3.1.2.1 Description de l'assemblage mécanique

La figure 3.4 présente le module de découpage conçu et réalisé par la société *PRONOE* (basée à Aussone en Haute-Garonne) sur la base d'un cahier des charges établi avant la thèse. La mise en mouvement de l'ensemble mécanique supérieur constitué d'une traverse supérieure est assurée par un vérin hydraulique (figure 3.4.A). Le corps du vérin est fixé sur le portique qui lui-même est fixé sur la semelle et encadre l'ensemble mécanique (figure 3.4.A). La semelle est fixée sur le bâti du pilote (figure 3.4.A). La traverse supérieure est liée à la tige du vérin via une chape par une vis (figure 3.4.B). La chape est liée à la tige du vérin par une rotule.

Pour commander l'activation du vérin, des capteurs de position tout ou rien permettent à l'automate de commande de connaître la position de la traverse.

La cassette supérieure contenant les lames supérieures est montée sur la traverse supérieure de la table à colonnes (figure 3.4.C, plan en annexe C.1). Le guidage linéaire de l'ensemble est réalisé par des paliers à billes montés sur la traverse supérieure et qui coulisent sur les colonnes de la table à colonnes visibles sur les figures 3.4.C et 3.4.D. La cassette inférieure est fixée sur la traverse inférieure de la table à colonnes qui repose sur la semelle (encastrée, figures 3.4.B et 3.4.C, plan en annexe C.1). La tôle est cisailée de part et d'autre dans la longueur par une lame inférieure montée dans la cassette inférieure (figures 3.4.C et 3.4.D) et deux lames supérieures montées dans la cassette supérieure (figure 3.4.E). Les lames supérieures sont plates (pas d'angle de vague, ni de positionnement).

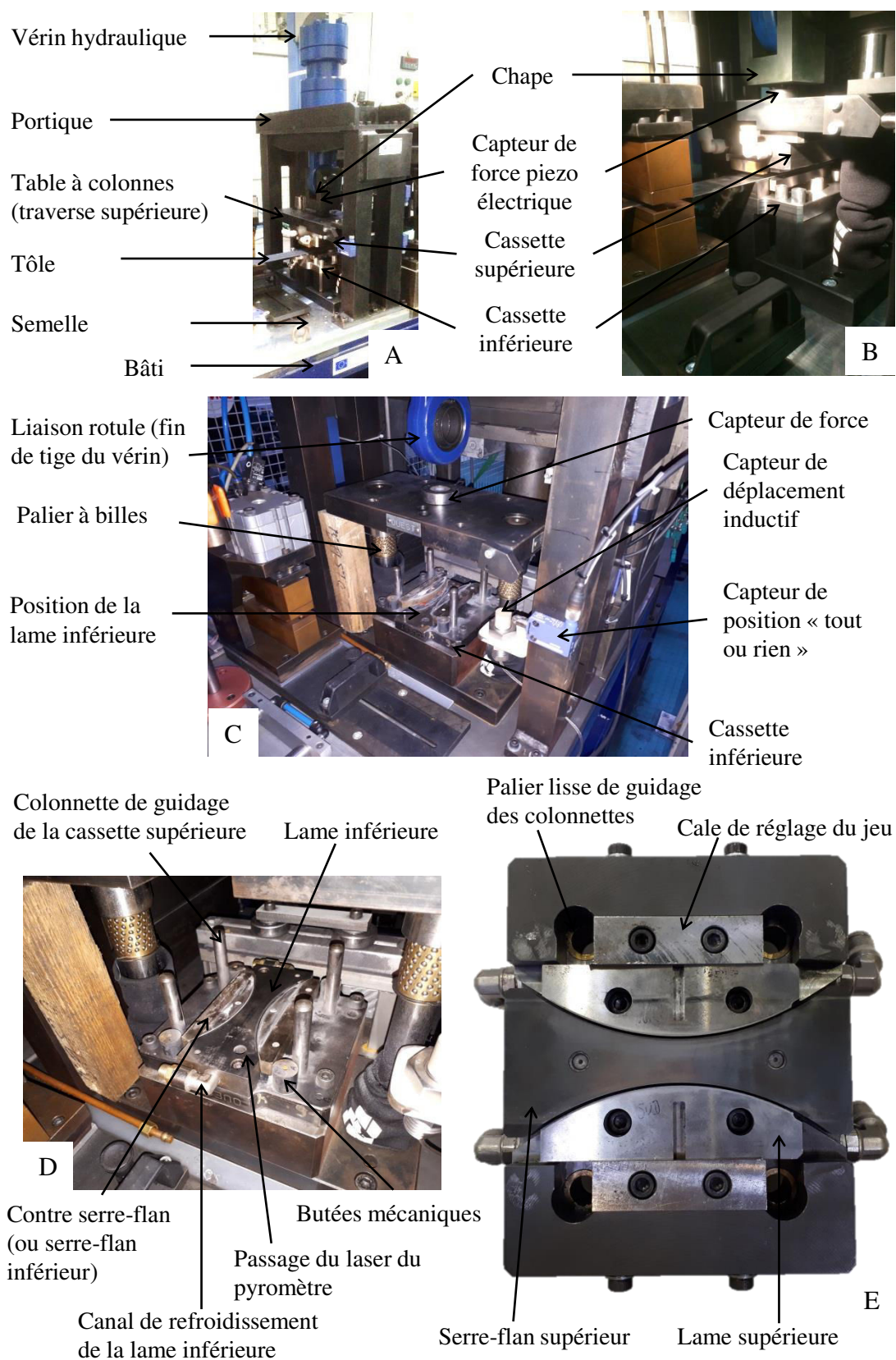


Figure 3.4 – Module de découpage. (A) Vue générale. (B) Vue de l'outil en position avant découpage. (C) Vue du montage (chape et cassette supérieure et lame inférieure démontée). (D) Vue de la cassette inférieure. (E) Vue de la cassette supérieure

Le jeu initial entre les lames est défini par l'écartement entre les deux lames supérieures (réglé par des cales de réglages, figure 3.4.E) et la dimension de la lame inférieure (figure 3.4.D). Le guidage vertical de la cassette supérieure par rapport à la cassette inférieure assure le positionnement latéral des lames et en conséquence le jeu de découpe entre les lames supérieures et la lame inférieure. Ce guidage est réalisé par quatre colonnettes fixées sur la cassette inférieure (figure 3.4.D). Des paliers de guidage montés serrés sur la cassette supérieure (figure 3.4.E) lui permettent de coulisser précisément par rapport à la cassette inférieure.

Après la découpe, la trempe de la tôle est assurée par le contact des serre-flans contre les lames. Pendant la découpe, le squelette de la tôle est maintenu sur la lame inférieure par le serre-flan supérieur via des ressorts de raideur 224 N mm^{-1} (figure 3.4.E). Le guidage vertical du serre-flan est réalisé par des vis chanfreinées qui coulisent dans la cassette supérieure. Les chutes, quant à elles, sont maintenues contre les lames supérieures par des contres serre-flans via des ressorts de raideur 216 N mm^{-1} (figure 3.4.D). Le guidage est aussi assuré par des vis chanfreinées qui coulisent dans la cassette inférieure. Deux canaux de refroidissement traversant la cassette supérieure permettent de refroidir les lames supérieures (plan en annexe C.1). La lame inférieure est traversée par un canal de refroidissement (plan en annexe C.1). Le fluide de refroidissement est de l'eau.

3.1.2.2 Géométrie de l'éprouvette découpée

Comme le montre la figure 3.5, la tôle n'est pas découpée sur toute la longueur de l'arête de coupe (longueur de l'arc affecté mécaniquement : 105 mm). En effet, un ligament de 2 mm lie la chute au squelette pour pouvoir l'évacuer à la fin du cycle. La tôle découpée à une forme d'éprouvette de traction-fatigue. Les deux demi-lunes formées concentrent la contrainte mécanique au centre de l'éprouvette. Avec cette géométrie, il serait possible de vérifier l'influence de l'opération de découpe sur la tenue en fatigue de la pièce produite [Lara+2013]. La mesure de la température de la tôle, bien que déportée des axes de symétries de l'éprouvette, se fait dans une zone proche du bord découpé (décalage de 12 mm). Ce choix a été contraint par la présence du canal de refroidissement central dans la lame inférieure (figure 3.4.D).

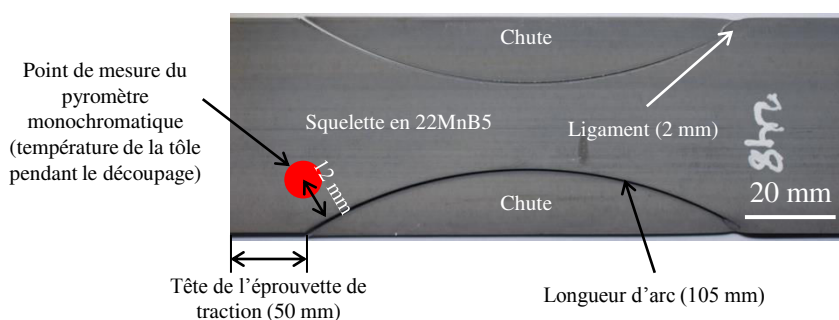


Figure 3.5 – Exemple de pièce obtenue (squelette et chutes) après découpage par le pilote expérimental

3.1.3 Description de la chaîne d'acquisition des mesures

Selon Maillard [Maillard2009], la particularité du découpage réside dans le fait que c'est une opération rapide pouvant durer 200 ms. Les mesures nécessitent donc une fréquence d'échantillonnage importante pour qu'elles soient représentatives des phéno-

mènes physiques [Högman2004]. La chaîne d’acquisition utilise des modules de chez *National Instrument* permettant d’avoir une fréquence d’acquisition des signaux de 5000 Hz (période d’échantillonnage de la chaîne de mesure de 0,2 ms) comme suggéré par Högman [Högman2004]. La performance des mesures est le fruit de la rapidité de chaque élément dans chaque branche de la chaîne d’acquisition. La conséquence d’une haute fréquence d’échantillonnage est le grand nombre de mesures à acquérir, enregistrer (plusieurs giga octets par essai) et à post-traiter (paragraphe 3.1.5.1.1).

Le tableau 3.1 regroupe les principales caractéristiques techniques des capteurs et des modules d’acquisition utilisés. Les commentaires du tableau 3.1 seront discutés à travers les sous-sections 3.1.3.1 et 3.1.3.2. Ces capteurs permettent soit de mesurer des températures (par des pyromètres et des thermocouples), soit des grandeurs mécaniques (effort et déplacement de la traverse supérieure). Les mesures analogiques fournies par les pyromètres, le capteur d’effort et le capteur de déplacement sont converties en grandeurs numériques par le module *NI 9201* d’une fréquence d’échantillonnage de 475000 échantillons/s (tableau 3.1). Pour les thermocouples, l’amplification du signal analogique et sa conversion sont assurées par le module *NI 9211* d’une fréquence d’échantillonnage de 14 échantillons/s (tableau 3.1). Ces deux modules sont montés sur un boîtier *NI 9174* pour synchroniser les mesures.

Table 3.1 – Principales caractéristiques des capteurs utilisés et des convertisseurs analogiques/numériques

| Equipement | Référence | Plage de mesure | Résolution | Répétabilité ou fréquence | Temps de réponse de mesure | Distance |
|------------------------------------|----------------------------------|-----------------|------------------------|-------------------------------|----------------------------|----------------|
| Pyromètre bichromatique | IMPAC IGA 5-LO | 350 °C-1800 °C | <1 °C | 0,1 % de la mesure en °C+1 °C | < 2 ms | 87 mm-4500 mm |
| Pyromètre monochromatique | SOLONET SN21 | 300 °C-1300 °C | <1 K | 2 K | 10 ms | 250 mm-1000 mm |
| Rondelle de charge + amplificateur | Kistler 9061A | 0 kN-200 kN | 4,3 pC N ⁻¹ | +/-0,05% FS | < 15 µs | |
| Capteur de déplacement | Kistler 5073 KAMAN KD-2306-8C | 0 mm-13 mm | 1,3 µm | < 1% FS | 50 kHz | 0 mm-13 mm |
| Module acquisition | National Instrument NI 9201 | | | | 475000 échantillons/s | |
| Module acquisition | National Instrument NI 9211 | | | 2 °C | 14 échantillons/s | |
| Boîtier de synchronisation | National Instrument NI 9174 | | | | Dépendant des modules | |

3.1.3.1 Mesures des températures de tôle et dans les lames

3.1.3.1.1 Mesures de la température de la tôle

Pour suivre l’évolution de la température de la tôle, deux pyromètres sont utilisés.

Le premier pyromètre est bichromatique (*IMPAC IGA 5-LO*). Il est positionné au niveau du module de chauffe (figures 3.1 et 3.2) pour contrôler la température de la tôle lors de l’austénitisation. La température minimale du pyromètre bichromatique du module de chauffe est de 350 °C, ce qui signifie que la montée en température lors de la phase d’austénitisation ne peut pas être suivie complètement. La température la plus haute enregistrée pour ce pyromètre est de 1100 °C.

Le second pyromètre est monochromatique (*SOLONET SN21*). Il est positionné sous le module de découpage et son rayon laser traverse le module via un perçage pour contrôler la température de la tôle lors de la découpe et de la trempe (figures 3.4.D et 3.5). Comme montré aux figures 3.4.D et 3.5, ce pyromètre est décalé par rapport au centre de la lame, l’alésage de passage du faisceau laser est placé en amont de la lame.

La gamme de mesure de température du pyromètre du module de découpage est de 300 °C à 900 °C. En conséquence, la trempe de la tôle ne peut donc pas être suivie en dessous de la valeur minimale.

La résolution des deux pyromètres est de 1 °C ce qui est acceptable par rapport à la plage de mesure de température des essais (entre 400 °C et 1100 °C). Les temps de réponse des pyromètres inférieurs à 10 ms sont aussi acceptables compte tenu des vitesses des phénomènes de chauffe et de refroidissement de l'ordre de 100 °C s⁻¹ (refroidissement de 1100 °C à la température ambiante en 11 s).

3.1.3.1.2 Mesure de la température dans les lames

La figure 3.6 présente le seul exemple de mesure de température dans une lame de découpage à chaud au cours d'un essai en cadence (47 cycles soit près de 24 min d'essai). Pour ce faire, un thermocouple K chemisé de 250 µm de diamètre est positionné au fond d'un perçage à 0,5 mm de la face d'attaque et à 1,5 mm de la face de dépouille (figure 3.6.A). Cet exemple est réalisé avec une lame en X38CrMoV5 (47 HRC) avec un angle d'attaque de 2° pour un jeu de 150 µm et une température nominale de tôle de 850 °C. A chaque cycle de découpage correspond un pic de température (figure 3.11.B). Avec l'augmentation du nombre de cycles, les lames s'échauffent jusqu'à atteindre une température minimale presque stabilisée de 60 °C et une température maximale presque stabilisée de 110 °C (figure 3.11.B). La température de surface est supposée être plus élevée. La mesure du thermocouple est acquise et amplifiée par une carte d'acquisition NI 9211 d'une fréquence d'acquisition de 14 échantillons/s.

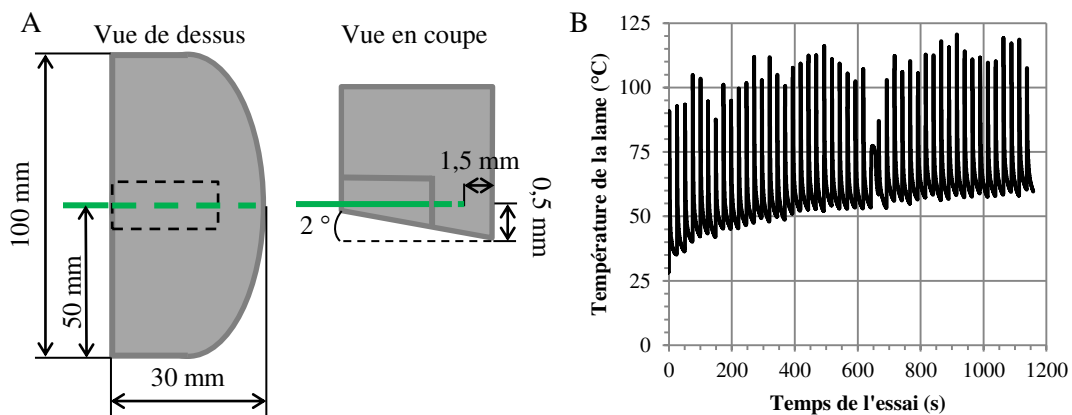


Figure 3.6 – Evolution de la température dans une lame en X38CrMoV5 (angle de vague de 2°, jeu de 150 µm et une température initiale de tôle de 850 °C). (A) Schéma du montage. (B) Evolution sur 47 cycles

3.1.3.2 Mesures des grandeurs mécaniques

3.1.3.2.1 Mesure de l'effort vertical de la presse

Une rondelle de charge (*Kistler 9061A*) positionnée entre la traverse supérieure de la table à colonnes et la chape (figures 3.4.B et 3.4.C) permet de mesurer l'effort vertical de la presse (coupe, serre-flans, frottement et réaction du système mécanique). La mesure peut s'effectuer sur une plage de 0 kN à 200 kN. Puisque la capacité de la machine est de 100 kN, l'effort généré par les essais sera compris dans la gamme d'effort du

capteur. Le temps de réponse de la rondelle de charge et de son amplificateur est de 15 μ s (donnée du constructeur, tableau 3.1) ce qui est beaucoup plus faible que la période d'échantillonnage de la chaîne de mesure de 0,2 ms. Ainsi tout le signal capté sera enregistré sans atténuation (capteur, amplificateur et module NI 9201 et NI 9174).

3.1.3.2.2 Mesure du déplacement de la traverse supérieure

Un capteur de déplacement inductif *KAMAN KD-2306-8C* est fixé sur un montant du portique et vise la traverse supérieure de la table à colonnes (figure 3.4.C) afin de mesurer sa position au cours du temps. Il n'est donc pas centré par rapport aux outils (hors du plan de chargement mécanique et hors du plan de symétrie des lames). La longueur de déplacement suivie par le capteur correspond à toute sa gamme de mesure possible (13 mm, tableau 3.1) ce qui permet de suivre le déplacement de la traverse pendant tout le cycle de découpage de la phase d'approche des lames supérieures jusqu'à l'impact avec les butées mécaniques. En prenant en compte la flexion liée à la rigidité des éléments mécaniques assemblant les lames à la traverse, la mesure du déplacement de la traverse permet de connaître le déplacement de la lame supérieure au cours du découpage. La résolution du capteur est inférieure à 2 μ m ce qui est suffisamment précis par rapport aux hauteurs caractéristiques de la qualité du bord découpé [So2015]. La fréquence de réponse du capteur de 50 kHz (tableau 3.1) est largement supérieure à celle de l'acquisition 5000 Hz, en conséquence tout le signal capté sera enregistré sans atténuation par la chaîne d'acquisition.

3.1.4 Description d'un cycle de découpage à chaud

Fort de la description du moyen d'essais et de ses limites, une analyse d'un cycle de découpage à chaud est présentée afin d'illustrer les évolutions de température de tôle, d'effort de coupe et de déplacement de la traverse supérieure au cours du temps.

La figure 3.7 présente l'évolution schématique de la température de la tôle au cours d'un cycle de découpage et un exemple pour un cas de température initiale de 800 °C, un jeu de 150 μ m et des lames en X70CrMoV5-2. Le cycle de découpage dont une mesure est le *temps de cycle* total est défini par quatre phases décrites en figure 3.7.A :

1. l'austénitisation de la tôle (entre 20 s et 22 s)
2. la mise à la température de l'essai (entre 2 s et 9 s)
3. le découpage (environ 100 ms)
4. la trempe (5 s) et démarrage d'un nouveau cycle d'austénitisation

3.1.4.1 Austénitisation de la tôle

La première phase (figures 3.7.A) correspondant à l'étape d'austénitisation de la tôle est effectuée par le module de chauffe. Elle vise à transformer la structure ferrito perlitique en structure austénitique en portant la température de la tôle au-dessus de sa température d'austénitisation AC_3 (825 °C) par effet Joule. Un courant électrique traverse la tôle et dissipe l'énergie électrique en énergie thermique (combinaison de la résistivité électrique et de la forme de la pièce). L'asservissement du module de chauffe assure le suivi d'un cycle de température de tôle prédéfini (rampe de montée, palier de maintien). La boucle de rétroaction de la commande de la puissance électrique est assurée par la mesure de la température de la tôle par le pyromètre bichromatique qui vise entre les électrodes (figure 3.1).

La rampe de température suit le choix de *la forme de la montée en température*. L'augmentation de la température peut se faire d'une manière *simple* (cas de cette thèse) ou *étagée*. Dans le cas simple, il s'agit d'une rampe de température qui est définie par le *temps de montée en température* (entre 10 s et 12 s) et une température de maintien dite *température de consigne de chauffe* (entre 900 °C et 1100 °C). Une fois atteinte la température est maintenue à sa consigne pendant une durée dite *temps de maintien en température* (entre 5 s et 10 s). Un échauffement étagé consisterait à réaliser une austénitisation par au moins deux montées simples dont les rampes et les maintiens en température seraient différents (chemins thermiques dépendants de la tôle).

Dans l'exemple (figure 3.7.B), la mise à la température de consigne de 900 °C se fait en 11,5 s. La rampe voit une inflexion de la courbe à 8,5 s pour une température de 765 °C qui marque le début de l'austénitisation AC₁ (figure 3.7.B). Le temps de maintien à 900 °C est de 10 s (figure 3.7.B).

3.1.4.2 Mise à la température d'essai et transfert sous presse

La seconde phase (figure 3.7) détermine la température d'essai qui sera appelée "*température initiale de découpage de la tôle*" au moment de la mise en contact avec les lames supérieures (instant de l'impact) et mesurée par le pyromètre monochromatique situé sous le module de découpage. Cette définition de la température d'essai correspond en tout point à celle proposée par So [So2015] dans sa thèse (paragraphe 2.1.4.1 du chapitre 2). Cette phase se déroule en trois étapes (figure 3.7.A).

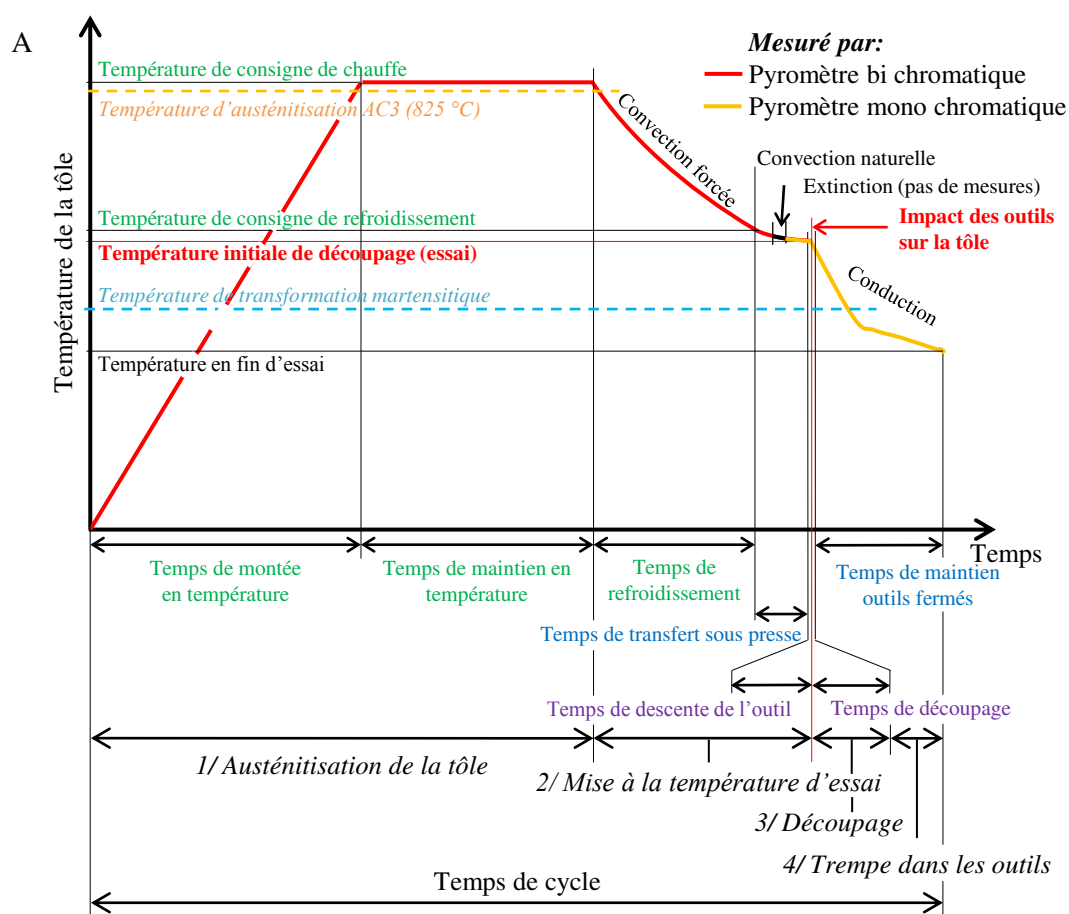
3.1.4.2.1 Refroidissement par convection forcée

La première étape effectuée pendant le *temps de refroidissement* correspond à l'activation d'une fonction de soufflage d'air (buse) sur la tôle par le module de chauffe (figure 3.7.A). Un premier refroidissement est donc obtenu par convection forcée. La puissance du soufflage est définie par la *pression d'air* et le *débit d'air* (choisis au maximum de la capacité du compresseur d'air). Le soufflage continue jusqu'à ce que, soit la *température de consigne de refroidissement* est atteinte (ce qui est le cas dans notre étude), soit le *temps de consigne de refroidissement* est atteint.

Pour l'exemple présenté en figure 3.7.B, la convection forcée n'a pas été activée car la température visée est de 800 °C (température élevée ne nécessitant pas son activation).

3.1.4.2.2 Transfert de la tôle sous le module de découpage

La deuxième étape est le transfert de la tôle sous les lames (figure 3.7.A). Le déroulement du moteur amont synchronisé avec l'enroulement du moteur aval permet le déplacement de la tôle chaude de poste en poste (figure 3.1). La synchronisation des moteurs évite à la tôle chaude d'être étirée lors de son déplacement, évitant ainsi un écrouissage parasite avant découpage. Le refroidissement est obtenu par convection naturelle puisque le déplacement de la tôle est réalisé à une vitesse faible dans de l'air (écoulement de l'air environnant non turbulent). Le *temps de transfert sous presse* est la conséquence de la consigne de *vitesse de transfert de la tôle* et de la *longueur de tôle chauffée* réglées sur l'automate. La longueur chauffée détermine le déplacement pour positionner la zone chaude de manière centrée par rapport aux lames. Cette longueur associée à la vitesse définit le temps de transfert sous le module de découpage. Durant cette étape la tôle échappe à la mesure de température des deux pyromètres pendant un court instant, c'est *l'extinction* présentée en figure 3.7.



Piloté par:

Module de chauffe par effet Joule Groupe hydraulique Module de commande MEFISTO

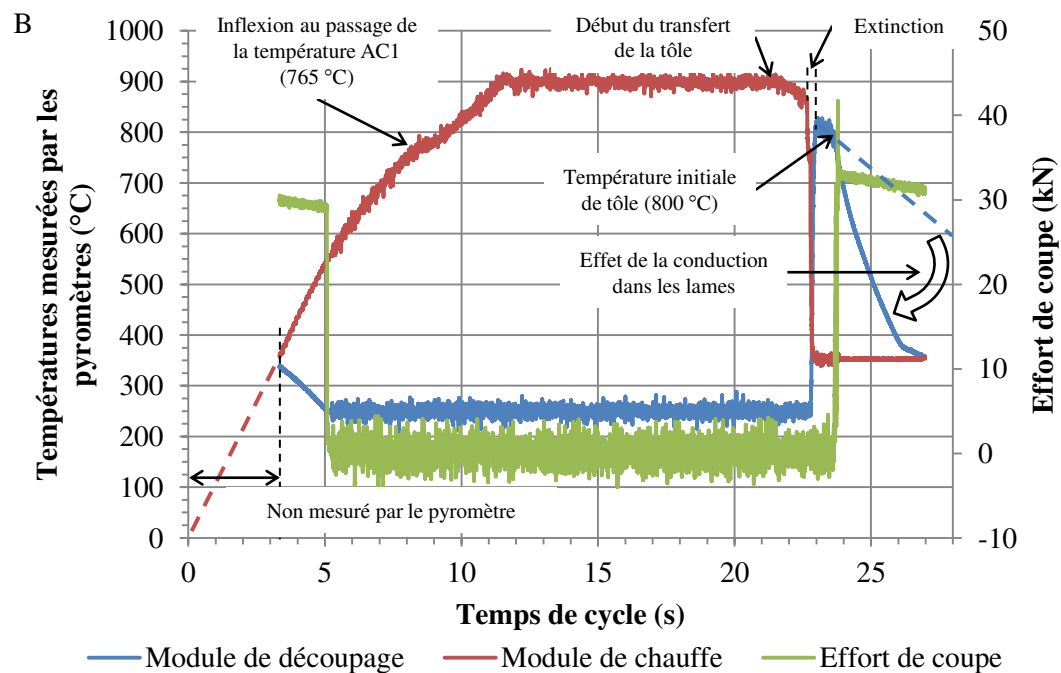


Figure 3.7 – Evolution de la température de la tôle au cours du temps. (A) Schéma. (B) Exemple d'évolution pour une température initiale de tôle de 800 °C, un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 (cas sans convection forcée)

Dans l'exemple présenté en figure 3.7.B, l'évolution de la température mesurée par le pyromètre positionné au niveau du module de chauffe montre une légère chute caractéristique du démarrage du transfert de la tôle après la phase de maintien. Puis vient la période d'extinction marquée par une chute brutale de la température mesurée par le pyromètre du module de chauffe et quelques instants après (moins de 0,5 s) par la montée soudaine de la température mesurée par le pyromètre du module de découpage (figure 3.7).

3.1.4.2.3 Descente de la traverse supérieure

La troisième étape correspond à la descente de l'outil sur la tôle (figure 3.7.A). Le vérin est alimenté par le groupe hydraulique. Le *temps de descente de l'outil* correspond au temps de parcours de l'outil jusqu'à ce qu'il impacte la tôle. La course parcourue a été définie lors de construction de la machine par la position des capteurs "tout ou rien". Le temps de descente est dépendant du *débit de la pompe* du groupe hydraulique (ici 14 L min^{-1} avec une pression maximale d'huile de 200 bar). En effet, ce débit est converti dans le vérin en vitesse de déplacement du piston du vérin (relation définie par la section du diamètre intérieur du corps du vérin). Pendant la descente du vérin la température continue de décroître par convection naturelle (figure 3.7.B). L'instant pour lequel l'impact a lieu est déterminé par un changement brutal de régime dans la courbe d'effort et de déplacement (figures 3.7.B et 3.8).

3.1.4.2.4 Conséquence des réglages sur la température initiale de découpe

La température d'essai est donc le résultat d'une température de consigne de chauffe (sous-section 3.1.4.1), d'un refroidissement par convection forcée, d'un asservissement en déplacement de la tôle et d'une consigne de débit du groupe hydraulique (sous-section 3.1.4.2). La maîtrise de cette température est par conséquent particulièrement difficile et pourra expliquer des dispersions de mesure pendant les essais en cadence (figure 5.20).

3.1.4.3 Découpage de la tôle : interprétation des courbes d'effort et de course de traverse au cours du temps

La troisième phase (figure 3.7) est celle de la découpe de la tôle. La figure 3.8 est un exemple d'évolution de courbe d'effort divisé par la longueur découpée et de déplacement en fonction du temps pour un essai unitaire sur le moyen d'essais de découpage à chaud (température initiale de la tôle 800°C , jeu $150 \mu\text{m}$, outil en X70CrMoV5-2).

Une évolution similaire a déjà été observée par So [So2015] au cours de sa thèse mais il ne donne pas d'interprétation des différentes phases observées par rapport au fonctionnement de son moyen d'essais (paragraphe 2.1.4.1 du chapitre 2).

Les courbes obtenues sur le moyen d'essais de découpage à chaud sont divisées en cinq étapes (figure 3.8) :

1. l'approche de l'outil supérieur.
2. le découpage de la tôle.
3. la rupture de la tôle.
4. le relâchement du système mécanique.
5. l'impact de la cassette supérieure avec les butées mécaniques.

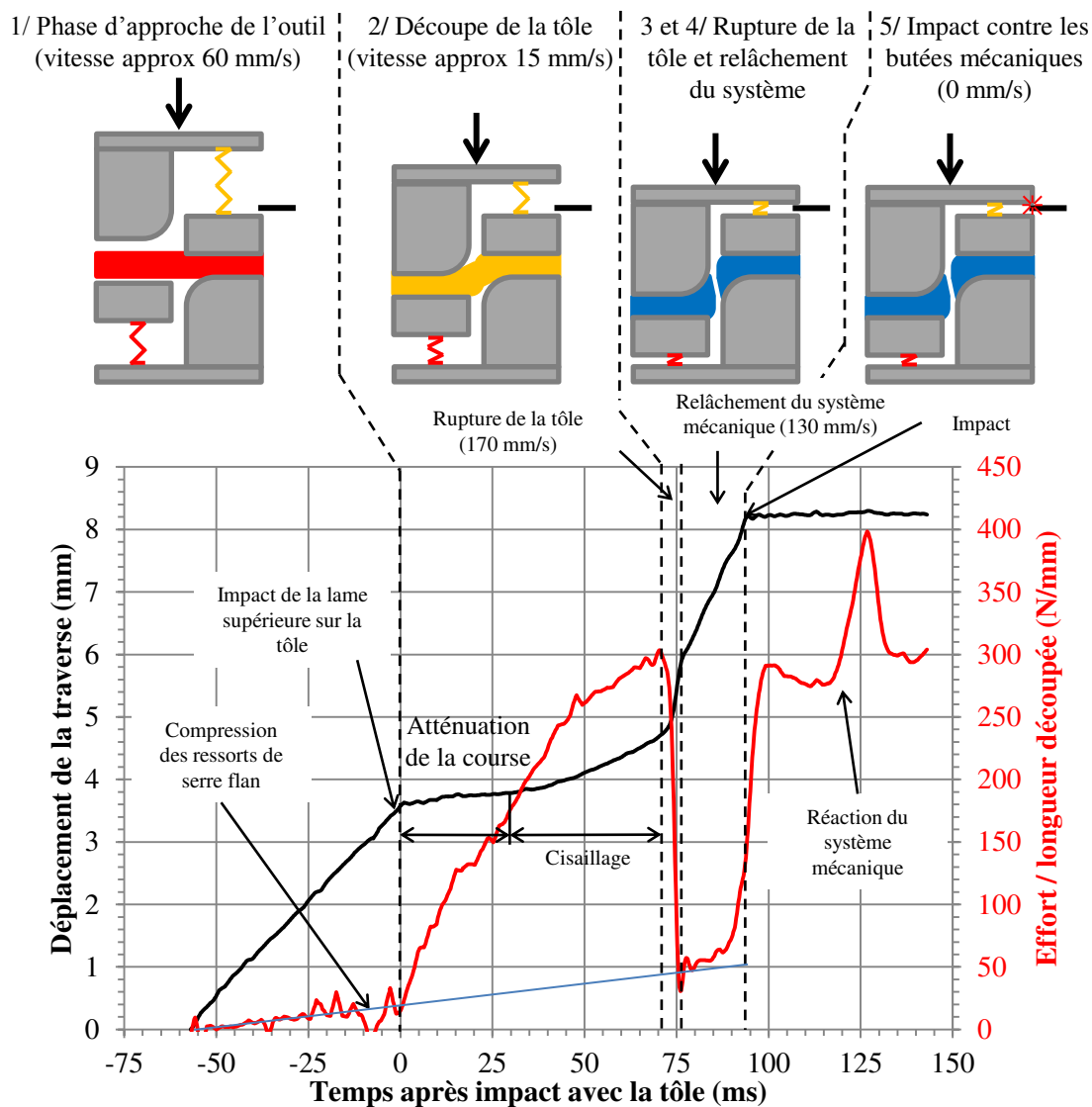


Figure 3.8 – Exemple d'évolution force divisée par la longueur découpée et du déplacement en fonction du temps pour un essai unitaire (température initiale de la tôle 800 °C, jeu 150 µm, outils neufs en X70CrMoV5-2)

3.1.4.3.1 Approche de l'outil supérieur

La première étape correspond à l'approche de l'outil supérieur (figure 3.8). Le serre-flan supérieur est en contact avec la tôle qui repose sur la lame inférieure et qui comprime deux ressorts le liant à la cassette supérieure. L'effort généré dépendant de la *raideur des ressorts de serre flan supérieur* est faible ($22,5 \text{ N mm}^{-1}$ à l'impact) et linéaire dans le temps. Le bruit observé peut être expliqué par le fait que le capteur d'effort travaille dans sa gamme basse. La course est linéaire dans le temps, ce qui correspond au pilotage du groupe hydraulique en débit constant donc en vitesse de traverse constante (dans ce cas 62 mm s^{-1}). Cette phase de 55 ms se termine par le contact des lames supérieures sur la tôle. A partir de cette étape, la tôle subit un refroidissement intense par conduction avec les outils dans la zone de la tôle entre les lames décrite par le jeu (figure 3.7).

Dans l'exemple présenté en figure 3.7.B, l'effet de la conduction avec les lames est visible par la chute de la température de la tôle mesurée par le pyromètre du module de découpage plus rapide après la mise en contact des lames avec la tôle ($180^\circ \text{C s}^{-1}$). Les pointillés bleus sur la figure 3.7.B indiquent une évolution possible de la température de la tôle dans l'air si le contact n'était pas établi (vitesse de refroidissement de 30°C s^{-1}). L'évolution mesurée est à chaque instant plus basse que pour l'évolution supposée dans l'air ce qui montre un refroidissement par conduction.

3.1.4.3.2 Découpage de la tôle

La seconde étape est celle du découpage de la tôle (figure 3.8) et est divisée en deux régimes de déplacement qu'il faudra intégrer comme conditions aux limites de déplacement des lames lors de la simulation numérique de l'opération (hypothèse de vitesse de la traverse non constante présentée au paragraphe 4.2.2.3 du chapitre 4).

Le contact des lames supérieures génère un effort qui charge tout le système mécanique (machine d'essais et tôle) jusqu'à atteindre l'effort maximal de coupe.

Dans un premier régime de déplacement, à partir du contact jusqu'à 30 ms, il est constaté un ralentissement brutal de la course (passage de 62 mm s^{-1} lors de l'approche à 15 mm s^{-1} en moyenne après le contact) qui est qualifié d'*atténuation*. Cette atténuation pourrait correspondre à la compression soudaine de l'huile dans le vérin qui reflue dans le circuit hydraulique et qui finalement générerait un freinage de la traverse. Une mesure en continu de la pression et du débit d'huile pourrait permettre de confirmer l'origine de l'atténuation. L'asservissement du groupe hydraulique répond de manière à délivrer l'huile à sa *pression d'huile maximale* et au débit réglé (puissance maximale du groupe hydraulique). Dans ce régime de déplacement, l'évolution de la course est quasi-linéaire. Il en est de même pour la montée en charge. Cette linéarité d'effort et de course peut être une image de la raideur du système mécanique (moyen d'essais et tôle).

Dans un second régime de déplacement, de 30 ms à 70 ms, le déplacement de la traverse ré-accélère et devient non linéaire. La courbe d'effort quant à elle, ralentit et se cintre. La tôle est sollicitée en cisaillement et est chaude donc sa limite d'écoulement plastique est basse. La non linéarité viendrait de la plasticité de la tôle. Les résultats de simulations numériques présentés en figure 4.16 au chapitre 4 appuieront cette hypothèse. Elle s'écrouit jusqu'à ce que l'effort maximum de coupe (ici 302 N mm^{-1}) soit atteint. Lors de la découpe, la chute de la tôle se forme et pousse le serre-flan inférieur. Ce serre-flan inférieur est lié à la cassette inférieure par des ressorts. L'effort de serre-flan inférieur

s'ajoute à l'effort de coupe et est dépendant de la *raideur des ressorts des serre-flans inférieurs*.

3.1.4.3.3 Rupture de la tôle

La troisième étape correspond à la rupture de la tôle (figure 3.8). Il est observé une chute drastique de l'effort et une augmentation de la vitesse de traverse (170 mm s^{-1}). En figure 3.8, si une ligne reprenant l'effort de compression du serre-flan en phase d'approche est prolongée jusqu'à la fin de la rupture, il est possible de constater que l'effort résiduel en fin de rupture correspond à l'effort de compression des ressorts. Cet effort résiduel est le signe d'une rigidité élastique linéaire provenant des raideurs des ressorts des serre-flans supérieur et inférieur. Il est aussi possible d'émettre l'hypothèse qu'un effet du frottement de la face de dépouille de la lame supérieure sur le nouveau bord de tôle formé vient participer à l'effort résiduel pour une valeur de 50 N mm^{-1} .

3.1.4.3.4 Relâchement du système mécanique

La quatrième étape est attribuée à un relâchement de l'énergie accumulée dans le système mécanique (figure 3.8). L'effort augmente sensiblement à cause du frottement entre la face de dépouille des lames et le nouveau bord de tôle découpé.

3.1.4.3.5 Impact de la cassette supérieure sur les butées mécaniques

Lors de la cinquième étape, la cassette supérieure vient impacter des butées mécaniques qui arrêtent son déplacement (figure 3.8). Le capteur "tout ou rien" bas (figure 3.4.C), arrête la commande d'alimentation du vérin. La course stagne au cours du temps. L'effort augmente fortement de 120 N mm^{-1} à 290 N mm^{-1} (premier pic d'effort après impact) et oscille ensuite autour d'une valeur finale moyenne de 300 N mm^{-1} . Cette oscillation s'atténue au cours du temps. Le décalage temporel entre l'instant pour lequel le palier de course est atteint et le premier pic d'effort après impact correspond au temps de chargement mécanique de la machine. C'est une forme de temps de réponse du système mécanique. Ce phénomène de rebond est appelé *snap-thru* [Miles2004].

3.1.4.4 Trempe de la tôle

Bien que le refroidissement de la tôle par le contact avec les outils ait déjà démarré pendant la phase de découpage (figure 3.7.B), celle-ci a une durée très courte (125 ms) et ne permet pas de transformer complètement l'austénite en martensite. Dans l'exemple présenté, au début de la découpe la température de la tôle est de 800°C et chute à 770°C en 75 ms. La dernière phase vise donc à tremper la tôle en maintenant les outils à leur position finale pendant une durée dite de *temps de maintien outils fermés* réglée sur la commande de l'automate (5 s pour tous les essais). Les outils évacuent la chaleur de la tôle par conduction. Dans l'exemple présenté en figure 3.7.B, la température de la tôle passe de 800°C à 400°C (température de transformation martensitique [Grigorieva2010]) en 3 s de contact.

Afin d'éviter la surchauffe du système au cours des essais en cadence (figure 3.11), un *refroidissement par eau* des outils est activé. La température de l'eau dans les canalisations est estimée à 15°C . La cassette supérieure est refroidie via deux canaux positionnés au-dessus des lames supérieures (figure 3.4.E, plan en annexe C.1). La lame inférieure est traversée par un canal en son centre (figure 3.4.D, plan en annexe C.1).

3.1.5 Points limitant la performance du moyen d'essais

Comme toute machine d'essais, la performance du pilote est limitée par certains points de conception. L'idée de cette section est de lister ces limites pour que le lecteur comprenne les choix qui ont été faits dans le plan d'expériences et leurs répercussions sur les mesures obtenues et les incertitudes engendrées. Mettre la lumière sur ces limites détectées à travers l'expérience d'utilisation, permettra aussi lors de prochaines études d'anticiper les difficultés de mise en oeuvre voire de proposer des corrections pour améliorer le moyen d'essais.

3.1.5.1 Limites engendrées par la chaîne d'acquisition

Les limites engendrées par la chaîne d'acquisition ont trait à la fréquence d'échantillonnage élevée nécessaire pour décrire les évolutions d'effort de coupe. Les conséquences sont un nombre de données à post-traiter important et si la fréquence d'acquisition est trop faible alors une atténuation du signal mesuré limite l'information obtenue.

3.1.5.1.1 Quantité de données mesurées

La fréquence d'échantillonnage élevée génère des fichiers de résultats de volume important pour des enregistrements de plusieurs minutes. A titre d'exemple, pour 250 cycles, les mesures génèrent près de 5 Go de fichier "texte" (ASCII). Pour contourner cette difficulté, les fichiers de résultats sont limités en terme de volume à 10 Mo (20 s d'essai). A chaque fois qu'un fichier est "rempli", un nouveau fichier est généré pour enregistrer la suite de l'essai. Aussi, la quantité de données étant importante, il faut automatiser le post-traitement. Cela implique d'isoler chaque cycle de coupe donc de détecter le début du cycle. Si une découpe est réalisée entre deux fichiers de résultats, il faut "recoller" numériquement ces deux fichiers.

Afin de comprendre la démarche, une succession de trois cycles préalablement isolés et assemblés sont présentés à la figure 3.9. Cet exemple représente ce qui est mesuré en continu sur le moyen d'essais. La figure 3.9.B présente l'exemple de l'isolement du second cycle. Après avoir isolé le cycle, un traitement est réalisé pour extraire la température initiale de tôle c'est à dire la température au début de la montée en charge à l'impact des lames avec la tôle et à l'effort maximal (figure 3.9.B).

3.1.5.1.2 Traitement des mesures

Ce traitement réalisé sous MATLAB 2014 ® est divisé en deux étapes :

1. filtrer tous les signaux mesurés pour atténuer le bruit de mesure. Le filtre consiste à calculer la moyenne des valeurs obtenues à partir de 8 points entourant le point considéré (moyenne mobile avec un noyau de convolution de 8 points de mesures). La figure 3.9.B montre l'atténuation des pics liés au bruit de mesure sur l'effort de coupe et la position de la traverse pour le second cas. Le signal lissé permet d'évaluer précisément le temps à l'impact (pour estimer la température initiale de tôle) et l'effort maximal de coupe.
2. relever la température initiale de tôle au début de la montée en charge et l'effort maximal de coupe (points caractéristiques). Les critères pour détecter ces points d'intérêt sont basés sur des valeurs seuils de la dérivée du signal lissé au cours du temps.

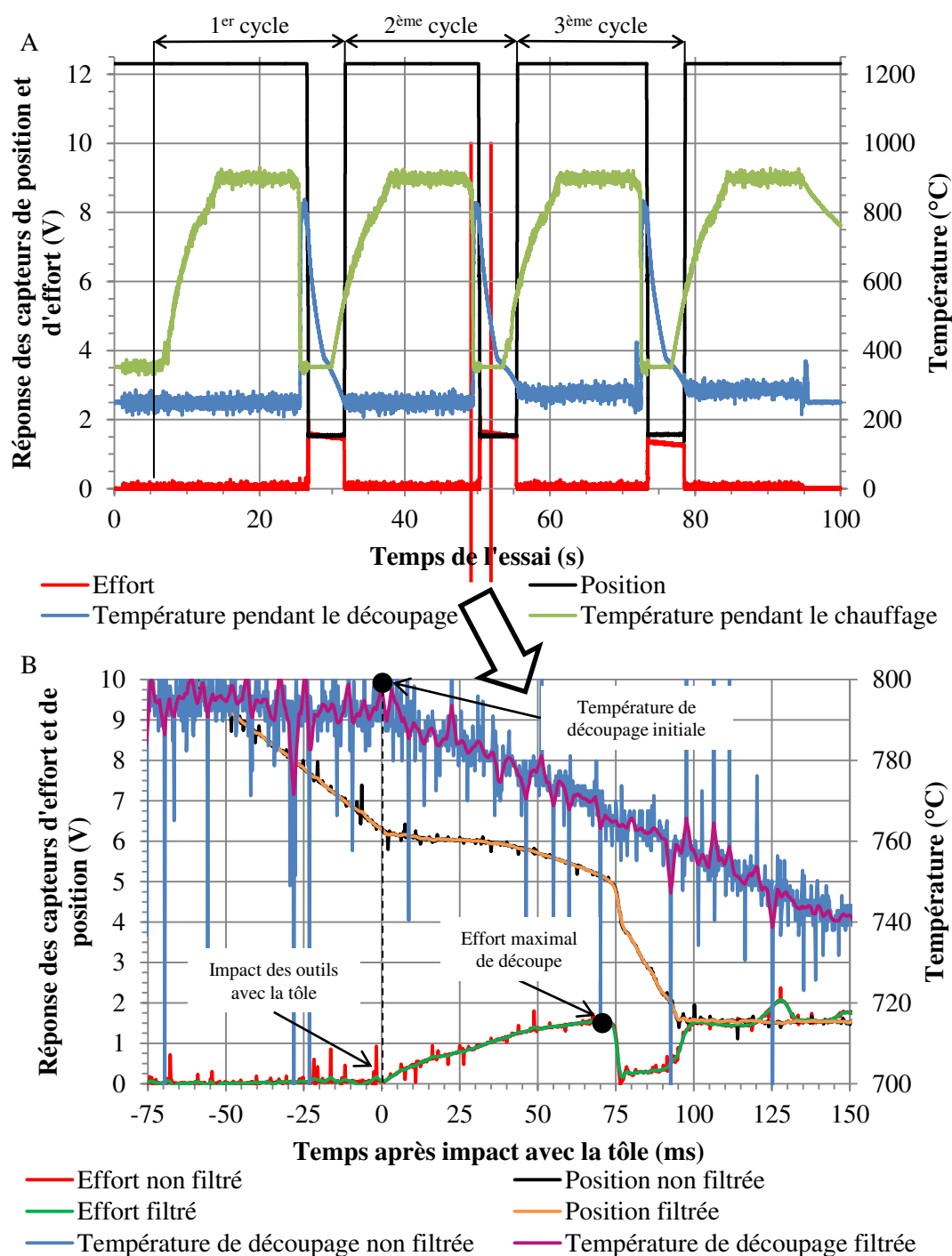


Figure 3.9 – Exemple de mesure en continu sur le moyen d'essais (température initiale de 800 °C, jeu de 150 µm, lames en X70CrMoV5-2). (A) Illustration de trois cycles isolés et assemblés, représentatifs des mesures en continu (B) Exemple de cycle isolé avec les mesures brutes et filtrées

Le traitement des mesures expérimentales repose sur l'isolement du phénomène de découpage par la détection des instants caractéristiques du découpage sur les évolutions d'effort et de position de la traverse supérieure (figure 3.10). Le code détecte dans l'ordre (de la plus aisée à la plus élaborée, figure 3.10) :

1. le début de l'essai par la détection du début de la descente de la traverse (figure 3.10.B).
2. la fin de la chute d'effort après rupture de la tôle par la détection du minimum d'effort (figure 3.10.C).
3. l'effort maximal (figure 3.10.D).
4. le début de la montée en charge pour obtenir la température initiale de la tôle (figure 3.10.E).

Détection du début de la descente de la traverse Une première étape consiste à détecter le début du cycle de découpage. La position de la traverse est constante au démarrage des essais puis chute avec le déploiement du vérin (figures 3.10.A et 3.10.B). Pour détecter le temps du début de l'essai, une valeur seuil de détection de la position est établie à 50 μm de la position maximale de la traverse (figure 3.10.A). Le début du cycle de découpage est isolé.

Détection de la fin de la chute d'effort après rupture de la tôle Une seconde étape consiste à détecter la fin de la chute de l'effort de coupe après rupture de la tôle (figure 3.10.C). La détection de la fin de l'effort est relativement facile car c'est un point pour lequel la dérivée de l'effort en fonction du temps est élevée (en valeur absolue) à cause de la chute brutale de l'effort. Cela constitue un point caractéristique de la courbe d'effort en fonction du temps. L'idée est de détecter les instants pour lesquels la dérivée de l'effort passe en dessous d'un seuil de détection négatif pour extraire une sous matrice des points de mesure candidats. Le problème est que même filtrée l'évolution de l'effort au démarrage du cycle de découpage est bruitée. Ce bruit est détecté par la condition sur le seuil de détection de la dérivée de l'effort. Comme ces points sont détectés au démarrage du cycle de découpage, les 40 derniers points de la sous matrice sont sélectionnés. Pour ces 40 derniers points, il faut détecter l'instant pour lequel l'effort est minimal pour trouver le temps à la fin de la découpe. A l'issue de ce traitement, le phénomène de découpe est isolé du phénomène de relâchement et d'impact avec les butées mécaniques (figure 3.8).

Détection de l'effort maximal Une troisième étape consiste à détecter le maximum de l'effort de coupe. Le cycle de découpage est isolé des phénomènes postérieurs à la découpe pouvant générer un effort supérieur à l'effort maximal correspondant au phénomène de découpe. Sur l'intervalle défini par le temps du début du cycle de découpage et le temps à la fin de la chute de l'effort, l'effort maximal détecté est bien celui correspondant à l'effort de coupe maximal (figure 3.10.D).

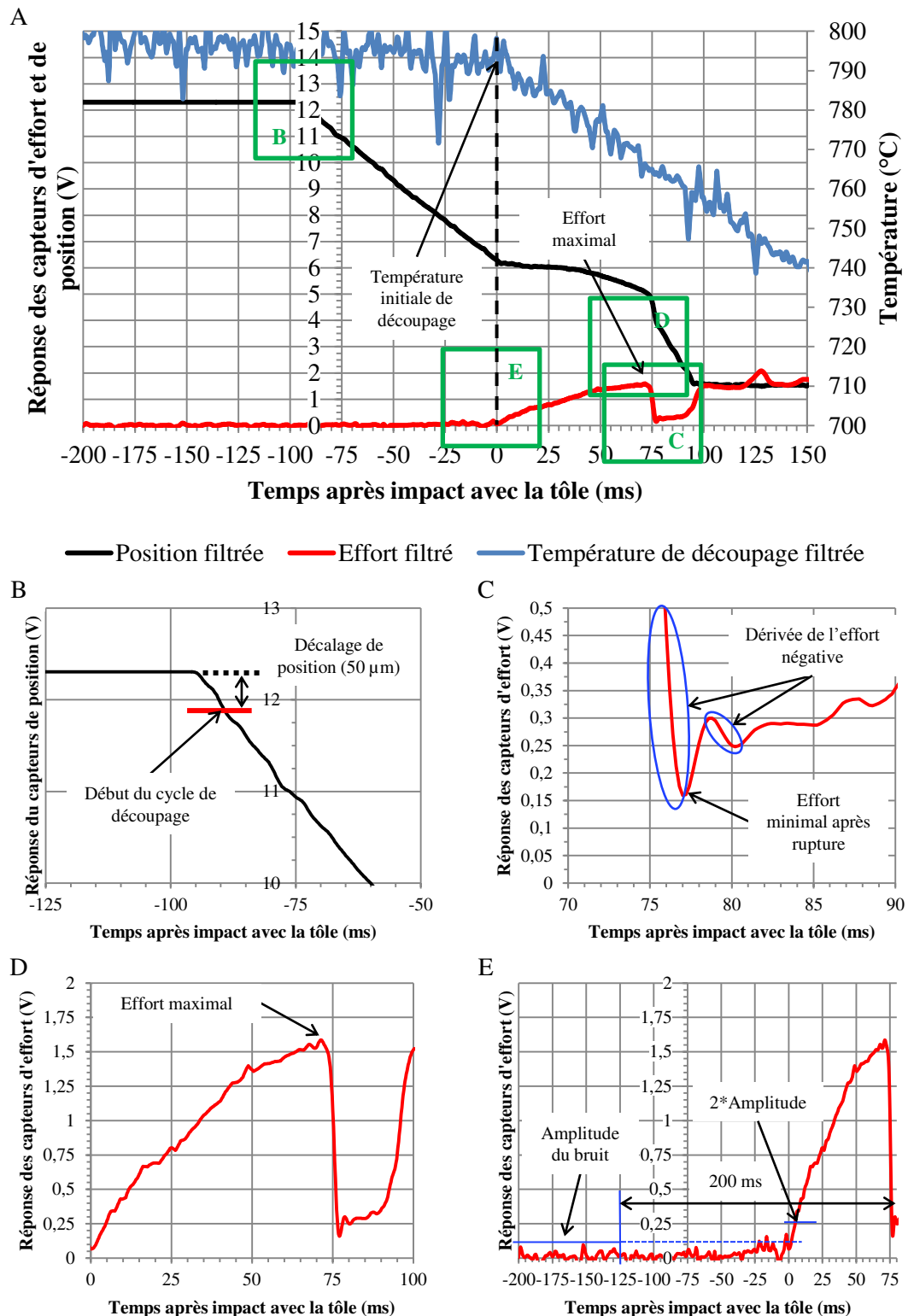


Figure 3.10 – Exemple de mesure en continu sur le moyen d'essais (température initiale de 800 °C, jeu de 150 μ m, lames en X70CrMoV5-2). (A) Exemple de cycle isolé avec les mesures brutes et filtrées. (B, C, D, E) Zoom respectifs de la figure générale (A)

Détection du début de l'évolution d'effort La quatrième étape consiste à détecter le temps de l'impact des lames avec la tôle qui correspond à la montée brusque de l'effort et qui permet de définir la température initiale de découpage. La fin de la chute de l'effort après la rupture de la tôle permet de donner un premier intervalle de recherche de la montée en charge (figure 3.10.E). En effet le phénomène de découpe dure au maximum 200 ms [Maillard2009], en recherchant le début de l'évolution d'effort 200 ms avant la fin de la découpe, il est ainsi posé une première borne pour l'intervalle de recherche (figure 3.10.E). La difficulté de la détection du démarrage de la montée de l'effort réside dans le fait que ce point est contenu dans le bruit de mesure car le capteur travaille au début de sa plage de mesure (figure 3.10.E). L'amplitude du bruit avant le phénomène de découpe peut être établie à des temps antérieurs à 200 ms avant la fin de la découpe. Cette amplitude correspond au maximum de l'effort pour toute la phase antérieure au découpage (200 ms avant la fin de la découpe, figure 3.10.E). Il est considéré que le démarrage de la montée en charge se fait au plus tard à un temps pour lequel l'effort aurait une amplitude égale à deux fois l'amplitude du bruit de mesure avant le phénomène de découpe. Cela donne une borne supérieure à l'intervalle de recherche (figure 3.10.E). Ensuite, l'idée est de trouver le dernier indice de cet intervalle de recherche tel que la valeur du gradient de l'effort soit négatif (chute locale de l'effort dans le bruit de mesure) et l'effort soit inférieur à l'amplitude du bruit de mesure. Le temps correspondant à cet indice est celui pour lequel la montée en charge a lieu.

3.1.5.1.3 Mesures de la température dans les lames

La mesure présentée aux figures 3.6 et 3.11 est à pondérer par rapport au montage du thermocouple qui n'est pas soudé au fond du perçage mais seulement accosté. Avec les découpes répétées, il est possible qu'il se déplace et qu'il ne soit pas parfaitement en contact avec la lame (résistance thermique de l'air environnant le thermocouple) ce qui est préjudiciable à la qualité de la mesure. En effet, il y a une atténuation des valeurs à cause de la résistance thermique de contact entre le fond du perçage et le thermocouple qui se traduit par une évolution non monotone des pics de températures (figure 3.11.A). De plus, la faible fréquence d'échantillonnage de la carte d'acquisition NI 9211 (14 échantillons/s) et le temps de réponse du thermocouple à 90 % de la valeur finale de 50 ms [TC SA2017], ne permettent pas d'avoir une description fine (évolution crénelée) de la montée en température lors de la phase de découpage de 75 ms (figure 3.8.B). Les valeurs sont atténuées à cause du filtrage de la chaîne d'acquisition.

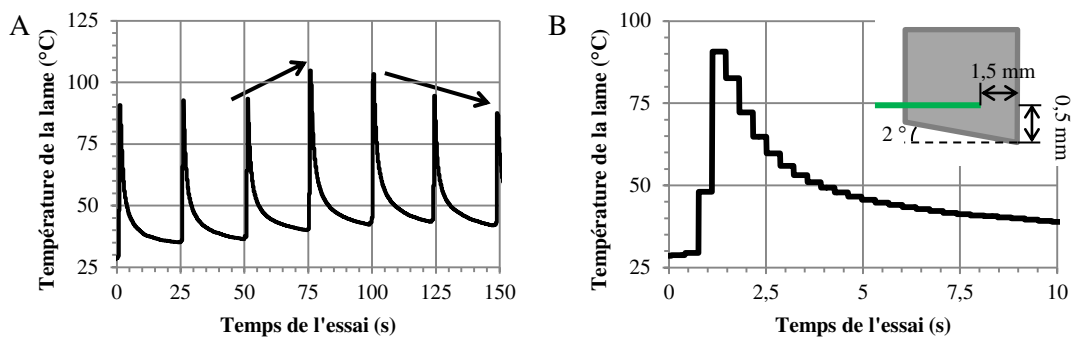


Figure 3.11 – Evolution de la température dans une lame de démonstration en X38CrMoV5 (angle de vague de 2°, jeu de 150 µm et une température de tôle de 850 °C). (A) Evolution sur les 7 premiers cycles. (B) Evolution au premier cycle

A partir de cette mesure, une estimation de la température de surface au cours d'un essai en cadence reposant sur une simulation utilisant la méthode des éléments-finis est proposée en annexe D. La température estimée par la simulation à la position du thermocouple est représentative de la mesure effectuée. Cependant, la température de surface calculée avoisine 230°C ce qui est très éloigné de la valeur trouvée par Torres [Torres+2015] dans ses simulations (environ 485°C). La température dans la lame mesurée par le thermocouple est une conséquence du flux de chaleur appliqué en surface de l'arête (la cause). Si cette température est "mal" mesurée (valeur atténuée par la résistance de contact entre le thermocouple et le fond du perçage, par le mauvais positionnement du thermocouple dans son logement et filtrage lié à l'acquisition) alors il est probable que le flux de chaleur en surface (condition limite) soit mal estimé. Concrètement, il est probable que la température de surface soit plus élevée que 230°C après 50 cycles.

Néanmoins, une évaluation expérimentale précise de la température de surface serait possible avec deux mesures de la température à deux positions dans la lame et l'utilisation d'une méthode inverse pour estimer un flux de chaleur [Abdulhay+2010]. Les thermocouples utilisés devront être les plus fins possibles pour avoir un temps de réponse inférieur à 50 ms et soudés au fond de leur perçage respectif [Abdulhay+2010]. De plus, l'utilisation d'une carte d'acquisition avec une fréquence d'acquisition élevée (proche de 5000 Hz) est recommandée.

3.1.5.2 Limites engendrées par le module de chauffe

Le module de chauffe limite principalement le temps de cycle. L'intensité électrique fournie à la tôle est bridée (dimensionnement du module en courant continu 5,5 V et 1800 A) ce qui contraint la rampe de montée en température à $130^{\circ}\text{C s}^{-1}$. Pour passer de 20°C à 920°C avec la rampe maximale, le temps minimal de montée en température d'austénitisation est de 7 s.

3.1.5.3 Limites engendrées par le fonctionnement des moteurs et l'enroulement de la tôle

Le fonctionnement des moteurs de déroulement et d'enroulement de la tôle permettant de déplacer la tôle du module de chauffe vers le module de découpage engendre une dispersion dans la mesure de la température initiale de la tôle. Leur régulation en vitesse de rotation impacte directement l'asservissement en position de la tôle lors du transfert. De plus, les paramètres de régulation n'évoluent pas avec l'enroulement de la bobine de tôle ce qui engendre une augmentation de la vitesse de transfert.

3.1.5.3.1 Positionnement de la tôle chaude sous les lames

La principale difficulté rencontrée lors de l'étape de transfert de la tôle est la précision du positionnement de la tôle sous les outils. Ce positionnement est le résultat de l'asservissement de la vitesse de rotation du moteur d'enroulement à la vitesse de déplacement de la tôle mesurée par la roue codeuse (figure 3.1). La figure 3.12 présente les trois cas d'arrivée de la tôle sous les lames. Le pyromètre du module de découpage positionné sous le module vise la tôle à une position déportée en amont de la lame inférieure (figure 3.4.D). La longueur de tôle pincée entre les électrodes du module de chauffe est de 275 mm.

Si la tôle est bien positionnée (figure 3.12.A), la mesure de la température par le pyromètre correspond à la valeur moyenne d'une zone chaude et homogène en température dite *zone utile*. Le cisaillement de la tôle se fait sur cette zone utile. Les valeurs de température initiale de tôle et d'effort de coupe sont correctes.

Si la tôle arrive en avance (figure 3.12.B), alors la mesure de la température initiale de la tôle est effectuée en bordure de la zone chaude dans une zone tiède qui correspond aux abords des électrodes du module de chauffe (figure 3.2). En conséquence, la mesure de température initiale de la tôle pour un même cycle thermique est plus basse qu'avec un bon positionnement, ce qui constitue une erreur de mesure sur cette température. De plus, la tôle est découpée en partie sur une zone tiède. L'effort maximal résultant est donc plus important qu'avec une tôle bien positionnée puisqu'il y a une contribution d'une zone dont la résistance mécanique est plus importante (zone tiède).

Si la tôle arrive en retard (figure 3.12.C), alors la mesure de la température initiale de la tôle se fait dans sa zone utile : la mesure de la température initiale de la tôle est valide. A l'instar de l'arrivée en avance, la tôle est partiellement découpée dans une zone tiède et les conclusions sur l'effort sont les mêmes.

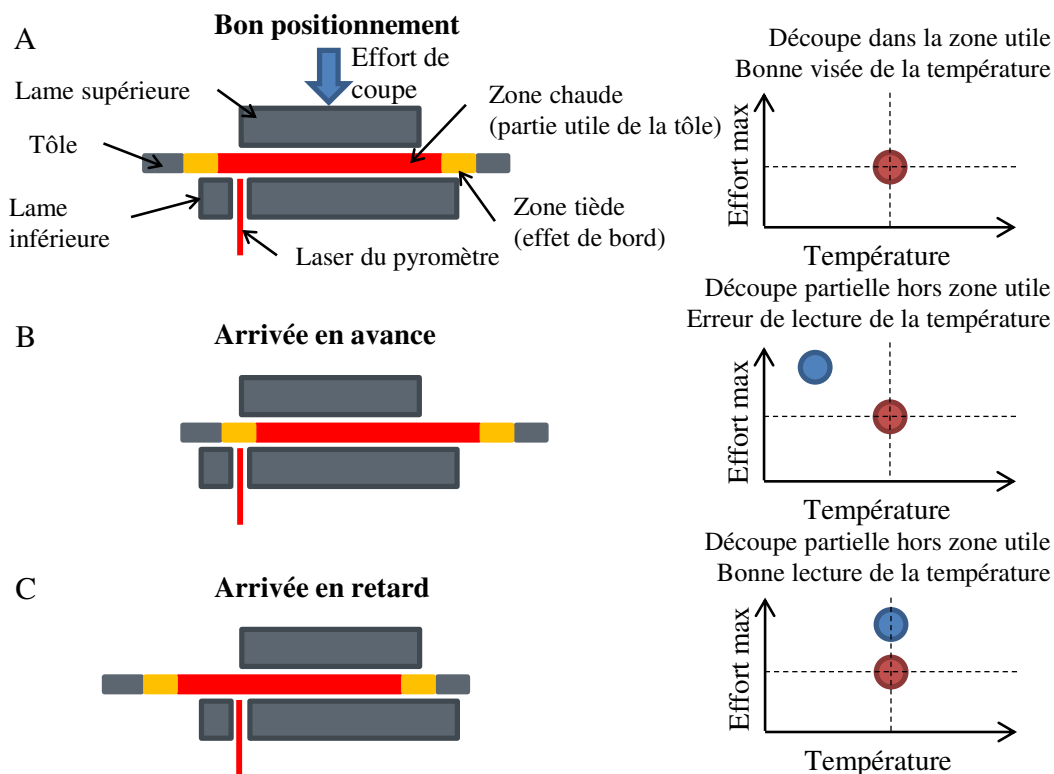


Figure 3.12 – Influence du positionnement de la tôle à la fin de l'étape de transfert sur la température initiale de la tôle au moment de la découpe et sur l'effort maximum de découpe. (A) Tôle bien positionnée. (B) Cas d'une arrivée en avance. (C) Cas d'une arrivée en retard

3.1.5.3.2 Enroulement de la tôle sur le moteur d'enroulement

Le nombre de cycles de cisailage en continu est limité par la taille de l'enroulement de la tôle sur le moteur d'enroulement. La chute de la tôle reste sur son squelette après la découpe grâce au ligament (figure 3.5). La tôle est alors légèrement pliée ce qui génère une épaisseur de pièce finale deux à trois fois supérieure à l'épaisseur initiale de la tôle. L'augmentation du diamètre de la bobine de diamètre initial 400 mm au premier cycle à une valeur de près de 1000 mm après 750 cycles, limite le nombre de cycles cumulés avec une même bobine.

De plus, l'augmentation du diamètre sur le moteur d'enroulement augmente légèrement la vitesse de déplacement longitudinal de la tôle sous les lames, ce qui abaisse le temps de cycle et augmente la température initiale de la tôle. En effet, l'automate régule la vitesse de déplacement par la vitesse de rotation du moteur grâce à un asservissement de type Proportionnel Intégral Dérivé. Comme la longueur de déplacement est de 275 mm plus le diamètre d'enroulement est grand, plus la régulation devient difficile sans modification des paramètres de régulation. La figure 3.13 est un exemple d'évolutions du temps de cycle et de la température initiale de la tôle au cours d'un essai en cadence (essai en cadence arrêté tous les 250 cycles, température nominale de 700 °C, jeu de 150 µm, lames en X38CrMoV5). Sur 250 cycles, le temps de cycle diminue de 1 s (figure 3.13), la tôle arrive alors plus chaude en fin de séquence qu'au début d'environ 30 °C. Ce phénomène sera visible sur chaque séquence de 250 cycles de découpe.

Lors des essais en cadence qui seront présentés au chapitre 5, le choix des séquences de 250 cycles de découpe est déterminé par ce nombre de cycles maximum et est fait pour limiter l'effet parasite de l'augmentation de la vitesse de déplacement longitudinal de la tôle.

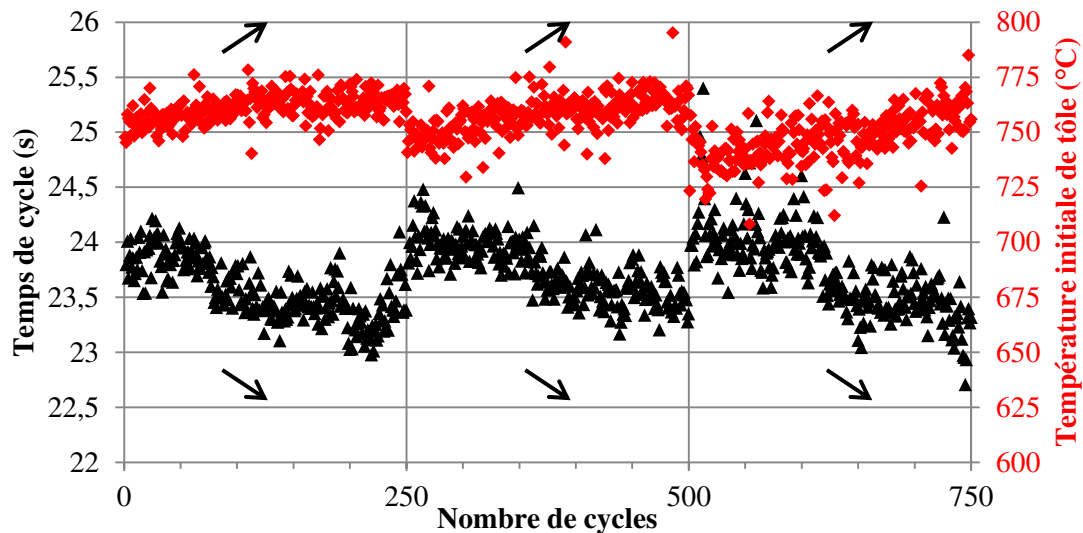


Figure 3.13 – Exemple d'évolution du temps de cycle et de la température initiale de la tôle avec le nombre de cycles (essais en cadence arrêtés tous les 250 cycles, température nominale de 700 °C, jeu de 150 µm, lames en X38CrMoV5)

3.1.5.4 Limites engendrées par le module de découpage

3.1.5.4.1 Capacité d'effort

La principale limite du pilote est sa capacité en effort de 100 kN compte tenu du diamètre de piston du vérin de 80 mm et de la pression maximale admissible par le vérin de 200 bar. Cette capacité d'effort doit permettre de découper des tôles de 22MnB5 à l'état austénitique à 550 °C. Cette limite a posé de nombreuses difficultés de mise au point et a contraint le plan d'expériences.

En utilisant la formule proposée par Maillard [Maillard2009] (équation 2.1.1, chapitre 2), en prenant le coefficient k égal à 1, compte tenu de l'effort maximal de la machine, de l'épaisseur de 1,2 mm et de la résistance mécanique de la tôle de 360 MPa à 550 °C, la longueur maximale pouvant être découpée est de 232 mm. La géométrie de l'éprouvette formée engendre une longueur affectée mécaniquement de 222 mm (arcs de cercle et ligaments). Le moyen d'essais devrait donc avoir une capacité suffisante pour découper la tôle. Cependant lors de la phase de mise au point du moyen, des essais à cette température de tôle n'ont pas permis de la découper, très certainement à cause de son refroidissement rapide lors de l'opération engendrant un effort résistant plus important. En admettant que la tôle perde 100 °C dans la zone de la tôle affectée par la découpe définie par le jeu, la résistance mécanique de la tôle est alors de 485 MPa ce qui permet d'avoir une longueur maximale de découpe de 172 mm. Actuellement, la longueur découpée est estimée à 210 mm (arcs de cercle sans prise en compte des ligaments) et est donc trop importante pour que le moyen puisse découper simultanément les deux bords de tôle.

Trois solutions peuvent être envisagées pour contourner ce problème :

- soit modifier complètement la géométrie de l'éprouvette pour s'adapter à cette longueur minimale.
- soit modifier légèrement la géométrie de l'éprouvette en écartant la ligne de découpe du centre de l'éprouvette (figure 3.14). En décalant de 7,5 mm, la longueur découpée pour les deux lames serait alors de 155 mm ce qui est inférieur à 172 mm.
- soit conserver la géométrie dans la configuration actuelle et ne découper la tôle que d'un seul côté (111 mm, une seule lame montée) ce qui divise le chargement par deux. Ce choix se fait au détriment de la réalisation de l'éprouvette de traction dans la tôle (forme de l'éprouvette non symétrique) mais permet de conserver le montage. Il a été fait pour les essais à 550 °C (essais dits *asymétriques* présentés au chapitre 4).

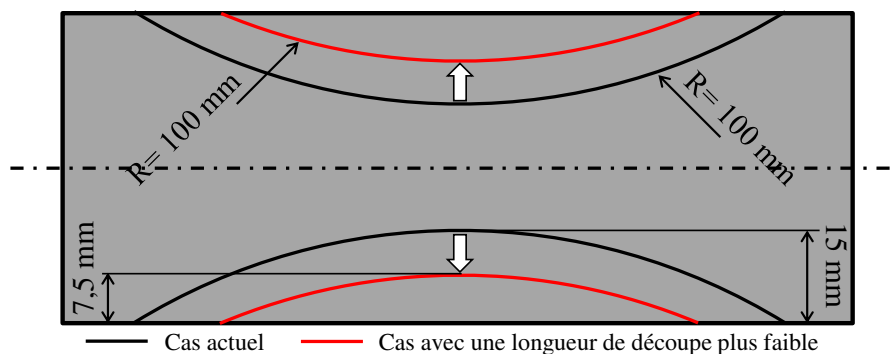


Figure 3.14 – Schéma de la tôle avec réduction de la longueur de découpe

3.1.5.4.2 Rigidité du montage

Constatation du problème Lors des essais unitaires qui seront présentés au chapitre 4, il sera constaté que pour une configuration à une température initiale de tôle de 550 °C, un jeu de 150 μm et une lame en X70CrMoV5-2, le déplacement de la traverse au cours du temps n'est pas monotone sur les premières 40 ms (figure 3.15). La traverse remonte pendant la montée en charge (figure 3.15). La mesure du déplacement de la traverse est déportée de l'axe de la direction de l'effort : le vérin charge le centre de la traverse et la mesure du déplacement est faite sur la partie extérieure de la traverse (figure 3.4.C). Une mesure de déplacement qui décroît au cours du temps (figure 3.15) pourrait s'expliquer par une flexion d'origine statique ou vibratoire de la traverse supérieure.

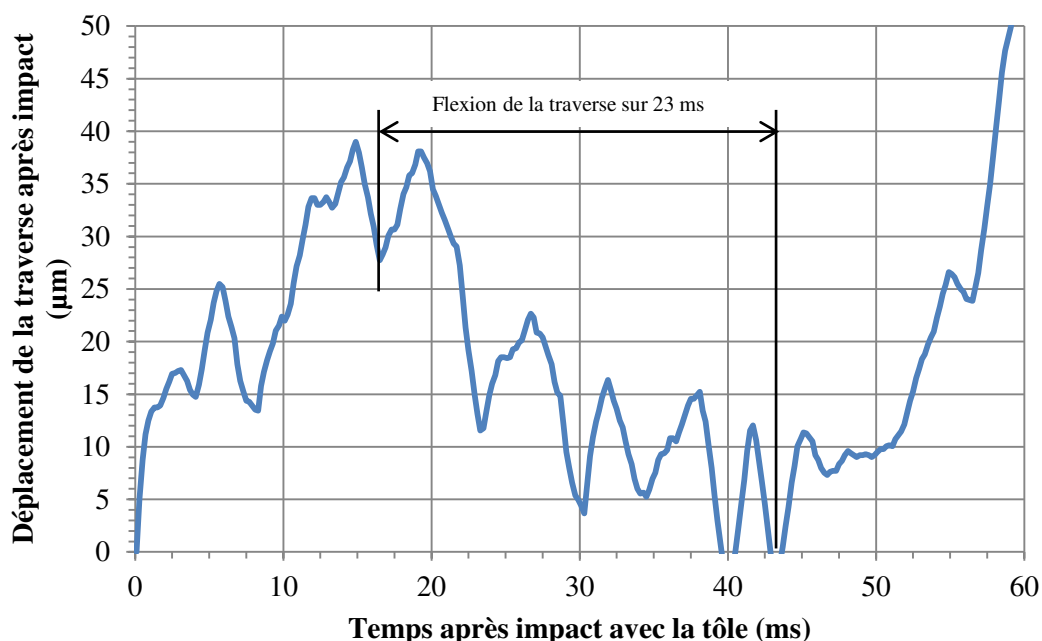


Figure 3.15 – Zoom sur l'évolution du déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour le cas à 550 °C de température initiale de tôle avec un jeu de 150 μm

La connaissance de la position exacte de lame ne peut pas être établie sur la base de la mesure de la position de la traverse à cause de la flexion de l'ensemble mécanique difficilement estimable au cours du temps, surtout pour des températures de tôle inférieures à 700 °C. La bibliographie [Maillard1991] utilise comme indicateur de suivi d'usure de l'arête de coupe la pénétration de l'outil dans la tôle. En conséquence des mesures sur ce pilote, les interprétations du déplacement de la traverse quant à la pénétration de l'outil dans la tôle ne peuvent pas être utilisées comme indicateur d'usure.

Concernant les simulations numériques la course de la traverse qui est une condition aux limites forte (approche traditionnelle dans la simulation de la mise en forme des matériaux) conditionne l'évolution de l'effort et donc les sollicitations locales sur l'arête de coupe. Pour des températures initiales de tôle supérieures à 700 °C, l'effet de la flexion de la traverse n'est pas observé et en conséquence la simulation numérique peut

utiliser directement la mesure de la course. Dans les cas où la température est inférieure à 700 °C, le déplacement de la traverse sur le moyen montre sa flexion et en utilisant telle quelle cette condition dans la simulation numérique, l'évolution de l'effort n'était pas cohérente. De ce fait, une action corrective visant à compenser cette flexion a été menée ce qui constitue une autre hypothèse de modélisation présentée au paragraphe 3.1.5.4.2.

Proposition d'une action corrective sur le déplacement de la traverse pour le cas à une température initiale de tôle de 550 °C En supposant que l'effort de coupe sollicite les matériaux qui composent le montage mécanique uniquement dans leur domaine élastique, le déplacement résultant est au moins proportionnel à cet effort (théorie des poutres en flexion).

Le montage mécanique est surtout soumis à des sollicitations de type choc dont les modes de vibration engendrent une flexion de la traverse très probablement non linéaire avec l'effort appliqué.

La figure 3.16 présente l'effet de la forme de la compensation de la flexion de l'outil sur la course pour trois cas à des températures initiales de tôle différentes (550 °C, 720 °C et 800 °C) et deux formes de correction à 550 °C.

La forme des corrections de la course de la traverse proposée dans ce paragraphe est inspirée de cette réflexion mais par souci de simplification, la forme mathématique des corrections reste simple. Il sera admis que les corrections apportées doivent amener le déplacement à effort maximal à une valeur proche (environ 1,03 mm) de celui mesuré pour les températures de 720 °C (1,04 mm, figure 3.16) et 800 °C (1,03 mm, figure 3.16). Les corrections relèvent plus de l'astuce que d'une analyse méthodique d'un système mécanique à géométrie complexe en sollicitation dynamique (ce qui n'est pas le coeur de cette thèse).

Une première correction (équation 3.1.1) suppose qu'il est possible de compenser la chute du déplacement mesuré à 16,5 ms pour le cas à 550 °C (figure 3.15) par une fonction linéaire de l'effort pour rapprocher le début de l'évolution du déplacement sur celui des autres cas. Néanmoins, le résultat montre (figure 3.16) que le déplacement à effort maximal reste inférieur par rapport aux cas à 720 °C et 800 °C (0,79 mm contre environ 1,03 mm).

$$Y_{linéaire}(t) = Y_{mesuré}(t) + a_1 F_{coupe}(t) \text{ avec } a_1 = 7 \times 10^{-4} \text{ mm N}^{-1} \quad (3.1.1)$$

Une seconde correction utilise une fonction polynomiale d'ordre 2 (équation 3.1.2) pour corriger le déplacement. Grâce à cette correction, le déficit du déplacement à effort maximal est compensé à 1,02 mm tout en conservant la superposition au démarrage des déplacements en fonction du temps.

$$Y_{quadratique}(t) = Y_{mesuré}(t) + b_1 F_{coupe}(t) + b_2 F_{coupe}(t)^2$$

$$\text{avec } \begin{cases} b_1 = 7 \times 10^{-4} \text{ mm N}^{-1} \\ b_2 = 1 \times 10^{-6} \text{ mm N}^{-2} \end{cases} \quad (3.1.2)$$

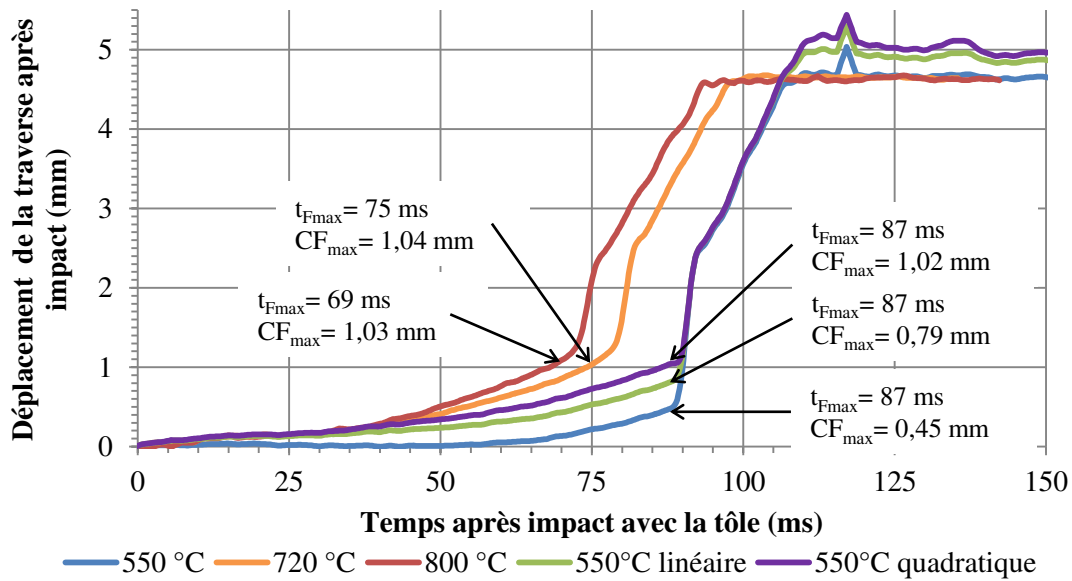


Figure 3.16 – Déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour les trois cas d'étude et les corrections à 550 °C (jeu : 150 μm). Bleu : 550 °C. Orange : 720 °C. Rouge : 800 °C. Vert : 550 °C correction linéaire. Violet : 550 °C correction quadratique

La figure 3.17 présente l'effet de l'action corrective sur l'évolution de l'effort en fonction du déplacement de la traverse pour les trois cas d'étude et les corrections appliquées à 550 °C.

Avec une correction linéaire, le démarrage de la courbe pivote dans le plan et rejoint les courbes à plus forte température. L'augmentation de l'effort reste cependant plus marquée juste après leur séparation et le déplacement pour le maximum d'effort reste inférieur à celui mesuré pour les hautes températures. Avec une correction quadratique, l'effort au démarrage de l'évolution est rattrapé, l'augmentation après la séparation est cohérente et le déplacement pour le maximum d'effort reste cohérent avec les cas à plus forte température (figure 3.17).

Finalement, pour décrire le déplacement de la traverse pour une température de tôle de 550 °C, la correction quadratique du déplacement est adoptée. Cette correction n'est appliquée que pour cette température car le phénomène de flexion de la traverse n'a été observé que pour ce cas. Pour les autres températures de tôle, la mesure expérimentale du déplacement sera utilisée pour que la condition limite de déplacement de la traverse corresponde au plus près de la réalité. Dans ces cas, l'effet de la flexion de la traverse est négligé.

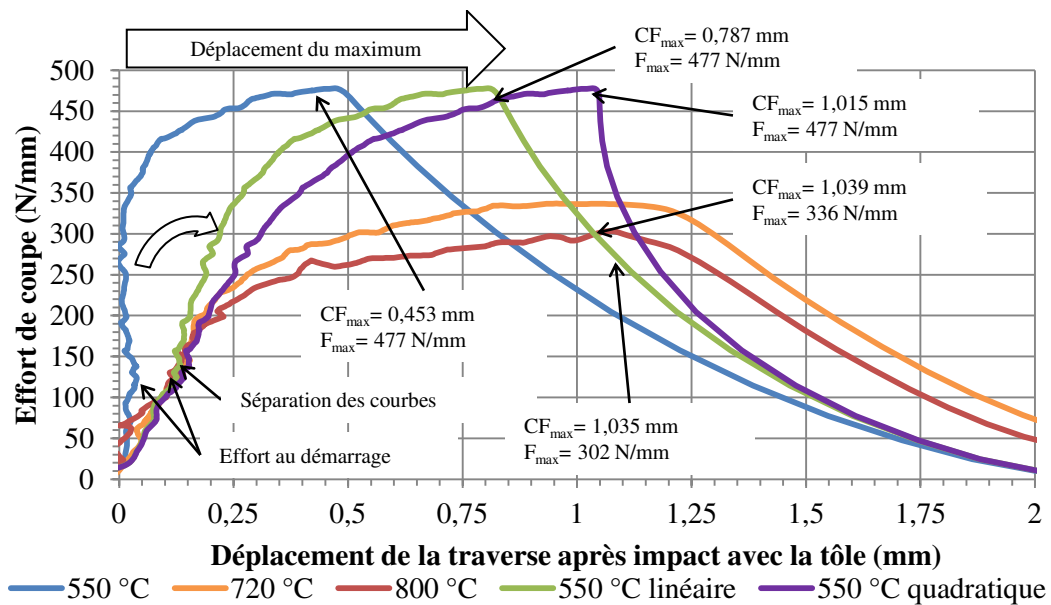


Figure 3.17 – Effort de coupe en fonction du déplacement de la traverse après impact avec la tôle pour les trois cas d'étude et les corrections à 550 °C (jeu : 150 μm). Bleu : 550 °C. Orange : 720 °C. Rouge : 800 °C. Vert : 550 °C correction linéaire. Violet : 550 °C correction quadratique

3.1.5.4.3 Trempe de la tôle par conduction avec les outils

La trempe de la tôle est assurée par les lames et les serre-flans (plan en annexe C.1). Si leur température de surface devient trop élevée avec le nombre de cycles croissant (figure 3.11), la trempe de la tôle pourrait être compromise. Les serre-flans sont refroidis par l'air environnant et non pas par un canal de refroidissement les traversant (plan en annexe C.1). Les lames supérieures sont refroidies indirectement par les canaux de refroidissement positionnés dans la cassette supérieure (plan en annexe C.1). Seule la lame inférieure est traversée directement par un canal de refroidissement (plan en annexe C.1).

3.1.5.5 Limites engendrées par le groupe hydraulique

Le groupe hydraulique fonctionne à puissance constante ce qui pose des limites en termes d'effort et de vitesse de sortie de la tige du vérin disponibles. Pour montrer cet effet, deux essais à vide (sans découpage de tôle) ont été effectués pour un débit d'huile de 14 L min⁻¹ et 22 L min⁻¹. La figure 3.18 présente l'évolution de la position de la traverse et de l'effort à vide (sans découpage de tôle) en fonction du temps après impact avec les butées mécaniques pour les deux réglages du débit d'huile du groupe hydraulique. Le débit a une valeur discrète à cause de son réglage par activation des pompes via des interrupteurs de commande. En conséquence, la vitesse de descente a aussi une valeur discrète car elle est proportionnelle à la section du piston du vérin et au débit. Pour un débit de 22 L min⁻¹, la vitesse de descente avant impact est de 86 mm s⁻¹ contre 62 mm s⁻¹ pour un débit de 14 L min⁻¹. Si le débit est important (22 L min⁻¹) la pression d'huile disponible est considérablement réduite ce qui génère un effort après

impact moindre (36 kN contre 92 kN pour un débit de 14 L min⁻¹). Le débit choisi est donc de 14 L min⁻¹ pour avoir une vitesse de descente élevée et un effort disponible le plus important possible. Ce choix implique de ne pas tester l'effet de la vitesse de descente de l'outil supérieur sur la dégradation des lames lors des essais en cadence.

De plus, le pilotage ne permet d'avoir qu'une course linéaire de vérin avant impact avec la tôle dans le temps (figure 3.18). C'est à dire qu'il n'est pas possible de simuler une descente d'outil sinusoïdale comme il peut y avoir sur des presses mécaniques à excentriques (descente rencontrée sur des presses industrielles).

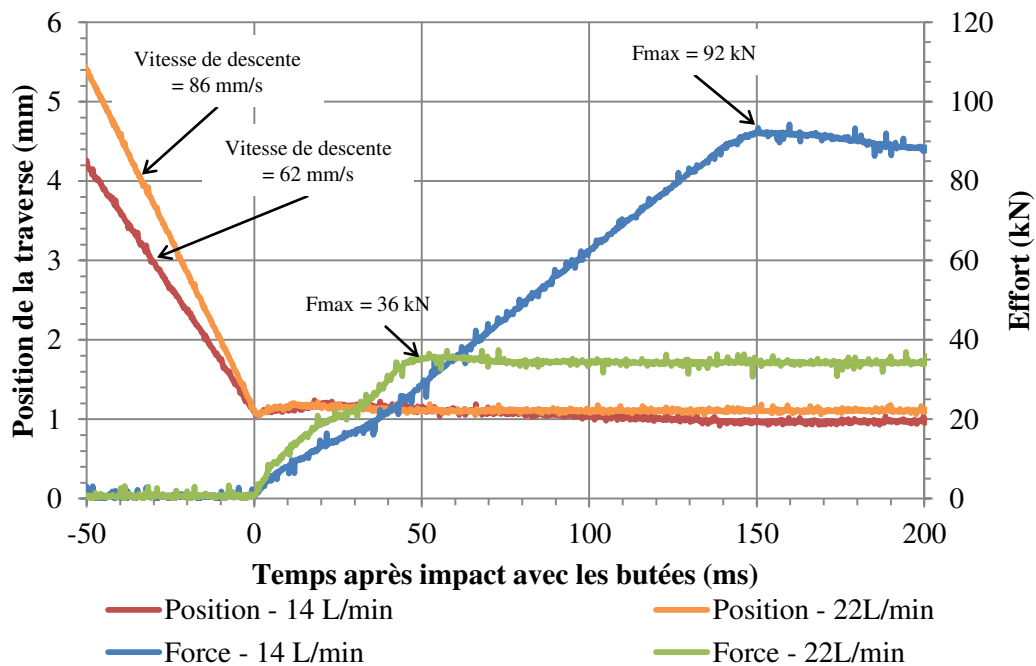


Figure 3.18 – Effet du débit sur l'évolution de la position de la traverse et sur l'effort disponible à vide en fonction du temps après impact avec les butées mécaniques

3.2 Moyens d'observation des dégradations pour l'identification de leurs mécanismes

Après avoir effectué des essais en cadence sur le moyen d'essais, les lames dégradées sont observées par microscopie électronique à balayage pour constater les dégradations. Cette analyse est complétée par la mesure de la dureté du matériau dans l'arête de coupe.

3.2.1 Observations des dégradations par microscopie électronique à balayage

La revue bibliographique présente des observations microstructurales des arêtes de coupe des outils de découpage (poinçons et lames) [Luo1997 ; Picas2012 ; Torres+2013] réalisées grâce à l'utilisation d'un microscope électronique à balayage. Dans cette thèse, pour observer les dégradations des lames de découpage à chaud et identifier leurs mécanismes,

un microscope électronique à balayage *FEI Nova Nano SEM 450* permettant d'observer des objets d'une taille de 1 nm est utilisé. Selon le type de détecteur utilisé, il est possible d'observer :

- des morphologies de surface (détecteur d'électrons secondaires). Les parties les plus sombres correspondent à des vallées et les parties plus claires à des pics. La figure 2.22.A est un exemple d'image en contraste topographique.
- des contrastes de phases (détecteur d'électrons rétrodiffusés). Les éléments les plus lourds apparaissent plus clairs sur l'image et les éléments les plus légers sont plus sombres. Par exemple, le fer apparaît toujours plus clair que l'aluminium. La figure 2.22.B est un exemple d'image en contraste de phases.

Afin d'identifier les mécanismes de dégradation deux types d'observations, présentées en figure 3.19 sont menées :

- des observations des faces d'attaque et de dépouille à chaque interruption des essais en cadence (fin d'une séquence de 250 cycles) afin de suivre leur évolution au cours de la dégradation (figures 3.19.A et 3.19.C). La préparation de l'échantillon consiste à repérer le lieu de l'observation par la réalisation d'une empreinte de macrodureté. La lame à état de livraison (état initial) est préalablement observée à titre de comparaison avec les états dégradés aux interruptions de cycles. Chaque face est observée dans une direction perpendiculaire à la face en laissant l'arête de coupe vers le haut de l'image.
- des observations en coupe de l'arête en fin d'essais pour identifier les mécanismes en sous-surface (figure 3.19.B et 3.19.C). La préparation métallographique de l'échantillon est détaillée en annexe G.

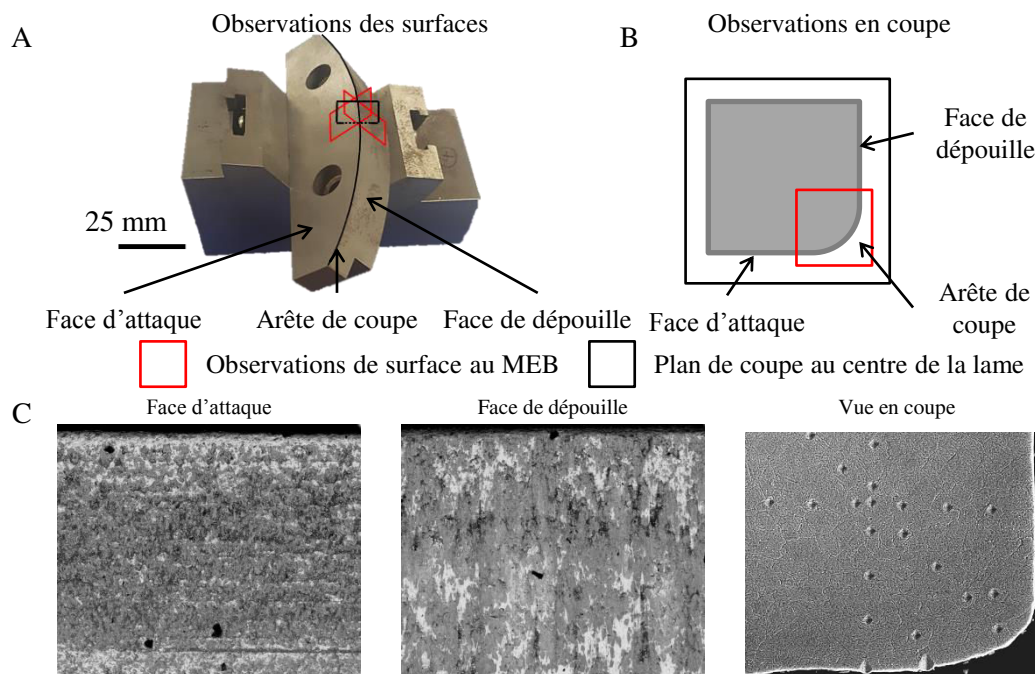


Figure 3.19 – Schéma des observations des lames au microscope électronique à balayage menées dans cette thèse. (A) Position des vues. (B) Position sur la vue en coupe. (C) Exemple d'images obtenues (X70CrMoV5-2, jeu 150 μ m, température de tôle de 900 °C, 1500 cycles)

3.2.2 Mesures de microduretés dans l'arête de coupe

A la fin des essais, l'échantillon prélevé par micro-tronçonnage est poli "miroir". Avant l'attaque chimique, des mesures de microdureté sont réalisées dans la zone proche de l'arête de coupe pour obtenir une cartographie des zones affectées par la dégradation. En fonction des valeurs de dureté obtenues, il est possible d'émettre l'hypothèse d'un écrouissage ou d'un adoucissement dans la zone indentée.

Les indentations sont réalisées avec un microduromètre *Buehler Micromet 2001* équipé d'un indenteur Vickers sous 10 g de charge normale et les mesures des moyennes des diagonales des empreintes (d'environ 5 μm) sont réalisées au microscope électronique à balayage. Compte-tenu de la faible charge appliquée les valeurs de dureté sont relatives les unes par rapport aux autres. Par exemple, pour la nuance X70CrMoV5-2 leurs valeurs absolues, sont comprises entre 800 $\text{HV}_{0.01}$ et 900 $\text{HV}_{0.01}$ et ne reflètent pas celle du matériau sous forte charge (300 g) au coeur de l'échantillon de 750 $\text{HV}_{0.3}$.

Il a été envisagé l'utilisation d'un système de nanoindentation *CSM instruments* équipé d'un indenteur Berkovitch de l'*ICA-ISAIE* mais sa disponibilité ne permettait pas une utilisation répétée pour chaque lame de cette thèse (une seule lame étudiée, présentée au chapitre 5).

3.3 Moyens d'estimation de la cinétique d'usure des arêtes de coupe

Pour avoir une description la plus exhaustive possible de la dégradation, l'identification des mécanismes doit être complétée par l'analyse de la cinétique d'usure. Cette analyse passe par le choix d'indicateurs expérimentaux reflétant la cinétique d'usure et la mise en oeuvre des moyens permettant la mesure de ces indicateurs.

3.3.1 Indicateurs expérimentaux de la cinétique de dégradation de l'arête de coupe

La revue bibliographique a fait état de cinq indicateurs expérimentaux de l'état d'usure de la lame (chapitre 2, section 2.7). Trois de ces indicateurs expérimentaux vont être exploités pour classer l'influence des paramètres du procédé sur la dégradation de l'arête de coupe :

- la distance du sommet de l'arête de coupe qui se base sur la mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie. Cette analyse s'inspire de celle de la profondeur d'usure pour une lame orientée à 45° proposée par Nothhaft [Nothhaft2014] (chapitre 2 en section 2.7).
- le suivi de la hauteur de bavure produite sur la tôle qui est un indicateur de la qualité de la découpe. De ce fait, le suivi de cet indicateur est classique dans le domaine du découpage [Maillard2009].
- le suivi de l'effort maximal de coupe [Maillard2009]. C'est un indicateur assez intuitif et facile à estimer à chaque cycle.

Le suivi de l'effort maximal de coupe ne sera pas discuté ici car il a déjà été présenté au paragraphe 3.1.5.1.1 et en sous section 3.1.4.3. De plus, l'exploitation de la pénétration à rupture et des énergies mises en jeu lors du découpage [Maillard1991 ; Hambli2001a]

ne sera pas menée car le déplacement de la traverse est dépendant de la rigidité de la machine. Ce dernier point a été discuté au chapitre en sous section 3.1.5.4.2.

3.3.2 Moyen de mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie

La première approche consiste à mesurer le profil de l'arête de coupe qui est une image directe de l'état géométrique de la lame. La proposition d'un indicateur géométrique simple mais représentatif de l'évolution du profil est nécessaire pour comparer l'influence des paramètres de l'opération sur l'usure de la lame. La mesure du profil par un moyen non destructif ou invasif, comme la topomicrographie, permet de réutiliser la lame après la mesure et donc de faire un suivi de l'avancée de sa dégradation pourvu que la lame soit remise dans les mêmes conditions d'essais.

3.3.2.1 Présentation de l'équipement de topomicrographie

Le système de topomicrographie *Alicona Infinite Focus SL* présenté en figure 3.20 permet une mesure optique (sans contact donc non invasive) des géométries fines d'une pièce telles que les aspérités pour estimer la rugosité et la texturation de surface. Dans le cadre du découpage, il est utilisé pour mesurer les profils des arêtes de coupe [Makich2011].

L'équipement est constitué d'un bâti sur lequel est monté une tête optique dont la hauteur est réglable (réglage grossier, figure 3.20). Cette tête optique contient un capteur CCD permettant de construire une image, un système mécanique de défocalisation, des diodes électroluminescentes d'éclairage et une lentille grossissant la surface observée (figure 3.20). Le porte échantillon est monté sur une platine XY qui peut déplacer l'échantillon sous l'objectif pour faire des assemblages d'images et étendre la surface mesurée. La taille de l'image est déterminée par le choix de la lentille, plus le grossissement est élevé plus la précision sur l'altitude est grande et la taille de l'image petite (tableau 3.2).

Le principe de mesure du profil est proche de celui des microscopes numériques. Il repose sur la construction d'une image en 3D de la surface en utilisant le principe de la variation focale illustré en figure 3.21. La focalisation est faite sur une vallée de l'échantillon, l'image est nette en fond de vallée et floue sur les pics. Puis, l'image est *défocalisée* en réhaussant la lentille d'un incrément correspondant à la résolution verticale de l'appareil grâce au système de défocalisation. La vallée devient floue et les bords du pic commencent à être nets. L'opération est répétée jusqu'à atteindre le sommet du pic. La reconstruction 3D permet de déterminer à quelle hauteur les pixels nets sur l'image sont apparus. Sur chaque pixel une analyse de la variance du contraste des couleurs est faite à partir des différentes images prises, chacune d'elle correspondant à une hauteur déterminée. Ainsi pour chaque pixel de l'image (donc chaque position dans le plan), il est possible de déterminer la hauteur de l'image nette donc l'altitude de la position de la surface.

Table 3.2 – Performance de l'équipement de topomicrographie pour trois grossissements (données extraites du site du constructeur [Alicona Imaging GmbH])

| Specification | Valeur | | |
|--------------------------------|-------------------------------|-------|--------|
| Volume utile (X x Y x Z) | 50 × 50 × 155 mm ³ | | |
| Grossissement | 10 x | 20 x | 50 x |
| Plage latérale de mesure (X,Y) | 2 mm | 1 mm | 0,4 mm |
| Résolution verticale | 100 nm | 50 nm | 20 nm |
| Rayon min mesurable | 5 µm | 3 µm | 2 µm |

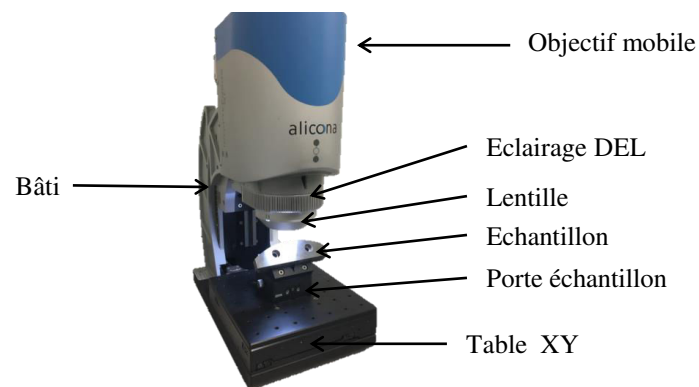


Figure 3.20 – Equipement permettant de réaliser des topomicrographies des arêtes de coupe : *Alicona Infinite Focus SL*

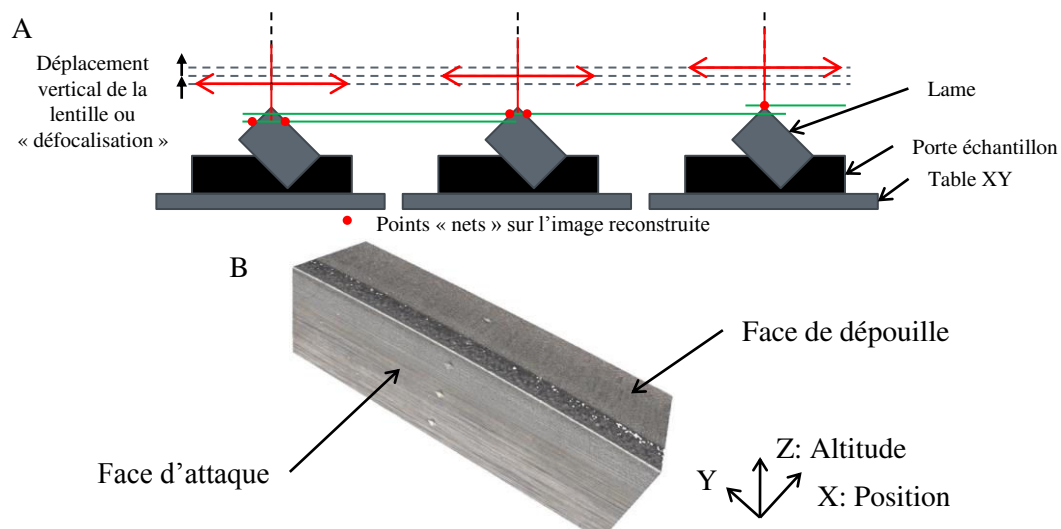


Figure 3.21 – Principe de la mesure de la topographie par variation de la focale. (A) Schéma du principe. (B) Exemple de mesure en 3D (image numérique reconstruite) obtenue pour une lame en X70CrMoV5-2 après de 250 cycles pour une température initiale de tôle de 900 °C et un jeu de 150 µm

3.3.2.2 Méthode d'estimation de l'évolution du profil moyen de l'arête de coupe

3.3.2.2.1 Estimation du profil d'arête de coupe moyen

Le système de topomicrographie fournit un fichier texte de points décrivant les coordonnées de la surface dans les trois directions de l'espace dans un repère cartésien. Les hauteurs ainsi estimées sont post-traitées pour évaluer les profils d'arête de coupe. La figure 3.22 présente la manière dont les mesures des profils de l'arête de coupe sont établies. Dans ces travaux, la lentille utilisée a un grossissement 10x permettant de sonder une zone de $9 \times 4 \text{ mm}^2$. L'échantillon est placé sur un porte échantillon l'orientant à 45° par rapport au plan horizontal. Cette orientation de la lame est en tout point similaire à celle proposée par Nothhaft [Nothhaft2014] pour la mesure du profil de coupe avec un rugosimètre tactile. Pour chaque coordonnée en Y, en balayant les coordonnées suivant X, un ensemble de valeurs de l'altitude Z est fourni. A partir de cet ensemble de profils sur Y, une altitude moyenne Z est calculée pour chaque position X. Un profil moyen d'une lame neuve peut être comparé à celui d'un outil utilisé après un recalage par rapport à une origine commune pré-établie par une zone dont la topographie est remarquable (dans ces travaux l'empreinte de macrodureté).

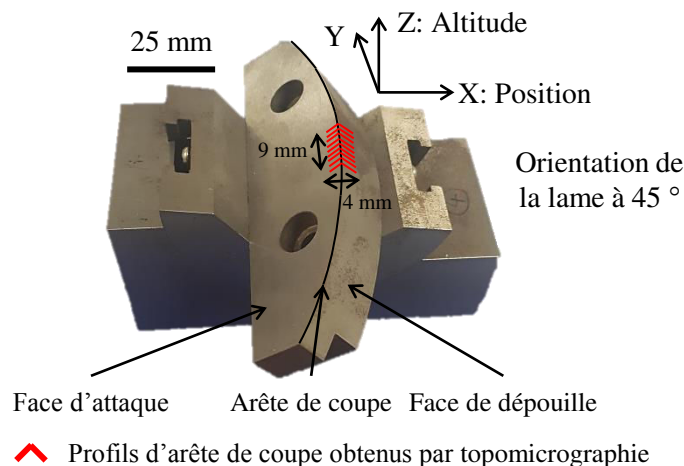


Figure 3.22 – Schéma de présentation de la mesure des profils de l'arête de coupe réalisée sur chaque lame d'essai

La figure 3.23 est un exemple des évolutions des profils moyens de l'arête de coupe obtenus par topomicrographie en fonction du nombre de cycles pour le cas à 550°C et un jeu de $150 \mu\text{m}$. Initialement, l'arête de coupe semble arrondie alors que la micrographie présentée en figure 5.2 au chapitre 5 montrera une arête vive. La mesure génère donc une atténuation qui est très certainement liée au fait que lorsque l'outil est neuf, l'intensité lumineuse se concentrant sur l'arête vive génère un "flou" qui se traduit par une mesure de forme courbe. Avec la succession des découpes, il est constaté que la forme de la face d'attaque se déporte vers la face de dépouille. L'arête de coupe peut aussi dépasser la position de la face de dépouille initiale, ce cas est net à 250 cycles sur la figure 3.23. Ce décalage sera symptomatique de la formation d'un bourrelet de déformation plastique et sera expliqué au chapitre 5. De plus, l'altitude du sommet de l'arête de coupe (point du profil ayant l'altitude maximale pour une lame orientée à 45° , figures 3.23 et 3.24) tend à s'affaïssir avec les découpes passant de $1000 \mu\text{m}$ à l'état initial à $975 \mu\text{m}$ à 1000 cycles

(figure 3.23). Le profil de l'arête de coupe se déplace donc avec l'augmentation du nombre de cycles. La forme de l'arête résultante est une géométrie complexe assez éloignée de celles détaillées dans la littérature par un rayon [Hambli2001a] ou un chanfrein [Nothhaft2014].

La question qui se pose est : quel critère faut-il choisir pour rendre compte de ce déplacement géométrique d'une manière systématique pour pouvoir classer l'influence des paramètres du procédé (température initiale de tôle, jeu, nuance du matériau de lame) sur l'endommagement des arêtes de coupe ?

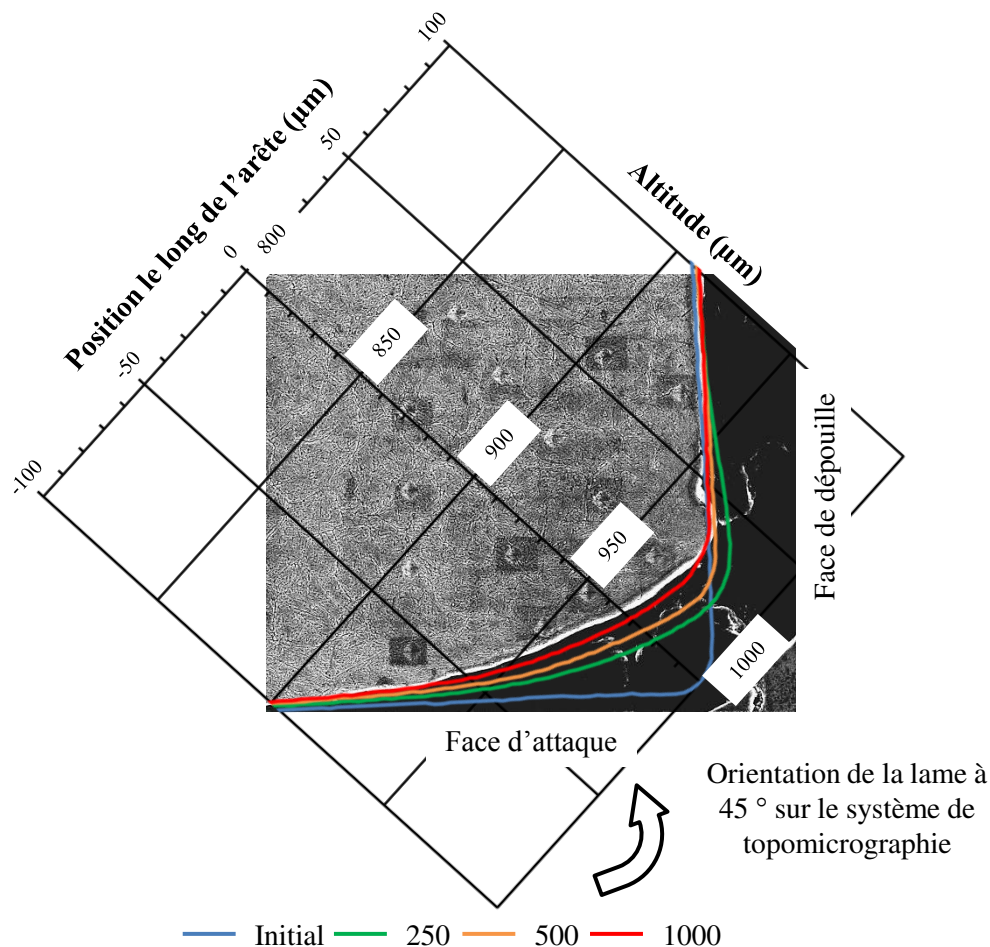


Figure 3.23 – Exemple d'évolutions des profils moyens de l'arête en fonction du nombre de cycles pour une température initiale de tôle visée de 550 °C, un jeu de 150 µm et la nuance d'outil en X70CrMoV5-2

3.3.2.2.2 Définition du déplacement du sommet de l'arête de coupe

Pour apporter une réponse, cette thèse propose d'estimer la distance qui sépare les sommets des profils moyens entre l'état initial et l'état usé à l'arrêt de cycle considéré avec une lame orientée à 45°, c'est la définition du déplacement du sommet de l'arête de coupe. La figure 3.24 est un schéma de définition du déplacement du sommet d'un profil d'arête de coupe positionné à 45° (positionné comme sur l'appareil de mesure et dans les travaux de Nothhaft [Nothhaft2014]). La distance entre les positions des sommets d'arête de coupe définit un vecteur dit de *déplacement du sommet d'arête*

dont la norme appelée *déplacement total* évolue avec le nombre de cycles ce qui permet une comparaison directe entre les différentes configurations. L'évolution peut ainsi être extrapolée pour évaluer l'état d'usure de la lame à un fort nombre de cycles et permettre d'anticiper industriellement sa fin de vie. Dans la base établie par l'orientation de la lame à 45° , les composantes du vecteur de déplacement du sommet d'arête définissent :

- un *déplacement normal* qui correspond à l'affaissement de la matière commune de la face d'attaque et de dépouille (dans la direction de l'altitude lorsque la lame est orientée à 45° , figure 3.24).
- un *déplacement tangentiel* qui est un indicateur de la déformation de l'outil et du ratio d'usure entre la face de dépouille et la face d'attaque (dans la direction de la position de l'arête lorsque la lame est orientée à 45° , figure 3.24).

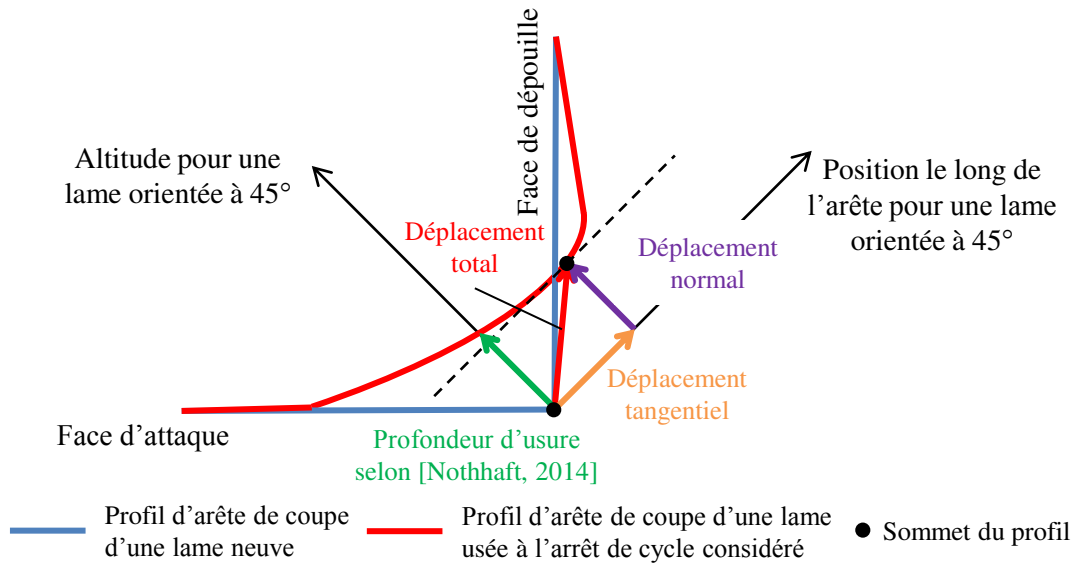


Figure 3.24 – Schéma de comparaison du profil d'arête de coupe d'une lame neuve avec celui d'une lame usée et définition du déplacement du sommet de l'arête lié à l'usure

Ce critère de déplacement du sommet de l'arête de coupe est une solution de comparaison simple car elle exclue la notion de géométrie d'arête et donc n'impose pas le choix de la forme de l'arête (rayon, chanfrein ou courbe paramétrée) à modéliser représentative d'un niveau d'usure. Ce choix se base sur la réflexion menée par Nothhaft [Nothhaft2014] qui propose d'estimer la distance entre le sommet de l'arête de coupe à l'état initial et le profil moyen à l'arrêt de cycle considéré dans la direction de l'altitude lorsque la lame est orientée à 45° (appelée *profondeur d'usure*, figure 3.24). Le critère proposé dans cette thèse est donc une amélioration de celui proposé par Nothhaft [Nothhaft2014] parce qu'il estime un déplacement tangentiel représentatif d'une possible déformation plastique ainsi qu'un déplacement normal représentatif d'une perte de matière.

3.3.3 Estimation de la hauteur de bavure d'une tôle découpée

La seconde approche de la cinétique d'usure correspond à l'analyse d'une caractéristique géométrique de la pièce produite (la bavure) dont l'évolution serait représentative de l'usure de la lame. En vue d'une optimisation du procédé, il faut choisir les meilleurs

paramètres pour limiter l'usure des lames et produire des pièces répondant au cahier des charges du constructeur automobile. La qualité de la pièce produite est principalement caractérisée par la proportion de la hauteur de bavure sur l'épaisseur de la tôle.

La littérature du découpage à froid montre que cette bavure augmente avec le nombre de pièces produites et donc avec l'usure de l'outil [Hambli2001a]. Néanmoins, c'est un indicateur d'usure qui est une résultante des paramètres du procédé et de l'état d'usure des lames [Maillard2009]. Il est donc assez éloigné de la géométrie de l'outil. Définir une proportion plutôt qu'une valeur absolue permet de comparer les hauteurs de bavure pour des épaisseurs de tôles différentes. L'étude de la bavure et son évolution avec le nombre de cycles subis par les lames est donc intéressante d'un point de vue industriel.

Cette thèse n'a pas vocation à quantifier d'une manière exhaustive la qualité des tôles après le découpage en fonction des paramètres du procédé (description de toutes les hauteurs caractéristiques et microstructures des tôles) car les résultats de Nothhaft [Nothhaft2014] présentés en figure 2.41 au chapitre 2 n'ont pas montré d'évolution significative des hauteurs de bombé, des hauteurs cisailées et arrachées. En revanche, les hauteurs de bavure augmentent avec le nombre de cycles [Nothhaft2014]. Il faudra donc donner des informations sur la hauteur de bavure pour compléter l'analyse de la cinétique d'usure des lames.

Dans un premier temps, la démarche consiste à déterminer une proportion de la hauteur de bavure acceptable par l'industrie. La procédure d'analyse du bord découpé est détaillée au paragraphe 3.3.3.1. L'analyse du bord découpé d'un tronçon de pied milieu automobile en 22MnB5 pré-allié Al-Si de 1,75 mm d'épaisseur mis en forme sur une presse industrielle par le partenaire *SMP* est présentée au paragraphe 3.3.3.2. A travers cet exemple de traitement, une référence industrielle est donc établie.

Dans un second temps, l'influence des paramètres du procédé sur l'évolution de la bavure en fonction du nombre de cycles subis par les lames est étudiée (chapitre 5 section 5.3.2) à partir des prélèvements de tôles issus des essais en cadence. Ces mesures seront positionnées par rapport à la référence industrielle.

3.3.3.1 Procédure d'analyse des hauteurs de bavure

La procédure d'analyse consiste à prélever par tronçonnage une partie de la tôle (sur le squelette), à l'enrober, à pré-polir l'échantillon et à mesurer au microscope numérique la bavure. Il faut rappeler que les mesures faites sur des coupes locales sont supposées être représentatives du phénomène observé sur toute la longueur du bord découpé (hypothèse d'homogénéité de la bavure le long du bord).

C'est une approche différente de celle de So [So2015] qui fait des relevés de profils par rugosimétrie tactile. Cette mesure est dépendante de la géométrie du palpeur ce qui affecte la résolution de la mesure et donc sa précision. Une approche globale consisterait à réaliser une topographie de la tôle découpée sur la face de la bavure par rugosimétrie confocale ou topomicrographie. A partir de cette mesure, il serait possible de définir une différence d'altitude moyenne le long du profil découpé entre la pointe de la bavure et une partie plane de la tôle hors de la zone affectée par les lames.

3.3.3.2 Exemple d'estimation de la hauteur de bavure sur un pied milieu automobile

La figure 3.25 présente le tronçon de pied milieu obtenu par le procédé industriel d'emboutissage et de découpage à chaud chez *SMP*. L'épaisseur de la tôle en 22MnB5 pré-alliée Al-Si est de 1,75 mm. La température initiale de la tôle pour le découpage avoisine 650 °C pour un jeu de 10 %. La microstructure au coeur de la tôle est martensitique (figure 3.25.C). Le profil du bord découpé (figure 3.25.B) est semblable à ce qu'il peut être observé en découpage à froid [Maillard2009], il présente :

- une zone de bombé d'une hauteur de 570 μm (32 % de l'épaisseur de tôle). Dans la zone de bombé, des fissures perpendiculaires au plan de la tôle sont observées sur la partie supérieure de la tôle dans le revêtement Al-Si (figure 3.25.B). Ces fissures, dont la direction semble indiquer un mode de sollicitation d'ouverture (mode I), sont le signe d'une flexion du matériau dans cette localisation. Ces fissures peuvent être préjudiciables à la tenue en fatigue en service de la pièce découpée [Lara+2013].
- une zone cisaillée lisse d'une hauteur de 550 μm (31 % de l'épaisseur de tôle).
- une zone arrachée d'une hauteur de 630 μm (36 % de l'épaisseur de tôle).
- une bavure d'une hauteur de 55 μm (3,1 % de l'épaisseur de tôle visible en figure 3.25.C). Cette hauteur de bavure constitue la référence industrielle avec laquelle les hauteurs de bavures obtenues sur les tôles découpées lors des essais en cadence peuvent être comparées. La figure 3.25.C montre aussi le fort écoulement plastique dans cette région. Cet écoulement plastique génère des cavités dans la bavure qui sont nuisibles à la tenue en service de la pièce puisqu'elles constituent des amorçages de fissures.

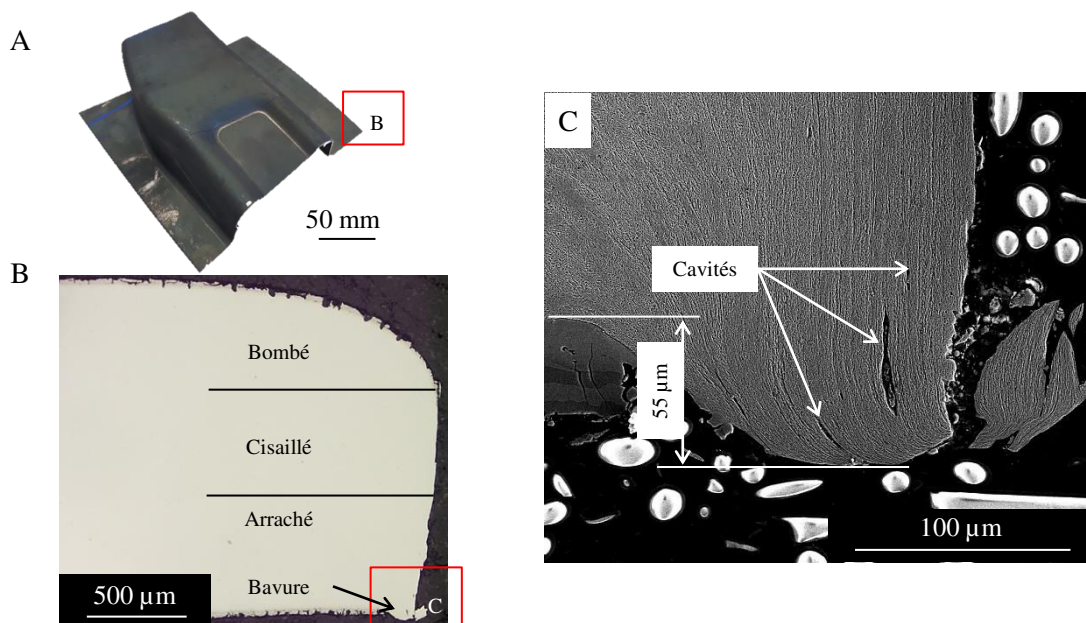


Figure 3.25 – Profil de bord découpé d'une pièce obtenue industriellement. (A) Tronçon de pied milieu et zone de prélèvement (rectangle rouge). (B) Profil de bord de tôle prélevé après enrobage et polissage (microscope numérique grossissement 200 X). (C) Zoom sur la bavure obtenue (MEB en contraste topographique)

3.4 Conclusions de la présentation des moyens d'analyse de l'usure des lames de découpage à chaud

La compréhension des mécanismes de dégradation des lames de cisailage à chaud nécessite l'utilisation d'un moyen d'essais spécifique à ce procédé et au minimum des moyens d'analyses décrits dans ce chapitre.

Le moyen d'essais de découpage à chaud a été développé et intègre toutes les fonctionnalités de chauffe de la tôle, de transfert, de découpage et de trempe attendues par l'industrie pour cette opération. Une description exhaustive du module de découpage et des capteurs le composant a été établie. Cet équipement semi-industriel fait le lien entre des équipements de recherche et des presses industrielles. Sa modularité offre la possibilité d'étudier l'effet de la température de la tôle, du jeu de découpe et du matériau de lames dans des cadences attendues par l'industrie (près de 3 pièces/min [Karbasian+2010]) avec un suivi en continu de l'effort de coupe, de la température de tôle et du déplacement des lames.

Des exemples de résultats de mesures d'effort de coupe et de température de tôle ont été interprétés au regard du fonctionnement du moyen d'essais au cours du temps. Cette description d'un cycle de découpage tant d'un point de vue des phénomènes mécaniques que thermiques dans la tôle constitue une avancée par rapport à ce que propose la littérature sur le découpage à chaud [So2015].

Néanmoins, la modularité du moyen d'essais de découpage à chaud le rend complexe à mettre en oeuvre et traduit la complexité de l'opération industrielle. Les limites de cet équipement expérimental ont été identifiées et permettent de donner un cadre aux essais en cadence présentés au chapitre 5 :

- l'asservissement du module de chauffe permet d'atteindre une cadence de près de 3 pièces/min. Une amélioration de l'asservissement permettrait de réduire les temps de montée en température et de palier permettant de diminuer le temps de cycle.
- l'asservissement du transfert de la tôle du poste de chauffe vers le poste de découpage rend difficile la maîtrise de la température initiale de la tôle (50 °C soit 10 % de la température nominale minimale d'étude).
- l'enroulement de la bobine de tôle en aval limite les séquences de découpage à 250 cycles.
- le débit du groupe hydraulique limite la vitesse de descente de l'outil supérieur à 62 mm s^{-1} . L'influence de la vitesse de descente de l'outil supérieur ne sera donc pas étudiée. La capacité d'effort est limitée à 100 kN de par le diamètre intérieur du vérin et de sa pression admissible.
- un phénomène parasite de flexion vibratoire de la traverse portant les outillages, identifié pour un essai avec une température de tôle de 550 °C, ne permet pas de relier directement le déplacement de la traverse à un niveau de pénétration de la lame dans la tôle. De plus, il ne permet pas de prendre en compte directement ce déplacement comme une condition limite pour la simulation numérique de l'opération. A cet effet, deux propositions d'actions de corrections du déplacement

ont été proposées pour contourner le problème. Une correction quadratique du déplacement par l'effort de coupe est retenue.

L'analyse des dégradations des arêtes de coupe reposera sur des observations des surfaces par microscopie électronique à balayage et des mesures de dureté présentées au chapitre 5. Ce sont des moyens classiques d'identification des dégradations. L'originalité de ce travail réside dans les observations en coupe après essais de découpage à chaud des arêtes de coupe.

L'analyse de la cinétique de dégradation des arêtes de coupe en fonction des paramètres de l'opération reposera sur la mesure :

- du profil de l'arête de coupe,
- de la hauteur de bavure formée lors du découpage de la tôle,
- de l'effort de coupe maximal.

L'analyse du profil de l'arête de coupe par topomicrographie permet d'établir un indicateur : le déplacement du sommet de l'arête de coupe. Avant tout résultat, il est possible d'affirmer que cet indicateur d'usure constitue une amélioration de celui proposé par Nothhaft [Nothhaft2014] parce qu'il traduit un effet de perte dimensionnelle (déplacement normal) et de déplacement de la matière (déplacement tangentiel). L'analyse des hauteurs de bavure nécessite une préparation métallographique et une mesure au microscope numérique. L'analyse de l'effort maximal de coupe repose sur le traitement de sa mesure expérimentale (détection du cycle de découpage, atténuation du bruit et détection du maximum d'effort).

Dans le prochain chapitre, des essais unitaires seront présentés afin de valider le fonctionnement du moyen d'essais de découpage à chaud par rapport à la qualité microstructurale de la pièce formée et de mieux comprendre l'influence de la température de la tôle sur l'évolution de l'effort de coupe. Un modèle thermo-mécanique éléments finis du découpage à chaud sera proposé pour établir l'influence des paramètres de l'opération quant aux contraintes et aux températures dans les lames. La validation de ce modèle repose sur la comparaison des efforts de coupe mesurés et calculés par la simulation.

Essais de cisailage unitaire et simulations numériques associées

| | | |
|-------|---|-----|
| 4.1 | Démarche expérimentale pour les essais de cisailages unitaires | 115 |
| 4.1.1 | Définition des essais unitaires | 115 |
| 4.1.2 | Influence de la température initiale sur l'effort maximal de coupe | 116 |
| 4.1.3 | Analyse des microstructures de tôle | 116 |
| 4.1.4 | Comparaison de l'évolution de l'effort maximum avec la littérature | 118 |
| 4.1.5 | Influence de la température initiale de la tôle sur l'évolution de l'effort et du déplacement au cours du temps | 121 |
| 4.2 | Simulation des essais unitaires de cisailage à chaud | 124 |
| 4.2.1 | Introduction au modèle éléments-finis de l'opération | 124 |
| 4.2.2 | Définition des domaines, conditions aux limites mécaniques et conditions initiales thermiques | 124 |
| 4.2.3 | Maillages des domaines | 129 |
| 4.2.4 | Description des comportements thermiques et mécaniques des domaines et des interfaces | 130 |
| 4.2.5 | Schéma de résolution explicite | 132 |
| 4.2.6 | Résumé des paramètres nécessaires à la simulation de l'opération de cisailage à chaud | 132 |
| 4.3 | Validation de la simulation éléments finis | 134 |
| 4.3.1 | Evolutions de l'effort de coupe | 136 |
| 4.3.2 | Evolution de la pression de contact | 138 |
| 4.3.3 | Evolutions des températures et des contraintes dans l'arête de coupe au cours du temps | 140 |
| 4.3.4 | Evolutions des vitesses de déformation | 145 |
| 4.3.5 | Discussion sur la validation du modèle | 146 |
| 4.4 | Etude numérique de l'influence des paramètres de l'opération | 148 |
| 4.4.1 | Configurations utilisées dans les simulations | 148 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 4.4.2 | Evolutions de l'effort maximal de coupe | 148 |
| 4.4.3 | Evolutions de la température maximale de surface de la lame supérieure | 151 |
| 4.4.4 | Evolutions de la contrainte maximale dans l'arête | 153 |
| 4.5 | Conclusions sur les essais unitaires et les simulations numériques associées | 155 |
| 4.5.1 | Mise en oeuvre du moyen d'essais | 155 |
| 4.5.2 | Modélisation E.F de l'opération de découpage à chaud | 156 |
| 4.5.3 | Influence des paramètres de l'opération sur l'effort de coupe, les contraintes et les températures générées dans l'arête de coupe | 157 |

L'objet de ce chapitre est de présenter des résultats d'essais unitaires permettant de valider le fonctionnement du pilote, de les positionner par rapport à un équipement de la littérature [So2015], d'établir les évolutions expérimentales des efforts de coupe et des déplacements de la traverse en fonction de la température initiale de la tôle. En outre, des simulations numériques de l'opération du découpage à chaud permettent d'accéder à des valeurs locales de contraintes et de températures dans les lames ce que ne permet pas les mesures expérimentales. A ce titre, un modèle éléments finis de l'opération est présenté et validé par la comparaison des efforts numériques et expérimentaux. Sur la base de cette simulation, l'effet des paramètres de l'opération (température initiale de tôle, jeu et rayon d'arête de coupe) sur l'effort de coupe, les contraintes et les températures dans les lames est établi.

4.1 Démarche expérimentale pour les essais de cisailages unitaires

Les essais de cisailages unitaires sont réalisés afin de tester les performances du pilote expérimental et prendre connaissance des évolutions d'efforts de coupe en fonction de la température initiale de la tôle (et donc de sa résistance mécanique). Après essais, l'analyse de la qualité microstructurale des pièces formées permet de valider le cycle thermique subi par la tôle. Les efforts mesurés sont comparés avec ceux obtenus dans la littérature pour des opérations similaires [So2015] pour compléter la base de données. Les écarts à la littérature qui seront constatés seront discutés afin d'indiquer leurs sources probables. Parallèlement, les résultats d'effort et de déplacement de traverse serviront de base de validation aux simulations numériques.

4.1.1 Définition des essais unitaires

L'objectif de ces essais est d'évaluer l'influence de la température initiale de la tôle sur l'effort maximal de coupe et la microstructure de la tôle après découpage.

L'essai est réalisé avec une seule lame supérieure (figure 3.4), il est *asymétrique*. En effet, les simulations numériques des essais ne sont faites que sur une seule lame pour simplifier le problème à traiter. Les essais asymétriques permettent de ne pas prendre en compte dans les simulations l'effet conjoint sur l'effort de la température de la tôle et du déplacement de deux lames en contact. De plus, la capacité de la machine ne permet pas de découper une tôle à 550 °C sur ses deux bords (section 3.1.5.4 au chapitre 3). La lame utilisée est une lame en X70CrMoV5-2 dont le rayon d'arête estimé est proche de 50 µm. L'effet de la température initiale de tôle est exploré pour un réglage du jeu à 150 µm soit 12.5 % de l'épaisseur de tôle (1,2 mm). Ce jeu correspond à un réglage moyen rencontré dans l'industrie [Maillard2009 ; So+2012].

Les tôles en 22MnB5 pré-alliées Al-Si sont portées au-dessus de la température d'austénitisation à 900 °C pendant 10 s puis refroidies, soit à l'air libre, soit en convection forcée (buse d'air comprimé) pour atteindre la température initiale de découpage comprise entre 350 °C et 800 °C. Il s'agit donc de deux modes de refroidissement. De plus, une tôle à l'état de livraison est découpée à froid (à l'état ferrito perlitique) pour constater l'influence de la microstructure et de la température sur l'effort maximal de coupe.

4.1.2 Influence de la température initiale sur l'effort maximal de coupe

La figure 4.1 présente l'évolution de l'effort maximal vertical de coupe divisé par la longueur découpée (105 mm) en fonction des différentes températures initiales de cisailage mesurées par le pyromètre et dépendantes des modes de refroidissement. Plus exactement, l'effort maximal divisé par la longueur de découpe correspond à une *densité linéique d'effort* (N mm^{-1}) et par abus de langage, l'effort de coupe par unité de longueur devient simplement l'effort de coupe dans le reste de la thèse. Cet effort inclut l'effort résiduel lié à la rigidité des serre-flans et du moyen d'essais présenté à la section 3.1.4.3 du chapitre 3.

La tôle livrée à l'état de livraison ferrito perlitique fournit un effort de coupe de 520 N mm^{-1} (point "Livraison" sur la figure 4.1). Les tôles portées à la température d'austénitisation puis refroidies à l'air libre génèrent quant à elles des efforts décroissants avec l'augmentation de la température. En effet, à 800°C , l'effort est de 300 N mm^{-1} (point A) et à 500°C de 600 N mm^{-1} (point C). Les tôles refroidies à l'air libre jusqu'à 350°C génèrent des efforts d'environ 460 N mm^{-1} (point D). En revanche, les tôles refroidies par convection forcée pour des températures similaires engendrent un effort de 780 N mm^{-1} (point E). Donc, le mode de refroidissement et en conséquence la vitesse de refroidissement influe sur la microstructure et donc sur l'effort de coupe.

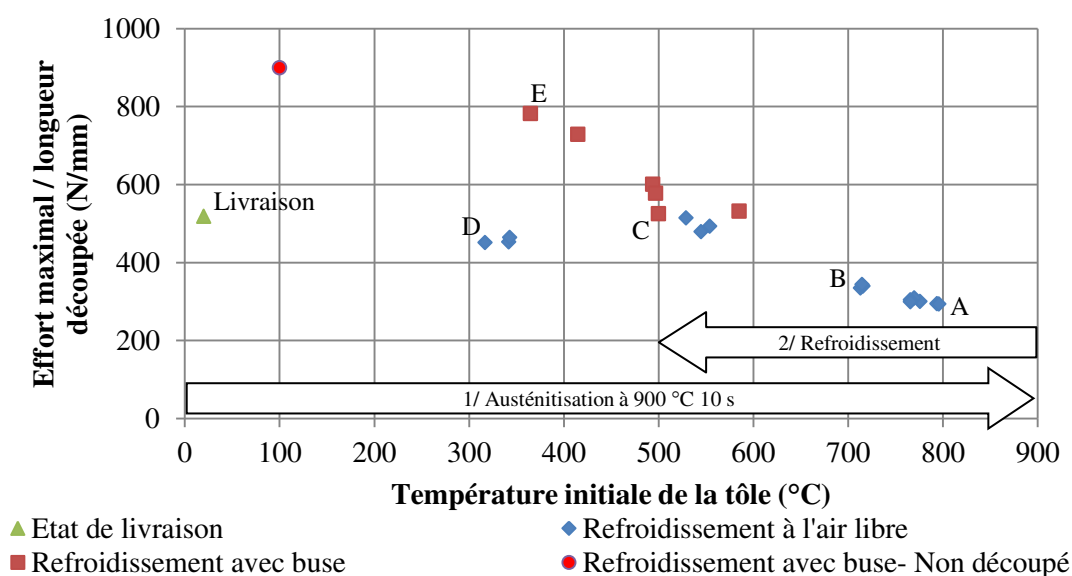


Figure 4.1 – Evolution de la densité linéique maximale en fonction de la température initiale de la tôle pour deux modes de refroidissement à un jeu de $150 \mu\text{m}$

4.1.3 Analyse des microstructures de tôle

Une analyse de la microstructure des chutes des tôles après découpe est présentée à la figure 4.2. Ces analyses sont faites au coeur du squelette au milieu de l'épaisseur de la tôle (figure 3.5 au chapitre 3).

Les microstructures et plus particulièrement les niveaux de dureté, permettent d'indiquer que la découpe implique un état martensitique pour les tôles A, B et C (figures 4.2.A, 4.2.B, 4.2.C). La tôle correspondant au point D était revenue avant découpe à l'état

ferrito-perlitique et est restée dans cet état après découpage (figure 4.2.D). La tôle correspondant au point E, était avant découpe bainitique à cause du refroidissement en convection forcée et est donc restée bainitique après découpe (figure 4.2.E).

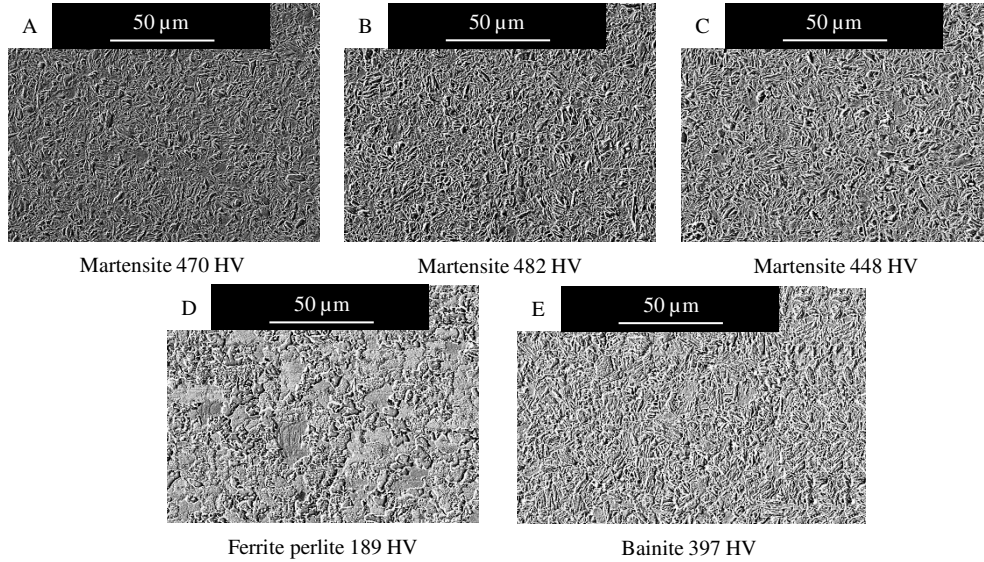


Figure 4.2 – Microstructures des chutes des essais unitaires (observations MEB en contraste chimique grossissement X1000) pour différentes températures initiales de tôle. (A) 800 °C, (B) 720 °C, (C) 500 °C, (D) 350 °C refroidi à l’air libre, (E) 350 °C refroidi par convection forcée

Un modèle de transformation de phase selon le diagramme TRC du 22MnB5 proposé par Åkerström [Åkerström2006] et cité par Eller [Eller+2014], fait le lien entre la dureté mesurée et les proportions des phases en présence. Ce modèle sera utilisé pour déterminer les pourcentages de phases présentes dans les tôles à partir des mesures de dureté Vickers à 300 gf (moyenne sur 30 indentations dans l’épaisseur de la tôle) présentées au tableau 4.1. Des mesures de dureté Vickers à 300 gf (moyenne sur 30 indentations) permettent de confirmer la microstructure observée au regard des résultats de ce modèle.

Selon le modèle d’Åkerström [Åkerström2006], les tôles A, B et C sont composées à plus de 90 % de martensite, la tôle D est ferrito-perlitique à 74 % et baintique à 26 % et la tôle E est un mélange composé à près de 70 % de martensite et 30 % de bainite. Ces résultats confirment les observations microstructurales présentées en figure 4.2.

Table 4.1 – Proportion de phases dans les échantillons découpés lors des essais unitaires (estimation à partir de [Eller+2014])

| Point | Dureté HV 300 gf | Phase observée | Proportion de phase (%) | | |
|-------|---------------------|-----------------|-------------------------|---------|-----------------|
| | | | Martensite | Bainite | Ferrite perlite |
| A | 470 ± 10 | Martensite | 96,50 | 3,50 | 0 |
| B | 482 ± 14 | Martensite | 100 | 0 | 0 |
| C | 448 ± 15 | Martensite | 90 | 9,30 | 0,70 |
| D | 189 ± 11 | Ferrite perlite | 0 | 26 | 74 |
| E | 397 ± 17 | Bainite | 67,50 | 30 | 2,50 |

4.1.4 Comparaison de l'évolution de l'effort maximum avec la littérature

Les résultats d'effort maximum obtenus pour ces essais unitaires sont comparés à ceux obtenus par So [So2015] dans sa thèse sur le poinçonnage à chaud. Pour que les résultats puissent être comparés, il faut définir une grandeur commune : la *densité surfacique d'effort* nécessaire pour cisailer la tôle. En effet, So poinçonne à chaud du 22MnB5 à l'état austénitique d'une épaisseur de 1,75 mm avec un poinçon de 110 mm de diamètre. Ici, les essais unitaires consistent à cisailer une tôle de 1,2 mm d'épaisseur sur une longueur estimée à 105 mm. Cette densité correspond à l'effort maximal divisé par la section affectée mécaniquement (produit de la longueur découpée par l'épaisseur initiale de la tôle) et inclut l'effort résiduel lié à la rigidité des serre-flans et du moyen d'essais présenté à la section 3.1.4.3 du chapitre 3.

La figure 4.3 présente la densité d'effort de coupe obtenue par So [So2015] et celles obtenues par les essais unitaires dans la gamme de températures initiales de tôle de 500 °C à 800 °C pour des jeux de découpe commensurables (environ 10 %).

Pour comparer, la décroissance de la densité d'effort avec la température, une régression logarithmique est faite dans les deux cas en adimensionnalisant la température initiale de la tôle avec la température de fusion de la nuance (températures en degré Kelvin). C'est la notion de température homologue développée par Johnson et Slater [Johnson+1967], citée au chapitre 2. Ce choix se fonde sur l'hypothèse qu'à la température de fusion (estimée grâce au logiciel THERMOCALC ® à 1515 °C pour le 22MnB5), la tôle n'a plus de résistance mécanique et qu'en conséquence elle constitue une température de référence pour le problème du découpage à chaud.

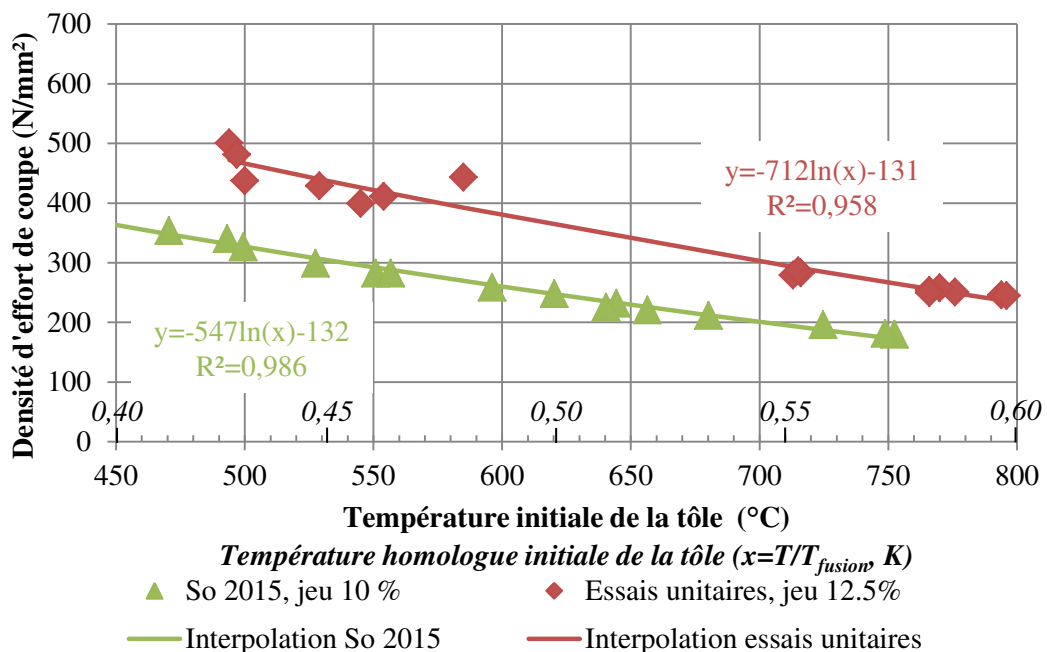


Figure 4.3 – Densité surfacique d'effort de coupe dans la gamme de température initiale de tôle de 500 °C à 800 °C pour des jeux de découpe de 12,5 % pour les essais unitaires et 10 % pour So [So2015]

Au regard des résultats, les essais unitaires suivent la même tendance que les résultats de So : plus la température initiale de la tôle est importante moins la densité d'effort est élevée. So [So2015] propose des régressions logarithmiques de l'effort maximal de coupe pour décrire son évolution en fonction de la température initiale de la tôle. Néanmoins, So [So2015] n'adimensionnalise pas la température prise en compte dans le logarithme ce qui est discutable. Une nouvelle régression logarithmique des résultats expérimentaux de So [So2015] prenant en compte la température homologue est donc proposée (figure 4.3). A 500 °C, l'écart constaté entre les deux régressions est de 140 N mm^{-2} .

Le premier coefficient devant le logarithme (-712 pour les essais unitaires et -547 pour So) est représentatif de la décroissance de la densité avec la température. En valeur absolue, plus ce coefficient est fort, plus la décroissance est forte. Les densités calculées pour les essais unitaires semblent donc décroître plus rapidement que pour les essais de poinçonnage menés par So.

Le second coefficient (-131 pour les essais unitaires et -132 pour So) représente une valeur limite de la densité d'effort avec la température. Il est constaté pour les essais unitaires que cette valeur limite de densité est très légèrement supérieure (un point d'écart) pour les essais de poinçonnage de So.

La question qu'il est légitime de se poser est donc : comment expliquer ces écarts dans l'estimation de la densité d'effort de cisaillement en faisant les hypothèses que le matériau de tôle étudié est de la même nuance, dans un état métallurgique identique [So2015] et aux mêmes températures dans les deux cas ? Cinq sources dont les effets sont schématisés à la figure 4.4 peuvent expliquer ces écarts. La courbe de référence considérée pour expliquer l'effet des sources d'écarts sera celle de So (seule la courbe des essais unitaires est "mobile").

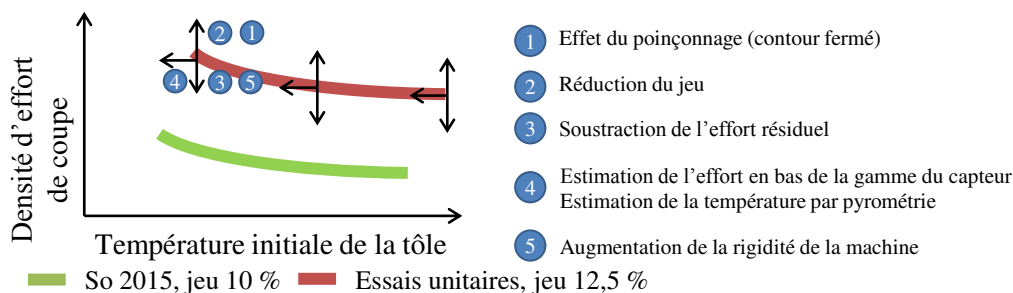


Figure 4.4 – Effets des sources d'écarts sur les densités de cisaillement entre les essais unitaires de cisailage et les essais de poinçonnage de So [So2015]

4.1.4.1 Poinçonnage / cisailage

La première source d'écart est évidente. Les essais unitaires sont des essais de cisailage donc le contour formé est ouvert tandis que les essais menés par So [So2015] sont des essais de poinçonnage (contour fermé). De ce fait, dans le cas du poinçonnage, l'attaque de l'outil se fait au coeur de la tôle. Le retrait lié au refroidissement de la tôle lors de sa pénétration par l'outil engendrerait un effort de retenue en face de dépouille. De ce fait, toutes choses étant égales par ailleurs, il serait plus difficile de découper une tôle dans le cadre du poinçonnage que du cisailage. Concrètement, en prenant comme référence la courbe obtenue par So et si les essais unitaires avaient été des essais de poinçonnage à chaud, la courbe d'évolution de la densité d'effort de coupe en fonction

de la température initiale de la tôle obtenue lors des essais unitaires devrait être décalée vers le haut.

4.1.4.2 Jeux de découpe

La seconde source d'écart provient des jeux de découpe. Les essais unitaires réalisés à 12,5 % de jeu sont comparés à des essais de poinçonnage à 10 %. La réduction du jeu a pour effet d'augmenter l'effort de coupe [So2015]. Si les essais unitaires avaient été réalisés à 10 % alors la densité maximale serait plus forte que celle effectuée à 12,5 % ce qui constitue un décalage vertical vers le haut de la courbe par rapport à celle de So.

4.1.4.3 Contrainte de cisaillement

La troisième source d'écart provient des calculs d'efforts pour les essais unitaires puisque l'effort maximal de l'essai est différent de l'effort cisailé. Ces calculs prennent en compte les efforts résiduels (discuté au paragraphe 3.1.4.3 du chapitre 3) des serre-flans et de rigidité des outillages. So [So2015] retranche l'effort de serre-flan. Une rapide évaluation de cet effort résiduel au temps à effort maximal (40 N mm^{-1}) montre que ces derniers peuvent représenter une densité d'effort de près de 33 N mm^{-2} . Le retranchement de cet effort résiduel constitue un décalage de la courbe des essais unitaires vers le bas par rapport à la courbe de So.

4.1.4.4 Précision des mesures d'effort et de température initiale de tôle

La quatrième source d'écart est que les équipements de mesure de l'effort et de la température initiale de tôle ne sont pas les mêmes dans les deux types d'essais.

Pour ce qui est de la mesure d'effort, So [So2015] utilise une rondelle de charge dont la charge maximale mesurable est de 2 MN. Lors de ses essais, l'effort maximal enregistré est d'environ 300 kN soit 15 % de la gamme du capteur. Une erreur de mesure est donc possible, le capteur aurait une sensibilité plus faible lorsqu'il travaille en limite basse de sa gamme de mesure. L'effort mesuré serait alors plus faible que l'effort réel. En comparaison, les essais unitaires sont menés avec un capteur pouvant travailler jusqu'à 200 kN et l'effort maximum enregistré est de 100 kN soit 50 % de la gamme du capteur. En prenant comme référence la courbe densité d'effort de So et si les essais unitaires avaient été effectués avec le capteur d'effort de So, l'erreur de mesure engendrerait un décalage vers le bas de la courbe de densités de cisaillement établie pour les essais unitaires.

Pour l'estimation de la température initiale de la tôle, So [So2015] utilise des thermocouples chemisés implantés dans le contre serre-flan via un perçage. Sur le montage expérimental utilisé par So [So2015], il est difficile de savoir si le thermocouple entre en contact avec la tôle chaude ou si le thermocouple touche le fond d'un perçage dans l'outil. Quoi qu'il en soit, la mesure par thermocouple chemisé et donc non soudé à l'objet à mesurer engendre une résistance thermique de contact entre le thermocouple et l'objet. Il en résulte une estimation de la température à la baisse par rapport à la température réelle à cause du phénomène de diffusion de la chaleur dans le thermocouple. En comparaison, lors des essais unitaires, la température est mesurée par pyrométrie monochromatique. Par conséquent, la mesure n'est dépendante que de la calibration du pyromètre. En prenant comme référence la courbe de densité obtenue par So et si les mesures de température initiales de la tôle avaient été effectuées par des thermocouples

chemisés (équipement utilisé par So) alors les erreurs de mesure de température engendreraient un décalage latéral de la courbe de densité d'effort des essais unitaires vers les basses températures.

4.1.4.5 Rigidité des équipements d'essais

La cinquième source d'écart est que la rigidité des deux pilotes expérimentaux n'est pas la même. La rigidité de la machine utilisée dans cette thèse est plus faible que la machine d'essais de So à en juger par l'épaisseur des pièces mécaniques utilisées pour son montage et le fait qu'il utilise une presse industrielle. Une partie de l'effort fourni est utilisé pour préalablement charger la machine puis découper la tôle. Si la rigidité de la machine est basse, toutes choses étant égales par ailleurs, il en résulte un effort à fournir (et donc mesuré) plus important pour découper la tôle. L'augmentation de la rigidité de la machine d'essai conduirait à un abaissement de la courbe d'effort des essais unitaires vers la courbe proposée par So [So2015].

4.1.5 Influence de la température initiale de la tôle sur l'évolution de l'effort et du déplacement au cours du temps

Connaitre l'évolution de l'effort et du déplacement de la traverse au cours du temps permet d'avoir la réponse de l'ensemble {module de découpage + tôle}. Dans cette sous-section, les évolutions de l'effort et du déplacement au cours du temps sont identifiées pour trois cas de température initiale de tôle (550 °C, 720 °C et 800 °C). Ces évolutions d'effort servent de base de comparaison avec les évolutions d'effort estimées par les simulations numériques. Les évolutions de la traverse supérieure seront utilisées en tant que conditions aux limites de déplacement des outils lors des simulations numériques.

4.1.5.1 Influence de la température initiale de la tôle sur l'évolution de l'effort au cours du temps

La figure 4.5 présente l'évolution de l'effort de coupe rapporté à la longueur découpée au cours du temps après impact avec la tôle (vitesse d'approche de 60 mm s⁻¹) pour trois cas de températures initiales (550 °C, 720 °C et 800 °C) avec un jeu de 150 µm.

Les trois évolutions ont la même morphologie. Elles sont strictement croissantes jusqu'au démarrage de l'endommagement et la rupture de la tôle [Maillard2009]. De plus, elles se superposent jusqu'à 32,5 ms. A partir de cet instant, l'effort lié à la réaction de la tôle devient prépondérant et les courbes d'évolution se séparent. Il est remarquable que plus la température de la tôle est basse plus l'écart entre les courbes est important aux mêmes instants (accélération de la montée en effort).

L'influence de la température sur l'effort maximum a déjà été constatée en figure 4.1 (au paragraphe 4.1.4). De plus, pour une température initiale de tôle de 800 °C, l'instant pour lequel l'effort est maximum est de 69 ms contre 87 ms à une température de 550 °C. Ainsi, plus la température est faible plus la tôle résiste longtemps avant de se déchirer [Miles2004].

Il est également constaté que plus la température est basse plus la chute de l'effort après avoir atteint son maximum est rapide.

L'effort résiduel après la chute de l'effort est apériodique. Le premier pic fournit un effort plus faible avec la diminution de la température (0 N mm^{-1} à 550°C contre 35 N mm^{-1} à 800°C). Cet effort résiduel tend à se stabiliser dans les trois cas à 50 N mm^{-1} et pourrait être attribué à un frottement de la face d'attaque contre le nouveau bord de tôle formé.

L'effort du premier pic après impact de l'outil supérieur avec les butées mécaniques est en moyenne plus intense avec la diminution de la température (290 N mm^{-1} à 800°C contre 420 N mm^{-1} à 550°C).

Ces deux derniers phénomènes de rebond peuvent s'expliquer par l'énergie mécanique à fournir pour rompre la tôle qui doit être plus élevée pour une température plus faible (plus grande résistance mécanique de la tôle à plus basse température).

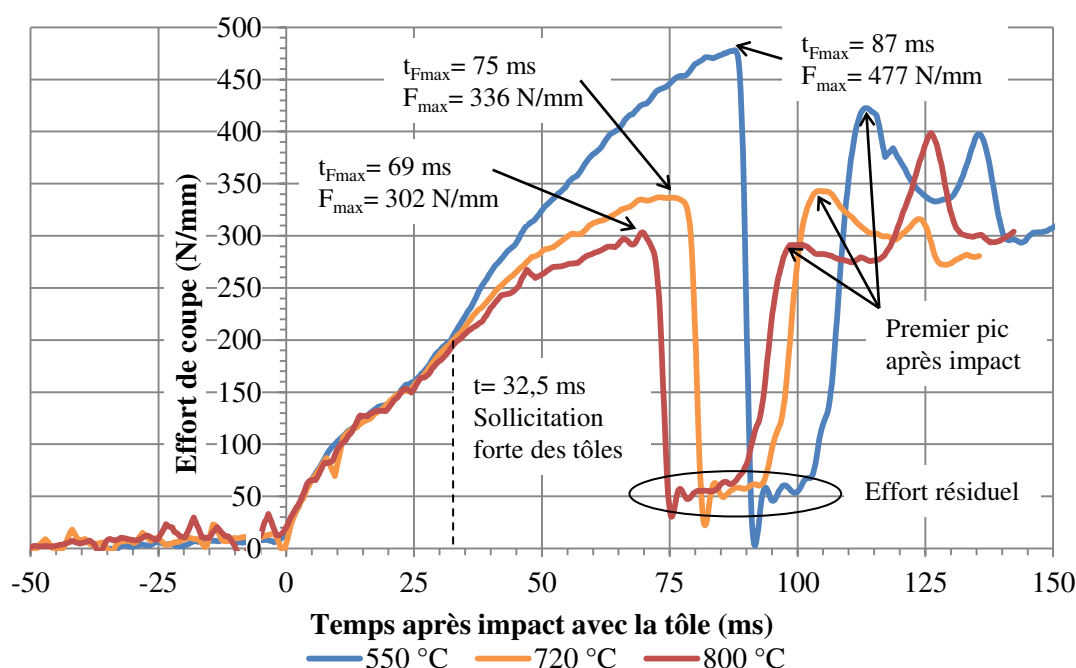


Figure 4.5 – Evolutions de l'effort de coupe rapporté à la longueur découpée en fonction du temps après impact pour trois cas de température initiale (jeu : $150 \mu\text{m}$). Bleu : 550°C . Orange : 720°C . Rouge : 800°C

4.1.5.2 Influence de la température initiale de la tôle sur l'évolution du déplacement au cours du temps

La figure 4.6 présente l'évolution générale du déplacement de la traverse au cours du temps pour trois cas de température initiale (550°C , 720°C et 800°C) avec un jeu de $150 \mu\text{m}$ issus des essais unitaires présentés au chapitre 4.

L'évolution avant impact (temps négatifs) est similaire pour les trois cas car le débit du groupe hydraulique est identique et les serre-flans ne freinent pas le déplacement de la traverse. Au moment de l'impact le déplacement s'atténue, deux morphologies de déplacement en fonction du temps sont distinguées : la première pour les cas à 720°C et 800°C , la seconde pour le cas à 550°C .

La première morphologie pour les deux plus hautes températures initiales de tôle se discrimine par la stricte croissance du déplacement jusqu'à ce que la cassette supérieure entre en contact avec les butées (stabilisation de la course). Les deux déplacements sont similaires pendant 30 ms puis ils s'éloignent. A 720 °C, le déplacement correspondant à l'effort maximal pour un temps de 75 ms est de 1,04 mm (figure 4.5). A 800 °C, le déplacement à effort maximal (69 ms) est quasiment identique à celui à 720 °C (1,03 mm). Après la rupture, pour les deux évolutions, il y a une accélération liée au relâchement du système puis un régime quasi linéaire jusqu'à impact avec les butées (évolution constante des courbes) [So2015].

Pour le cas à 550 °C, la figure 4.6 montre que le déplacement à effort maximal est moins avancé que pour les autres cas (0,45 mm) et il n'est pas monotone (figure 3.15) à cause de la flexion de l'ensemble mécanique expliquée en sous-section 3.1.5.4 du chapitre 3.

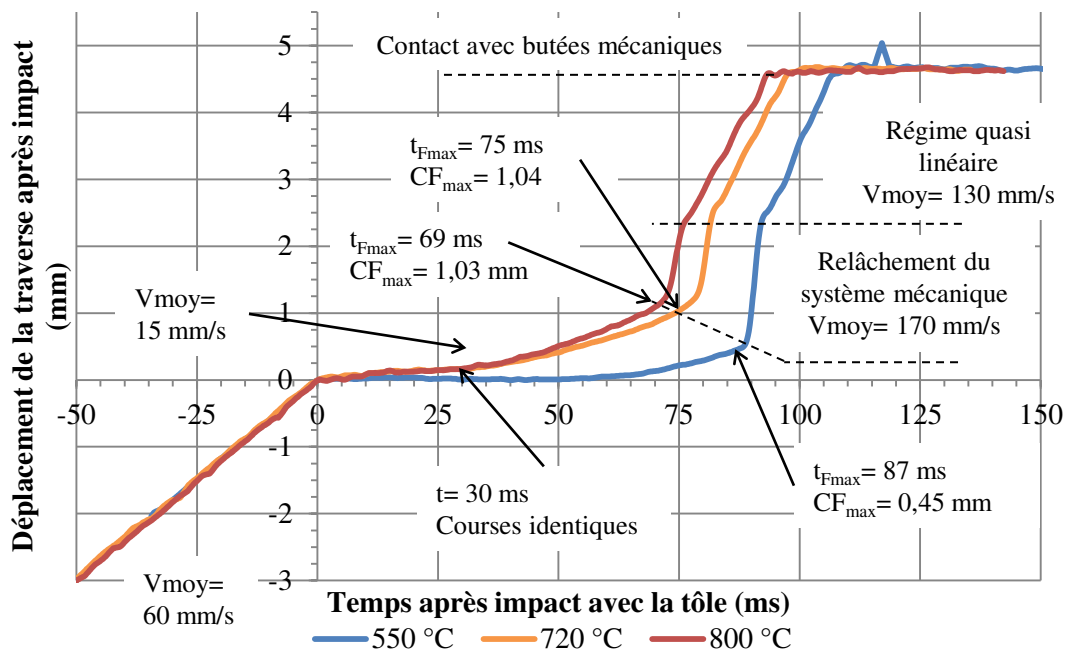


Figure 4.6 – Evolutions du déplacement de la traverse après impact avec la tôle en fonction du temps après impact pour trois cas de température initiale (jeu : 150 μ m). Bleu : 550 °C. Orange : 720 °C. Rouge : 800 °C

Les déplacements estimés expérimentalement seront utilisés comme une condition aux limites pour le modèle de simulation numérique de l'opération de découpage à chaud. Les résultats d'effort serviront de base de comparaison aux efforts estimés numériquement.

4.2 Simulation des essais unitaires de cisailage à chaud

4.2.1 Introduction au modèle éléments-finis de l'opération

Dans ce travail, un modèle éléments finis 2D déformations planes correspondant à l'opération de cisailage à chaud est proposé pour déterminer les contraintes et les températures dans les arêtes de coupe des lames en fonction des paramètres de l'opération.

La validation de la simulation de l'opération de cisailage à chaud repose sur la base expérimentale établie en section 4.1. Les résultats des simulations issus de ce modèle permettent de connaître l'évolution de l'effort de coupe en fonction du temps. Les évolutions numériques peuvent ainsi être comparées aux évolutions expérimentales à partir des essais unitaires. Si les calculs des efforts maximums sont suffisamment prédictifs, alors le cisaillement de la tôle peut être considéré comme "bien modélisé" et donc la sollicitation sur l'outillage serait fidèle à la réalité. Il s'agit d'une approche macroscopique de validation du modèle thermo-mécanique. Il faut néanmoins garder à l'esprit que les contraintes et les températures engendrées dans les outillages sont dépendantes du modèle de comportement choisi pour les décrire.

La particularité de ce modèle réside dans les hypothèses prises en compte sur les aspects de comportement mécanique de la tôle, de conduction de chaleur aux interfaces évoluant avec la pression de contact et aussi de manière moins classique, d'introduction de la notion de rigidité du système mécanique. Cette rigidité est introduite suite aux observations expérimentales. Dans cette étude, la rigidité identifiée pour le modèle correspond à celle du moyen d'essais. L'idée est donc de proposer un modèle adaptable aux différentes presses rencontrées dans les laboratoires de recherche et dans l'industrie en modifiant cette rigidité.

C'est un modèle thermo-mécanique. La définition des domaines et des conditions aux limites et initiales thermiques et mécaniques est établie. Une description des modèles de comportement thermique et mécanique des domaines et des interfaces est faite pour présenter les données nécessaires à la mise en oeuvre de ce modèle numérique. Les valeurs des propriétés physiques de la tôle et des outils sont dépendantes de la température. La déformation plastique engendrée dans la tôle génère un écrouissage supposé isotrope. Le comportement plastique de la tôle dépend de la température et de la vitesse de déformation. Le comportement des outils est considéré comme thermo-élastique.

4.2.2 Définition des domaines, conditions aux limites mécaniques et conditions initiales thermiques

La première étape de la modélisation consiste à décrire les domaines géométriques du problème, c'est à dire faire une *schématisation*. La littérature montre que dans les problèmes de découpage sans prise en compte d'angle de vague, il est possible de réduire un problème de géométrie 3D complexe en un problème 2D simplifié (axisymétrique pour le poinçonnage [Hambli1996 ; So2015] ou en déformations planes pour le cisailage [Nothhaft+2012]).

4.2.2.1 Définitions des domaines

La figure 4.7 montre comment le problème du cisailage à chaud en 3D des essais unitaires peut être réduit à un modèle 2D déformations planes.

Deux hypothèses liées aux symétries de géométrie et aux symétries d'effort sont utilisées dans la schématisation :

1. le choix de la géométrie en 2D. La géométrie des outils est symétrique dans le plan (Oxy) et (Oyz) (figure 4.7.A) et l'effort de coupe est contenu à l'intersection de ces plans. En conséquence, la modélisation pourrait être réduite à un quart du système mécanique (figure 4.7.B).
2. le choix de travailler en déformations planes. La longueur des outils dans la direction (Oz) est très supérieure à l'épaisseur de la tôle de direction (Oy) (120 mm contre 1,2 mm). De ce fait, l'hypothèse de déformations planes peut être formulée ce qui réduit le problème 3D en un problème 2D correspondant à une section de l'outil de cisailage expérimental (figure 4.7.C).

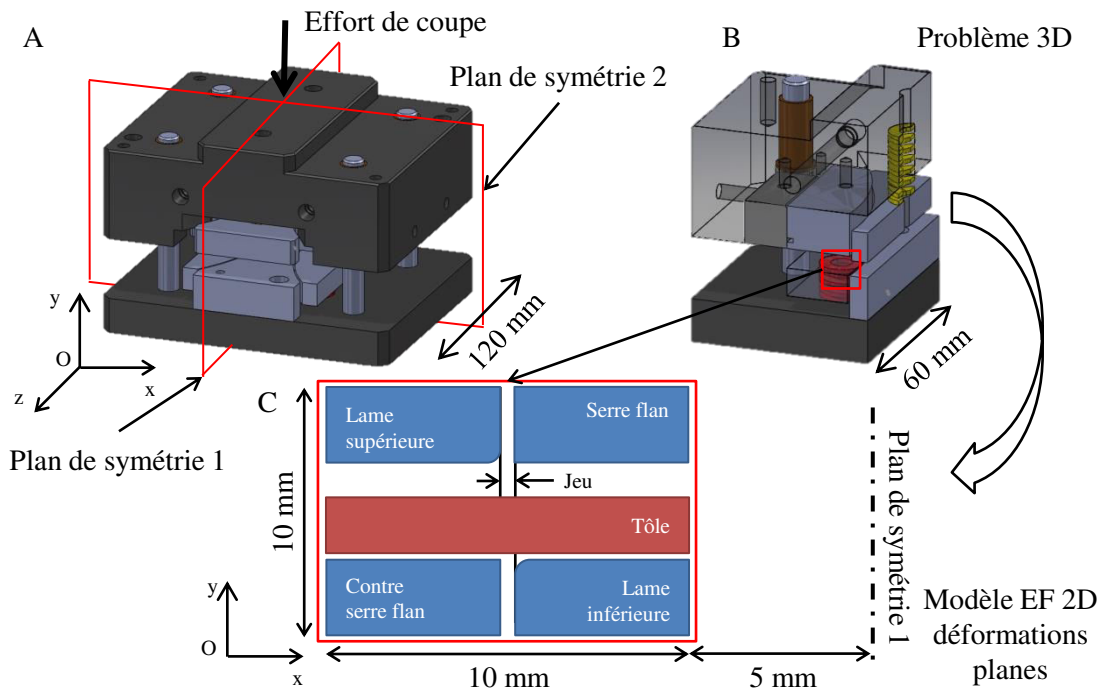


Figure 4.7 – Réduction du problème de cisailage à chaud en 3D à un modèle en 2D déformations planes. (A) Vue de la cassette supérieure et inférieure contenant les lames (tôle non représentée). (B) Vue en coupe des outils de cisailage. (C) Géométries en 2D retenues pour le modèle éléments finis

Pour éviter de modéliser toute la section des outils, la géométrie du problème est centrée sur la partie active des outils et donc sur la zone cisailée de la tôle (figure 4.7.C). Par hypothèse, chaque dimension des outils est limitée à cinq fois l'épaisseur de la tôle (soit une section d'outil de $10 \times 10 \text{ mm}^2$, figure 4.7.C)). La géométrie des lames dans leur partie active est simplifiée par rapport à la réalité. En effet, les faces d'attaque et de dépouille sont orthogonales et raccordées par un congé dont le rayon représente l'arête de coupe. Il s'agit de l'approche proposée par Hambli [Hambli1996]. L'épaisseur de la tôle prise en compte est celle de la tôle sans le revêtement de $25 \mu\text{m}$ (épaisseur de la tôle

1,150 mm, figure 2.22 au chapitre 2). En effet, aux températures considérées, l'hypothèse est faite que le revêtement est soit visqueux, soit fortement ductile (diagramme ternaire en figure 2.19 au chapitre 2) et ne participe donc pas à la résistance mécanique de la tôle lors de la découpe. La géométrie complète du modèle de cisailage à chaud est fournie en annexe E.4.1 (figure E.1 et tableau E.1).

La figure 4.8 présente la schématisation du problème de cisailage en 2D déformations planes, les conditions initiales thermiques appliquées aux domaines et les conditions aux limites mécaniques appliquées aux frontières des domaines.

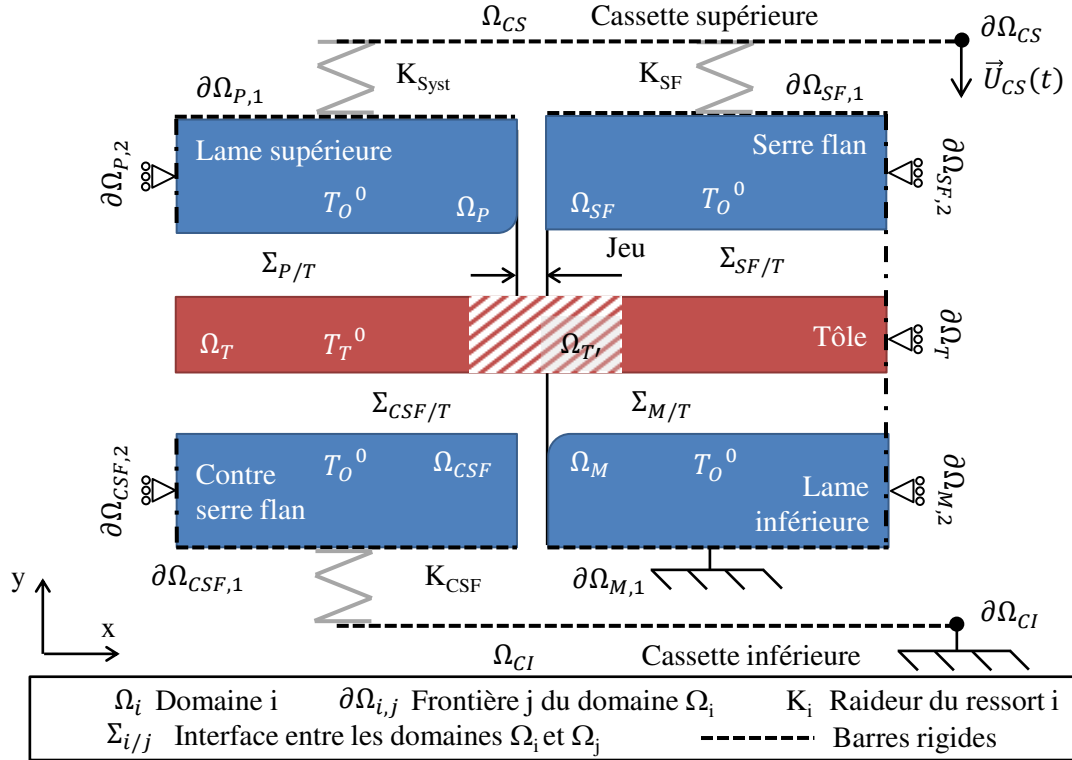


Figure 4.8 – Schématisation du problème de cisailage en 2D déformations planes, des conditions aux limites mécaniques et des conditions initiales thermiques utilisées dans le modèle EF du cisailage à chaud

4.2.2.2 Conditions initiales et limites thermiques

4.2.2.2.1 Conditions initiales thermiques

Pour la partie thermique, les conditions initiales sont résumées au tableau 4.2. Les outils ont une température initiale correspondant à la température ambiante. La tôle quant à elle à une température initiale qui est celle déterminée expérimentalement lorsque la tôle entre en contact avec l'outil (figure 3.9 au chapitre 3).

4.2.2.2.2 Conditions aux limites thermiques

Les domaines n'échangent de chaleur avec leur milieu environnant qu'à travers les interfaces de contact. Les limites extérieures des outils et à droite de la tôle sont maintenues à leur température initiale.

Table 4.2 – Conditions initiales thermiques pour la simulation du cisailage à chaud

| Domaine | Condition initiale |
|---|--------------------|
| $\Omega_P, \Omega_{SF}, \Omega_M, \Omega_{CSF}$ | T_O^0 |
| $\Omega_T, \Omega_{T'}$ | T_T^0 |

4.2.2.3 Conditions aux limites mécaniques

Les conditions aux limites mécaniques se distinguent en :

- des conditions aux limites générales relatives à la prise en compte des conditions de symétries et au déplacement vertical de l'outil supérieur.
- des conditions aux limites spécifiques pour la simulation des essais unitaires réalisés sur le moyen.

Les conditions aux limites mécaniques sont résumées au tableau 4.3 et seront discutées aux paragraphes suivants.

Table 4.3 – Conditions aux limites mécaniques pour la simulation du cisailage à chaud (0 : mouvement non autorisé dans cette direction, 1 : mouvement autorisé dans cette direction)

| Mobilité | Frontière | | | | | | | | | | |
|-----------|-----------------------|-----------------------|------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|-------------------------|-------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------|
| | $\partial\Omega_{CS}$ | $\partial\Omega_{CI}$ | $\partial\Omega_{P,1}$ | $\partial\Omega_{P,2}$ | $\partial\Omega_{M,1}$ | $\partial\Omega_{M,2}$ | $\partial\Omega_{SF,1}$ | $\partial\Omega_{SF,2}$ | $\partial\Omega_{CSF,1}$ | $\partial\Omega_{CSF,2}$ | $\partial\Omega_T$ |
| Suivant X | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| Suivant Y | $U_{CS}(t)$ | 0 | 1 | 1 | 0 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 |

4.2.2.3.1 Conditions aux limites générales

L'idée principale est que les conditions aux limites mécaniques sont appliquées à des barres rigides $\partial\Omega_{CS}$, $\partial\Omega_{CI}$, $\partial\Omega_{P,1}$, $\partial\Omega_{M,1}$, $\partial\Omega_{SF,1}$ et $\partial\Omega_{CSF,1}$ (point de référence lié à la barre) qui sont liées aux frontières des domaines.

Les côtés extérieurs des outils $\partial\Omega_{P,2}$, $\partial\Omega_{M,2}$, $\partial\Omega_{SF,2}$ et $\partial\Omega_{CSF,2}$ et le côté droit de la tôle $\partial\Omega_T$ n'ont pas la possibilité de se déplacer latéralement (suivant l'axe x). Pour ces frontières, le seul déplacement possible est vertical sauf pour la partie inférieure de lame inférieure $\partial\Omega_{M,1}$ qui est encastrée. Les côtés intérieurs des lames $\Sigma_{P/T}$ et $\Sigma_{M/T}$ (faces d'attaque et de dépouille), des serre-flans $\Sigma_{SF/T}$ et $\Sigma_{CSF/T}$ et le côté gauche de la tôle sont libres.

4.2.2.3.2 Conditions aux limites spécifiques pour la simulation des essais unitaires

Un déplacement $\overrightarrow{U_{CS}}(t)$ correspondant à la course de la traverse supérieure $U_{CS}(t)$ dépendante du temps est imposé à la traverse supérieure, modélisée par une barre rigide. Ce déplacement est une approximation de celui déterminé expérimentalement pour chaque essai unitaire. En effet, les valeurs expérimentales sont bruitées. Ce bruit peut conduire à des accélérations de la lame supérieure pendant le calcul pouvant amplifier artificiellement l'effort estimé. Le filtrage consiste à évaluer un polynôme d'ordre six du

déplacement de la traverse pour chaque phase de la découpe (compression du serre-flan supérieur, cisailage et de rupture de la tôle) et d'introduire cette approximation en tant que condition aux limites sur le point de référence de la traverse supérieure. La figure 4.9 présente le déplacement introduit pour le cas à 720 °C et 150 µm de jeu. Il est remarquable que l'écart relatif entre le déplacement expérimental et le déplacement filtré introduit dans la simulation est comprise dans un intervalle inférieur à 2 % en valeur absolue.

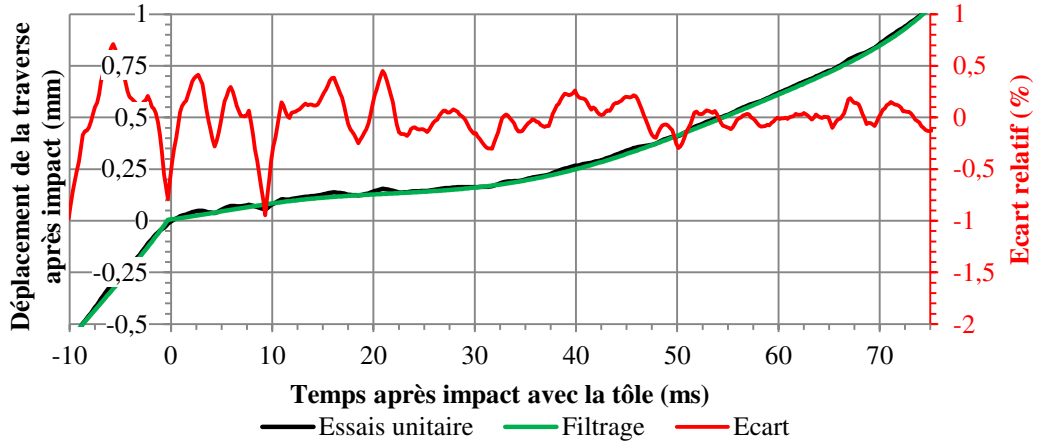


Figure 4.9 – Exemple de condition aux limites en déplacement imposé et écart relatif avec l'essai unitaire correspondant pour une température de tôle de 720 °C et un jeu de 150 µm

La traverse supérieure est liée à la lame supérieure et au serre-flan par des ressorts. Le premier modélise la rigidité du module de découpage (ensemble mécanique hors tôle), le second les ressorts de serre-flan expérimentaux. De même, la cassette inférieure encastrée est liée au contre serre-flan par un ressort représentant les ressorts expérimentaux. L'effort des ressorts est proportionnel à la distance relative entre les deux noeuds de liaison du ressort aux autres domaines et à la raideur du ressort. L'équation 4.2.1 décrit l'intensité de l'effort généré par un ressort. Les valeurs des raideurs des ressorts représentatifs de la rigidité de la machine, du serre-flan supérieur et inférieur sont présentées au tableau 4.4. Ces valeurs sont issues de la norme ISO 10243 relative à la raideur des ressorts en fonction de leurs dimensions et de la gamme d'effort [AFNOR2010] pour les ressorts de serre-flans et d'un recalage pour la raideur de la machine.

$$\forall K \in K_{Syst}, K_{SF}, K_{CSF}, i \in CI, CS, j \in SF, CSF$$

$$F_K = K(l - l_0) \text{ avec } l = \sqrt{(X_{i,t} - X_{j,t}) \cdot (X_{i,t} - X_{j,t})} \quad (4.2.1)$$

Table 4.4 – Valeurs des raideurs des ressorts utilisés dans la simulation

| Rigidité de la machine K_{Syst} | Serre-flan supérieur K_{SF} | Serre-flan inférieur K_{CSF} |
|--------------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|
| $1 \times 10^9 \text{ N m}^{-2}$ | $448 \times 10^4 \text{ N m}^{-2}$ | $432 \times 10^4 \text{ N m}^{-2}$ |

4.2.3 Maillages des domaines

La figure 4.10 présente le maillage utilisé pour la simulation dans les trois configurations de rayons.

Le choix fait dans cette modélisation est d'utiliser des mailles de $25\ \mu\text{m}$ dans la zone fortement cisailée ce qui garantit une plus grande précision du résultat [Ramde2010]. C'est un compromis entre la discrétisation de la géométrie de l'arête de coupe et le pas de temps pour le schéma de la résolution explicite. La discrétisation relativement large ne permettra pas de reproduire la profondeur de déformation plastique de $10\ \mu\text{m}$ dans l'arête de coupe observée dans les lames après essais en cadence et présentée au chapitre 5. A l'extérieur de cette zone, le maillage est plus large, une première zone avec une taille de mailles $100\ \mu\text{m}$ est définie puis une seconde de $200\ \mu\text{m}$. La transition entre les différentes tailles de maille est assurée par des bandes de $100\ \mu\text{m}$ de large. Pour éviter une divergence des calculs liée à la gestion du contact, le maillage des outils est équivalent dans chaque zone au maillage de la tôle (noeuds adjacents). Le maillage est composé d'éléments quadrangles pour l'interpolation en température et en déplacement à intégration réduite avec un polynôme d'interpolation de degré 1 (CPE4RT), d'éléments triangulaires couplés en température et en déplacement (CPE3T), d'éléments rigides (R2D2) et d'éléments *ressorts* (SPRINGA, inconditionnellement stables). Les éléments quadrangles CPE4RT, de par leur forme permettent de retranscrire l'effet de cisaillement de la matière. Cependant, le degré du polynôme d'interpolation et l'intégration réduite au centre de l'élément limitent la précision du calcul des contraintes et des déformations. Abaqus/Explicit 6.14 ne possédant pas dans sa bibliothèque des éléments quadrangles avec un degré du polynôme d'interpolation supérieur, le choix de ce type d'élément a été fait par défaut.

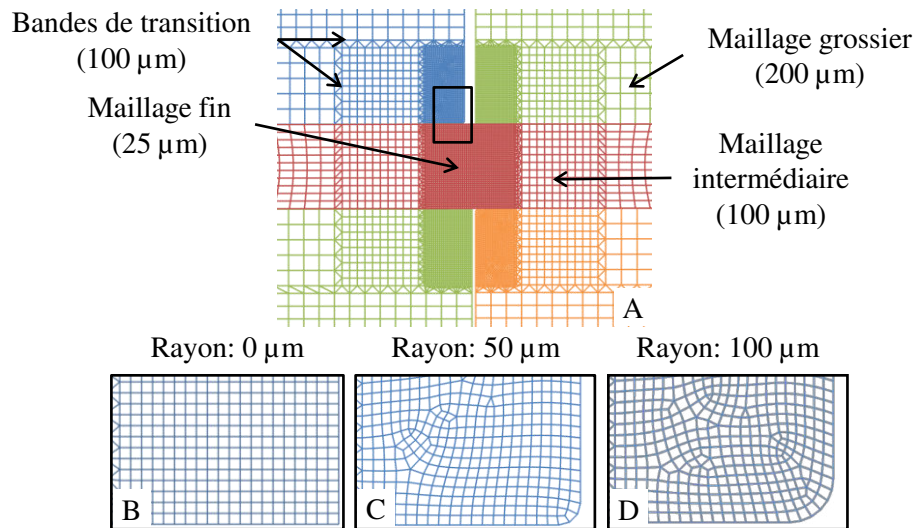


Figure 4.10 – Maillage utilisé pour la simulation du cisailage à chaud. (A) Vue générale. (B, C et D) Zooms sur les maillages de la lame supérieure. (B) Rayon d'arête de $0\ \mu\text{m}$. (C) Rayon d'arête de $50\ \mu\text{m}$. (D) Rayon d'arête de $100\ \mu\text{m}$

De plus, une technique de maillage adaptatif ALE proposée par le code Abaqus/Explicit 6.14 est employée dans la zone de fort cisaillement pour que le maillage suive au mieux la déformation de la tôle. Le maillage s'adapte tous les 20 000 incréments de temps (soit environ 2×10^{-5} s).

A titre d'exemple de discrétisation, la description du maillage pour le cas d'un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm est donnée à la table 4.5. Le nombre de mailles utilisées pour décrire la tôle ne représente que 30 % du maillage global. Il apparaît clairement que le nombre d'éléments utilisés pour les outils représente la plus grande proportion des éléments du modèle. En conséquence, dans ce type d'approche mailler les outils est ce qui pénalise le plus le temps de calcul.

Table 4.5 – Description du maillage : exemple pour un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm (éléments *ressorts* non comptabilisés)

| | Tôle et outils | Tôle | Proportion de la tôle dans l'assemblage |
|---------------|-------------------|------|--|
| Nœuds | 10583 | 3052 | 29% |
| Elements | 10709 | 3088 | 29% |
| <i>R2D2</i> | 331 | | |
| <i>CPE4RT</i> | 9218 | 2788 | 30% |
| <i>CPE3T</i> | 1160 | 300 | 26% |

4.2.4 Description des comportements thermiques et mécaniques des domaines et des interfaces

Cette partie résume les modèles de comportement thermique et mécanique pris en compte. Les équations utilisées par le modèle sont fournies à l'annexe E.

Les matériaux de tôle et d'outils sont considérés comme homogènes et isotropes. La tôle a un comportement thermo-élasto-plastique à surface seuil isotrope et à évolution d'écrouissage isotrope. Les outils ont un comportement thermo-élastique isotrope [Saadouni+2010 ; Nothhaft2014 ; Picas2012]. Les propriétés physiques des matériaux sont données en fonction de la température au tableau 4.6. Les propriétés mécaniques de la tôle sont dépendantes de la température et de la vitesse de déformation.

4.2.4.1 Description de la partie thermique du modèle

La modélisation thermique correspond à celle d'un problème de conduction thermique, non linéaire (propriétés thermo-physiques dépendantes de la température), à conditions aux limites dépendantes de la température et en régime transitoire [Bergheau+2004]. Pour la tôle, une source volumique interne de chaleur correspondant à la dissipation intrinsèque d'une part de l'énergie de déformation plastique de la tôle est prise en compte. La durée de la découpe est inférieure à 200 ms et fait que la chaleur produite localement dans la tôle se diffuse faiblement, donc l'hypothèse introduite ici est celle de l'échauffement adiabatique des métaux représenté par le coefficient de Taylor Quinney [Gaudilliere2011]. Les termes de couplage thermo-mécanique liés à l'énergie de déformation élastique et de transformation de phases sont négligés. Pour les outils, cette source de chaleur est aussi négligée (pas de déformation plastique des outils). La description du comportement thermique dans la tôle et les outils intègre la loi de

Fourier. En conséquence pour la simulation de la partie thermique, le choix a été fait de décrire l'évolution en fonction de la température de la masse volumique, du coefficient de conduction thermique et de la capacité calorifique des matériaux de tôle et d'outils (tableau 4.6). Plus particulièrement pour la tôle, le coefficient de Taylor Quinney doit aussi être connu, ici il est fixé à 0.9 [Gaudilliere2011].

4.2.4.2 Description de la partie mécanique du modèle

Pour la partie mécanique, le problème du découpage étant dynamique, l'équation locale d'équilibre dynamique est utilisée. Comme la découpe est un problème faisant intervenir de fortes déformations dans la tôle, le tenseur de déformation de Green-Lagrange est estimé à partir des déplacements des noeuds du maillage et est calculé en grandes transformations. Les vitesses de déformation totale se décomposent en une part thermo-élastique et une part plastique (modèle de Prandtl-Reuss). Cette dernière contribution est négligée dans les outils. Dans la tôle, aucun modèle d'endommagement et aucun critère de rupture n'est pris en compte. De ce fait, la tôle ne se rompra pas. Cette hypothèse repose sur l'observation de Rachik [Rachik+2003] qui consiste à admettre que le comportement plastique de la tôle est suffisant pour atteindre le niveau maximum d'effort de coupe générant les contraintes dans les outillages.

L'estimation du tenseur des déformations élastiques se fait à partir de la loi de Hooke généralisée. Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont les paramètres du comportement élastique isotrope. La déformation d'origine thermique est proportionnelle au coefficient de dilatation et à la différence de température. La déformation plastique prise en compte dans la tôle repose sur le modèle de Levy-Mises. La surface seuil suit le critère isotrope de Von-Mises et l'évolution de la surface de charge est isotrope [Lemaitre+2009]. La loi d'écrouissage de la tôle est donnée avec une dépendance en température (températures de maintien comprises entre 400 °C et 800 °C après une première phase d'austénitisation) et en vitesse de déformation. Les valeurs des modules d'Young, des coefficients de Poisson et des coefficients de dilatation thermique sont données au tableau 4.6. Les courbes d'écrouissage, fournies par *ArcelorMittal*, ne sont pas présentées pour des raisons de confidentialité.

4.2.4.3 Description des interactions des interfaces

Les interactions mécaniques n'interviennent que si le contact est détecté. L'algorithme de pénalité est utilisé pour détecter le contact [Saanouni2012]. Les surfaces "maîtres" sont celles qui ont les domaines les plus rigides, ici ce sont les outils. Par réciprocité, les surfaces "esclaves" sont celles de la tôle. Pour la partie mécanique, le modèle de frottement de Coulomb caractérisé par le coefficient de frottement indépendant de la température est utilisé. Pour la partie thermique, l'échange de chaleur entre deux corps est le lieu de phénomènes complexes, convectifs, radiatifs et de conduction. Pour simplifier le problème, le flux de chaleur échangé entre les interfaces est proportionnel à un coefficient de conduction thermique d'interface (inverse de la résistance thermique de contact) qui moyenne la contribution de tous les phénomènes. Ce coefficient dépend de la pression de contact ou de la distance entre les interfaces s'il n'y a pas de contact. Les valeurs du coefficient de frottement et de la conduction d'interface sont fournies au tableau 4.6.

4.2.5 Schéma de résolution explicite

Saanouni [Saanouni+2010] préconise l'utilisation de la méthode explicite pour résoudre les problèmes à haute vitesse de déformation tels que le découpage [Saanouni+2010 ; Nothhaft+2012]. Abaqus/Explicit 6.14 utilise un schéma d'intégration aux différences finies progressives pour résoudre le problème thermique et un schéma d'intégration aux différences finies centrées pour résoudre le problème mécanique. Le choix du pas de temps minimal assurant la stabilité du schéma d'intégration se base sur le critère 4.2.2.

$$\Delta t \leq \min \left(\frac{L_{min}^2}{2} \frac{\rho C_p}{k_{th}}; L_{min} \sqrt{\frac{\rho}{E} \frac{(1+\nu)(1-2\nu)}{1-\nu}} \right) \quad (4.2.2)$$

Compte tenu de la longueur minimale des mailles de 25 μm (figure 4.10), le pas de temps initial est de 1×10^{-9} s et diminue à 1×10^{-10} s avec la déformation des éléments. La valeur du pas de temps pourrait être artificiellement augmentée en utilisant un facteur multiplicatif de masse (*mass scaling*). Ce facteur n'a pas été utilisé pour ne pas ajouter des éventuels phénomènes numériques pouvant faire diverger prématurément le calcul. Pour une durée de phénomène d'environ 150 ms, le nombre d'incréments est de l'ordre de 150 millions. La résolution sur une station de calcul avec 32 Go de mémoire RAM et 4 processeurs de 3,5 GHz dure environ 3 jours.

4.2.6 Résumé des paramètres nécessaires à la simulation de l'opération de cisailage à chaud

La figure 4.11 recense les paramètres nécessaires pour utiliser ce modèle.

L'influence des domaines modélisés dépend essentiellement de l'épaisseur de la tôle, du rayon d'arête et du jeu entre les lames.

Les conditions aux limites nécessitent la calibration de la raideur de la machine et la connaissance exacte du déplacement des outils. Sur ce dernier aspect, si le déplacement de la traverse supérieure n'est pas connu, il faut utiliser une solution approchée (action corrective proposée en section 3.1.5.4.2).

Le maillage est dépendant de la taille et de la nature des éléments utilisés. En ce qui concerne la taille des éléments, elle est essentiellement dépendante de la géométrie de l'arête de coupe à discrétiser.

Les propriétés physico-thermo-mécaniques nécessaires à la description du comportement de la tôle et des outils sont issues de la littérature [Lair1997 ; Jean1999 ; Velay2003 ; Barrau2004 ; Shapiro2009 ; Abdulhay+2010 ; Torres+2013] et constituent donc des hypothèses quant au comportement réel des matériaux étudiés. Le choix des propriétés à introduire dans les simulations repose sur la disponibilité des données dans une plage de température la plus large possible (entre 20 °C et 1000 °C), la cohérence entre les données fournies par les auteurs et l'expérience acquise par le laboratoire au fil des études. Une base de données des propriétés utilisées dans la simulation est fournie au tableau 4.6. Ces propriétés ont été rassemblées à partir de l'étude bibliographique (section 2.3.2.4 du chapitre 2).

Puisque le niveau de discrétisation (figure 4.10) ne permet pas d'estimer suffisamment précisément un niveau de déformation plastique observé expérimentalement dans les lames (présenté au chapitre 5), l'hypothèse d'un comportement thermo-élastique est établie [Saanouni+2010 ; Nothhaft2014 ; Picas2012]. Dans les cas où la déformation calculée engendrerait en réalité une déformation plastique, alors les estimations des contraintes seraient surévaluées. Dans les simulations, les propriétés des matériaux introduites correspondent à celle de la nuance X38CrMoV5. L'hypothèse ainsi faite est que le comportement de la nuance X38CrMoV5 est similaire à celui du X70CrMoV5-2.

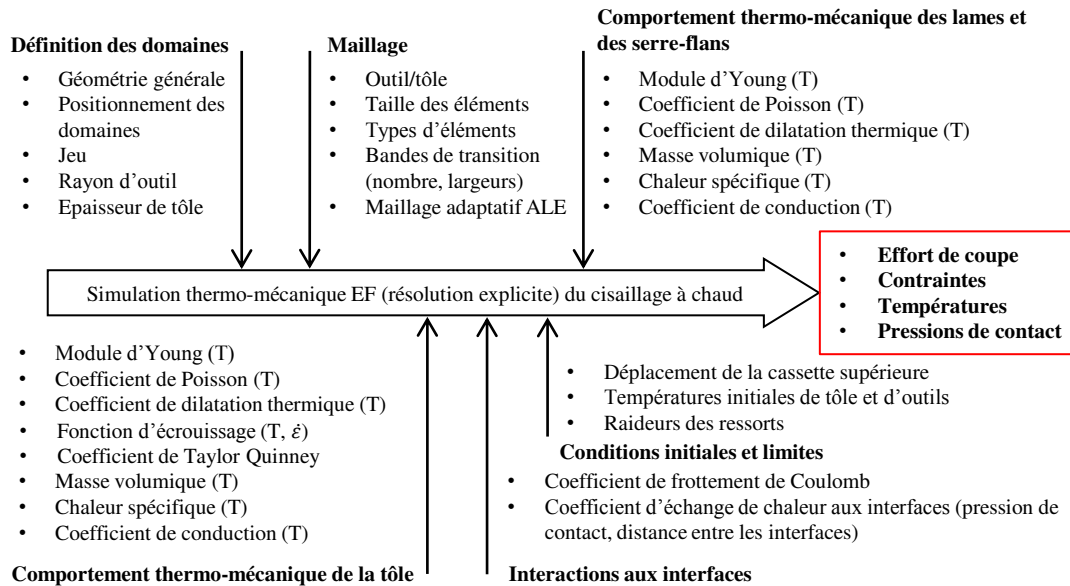


Figure 4.11 – Résumé des paramètres nécessaires pour la simulation de l'opération de cisailage à chaud

Pour la tôle, les propriétés thermo-physiques et mécaniques en température sont fournies par *ArcelorMittal*. Elles sont issues de leurs études menées en interne ou avec des laboratoires partenaires et notamment le *Laboratoire Thermocinétique de Nantes* (UMR-C 6607) à l'occasion de la thèse d'Abhulhay [AbdulHay2009]. Pour la tôle, l'écrouissage est supposé isotrope, son évolution avec la température et la vitesse de déformation constitue une hypothèse forte. Les courbes d'écrouissage en fonction de la température et de la vitesse de déformation introduites sont celles fournies par *ArcelorMittal*. Elles ne sont pas présentées pour des raisons de confidentialité. Ces courbes sont proches de celles observées par Merklein [Merklein+2006]. Elles sont établies pour simuler le procédé d'emboutissage à chaud. Merklein [Merklein+2006] décrit le comportement plastique du 22MnB5 dans une gamme de vitesse de déformation comprise entre $0,01 \text{ s}^{-1}$ et 1 s^{-1} ce qui est une gamme de vitesses inférieures à celle rencontrées en découpage [Johnson+1967 ; Maillard2009]. Cependant, dans la mise en oeuvre des calculs, la courbe d'effort linéique numérique avait un maximum plus bas que celui rencontré expérimentalement. Ainsi, il a paru nécessaire de retravailler le comportement de la tôle pour des vitesses de déformation plus élevées.

A partir de la relation 2.2.1 exposée par Johnson et Slater [Johnson+1967], en prenant des valeurs classiques en découpage (jeu : $100 \mu\text{m}$, vitesse de poinçon : 100 mm et pénétration à rupture : $300 \mu\text{m}$), l'estimation de la vitesse de déformation atteinte dans la tôle est

de l'ordre de 200 s^{-1} . Il y a donc une nécessité à connaître le comportement plastique pour des hautes vitesses de déformation (supérieures à 10 s^{-1}) pour décrire correctement le maximum d'effort. A défaut d'avoir une base de données expérimentale suffisante, l'hypothèse formulée ici est qu'une extrapolation logarithmique du comportement plastique de la tôle à chaque niveau de température pour des vitesses de déformation pouvant atteindre 500 s^{-1} est représentative du comportement réel. La figure 4.12 présente le principe de l'extrapolation.

A chaque niveau de déformation, la valeur de la contrainte est positionnée dans le plan contrainte / logarithme de la vitesse de déformation. Puis, pour chaque niveau de déformation, une régression linéaire permet d'extrapoler une contrainte à des vitesses de sollicitations supérieures.

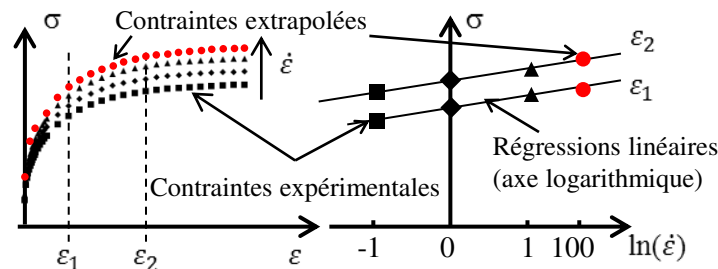


Figure 4.12 – Principe de l'extrapolation des courbes d'écrouissage pour des vitesses de sollicitation proche de celles rencontrées en découpage

Le comportement mécanique aux interfaces repose sur le modèle de frottement de Coulomb ne dépendant que d'un seul paramètre indépendant de la température (tableau 4.6). C'est une simplification. En réalité, la description mécanique de l'interface doit être plus beaucoup plus complexe car le comportement mécanique du revêtement de la tôle Al-Si évolue fortement avec la température. Aux températures de tôle initiales considérées, le revêtement Al-Si est visqueux [Laurent+2001] ou fortement ductile, puis avec le refroidissement lors du contact, il devient solide et fragile.

Le comportement thermique aux interfaces repose sur un coefficient d'échange à l'interface évoluant avec la pression de contact ou la distance entre les interfaces. Or en découpage, la pression de contact est extrêmement intense (2000 MPa selon Hambli [Hambli2001a]). La littérature ne fait pas état d'études allant dans ces gammes de pression de contact pour les antagonistes étudiés (X38CrMoV5/22MnB5 pré-allié Al-Si). Les modèles présentés au chapitre 2 peuvent être extrapolés pour décrire l'évolution du coefficient de transfert thermique pour les hautes pressions de contact rencontrées en découpage. Le choix du modèle de conduction d'interface constitue donc une hypothèse.

4.3 Validation de la simulation éléments finis

Le modèle de simulation numérique est validé à partir d'un cas à une température de tôle de 720°C , un jeu de $150 \mu\text{m}$ et un rayon d'arête de $50 \mu\text{m}$. Ce cas correspond à une configuration rencontrée dans les essais de cisailage à chaud unitaires. Le rayon d'arête choisi correspond à une lame en cours de dégradation. La validation consiste à comparer l'évolution de l'effort de coupe expérimental au cours du temps avec l'effort de coupe estimé par la simulation numérique. Il s'agit d'une approche macroscopique de validation.

Table 4.6 – Propriétés thermiques et mécaniques des matériaux et des interfaces utilisées dans la simulation de l'opération de cisailage à chaud

| Propriétés | Auteurs | 20 | 25 | 100 | 150 | 200 | 250 | 300 | 350 | 400 | 450 | 500 | 550 | 600 | 650 | 700 | 800 | 900 | 1000 |
|--|---|--|------|------|------|-------|------|------|------|-------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| X38CrMoV5 | | | 7844 | 7821 | 7805 | 7788 | 7771 | 7753 | 7736 | 7718 | 7700 | 7678 | 7660 | 7640 | 7618 | 7596 | | | |
| | [Lair1997] | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| | [Lair1997] | | 31 | 33 | 34,5 | 34,7 | 34,7 | 34,6 | 34,3 | 34,2 | 34,1 | 33,8 | 33,5 | 33 | 32 | 31,1 | | | |
| | [Lair1997] | | 484 | 551 | 523 | 543 | 602 | 606 | 625 | 651 | 675 | 701 | 741 | 800 | 850 | 951 | | | |
| | [Barrau2004] [Velay2003] [Jean1999] | 213,3 0,3 | | | | 206,4 | | 195 | | 186,6 | | 165,5 | 152,5 | 143,2 | 119,1 | 86,3 | 35,3 | | |
| 22MnB5 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| | ArcelorMittal | 7871 | | 7852 | | 7827 | | 7782 | | 7919 | | 7860 | | 7801 | | 7743 | 7686 | | |
| | [Abdulhay+2010] | 49 | 45,9 | 44,5 | 44,5 | 42,3 | 39,7 | 36 | 30,5 | | | 24 | | 25 | | 26 | 27 | 28 | 29 |
| | [Abdulhay+2010] | 433 | | 475 | 494 | 512 | 529 | 543 | 547 | | | 545 | | 560 | | 576 | 591 | 606 | 621 |
| | [Abdulhay+2010] [Shapiro2009] ArcelorMittal | 194 0,284 13 | 190 | 187 | 187 | 184 | 180 | 176 | 172 | | | 158 | | 143 | | 129 | 115 | 102 | 91 |
| Interfaces | | | | | | | | | | 0,298 | | 0,303 | | 0,31 | | 0,317 | 0,325 | 0,334 | 0,343 |
| | [Torres+2013] | 0,23 | | | | | | | | | | | | | | | | | 13 |
| Coefficient de frottement | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Coefficient d'échange thermique aux interfaces | | $k_s(\sigma_n) = \frac{1}{RTC} = \frac{1}{a\sigma_n^b}$ avec $\begin{cases} a = 8,4110^{-4} \\ b = -0,61396 \end{cases}$ | | | | | | | | | | | | | | | | | |

4.3.1 Evolutions de l'effort de coupe

4.3.1.1 Evolution de l'effort de coupe en fonction du temps

La figure 4.13 présente l'évolution de l'effort en fonction du temps pour l'essai unitaire et la simulation associée à une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon d'arête de 50 µm.

L'écrasement des serre-flans (avant impact) et la phase d'atténuation de la course est bien représentée par la simulation. La fin de la phase d'atténuation définie au paragraphe 3.1.4.3 du chapitre 3 est plus marquée dans les simulations numériques ce qui engendre un écart avec les courbes expérimentales. Par exemple, à 35 ms, l'écart entre l'effort expérimental (213 N mm⁻¹) et simulé (175 N mm⁻¹) est de 38 N mm⁻¹ soit près de 20 % d'écart.

Après la phase d'atténuation, l'augmentation de l'effort est aussi plus rapide pour la simulation. Les courbes se croisent jusqu'à atteindre leurs maximums respectifs. L'estimation du maximum d'effort est fidèle à l'expérience. Il est constaté une légère surévaluation de l'effort à 343 N mm⁻¹ pour la simulation contre 336 N mm⁻¹ pour l'essai unitaire. L'estimation de l'effort maximal est donnée avec une erreur maximale de 2 %. Le temps à effort maximal est plus faible pour les simulations (63 ms contre 75 ms soit 16 % d'écart).

Après avoir atteint le maximum, la décroissance de la courbe est moins abrupte pour la simulation que pour l'essai. Cette évolution pourrait s'expliquer par la non-prise en compte d'un modèle d'endommagement dans la modélisation. Cette modélisation ne prend pas en compte de modèle d'endommagement donc l'écroutissage de la tôle se poursuit malgré son amincissement.

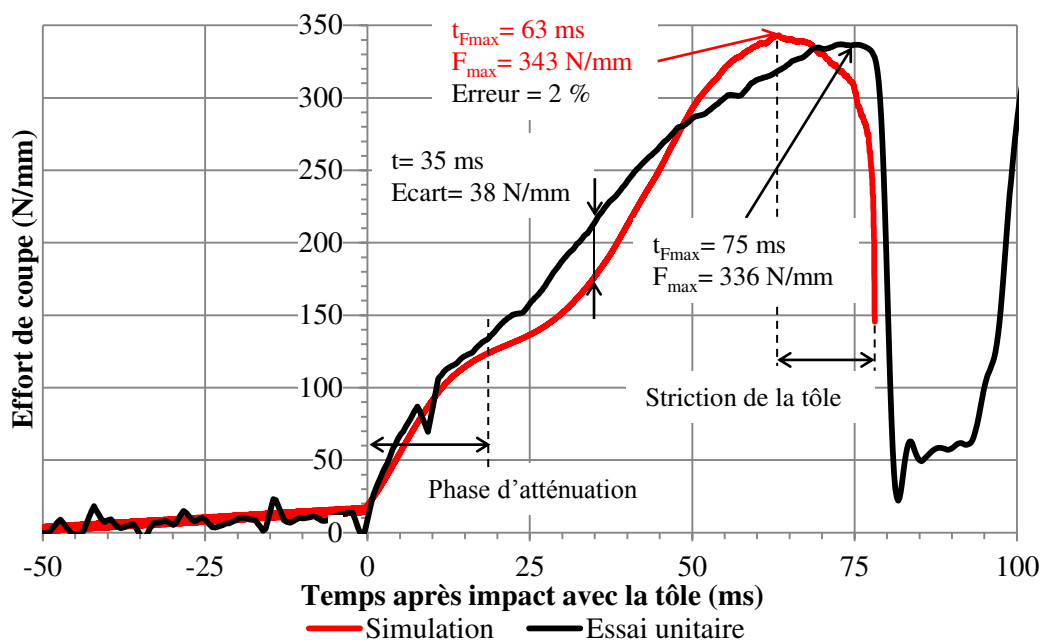


Figure 4.13 – Evolution de l'effort en fonction du temps pour l'essai unitaire et la simulation associée à une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon d'arête de 50 µm. Courbe rouge : simulation. Courbe noire : essai unitaire

4.3.1.2 Evolution de l'effort de coupe en fonction du déplacement de la traverse

L'évolution de l'effort de coupe en fonction du déplacement de la traverse après impact est présentée à la figure 4.14 pour la configuration d'essai unitaire à une température initiale de tôle de 720 °C et à un jeu de 150 µm et la simulation associée (rayon d'arête de coupe de 50 µm). Cette évolution est en accord avec celle observée par Nothhaft [Nothhaft+2012] (figure 2.31 du chapitre 2).

Au démarrage, la courbe a une évolution linéaire, ce qui signifie que le système mécanique dont la tôle fait partie est sollicité dans son domaine élastique. La fin du domaine élastique est obtenue à un déplacement de 0,15 mm pour un effort de 145 N mm⁻¹ (figure 4.14). L'apparition de la contribution élasto-plastique arrive donc à un déplacement faible car à la température évaluée par le modèle (660 °C), la limite élastique de la tôle est basse (environ 200 MPa).

Durant la sollicitation élasto-plastique, la forme bombée de la tôle est formée (figure 4.16). La fin de la formation du bombé se fait à un déplacement plus avancé avec la diminution de la température initiale de tôle. La fin de la formation du bombé est obtenue à un déplacement de 0,55 mm à la température de 720 °C, un peu avant d'atteindre l'effort maximal de coupe.

A partir de la fin de la phase de formation du bombé, la formation de la hauteur cisailée débute (figure 4.16). L'augmentation de l'effort avec le déplacement est alors moins forte jusqu'à atteindre l'effort maximal.

L'effort maximal correspond à un écrouissage maximum de la tôle compte tenu de la section courante. A l'instar du temps à effort maximal, le déplacement à effort maximal est plus faible pour la simulation que pour les essais. Le déplacement à effort maximal calculé est de 0,66 mm contre 1,04 mm pour l'essai unitaire soit 37 % d'écart. Ce phénomène peut s'expliquer par les hypothèses prises en compte dans le modèle E.F. En effet, dans la modélisation, le choix d'une géométrie 2D en déformations planes ne représente peut être pas exactement le comportement mécanique de la lame incurvée (figure 3.4.E).

Dès que l'effort maximal est obtenu, l'amincissement de la tôle devient prépondérant et l'effort chute en conséquence. Il y a d'abord une légère décroissance liée à la formation de hauteur cisailée. Enfin lorsque l'amincissement devient critique, une décroissance sévère qui matérialiserait la rupture de la tôle est observée (déformation importante des éléments dans la zone de la tôle fortement sollicitée mécaniquement). La rupture interviendrait à des déplacements très proches de ceux observés expérimentalement. Encore une fois aucun modèle d'endommagement n'est pris en compte dans le modèle de comportement de la tôle. La chute d'effort observée dans la simulation est donc liée à un phénomène géométrique.

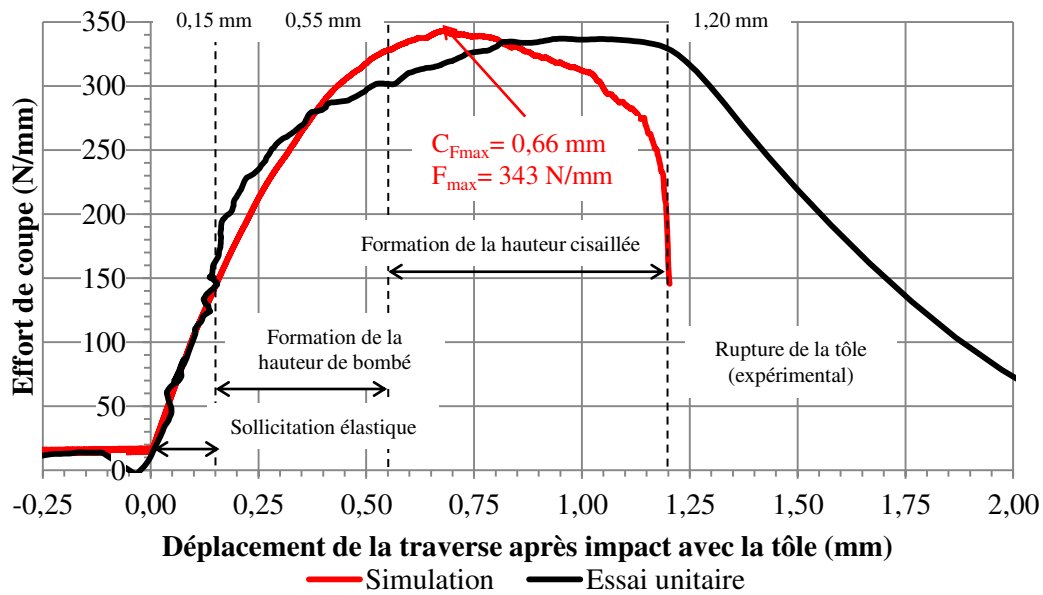


Figure 4.14 – Evolution de l’effort en fonction du déplacement de la traverse pour l’essai unitaire et la simulation associée à une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 μm et un rayon d’arête de 50 μm . Courbe rouge : simulation. Courbe noire : essai unitaire

4.3.2 Evolution de la pression de contact

La figure 4.15 présente l’évolution de la pression de contact dans la lame supérieure en fonction du temps après impact et de l’abscisse curviligne de l’arête de coupe pour une température initiale de tôle de 720 °C avec un jeu de 150 μm et un rayon de 50 μm .

La géométrie suivie concerne le voisinage du rayon d’arête de coupe (figure 4.15.A). Les abscisses curvilignes de $-500 \mu\text{m}$ à $0 \mu\text{m}$ (entrée du rayon matérialisé par le plan vert, figure 4.15.B) correspondent à la face d’attaque, de $0 \mu\text{m}$ à $78 \mu\text{m}$ au rayon de l’arête de coupe (fin du rayon matérialisé par le plan rouge, figure 4.15.B) et enfin de $78 \mu\text{m}$ à $500 \mu\text{m}$ à la face de dépouille.

A l’entrée du rayon à l’abscisse $0 \mu\text{m}$, en fonction du temps, le passage d’un plan (face d’attaque) à une courbure (rayon d’arête) semble entraîner un accroissement de la pression de contact visible par des pics de pression (figures 4.15.B et 4.15.C). Dans cette zone, le pic le plus important s’élève à 1435 MPa et il est observé à 37 ms (figure 4.15.B). Dans l’arête de coupe, l’évolution est marquée par des pics de pressions. De l’instant de l’indentation de la tôle jusqu’au temps à effort maximal, le minimum de pression de contact appliqué à l’arête de coupe est de 500 MPa. Le pic de pression maximale observé est de 1700 MPa à 46 ms (figure 4.15.B). En face de dépouille, la nappe de pression n’est pas continue. Des pics de pression sont présents et se décalent vers la face de dépouille (vers les abscisses curvilignes les plus fortes) avec le temps sans être continus avec la pression observée à la fin de l’arête de coupe matérialisée par le deuxième plan rouge (abscisse curviligne de $78 \mu\text{m}$, figure 4.15.A). Si le contact n’est pas établi, il y a une

chute locale à pression nulle. Les discontinuités observées dans la nappe sont liées à la détection du contact et constituent des artefacts de calcul.

Trois évolutions de pression de contact en fonction de l'abscisse curviligne correspondant au début de l'indentation de la tôle, à la fin de la formation du bombé et à l'instant pour lequel l'effort est maximal sont présentées en figure 4.15.C. La zone de contact est la même pour les trois instants ($450\text{ }\mu\text{m}$). A l'entrée de l'arête de coupe en face d'attaque, la pression est la plus importante au début de l'indentation à 43 ms ce qui confirmera l'évolution de l'enveloppe des contraintes dans la lame (figure 4.18).

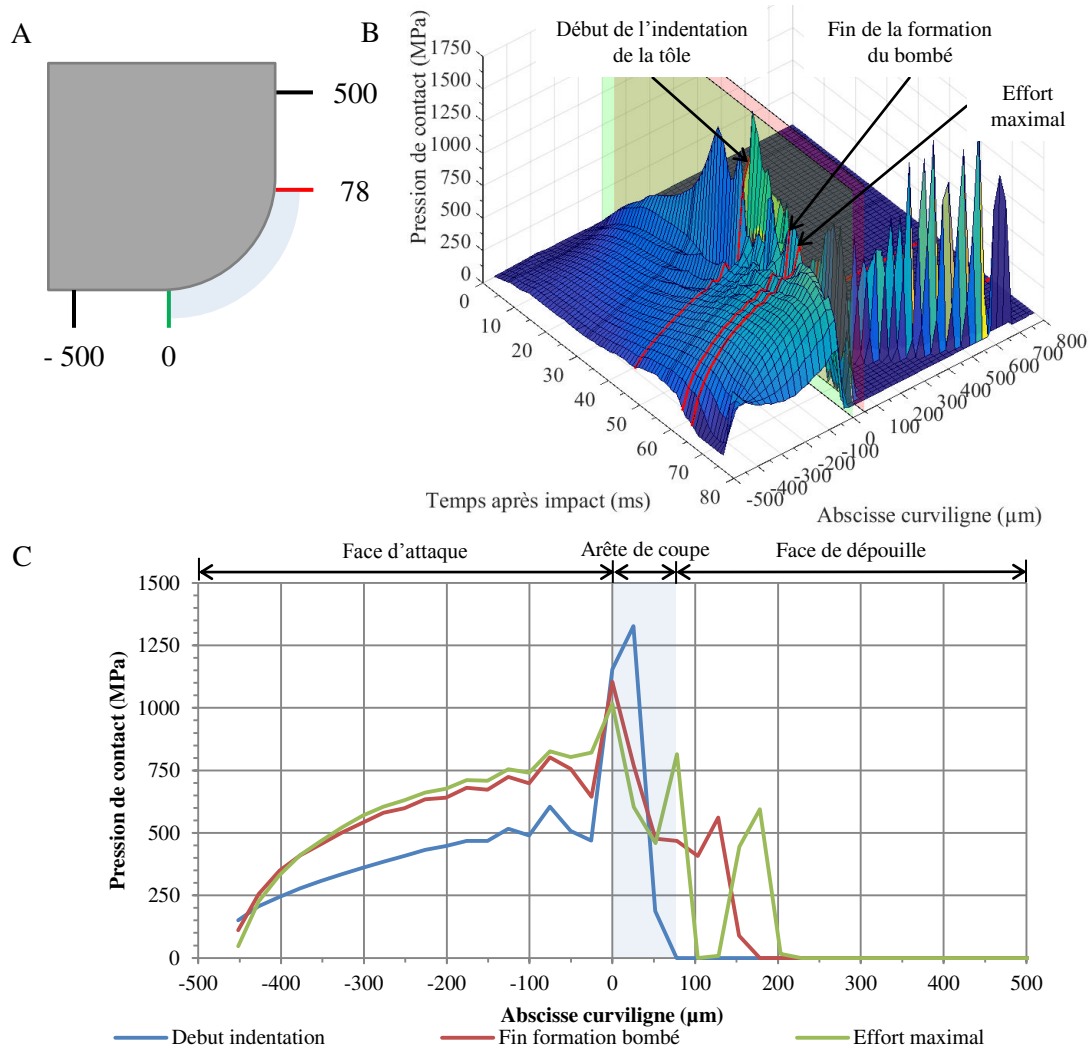


Figure 4.15 – Evolution de la pression de contact dans la lame supérieure en fonction du temps et de l'abscisse curviligne pour une température initiale de tôle de $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ avec un jeu de $150\text{ }\mu\text{m}$ et un rayon de $50\text{ }\mu\text{m}$. (A) Abscisse curviligne au voisinage du rayon d'arête. (B) Nappe de pression. (C) Evolution de la pression le long de l'abscisse curviligne à trois instants caractéristiques

4.3.3 Evolutions des températures et des contraintes dans l'arête de coupe au cours du temps

4.3.3.1 Champs de températures et de contraintes dans l'arête de coupe au cours du temps

La figure 4.16 présente les iso-contours de contrainte équivalente de Von Mises et de température dans la lame supérieure au cours de la descente de la lame à des instants caractéristiques de la découpe pour une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon d'arête de 50 µm.

Lors de l'impact, les contraintes sont majoritairement concentrées sur la face d'attaque de la lame supérieure en sous couche et se répartissent d'une manière elliptique le long de la face (figure 4.16.A). Elles sont de l'ordre de 300 MPa. De même, les températures dans cette zone augmentent par conduction avec la tôle, le champ de température est lui aussi elliptique (figure 4.16.B).

Le début de l'indentation de la tôle génère en face d'attaque à l'entrée du rayon d'arête en sous couche une contrainte très localisée et intense de l'ordre de 1350 MPa (figure 4.16.A). Lors de l'indentation, la tôle s'enroule autour de l'arête. La normale au contact donne la direction du flux thermique. En conséquence, le front de température forme toujours un quart d'ellipse autour de l'arête dont le grand axe serait la face d'attaque. La température en surface augmente entre 300 °C et 400 °C (figure 4.16.B). La contrainte dans la lame a une origine thermo-mécanique puisque les champs n'ont pas la même forme.

A la fin de la formation du bombé, la contrainte se concentre à la sortie de l'arête de coupe en face de dépouille (figure 4.16.A). C'est à dire que pendant la formation du bombé, la plus forte concentration de contrainte s'est délocalisée de l'entrée du rayon en face d'attaque à la sortie du rayon en face de dépouille. La contrainte est évaluée à 925 MPa pour une température initiale de tôle de 720 °C. Le champ de température à la même forme que pendant la phase d'indentation, seul le niveau de température augmente (figure 4.16.B).

Pendant la formation de la zone cisailée, les contraintes se concentrent à la sortie du rayon en face de dépouille (intensité la plus élevée) et un peu plus haut sur la face de dépouille. Ces points de concentration sont liés à l'occurrence du contact entre les éléments de lame et ceux de la tôle. Pour les points où la contrainte est la plus forte, la contrainte s'élève à 1000 MPa (figure 4.16.A). Le champ de température à la même forme que pour les instants précédents et de la même manière les fronts qui ont la même gamme de températures s'étendent à l'intérieur de la lame (légère accentuation de l'échauffement de l'outil, figure 4.16.B).

4.3.3.2 Evolution de la température de surface de l'arête de coupe au cours du temps

La figure 4.17 présente l'évolution de la température de surface de la lame supérieure et inférieure en fonction du temps après impact avec la tôle pour une température initiale de tôle de 720 °C avec un jeu de 150 µm et un rayon de 50 µm.

La lame supérieure voit sa température de surface de l'arête de coupe s'élever très brusquement (en 10 ms), puis l'augmentation est moins forte mais continue jusqu'à

atteindre 390°C à 63 ms (temps à effort maximum). Pour la lame inférieure, la température de surface croît jusqu'à 63 ms, se stabilise à 310°C et décroît à partir de 75 ms (rupture supposée de la tôle). Pour les deux cas, pendant la phase de contribution thermo-mécanique, l'évolution de la température est bruitée. A tout instant, le niveau de température est toujours inférieur pour la lame inférieure.

Pour le cas étudié et pour une seule frappe, les niveaux de températures maximums restent inférieurs aux températures minimales de revenus des matériaux étudiés (550°C pour la nuance X38CrMoV5 [Uddeholm AB2013] et 525°C pour la nuance X70CrMoV5-2 [Uddeholm AB2016]).

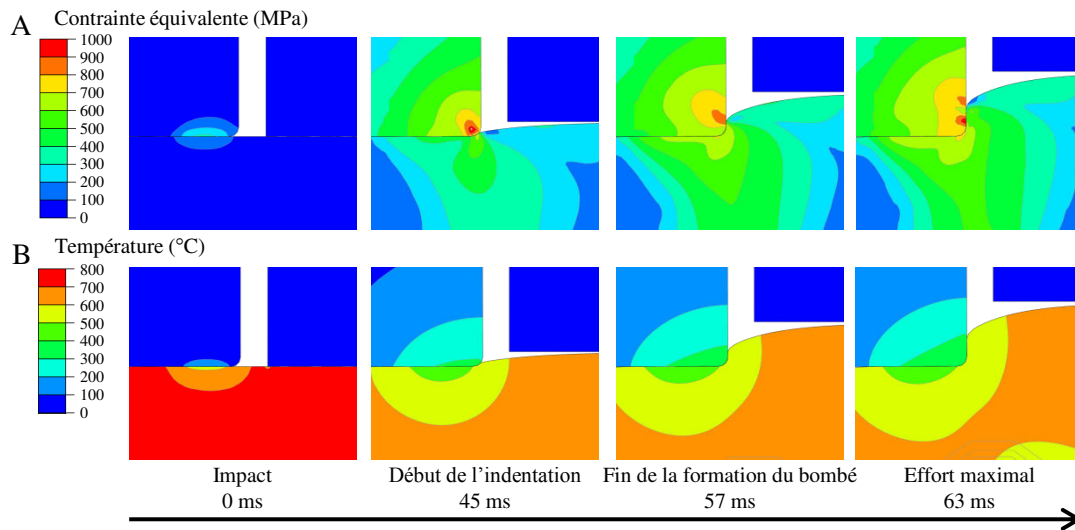


Figure 4.16 – Champs de contrainte et de température dans la lame supérieure au cours d'une frappe pour une température initiale de tôle 720°C , à un jeu de $150\ \mu\text{m}$ et un rayon d'arête de $50\ \mu\text{m}$. (A) : Contraintes. (B) : Températures

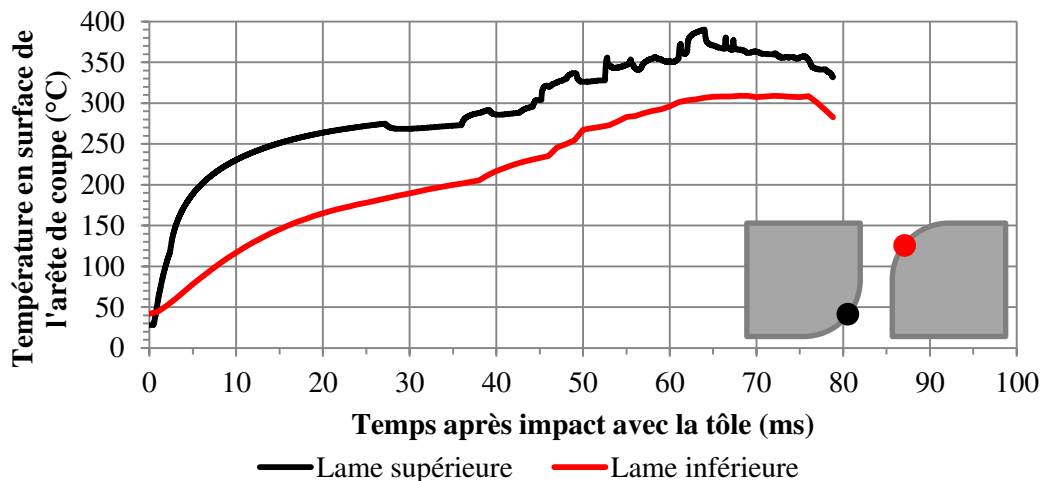


Figure 4.17 – Evolutions de la température de surface de l'arête de coupe de la lame supérieure et inférieure en fonction du temps après impact avec la tôle pour une température initiale de tôle de 720°C avec un jeu de $150\ \mu\text{m}$ et un rayon de $50\ \mu\text{m}$. Courbe noire : lame supérieure. Courbe rouge : lame inférieure

4.3.3.3 Evolution de l'enveloppe des contraintes dans l'arête de coupe au cours du temps

Pour généraliser l'analyse des contraintes dans la lame au cours d'une frappe, il est proposé de constater l'évolution de l'enveloppe maximale des contraintes de Von Mises de tous les éléments de $25\mu\text{m}$ dans la zone des faces d'attaque et de dépouille au voisinage de l'arête de coupe ($0,5 \times 1\text{ mm}^2$, figure 4.10). L'évolution de la contrainte de Von Mises est tracée en fonction du temps pour tous ces éléments et la bordure extérieure décrite par le faisceau de courbes est retenue. C'est la notion d'enveloppe de contrainte proposée par Nothhaft [Nothhaft+2012 ; Nothhaft2014]. Autrement dit, à un instant donné, il y a au moins un élément de la zone étudiée qui possède la contrainte calculée.

La figure 4.18 présente les évolutions de l'enveloppe de contrainte en fonction du temps dans l'arête de coupe de la lame supérieure et de la lame inférieure pour une température initiale de tôle de 720°C avec un jeu de $150\mu\text{m}$ et un rayon de $50\mu\text{m}$. Pour les deux lames, le régime d'évolution correspondant à la contribution d'origine thermo-mécanique est donc présenté.

Pour la lame supérieure, l'allure générale de l'évolution se distingue par une forte croissance de l'impact avec la tôle jusqu'à 30 ms, jusqu'à atteindre un pic de contrainte à 1360 MPa correspondant au début de l'indentation de la tôle à 45 ms (figure 4.16). Ce pic de contrainte est corrélé à cet instant avec l'évolution de la pression de contact établie précédemment (figure 4.15). Puis une légère décroissance pendant la phase de formation du bombé (minimum local de 850 MPa à 60 ms) est observée. Enfin, la courbe redevient croissante pendant la formation de la zone cisailée.

Pour la lame inférieure, la contrainte calculée est presque toujours inférieure à celle de la lame supérieure, un pic de contrainte de 1095 MPa est observé à 53 ms. Les évolutions sont bruitées à cause du faible nombre d'éléments pour décrire l'arête de coupe.

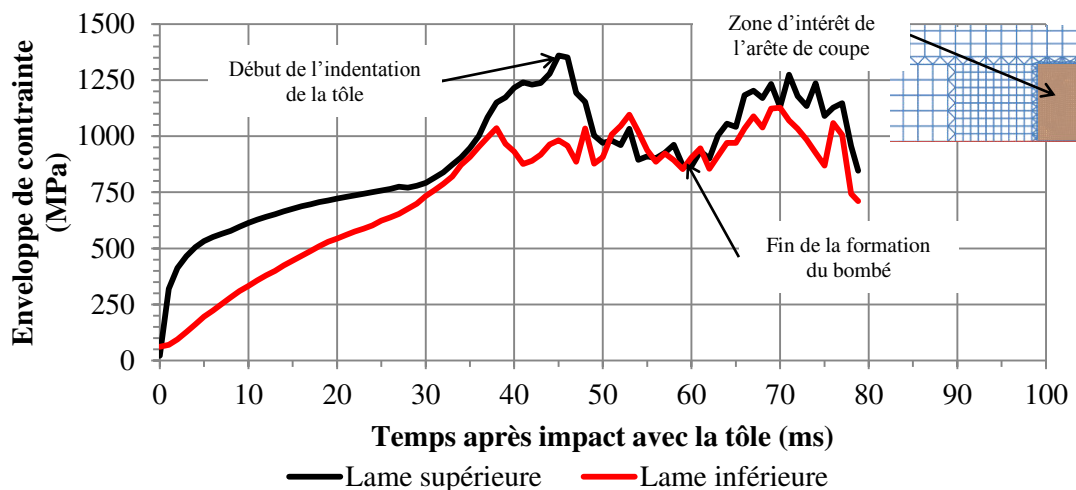


Figure 4.18 – Evolutions de l'enveloppe de la contrainte de Von Mises au voisinage de l'arête de coupe de la lame supérieure ($0.5 \times 1\text{ mm}^2$) en fonction du temps et de la lame inférieure pour une température initiale de tôle de 720°C avec un jeu de $150\mu\text{m}$ et un rayon de $50\mu\text{m}$. Courbe noire : lame supérieure. Courbe rouge : lame inférieure

4.3.3.4 Composantes du tenseur des contraintes de l'élément central de l'arête de coupe au cours du temps et influence de la prise en compte de la dilatation thermique

L'analyse de l'évolution des composantes permet de connaître la nature des sollicitations (compression ou traction). La comparaison avec un cas de calcul dont la dilatation thermique des lames n'est pas prise en compte permet de constater l'influence de ce paramètre sur les composantes du tenseur des contraintes.

La figure 4.19 présente les évolutions des composantes du tenseur des contraintes calculées pour l'élément au centre du rayon d'arête de coupe en surface au cours du temps pour une configuration avec une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon d'arête de 50 µm en prenant en compte ou non de la dilatation thermique des lames (cas validé pour la suite des calculs).

Pour le cas sans prise en compte de la dilatation thermique, les composantes σ_{11} , σ_{22} et σ_{33} passent par une phase de traction de faible intensité (contrainte positive et inférieure à 400 MPa) pendant 40 ms (phase d'indentation de la tôle) puis par une phase de compression intense pendant la formation du bombé (contraintes négatives de l'ordre de 1200 MPa pour σ_{11} et σ_{22} et 740 MPa pour σ_{33}). La contrainte de cisaillement σ_{12} est négative (torsion dans le sens horaire) pendant la phase d'indentation et peut atteindre 200 MPa. Pendant la phase de formation du bombé, elle redevient positive (torsion dans le sens trigonométrique) et atteint 300 MPa. Pendant la formation de la zone cisailée, la contrainte de cisaillement devient négative et de l'ordre de 200 MPa.

Pour le cas avec prise en compte de la dilatation thermique de la lame, les composantes σ_{11} , σ_{22} et σ_{12} sont similaires au cas sans prise en compte de la dilatation thermique. Ces contributions ont donc une origine mécanique. La composante σ_{33} est à tout instant beaucoup plus intense que celle du cas sans prise en compte de la dilatation thermique puisque la contrainte maximale de compression peut atteindre 1600 MPa contre 740 MPa. Une explication serait que la déformation ϵ_{33} (hors plan) étant fixée à 0 par l'hypothèse de déformation plane, empêche la dilatation ce qui génère la contrainte σ_{33} . A 40 ms, l'écart sur la composante σ_{33} engendré par la prise en compte de la dilatation thermique est de près de 760 MPa. La dilatation thermique de la lame donc peut engendrer une contrainte élevée dans la troisième direction. C'est aussi cette composante qui serait la plus affectée par l'aspect thermo-mécanique de l'opération.

Les sollicitations dans l'arête de la lame sont donc complexes par leurs évolutions. Le découpage de la tôle à chaud engendre donc majoritairement une compression de l'arête dans les trois directions de l'espace associée à un cisaillement prononcé pendant la phase de la formation du bombé.

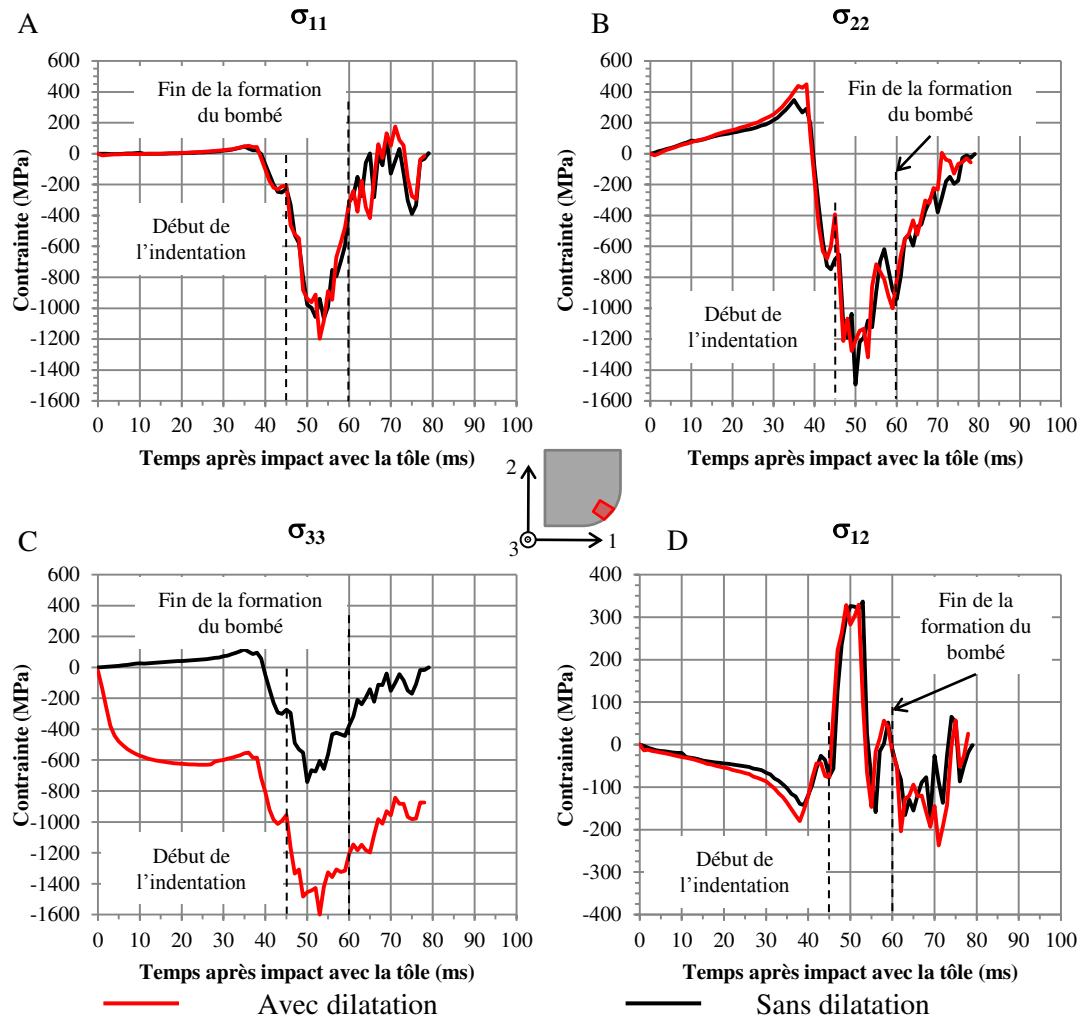


Figure 4.19 – Evolutions des composantes du tenseur des contraintes calculées pour l'élément au centre du rayon d'arête de coupe en surface au cours du temps pour une configuration avec une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm et la prise en compte ou non de la dilatation thermique des lames. (A) Composante σ_{11} . (B) Composante σ_{22} . (C) Composante σ_{33} . (A) Composante σ_{12} . Courbes rouges : avec dilatation thermique. Courbes noires : sans dilatation thermique

4.3.4 Evolutions des vitesses de déformation

L'opération de cisailage implique des vitesses de déformation rapides dans la tôle [Johnson+1967]. Pour réaliser les simulations, une hypothèse quant à la sensibilité de l'écrouissage de la tôle à la vitesse de déformation a été formulée. Ces paragraphes montrent l'évolution de la vitesse de déformation au cours du temps dans la tôle et l'arête de coupe de la lame. La gamme de vitesses de déformation établie pourra servir à définir des essais de caractérisation de comportements thermo-mécaniques dans de prochains travaux.

La figure 4.20 présente les évolutions de la vitesse de déformation au cours du temps pour une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon de 50 µm dans cinq éléments au centre de la tôle dans le sens transversal et l'évolution moyenne de cinq éléments de l'arête de coupe de la lame au cours du temps. Les vitesses de déformation sont calculées au point d'intégration de chaque élément, c'est à dire au centre des éléments CPE4RT.

4.3.4.1 Vitesses de déformation engendrées dans la tôle

La figure 4.20.A présente les évolutions de la vitesse de déformation au cours du temps pour une température initiale de tôle de 720 °C, un jeu de 150 µm et un rayon de 50 µm dans cinq éléments au centre de la tôle dans le sens transversal.

La vitesse de déformation de tous les éléments a tendance à croître avec la découpe de la tôle. De l'impact jusqu'à la phase d'indentation, la vitesse de déformation de la tôle reste inférieure à 10 s⁻¹ dans tous les éléments transversaux. A ce stade, la description de la dépendance de l'écrouissage de la tôle avec la vitesse de déformation à partir des études menées en l'emboutissage à chaud [Merklein+2006] (jusqu'à 1 s⁻¹) peut être suffisante pour décrire le comportement de la tôle.

Du début de l'indentation à la fin de la formation du bombé, les deux éléments proches des surfaces (M1 et M5 sur la figure 4.20.A) ont des vitesses de déformation dépassant 100 s⁻¹. Les trois éléments les plus proches du centre (M2, M3 et M4 sur la figure 4.20.A) ont des vitesses comprises entre 30 s⁻¹ et 50 s⁻¹. A partir de cette phase, la description de la dépendance de l'écrouissage de la tôle avec la vitesse de déformation à partir des études menées en emboutissage à chaud [Merklein+2006] n'est plus suffisante pour décrire le comportement de la tôle. Il faut donc connaître le comportement de la tôle dans ces vitesses de déformation ou faire une hypothèse sur le comportement de la tôle (c'est le cas pour les simulations, figure 4.12).

De la fin de la formation du bombé à l'instant où l'effort de coupe est maximal, la vitesse de déformation calculée dans les éléments M2, M3 et M4 (figures 4.20.A) continue de croître entre 60 s⁻¹ et 100 s⁻¹. L'élément M5 (élément de surface côté lame inférieure) à une vitesse de déformation de 160 s⁻¹. La vitesse de l'élément M1 chute à 30 s⁻¹ lorsque l'effort est maximal.

A partir de l'instant pour lequel l'effort est maximal jusqu'à la fin de la découpe, la vitesse de déformation des éléments continue à augmenter fortement et dépasse les 100 s⁻¹. A 75 ms, les vitesses sont supérieures à 200 s⁻¹.

subir les échauffements et les contraintes les plus importants (figure 4.17 et 4.18). Sur un cycle de découpe, les contraintes mécaniques dans l'arête de coupe sont très élevées (de l'ordre de 1300 MPa) et les températures de surface sont proches (près de 400 °C) des températures de revenu (minimum 550 °C). Ces contraintes sont le résultat d'une pression de contact intense en surface de l'arête de coupe (au maximum de 1700 MPa, figure 4.15). A 400 °C, Barrau [Barrau2004] indique que la limite élastique du X38CrMoV5 est de 1010 MPa, l'arête de coupe est donc susceptible de se déformer plastiquement lors de la découpe de la tôle. Les contraintes maximales sont détectées pour des temps correspondant au début de la phase d'indentation de la tôle (figure 4.18) et non pas au moment où l'effort est maximal ce qui tend à confirmer les observations de Nothhaft [Nothhaft+2012] en découpage à froid du 22MnB5 martensitique.

Les vitesses de déformation dans la tôle et les outils sont très importantes (figure 4.20) au regard de celles imposées lors des campagnes de caractérisation des comportements mécaniques menées par la littérature (jusqu'à $0,01\text{ s}^{-1}$ pour les outils [Velay2003 ; Barrau2004] et 1 s^{-1} pour la tôle [Merklein+2006]). Pour lever l'hypothèse quant à l'extrapolation du comportement plastique de la tôle à hautes vitesses de déformation en température, il y a nécessité de caractériser le comportement de la tôle à des vitesses de déformation très importantes pouvant atteindre 500 s^{-1} . En l'état actuel des travaux, l'extrapolation logarithmique du comportement plastique de la tôle prise en compte est valide. De même, le comportement des nuances de lames doit être caractérisé à plus haute vitesse de déformation (au moins 1 s^{-1}) pour que le comportement pris en compte dans la lame soit représentatif des sollicitations subies.

Compte tenu du fait que le maximum de contrainte est atteint au début de l'indentation de la tôle, c'est à dire pour une phase où la tôle a un comportement élasto-plastique, il ne semble pas forcément nécessaire de devoir introduire un modèle d'endommagement à la tôle pour pouvoir caractériser les contraintes dans les arêtes de coupe des lames. En revanche, si l'objectif du modèle EF était de caractériser la qualité de la tôle après découpe, alors il serait nécessaire d'introduire un comportement thermo-élasto-plastique endommageable à la tôle. La caractérisation de cet endommagement devrait se faire pour des vitesses de déformation de $0,1\text{ s}^{-1}$ à 1000 s^{-1} sur une gamme de température de 400 °C à 900 °C.

4.4 Etude numérique de l'influence des paramètres de l'opération

Fort de la validation d'un cas de simulation, l'effet de la température initiale de la tôle, du jeu et du rayon d'arête de coupe sur l'effort de coupe, la contrainte maximale dans l'arête de coupe et la température maximale en surface de l'arête sont étudiés.

4.4.1 Configurations utilisées dans les simulations

Les configurations utilisées pour les simulations numériques des essais unitaires ont été choisies pour :

- évaluer le niveau d'effort, de contraintes et de températures dans la partie active de la lame supérieure avec la température initiale de tôle
- évaluer le niveau d'effort, de contraintes et de températures dans l'arête de coupe avec le jeu
- évaluer le niveau d'effort, de contraintes et de températures dans l'arête de coupe avec la dégradation de l'outil (effet du rayon d'arête)

Les niveaux des paramètres, regroupés au tableau 4.7 de cette étude correspondent aux niveaux de températures initiales de tôle des essais unitaires, des jeux de découpe dans toute la gamme possible rencontrée dans l'industrie [Maillard2009] et des niveaux de rayon d'arête supposés.

Ne pouvant reproduire numériquement l'usure de l'arête de coupe, la valeur du rayon d'arête de coupe est imposée ce qui suppose un niveau d'usure a priori connu pour la simulation. L'effet du rayon sur l'effort de coupe, la contrainte et la température donne indirectement l'effet de l'usure sur ces paramètres. Le rayon à 0 μm correspond à un outil neuf, ceux compris entre 25 μm et 200 μm à un outil en cours de dégradation après une phase de rodage et ceux à 500 μm et 1000 μm à un outil dont l'état de dégradation serait critique. Des photographies réalisées par l'outilleur partenaire du projet *SMP* (non présentées ici) sur des lames industrielles usées ont indiqué des valeurs de rayons de près de 1 mm après environ 100 000 cycles.

Table 4.7 – Niveaux retenus dans l'étude paramétrée

| | |
|--|---|
| Température initiale de la tôle ($^{\circ}\text{C}$) | [550 ; 720 ; 800] |
| Jeu (μm) | [25 ; 50 ; 100 ; 150 ; 200 ; 250 ; 300] |
| Rayon d'arête (μm) | [0 ; 25 ; 50 ; 100 ; 200 ; 500 ; 1000] |

4.4.2 Evolutions de l'effort maximal de coupe

La mesure de l'effort de coupe est un indicateur dimensionnant pour l'opération, il est donc nécessaire de l'étudier en fonction de la température de la tôle, du jeu et du rayon d'arête de coupe.

4.4.2.1 Effet de la température initiale de la tôle

La figure 4.21 compare les évolutions de l'effort maximal obtenues lors des essais unitaires et simulés en fonction de la température initiale de la tôle pour un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm .

L'effet de la température initiale de la tôle est prépondérant sur l'effort de coupe. Plus la température est élevée moins l'effort de coupe est important passant de 530 N mm^{-1} à 550°C à 284 N mm^{-1} à 800°C (division par deux de l'effort en augmentant la température de 250°C). Comme pour les essais unitaires, une interpolation logarithmique est établie pour les résultats de simulation. L'écart entre les efforts calculés par simulation numérique et les essais unitaires est de 6 % ce qui est une estimation correcte.

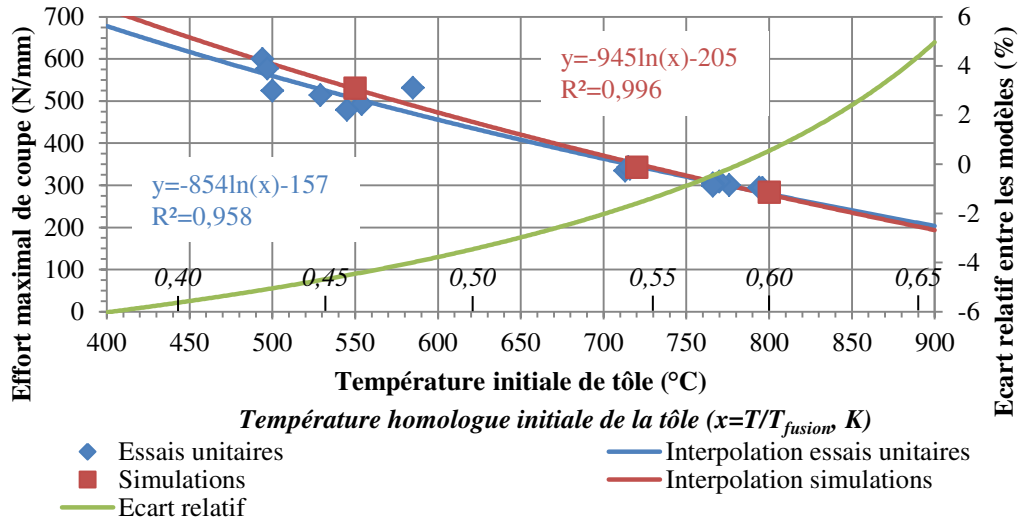


Figure 4.21 – Evolutions de l'effort obtenus lors des essais unitaires et simulés en fonction de la température initiale de la tôle pour un jeu de $150 \mu\text{m}$. Courbe et losanges bleus : essais unitaires. Courbe et carrés rouges : simulation numérique avec un rayon d'arête de $50 \mu\text{m}$. Courbe verte : écart entre les interpolations

4.4.2.2 Effet du jeu

La figure 4.22 présente les résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du jeu pour les trois niveaux de température avec un rayon d'arête de $50 \mu\text{m}$.

L'effort a tendance à décroître avec les jeux les plus forts ce qui est en accord avec les observations de So [So2015] obtenus en poinçonnage. L'augmentation du jeu favoriserait le moment fléchissant dans la tôle [So2015] et ainsi son écoulement dans le jeu. Ainsi, l'effort à fournir est moins important pour rompre la tôle grâce à l'augmentation du "bras de levier" (le jeu). La décroissance la plus forte est observée pour la température initiale de la tôle de 550°C (près de 100 N mm^{-1} sur toute la plage du jeu). Cependant, il est remarquable avec des jeux dépassant $190 \mu\text{m}$ d'observer une inflexion des évolutions. Pour une température de tôle de 800°C , l'effort maximal est obtenu pour un déplacement de traverse plus avancé à un jeu de $300 \mu\text{m}$ que pour un jeu de $150 \mu\text{m}$. La température de la tôle est inférieure d'environ 30°C pour le cas à un jeu de $300 \mu\text{m}$ par rapport au cas à $150 \mu\text{m}$ et en conséquence la contrainte d'écoulement est alors légèrement supérieure ce qui peut expliquer cette inflexion sur les évolutions des efforts maximums.

L'effet du jeu tend aussi à s'estomper avec les fortes températures initiales de tôle. Ainsi à 550°C , l'écart d'effort maximal entre la configuration avec le jeu le plus faible et celle avec le jeu le plus élevé est de 100 N mm^{-1} contre 12 N mm^{-1} pour une température

initiale de tôle de 800 °C. Ces constatations vont dans le sens des observations menées par So [So2015].

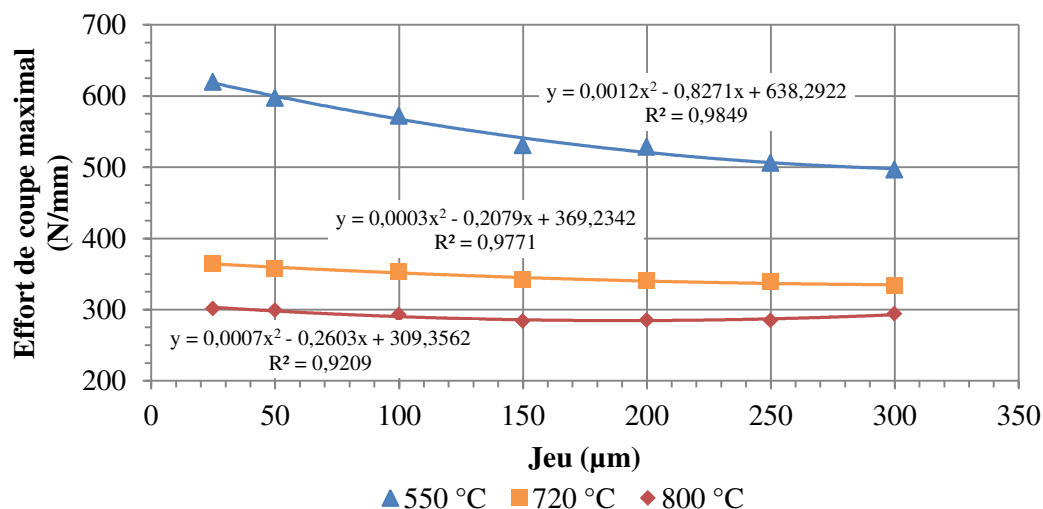


Figure 4.22 – Résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du jeu pour trois températures initiales de tôles à un jeu de 150 μm, un rayon d'arête de 50 μm. Courbe bleue : 550 °C. Courbe orange : 720 °C. Courbe rouge : 800 °C

4.4.2.3 Effet du rayon d'arête de coupe

La figure 4.23 présente les résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du rayon d'arête de coupe pour trois niveaux températures initiales de tôles à un jeu de 150 μm.

Les évolutions sont toutes dans un premier temps croissantes avec l'augmentation du rayon (ce qui traduit indirectement l'usure de l'arête de coupe), puis à partir d'un rayon limite elles ont tendance à s'infléchir (inflexion des courbes de régression polynomiale d'ordre 3). Ainsi pour une température de tôle de 550 °C, la courbe est croissante jusqu'à un rayon de 365 μm pour un effort de 610 N mm⁻¹. Pour une tôle à 720 °C, la croissance est observable jusqu'à un rayon de 730 μm à un effort de 450 N mm⁻¹. Enfin pour une tôle à 800 °C, la croissance est observable jusqu'à 792 μm à un niveau d'effort de 400 N mm⁻¹. En d'autres termes, plus l'usure de l'arête de coupe sera accentuée, plus l'accroissement de l'effort sera important avec des températures de tôles plus basses. Les évolutions restent cependant contenues dans une bande de 100 N mm⁻¹ par rapport à leur niveau initial ce qui reste faible en comparaison à l'effet de la température dont l'évolution est dans un intervalle de 400 N mm⁻¹ sur toute la plage de température.

De plus, le niveau d'effort à rayon nul augmente de manière inversement proportionnelle à la température.

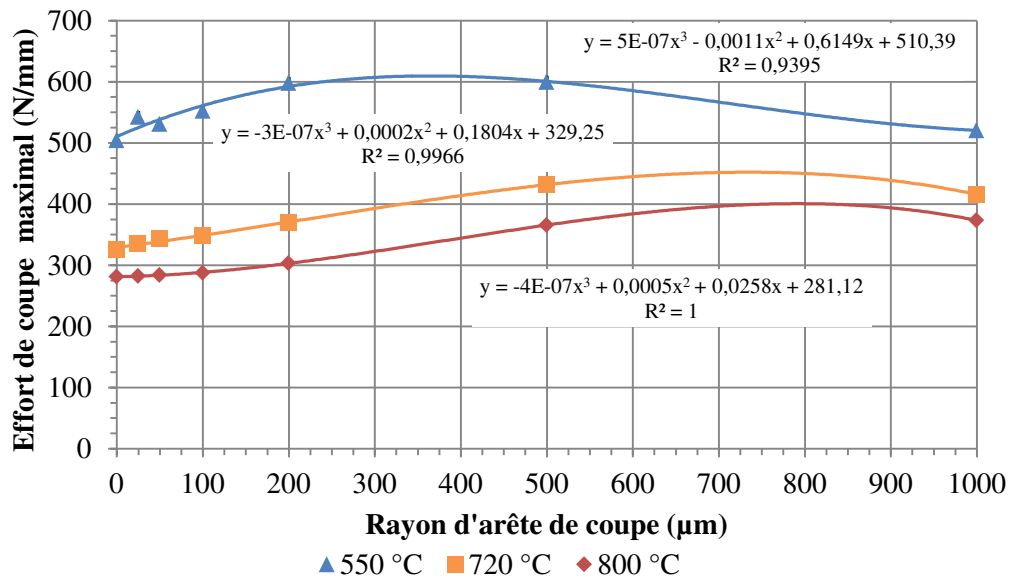


Figure 4.23 – Résultats de la simulation numérique sur les évolutions de l'effort maximal de coupe en fonction du rayon d'arête de coupe pour trois températures initiales de tôles à un jeu de 150 μm. Courbe bleue : 550 °C. Courbe orange : 720 °C. Courbe rouge : 800 °C

4.4.3 Evolutions de la température maximale de surface de la lame supérieure

4.4.3.1 Effet de la température initiale de la tôle

La figure 4.24 présente les évolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour trois configurations de jeux et un rayon d'arête de 50 μm.

Pour les trois configurations de jeux, la température en surface des lames augmente avec l'augmentation de la température initiale de la tôle ce qui est logique. Le niveau de température de lame minimal de 315 °C est atteint pour une configuration avec un jeu de 150 μm et une température initiale de tôle de 550 °C. Le niveau maximal de température de lame de 420 °C est obtenu pour une configuration de 300 μm à une température initiale de tôle de 800 °C.

4.4.3.2 Effet du rayon d'arête

La figure 4.25 présente les évolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de la tôle et un jeu de 150 μm.

Pour les trois cas de températures initiales de tôle, les températures de surface décroissent et tendent à se stabiliser avec l'augmentation du rayon. L'évolution est contenue dans un intervalle de 136 °C pour le cas à 800 °C, 176 °C pour le cas à 720 °C et 184 °C pour le cas à 550 °C. Lorsque la lame est neuve (cas pour un rayon nul), la température de

surface est supérieure à 400 °C. Plus particulièrement, pour les cas à 720 °C et 800 °C, la température est de l'ordre de 470 °C soit 80 °C en dessous de la température minimale de revenu pour la nuance X38CrMoV5 [Uddeholm AB2013]. Les lames neuves auraient donc tendance à subir un échauffement très intense ce qui peut favoriser une usure rapide.

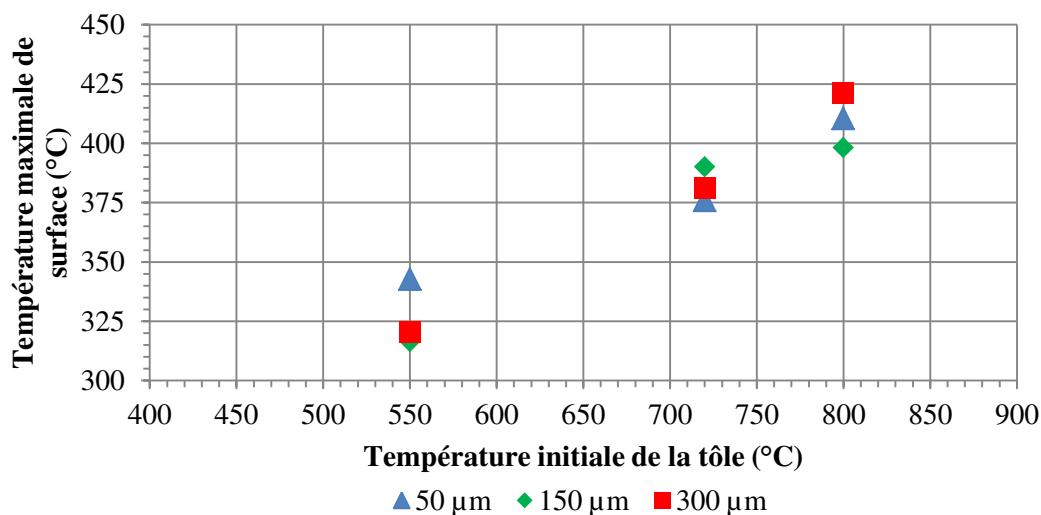


Figure 4.24 – Evolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour trois configurations de jeux et un rayon d'arête de 50 μm

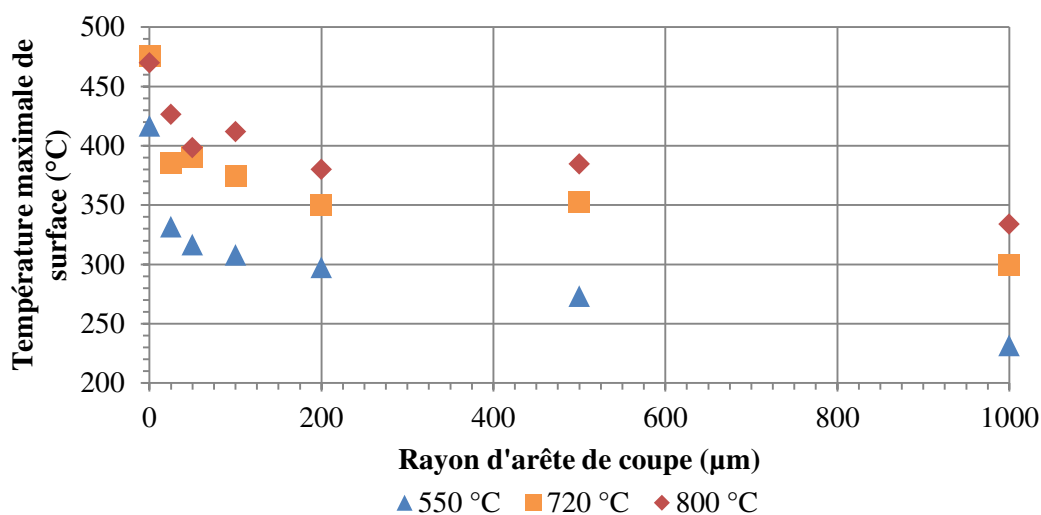


Figure 4.25 – Evolutions des températures maximales en surface de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de la tôle et un jeu de 150 μm

4.4.4 Evolutions de la contrainte maximale dans l'arête

A des fins de dimensionnement, le niveau maximal des contraintes dans l'arête de coupe peut être comparé à la limite d'élasticité de la nuance des lames. A l'instant pour lequel la contrainte dans l'arête de coupe est maximale σ_{max} correspond une température de surface de la lame T_{surf} . Pour cette température de surface T_{surf} , la limite d'élasticité R_e de la nuance est identifiée à partir des valeurs expérimentales de Barrau [Barrau2004] (X38CrMoV5 à 47 HRC). L'écart relatif en % à la limite d'élasticité R_e pour cette température de surface T_{surf} s'exprime suivant la formule 4.4.1. Si cet écart est positif alors l'arête de coupe est susceptible de se déformer plastiquement.

$$ecart = 100 \frac{\sigma_{max} - R_e(T_{surf})}{R_e(T_{surf})} \quad (4.4.1)$$

4.4.4.1 Effet de la température initiale de la tôle

La figure 4.26 présente les évolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour les trois niveaux de jeux et un rayon d'arête de 50 μm .

La température initiale de la tôle a un effet prépondérant sur la contrainte maximale dans l'arête de coupe. Plus la température initiale de la tôle est importante, moins la contrainte est élevée (figure 4.26.A). Le maximum de contrainte de 2200 MPa est atteint pour une température de tôle de 550 °C et un jeu de 50 μm . Le minimum de contrainte de 1210 MPa est obtenu pour une température de tôle de 800 °C et un jeu de 150 μm .

Les écarts à la limite d'élasticité montrent que toutes les configurations sont susceptibles de provoquer de la déformation plastique au niveau de l'arête de coupe (figure 4.26.B). Les configurations les plus endommageantes sont celles pour lesquelles la température initiale de la tôle est de 550 °C car elles ont un écart à la limite d'élasticité de plus de 80 %. Pour les températures initiales de tôles supérieures à 720 °C, la configuration la moins endommageante est celle dont le jeu est de 150 μm .

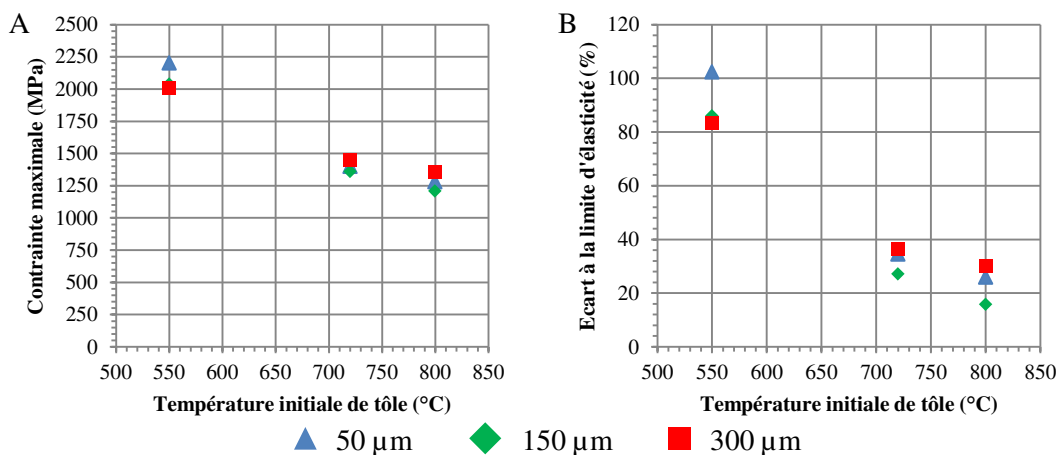


Figure 4.26 – Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour les trois niveaux de jeux et un rayon d'arête de 50 μm . (A) Contraintes calculées. (B) Ecart à la limite d'élasticité de la nuance X38CrMoV5 à 47 HRC

4.4.4.2 Effet du jeu

La figure 4.27 présente les évolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du jeu pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un rayon d'arête de 50 μm .

Deux évolutions de contraintes maximales sont distinguées (figure 4.27.A). La première évolution (figure 4.27.A), pour le cas à une température de tôle de 550 °C montre que la contrainte est croissante entre 25 μm et 50 μm (de 2120 MPa à 2200 MPa) puis décroît avec l'augmentation du jeu vers une valeur stabilisée à 2000 MPa pour un jeu de 300 μm . La seconde évolution (figure 4.27.A), montre un minimum local de 1330 MPa à un jeu de 100 μm pour une tôle à 720 °C et de 1210 MPa à un jeu de 150 μm pour une tôle à 800 °C. Pour une température de tôle de 720 °C, l'évolution est contenue dans un intervalle de 210 MPa. Pour le cas à 800 °C, la contrainte est comprise dans un intervalle de 520 MPa.

L'écart à la limite d'élasticité minimale est de 16 % pour le cas à une température initiale de tôle de 800 °C et un jeu de 150 μm (figure 4.27.B). Pour le cas à 800 °C, l'écart minimal est de 24 %. Comme les écarts relatifs sont toujours positifs quelle que soit la température initiale de la tôle et le jeu, un rayon d'arête de 50 μm est toujours susceptible de se déformer plastiquement.

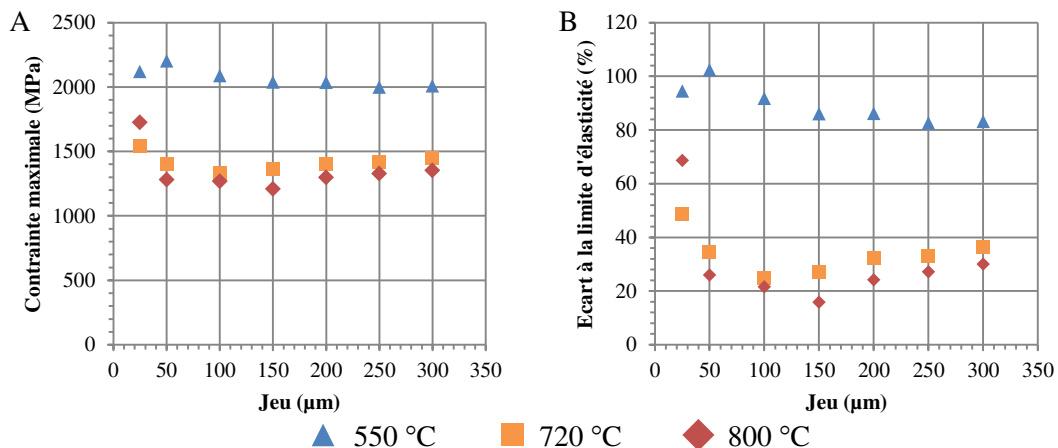


Figure 4.27 – Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du jeu pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un rayon d'arête de 50 μm . (A) Contraintes calculées. (B) Ecart à la limite d'élasticité de la nuance X38CrMoV5

4.4.4.3 Effet du rayon d'arête de coupe

La figure 4.28 présente les évolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un jeu de 150 μm .

Quelle que soit la température de tôle, lorsque le rayon d'arête augmente la contrainte maximale dans l'arête de coupe tend à se stabiliser (figure 4.28.A) ce qui suggère que l'usure de l'outil permet au matériau de voir baisser sa contrainte en son sein (phénomène d'accommodation). Quel que soit le rayon, plus la température initiale de la

tôle est faible, plus la contrainte est importante et le rayon pour lequel la contrainte est stabilisée est grand (figure 4.28.A). A partir d'un rayon de 500 μm , quel que soit le cas, la contrainte passe en dessous de la limite élastique (figure 4.28.B). Autrement dit, pour un jeu de 150 μm et quelle que soit la température initiale de la tôle, lorsque le rayon d'arête devient supérieur à 500 μm , l'arête de coupe ne se déforme plus plastiquement. Pour la nuance X70CrMoV5-2 traitée à 62 HRC, la limite élastique à température ambiante étant plus importante que celle de la nuance X38CrMoV5 traitée à 53 HRC (2430 MPa contre 1520 MPa), il est possible d'émettre l'hypothèse que l'accommodation se ferait à des rayons plus petits.

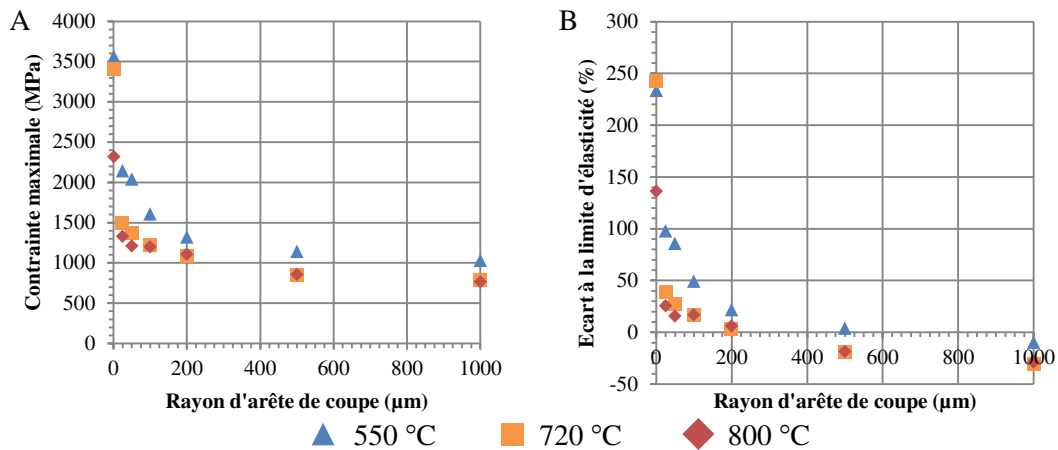


Figure 4.28 – Evolutions des contraintes maximales engendrées dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour les trois niveaux de températures initiales de tôle et un jeu de 150 μm . (A) Contraintes calculées. (B) Ecart à la limite d'élasticité de la nuance X38CrMoV5

4.5 Conclusions sur les essais unitaires et les simulations numériques associées

4.5.1 Mise en oeuvre du moyen d'essais

La mise en oeuvre des essais sur le pilote expérimental pour appréhender le problème du découpage est complexe à cause des difficultés de la maîtrise de la température initiale de la tôle et des phénomènes mécaniques associés. A des fins de simplification, seul l'effet de la température initiale de la tôle a été testé lors d'essais unitaires en parallèle de la recherche d'une solution de refroidissement de la tôle (mise à la température d'essai).

Le fonctionnement du pilote permet de découper des pièces dont la qualité microstructurale est en accord avec celle attendue pour des pièces industrielles (martensite). La tendance de diminution de l'effort de découpe avec la température initiale de la tôle est confirmée par les résultats de la littérature [So2015]. L'effort chute de manière logarithmique avec l'augmentation de la température initiale de la tôle de 500 N mm^{-2} pour 500 °C à 250 N mm^{-2} pour 800 °C. Cependant, les niveaux de densité d'effort en poinçonnage [So2015] ne sont pas reproduits ici en cisailage. Par exemple, à une température initiale de tôle de 550 °C (température homologue de 0.46), l'écart entre la

valeur obtenue dans l'essai unitaire et le résultat de So [So2015] en poinçonnage est de 100 N mm^{-2} . Une discussion sur les sources d'écart apporte des éléments permettant de comparer les résultats obtenus par les différents auteurs. Les écarts de mesures entre les auteurs proviennent majoritairement de la nature du découpage (cisailage ou poinçonnage), des moyens de mesures utilisés et de la rigidité des équipements permettant de réaliser les découpes.

Trois essais à une température initiale de tôle de 550°C , 720°C et 800°C ont eu une analyse approfondie de leurs évolutions de déplacement de traverse et d'effort de coupe dans le temps. Les phénomènes caractéristiques (notamment l'obtention de l'effort maximal) sont retardés avec les températures plus basses. Les effets dynamiques liés à la réaction de la machine après chargement (phénomènes de rebonds [Miles2004]) ont été observés. Ils sont plus intenses avec les températures initiales de tôles basses. Ces phénomènes sont liés à la résistance mécanique de la tôle.

4.5.2 Modélisation E.F de l'opération de découpage à chaud

Il est proposé dans cette thèse une modélisation par la méthode des éléments finis du problème de découpage à chaud. L'idée est de pouvoir simuler les essais unitaires pour estimer les contraintes et les températures dans les outillages dans différentes configurations. A ce titre une description des modèles de comportements utilisés est proposée. Les outils ont un comportement thermo-élastique. La tôle a un comportement thermo-élasto-plastique avec une dépendance à la température et à la vitesse de déformation. Les nombreux paramètres physiques et mécaniques nécessaires pour décrire ces comportements sont issus de la littérature. La discussion sur le choix des paramètres se base sur des critères de disponibilité des données dans une large plage de température et de l'expérience du laboratoire sur le matériau étudié. La mise en oeuvre de ces modèles permet de montrer une insuffisance dans la littérature de la description du comportement plastique de la tôle pour des vitesses de déformation supérieures à 10 s^{-1} et à haute température dans le domaine austénitique. Pour contourner cette difficulté, une extrapolation logarithmique du comportement plastique de la tôle pour des hautes vitesses de déformation est proposée ce qui permet d'avoir un niveau d'effort maximal de coupe estimé par la simulation numérique proche de l'essai unitaire associé. L'originalité ce modèle réside aussi dans les conditions aux limites utilisées puisqu'elles prennent en compte la rigidité de la machine d'essais et le déplacement de l'outil expérimental mesuré à chaque essai unitaire.

En termes de perspectives pour la modélisation, l'étude du comportement de la tôle (plasticité et endommagement) et des outils à haute température et haute vitesse de déformations permettrait d'améliorer leur description dans le modèle. De plus l'interaction entre la tôle et l'outil manque d'une description fine des phénomènes de contact. Notamment, l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la température de l'outil et de la tôle reste à mieux décrire par rapport au comportement mécanique du revêtement Al-Si. En effet au delà de 500°C , le revêtement Al-Si est ductile voir visqueux [Handbook2016] et les phases qui le compose évoluent avec le refroidissement dans la gamme de température de travail et de pression de contact. Une étude numérique faisant varier le coefficient de frottement pourrait être menée pour déterminer son influence sur les niveaux d'effort et de contrainte. Dans le modèle, une extrapolation du modèle empirique d'évolution du coefficient de conduction à l'interface

en fonction de la pression de contact proposé par Abdhulay [Abdulhay+2010] est effectuée. L'influence du modèle d'évolution du coefficient de conduction à l'interface sur l'effort, la contrainte dans l'arête de coupe et l'échauffement de l'outil pourrait être une étude intéressante pour vérifier s'il est nécessaire de le caractériser expérimentalement à des pressions de contact supérieures à 100 MPa.

4.5.3 Influence des paramètres de l'opération sur l'effort de coupe, les contraintes et les températures générées dans l'arête de coupe

Les simulations menées dans différentes configurations de températures initiales de tôles, de jeu de découpe, et de rayon d'arête permettent de monter grâce à une étude paramétrée leur influence sur les niveaux des contraintes et des températures engendrés dans les lames.

Un résultat important est que pour toutes configurations de jeux et de températures avec un rayon d'arête de coupe inférieur à 200 μm étudiées grâce au modèle éléments-finis, les arêtes de coupe sont susceptibles de se déformer plastiquement.

L'effet de la température de tôle est prépondérant. Les valeurs d'effort de coupe et de contrainte dans les lames sont inversement proportionnelles à la température initiale. Par exemple pour un jeu de 150 μm , l'effort décroît de 600 N mm^{-1} pour 500 °C à 300 N mm^{-1} pour 800 °C. Plus la température initiale de la tôle est importante, plus l'échauffement est sévère. L'étude de l'effet de la température initiale de la tôle permet de valider le modèle numérique par une approche macroscopique se basant sur la comparaison des efforts expérimentaux et simulés. L'évolution de l'effort expérimental est bien reproduite par la simulation. Plus spécifiquement, le niveau maximal d'effort de coupe est estimé avec une erreur maximale de 11 % ce qui reste acceptable compte tenu des hypothèses faites pour le calcul. L'analyse des champs de contraintes et de températures aux instants remarquables de la découpe (début de l'indentation, fin de la formation du bombé et effort maximal) montre que le début de l'indentation de la tôle semble être critique d'un point de vue des contraintes ce qui confirme l'observation de Nothhaft [Nothhaft+2012]. Le maximum est localisé au début du rayon en face d'attaque en sous couche. Pendant la formation du bombé, la contrainte maximale se délocalise en fin de rayon en face de dépouille. Le champ de température est sous forme de quarts d'ellipses dont le grand axe est parallèle à la face d'attaque. Naturellement, la température s'élève avec la pénétration de la lame dans la tôle.

Les ordres de grandeur à retenir sont pour la contrainte de 1000 MPa, entre 300 °C et 400 °C pour la température au sommet de l'arête et des pressions de contact minimales à l'entrée du rayon en face d'attaque de près de 1000 MPa. Il est nécessaire de rappeler que ces phénomènes se font sur une durée inférieure à 100 ms. Aux températures de lame considérées, la contrainte est susceptible de dépasser la limite d'élasticité du matériau d'outil (pour la nuance X38CrMoV5 à 47 HRC de 1072 MPa à 300 °C et 1010 MPa à 400 °C [Barrau2004]).

L'augmentation du jeu, permet de réduire sensiblement l'effort de coupe (moins de 10 % d'écart à la valeur moyenne pour une température initiale de tôle donnée) et a peu d'effet sur la contrainte dans l'arête de coupe puisqu'à chaque température de tôle l'évolution est comprise dans une bande de 200 MPa. Cependant, il est à noter que pour

les configurations à 720 °C et 800 °C, un minimum de contrainte est trouvé pour un jeu compris entre 100 µm et 150 µm. L'hypothèse sous-entendue est que le jeu n'influe fortement que sur la qualité géométrique du bord découpé.

L'effet du rayon d'arête est important puisque lorsqu'il augmente, l'effort peut s'accroître de 100 N mm⁻¹ par rapport à la valeur à un rayon nul quelle que soit la température initiale de la tôle. Le rayon a un effet très important sur la contrainte engendrant un dépassement de la limite d'élasticité de plus de 100 % à rayon nul quelle que soit la température initiale de la tôle. La contrainte est extrêmement intense lorsqu'il n'y a pas de rayon (contrainte deux fois supérieure par rapport à un rayon de 50 µm). Son effet est aussi sensible sur la température au sommet de l'arête de coupe. L'échauffement est établi d'une manière d'autant plus forte que le rayon est faible. Cette constatation permet d'émettre l'hypothèse que le rodage de l'outil se fait à très faible nombre de cycles.

Les essais unitaires ne permettent pas de constater des endommagements car ils ne sont pas cyclés, par définition. Le prochain chapitre vise à caractériser la cinétique de dégradation de lames de découpage subissant des essais d'endurance interrompus par des mesures d'effort et de la topographie de l'arête de coupe. Des observations en coupe des lames permettent d'identifier les mécanismes de dégradations sous-jacents.

Identification des mécanismes et des cinétiques de dégradation des arêtes d'outils

| | | |
|-------|--|-----|
| 5.1 | Démarche d'analyse | 160 |
| 5.1.1 | Configurations permettant l'identification des dégradations et de leurs cinétiques | 160 |
| 5.1.2 | Plan d'essais de cisailage à chaud dits <i>en cadence</i> | 161 |
| 5.1.3 | Procédure d'analyse de la dégradation d'une lame | 162 |
| 5.2 | Identification des dégradations | 162 |
| 5.2.1 | Observations de l'état initial de l'arête de coupe | 162 |
| 5.2.2 | Evolution des lames après essais | 165 |
| 5.3 | Identification de la cinétique de dégradation | 179 |
| 5.3.1 | Evolutions du déplacement du sommet d'arête de coupe | 179 |
| 5.3.2 | Influence des paramètres du procédé sur la hauteur de bavure | 184 |
| 5.3.3 | Evolution de la mesure de l'effort maximal de coupe | 185 |
| 5.4 | Discussions des mécanismes et des cinétiques de dégradation | 191 |
| 5.4.1 | Mécanismes de dégradation | 191 |
| 5.4.2 | Cinétiques de dégradation | 195 |
| 5.5 | Conclusions de l'analyse des essais en cadence | 198 |

L'objet de ce chapitre est d'identifier les mécanismes de dégradation des lames de cisailage à chaud de tôle d'acier 22MnB5. L'identification des dégradations passe par des observations de surface des faces d'attaque et des faces de dépouille et des observations en coupe pour identifier les mécanismes d'endommagement en sous surface. L'identification des cinétiques de dégradation est réalisée à partir d'une analyse des trois approches expérimentales basées sur l'évolution de la géométrie de la lame, de la hauteur de bavure et de l'effort maximal de coupe.

5.1 Démarche d'analyse

5.1.1 Configurations permettant l'identification des dégradations et de leurs cinétiques

Dans cette étude, les dégradations des lames ont été identifiées à partir de trois nuances d'acier à outils martensitiques fortement alliés : les nuances X110CrMoV8-2-1 (60 HRC), X70CrMoV5-2 (62 HRC) et X38CrMoV5 (53 HRC). La première constitue un lot de lames utilisées par le partenaire industriel *ArcelorMittal* pour une démonstration de faisabilité sur un cas industriel et les deux autres nuances ont été étudiées avec le pilote expérimental de l'*ICA* présenté au chapitre 3. Ces lames se distinguent donc par leur nuance, les paramètres d'essais (température initiale de tôle et jeu) et les nombres de cycles effectués.

L'analyse de la lame supérieure de l'outil de démonstration en X110CrMoV8-2-1 (figure F.1, annexe F) provenant d'essais menés par ArcelorMittal a réalisé environ 70 frappes unitaires pour différents jeux et températures initiales de tôles qui ne sont pas connus du laboratoire.

La deuxième configuration porte sur une lame supérieure en X70CrMoV5-2. Elle correspond à un lot de lames martyres car elles ont été utilisées lors de la phase de développement du pilote expérimental. Ces essais ont été réalisés avec un jeu de 150 μm et différentes températures de tôles comprises entre 700 °C et 900 °C pour des séries d'essais à nombre de cycles variables dont le nombre de cycles cumulés est de 250.

La troisième configuration d'étude est effectuée avec des lames en acier X70CrMoV5-2 et X38CrMoV5 sur le pilote expérimental à partir d'essais dits "en cadence" suivant le plan d'essais et la procédure détaillée au paragraphe 5.1.2.

Ces trois analyses reposeront sur des observations en surface et en coupe des lames endommagées à partir du microscope électronique à balayage.

Pour toutes les lames, la gamme de fabrication (usinage et traitement thermique) réalisée par *SMP* est la même. La face d'attaque est obtenue par le surfaçage d'un bloc parallélépipédique à l'état recuit dans lequel sont effectués les différents perçages. Puis, le traitement thermique des lames est réalisé pour conférer à l'outil sa dureté finale. La forme finale décrivant la géométrie du bord de tôle découpé est obtenue par électroérosion. La face de dépouille résulte de cette dernière opération.

5.1.2 Plan d'essais de cisailage à chaud dits *en cadence*

L'effet de la température initiale de la tôle dite *nominale*, du jeu et du matériau d'outil sur la dégradation de l'arête de coupe sont explorés dans ce plan qui se divise en :

- Trois niveaux de températures nominales de tôle (550 °C, 700 °C et 900 °C) avec un jeu de 150 µm (soit 12.5% de l'épaisseur de tôle) pour la nuance X70CrMoV5-2 utilisée préférentiellement par l'industrie. Les essais à une température nominale de 550 °C ne peuvent être réalisés qu'avec une seule lame (essais asymétriques) compte tenu de la capacité d'effort de la machine (paragraphe 3.1.5.4, chapitre 3). Pour les températures de 700 °C, la capacité machine n'a pas été suffisante sur certains cycles de découpe, ce qui a forcé l'opérateur à modifier sensiblement les paramètres (vitesse de déplacement de la tôle qui influe sur la température initiale de tôle pour la découpe).
- Trois niveaux de jeux (50 µm, 150 µm et 280 µm/375 µm) à la température nominale de 700 °C pour la nuance X70CrMoV5-2. Les essais montrant l'effet du jeu ont été arrêtés à 242 cycles pour la configuration à un jeu de 50 µm suite à des blocages répétés de la machine (lot 4) sûrement dus à la dilatation thermique des outils. Le lot à fort jeu (lot 3) a démarré avec un jeu de 280 µm pendant 250 cycles. Cette série n'ayant révélé aucun endommagement significatif par rapport aux configurations montrant l'effet de la température de la tôle, le jeu a été augmenté à 375 µm (lot 3). Comme précédemment, la seconde série n'a pas révélé d'endommagement plus marqué. En conséquence, le contre serre-flan a été enlevé pour voir son effet sur l'endommagement après 500 cycles.
- Deux nuances d'outils (X70CrMoV5-2 et X38CrMoV5), pour une température nominale de 700 °C et un jeu de 150 µm.

Les essais de cisailage à chaud en cadence sont arrêtés tous les 250 cycles (enroulement maximal possible par le moteur aval du moyen d'essais, paragraphe 3.1.5.3 du chapitre 3) et les lames sont démontées pour différentes observations. Pour un choix de paramètres d'essai, le nombre total de cycles a atteint 1500. Le plan d'essais de l'étude en cadence est donc résumé au tableau 5.1.

Table 5.1 – Plan des essais en cadence

| Lot | Température initiale de tôle nominale (°C) | Jeu (µm) | Matériau d'outils | Cycle d'arrêt | | | | | |
|-----|---|-------------|----------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|------|
| | | | | Initial | 250 | 500 | 750 | 1000 | 1500 |
| 1 | 900 | 150 | X70CrMoV5-2 | ✓ | ✓ | ✓ | ✓ | ✓ | ✓ |
| 2 | 700 | 150 | X70CrMoV5-2 | ✓ | ✓ | ✓ | ✗ ³ | ● | ● |
| 3 | 700 | 280/375 | X70CrMoV5-2 | ✓ | ✗ ² | ✓ | ✓ | ● | ● |
| 4 | 700 | 50 | X70CrMoV5-2 | ✗ ¹ | ✓ | ● | ● | ● | ● |
| 5 | 550 | 150 | X70CrMoV5-2 | ✓ | ✗ ³ | ✗ ³ | ✗ ⁴ | ✗ ³ | ● |
| 11 | 700 | 150 | X38CrMoV5-3 | ✓ | ✗ ³ | ✗ ³ | ✗ ⁴ | ✗ ³ | ● |

✓ : Essais réalisés et toutes observations/mesures disponibles.

✗ : Essais réalisés mais manque d'au moins une observation/mesure.

● : Essais non réalisés.

¹ Machine d'acquisition de topographies indisponible.

² Microscope électronique à balayage indisponible.

³ Tôles non prélevées.

⁴ Arrêt de cycles sans démontage des outils (pas de MEB, pas de topographies).

5.1.3 Procédure d'analyse de la dégradation d'une lame

La procédure d'analyse de la dégradation des lames se divise en trois étapes et se limite à la lame supérieure "côté opérateur" :

1. L'identification de l'état initial de la lame (face d'attaque et de dépouille) est réalisée par des observations à l'échelle microscopique et des mesures topographiques et géométriques (arête de coupe). Les faces de l'outil sont marquées par des empreintes de macro dureté afin de constituer un référentiel géométrique pour les observations et les mesures ultérieures.
2. L'identification de l'état de la lame à chaque interruption de cycle par des observations à l'échelle microscopique et des mesures géométriques et topographiques. Ces analyses complèteront donc les mesures d'effort de coupe, de déplacement de traverse et de température de la tôle.
3. L'analyse microstructurale en coupe de la lame en fin d'essais. Cette dernière phase consiste à observer l'arête en sous couche et pour cela, une partie de la lame ayant travaillé est prélevée par micro-tronçonnage. Des mesures de micro-duretés en sous surface de l'arête de coupe permettent d'avoir une indication des zones écrouies et adoucies. Les observations obtenues correspondent à un plan de coupe donné qui sera considéré comme représentatif de l'endommagement en sous couche de la lame sur toute la longueur de découpe.

Les deux premières étapes permettent de connaître la cinétique de dégradation des lames. La troisième vise à identifier les dégradations en sous couche.

5.2 Identification des dégradations

L'identification des dégradations des lames de découpe repose sur les observations des faces d'attaque et de dépouille, en surface et en coupe obtenues à partir des trois nuances. Même si celles-ci n'ont pas subi les mêmes conditions de découpe à chaud, le couplage de leurs analyses permettra de dégager des tendances générales. L'état initial du bord d'attaque des lames est identifié, puis l'analyse après dégradation est effectuée.

5.2.1 Observations de l'état initial de l'arête de coupe

5.2.1.1 Observations en surface

La figure 5.1 présente les faces d'attaque et de dépouille pour les trois nuances de lames analysées. A titre de rappel (figure 2.3 au chapitre 2), la face d'attaque de l'outil est celle qui entre en premier en contact avec la tôle (parallèle au plan de la tôle). La face de dépouille est celle qui voit passer le nouveau bord de tôle formé lors de la découpe. L'état initial de la lame en X110CrMoV8-2-1 n'est pas connu. Néanmoins, l'observation d'une zone hors du contact avec la tôle est un bon indice de ce que pourrait être la lame dans une zone proche de l'arête avant essais.

Pour les trois nuances de lames, les faces d'attaque (figures 5.1.A, 5.1.C et 5.1.E) présentent des stries d'usinage parallèles à l'arête de coupe (lignes fines horizontales) ce qui fait que la direction de glissement de la tôle est perpendiculaire à ces stries.

Les faces de dépouille (figures 5.1.B, 5.1.D et 5.1.F), quant à elles, ont un état de surface caractéristique de piqures laissées par le passage des arcs électriques lors de la phase d'électroérosion. La fusion puis la solidification rapide et localisée du matériau peut

aussi générer des bavures en face d'attaque [Fredriksson+1996] (figure 5.1.C et 5.1.E). Ce procédé se faisant dans un fluide diélectrique [Fredriksson+1996], il entraîne lors du passage de l'arc une légère oxydation de la surface visible par les marques noires.

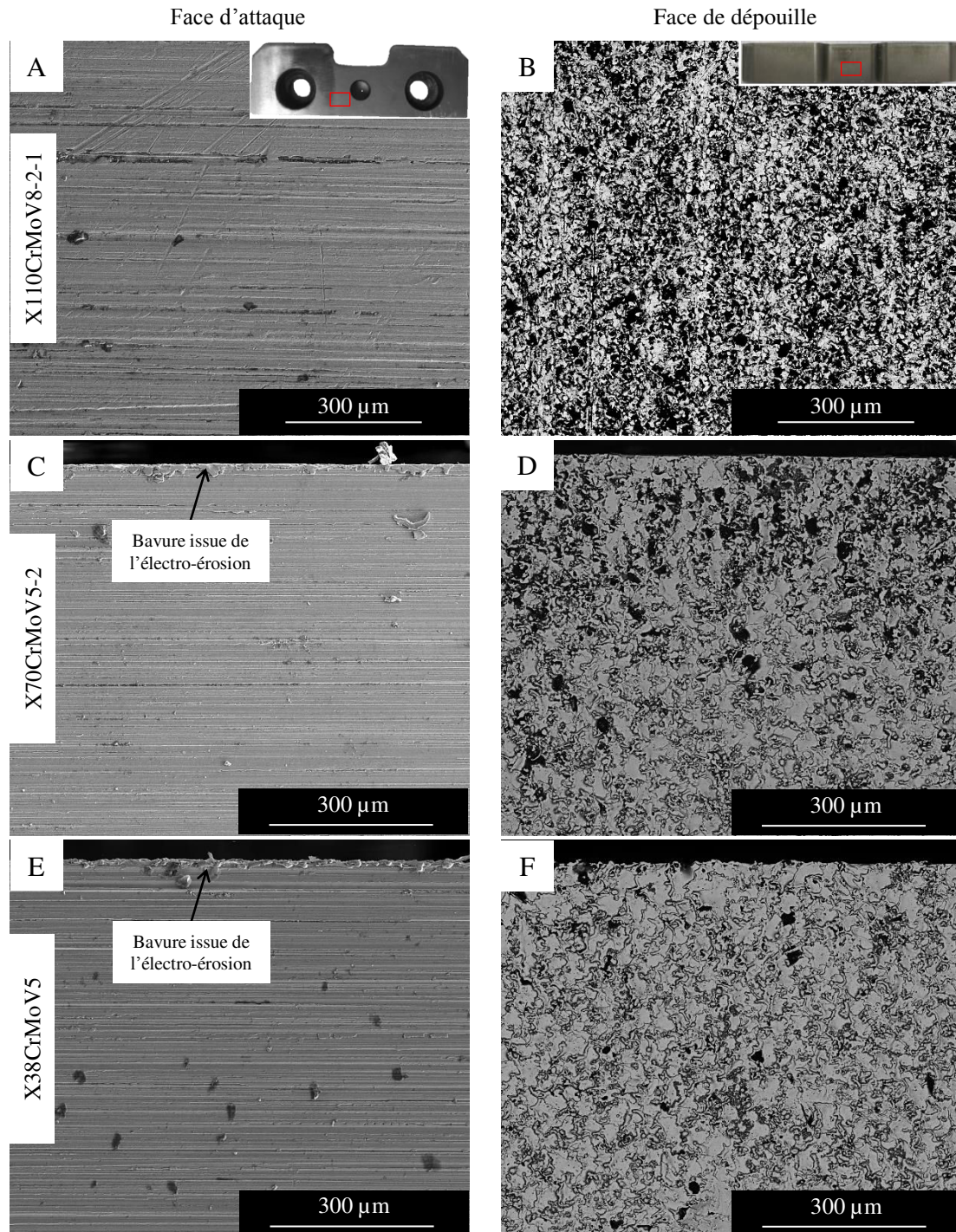


Figure 5.1 – Etats initiaux de surface. (A) Face d'attaque X110CrMoV8-2-1 (B) Face de dépouille X110CrMoV8-2-1. (C) Face d'attaque X70CrMoV5-2. (D) Face de dépouille X70CrMoV5-2. (E) Face d'attaque X38CrMoV5. (F) Face de dépouille X38CrMoV5

5.2.1.2 Observations en coupe

La figure 5.2 présente l'observation en coupe de la chute dans un angle jugé représentatif d'une arête de coupe d'un outil en X70CrMoV5-2. Le prélèvement est présenté en figure 5.2.A. Les faces extérieures de l'échantillon sont protégées par un dépôt de nickel (partie claire à droite de la figure 5.2.C) déposé avant le polissage et qui peut se fissurer pendant la préparation métallographique (annexe G).

Comme toutes les lames présentées dans cette thèse ont le même procédé de fabrication, l'hypothèse posée est qu'elles présentent toutes la même géométrie en face d'attaque et de dépouille. Les microstructures diffèrent majoritairement par la taille et la nature des précipités les composant (figure 2.15 du chapitre 3). La dureté dans l'arête de coupe est identique à celle du coeur de la lame (63 HRC dans le cas de la nuance X70CrMoV5-2).

Il est remarquable que les faces d'attaque et de dépouille sont raccordées entre elles par un angle vif (figure 5.2.B). La valeur du rayon est donc négligeable.

Pour toutes les nuances, la microstructure de la face d'attaque est martensitique jusqu'à l'arête de coupe (figure 5.2.C). L'état de surface de la face d'attaque dans une zone proche du bord est vallonné par les stries d'usinage issues du surfacage.

La face de dépouille est constituée d'une bande de matière (zone claire sur la figure 5.2.C) dont la microstructure est difficilement identifiable et qui résulte de la fusion locale de l'acier durant la phase d'électroérosion [Fredriksson+1996]. Cette bande de matériau refondu n'a donc pas une géométrie extérieure rectiligne et son épaisseur est comprise entre 4 μm et 10 μm .

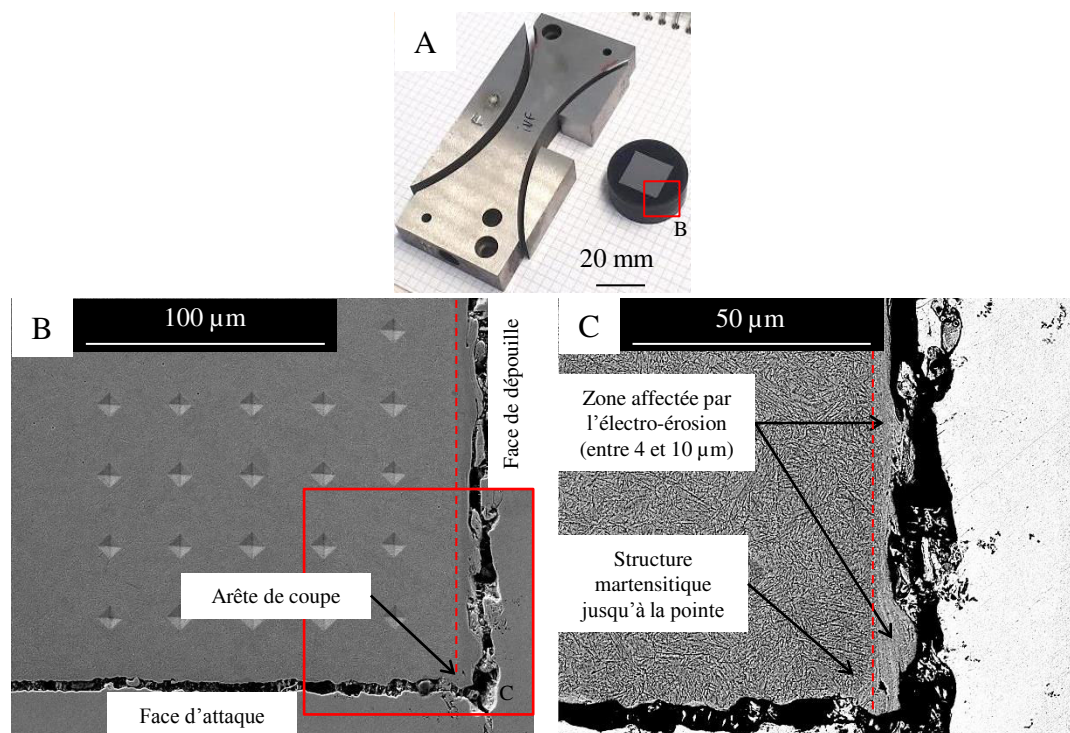


Figure 5.2 – Observations en coupe d'une chute de lame inférieure en X70CrMoV5-2. (A) Zone de prélèvement. (B) Vue de l'angle supposé être identique à l'arête de coupe. (C) Zoom sur l'angle

5.2.2 Evolution des lames après essais

5.2.2.1 Observations des surfaces

5.2.2.1.1 Lame en X110CrMoV8-2-1

La figure 5.3 présente l'état extérieur de la lame X110CrMoV8-2-1 dont l'outillage est présenté en annexe F.1 après 70 frappes unitaires dans des configurations différentes non communiquées par les industriels.

Au niveau de l'arête de coupe, des îlots de transfert d'aluminium silicium provenant de la tôle sont observés (transfert confirmé par une analyse EDS). Ce transfert a tendance à s'agglomérer dans les vallées des stries d'usinage qui constituent un ancrage mécanique en face d'attaque (figure 5.3.B). Des stries d'abrasion, parallèles à la direction de glissement de la tôle sur l'arête de coupe sont aussi présentes. Ces stries traversent aussi bien le transfert d'Al-Si que la matrice métallique (figure 5.3.C). De plus, les larges carbures de chrome-vanadium très durs sont fissurés (figure 5.3.D). Les débris provenant de ces carbures peuvent produire des particules abrasives dans le contact néfastes à la tenue de l'outil.

La face de dépouille dans la zone de frottement proche de l'arête de coupe (figure 5.3.E) présente du transfert d'Al-Si mais aussi un écaillage de l'arête de découpe sur une largeur de 120 μm .

5.2.2.1.2 Lame "martyre" en X70CrMoV5-2

La figure 5.4 présente les observations des faces d'attaque et de dépouille de la lame X70CrMoV5-2 "martyre" après 250 cycles cumulés sur le pilote expérimental présenté au chapitre 3.

Comme la lame en X110CrMoV8-2-1, la lame en X70CrMoV5-2 "martyre" présente un transfert de revêtement d'Al-Si en face d'attaque (figure 5.4.B). Ce transfert se localise majoritairement en deçà de l'arête de coupe, c'est à dire, sur une bande de 200 μm située à 380 μm de l'arête de coupe.

En face de dépouille (figure 5.4.C), deux zones de transfert d'Al-Si (analyse EDS figure 5.4.D) sont observées. La première est localisée sur l'arête par une bande de largeur 40 μm . La deuxième est située à plus de 520 μm du bord et son épaisseur est estimée à 30 μm par une mesure sur un rugosimètre confocal (figure 5.4.E).

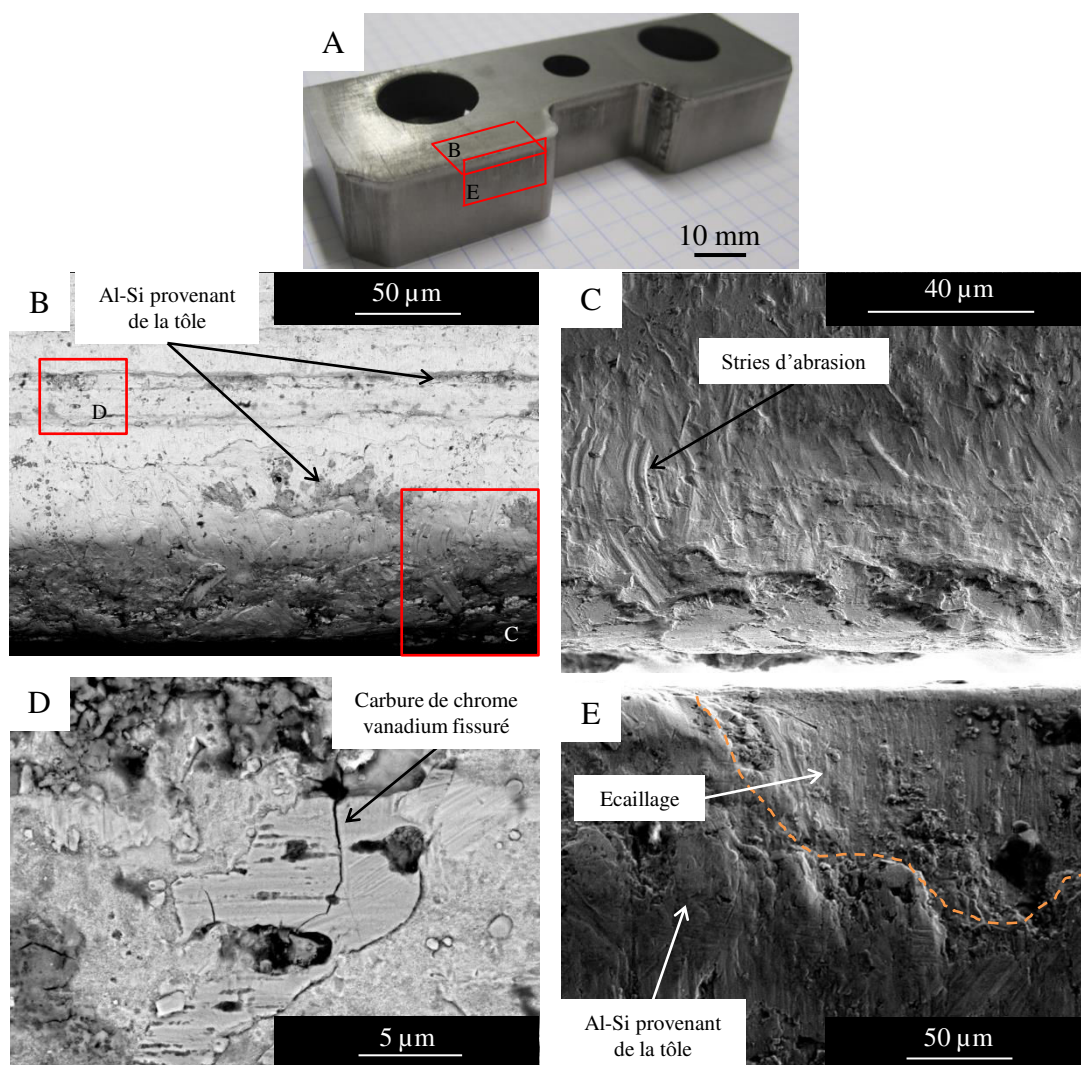


Figure 5.3 – Observations de surface de la lame X110CrMoV8-2-1 (MEB en contraste chimique). (A) Vue générale de la lame. (B) Vue de la face d'attaque (contraste chimique). (C) Zoom sur la face d'attaque (contraste topographique). (D) Zoom sur un carbure de chrome vanadium. (E) Vue de la face de dépouille (contraste topographique)

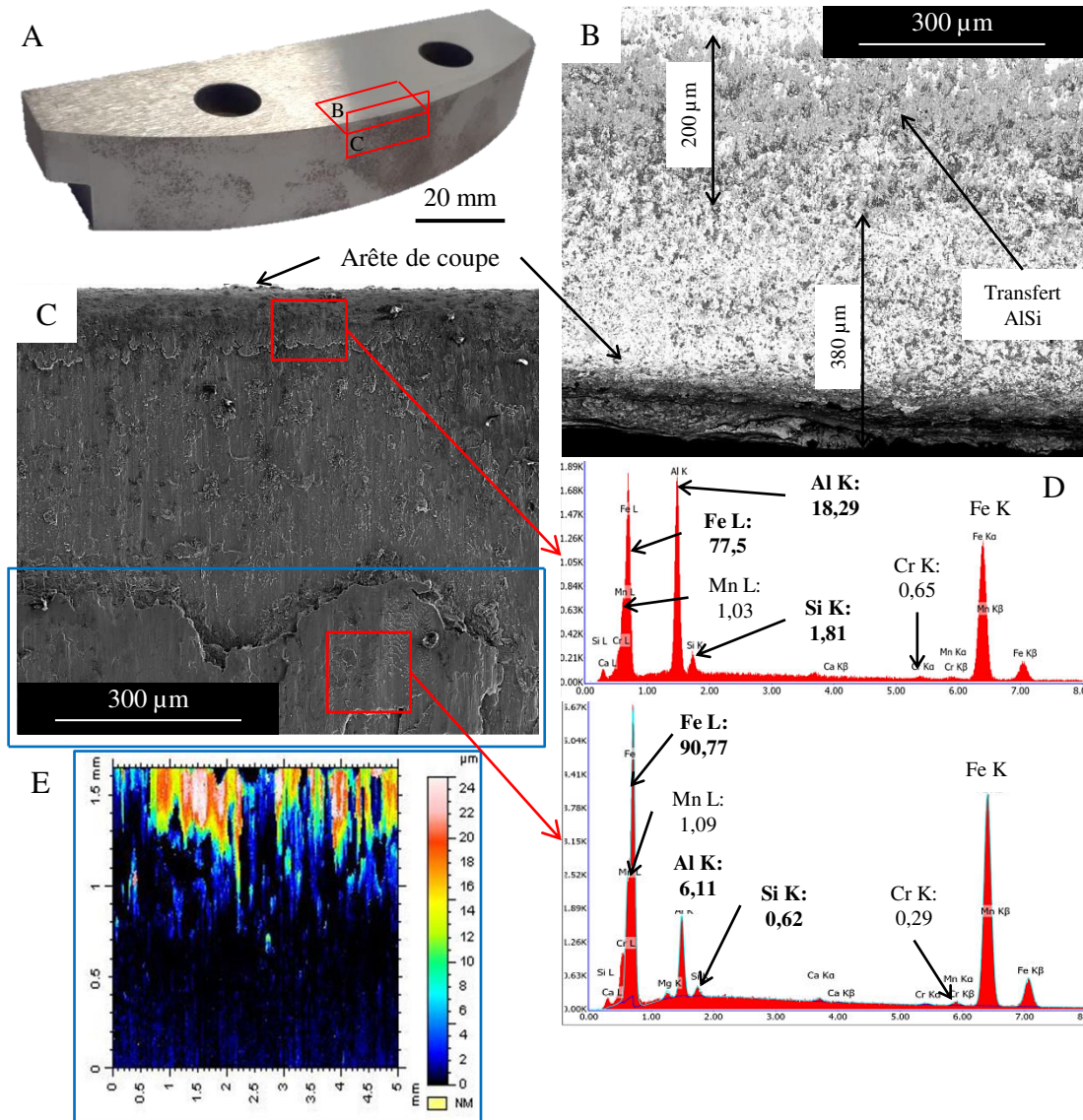


Figure 5.4 – Observations de surface de la lame X70CrMoV5-2 "martyre". (A) Vue générale de la lame. (B) Face d'attaque en contraste chimique. (C) Face de dépouille en contraste topographique. (D) Analyse EDS du transfert du revêtement d'aluminium silicium (taux massiques). (E) Topographie de la couche

5.2.2.1.3 Lames d'étude en cadence

Les observations sont menées sur les lames X70CrMoV5-2 et X38CrMoV5 en identifiant l'influence de la température initiale de la tôle (nominale), du jeu de découpe et du matériau de lames.

Influence de la température La figure 5.5 présente l'évolution des faces d'attaque et de dépouille des lames en X70CrMoV5-2 pour les trois configurations de températures nominales avec un jeu de 150 μm au 250 ième cycle (lots 1, 2 et 5, tableau 5.1).

Après la première interruption d'essai (250 cycles), il est constaté sur la face d'attaque que le transfert d'Al-Si provenant du revêtement de la tôle se forme sur une zone plus étendue quand la température de la tôle augmente (figures 5.5.A 5.5.C et 5.5.E). Cette observation est d'autant plus visible à grand nombre de cycles (figure F.2). Sur cette face, la distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe est fortement liée à la température de la tôle. Plus la température de la tôle est froide (550 °C) plus cette distance est importante (tableau F.1). A 900 °C, le transfert se propage sur toute la face au contact de la tôle.

Contrairement à la face d'attaque, la localisation du transfert Al-Si sur la face de dépouille se fait sur une bande de largeur continue quels que soient la température et le nombre de cycles (figures 5.5.B 5.5.D et 5.5.F). Cette bande de transfert démarre à partir du début de l'arête.

Influence du jeu La figure 5.6 présente l'évolution des faces d'attaque et de dépouille de la lame en X70CrMoV5-2 pour les trois configurations de jeu et une température de 700 °C au 250 ième cycle (lots 2, 3 et 4, tableau 5.1).

Après la première interruption d'essai (250 cycles), du transfert du revêtement d'Al-Si est observé (figure 5.6) et l'augmentation du nombre de cycles ne semble pas avoir d'effet sur l'évolution de la localisation de ce transfert (figures F.4 et F.5). Sur la face d'attaque, le transfert semble être plus localisé pour la configuration avec un jeu de 280 μm . Le transfert semble être plus marqué et plus étendu avec un jeu de 150 μm . Avec un jeu égal à 50 μm , l'information est partielle. La distance du début du transfert par rapport à l'arête est quasiment la même pour les trois jeux (tableau F.2).

Pour la face de dépouille, à 250 cycles, plus le jeu est important plus le transfert est marqué (figures 5.6.B 5.6.D et 5.6.F). Pour le cas à un jeu de 150 μm , il est aussi possible d'observer des zones claires qui traduisent la rupture du transfert et donc l'observation du métal de base. Une analyse approfondie (figure 5.7) montre que le transfert se présente sous forme de particules agglomérées les unes aux autres, partiellement compactées pour former des plaques (figure 5.7.C et 5.7.D). Le transfert est donc constitué de plaques stratifiées dont l'intégrité n'est pas assurée sur toute l'arête de coupe. Le faciès de rupture des plaques de transfert montre que les particules le constituant se déplacent vers l'arrière de l'outil (face opposée à la face d'attaque) ce qui suggère que ce mouvement se fait pendant la phase de descente de l'outil (stries verticales en figures 5.7.A et 5.7.B).

Influence du matériau Les observations du transfert d'Al-Si sur l'arête de coupe sont similaires pour l'acier X38CrMoV5 dans les mêmes conditions d'essais (figure F.6).

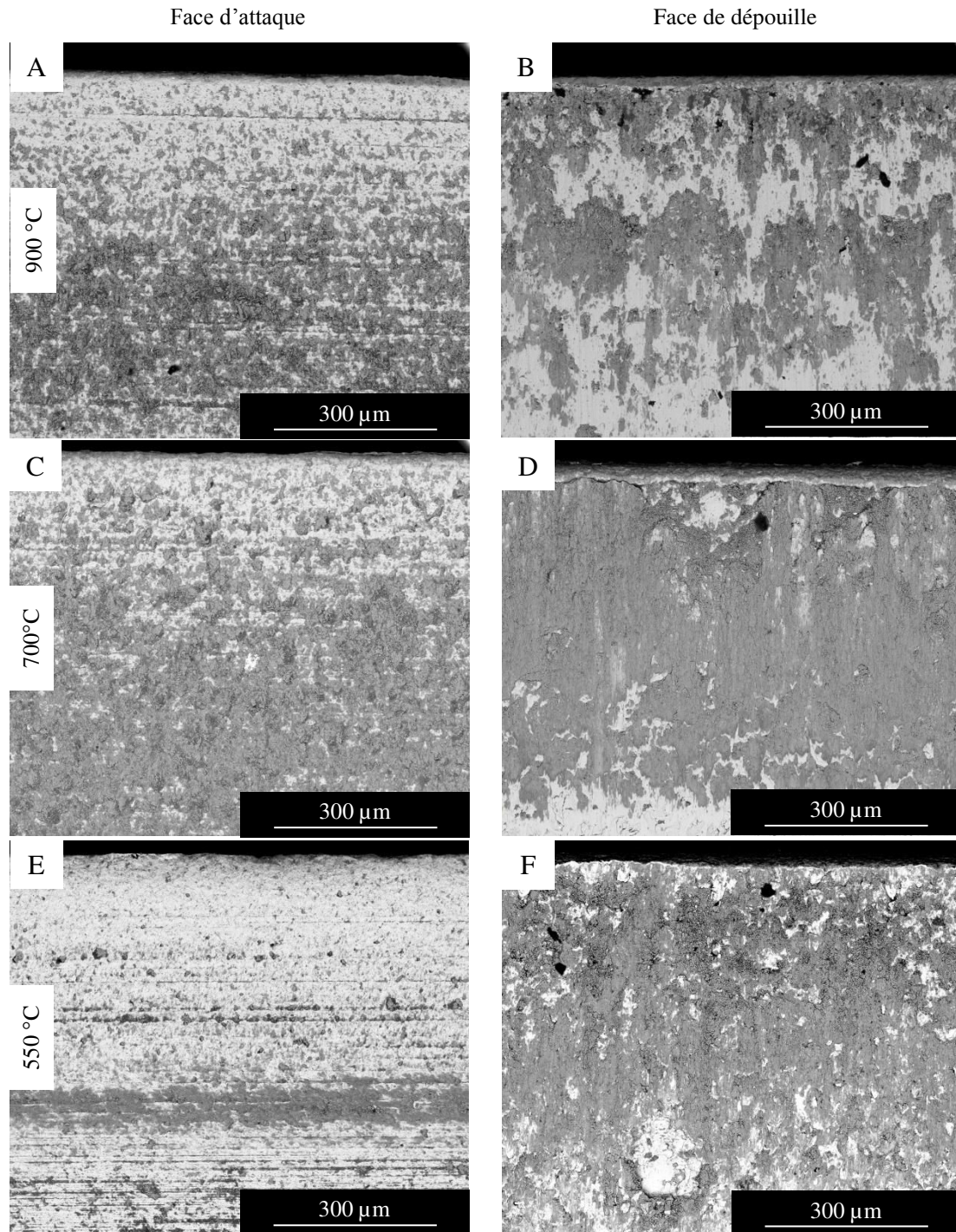


Figure 5.5 – Observations des surfaces des lames X70CrMoV5-2 à 250 cycles pour les trois niveaux de températures nominales à un jeu de 150 µm. (A, C et E) Vues de la face d'attaque. (B, D et F) Vues de la face de dépouille

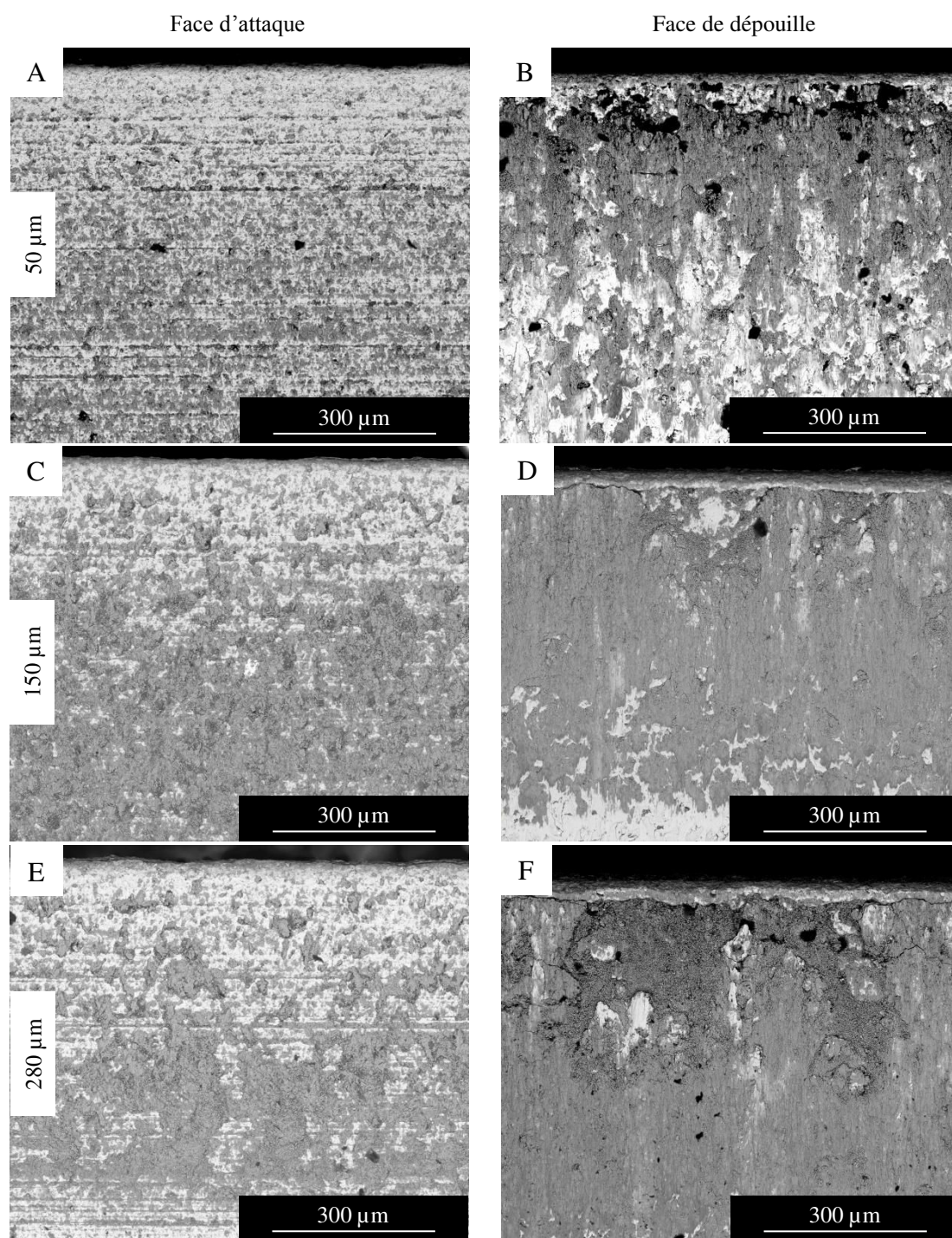


Figure 5.6 – Observations des surfaces des lames X70CrMoV5-2 à 250 cycles pour les trois niveaux de jeu à une température nominale de 700 °C. (A, C et E) Vues de la face d’attaque. (B, D et F) Vues de la face de dépouille

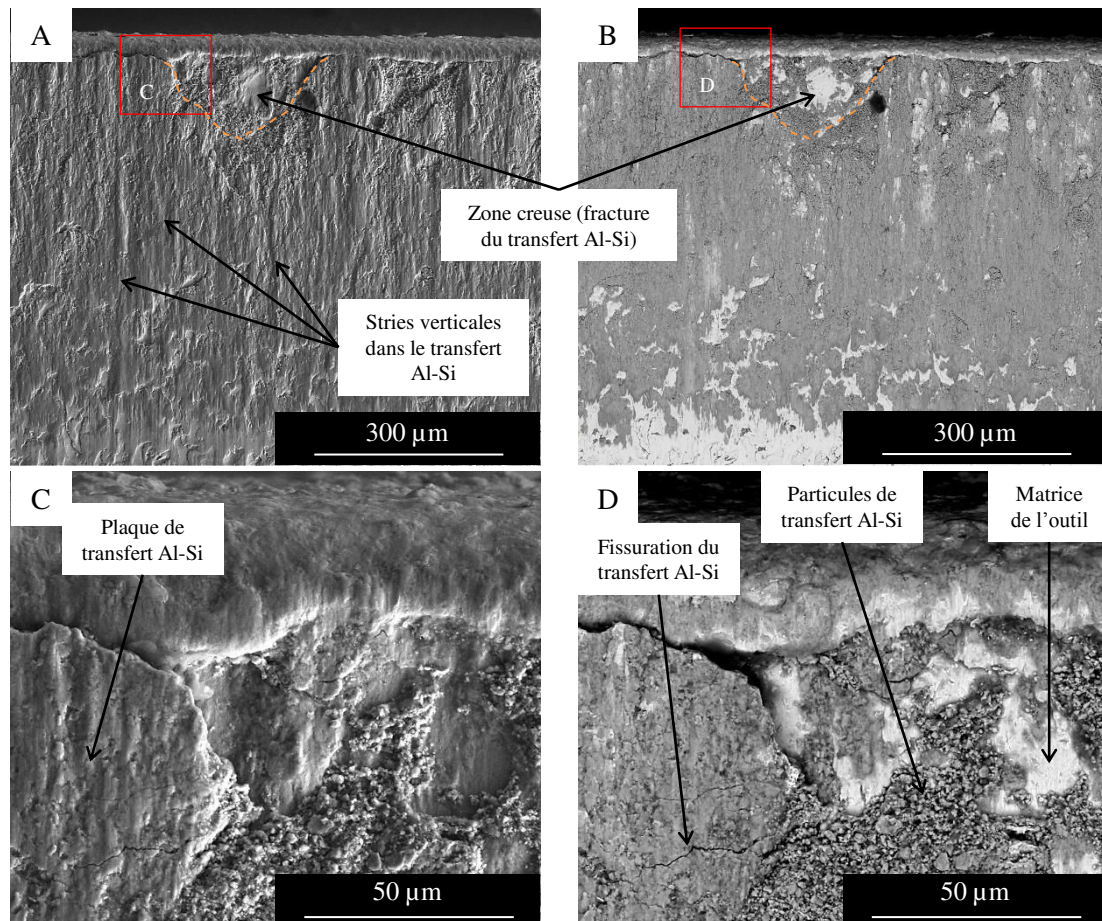


Figure 5.7 – Observation du transfert en face de dépouille pour l'outil en X70CrMoV5-2 pour une température de tôle de 700 °C et un jeu de 150 μm à 250 cycles. (A) Vue générale en contraste topographique. (B) Vue générale en contraste chimique. (C) Zoom sur une plaque de transfert rompue en contraste topographique. (D) Zoom identique en contraste chimique

5.2.2.2 Observations en coupe de l'arête

5.2.2.2.1 Lame en X110CrMoV8-2-1

La figure 5.8 présente la microstructure de l'outil X110CrMoV8-2-1 dans la zone de l'arête de coupe. Pour rappel, les conditions d'utilisation de cet outil ne sont pas précisément connues. La lame a réalisé environ 70 cycles de cisailage.

La forme générale de l'arête de coupe n'est pas strictement un rayon car cette forme semble résulter de l'émoussement (voire rupture) de l'arête entre la face d'attaque et de dépouille. Cette arête est supposée vive avant les essais.

La microstructure est martensitique avec des carbures de chrome-vanadium très larges (plus de $20\text{ }\mu\text{m}$) qui ne sont pas de forme globulaire, des carbures de chrome-vanadium globulaires d'un diamètre compris entre 500 nm et $5\text{ }\mu\text{m}$ et des précipités de niobium-molybdène de tailles sub-microniques.

La sous-surface de l'arête de coupe présente une déformation plastique de la matrice localisée dans une épaisseur de $6\text{ }\mu\text{m}$ (figure 5.8.B). Lorsque les petits carbures globulaires sont pris dans la déformation plastique, ils constituent des obstacles au cisaillement de la matrice martensitique et entraînent des cavités (départs de fissures) plus marquées à l'entrée du carbure qu'à la sortie dans le sens d'écoulement. Il est à noter que les carbures de dimension importante ne sont pas/plus présents en sous surface de l'arête de coupe.

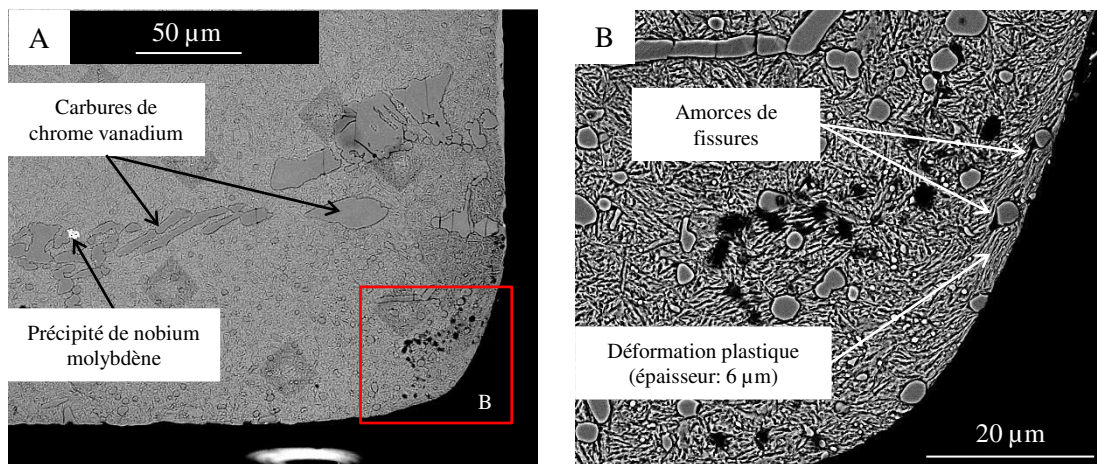


Figure 5.8 – Observations en coupe de la lame X110CrMoV8-2-1. (A) Vue générale de la microstructure. (B) Zoom sur l'arête de coupe

5.2.2.2.2 Lame martyre en X70CrMoV5-2

La figure 5.9 présente la microstructure en coupe de la lame en X70CrMoV5-2 "martyre" dans la zone de l'arête de coupe.

Après essais, les observations en figure 5.9.A, montrent que l'arête de coupe, initialement vive (figure 5.2), s'est usée pour devenir quasiment un rayon.

Des filiations de nano-dureté par un indenteur Berkovitch sur un appareil *CSM instruments* ont été menées dans des directions normales à la face d'attaque à l'entrée

de l'arête de coupe (filiation verticale), au sommet de l'arête de coupe (filiation dans une direction à 45°) et à la face de dépouille à la sortie de l'arête de coupe (filiation horizontale). Les valeurs indiquées sur les micrographies ne sont qu'indicatives. En effet, les nanoduretés hors de la zone affectée donnent des valeurs supérieures à 1600 HV alors que la dureté de cet acier ne dépasse pas 750 HV_{0.3}. Les valeurs indiquées doivent donc être exploitées comparativement les unes par rapport aux autres.

Ainsi, les filiations montrent que la dureté diminue du coeur de la lame vers la surface. A titre d'exemple, pour la filiation correspondant à la face d'attaque (figure 5.9.A), la dureté à coeur est de l'ordre de 1674 HV contre 1410 HV dans une zone plus proche de la surface et 781 HV à moins de 10 µm de la surface (figure 5.9.C). Cette diminution des valeurs suggère qu'un adoucissement thermique s'est produit au niveau de l'arête de coupe sur une épaisseur de 50 µm sans modification perceptible, à cette échelle, de la microstructure. Cette observation est similaire pour la filiation normale à la face de dépouille (1595 HV contre 896 HV, figure 5.9.B).

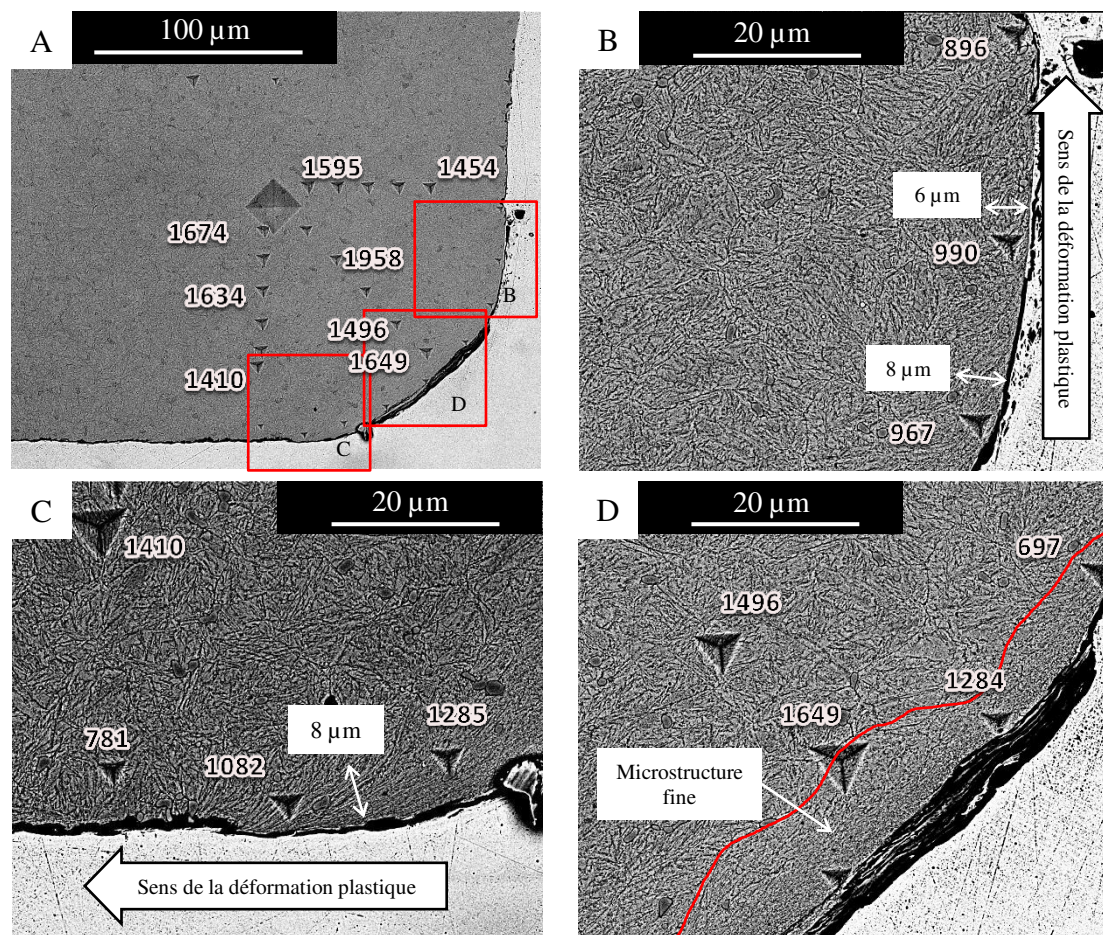


Figure 5.9 – Observations en coupe de la lame X70CrMoV5-2 "martyre". (A) Vue générale. (B) Zoom sur l'arête côté face de dépouille. (C) Zoom sur l'arête côté face d'attaque. (D) Zoom sur le sommet de l'arête de coupe

Des zooms dans les zones proches des faces montrent de l'écoulement des lattes de martensite orienté vers les extérieurs de l'arête de coupe sur chaque face (figures 5.9.B et 5.9.C). L'observation de l'arête de coupe (filiation à 45° en figure 5.9.D) montre aussi un raffinement de la microstructure martensitique en surface (10 µm, zone démarquée par la ligne rouge, figure 5.9.D). L'écoulement et le raffinement des lattes de martensite en surface s'accompagnent d'un écrouissage. En effet, à la figure 5.9.C, un indenteur placé en dehors de la zone affectée par la déformation plastique permet de mesurer une dureté de 781 HV contre 1082 HV et 1285 HV dans les zones de déformation des lattes. Il est possible d'évaluer le niveau de déformation en cisaillement au regard des modifications de l'orientation des lattes martensitiques par la méthode géométrique de Dautzenberg [Dautzenberg+1973]. Ainsi sur la face d'attaque, la déformation en cisaillement est estimée à 170 %.

En figure 5.10 est observée une coupe de la couche de transfert sur la face de dépouille de cette lame. Cette couche de transfert présente différentes strates et est hétérogène en composition chimique puisqu'elle est constituée de bandes du revêtement Al-Si avec les précipités et de bandes de fer quasiment pur (analyses EDS). Ces particules de fer proviennent de la tôle car les analyses EDS ne distinguent que l'élément fer et la microstructure est similaire à celle observée sur la tôle dans les zones fortement cisailées. L'épaisseur du transfert est estimée à 30 µm ce qui confirme la topographie réalisée par rugosimétrie confocale.

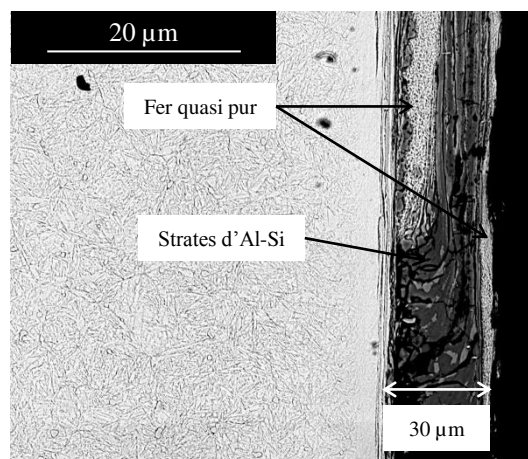


Figure 5.10 – Observations en coupe de la couche de transfert en face de dépouille de la lame X70CrMoV5-2 "martyre" en contraste chimique

5.2.2.2.3 Lames d'étude en cadence

Influence de la température initiale de la tôle La figure 5.11 présente la microstructure de l'arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 avec un jeu de 150 µm pour différentes températures initiales de tôles.

Quelle que soit la température de la tôle, l'arête de coupe n'est plus un angle droit mais présente une courbure non constante (figure 5.11). Il est possible d'assimiler cette variation géométrique à un écoulement de la face d'attaque vers la face de dépouille. Plus la température de la tôle est faible, plus la pointe pivote fortement vers la face de dépouille (remontée de la pointe de l'arête). Cette pointe forme un bourrelet. Un zoom sur ce bourrelet (figures 5.11.B, 5.11.D, 5.11.F) montre que dans cette région une

déformation plastique par écoulement de lattes de martensite d'une très faible épaisseur est visible (inférieure à $10\ \mu\text{m}$). L'écoulement est dirigé vers l'extérieur de l'arête du côté de la face de dépouille et traduit cet effet de pivotement. A la température de la tôle de $900\ ^\circ\text{C}$, la déformation plastique est faible et ce phénomène de pivotement est peu marqué.

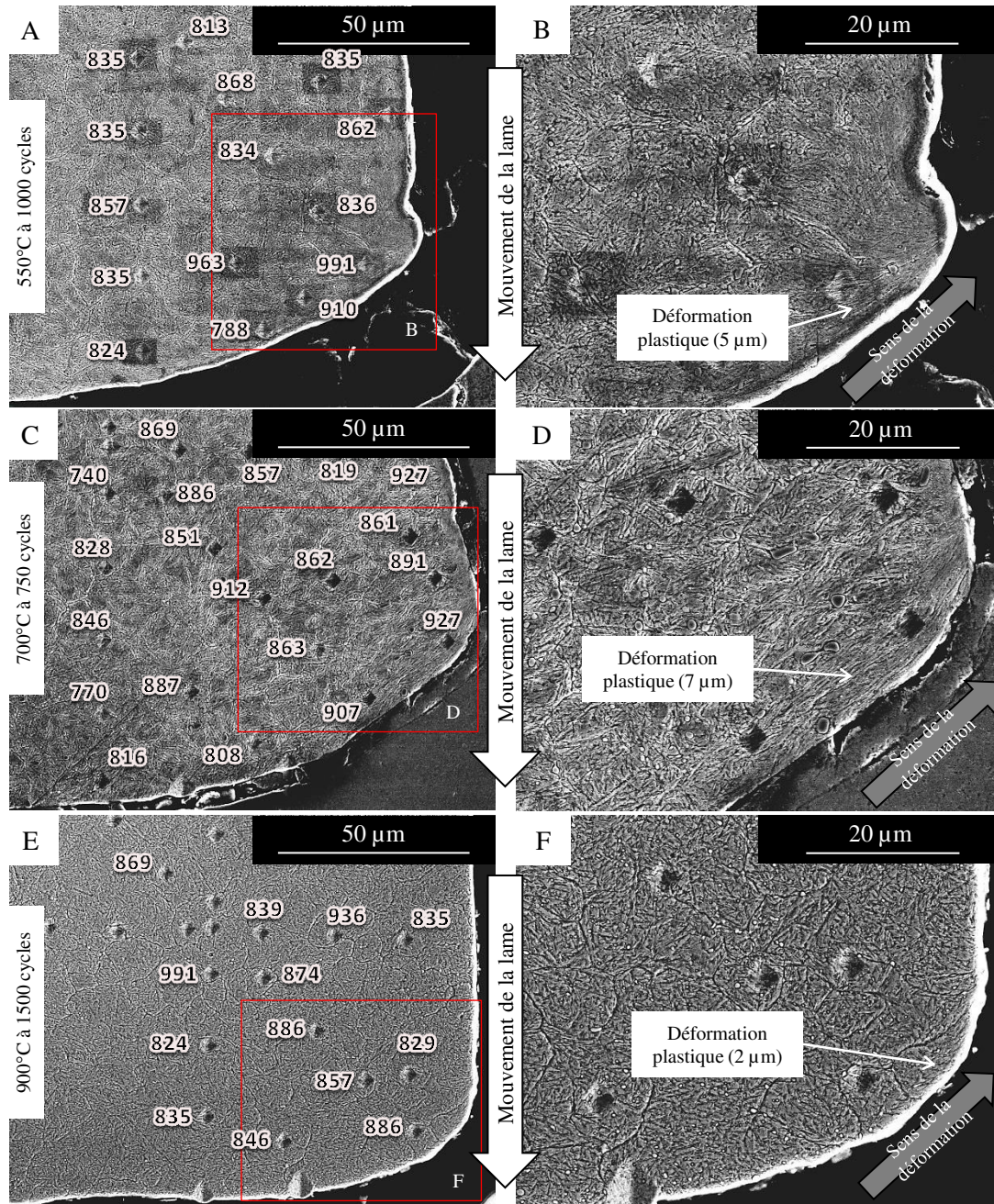


Figure 5.11 – Microstructure de l'arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 à un jeu de $150\ \mu\text{m}$ pour différentes températures initiales de tôles. (A) Cas à $550\ ^\circ\text{C}$ à 1000 cycles. (C) Cas à $700\ ^\circ\text{C}$ à 750 cycles. (E) Cas à $900\ ^\circ\text{C}$ à 1500 cycles. (B, D, F) Zooms respectifs sur les images A, C et E

Sur la figure 5.12, il est aussi remarquable qu’au niveau du bourrelet au sommet de l’arête de coupe dans la déformation plastique, des carbures de taille nanométrique tissent un réseau de fissures dans le sens de la déformation plastique.

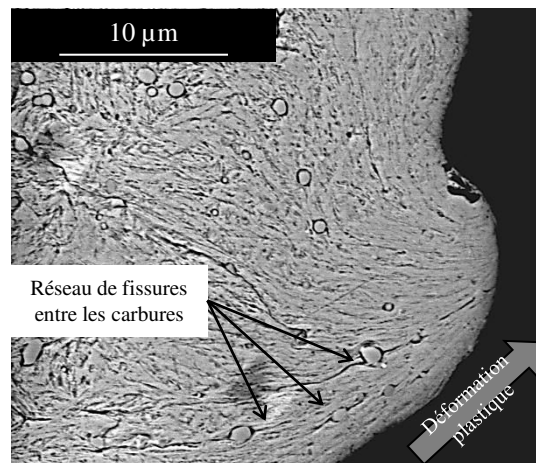


Figure 5.12 – Observation du bourrelet au sommet de l’arête de la lame X70CrMoV5-2 (température nominale de 550 °C et un jeu de 150 µm)

Comme précédemment, des cartographies de dureté ont été réalisées avec un microduremètre *Buehler Micromet 2001* sous 10 g de charge normale. Comme précédemment, les mesures de microduretés ne sont qu’indicatives car, dans ce cas, l’appareil est hors de sa gamme de mesure (charge très faible par rapport à la dureté du matériau). Les mesures montrent un léger écrouissage dans la zone de déformation plastique.

En terme d’usure au sens d’une perte de matière, plus la température initiale de la tôle est basse plus la dégradation est importante. Il est notable que pour une température de tôle visée de 900 °C à 1500 cycles l’usure est moins importante que pour le cas à 550 °C à 1000 cycles. Ces points seront discutés au paragraphe 5.3.1.

Influence du jeu La figure 5.13 présente la microstructure de l’arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 ayant travaillé à une température nominale de tôle de 700 °C et des jeux de 50 µm et 280/375 µm.

Compte tenu du nombre de cycles différent entre les deux cas, il n’est pas possible de conclure directement quant à l’effet du jeu sur la cinétique d’endommagement en sous surface. Néanmoins, ces deux cas sont intéressants d’un point de vue de la formation du bourrelet de déformation plastique.

Le premier cas avec un jeu de 50 µm a subi un nombre de cycles faible, le bourrelet est au début de sa formation (figures 5.13.A et 5.13.B). Un léger repli du matériau est visible au dessus de l’arête de coupe (figure 5.13.B).

Le second cas avec un jeu de 280/375 µm (figures 5.13.C et 5.13.D) montre qu’un écoulement plastique beaucoup plus marqué d’une épaisseur comprise entre 5 µm et 7 µm se dirige de la face d’attaque vers la face de dépouille (figure 5.13.D). Le bourrelet semble s’être étiré lors de la découpe. Dans l’écoulement, une fissure ou une interface liée au repli de la matière proche des carbures est présente dans une zone proche de la zone affectée par l’électroérosion (figure 5.13.E). Cette fissure va conduire à la formation

de la particule d'usure provenant du bourrelet étiré. Un jeu important semble accentuer le pivotement lié à la déformation plastique de l'arête de coupe.

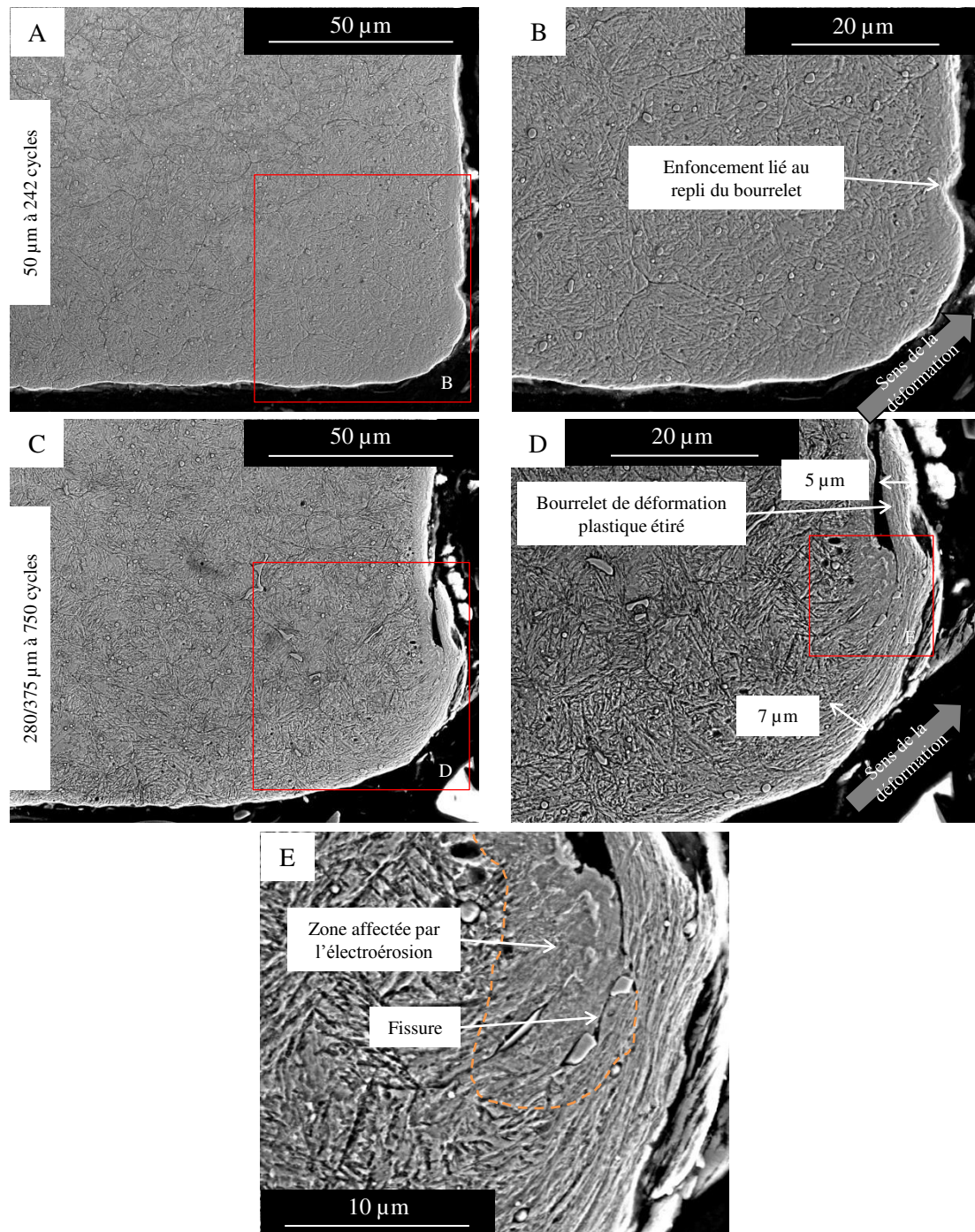


Figure 5.13 – Microstructure de l'arête de coupe pour des lames en X70CrMoV5-2 ayant travaillé à une température nominale de tôle de 700 °C et des jeux de 50 μm et 280/375 μm. (A) Cas à 50 μm à 242 cycles. (C) Cas à 280/375 μm à 750 cycles. (B et D) Zooms respectifs sur les images A et C. (E) Zoom sur l'image D

Influence du matériau de lames La figure 5.14 présente les microstructures des lames en X38CrMoV5 après 1000 cycles et en X70CrMoV5-2 après 750 cycles de découpe à une température nominale de 700 °C pour un jeu de 150 µm et en X70CrMoV5-2 à une température de 550 °C pour un jeu de 150 µm.

Pour la lame en X38CrMoV5, il est également possible de constater la présence d'un bourrelet de déformation plastique. La comparaison entre la nuance X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 au niveau des arêtes de coupe montre la présence d'un bourrelet plastique plus important pour la nuance X38CrMoV5. L'endommagement observé sur la nuance X38CrMoV5 pour une tôle à 700 °C peut donc être comparé au niveau d'endommagement de la lame en X70CrMoV5-2 pour une température de tôle de 550 °C (figures 5.14.A et 5.14.C). Sur les lames en X38CrMoV5, la déformation plastique en face d'attaque est également dirigée vers l'extérieur de l'arête en direction de la face de dépouille et est localisée sur une bande de 3 µm.

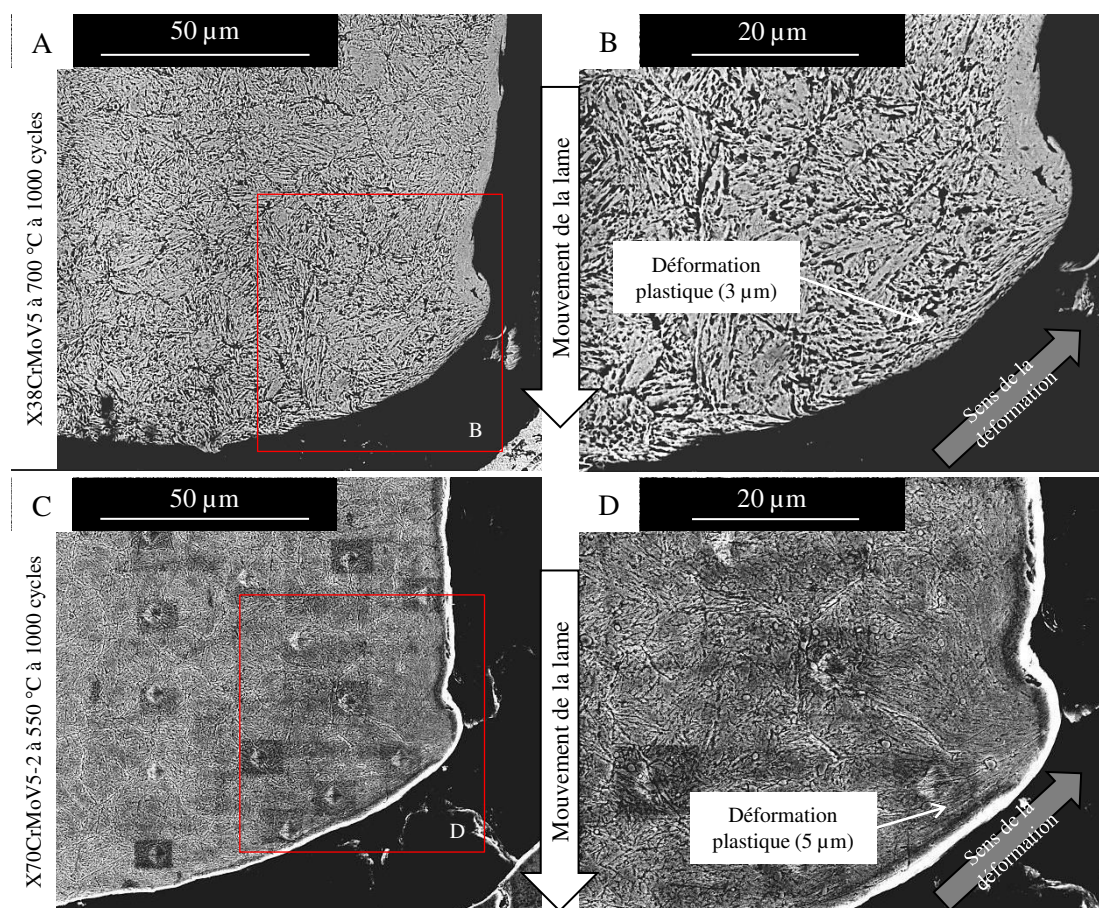


Figure 5.14 – Microstructure de l'arête de coupe en contraste chimique pour des outils en X38CrMoV5 à une température initiale de tôle de 700 °C et en X70CrMoV5-2 pour une température initiale de tôle de 550 °C à un jeu de 150 µm après 1000 cycles. (A) Vue générale pour l'outil en X38CrMoV5. (B) Zoom sur l'arête de coupe (X38CrMoV5). (C) Vue générale pour l'outil en X70CrMoV5-2. (D) Zoom sur l'arête de coupe (X70CrMoV5-2)

5.3 Identification de la cinétique de dégradation

La littérature, détaillée en section 2.7 du chapitre 2, développe trois approches expérimentales pour caractériser la cinétique d'usure de la lame :

- une approche basée sur l'évolution de la géométrie de l'arête de coupe [Luo1999 ; Hambli2001a ; Makich2011 ; Falconnet+2012 ; Picas2012 ; Nothhaft2014].
- une approche basée sur la qualité du produit fini par la hauteur de bavure [Maillard2009 ; Nothhaft2014].
- une approche basée sur les efforts de coupe en fonction de l'usure de l'arête de coupe [Maillard1991 ; Hambli2001a ; Maillard2009 ; Nothhaft2014].

Dans cette section, l'identification de la cinétique de dégradation des arêtes de coupe sera principalement développée à partir de l'estimation du déplacement du sommet de l'arête de coupe. Les mesures des hauteurs de bavure confirmeront les résultats bibliographiques. Les évolutions des efforts maximaux de coupe, présentées dans cette section, seront intéressantes pour étudier l'effet des paramètres de l'opération. En revanche, elles ne permettront pas d'évaluer le suivi de l'endommagement de l'arête de coupe compte tenu du faible nombre de cycles étudié (pas d'évolutions significatives).

Le traitement des mesures (section 3.3 du chapitre 3) d'effort maximal de coupe, du déplacement du sommet d'arête de coupe et de la hauteur de bavure de la tôle sont considérés à partir des essais en cadence sur les lames X70CrMoV5-2 et X38CrMoV5.

5.3.1 Evolutions du déplacement du sommet d'arête de coupe

Dans cette section, le déplacement du sommet d'arête qui tient compte du déplacement normal et tangentiel est examiné conformément à la figure 3.24 présentée au chapitre 3. Les influences de la température initiale de la tôle, du jeu et du matériau de lame à partir des essais en cadence sont étudiées.

Pour rappel (paragraphe 3.3.2.2.2, chapitre 3, le déplacement normal correspond à l'affaissement de la matière de la face d'attaque et de dépouille et en conséquence de l'arête de coupe. Le déplacement tangentiel est un indicateur de l'affaissement et du pivotement (cisaillement) de la face d'attaque vers la face de dépouille avec la formation d'un bourrelet plastique.

5.3.1.1 Influence de la température initiale de la tôle

La figure 5.15 présente les déplacements du sommet d'arête pour les trois niveaux de températures nominales, pour un jeu de 150 μm et des lames en X70CrMoV5-2.

Quelle que soit la température nominale, le déplacement total (figure 5.15.A) est strictement croissant avec l'augmentation du nombre de cycles et plus la température initiale de la tôle est importante moins le déplacement total est élevé. En effet à 1000 cycles, le déplacement total est plus important pour une température nominale de 550 °C que 900 °C. Pour chaque niveau de température, l'évolution du déplacement est décrite avec une régression linéaire dont le coefficient de régression est très satisfaisant (proche de 1) même avec un nombre de points de mesure supérieur à trois.

Plus la température de la tôle est faible, plus la pente caractérisée par le coefficient directeur de la droite est importante. En d'autres termes, plus la température de la tôle est basse plus l'outil aura tendance à s'endommager rapidement. Avec un nombre élevé de cycles, ce déplacement sera donc plus important.

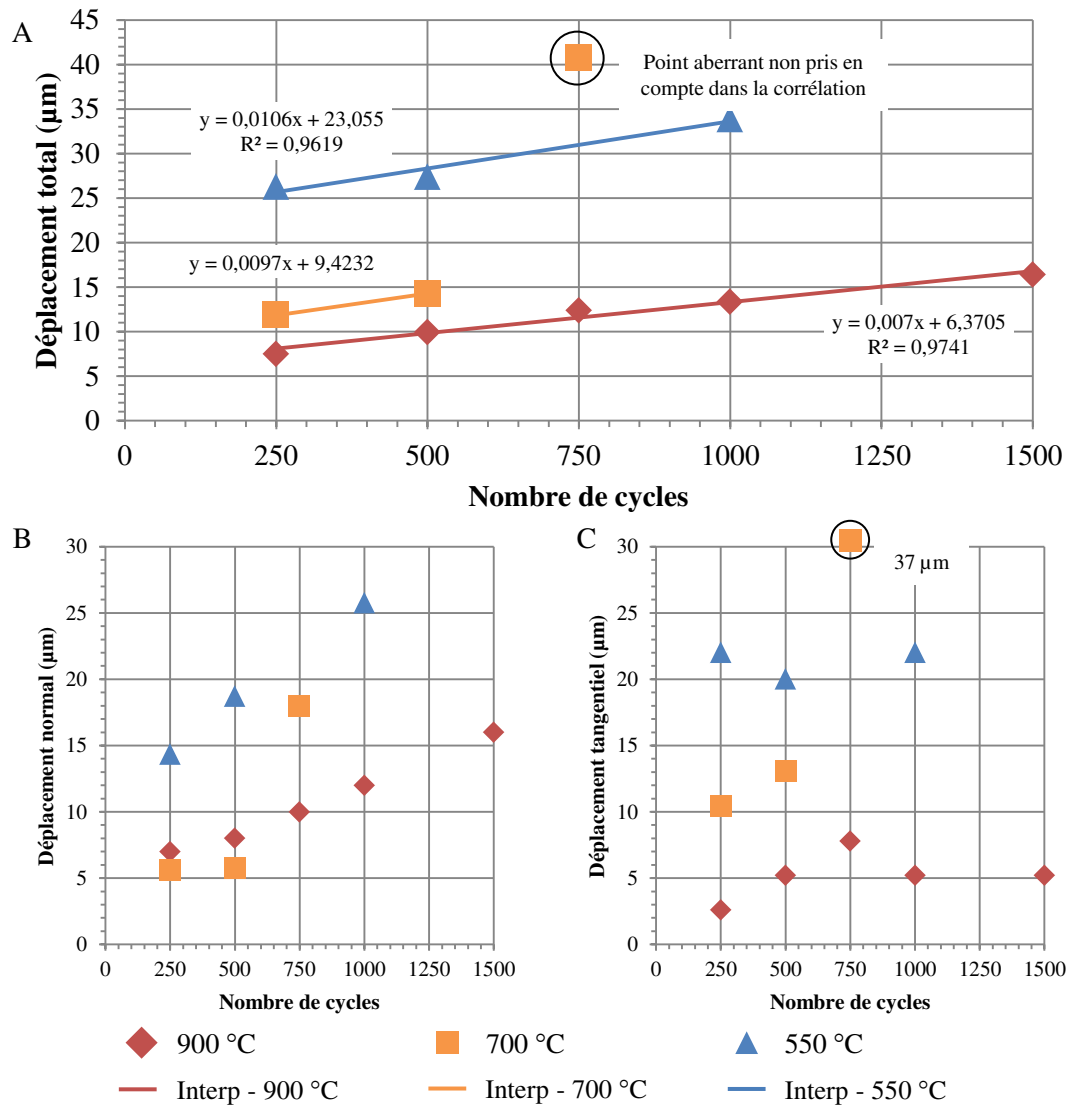


Figure 5.15 – Evolutions du déplacement du sommet de l'arête en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de températures initiales de tôle, pour un jeu de 150 μm et la nuance X70CrMoV5-2. (A) Déplacement total. (B) Déplacement normal. (C) Déplacement tangentiel. Triangles bleus : 550 °C. Carrés oranges : 700 °C. Losanges rouges : 900 °C.

Le déplacement total est composé d'un déplacement normal représentatif d'un affaissement de l'arête et d'un déplacement tangentiel représentatif du pivotement de l'arête de la face d'attaque vers la face de dépouille.

Pour les températures de tôle de 550 °C et 900 °C, le déplacement normal (figure 5.15.B) est toujours croissant avec le nombre de cycles ce qui signifie que les deux faces s'affaissent.

Pour une température nominale de 700 °C, ce déplacement est stable jusqu'à 500 cycles. Ces résultats montrent que plus la température de la tôle est basse plus le déplacement normal est important. De ce fait, l'effet de compression sur l'arête de coupe est plus marqué pour les basses températures de tôles.

En outre, le déplacement normal est légèrement plus faible pour une tôle à 700 °C qu'à 900 °C et ce jusqu'à 500 cycles. Le déplacement normal semble donc passer par un minimum avec la température initiale de tôle.

Le déplacement tangentiel (figure 5.15.C) est plus important quand la température de la tôle est faible. Dans ce cas, la résistance mécanique de la tôle étant plus importante, la pression de contact est alors plus forte sur la face d'attaque (figure E.7) ce qui accentue sa déformation vers la face de dépouille.

De plus, les résultats suggèrent que la différence de niveau en fonction de la température initiale de la tôle est plus marquée pour le déplacement tangentiel que pour le déplacement normal. Le raisonnement consisterait à dire que le déplacement tangentiel, révélateur de la déformation de la face d'attaque (affaissement et formation du bourrelet) est dépendant du chargement mécanique que subit l'arête de coupe. Ce chargement est intimement lié à la résistance mécanique de la tôle à la température considérée engendrant aussi un niveau de température dans l'outil.

5.3.1.2 Influence du jeu de découpe

La figure 5.16 présente le déplacement de l'arête de coupe pour les deux niveaux de jeu les plus élevés 150 µm et 280 µm/375 µm, à une température initiale de tôle de 700 °C pour la nuance X70CrMoV5-2.

Quel que soit le jeu, les évolutions sont croissantes avec le nombre de cycles. Pour le cas à un jeu 280/375 µm, le déplacement total (figure 5.16.A) est très légèrement supérieur (4 µm) par rapport au cas à 150 µm. Cependant, le coefficient directeur des droites de régression est plus élevé avec le jeu le plus faible. Néanmoins, la pente établie pour le cas à un jeu de 150 µm reste proche de celle pour un jeu de 280/375 µm et est établie à partir de deux points. De ce fait, il est difficile de donner une influence claire du jeu en fonction du nombre de cycles sur le déplacement du sommet de l'arête. A partir des informations obtenues, une interprétation possible serait que des jeux très importants génèreraient une usure d'outil plus forte sur les premiers cycles mais pour des jeux faibles la ruine de la lame serait atteinte pour un nombre de cycles plus faible.

Pour le cas d'un jeu à 280 µm/375 µm, le déplacement normal (figure 5.16.B) est croissant jusqu'à 500 cycles puis décroît légèrement au cycle 750 à 10 µm. Le déplacement tangentiel (figure 5.16.C) est quasiment similaire dans les deux cas jusqu'à 500 cycles. Pour le cas à 280 µm/375 µm, il est stable jusqu'à 500 cycles puis légèrement croissant et toujours supérieur au cas à 150 µm. En revanche, l'effet du jeu sur les niveaux des déplacements normal et tangentiel est peu marqué.

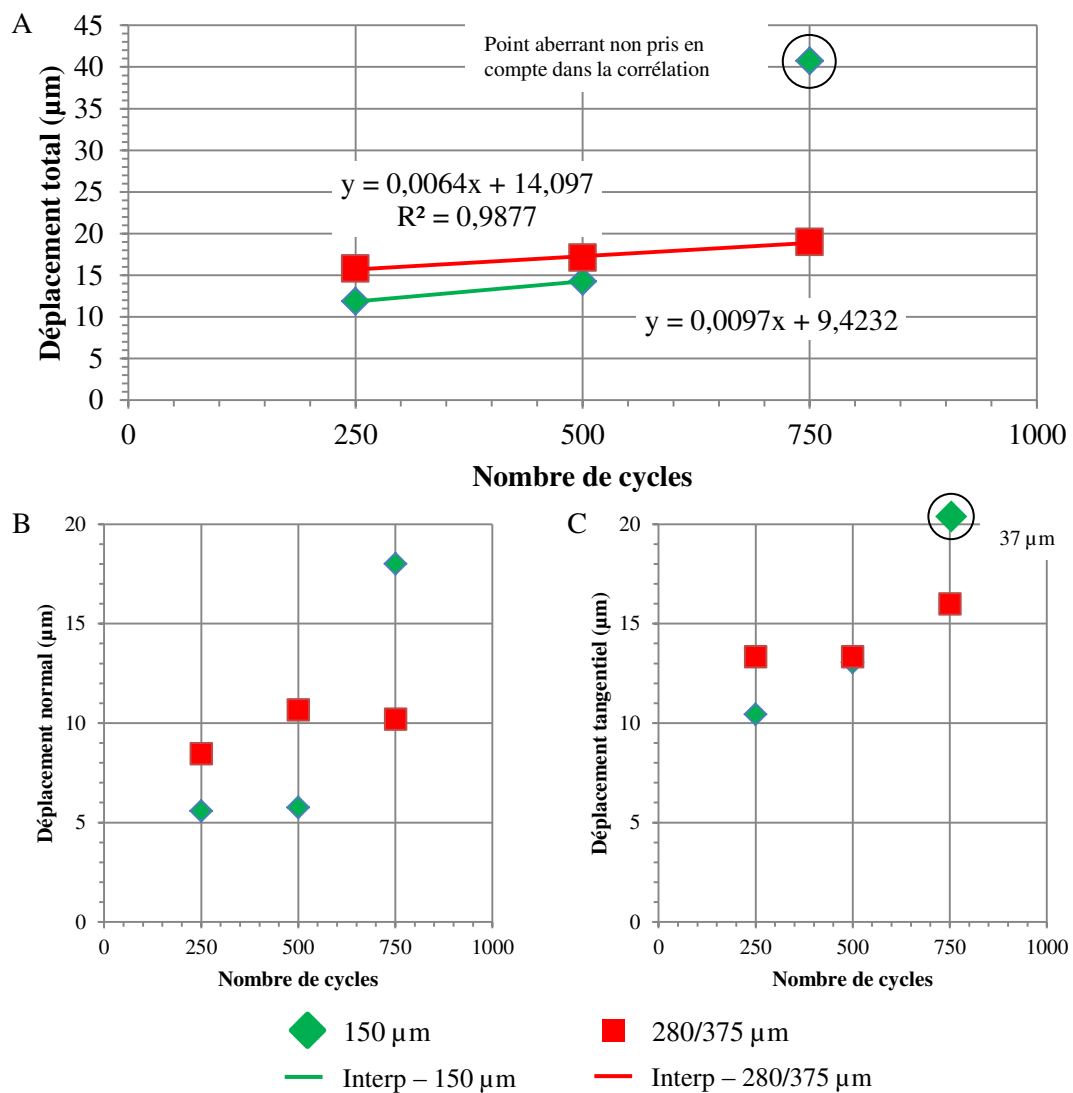


Figure 5.16 – Evolutions du déplacement du sommet de l’arête en fonction du nombre de cycles pour les deux niveaux de jeux les plus élevés, pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et la nuance X70CrMoV5-2. (A) Déplacement total. (B) Déplacement normal. (C) Déplacement tangentiel du déplacement du sommet de l’arête en fonction du nombre de cycles. Losanges verts : 150 μm. Carrés rouges : 280/375 μm.

5.3.1.3 Influence du matériau de lames

La figure 5.17 présente le déplacement de l’arête de coupe pour les deux nuances de lames pour une température initiale de tôle de 700 °C et un jeu de 150 μm.

Pour les deux nuances d’acier, le déplacement total est strictement croissant. Il est cependant supérieur pour l’acier X38CrMoV5 sur les 1000 premiers cycles (figure 5.17.A) et son coefficient directeur de la droite de régression est plus élevé. Ces constats appuient l’hypothèse (paragraphe 5.2.2.2.3) que les lames en X38CrMoV5 vont s’user plus fortement que les lames en X70CrMoV5-2 et avec une cinétique plus élevée.

Les déplacements normal et tangentiel (figure 5.17.B) sont supérieurs pour la nuance X38CrMoV5 par rapport à la nuance X70CrMoV5-2 et strictement croissants.

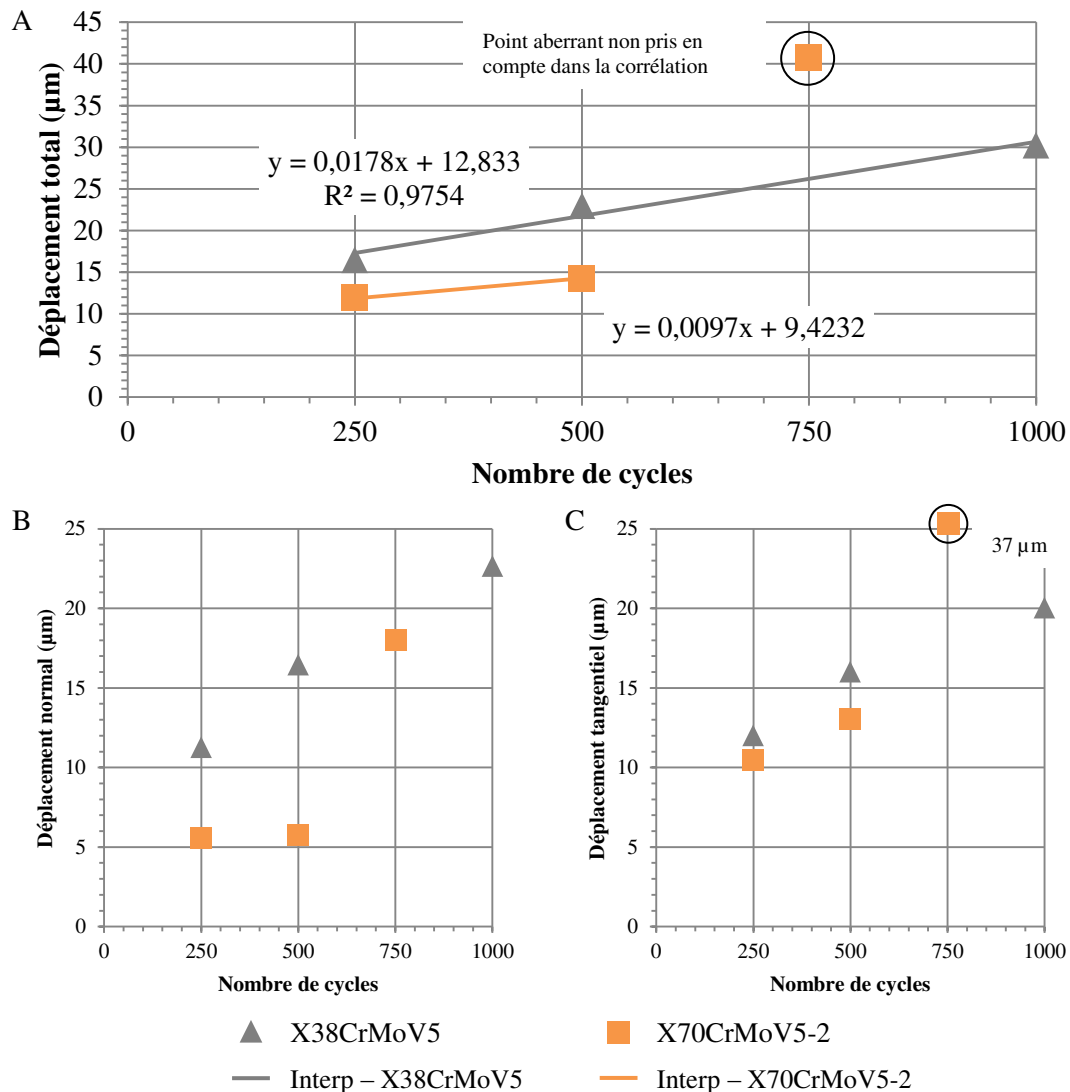


Figure 5.17 – Evolutions du déplacement du sommet de l'arête en fonction du nombre de cycles pour les deux nuances d'outil pour une température initiale de tôle visée de 700 °C et un jeu de 150 μm . (A) Déplacement total. (B) Déplacement normal. (C) Déplacement tangentiel. Triangles gris : X38CrMoV5. Carrés oranges : X70CrMoV5-2.

5.3.2 Influence des paramètres du procédé sur la hauteur de bavure

Les résultats de Nothhaft [Nothhaft2014] montrent que la hauteur de bavure augmente avec le nombre de cycles et est représentative de l'influence de l'usure de la lame sur la qualité de la pièce découpée.

La figure 5.18 présente l'évolution de la part de la hauteur de bavure sur l'épaisseur totale de la tôle en fonction du nombre de cycles pour les différentes configurations d'essais pour les outils en X70CrMoV5-2.

Quelle que soit la configuration, la bavure a tendance à augmenter avec le nombre de cycles ce qui confirme la tendance obtenue par Nothhaft [Nothhaft2014]. Ceci est particulièrement visible à partir de 750 cycles pour les configurations à 700 °C et 900 °C avec un jeu de 150 μm . Il faut garder à l'esprit que la faible évolution observée sur ces premiers cycles n'est pas représentative car l'outil est encore dans une phase de rodage. A très grand nombre de cycles, la hauteur de bavure sera plus élevée.

Un jeu de 50 μm (soit 4 % de l'épaisseur de tôle) est acceptable (1,3 %) par rapport à la référence industrielle (3,1 %) établie au paragraphe 3.3.3.2 du chapitre 3 mais au cours de la série d'essais la dilatation thermique n'a plus permis de découper la tôle. Avec des presses industrielles qui ont une capacité d'effort et une inertie largement supérieure à celle du module de découpage, ce problème pourrait entraîner une casse des outils. Il y a donc un compromis à trouver dans le jeu.

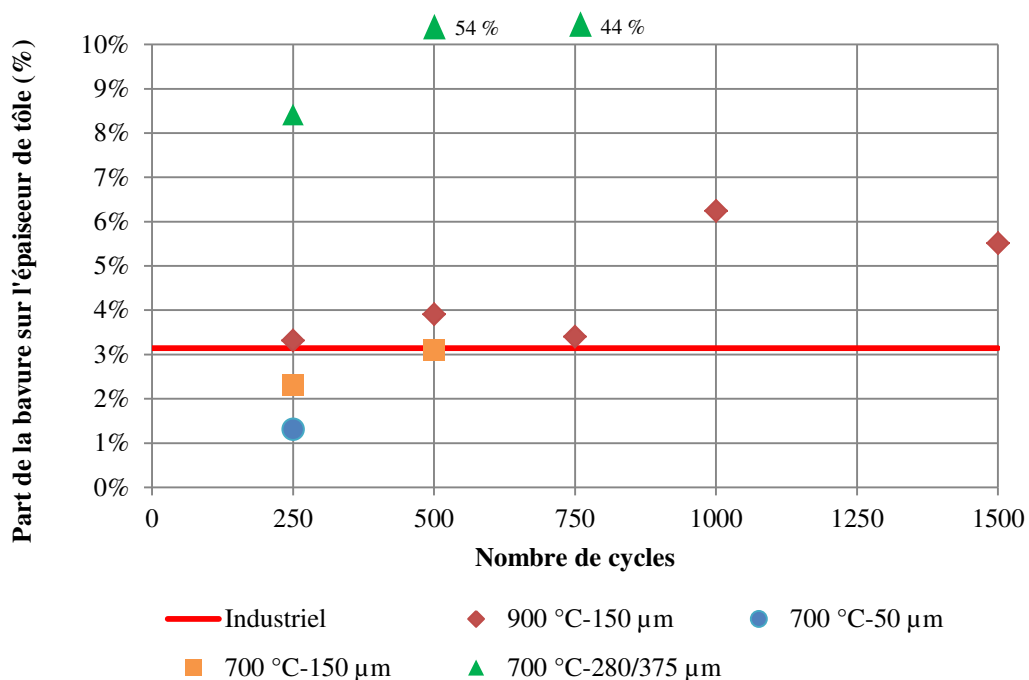


Figure 5.18 – Evolutions de la proportion de hauteur de bavure lors des essais en cadence pour différentes températures initiales de tôles (nominales) et jeux de découpe pour des outils en X70CrMoV5. Trait rouge : Référence industrielle. Losanges rouges : 900 °C - 150 μm . Point bleu : 700 °C - 50 μm . Carrés oranges : 700 °C - 150 μm . Triangles verts : 700 °C - 300 μm

Un jeu de 150 μm (soit 12,5 % de l'épaisseur de tôle) génère une bavure contenue dans une plage de 3 % autour de la valeur de la référence industrielle. La part hauteur de bavure maximale est de 6,2 % (cas à une température initiale de tôle visée de 900 °C à 1000 cycles) soit deux fois la hauteur nominale de la référence industrielle (3,1 %) ce qui reste acceptable. L'influence de la température initiale de la tôle est incluse dans cette bande. Son effet est donc relativement restreint sur la hauteur de bavure. Néanmoins, il est possible de constater que la bavure est plus importante pour des températures initiales de tôles plus élevées ce qui est très probablement dû à une plus grande ductilité de la tôle à plus forte température.

Des jeux exagérément grands ne permettent pas d'avoir une bavure acceptable. En effet, pour le cas à 280 μm (soit 25 % de l'épaisseur de tôle) à 250 cycles, la proportion de la hauteur de bavure représente 8,4 % de l'épaisseur de tôle, puis 54 % à 500 cycles et enfin 44 % à 750 cycles.

5.3.3 Evolution de la mesure de l'effort maximal de coupe

5.3.3.1 Influence de la température initiale de la tôle

La figure 5.19 présente l'évolution de la densité linéique d'effort maximal en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm pour les lames en X70CrMoV5-2. Pour rappel du chapitre 4, la densité linéique correspond à l'effort de coupe par unité de longueur et devient, par abus de langage, simplement l'effort de coupe.

A chaque niveau de température correspond un niveau moyen d'effort. Pour une température initiale de tôle de 900 °C, l'effort oscille autour de 250 N mm^{-1} . De la même manière, pour une température de tôle de 700 °C, l'effort moyen est de 400 N mm^{-1} . Pour une température de tôle de 550 °C, l'effort moyen est d'environ 575 N mm^{-1} . Comme évoqué au chapitre 4 et montré dans la figure 5.19, plus la température de la tôle est élevée moins l'effort maximal est important.

Pour le cas à 900 °C et 550 °C, les écarts à la valeur moyenne avec le nombre de cycles sont faibles et contenus dans une bande de 50 N mm^{-1} . A 700 °C entre 500 et 750 cycles, il est constaté une décroissance forte et bruitée très certainement liée à une anomalie de fonctionnement de la machine.

A chaque démontage/remontage (tous les 250 cycles) un saut d'effort est constaté. Ce phénomène est particulièrement visible pour le cas à 700 °C aux cycles 250 et 500. Pour la température de 550 °C au cycle 750, il y a eu arrêt de l'essai, aucun démontage de l'outil, retour à la température ambiante pendant 1 h puis relance de l'essai. Dans ce cas, il n'y a pas eu de saut d'effort. Le démontage induit donc une erreur d'estimation d'effort.

Il peut être également constaté qu'il n'y a pas d'augmentation de l'effort avec l'augmentation du nombre de cycles. Cela signifie que le niveau d'endommagement constaté sur l'arête de coupe n'a pas d'influence sur la mesure de l'effort maximal après 1000 cycles.

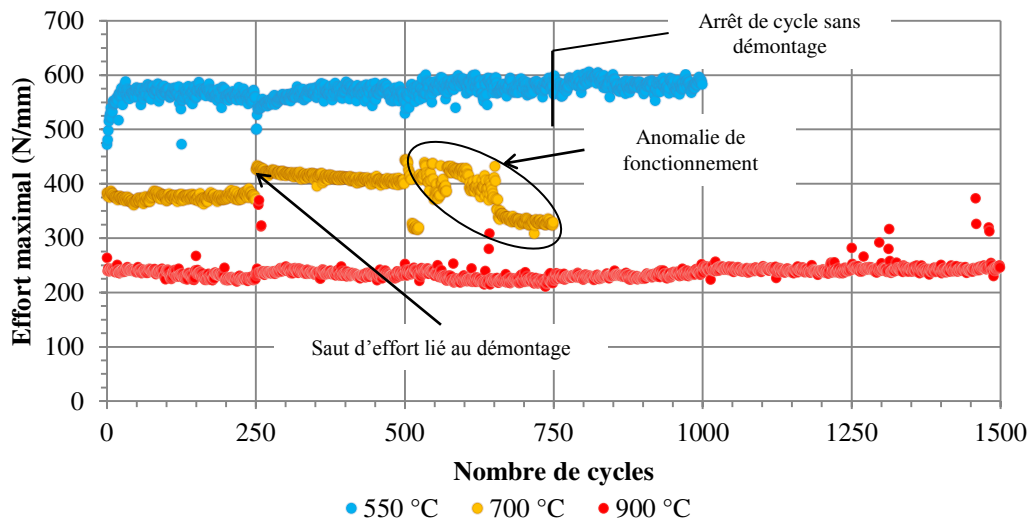


Figure 5.19 – Evolutions de l’effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction du nombre de cycles subis par l’outil pour les trois niveaux de températures nominales pour un jeu de 150 μm et des outils en X70CrMoV5-2. Points bleus : 500 °C. Points jaunes : 700 °C. Points rouges : 900 °C

La figure 5.20 présente l’évolution de l’effort maximal de découpe en fonction de la température réelle de la tôle (mesurée par le pyromètre monochromatique positionné sous le module de découpage et visant la tôle, figure 3.1).

Les trois nuages de points correspondent donc à chaque gamme de température nominale de tôle. Pour les températures nominales de 550 °C et de 900 °C, les nuages de points sont allongés suivant l’axe des températures mesurées. Il s’agit d’une erreur de mesure de la température de tôle liée à son positionnement par rapport au pyromètre (paragraphe 3.1.5.3). Mais lors de la découpe, la température de la zone utile chaude de la tôle (celle qui vient sous les lames) est celle attendue par rapport à la température nominale. Dans ces deux cas, même si la température mesurée évolue, il est normal que l’effort soit quasiment constant, ce qui est vérifié sur la figure 5.20. En ce qui concerne le cas à 700 °C, les modifications du réglage des vitesses de transfert de la tôle ont conduit à l’augmentation de la température réelle en cours d’essais pour que le pilote ait la capacité de découper la tôle. De ce fait, la tôle peut arriver plus chaude que la température attendue sous les outils de découpe. Les efforts décroissent avec l’augmentation de la température mesurée. Par conséquent, il est aussi normal que l’effort diminue en fonction de la température.

Le modèle logarithmique qui corrèle l’effort maximal des essais en cadence avec la température initiale homologue de la tôle permet d’évaluer la densité surfacique d’effort en fonction de la température initiale de la tôle en divisant les coefficients de l’équation de corrélation par l’épaisseur de la tôle. En comparant au modèle identifié pour les essais unitaires (figure 5.21), l’écart relatif entre les modèles est de l’ordre de 15 %. Cet écart peut être attribué à la dispersion de la mesure de la température initiale de la tôle pour des températures nominales de tôle de 550 °C et 900 °C (nuages de points horizontaux sur la figure 5.20) qui décale la corrélation pour les essais en cadence vers

les hautes températures (en prenant comme référence la courbe obtenue avec les essais unitaires).

Au regard des résultats, les efforts de coupe sont donc très sensibles à la température. Le moyen d'essais est suffisamment robuste pour discriminer l'effet de la température mais le nombre de cycles étant faible, l'évolution de l'effort en fonction de l'usure de l'outil ne peut pas être estimée compte tenu de la précision du moyen.

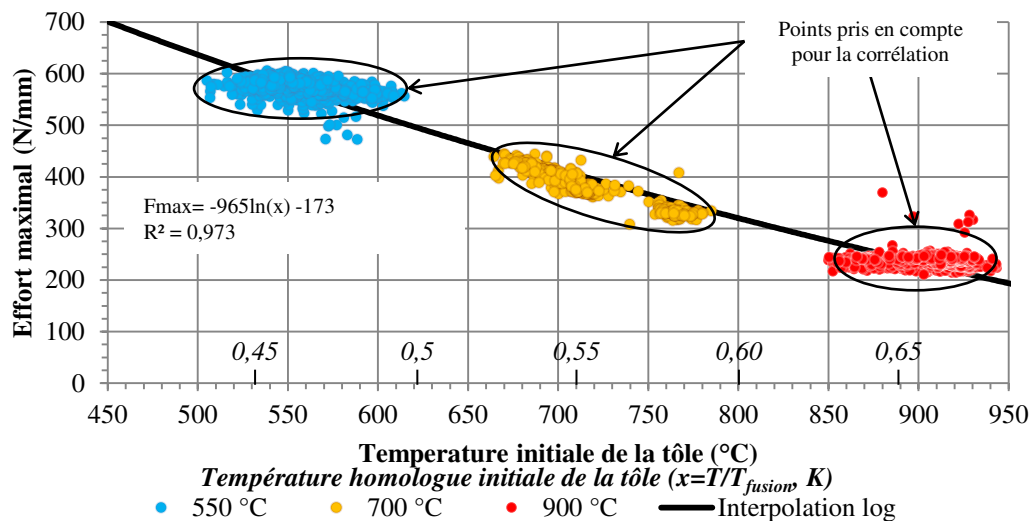


Figure 5.20 – Evolution de l'effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction de la température initiale de la tôle pour les trois niveaux de températures nominales pour un jeu de 150 μ m et des outils en X70CrMoV5-2. Points bleus : 500 °C. Points jaunes : 700 °C. Points rouges : 900 °C. Courbe noire : interpolation logarithmique

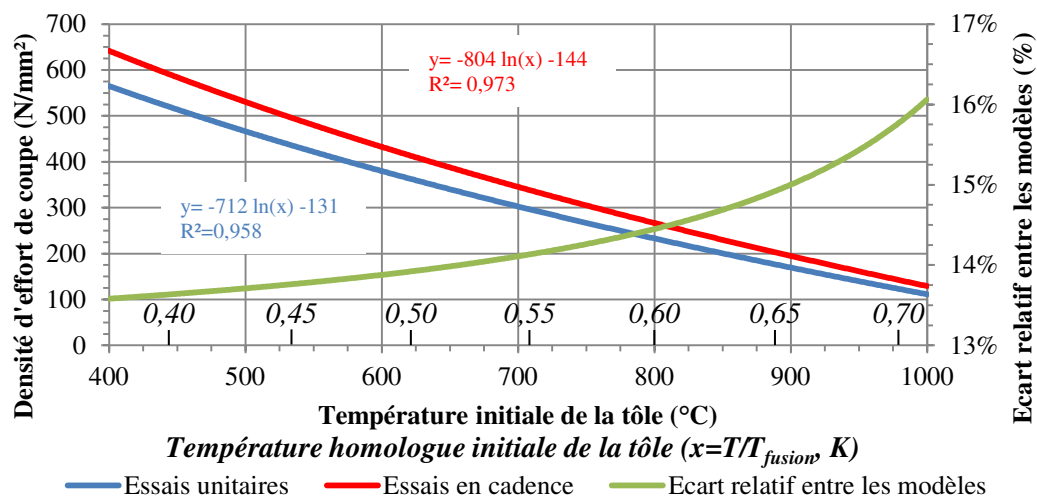


Figure 5.21 – Comparaison des évolutions des modèles logarithmiques établis pour les essais unitaires (courbe bleue) et les essais en cadence (courbe rouge) et de l'écart relatif entre les modèles (courbe verte) en fonction de la température initiale de la tôle

5.3.3.2 Influence du jeu de découpe

So [So2015] pour du poinçonnage à chaud du 22MnB5 montre que pour une température de tôle donnée, plus le jeu est grand moins l'effort de coupe doit être important.

La figure 5.22.A présente l'évolution de l'effort maximal de découpe en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de jeux, à une température nominale de tôle de 700 °C pour des outils en X70CrMoV5-2. La première série d'essais de 250 cycles, montre que le classement du niveau maximal d'effort en relation au jeu est contradictoire par rapport à la littérature [So2015]. La seconde et la troisième série d'essais ont un classement en accord avec la littérature [So2015].

Si les efforts maximum sont tracés en fonction de la température réelle (figures 5.22.B, 5.22.C, 5.22.D), la contradiction notée pour les 250 premiers cycles n'existe plus. En effet, pour le jeu de 50 µm (figure 5.22.B), la température de la tôle est comprise dans la plage 660 °C à 795 °C, pour le jeu à 150 µm la plage de température est 700 °C à 730 °C, enfin pour un jeu de 280 µm la température est comprise dans l'intervalle 690 °C à 715 °C. En ce qui concerne la deuxième série (figure 5.22.C), pour les jeux de 150 µm et 375 µm, les évolutions d'efforts maximum sont effectuées sur la même plage de température de 675 °C à 705 °C. Pour la troisième série d'essais (figure 5.22.D) et pour le jeu de 150 µm, la plage de température de tôle est comprise entre de 660 °C à 780 °C et les efforts diminuent significativement entre 440 N mm⁻¹ et 320 N mm⁻¹. Pour ce jeu et une température mesurée avoisinant 775 °C, il est constaté que l'effort est inférieur à celui mesuré pour un jeu de 50 µm dans la même gamme de température. Les effets mesurés du jeu sur l'effort maximum de coupe sont donc en accord avec l'observation de So [So2015].

Plus particulièrement pour le jeu de 50 µm, l'effort de coupe présente une hausse continue jusqu'à 370 N mm⁻¹. Il envisageable d'attribuer cette hausse à la dilatation thermique des lames et donc à une compensation du jeu. Cette compensation a généré un blocage de la machine à partir du cycle 242. Les essais n'ont donc pas été poursuivis.

Le moyen d'essais est donc suffisamment précis pour discriminer l'effet du jeu si les températures réelles sont prises en compte. Comme précédemment le nombre de cycles étant faible, pour un jeu donné, l'évolution de l'effort en fonction de l'usure de l'outil ne peut pas être estimée compte tenu de la précision du moyen.

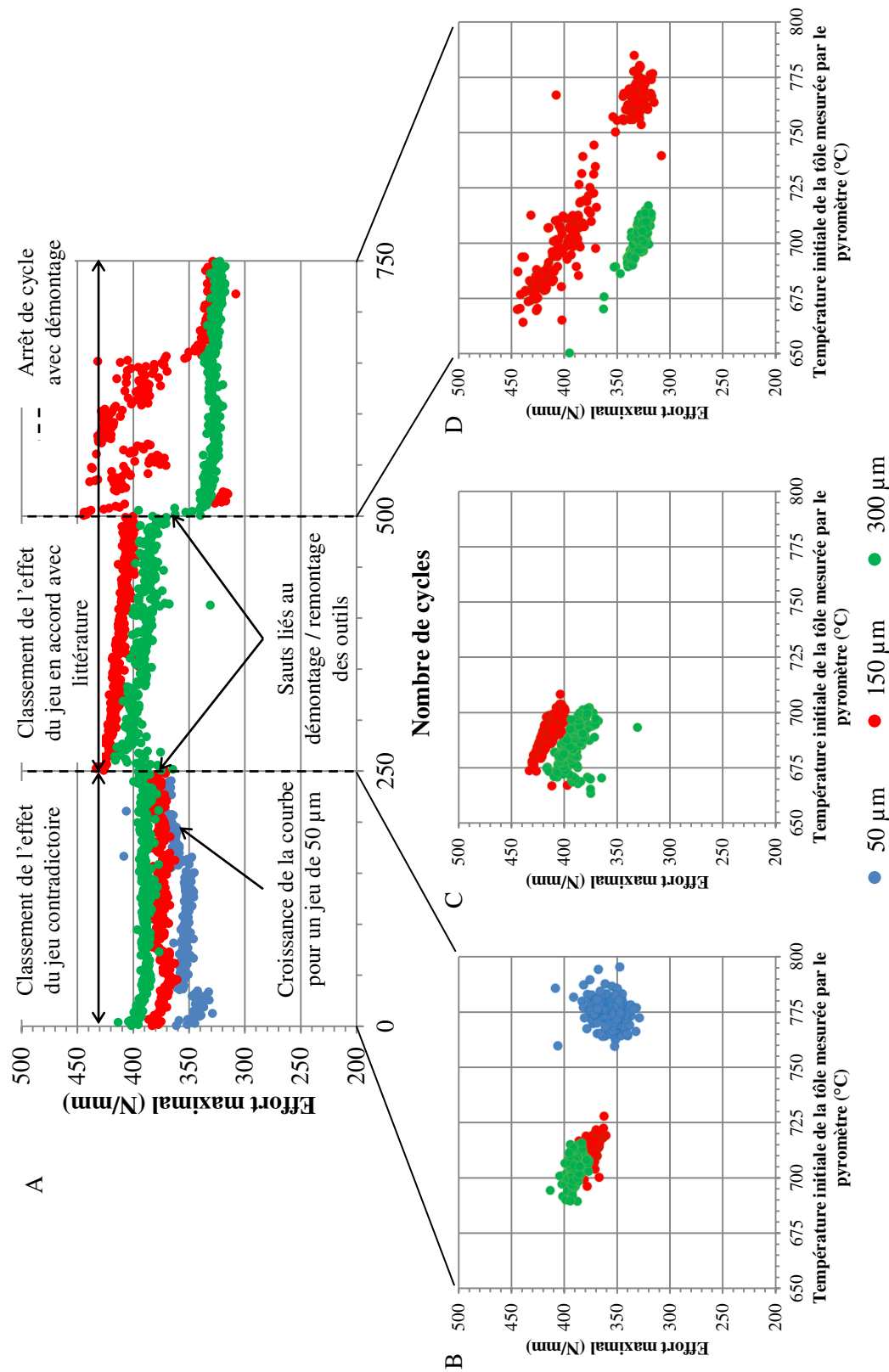


Figure 5.22 – Evolutions de l'effort maximal rapporté à la longueur découpée en fonction du nombre de cycles pour les trois niveaux de jeux pour une température nominale de 700 °C pour des lames en X70CrMoV5-2. Points bleus : 50 µm. Points rouges : 150 µm. Points verts : 300 µm.

5.3.3.3 Influence du matériau de lame

L'influence du matériau de lame sur l'effort de coupe est directement présenté en fonction de la température réelle (figure 5.23).

Ainsi, pour la nuance X70CrMoV5-2 la majeure partie des découpes ont été réalisées sur deux intervalles de températures. Le premier est compris entre 665 °C et 735 °C et le deuxième entre 750 °C et 785 °C. Pour la nuance X38CrMoV5 l'intervalle de températures est de 720 °C à 785 °C. Seule la plage comprise entre 750 °C et 785 °C est commune aux deux configurations.

Sur cette plage commune, il est constaté que le niveau d'effort de coupe entre la nuance X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 est identique (recouvrement des deux nuages de points). De plus, le nuage de point de la nuance X38CrMoV5 dans la plage 735 °C à 750 °C semble compléter l'évolution de la nuance X70CrMoV5-2 démarrée à 665 °C.

L'écart de l'effort maximal de coupe peut une nouvelle fois s'expliquer par le fait que la tôle n'est pas cisailée dans la même gamme de température. La conclusion de cette analyse est que le matériau de lames n'influence pas l'effort de coupe sur les 1000 premiers cycles.

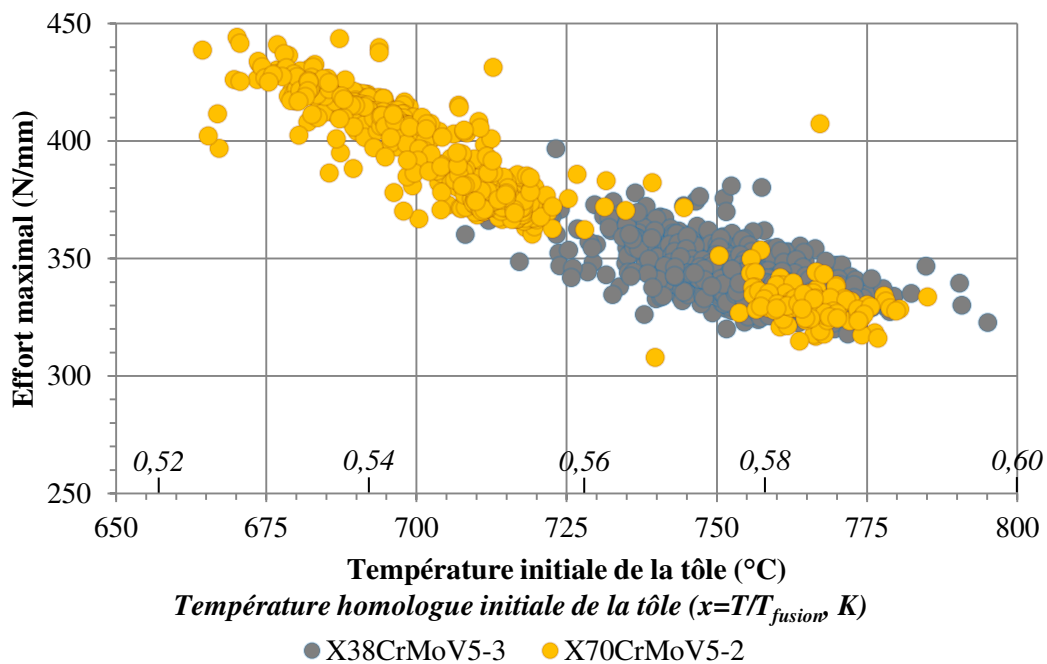


Figure 5.23 – Evolutions de l'effort maximal en fonction de la température initiale de tôle réelle pour les deux matériaux d'outils pour une température nominale de 700 °C et un jeu de 150 µm. Points gris : X38CrMoV5. Points jaunes : X70CrMoV5-2.

5.4 Discussions des mécanismes et des cinétiques de dégradation

5.4.1 Mécanismes de dégradation

Suite aux observations de surface et de coupe, trois types de dégradations sont identifiés :

- transfert du revêtement Al-Si de la tôle vers les faces des lames.
- déformation plastique de l'arête de coupe qui conduit soit à de l'écaillage soit à de l'adoucissement de l'arête de coupe.
- réseau de microfissures aux abords des carbures.

5.4.1.1 Formation du transfert Al-Si

Initialement, les faces des outils diffèrent par leur morphologie (figure 5.1) :

- la face d'attaque présente des stries d'usinage.
- la face de dépouille des piqures liées à l'électroérosion lors de la fabrication.

Le glissement de la tôle est perpendiculaire aux stries en face d'attaque et mate les piqures en face de dépouille. Les résultats de l'étude montrent du transfert d'Al-Si sur les deux faces (figures 5.3, 5.4, 5.5, 5.6, 5.7). Il est principalement constitué de particules d'Al-Si et de particules métalliques (fer) compactées et agglomérées (figure 5.10) sous un double effet de compression et de cisaillement. Ce transfert est particulièrement marqué sur la face de dépouille. Les analyses EDS sur les particules métalliques dans le transfert donne un taux de fer très élevé et pas de chrome, ainsi ces particules ne proviennent pas de l'outil. Même si des observations en coupe de la face de dépouille montrent que l'électroérosion l'affecte sur une épaisseur de 4 μm à 10 μm (figure 5.2) avec la présence de fissures avant même toute sollicitation en cisaillement [Fredriksson+1996], les particules pouvant être produites ne sont donc pas retrouvées dans le transfert.

Les morphologies des faces d'attaque (figures 5.1.A, 5.1.C et 5.1.E) et de dépouille (figures 5.1.B, 5.1.D et 5.1.F) constituent des ancrages mécaniques possibles lors du glissement de la tôle pendant la découpe. Ces morphologies permettent une adhérence du revêtement Al-Si de la tôle sur les lames par îlots déposés dans les vallées des stries d'usinage et des piqures d'électroérosion. Sur la face d'attaque plus la température de la tôle est élevée plus la distance de début d'étalement du transfert est faible (figures 5.5.A, 5.5.C et 5.5.E). Au contraire sur la face de dépouille, le début d'étalement du transfert démarre dès l'arête de coupe (figures 5.5.B, 5.5.D et 5.5.F).

Olsson [Olsson+2004] a proposé une description phénoménologique de l'étalement d'un lubrifiant visqueux entre une tôle et un outil dans le cas du poinçonnage à froid. En se référant au diagramme d'équilibre ternaire fer-aluminium-silicium (figure 2.19 du chapitre 2), le revêtement Al-Si est dans un état visqueux voire liquide à une température de 700 °C puisque c'est l'ordre de grandeur de la température de liquidus du composé ternaire. Compte tenu de l'état visqueux du revêtement Al-Si, la description d'Olsson [Olsson+2004] contribue à expliquer les mécanismes de l'étalement du transfert Al-Si sur les faces d'attaque et de dépouille des lames d'étude.

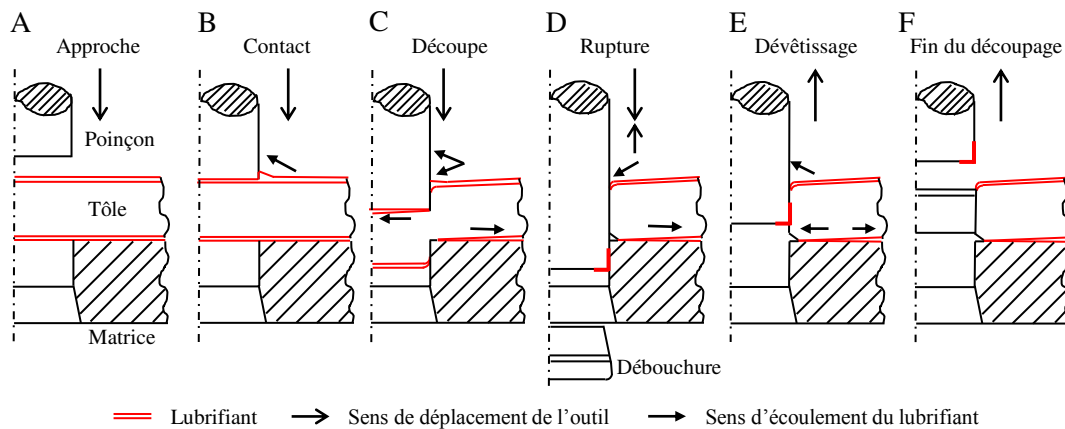


Figure 5.24 – Description phénoménologique de l'étalement d'un lubrifiant déposé sur une tôle lors d'un poinçonnage (adapté de [Olsson+2004])

Lors de la phase d'approche, le lubrifiant visqueux reste accroché aux deux faces de la tôle (figure 5.24.A). Lors du contact, un ménisque de lubrifiant se forme sur la face de dépouille de la lame et le lubrifiant s'écoule le long de cette face vers l'extérieur de l'arête de coupe (figure 5.24.B). La face d'attaque est à ce stade totalement en contact avec le revêtement (figure 5.24.B). Lors de la découpe (figure 5.24.C), le ménisque continue à se former en face de dépouille vers l'extérieur de l'arête de coupe à cause de la flexion de la tôle lors de son indentation. Une partie du lubrifiant est aussi happée vers le nouveau bord de tôle créé avec la formation du bombé (écoulement vers l'arête de coupe). Le lubrifiant s'étale donc sur une surface importante sur la face de dépouille. En face d'attaque, les fortes pressions de contact ont tendance à chasser le lubrifiant vers l'extérieur du contact. Pendant la formation de la zone cisailée jusqu'à la rupture (figure 5.24.D), tout le lubrifiant s'écoule dans le bombé, il n'y a plus de ménisque en face de dépouille. En face d'attaque, le lubrifiant continue d'être évacué vers l'extérieur du contact. Lors du dévêtissage (figure 5.24.E), l'outil remonte et emporte avec lui le reste du lubrifiant déjà présent au niveau du bombé (écoulement du lubrifiant vers le haut). En face d'attaque, le retour élastique de la tôle permet au lubrifiant de s'écouler dans les deux sens.

Cette description phénoménologique est corroborée par les résultats de simulation numérique sur les pressions de contact. Selon les observations de surface, la répartition et l'importance du transfert est dépendante de la température initiale de la tôle et du jeu de découpe. Plus précisément, le transfert d'aluminium silicium est plus étendu avec les températures initiales de tôle les plus hautes ce qui suggère que le revêtement de la tôle est plus visqueux à plus haute température. L'effet du matériau d'outil est mineur sur le transfert.

Les résultats de simulation numérique portant sur le calcul des pressions de contact (figure 4.15 au chapitre 4) contribuent à l'explication de cette répartition :

- sur la face d'attaque, les résultats de simulations numériques montrent que dans une zone proche de l'arête de coupe, la pression de contact est élevée. Elle est d'autant plus élevée (supérieure à 1 GPa) que la température de la tôle est faible (figures E.8 et E.13 en annexe E). Concernant la localisation du transfert sur la

face d'attaque, il y a un effet combiné de l'effet de la température et de la pression. A 550 °C, le revêtement Al-Si vu comme un lubrifiant visqueux aurait tendance à être chassé vers l'extérieur de l'arête de coupe à cause de la pression élevée. A 900 °C, le revêtement Al-Si peut être considéré comme étant dans un état liquide. Avec une pression exercée plus faible, le transfert est plus homogène sur toute la face d'attaque.

- sur la face de dépouille, les artefacts de la simulation numérique (figure 4.15 au chapitre 4) ne permettent pas d'estimer les pressions de contact sur cette face. En revanche, la simulation numérique permet de donner l'ordre de grandeur de la pénétration de la lame dans la tôle avant rupture de celle-ci. La profondeur de pénétration estimée à 600 µm est cohérente avec l'observation microscopique sur la localisation de la bande de transfert obtenue sur les faces de dépouille (figures 5.5 et 5.6). Le transfert serait d'autant plus présent que l'état de surface de la face de dépouille après électroérosion est source d'ancrages mécaniques favorables à son accroche. Cette tendance peut aussi s'expliquer par la flexion de la tôle qui est plus importante avec les jeux les plus forts pendant le découpage. Comme évoqué par Olsson [Olsson+2004], plus la flexion est importante, plus grand est l'apport de lubrifiant en face de dépouille pendant la formation du ménisque.

Le transfert du revêtement Al-Si sur les deux faces est un des mécanismes prépondérant de dégradation des lames de découpe. Il est facilité par les ancrages mécaniques qu'offrent les faces des lames. Cet amalgame se dépose à l'état visqueux sous forme de plaque dans les sillons des faces des outils et se solidifie à la surface à cause du refroidissement lié au contact. L'amalgame devient alors fragile. Cependant, malgré de fortes contraintes locales estimées numériquement sur l'outil lors de la découpe, l'ancrage mécanique du transfert ne semble pas suffisant pour conserver l'intégrité de la couche de transfert (figure 5.7) car le transfert semble se dégrader de manière cyclique. L'hypothèse qui est formulée est que le transfert s'épaissit et s'étend pendant un certain nombre de cycles puis se détache à partir d'une épaisseur critique. Il se détache car il est fragile et son accroche est relativement faible. La conséquence est la formation de débris pouvant être abrasifs pour la lame.

Une solution pour limiter son développement consisterait à limiter le nombre d'ancrages mécaniques, c'est à dire à améliorer la qualité de l'état de surface en diminuant les aspérités par un polissage. Une étude complémentaire pourrait être menée à ce sujet.

5.4.1.2 Déformation plastique conduisant à de l'écrouissage et /ou de l'adoucissement de l'arête de coupe

Quels que soient les niveaux de températures de la tôle, les observations en coupe (figures 5.11, 5.12 et 5.14) montrent l'allongement des lattes de martensite (déformation plastique) que ce soit en face d'attaque ou de dépouille. Cette déformation s'observe sur une épaisseur de moins de 10 µm. Il est également observé un bourrelet de déformation plastique au niveau de l'arête de coupe qui s'écoule vers la face de dépouille. Ce bourrelet est quantifié par des mesures du déplacement du sommet d'arête qui tient compte du déplacement normal représentatif du phénomène de compression et du déplacement tangentiel représentatif du phénomène de cisaillement (figure 3.24 présentée au chapitre 3). Plus la température est élevée moins le déplacement du sommet d'arête est important (figure 5.15.A). La dégradation de l'arête de coupe est d'autant plus forte que la température de la tôle est basse. En effet, la résistance mécanique de la tôle est plus

importante avec les températures plus basses ce qui conduit à l'écoulement plastique par pivotement de l'arête de coupe. A basse température de tôle (inférieure à 700 °C), le déplacement tangentiel illustrant le pivotement de l'arête (cisaillement) prédomine sur le déplacement normal illustrant la compression (figures 5.15.B et 5.15.C). A haute température de tôle, c'est l'inverse (figures 5.15.B et 5.15.C).

Les simulations numériques utilisent des éléments quadrangles de 25 µm (figure 4.10) de côté et la lame a un comportement thermo-élastique (sous-section 4.2.4 au chapitre 4). Ces deux conditions ne permettent pas d'accéder à une épaisseur de déformation plastique similaire à celle observée expérimentalement (inférieure à 10 µm) et donc d'obtenir une information sur le niveau de déformation engendré. En revanche, le niveau de contrainte généré dans les éléments permet d'estimer s'il y a ou pas possibilité de déformation plastique. Ainsi, les résultats de la simulation numérique montrent que plus la température est faible, plus la contrainte maximale que peut subir au moins un élément de l'outil est importante (figure 4.26 présentée au chapitre 4). Les écarts relatifs à la limite d'élasticité théorique de la lame pour un échauffement donné confirment que l'arête de coupe se déforme plastiquement et que toutes les configurations présentées au chapitre 4 sont susceptibles de provoquer la déformation plastique au niveau de cette arête. La configuration la plus endommageante est celle pour laquelle la température initiale de la tôle est de 550 °C car elle a un écart à la limite d'élasticité de plus de 80 %. L'échauffement des outils engendre aussi une baisse des propriétés mécaniques. De plus, les fortes contraintes mécaniques générées par la résistance mécanique de la tôle conduisent à de la déformation plastique en surface et la formation d'un bourrelet de déformation plastique qui se déforme depuis la face d'attaque vers la face de dépouille (pivotement). Les contraintes calculées appuient donc le constat expérimental sur le sens d'écoulement du bourrelet puisque les signes des composantes du tenseur des contraintes et leurs intensités sont conformes aux observations (figure 4.19, chapitre 4).

Des mesures de duretés locales perpendiculaires aux faces permettent de constater un mécanisme d'écrouissage (augmentation de la dureté locale) liée à la déformation plastique des lattes de martensite revenue (figures 5.9 et 5.11) et probablement un mécanisme d'adoucissement (diminution de la dureté locale). Ce mécanisme d'adoucissement, accompagné d'un changement microstructural, n'a été observé que dans le cas de la lame "martyre" de mise au point en X70CrMoV5-2 (figure 5.9). Les nombreux arrêts de cycles et des températures de tôle très élevées ont pu dégrader la martensite au niveau de l'arête de coupe. L'origine de l'adoucissement est probablement thermique. Les surfaces des lames subissent des échauffements en surface très intenses, probablement proches des températures de revenus, pouvant conduire à ce type de dégradation. Au regard de la déformation plastique, s'il est classique de rencontrer un mécanisme d'écrouissage, le mécanisme d'endommagement par adoucissement est aussi envisageable pour ces types d'acier martensitique. Sous sollicitations de fatigue oligocyclique, il est connu que les aciers martensitiques revenus présentent un phénomène d'adoucissement [Delagnes1998] favorisant l'écoulement plastique des lattes de martensite ce qui conduit à l'amorçage et à la propagation de fissures, et en conséquence à la ruine de l'outil. Compte tenu des niveaux de contraintes élevées et alternées et des niveaux de température élevés du fait des découpes répétées, on peut supposer qu'après un certain nombre de cycles le mécanisme d'adoucissement prédomine sur le mécanisme d'écrouissage. Ainsi en se déformant à chaque cycle, le bourrelet de déformation plastique cède à partir d'un certain nombre de cycles critique formant ainsi une particule d'usure.

5.4.1.3 Réseau de microfissures aux abords des carbures

Lorsque les aciers sont constitués de larges carbures fragiles de chrome-vanadium, les contraintes mécaniques intenses engendrent leur fracture (figure 5.3.D). S'ils sont en surface, les débris provenant de ces carbures peuvent produire des particules abrasives dans le contact formant des stries d'abrasion néfastes à la tenue de l'outil. Ces stries traversent aussi bien le transfert d'Al-Si que la matrice métallique (figure 5.3.C). Au coeur des lames, les carbures fracturés sont aussi responsables d'amorces de fissures.

Lorsque les carbures sont de taille micrométrique, les carbures entraînés dans les zones de déformation plastique sont sources d'amorçage de fissures. Le cisaillement de la matrice martensitique les entourant engendre une cavitation qui est en réalité l'amorçage d'une fissure (figures 5.8.A et 5.12). La taille, le nombre et la répartition des carbures dans cette déformation plastique contribue au développement d'un réseau de fissures orientées dans la direction de la déformation plastique. In fine, ce réseau de fissures est le chemin conduisant soit à la rupture du bourrelet de déformation plastique, soit à l'émission d'une particule d'usure plus petite.

La taille, le nombre et la répartition des carbures jouent donc un rôle dans l'endommagement des arêtes de coupe des lames de découpage à chaud.

5.4.2 Cinétiques de dégradation

5.4.2.1 Evolution d'un indicateur d'usure

Le nombre de frappes d'un outillage industriel dépasse souvent 100 000 cycles et l'ordre de grandeur de l'usure de la lame est alors du millimètre. Cette valeur critique (ruine de l'outil) a été communiquée au laboratoire à l'occasion de discussions de projet avec le partenaire *SMP*. Néanmoins, une valeur précise dans des conditions de travail connues n'a pu être établie pour des raisons de confidentialité. L'allure classique de l'usure en fonction du nombre de frappes, décrite schématiquement par Maillard [Maillard2009] en figure 5.25, présente trois phases correspondant respectivement à une phase de rodage (faible nombre de cycles), d'usure normale (nombre de cycles avancé) et d'usure catastrophique (fin de vie de l'outillage). Cette loi d'usure est non linéaire car chaque phase a une cinétique qui lui est propre. Compte tenu des ordres de grandeur donnés par les industriels (à 100 000 cycles correspond 1 mm d'usure), l'hypothèse que la cinétique d'usure peut être estimée à 0,01 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ est posée. L'usure finale (ruine de la lame) établie par les industriels peut être interprétée suivant deux points de vue :

- soit la ruine de la lame établie par l'industrie correspond à celle en fin d'usure catastrophique. Les industriels utiliseraient leurs lames bien qu'elles soient dans une phase critique de fonctionnement.
- soit la ruine de la lame établie par l'industrie correspond à celle au début de l'usure catastrophique. Les industriels utiliseraient leurs outils jusqu'à ce que l'indicateur d'usure commence à augmenter par rapport à l'usure normale.

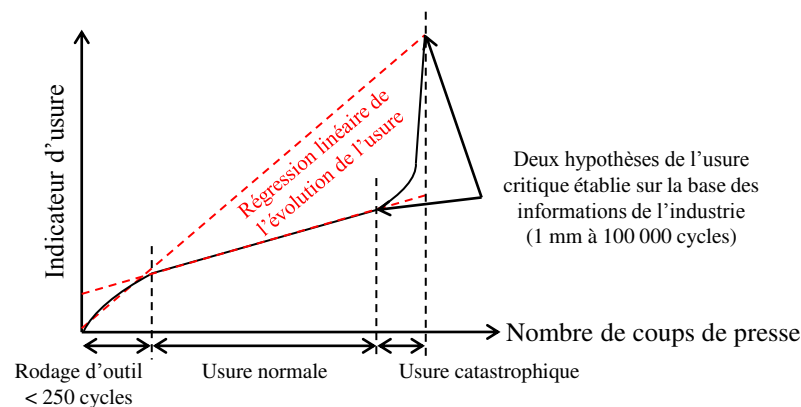


Figure 5.25 – Allure classique de l’usure en fonction du nombre de coups de presse (adapté de [Maillard2009])

Dans les expérimentations menées, le faible nombre de cycles ne permet donc pas d’avoir une description complète de l’usure de la lame car il correspond a priori soit à la première phase (rodage), soit à la phase de rodage et au début de l’usure normale. Néanmoins, l’extrapolation du déplacement total à 100 000 cycles sur la base des régressions linéaires (tableaux 5.2, 5.3 et 5.4), permet de retrouver un niveau d’usure proche du millimètre qui est le niveau caractérisant la ruine de la lame (et/ou permet d’estimer un nombre de cycles pour atteindre 1 mm d’usure). Compte tenu des deux hypothèses sur la ruine de la lame :

- soit la cinétique de la phase de rodage permet d’extrapoler la ruine de la lame. En conséquence, la cinétique de la phase de rodage est celle qui piloterait la cinétique d’usure. Autrement dit, la lame serait dans une phase de rodage durant toute sa durée de vie.
- soit la cinétique de la phase d’usure normale permet d’extrapoler la ruine de la lame. En conséquence, la cinétique de la phase d’usure normale est celle qui piloterait la cinétique d’usure. Le rodage de la lame se fait sur un nombre de cycles très faible, voire au premier cycle. La lame est alors durant toute sa durée de vie considérée comme dans une phase d’usure normale.

5.4.2.2 Influence de la température initiale de la tôle

La température initiale de la tôle est le paramètre le plus influent sur la dégradation des outils et sur le niveau maximal d’effort (figure 5.20). En effet, l’effort maximal de coupe est inversement proportionnel à la température nominale. Néanmoins, une tendance claire d’évolution de l’effort de coupe avec l’augmentation du nombre de cycles n’a pu être établie à cause des incertitudes de mesures liées aux démontages/remontages des outils. Cet effort de coupe est le signe d’une résistance mécanique de la tôle importante lors du découpage. Naturellement, elle augmente avec la diminution de la température initiale de la tôle. De ce fait, la contrainte engendrée sur les faces des outils est plus importante ce qui facilite la dégradation de l’outil. L’usure de la lame estimée par le déplacement total du sommet d’arête est d’autant plus forte et rapide que la température initiale de la tôle est basse (figure 5.15). Le pivotement de la face d’attaque vers la face de dépouille, montré par le déplacement tangentiel, est majoritaire dans la composition

du déplacement total (figure 5.15). En conséquence, la résistance de la nuance de lame aux contraintes de cisaillement semble être un facteur important pour la résistance à l'usure de la lame. Les estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure à partir des régressions linéaires présentées en figure 5.15 pour les trois cas de températures nominales de tôle sont reportées au tableau 5.2 et montrent clairement que la durée de vie est améliorée avec l'augmentation de la température. La température initiale de découpage augmentant tend à accroître légèrement la hauteur de bavure (figure 5.18). Cependant, la hauteur de bavure reste dans une plage acceptable pour l'industrie quelle que soit la température d'étude.

Table 5.2 – Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction de la température initiale de tôle pour un jeu de 150 μm et des outils en X70CrMoV5-2

| Température initiale de tôle ($^{\circ}\text{C}$) | 550 | 700 | 900 |
|---|-------|--------|--------|
| Nombre de cycles pour 1 mm d'usure | 92549 | 102343 | 142927 |

5.4.2.3 Influence du jeu

Le jeu ne semble pas avoir une influence majeure sur l'effort de coupe (figure 4.22). De la même manière que pour l'effet de la température, la tendance d'évolution de cet indicateur avec le nombre de cycles n'a pu être constatée à cause de la maîtrise de la température initiale de la tôle. D'un point de vue de la dégradation de la lame, ce n'est pas un paramètre très influent sur les 1000 premiers cycles (figure 5.16). Néanmoins, les estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure à partir des régressions linéaires présentées en figure 5.16 et présentées au tableau 5.3 montrent qu'en doublant le jeu, la durée de vie est allongée de 50 %. En revanche, le jeu est un facteur prépondérant sur la hauteur de bavure (figure 5.18). Plus le jeu est grand plus la bavure est importante ce qui confirme l'observation de So [So2015]. Pour un jeu proche de 12,5 %, la bavure reste acceptable d'un point de vue industriel. Néanmoins, réduire le jeu peut aussi engendrer lors du cadencement de l'opération de découpage des blocages de la presse liés à la dilatation thermique de l'outil.

Table 5.3 – Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction du jeu de découpe pour une température initiale de tôle visée de 700 $^{\circ}\text{C}$ et des outils en X70CrMoV5-2

| Jeu de découpe (μm) | 150 | 280/375 |
|------------------------------------|--------|---------|
| Nombre de cycles pour 1 mm d'usure | 102343 | 154919 |

5.4.2.4 Influence du matériau de lame

La nuance du matériau d'outils n'a pas d'effet sur l'effort de découpe ni sur son évolution avec l'augmentation du nombre de cycles (figure 5.23). L'influence de ce paramètre sur la hauteur de bavure n'a pas été évaluée. Pour les mêmes configurations de température nominale et de jeu, le déplacement total du sommet d'arête est plus importante pour l'outil X38CrMoV5 que pour l'outil X70CrMoV5-2. Ainsi, les estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure à partir des régressions linéaires présentées en figure 5.17 en fonction de la nuance (tableau 5.4) montrent que la durée de vie de la nuance X70CrMoV5-2 est deux fois supérieure à celle de la nuance X38CrMoV5. La dégradation

est aussi rapide pour la nuance X38CrMoV5 à 700 °C que celle de la nuance X70CrMoV5-2 à 550 °C (figure 5.14). La nuance X70CrMoV5-2 serait donc plus adaptée à la découpe de tôles à une température plus basse. Il est aussi possible d'envisager une équivalence du niveau d'usure entre la nuance du matériau d'outil et la température de la tôle découpée. Cette tendance pourrait s'expliquer par une dureté plus faible de la nuance X38CrMoV5 (53 HRC contre 63 HRC) qui serait liée à une taille de précipités plus petits que ceux de la nuance X70CrMoV5-2. Lors du traitement thermique de la lame, le choix d'une dureté plus faible est le signe d'une croissance des carbures moins importante [Mebarki2003] ce qui modifie les propriétés mécaniques finales de la lame et en conséquence le niveau d'usure. Pour confirmer cette hypothèse, il faudrait faire travailler dans la même configuration un outil en X70CrMoV5-2 abaissé à une dureté de 53 HRC et faire la comparaison avec l'outil X38CrMoV5.

Table 5.4 – Estimations du nombre de cycles pour 1 mm d'usure en fonction de la nuance pour une température de tôle visée de 700 °C et un jeu de 150 µm

| Nuance d'outil | X38CrMoV5 | X70CrMoV5-2 |
|------------------------------------|-----------|-------------|
| Nombre de cycles pour 1 mm d'usure | 55431 | 102343 |

5.5 Conclusions de l'analyse des essais en cadence

Les essais en cadence se sont concentrés sur au maximum les 1500 premiers cycles de découpe ce qui correspond au début du cycle de vie des lames (estimation de la phase de rodage et/ou du début de l'usure normale). Les effets de la température initiale de la tôle, du jeu de découpe et de la nuance du matériau de lames (X38CrMoV5, X70CrMoV5) sur les dégradations et leur cinétiques ont été étudiés.

Cette étude a été complétée par l'analyse d'une lame de démonstration industrielle en X110CrMoV8-2-1 et d'une lame de mise au point en X70CrMoV5-2 (dite "martyre"). Les essais et les observations réalisés permettent de révéler les dégradations des lames de découpage à chaud prépondérantes, sous l'effet combiné des contraintes de compression et de cisaillement suivants :

- transfert du revêtement d'aluminium-silicium provenant de la tôle sur les faces,
- déformation plastique vers la face de dépouille d'une profondeur inférieure à 10 µm accompagnée d'un écrouissage de la sous surface,
- formation d'un bourrelet de déformation plastique par pivotement de la face d'attaque vers la face de dépouille,
- écoulement de la matrice métallique autour des carbures embarqués dans la déformation plastique conduisant à la formation des réseaux de fissures.

D'une manière plus ponctuelle, les mécanismes suivants sont observés :

- sur la lame de mise au point en X70CrMoV5-2 "martyre" est observé un changement microstructural sur une épaisseur de 10 µm au niveau du sommet de l'arête de coupe.
- sur la lame de démonstration industrielle en X110CrMoV8-2-1 est observé de la fracturation de carbures d'une taille supérieure à 5 µm.

Un point important à remarquer est que pour toutes les configurations étudiées les mêmes types de dégradations sont observés seules les cinétiques d'usure changent.

Par rapport à la littérature sur le découpage à froid du 22MnB5 martensitique, le mécanisme de transfert du revêtement en Al-Si observé par Picas [Picas2012] se retrouve aussi en découpage à chaud ce qui suggère que ce mécanisme est d'origine mécanique. La ductilité du revêtement facilite son accroche aux aspérités de surface des lames qui constituent des ancrages mécaniques. Cette ductilité est améliorée par la forte température de la tôle lors du découpage. De même, le mécanisme de déformation plastique de l'arête de coupe observé macroscopiquement par Nothhaft [Nothhaft+2012] et So [So2015] sur des lames en X153CrMoV12 se retrouve aussi en découpage à chaud. Les observations en coupe menées dans cette thèse apportent un complément d'informations sur l'épaisseur de la matière affectée par la déformation plastique ainsi que sur le mécanisme de rupture du bourrelet à travers l'observation des réseaux de fissures. Avec la répétition des découpes, ce bourrelet se forme et finit par céder générant ainsi la nouvelle géométrie de l'arête de coupe. Il est possible que ce bourrelet de déformation plastique ne soit que l'expression d'une phase de rodage et ne soit plus reformé avec les découpes ultérieures. Des essais avec une observation in situ sur une section extérieure de l'arête de coupe en cours de découpage pourraient confirmer cette hypothèse.

Les dégradations en découpage à chaud observées par Torres [Torres+2013] à 17000 cycles en fin de vie de la lame sont complétées par l'analyse de cette thèse sur 1500 cycles. Ainsi, le mécanisme d'oxydation d'origine thermique observé par Torres [Torres+2013] n'est pas retrouvé dans l'analyse des lames en cadence de cette étude ce qui suggère que c'est un mécanisme lent qui peut apparaître à un nombre de cycles plus important que celui de l'étude. Sur la lame de mise au point, des marques d'un possible adoucissement thermo-mécanique est observé par un changement microstructural et une chute de la dureté du coeur de l'arête de coupe vers sa surface. Cet adoucissement associé à la croissance d'un réseau de fissures au sommet de l'arête de coupe pourrait provoquer la propagation de fissures partant de la surface vers le coeur de la lame à la manière de ce qu'a observé Torres [Torres+2013]. L'étude menée montrerait alors les prémisses de l'endommagement observé par Torres [Torres+2013] à 17000 cycles ce qui constitue un apport à la compréhension des mécanismes de dégradation des outils de découpage à chaud.

L'identification de la cinétique d'usure se base sur une approche généraliste de l'opération à partir des trois indicateurs expérimentaux d'usure suivants :

- l'évolution du déplacement du sommet de l'arête de coupe au cycle considéré ce qui correspond à une approche focalisée sur l'outil.
- le suivi de la proportion de la hauteur de bavure de la tôle résultant de la découpe en tant qu'approche de l'usure sur le produit fini.
- l'effort maximal de découpe en tant que signature du procédé.

Compte tenu du nombre de cycles étudié, il est établi que l'indicateur le plus pertinent pour caractériser l'usure est le suivi du déplacement du sommet de l'arête de coupe car il est focalisé sur l'évolution du profil de la lame. Quelle que soit la configuration choisie, toutes les analyses de cet indicateur montrent que l'usure se produit très rapidement. En effet, sur les 250 premiers cycles l'accroissement du déplacement total du sommet est toujours le plus fort. Les séquences suivantes de 250 cycles de découpe présentent

un accroissement deux à trois fois inférieur ce qui suggère que la phase de rodage de la lame à lieu en moins de 250 cycles.

L'optimisation de l'opération consiste à trouver les paramètres de l'opération pour limiter l'usure de la lame et avoir une hauteur de bavure minimale sur la tôle découpée. Sur la base des résultats des essais en cadence sur le moyen expérimental avec le nombre de cycles étudiés, des recommandations quant au choix des paramètres optimaux de l'opération peuvent être formulées.

Pour la température initiale de la tôle, il y aurait un intérêt à découper des tôles à une température supérieure ou égale à 700 °C. Par rapport à une configuration à 550 °C, l'effort est réduit, la hauteur de bavure est inférieure à la référence industrielle de 55 µm (soit 3,1 % de l'épaisseur de tôle) établie au chapitre 3 et le déplacement total du sommet d'arête de coupe est faible. Cette température intermédiaire pourrait aussi limiter l'adoucissement de l'arête de coupe à un nombre de cycles supérieur à 1500 par rapport à une configuration avec une température initiale de 900 °C.

Pour le jeu, un compromis est à trouver. C'est un paramètre qui a peu d'effet sur l'effort de coupe. Un jeu de 280/375 µm serait plus intéressant qu'un jeu de 150 µm d'un point de vue du déplacement total du sommet de l'arête, mais la hauteur de bavure engendrée est inacceptable d'un point de vue industriel (part supérieure à 10 % de l'épaisseur de tôle). Un jeu de 50 µm permettrait d'avoir une bavure très acceptable (environ 1 % de l'épaisseur de tôle) mais le cadencement des découpes peut entraîner un blocage de la presse pouvant casser les outils. Finalement, un jeu de 150 µm semble être un bon compromis tant d'un point de vue du niveau d'usure de la lame que de la hauteur de bavure.

En ce qui concerne la nuance du matériau de lame, la nuance X70CrMoV5-2 est recommandée pour le découpage à chaud car son niveau d'usure est toujours plus faible que celui de la nuance X38CrMoV5.

L'étude des interactions des paramètres devra aussi être menée pour pouvoir conclure quant à une procédure d'optimisation de l'opération pour produire des pièces de bonne qualité tout en limitant l'usure de la lame.

En terme de perspectives, une étude qui serait intéressante de mener serait de refaire cette analyse pour des séries de découpe plus faibles (par exemple toutes les 10 frappes dans un premier temps). L'idée est de voir si l'usure est continue ou si une rupture du sommet de l'arête se produit pour mieux caractériser la phase de rodage de l'outil. L'alter ego de cette étude serait de constater l'usure à très fort nombre de cycles dans la phase d'usure critique de la lame (100 000 cycles). Ces deux études permettraient de compléter l'analyse de cette thèse et ainsi avoir une vision de la cinétique d'usure de la lame de découpage à chaud sur toute sa durée de vie.

Conclusion générale et perspectives

| | | |
|-----|-------------------------------|-----|
| 6.1 | Conclusion générale | 201 |
| 6.2 | Perspectives | 203 |

6.1 Conclusion générale

Cette thèse constitue pour l'*ICA* la première étude sur l'usure des lames de découpage à chaud. Elle adapte la problématique industrielle de l'usure des outils de découpage à chaud à l'échelle du laboratoire pour apporter une compréhension des phénomènes à l'industrie.

La compréhension des mécanismes de dégradation est un sujet complexe par son aspect multi-physiques dans des gammes de sollicitations thermomécaniques extrêmes (plus de 1000 MPa dans les arêtes et un échauffement proche des températures de revenu) et rapides (phénomène se produisant en 200 ms). Une approche multi-sciences confrontant l'expérience à la simulation du procédé s'est révélée être vertueuse pour expliquer les phénomènes de dégradation.

Un module d'essais original de découpage à chaud a été développé et implanté sur le pilote MEFISTO de l'*ICA*. Il reproduit fidèlement le procédé industriel puisque les tôles découpées se retrouvent en fin d'opération dans un état métallurgique attendu par l'industrie (martensitique). La description d'un cycle de découpage tant d'un point de vue des phénomènes thermiques que mécaniques au cours du temps au regard du fonctionnement du moyen d'essais apporte des informations à la littérature sur le découpage à chaud. Bien que sa modularité le rende complexe à mettre en oeuvre, ce moyen a permis de réaliser des mesures d'efforts de coupe et de déplacements d'outils à travers des essais unitaires pour différentes températures de tôle ce qui apporte une information globale sur l'opération. Les résultats d'efforts de coupe maximum en fonction

de la température de la tôle (évolution logarithmique) sont proches de ceux observés par la littérature [So+2012].

La démarche d'analyse reposant sur des essais en cadence et les observations des dégradations après essais permet de répondre à la question des types de dégradations.

Ainsi, des essais portant au maximum sur les 1500 premiers cycles de découpage ce qui correspond au début de la durée de vie des lames industrielles montrent que les dégradations prépondérantes sont :

- transfert du revêtement d'aluminium-silicium provenant de la tôle sur les faces d'attaque et de dépouille,
- déformation plastique vers la face de dépouille d'une profondeur inférieure à 10 μm accompagnée d'un écrouissage de la sous surface,
- formation d'un bourrelet de déformation plastique par pivotement de la face d'attaque vers la face de dépouille,
- écoulement de la matrice métallique autour des carbures embarqués dans la déformation plastique conduisant à la formation de réseaux de fissures.

Les simulations numériques évaluant l'effort de coupe à 11 % près et permettant d'avoir une information locale sur les contraintes et les températures montrent que l'arête de coupe est susceptible de se déformer plastiquement et ce pour toutes les configurations de jeux et de températures pour des rayons d'arête de coupe inférieurs à 200 μm . Ce résultat important confirme les observations expérimentales sur les dégradations et permet d'affirmer que les premiers cycles sont néfastes pour l'outillage.

Lors de la formation du nouveau bord découpé, la phase de formation du bombé est la plus critique pour la dégradation des lames, ce qui confirme l'observation de Notthaft en découpage à froid du 22MnB5 martensitique [Nothhaft+2012]. Pour cette phase, la simulation numérique montre des valeurs de contraintes maximales dans l'arête de coupe de plus de 2000 MPa pour une lame neuve à un jeu de 150 μm .

Un autre résultat expérimental important est que pour toutes les configurations, les mêmes types de dégradations sont constatés et cela montre que le mécanisme de dégradation est toujours le même, seules les cinétiques de dégradation diffèrent.

Trois approches de la cinétique d'usure des outils à partir de l'étude bibliographique ont été identifiées pour caractériser l'influence des paramètres de l'opération :

- une approche par la mesure du profil de l'arête de coupe par topomicrographie et le calcul du déplacement du sommet de l'arête de coupe.
- une approche par l'analyse de la géométrie de la pièce finie par l'estimation de la hauteur de bavure.
- une approche par l'évaluation de l'effort maximal de coupe.

Compte tenu du nombre de cycles maximal étudié (1500 cycles), les dérivées de l'effort de coupe et de la qualité de la pièce découpée ne sont pas les plus révélatrices de l'état de dégradation de la lame. Seule l'approche focalisée sur l'outil et basée sur la mesure de la topographie est concluante d'un point de vue du classement de l'influence des paramètres sur la cinétique d'usure. De plus, cette approche peut être facilement réutilisée par l'industrie pour caractériser l'état de dégradation d'une lame car les calculs inhérents sont simples.

L'indicateur basé sur le déplacement tangentiel et sur le déplacement normal de l'arête de coupe constitue aussi une avancée par rapport à ce que propose la littérature en ce qu'il traduit un effet de compression de l'arête de coupe et un effet de pivotement lié aux contraintes de cisaillement. Par ailleurs, la simulation numérique montre que sur l'arête de coupe, les contraintes sont majoritairement des contraintes de compression dans les trois directions de l'espace et du cisaillement ce qui appuie l'interprétation expérimentale.

Expérimentalement, la température initiale de la tôle est le facteur pour lequel le déplacement du sommet d'arête est le plus fort. La vitesse de dégradation semble d'autant plus forte que la température est faible. Les contraintes dans les lames sont fortement liées à la température de la tôle et en conséquence à sa résistance mécanique. Ainsi, plus la température est élevée, moins l'effort de coupe est important. Numériquement, il est établi que plus la température est importante, moins la contrainte dans la lame est intense. La contrainte équivalente estimée est au minimum de 1000 MPa pour toutes les configurations avec un rayon d'arête inférieur à 200 μm .

En outre, plus la température de la tôle est importante, plus l'échauffement est intense. Les températures au sommet de l'arête de coupe sont comprises entre 300 °C et 400 °C ce qui est dans l'ordre de grandeur de 485 °C constaté par Torres [Torres+2015]. Ces températures sont établies pour une découpe et il est possible qu'avec la répétition des cycles de découpage elle dépasse les températures de revenu des nuances de lames. En conséquence, l'usure des lames pourrait être le fait d'un mécanisme adoucissement thermomécanique.

Le jeu semble avoir un effet restreint sur le déplacement du sommet d'arête. Néanmoins, plus le jeu est faible plus la vitesse de dégradation est importante. Les simulations montrent que des jeux compris entre 100 μm et 150 μm permettent de minimiser la contrainte dans l'arête de coupe. Le jeu ne joue pas un rôle significatif sur l'effort de coupe et sur l'échauffement des outils. En revanche, le jeu a un effet prépondérant sur la hauteur de bavure. En étant trop important, la bavure n'est pas acceptable par rapport aux attentes industrielles. En étant trop petit (50 μm soit 4 % de l'épaisseur de tôle), le jeu peut conduire à des interférences de lames (écaillage, rupture) ou des blocages de la presse bien que la bavure soit acceptable d'un point de vue de la qualité du bord découpé.

Le choix du matériau d'outil est aussi crucial. Il a été possible d'établir le fait que la nuance X70CrMoV5-2 a une meilleure résistance à l'usure que l'acier X38CrMoV5. Cependant une question reste en suspens. Est-ce que ce meilleur comportement est le fait d'une dureté plus importante de la nuance X70CrMoV5-2 ou le fait de la composition chimique de l'acier générant des précipités d'une taille, d'une répartition et d'un nombre optimal empêchant la déformation plastique ?

6.2 Perspectives

L'étude de l'usure des outils de découpage à chaud est portée par les deux volets scientifiques que sont l'analyse expérimentale et l'analyse par une méthode de simulation numérique. Ces deux volets sont vecteurs de nouvelles études à mener pour approfondir la compréhension de l'influence des phénomènes thermiques et mécaniques sur les dégradations tant sur un plan scientifique qu'industriel.

Les analyses microstructurales des lames doivent aussi être complétées pour mieux caractériser les zones d'écrouissage et d'adoucissement. Une première étape consisterait à réaliser des filiations de nanodureté sur tous les échantillons pour avoir une première cartographie des zones candidates à l'endommagement. L'écrouissage et l'adoucissement des aciers martensitiques sont associés à la densité des dislocations pouvant être estimée par microscopie électronique en transmission. Si la densité de dislocation constatée dans les lames diminue avec l'augmentation de la température initiale de la tôle alors cela confirmerait l'origine thermique de l'adoucissement. Si la densité de dislocation augmente alors il s'agit d'un écrouissage et le phénomène de dégradation serait d'origine mécanique.

L'analyse s'est focalisée sur les 1500 premiers cycles. Des essais à très faible nombre de cycles permettraient de mieux décrire le début du cycle de vie de la lame. Des essais à grand nombre de cycles permettraient de constater les dégradations et les associer à une phase dans le cycle de vie de la lame (usure continue ou critique).

Si des nouveaux essais sont menés, il serait intéressant d'instrumenter les lames avec des thermocouples très fins (très faible temps de réponse) pour mesurer une évolution de la température au cours du temps dans une zone proche de l'arête de coupe (moins de 1 mm de distance). Par méthode inverse (éléments finis ou méthode numérique de Beck), le flux de chaleur et la température de surface de l'arête de coupe peuvent être estimés. Pour la partie simulation numérique, cette action permettrait de recalibrer le modèle de conduction de chaleur aux interfaces et ainsi valider le calcul de la température de surface des outils.

La partie simulation numérique éléments-finis du procédé doit faire l'objet de levées des hypothèses fortes sur le comportement de la tôle, de l'interface et des outils.

L'effet de la nuance n'a pas été établi par manque d'informations sur les propriétés physiques de la nuance X70CrMoV5-2 à chaud. La constitution d'une base de données des propriétés classiques (module d'Young, coefficient de Poisson, coefficient de dilatation thermique, capacité calorifique, coefficient de conduction thermique et masse volumique) est intéressante pour améliorer le modèle numérique.

Les essais unitaires réalisés sur des lames droites confirmeraient le choix de l'hypothèse de déformations planes du modèle numérique de coupe.

En ce qui concerne la tôle, le substrat métallique doit faire l'objet d'une caractérisation plus fine du comportement plastique et de l'endommagement pour des hautes vitesses de déformation à des hautes températures à l'état austénitique. La caractérisation pourrait se faire à partir d'un dispositif à barres d'Hopkinson modifié pour chauffer une éprouvette chapeau à la température d'essai. Les courbes force / déplacement obtenues à température constante permettraient par une méthode inverse utilisant la méthode des éléments finis l'identification d'un modèle de comportement élasto-plastique endommageable dépendant de la vitesse de déformation et de la température. Les simulations numériques éléments-finis pourraient aussi prendre en compte l'aspect transformation de phase du substrat liée au refroidissement de la tôle lors de la découpe. Ce travail se baserait sur les travaux d'Akerström [Åkerström2006].

Le comportement thermique, thermomécanique et microstructural du revêtement est aussi à modéliser. En effet, ce dernier peut jouer un rôle de lubrifiant dans le contact si la température du substrat est supérieure à la température de fusion du revêtement. La

description du coefficient de frottement avec la température et donc la microstructure du revêtement reste à définir. L'échange de chaleur entre la tôle et les outils doit être identifié pour des hautes pressions de contact sur des temps très courts (moins de 250 ms). Actuellement, il n'existe pas de banc expérimental de caractérisation répondant à ces deux critères. A partir de mesures réalisées dans des conditions contrôlées de pression et de temps de contact, il serait possible par méthode inverse d'identifier un modèle de conduction de chaleur entre les deux interfaces.

Les perspectives doivent être à l'image de la transition de l'échelle industrielle à celle du laboratoire. D'autres perspectives consistent à passer d'une approche globale de l'usure à une échelle locale sur les outils.

Des activités concernant l'usure des outils de découpage qui consisteraient à explorer les mécanismes de dégradation par leur observation in-situ par des caméras rapides focalisées sur l'arête de coupe pourraient être menées. La difficulté réside dans l'aspect discontinu de l'approvisionnement de la tôle. En effet, la profondeur de champ des systèmes optiques doit être suffisamment grande pour compenser une imprécision de positionnement de la tôle. De plus, le choc des outils engendre des vibrations dans tout le système mécanique qu'il faut amortir pour ne pas obtenir une image floue. En outre, des objets chauds (comme la tôle) génèrent de la convection autour d'eux faussant l'estimation des champs à cause de l'effet mirage. De fait, il faut maîtriser l'environnement thermique de l'objet visé. Cette approche locale nécessite donc des développements plus fins et maîtrisés.

L'estimation expérimentale des champs de température dans l'arête de coupe et des déformations serviront de base de comparaison aux résultats de simulation numérique. Il s'agit d'une approche microscopique de validation de la simulation de l'opération.

A partir des simulations de l'opération unitaire, il est possible de connaître à tout instant, les pressions de contact, les contraintes de cisaillement à l'interface et les flux de chaleur le long de l'arête de coupe. Ces évolutions peuvent être vues comme des conditions aux limites dans un modèle local ne contenant qu'une lame. Le comportement à l'échelle mésoscopique de la nuance du matériau d'outil doit être intégré au modèle local. Les contraintes dans les éléments de l'arête seront comparés à un critère d'endommagement en chargement non proportionnel et multiaxial de fatigue : le critère de Dang Van [Lemaitre+2009]. L'identification du critère de Dang Van doit être menée pour les températures subies par les outillages. Il s'agirait donc de réaliser pour chaque nuance des essais de fatigue isothermes pour des sollicitations simplifiées de type traction répétée et torsion répétée. Ces résultats déterminent le critère dans le plan contrainte hydrostatique/contrainte de cisaillement pour les différentes températures testées. Il serait ainsi possible d'estimer l'évolution de l'usure de l'outil en répétant le chargement et définir un nombre de cycles de découpe limite en fonction des paramètres de l'opération ce qui permettrait aux industriels d'optimiser la durée de vie des lames.

Dans cette thèse, l'étude s'est portée sur des aciers à outils martensitiques dont la partie active en surface est identique à celle du volume. Cependant, cette solution est coûteuse car elle suppose de refaire des outils complets à chaque fois qu'ils ont atteint leur durée de vie. Pour limiter les coûts, à la fin d'une campagne de fabrication, l'industrie recharge la partie active de l'outil par soudage et réaffute les lames. Il serait intéressant de mener une campagne d'essais avec des outils rechargés pour comprendre l'influence de la microstructure sur l'usure des lames de découpage à chaud. En effet, les rechargements

soudés présentent une structure de refroidissement rapide de type dendritique. Toujours dans cette même catégorie de matériaux, les outils obtenus par fabrication additive de poudres métalliques pourraient être étudiés. Ce type de fabrication permet de réaliser des outils aux formes complexes. Ainsi, il serait possible de réaliser des outils avec des canaux de refroidissement conformes à la géométrie du fil de la lame. L'idée serait d'étudier l'impact d'une solution de refroidissement optimisée sur l'usure des outils.

Il serait intéressant d'étudier l'influence des nuances d'outils utilisés dans des procédés à échauffement et pression de contact intenses comme le forgeage à chaud ce qui élargirait le spectre connu par l'industrie de la mise en forme de pièces automobiles. Ce sont souvent des super alliages à base nickel ou à base cobalt.

La finition des outillages est aussi un enjeu pour l'usure. Les faces subissent des chargements mécaniques et thermiques répétés. Dans ce contexte, la rugosité de surface peut jouer un rôle d'amorçage de fissures. Il serait donc intéressant de caractériser l'influence de la rugosité des faces des lames sur la cinétique d'usure. De même, il est assez classique en emboutissage à chaud de retrouver des outils ayant subis des traitements de surface notamment des nitrurations [Karbasian+2010 ; Boher+2012]. Ces traitements sont réputés pour limiter l'usure abrasive à la couche nitrurée plus dure que le substrat.



Annexes



Compléments bibliographiques

| | | |
|-----|---|-----|
| A.1 | Nuances des aciers à outils utilisées en emboutissage et en découpage | 210 |
| A.2 | Mesurer le profil de l'arête de coupe de la lame | 212 |

A.1 Nuances des aciers à outils utilisées en emboutissage et en découpage

Table A.1 – Matériaux d'outils et de tôles étudiés par la littérature pour les procédés de découpage (liste non exhaustive)

| Auteur | Nuance de tôle | Nuance d'outils (d'après l'auteur) | Nuance d'outils (désignation normalisée) | Procédé de découpage (C : à chaud, F : à froid) |
|-------------------|------------------------|---------------------------------------|---|--|
| [Maeda+1967] | Silicon steel | SBD | 120CrW6-7 | Poinçonnage (F) |
| [Luo1997] | AISI 52100 | SKH9 | HS6-5-2C | Poinçonnage (F) |
| [Högman2004] | DC04 | AISI D2 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| | Docol500YP | AISI A2 | X100CrMoV5 | |
| | Docol800YP | Carmo/Calmax | X60CrMoV5 | |
| | Dogal800DP | Sleipner | X90CrMoV8-2 | |
| | Docol1400DP | Caldie | X70CrMoV5-2 | |
| | RA-K 40/70 | Vanadis 4 | X150CrMoV8-2-4 | |
| | CPW-800 | Vanadis 4 extra | X140CrMoV4-4-4 | |
| | MS-W1200 | Vanadis 6 | X210CrMoV7-2-5 | |
| | | Vanadis 60 | HS6-7-6 | |
| | | Vancron 40 | HS4-3-8 | |
| [Hernández+2006] | AISI 304 | AISI D2 | X153CrMoV12 | Poinçonnage (F) |
| [Monteil+2008] | Alliages de cuivre | WC-Co | | Poinçonnage (F) |
| [Mori+2008] | SPFC 980 | SKH51 | HS 6-5-2 | Poinçonnage (C) |
| [Ramde2010] | DC04 | G50CrMo4 | G50CrMo4 | Découpage (F) |
| | E220BH | | | |
| | DP500 | | | |
| [Hirsch+2011] | 22MnB5 | K340 isodur | X110CrMoV8-2 | Découpage (F) |
| | 22MnB5 | S390 Microclean | HS10-2-5-8 | |
| [Makich2011] | Alliages de cuivre | WC-Co | | Découpage (F) |
| [Pleterski+2011] | | AISI D2 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| [Sergejev+2011] | | Böhler S390 | HS10-2-5-8 | Découpage (F) |
| [Picas2012] | 22MnB5 | 1.2379 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| | MS-W1200 | K360 | X120CrMoV8-2 | |
| | TRIP800 | UNIVERSAL | X100CrMoVW8-2 | |
| | DP1000 | HWS | X100CrMoVW8-2 | |
| | | AISI M4 | HS-6-5-4 | |
| | | AISI T15 | | |
| [Viale+2011] | 22MnB5 | Z160CDV12 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| | S420 | TENASTEEL | X110CrMoV8 | |
| | FB400 | | | |
| | FB600 | | | |
| | DP600 | | | |
| | DP1180 | | | |
| [Mair+2013] | X5CrNi-18-10 | S390 | HS10-2-5-8 | Poinçonnage à froid |
| | 22MnB5 | 1.2379 | X153CrMoV12 | |
| [Subramonian2013] | AISI 1010 | AISI D2 | X153CrMoV12 | Poinçonnage (F) |
| [Torres+2013] | Acier faiblement allié | 1.2367 | X38CrMoV5-3 | Cisaillage (C) |
| [Nothhaft2014] | 22MnB5 | 1.2379 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| | Docol1200M | HWS | X100CrMoVW8-2 | |
| [So2015] | 22MnB5 | 1.2379 | X153CrMoV12 | Poinçonnage (C et F) |
| [Feistle+2015] | 22MnB5 | 1.2379 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |
| [Han+2016] | B1500HS | DC53 | X153CrMoV12 | Découpage (F) |

Table A.2 – Matériaux d'outils et de tôles étudiés par la littérature pour les opérations d'emboutissage (liste non exhaustive)

| Auteur | Nuance de tôle | Nuance d'outils (d'après l'auteur) | Nuance d'outils (désignation normalisée) | Procédé d'emboutissage (C : à chaud, F : à froid) |
|---------------------|----------------|---------------------------------------|---|--|
| [Attaf2003] | DC04 | Z160CDV12 | X153CrMoV12 | F |
| [Boher+2005] | DC04 | Z160CDV12 | X153CrMoV12 | F |
| [Naderi2007] | 8MnCrB3 | X165CrMoV12 | X165CrMoV12 | C |
| | 20MnB5 | | | |
| | 22MnB5 | | | |
| | 27MnCrB5 | | | |
| | 37MnB4 | | | |
| | MSW1200 | | | |
| | DP1400 | | | |
| | DP1000 | | | |
| | DP800 | | | |
| | TRIP800 | | | |
| [Hardell+2008] | 22MnB5 | 40CrMnNiMo8-6-4-2 | 40CrMnNiMo8-6-4-2 | C |
| | 22MnB5 | 30CrMnNiMoV5-4-3-8 | 30CrMnNiMoV5-4-3-8 | |
| | 22MnB5 | X38CrMoV5-1 | X38CrMoV5-1 | |
| [Cora+2009] | DP600 | AISI D2 | X153CrMoV12 | F |
| | | Vanadis 4 | X150CrMoV8-2-4 | |
| | | Vancron 40 | HS4-3-8 | |
| | | Caldie | X70CrMoV5-2 | |
| | | K340 isodur | X110CrMoV8-2 | |
| | | Carmo | X60CrMoV5 | |
| | | 0050A (SAE J435) | 40Mn2 | |
| [AbdulHay2009] | 22MnB5 | Z160CDV12 | X153CrMoV12 | C |
| [Borsetto+2010] | 22MnB5 | 1.2367 | X38CrMoV5-3 | C |
| [Kaza2010] | 22MnB5 | X38CrMoV5 | X38CrMoV5 | C |
| [Wieland+2010] | 22MnB5 | 1.2367 | X38CrMoV5-3 | C |
| | | HTCS170 | Composition non communiquée | |
| [Ghiotti+2011] | 22MnB5 | AISI H11 | X38CrMoV5-1 | C |
| [Kondratiuk+2011] | 22MnB5 | 1.2080 | X210Cr12 | C |
| | | 1.2379 | X153CrMoV12 | |
| [Boher+2012] | 22MnB5 | X50CrMoV5 | X50CrMoV5 | C |
| | | 60CrMoTiV16 | 60CrMoTiV16 | |
| | | X38CrMoV5 | X38CrMoV5 | |
| [Pelcastre+2013] | 22MnB5 | AISI P20 modified | 40CrMnNiMo8-6-4 | C |
| | | Premium AISI H13 | X40CrMoV5-1 | |
| [Caron+2014] | 22MnB5 | AISI 4140 | 42CrMo4 | C |
| [Abdollahpoor+2015] | 22MnB5 | AISI H11 | X38CrMoV5-1 | C |
| [Hu+2015] | 22MnB5 | AISI H13 | X40CrMoV5-1 | C |
| [Ghiotti+2016] | 22MnB5 | HTCS1 | Composition non communiquée | C |
| | | HTCS3 | Composition non communiquée | |
| | | X38CrMoV5-1 (W300) | X38CrMoV5-1 | |

A.2 Mesurer le profil de l'arête de coupe de la lame

Table A.3 – Méthode de détermination de l'usure géométrique d'un outil de découpage

| In/Ex situ ? | Type de mesure | Principe | Paramètre mesuré | Avantages | Inconvénients |
|--------------|--|---|--------------------------|--|---|
| Ex | Topomicroscopie 3D | Reconstitution d'une surface en 3D à partir de la focalisation successive (analyse du contraste de couleur entre deux pixels voisins) de plans en 2D sur un balayage vertical à partir d'un positionnement de l'outil à 45° | Topographie | Mise en œuvre facile Taille de l'image $2 \times 2 \text{ mm}^2$ Résolution en hauteur jusqu'à 20 nm Possibilité de reconstituer une image par champs joints Mesure rapide (environ 1 h) Sans contact | Prix de l'équipement Démontage de l'outil Nécessite un porte échantillon Positionner des repères dans les outils |
| Ex | Ombroscopie | Exposition du poinçon à un faisceau optique large (6 mm) et mesure de largeur de l'ombre projetée | Topographie | Taille du capteur Prix du capteur Mesure en continu | Résolution faible 10 μm |
| In/Ex | Capteur optique ponctuel | Imagerie confocale chromatique Reconstitution d'une surface 3D à partir d'un balayage de profil 2D | Topographie | Résolution élevée 2 μm Mesures in situ possibles | Prix de l'équipement Démontage de l'outil Nécessite un porte échantillon Positionner des repères dans les outils Temps de mesure (4 h minimum pour une surface de $2 \times 2 \text{ mm}^2$) |
| In | Activation superficielle par un isotope radioactif | Activation superficielle de la surface par un radiotraceur et mesure de l'activité radioactive résiduelle (décroissance radioactive) de l'outil | Volume de matière perdue | Très précis (erreur de la mesure d'activité 0,2 %) Non démontage de l'outil | Utilisation d'isotopes radioactifs Sensible à la température Pas d'informations sur la géométrie du profil |
| In | Profilométrie sur réplique | Moulage de l'empreinte du poinçon à l'aide de silicone in situ Réalisation d'un contre moulage Profilométrie du contre moulage réalisé | Topographie du poinçon | Facilité de mise en œuvre Non démontage de l'outil Coût faible Précision dans l'estimation du volume ($14 \times 10^3 \mu\text{m}^3$) | Retrait du silicone à caractériser Faire une profilométrie initiale du poinçon Créer un outil de prise d'empreintes Temps de séchage (4 h environ) |

Compléments sur les matériaux d'outils X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2

| | | |
|-------|-------------------------------------|-----|
| B.1 | Traitements thermiques | 216 |
| B.1.1 | Recuit | 216 |
| B.1.2 | Austénitisation et trempe | 217 |
| B.1.3 | Revenus | 217 |

Cette thèse s'intéresse à deux nuances d'acier à outil martensitique :

- la nuance X38CrMoV5 pour le travail à chaud très souvent rencontrée en emboutissage à chaud du 22MnB5 (tableau A.2). Compte tenu des nombreuses études faites à son sujet à *ARMINES ICA-Albi* [Delagnes1998 ; Mebarki2003 ; Velay2003 ; Barrau2004 ; Salem2009], il est considéré comme un acier de référence pour le travail à chaud (forge et fonderie).
- la nuance X70CrMoV5-2 est une nuance de l'aciériste *Böhler* nommé *Caldie*. C'est un acier fortement allié utilisé préférentiellement pour le travail à froid [Cora+2009 ; Högman2004]. L'industriel partenaire du projet *SMP* utilise aussi cette nuance en découpage à chaud.

B.1 Traitements thermiques

B.1.1 Recuit

Après fusion et refroidissement, l'acier reçoit un traitement thermique dit de *recuit*. En effet, la solidification de l'acier génère des tensions mécaniques internes au matériau lui conférant une dureté importante mais le rendant très peu résilient. Cela est dû à la formation de précipités dont la taille et la répartition n'est pas maîtrisée. Le recuit permet de relâcher les tensions au sein du matériau par la formation de carbures sub-microniques bien répartis ainsi qu'à la formation de ferrite. Cette microstructure confère au matériau une dureté très faible permettant d'usiner facilement l'outil (au maximum 285 HB selon Levêque [Lévêque2013b]). Il faut voir cette opération comme une "remise à zéro" de la microstructure du matériau (et donc de ses propriétés mécaniques).

La figure B.1A montre que la structure de recuit pour la nuance X70CrMoV5-2 est homogène. Les grains de ferrite ont une taille de l'ordre de $5\text{ }\mu\text{m}$ (pointillés sur la figure B.1.B). Les carbures polyédriques (référéncés (a) sur la figure B.1.B) sont majoritairement composés de chrome et de fer et ont une taille comprise entre $1\text{ }\mu\text{m}$ et $2\text{ }\mu\text{m}$. Les carbures globulaires (référéncés (b) sur la figure B.1.B) sont composés majoritairement de molybdène et de fer et ont une taille nanométrique comprise entre 300 nm et 500 nm .

Pour l'acier X38CrMoV5-3, le recuit se fait entre $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ et $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ pendant plusieurs heures pour atteindre une dureté Brinell maximale de 229 HB. Pour l'acier X70CrMoV5-2, la plaquette commerciale préconise de monter l'outillage à une température de $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ pendant une durée dépendant de la massivité de la pièce (a priori plusieurs heures) puis de refroidir l'outil à une vitesse de $10\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ jusqu'à $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ et enfin le laisser se refroidir à l'air libre pour atteindre une dureté Brinell avant usinage de 215 HB.

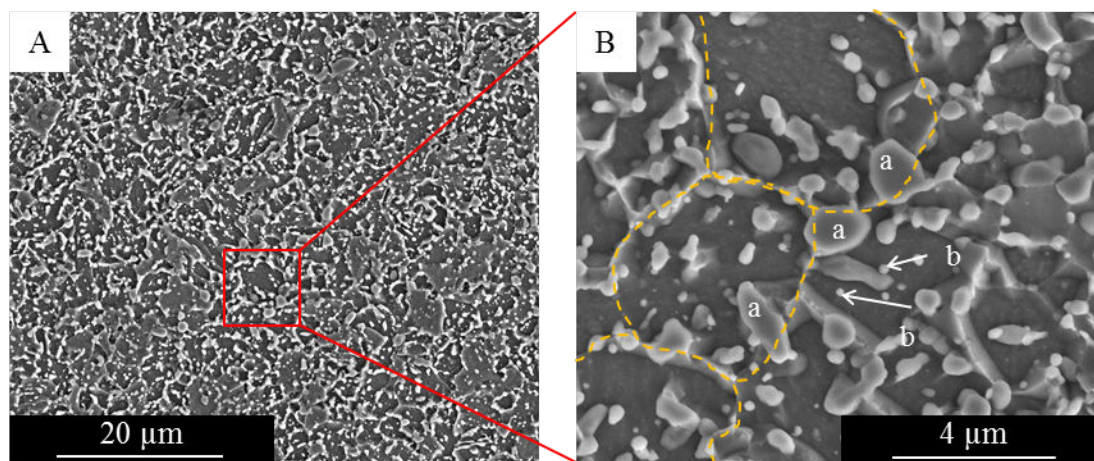


Figure B.1 – Microstructure de l'acier X70CrMoV5-2 à l'état recuit (poli miroir et attaque au nital 5 % pendant 10 s) en contraste topographique. (A) Structure homogène de recuit. (B) (pointillés) Exemple de grains de ferrite, (a) carbures polyédriques, (b) carbures globulaires

B.1.2 Austénitisation et trempe

L'objectif est d'obtenir une structure homogène austénique afin de la transformer lors de la trempe en martensite. Le milieu de trempe doit permettre un refroidissement rapide l'outil à la température ambiante afin d'assurer la transformation complète en martensite en évitant la transformation de l'austénite en produits d'équilibre [Mebarki2003] (ferrite, perlite). Cette transformation de la structure cubique à face centrée en quadratique centrée peut s'accompagner de déformations engendrant des contraintes mécaniques résiduelles dans l'outil liées au mécanisme de cisaillement de la maille (transformation sans diffusion). La densité de dislocations résultante est importante. Par exemple, Mebarki [Mebarki2003] montre que la densité de dislocation d'un échantillon en X38CrMoV5 brut de trempe à l'air après une austénitisation à 980 °C est de $24,64 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$. La microstructure est donc à l'état de martensite trempée (60 HRC) et contient de l'austénite résiduelle néfaste lors de la mise en service de l'outil.

B.1.3 Revenus

D'après Levêque [Levêque2013], en général, les aciers à outils subissent au minimum deux étapes de revenu. Le premier revenu a pour but de diminuer les contraintes résiduelles en formant des précipités de carbone par diffusion (les *carbures secondaires*) et adoucir la martensite de trempe en martensite revenue. De plus à l'issue de ce premier revenu, l'austénite résiduelle est transformée en martensite secondaire ("trempée"). Lors du second revenu, la martensite secondaire est à son tour adoucie. Les carbures coalescent (augmentation de la taille des carbures) et changent de morphologie. Ils passent d'une morphologie allongée à des globules (forme *équiaxe*). La taille des carbures dépend de la température de revenu et du temps de maintien ce qui influence la dureté finale de l'outil et donc les propriétés mécaniques résultantes. En effet la coalescence des carbures, en fait diminuer le nombre. En conséquence, cela constitue moins d'obstacles aux mouvements de dislocations. Le choix de la dureté se fait grâce aux courbes de revenu qui en fonction de la température de revenu donnent la dureté. La figure ?? du chapitre 2 présente les courbes de revenu proposées par Uddeholm pour les nuances X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2.

ANNEXE



Plan des cassettes

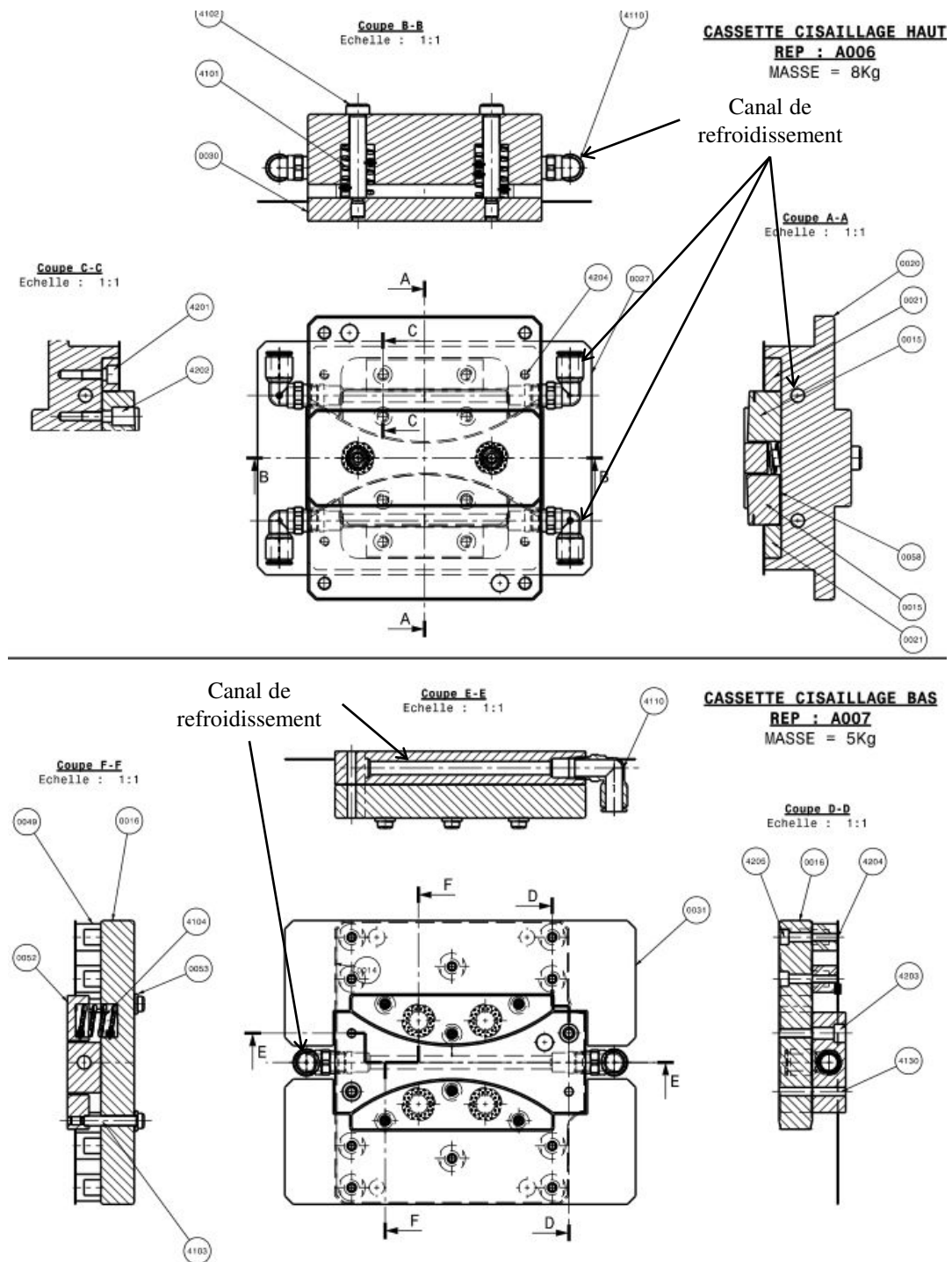
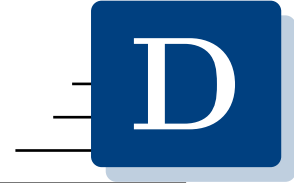


Figure C.1 – Plan des cassettes portant les lames supérieures et inférieure



Complément sur l'estimation de la température de l'arête de coupe au cours des cycles par la simulation EF

A défaut d'avoir une évaluation expérimentale de la température dans les arêtes de coupe comme celle proposée par Abdhulhay [AbdulHay2009] en emboutissage à chaud, un modèle éléments finis 2D représentant une section simplifiée de l'outil est proposé pour simuler l'échauffement de la lame au cours des différents cycles et ainsi donner une estimation de la température de surface à partir de la mesure par un thermocouple présenté au chapitre 3.

La figure D.1 présente la schématisation du problème en 2D de l'échauffement d'une lame en X38CrMoV5 et le maillage utilisé.

Une lame droite (sans angle de dépouille) en X38CrMoV5 est représentée et correspond au domaine Ω_1 (figure D.1.A). Le perçage du thermocouple est quant à lui représenté par le domaine Ω_2 (figure D.1.A). Ce perçage est rempli d'air à pression atmosphérique.

L'équation de la chaleur sans terme source est résolue dans les deux domaines. Le maillage est constitué d'éléments CPE4T et CPE3T de 500 μm sur l'extérieur de l'arête de coupe et de 50 μm dans une région de $2 \times 2 \text{ mm}^2$ autour de l'arête de coupe soit 7006 éléments pour 7163 noeuds (figure D.1.B).

La frontière extérieure de la lame est divisée en trois segments (figure D.1.A). Un premier segment $\partial\Omega_1$ correspond à l'extérieur de la lame maintenue dans la cassette à la température ambiante. Le second segment $\partial\Omega_2$ correspond aux parties de la face d'attaque et de dépouille qui ne sont pas en contact avec la tôle et sont donc soumises à un échange convectif de $60 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$. Le troisième segment $\partial\Omega_3$ correspond au contact supposé de la lame avec la tôle sur la face d'attaque et dans l'arête de coupe sur laquelle

un flux de chaleur uniforme de $3,6 \text{ MW m}^{-2}$ est appliqué. Cette valeur est contenue dans l'ordre de grandeur proposé par Felder [Felder2014] pour l'échauffement d'un cylindre de laminage à chaud ($11,4 \text{ MW m}^{-2}$). Il y a une continuité de la température à la frontière intérieure $\partial\Omega_4$ entre le domaine Ω_1 et Ω_2 .

Chaque cycle présente une phase d'échauffement pendant 1 s durant laquelle le flux de chaleur est appliqué à la frontière $\partial\Omega_3$ puis un refroidissement de 24 s où le flux de chaleur est nul. Au premier cycle, les deux domaines sont à la température de 30 °C. Afin de simuler, l'échauffement lié à la répétition des cycles de découpage, le champ de température dans les domaines à la fin d'un cycle N est réutilisé comme condition initiale pour les domaine lors du cycle N+1.

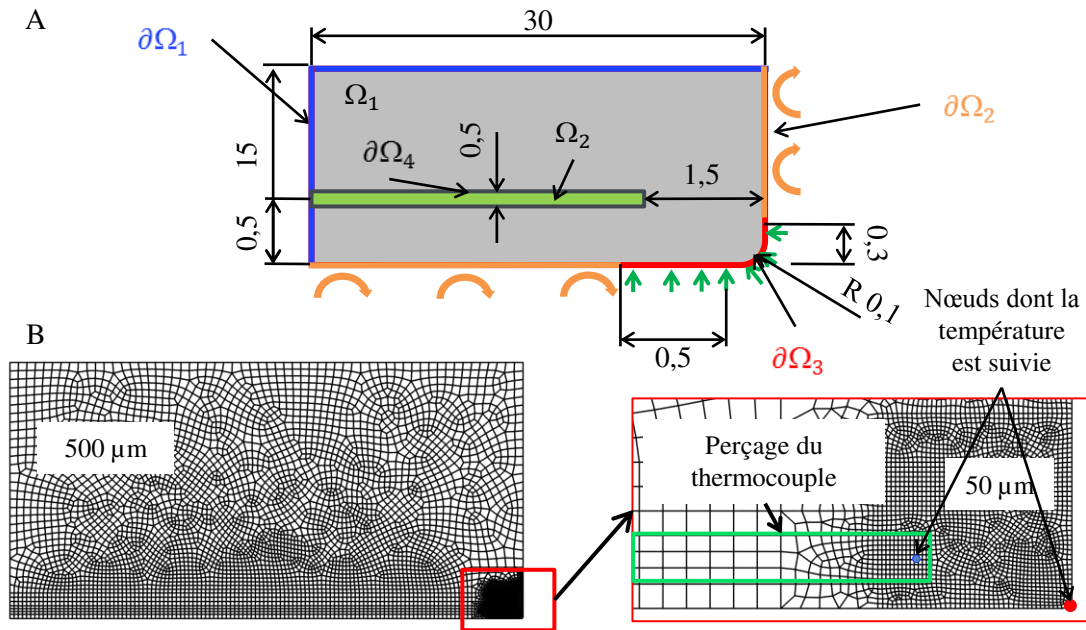


Figure D.1 – Définition du problème éléments finis 2D de l'échauffement d'une lame en X38CrMoV5. (A) Schématisation et condition aux limites. (B) Maillages utilisés

La figure D.2 présente la comparaison à la température mesurée expérimentalement de trois températures correspondant à celle d'un noeud au sommet de l'arête de coupe en surface, à la valeur moyenne courante de la température du noeud au sommet de l'arête et à la température un noeud dans le perçage du thermocouple à 100 μm du fond de perçage dans l'air (figure D.1.B).

La température estimée par la simulation numérique (figure D.2) est pour ses valeurs minimales proche de celle mesurée expérimentalement avec un écart de 15 °C sur les 10 premiers cycles. Avec l'augmentation du nombre de cycles, cet écart tend à s'estomper avec une température minimale qui se stabilise à 60 °C. Les valeurs maximales sont elles aussi proches (environ 5 °C d'écart) et culminent à 50 cycles à 124 °C. La simulation reproduit donc fidèlement la mesure expérimentale.

La température de surface maximale tend à se stabiliser à 230 °C ce qui est très éloigné de la température de 485 °C estimée par Torres [Torres+2015] en découpage à chaud. La température moyenne de surface tend à se stabiliser à 115 °C soit une augmentation

de 85 °C par rapport à la température initiale de 30 °C et correspondant à 50 % de la valeur maximale stabilisée. Cette température est une première estimation de la température de surface établie à partir d'une condition limite en flux moyen sur une surface de contact supposée. Il est possible que le flux de chaleur transmis par la tôle soit plus important et plus ou moins localisé en fonction du contact avec la tôle lors de la découpe ce qui pourrait engendrer une température de surface plus importante.

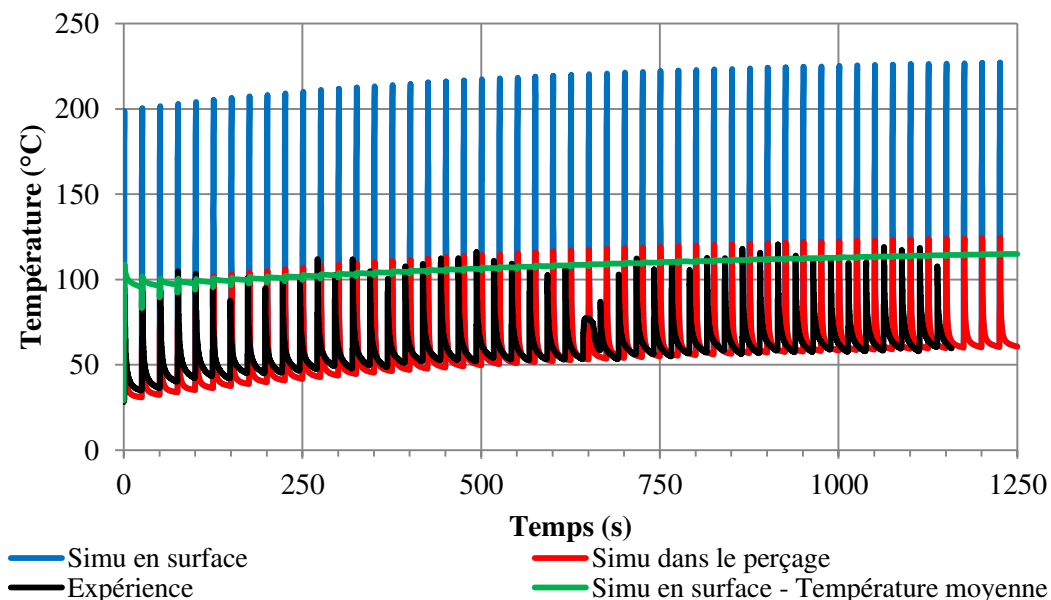


Figure D.2 – Comparaison des évolutions de température expérimentale et simulées par la méthode des éléments finis pour un essai en cadence dans une lame en X38CrMoV5 (50 cycles, jeu : 150 µm, température initiale de tôle : 850 °C). Courbe noire : expérience. Courbe bleue : simulée au sommet de l'arête. Courbe verte : moyenne courante du sommet. Courbe rouge : simulée dans le perçage du thermocouple

Compléments sur le modèle EF de l'opération de découpage

| | | |
|-------|---|-----|
| E.1 | Description de la partie thermique du modèle | 226 |
| E.1.1 | Équation locale de la thermique | 226 |
| E.1.2 | Comportement thermique dans les domaines : conduction de la chaleur | 226 |
| E.2 | Description de la partie mécanique du modèle | 226 |
| E.2.1 | Équation équilibre dynamique local de la mécanique | 226 |
| E.2.2 | Relation déplacements/déformations | 227 |
| E.2.3 | Décomposition de la vitesse de déformation totale | 227 |
| E.2.4 | Comportement élastique | 227 |
| E.2.5 | Dilatation thermique | 227 |
| E.2.6 | Comportement plastique | 228 |
| E.3 | Interactions aux interfaces | 229 |
| E.3.1 | Détection du contact | 229 |
| E.3.2 | Echange thermique aux interfaces | 229 |
| E.3.3 | Frottement | 229 |
| E.4 | Compléments sur la simulation de l'opération de cisailage à chaud . . | 230 |
| E.4.1 | Géométries | 230 |
| E.4.2 | Discussion sur le choix des propriétés utilisées dans la simulation de l'opération | 231 |
| E.4.3 | Interactions aux interfaces | 233 |
| E.5 | Résultats de simulation | 234 |
| E.5.1 | Effet de la température initiale de la tôle | 234 |
| E.5.2 | Effet du jeu de découpe | 240 |
| E.5.3 | Effet du rayon | 246 |

E.1 Description de la partie thermique du modèle

E.1.1 Équation locale de la thermique

Les opérations de mise en forme engendrent dans les pièces formées un choc et des déformations plastiques importantes pouvant générer de la chaleur. Cet apport de chaleur correspondant à une part de l'énergie de déformation plastique (hypothèse d'échauffement adiabatique des métaux) doit être pris en compte dans le bilan énergétique. Pour des matériaux considérés isotropes et dont les propriétés thermiques sont dépendantes de la température, l'équation générale de la thermique proposée par Bergheau [Bergheau+2004] peut s'écrire sous la forme E.1.1.

$$\rho(T)C_p(T)\dot{T} = \text{div}(k_{th}(T)\underline{\underline{I}} \overrightarrow{\text{grad}}(T)) + \underbrace{\beta \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{pl}}_{\text{négligé dans les outils}} \quad (\text{E.1.1})$$

E.1.2 Comportement thermique dans les domaines : conduction de la chaleur

Les matériaux sont considérés comme homogènes et isotropes. Par conséquent la loi de Fourier s'applique (équation E.1.2).

$$\forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \quad \overrightarrow{\phi_{th}} = -k_{th} \overrightarrow{\text{grad}} T \quad (\text{E.1.2})$$

E.2 Description de la partie mécanique du modèle

E.2.1 Équation d'équilibre dynamique local de la mécanique

L'équation d'équilibre locale de la mécanique est résolue dans chaque domaine (équation E.2.1).

$$\forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \quad \overrightarrow{\text{div}}(\underline{\underline{\sigma}}) + \overrightarrow{f_{vol}} - \overrightarrow{\gamma} \rho(T) = \overrightarrow{0} \quad (\text{E.2.1})$$

E.2.2 Relation déplacements/déformations

L'estimation du tenseur de déformation de Green-Lagrange se fait à partir des déplacements des noeuds en grandes transformations ce qui est très souvent le cas pour des modélisations de mise en forme (équation E.2.2).

$$\begin{aligned} \forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \\ \underline{\underline{\epsilon}} = \frac{1}{2}(\underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} - \underline{\underline{I}}) \\ \text{avec } \underline{\underline{F}} = \frac{\partial \mathcal{F}}{\partial \underline{\underline{X}}} \text{ ou encore } \underline{\underline{F}} = \underline{\underline{I}} + \underline{\underline{grad}}_X \underline{\underline{u}} \end{aligned} \quad (\text{E.2.2})$$

E.2.3 Décomposition de la vitesse de déformation totale

D'une manière générale, dans les outils et la tôle, la vitesse de déformation totale peut s'écrire comme la répartition entre une vitesse de déformation élastique, une vitesse de déformation liée à la dilatation thermique, et une vitesse de déformation plastique (équation E.2.3). En première approximation, les outils sont considérés comme ayant un comportement purement thermo élastique dont les propriétés sont affectées par la température. La tôle a un comportement thermo-élasto-plastique. L'endommagement n'est pas pris en compte, c'est à dire que la tôle ne se rompra pas. Cette hypothèse repose sur l'observation de Rachik [Rachik+2003] qui consiste à admettre que le comportement plastique de la tôle est suffisant pour atteindre le niveau maximum d'effort de coupe générant les contraintes dans les outillages. Tous les comportements sont considérés isotropes.

$$\begin{aligned} \forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \\ \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{el} + \underbrace{\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{th} + \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{pl}}_{\text{négligée dans les outils}} \end{aligned} \quad (\text{E.2.3})$$

E.2.4 Comportement élastique

Les déformations élastiques sont estimées à partir de la loi de Hooke généralisée (équation E.2.4).

$$\begin{aligned} \forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \\ \underline{\underline{\epsilon}}_{el} = \frac{1+\nu}{E} \underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E} Tr(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \end{aligned} \quad (\text{E.2.4})$$

E.2.5 Dilatation thermique

La dilatation thermique est prise en compte dans les outils et dans la tôle suivant l'équation E.2.5.

$$\begin{aligned} \forall t, \forall M \in \Omega_P, \Omega_M, \Omega_{SF}, \Omega_{CSF}, \Omega_T, \Omega_{T'}, \\ \underline{\underline{\epsilon}}_{th} = \alpha(T - T_0) \underline{\underline{I}} \end{aligned} \quad (\text{E.2.5})$$

E.2.6 Comportement plastique

Le comportement plastique dans la tôle est basé sur le modèle de Prandtl-Reuss, c'est à dire que la surface seuil suit le critère isotrope de Von Mises et que l'évolution de la surface de charge est isotrope. La surface de charge est exprimée par l'équation E.2.6.

$$f = \sigma_{eq} - \sigma_y - R$$

$$\text{avec} \begin{cases} \sigma_{eq} = \left(\frac{3}{2} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}\right)^{\frac{1}{2}} \\ \underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \end{cases} \quad (\text{E.2.6})$$

La condition de cohérence s'exprime par les relations E.2.7.

$$\begin{cases} f < 0 \text{ comportement élastique} \\ f = 0 \text{ et } \dot{f} = 0 \text{ écoulement plastique} \\ f = 0 \text{ et } \dot{f} < 0 \text{ écoulement plastique} \end{cases} \quad (\text{E.2.7})$$

L'écoulement plastique dérive d'un potentiel d'écoulement plastique et dans le cas des métaux est considéré comme normal (à la surface de charge) De plus, en prenant en compte un chargement proportionnel, la loi de Prandtl-Reuss devient la loi d'Hencky Mises et l'écoulement plastique est défini par la relation E.2.8.

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{pl} = \frac{3}{2} \frac{g'(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \sigma_{eq} \underline{\underline{S}}$$

$$\text{avec} \begin{cases} \epsilon_{eq} = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\epsilon}}_{pl}(\tau) : \underline{\underline{\epsilon}}_{pl}(\tau)} d\tau = g(\sigma_{eq}) \\ \sigma_{eq} = R(\epsilon_{eq}, T, \underline{\underline{\epsilon}}) \text{ valeurs tabulées} \end{cases} \quad (\text{E.2.8})$$

E.3 Interactions aux interfaces

Les interactions de surfaces sont mécaniques (frottement) et thermiques (majoritairement liées à de la conduction de chaleur). Ces interactions sont activées si le contact est détecté.

E.3.1 Détection du contact

Les conditions de contacts sont décrites par l'algorithme E.3.1 (extrait de la thèse de Ramde [Ramde2010]) :

$$\begin{aligned}
 & \forall t, \forall M \in \Sigma_{P/T}, \Sigma_{M/T}, \Sigma_{SF/T}, \Sigma_{CSF/T}, \\
 & \text{si } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{n} > 0 \text{ alors } (\underline{\sigma} \cdot \vec{n}) = \sigma_n = 0, \text{ pas de contact} \\
 & \text{si } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{n} \leq 0 \text{ alors} \\
 & \quad \text{si } \sigma_n > 0 \text{ et } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{t} = 0, \text{ le contact est collant} \\
 & \quad \text{si } \sigma_n = 0 \text{ et } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{t} < 0, \text{ le contact est glissant}
 \end{aligned} \tag{E.3.1}$$

E.3.2 Echange thermique aux interfaces

Le transfert thermique aux interfaces est le siège de phénomènes convectifs, radiatifs et de conduction. Dans l'expression du flux thermique échangé entre les surfaces E.3.2, leur influence est moyennée par un seul terme nommé *coefficient de conduction thermique d'interface* qui est en fait l'inverse de la résistance thermique de contact. Ce terme dépend de l'occurrence du contact. Si le contact n'est pas établi, la conduction de contact dépend de la distance normale entre les surfaces. Le coefficient modélise ainsi les phénomènes de convection et de radiation. Si le contact est établi, la conduction d'interface est liée à la pression de contact (phénomène de conduction entre les interfaces).

$$\begin{aligned}
 & \text{si } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{n} > 0 \text{ alors :} \\
 & \quad \overrightarrow{\phi_{1 \rightarrow 2}^{surf}} = k_s(d_s^n)(T_s^i - T_s^j) \vec{n} \\
 & \text{si } [\vec{U}_i - \vec{U}_j] \cdot \vec{n} \leq 0 \text{ alors :} \\
 & \quad \overrightarrow{\phi_{1 \rightarrow 2}^{surf}} = k_s(\sigma_n)(T_s^i - T_s^j) \vec{n}
 \end{aligned} \tag{E.3.2}$$

E.3.3 Frottement

Le modèle de Coulomb est utilisé pour décrire le comportement mécanique du contact (équation E.3.3).

$$(\underline{\sigma} \cdot \vec{t}) \cdot \vec{t} = \mu(\underline{\sigma} \cdot \vec{n}) \cdot \vec{n} \tag{E.3.3}$$

E.4.2 Discussion sur le choix des propriétés utilisées dans la simulation de l'opération

E.4.2.1 Propriétés choisies pour les outils

Le choix des propriétés à introduire dans les simulations repose sur la disponibilité des données dans une plage de température la plus exhaustive possible, la cohérence entre les données fournies par les auteurs et l'expérience acquise par le laboratoire au fil des études. Dans les simulations, les propriétés des matériaux introduites correspondent à celle de la nuance X38CrMoV5 (tableau 4.6, chapitre 4). L'hypothèse ainsi faite est que le comportement de la nuance X38CrMoV5 est similaire à celui du X70CrMoV5-2.

Masse Volumique Pour la masse volumique, le choix est simple. Seules les valeurs proposées par Lair [Lair1997] peuvent être retenues car les données sont fournies pour une gamme de température allant de 25 °C à 700 °C par pas de 50 °C. De plus, à 500 °C et 600 °C, la valeur de la masse volumique est dans l'intervalle des valeurs proposées par l'aciériste Böhler [Böhler Edelstahl GmbH2005] et [Böhler Edelstahl GmbH2002].

Conductivité thermique Les valeurs de conductivités thermiques retenues sont celles de Lair avec les données SNECMA [Lair1997]. D'une part, ces valeurs sont fournies pour les mêmes températures que la masse volumique. D'autre part, elles sont en accord avec celles proposées par Levêque [Lévêque2013c] et Salem [Salem2009].

Chaleur spécifique Les chaleurs spécifiques utilisées sont aussi celles de Lair [Lair1997] avec les données SNECMA pour qu'elles soient cohérentes par rapport aux autres propriétés physiques (notamment la conductivité thermique). En effet, il est envisageable que Lair ait réalisé ses mesures sur les mêmes échantillons provenant du même lot de matériel (même nuance, même coulée et même traitement thermique).

Coefficient de dilatation thermique Les coefficients de dilatation thermique choisis proviennent du travail de Jean [Jean1999] car ils reposent sur des mesures réalisées au laboratoire dans pour des températures comprises entre 200 °C et 700 °C par pas de 100 °C. Ces valeurs ont été confirmées, dix ans plus tard, par Salem [Salem2009]. Cependant, il est à noter que ces valeurs sont parmi les plus hautes en comparant les données fournies par les différents auteurs (Levêque [Lévêque2013c], par exemple).

Module d'Young Le module d'Young est la clé de voute du modèle de comportement élastique, il faut donc choisir ces valeurs avec soin. Les valeurs sélectionnées sont celles de Barrau [Barrau2004] car les données sont issues d'essais de traction à chaud réalisés au laboratoire, pour des températures comprises entre 20 °C et 950 °C. De plus, la thèse de Velay [Velay2003] présente des résultats d'identifications de modèles de comportement en sollicitation cyclique en température et montre que les modules d'Young identifiés sont très proches de ceux obtenus par Barrau [Barrau2004].

Coefficient de Poisson La donnée n'est pas disponible pour différentes températures. Par hypothèse, un coefficient de Poisson de 0.3 semble être une valeur cohérente selon les identifications menées par Velay [Velay2003].

E.4.2.2 Propriétés choisies pour la tôle

Les propriétés physiques et mécaniques de la tôle en température sont fournies par *ArcelorMittal*. Elles sont issues de leurs études menées en interne, avec des laboratoires partenaires et plus particulièrement à l'occasion de la thèse d'Abdulhay [AbdulHay2009]. Comme pour les propriétés des outils, une base de données des propriétés physiques de la tôle est proposée au tableau 4.6 du chapitre 4.

Masse Volumique Les valeurs de masse volumique introduites sont celles proposées par *ArcelorMittal* pour les températures comprises entre 20 °C et 800 °C. Elles sont relativement proches de celles évaluées par Abdulhay [AbdulHay2009] et des valeurs proposées par Garcia-Aranda [García Aranda2004] pour la nuance 20MnB5. So [So2015] propose dans ses modèles de n'introduire qu'une seule valeur de masse volumique à température ambiante.

Conductivité thermique Pour la conductivité thermique, les valeurs choisies sont celles proposées par Abdulhay [Abdulhay+2010] car elles sont disponibles dans une large plage de température 20 °C à 1000 °C. De plus, ces valeurs ont été présentées au regard de l'état métallurgique de la tôle. En effet, en dessous de la température de transformation martensitique les valeurs de conductivité thermique sont commensurables à celles proposées par *ArcelorMittal*. Il est important de noter que So [So2015], introduit dans ses simulations du poinçonnage à chaud uniquement deux valeurs de conductivités thermiques à température ambiante et à 500 °C. Les valeurs introduites semblent être une extrapolation de la conductivité thermique pour la phase austénitique ce qui n'est pas l'état métallurgique de la tôle dans cette gamme de température si la tôle a été préalablement austénitisée. De plus, les valeurs introduites par So sont plus basses que celles introduite dans le modèle de cette thèse.

Chaleur spécifique En ce qui concerne la chaleur spécifique, les valeurs sélectionnées sont celles estimées par Abdulhay [Abdulhay+2010] pour que la mise en données soit cohérente avec les données sur la conductivité thermique. Ces valeurs sont aussi en accord avec celles proposées par *ArcelorMittal* en fonction de l'état métallurgique de la tôle dans les gammes de températures considérées. So introduit six valeurs de capacités calorifiques jusqu'à 950 °C et saturant à partir de 700 °C à 700 J kg⁻¹ K⁻¹. Ses valeurs sont cohérentes avec notre mise en donnée jusqu'à 750 °C (600 J kg⁻¹ K⁻¹ pour So contre 580 J kg⁻¹ K⁻¹ pour le modèle de cette thèse). A partir de cette température la valeur saturée proposée par So est supérieure de 100 J kg⁻¹ K⁻¹ par rapport aux valeurs proposées dans le modèle de cette thèse.

Coefficient de Taylor Quinney Selon Lemaitre [Lemaitre+2009], il est communément admis pour les procédés de mise en forme que le coefficient de Taylor Quinney est proche de 0.9, c'est donc la valeur qui est choisie dans les simulations. En d'autres

termes, 90 % de l'énergie de déformation plastique dans la tôle est convertie en énergie thermique.

Dilatation thermique Le coefficient de dilatation thermique choisi est celui proposé par *ArcelorMittal* car la donnée est cohérente avec les résultats expérimentaux de Turetta [Turetta2008]. La base de données fournie par So [So2015] est plus étoffée dans la gamme de température mais les valeurs sont plus faibles de $1 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ à $600 \text{ }^\circ\text{C}$ que les valeurs proposées par *ArcelorMittal*.

Module d'Young Les valeurs des modules d'Young sont identiques pour la thèse de Abdulhay [AbdulHay2009] et celles proposées par *ArcelorMittal*, c'est pourquoi elles sont utilisées pour les simulations. Les valeurs sont introduites pour une plage de température allant de $20 \text{ }^\circ\text{C}$ à $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ par pas de $50 \text{ }^\circ\text{C}$. En comparaison, les cinq valeurs introduites par So [So2015] sont plus élevées de 8 GPa à 22 GPa. A une température et une déformation fixée, l'estimation de la contrainte dans la tôle est supérieure pour le modèle proposé par So. La contribution du comportement plastique de la tôle peut donc se produire à des pénétrations d'outils plus faibles.

Coefficient de Poisson Les coefficients de Poisson choisis sont ceux de Shapiro [Shapiro2009] car ils sont décrits sur toute la gamme de température. So [So2015] émet l'hypothèse que le coefficient de Poisson est de 0.3 quel que soit la température. Dans les simulations proposées, le coefficient de Poisson est supérieur à 0.3 à partir de $500 \text{ }^\circ\text{C}$ en augmentant la température ce qui signifie que la contraction de la tôle liée à l'élasticité sera plus prononcée dans cette plage de température que pour les simulations de So.

E.4.3 Interactions aux interfaces

Echanges thermiques aux interfaces A l'instar du comportement plastique de la tôle, le transfert thermique aux interfaces est étudié par la littérature pour le procédé d'emboutissage à chaud. La gamme de pression de contact entre la tôle et les outils estimée par la littérature est donc au maximum de 100 MPa ce qui est largement inférieur à ce qu'a pu observer Hambli en découpage [Hambli2001a] (environ 1000 MPa).

En première approximation, le modèle de conduction de chaleur aux interfaces pris en compte est celui d'Abdulhay [Abdulhay+2010] (tableau 4.6) avec une extrapolation pour des pressions de contact allant jusqu'à 2500 MPa.

Coefficient de frottement Le coefficient de frottement pris en compte dans la simulation est celui proposé par Torres [Torres+2015] (0.23 indépendant de la température). So [So2015] propose d'utiliser le modèle de Coulomb avec des valeurs décroissantes avec la température comprise entre 0.6 à $500 \text{ }^\circ\text{C}$ et 0.3 à $650 \text{ }^\circ\text{C}$.

E.5 Résultats de simulation

E.5.1 Effet de la température initiale de la tôle

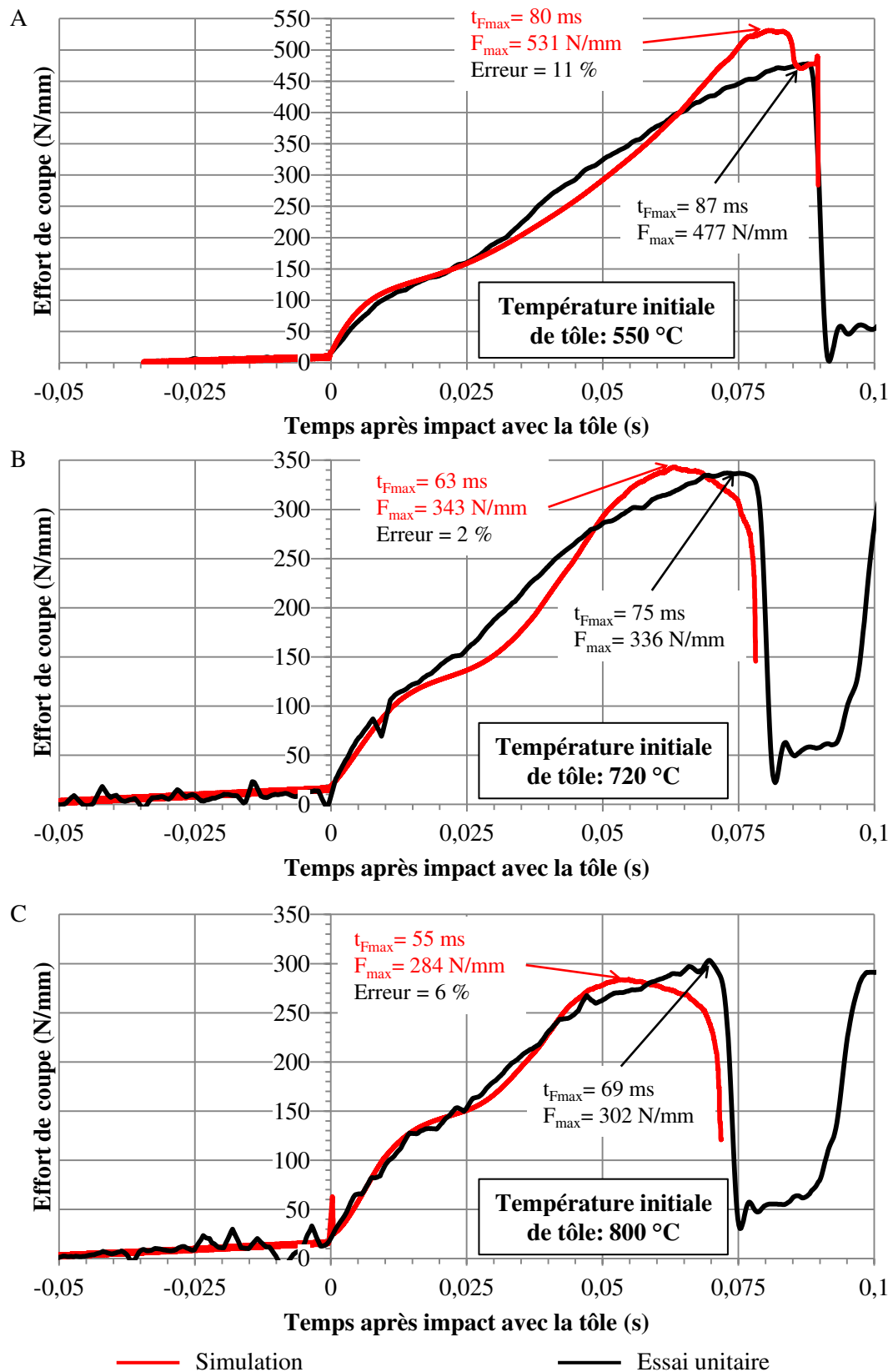


Figure E.2 – Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour les trois essais unitaires (différentes températures initiales de tôle) et les simulations associées à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbes rouges : simulation. Courbes noires : essai unitaire

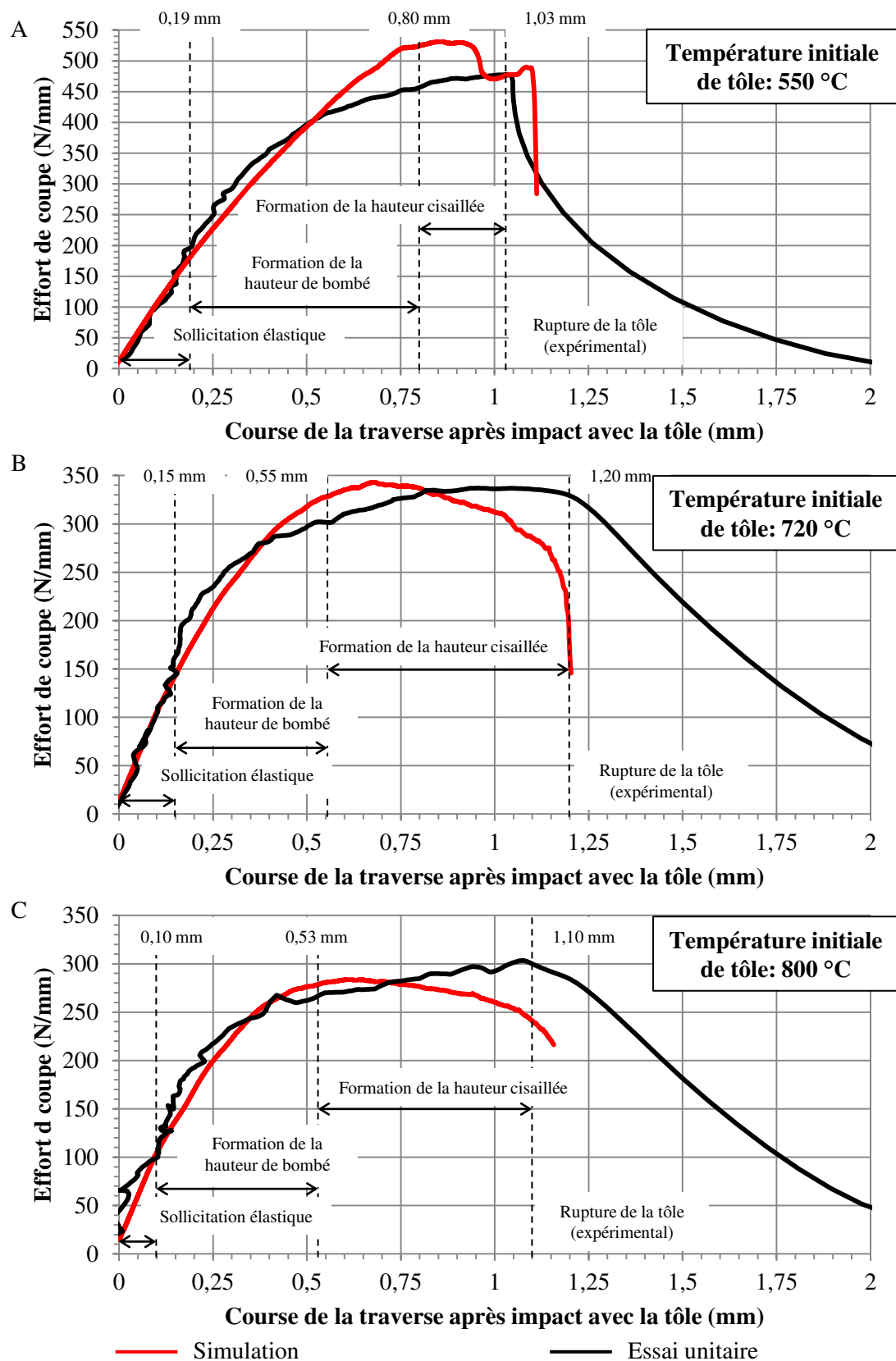


Figure E.3 – Evolutions de l'effort en fonction de la course après impact avec la tôle pour les trois essais unitaires (différentes températures initiales de tôle) et les simulations associées à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbes rouges : simulation. Courbes noires : essais unitaire

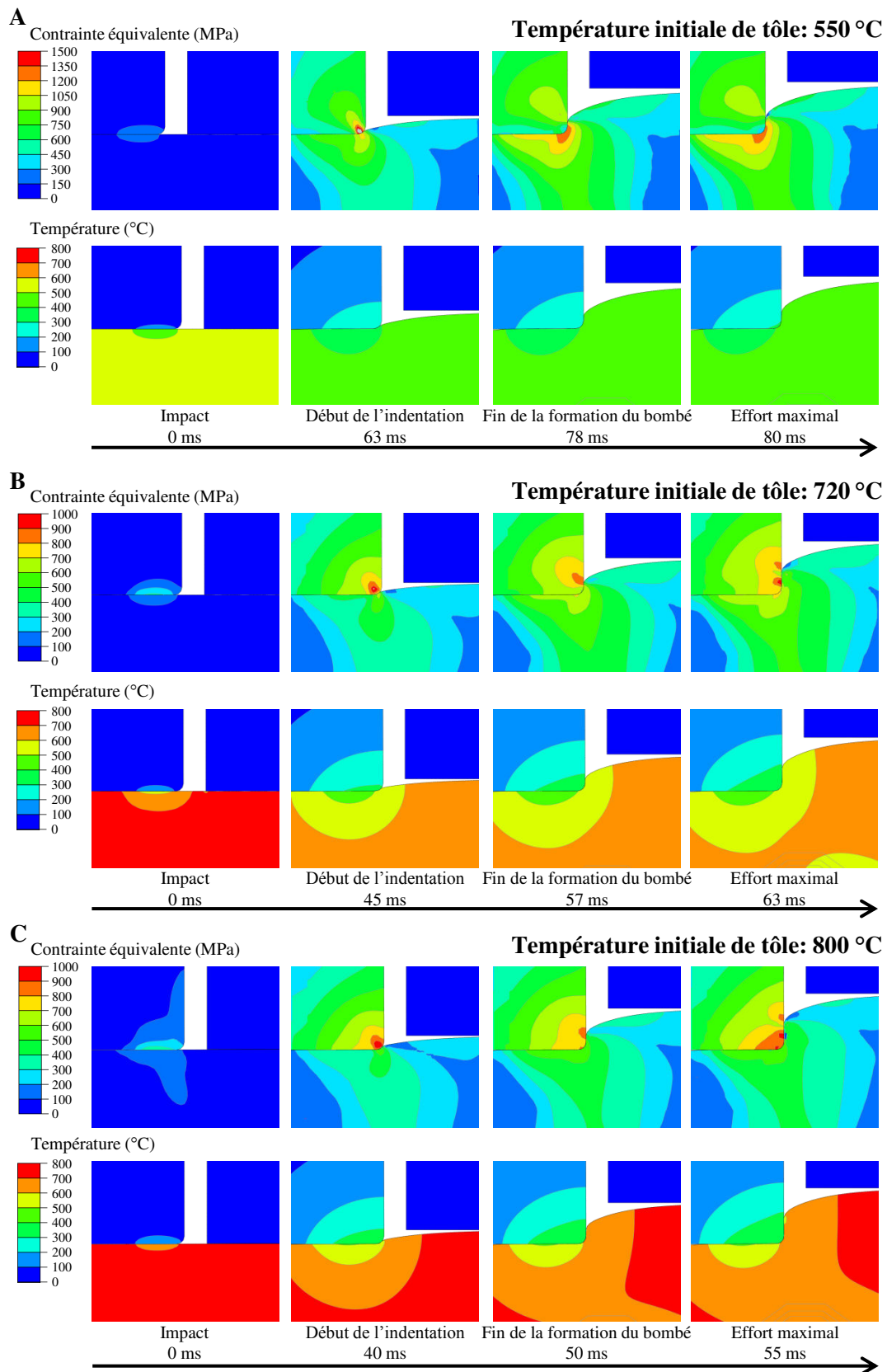


Figure E.4 – Champs de contrainte et de température dans la lame supérieure au cours d'une frappe pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . (A) : 550 °C. (B) : 720 °C. (C) : 800 °C.

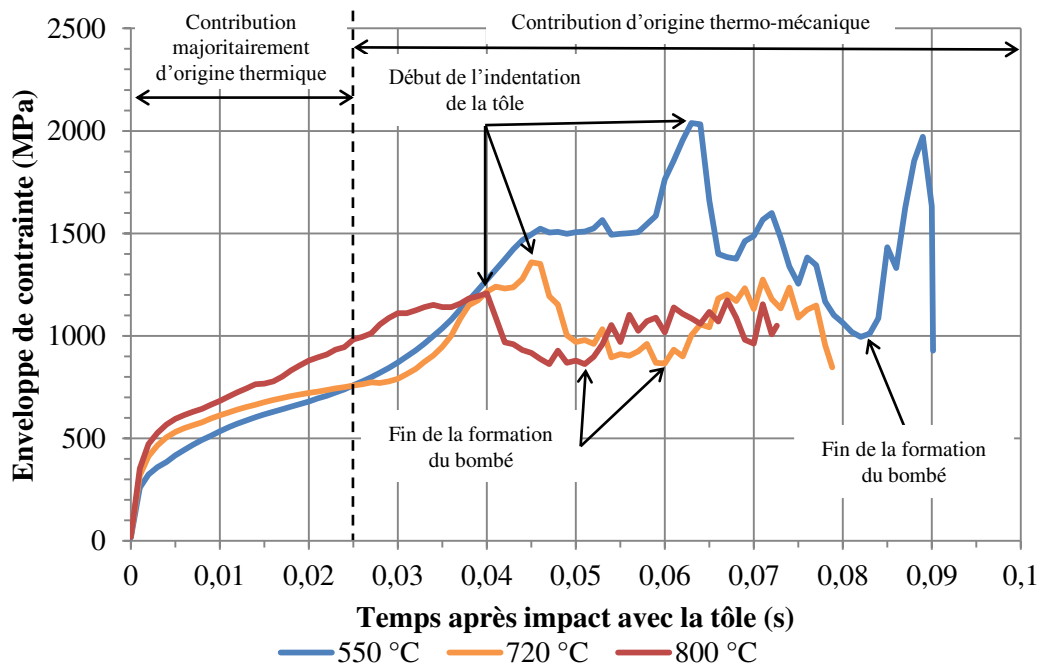


Figure E.5 – Evolutions de l'enveloppe de contrainte équivalente maximale en fonction du temps après impact avec la tôle pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . Courbe bleue : 550 °C. Courbe orange : 720 °C. Courbe rouge : 800 °C

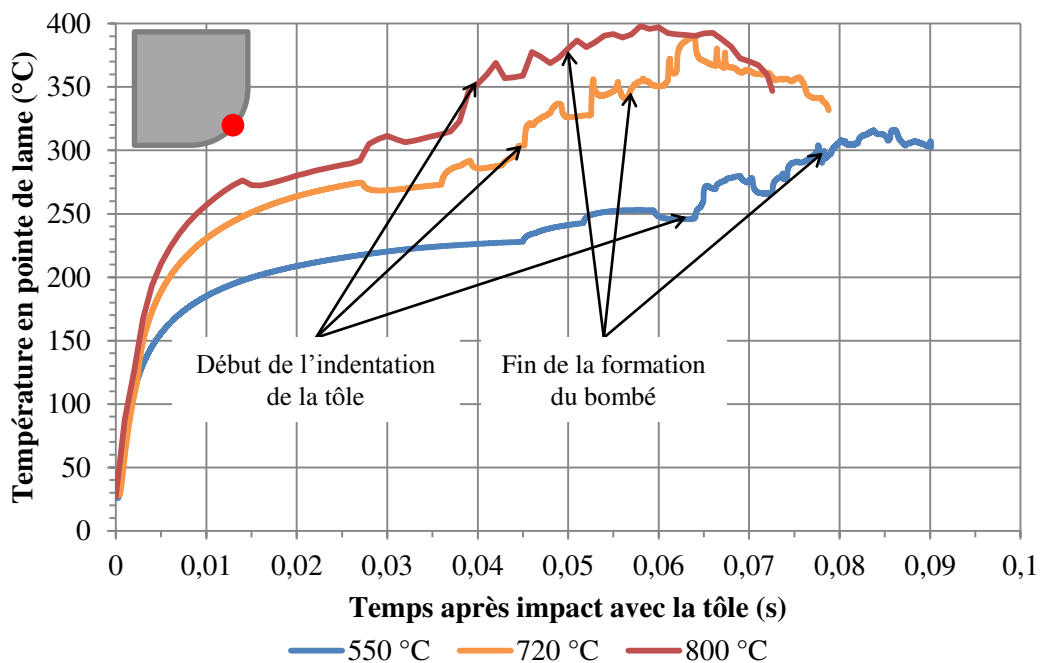


Figure E.6 – Evolutions de la température en pointe de la lame en fonction du temps après impact avec la tôle pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . Courbe bleue : 550 °C. Courbe orange : 720 °C. Courbe rouge : 800 °C

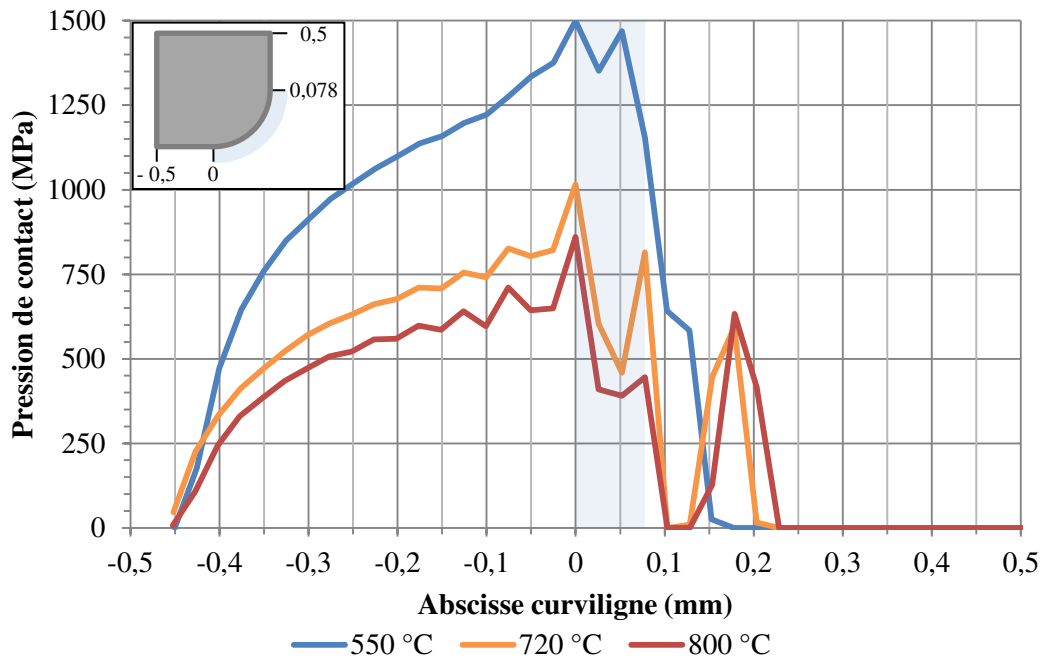


Figure E.7 – Evolutions de la pression de contact le long de l'arête de coupe à l'instant où l'effort maximal est atteint pour différentes températures initiales de tôle à un jeu de 150 μm et un rayon d'arête de 50 μm . Courbe bleue : 550 °C. Courbe orange : 720 °C. Courbe rouge : 800 °C

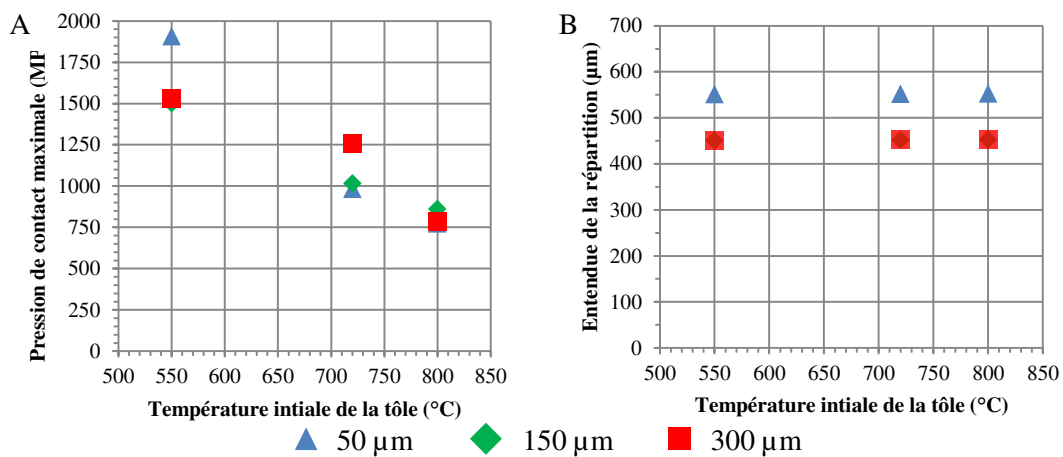


Figure E.8 – Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction de la température initiale de la tôle pour pour les trois niveaux de jeux et un rayon d'arête de 50 μm . (A) Pressions de contact maximales. (B) Etendue de la pression de contact en face d'attaque

E.5.2 Effet du jeu de découpe

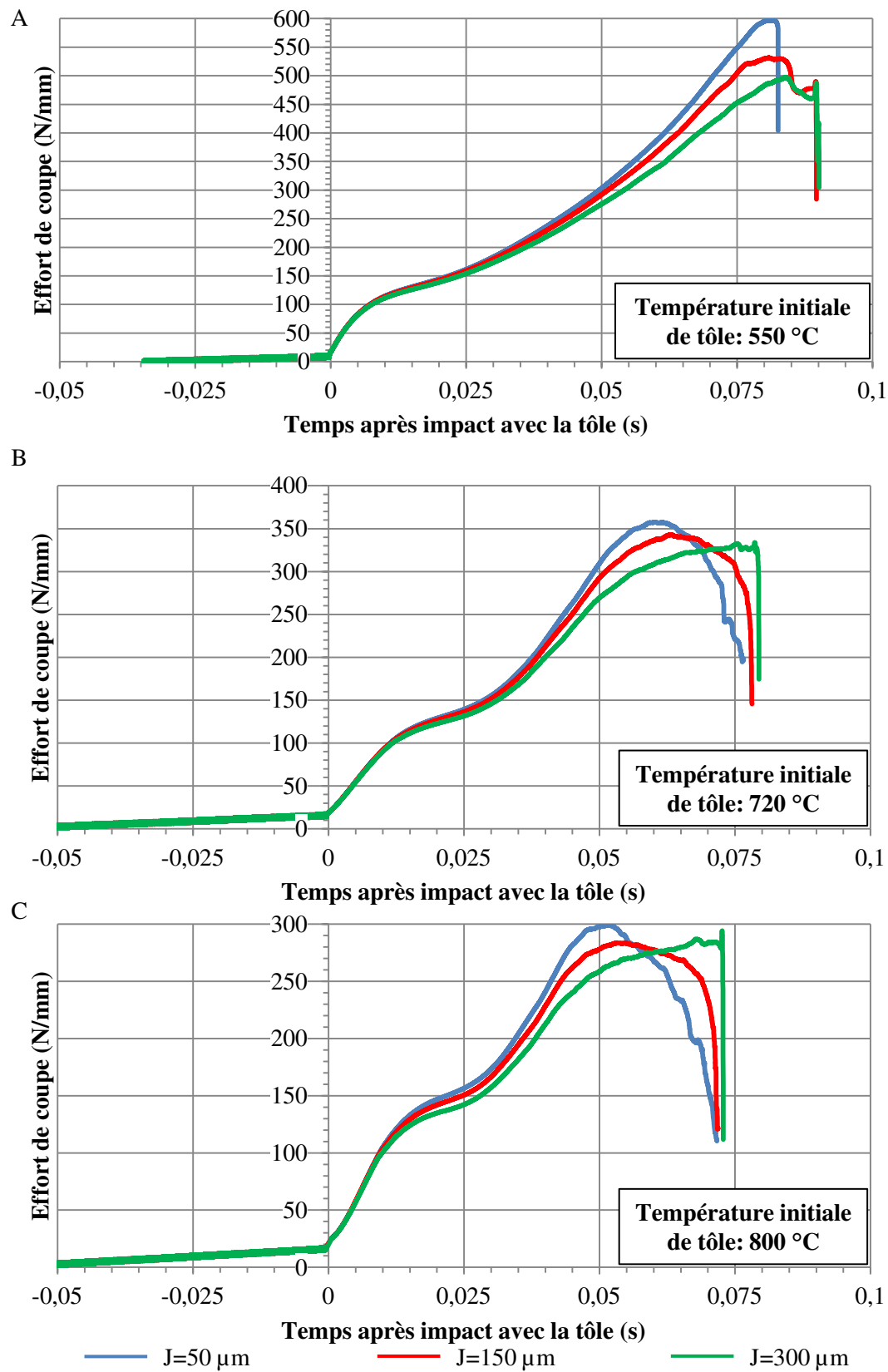


Figure E.9 – Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour trois jeu de découpe à chaque niveau de température initiale de tôle pour un rayon d'arête de 50 μm. (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe rouge : 50 μm. Courbe verte : 150 μm. Courbe bleue : 300 μm

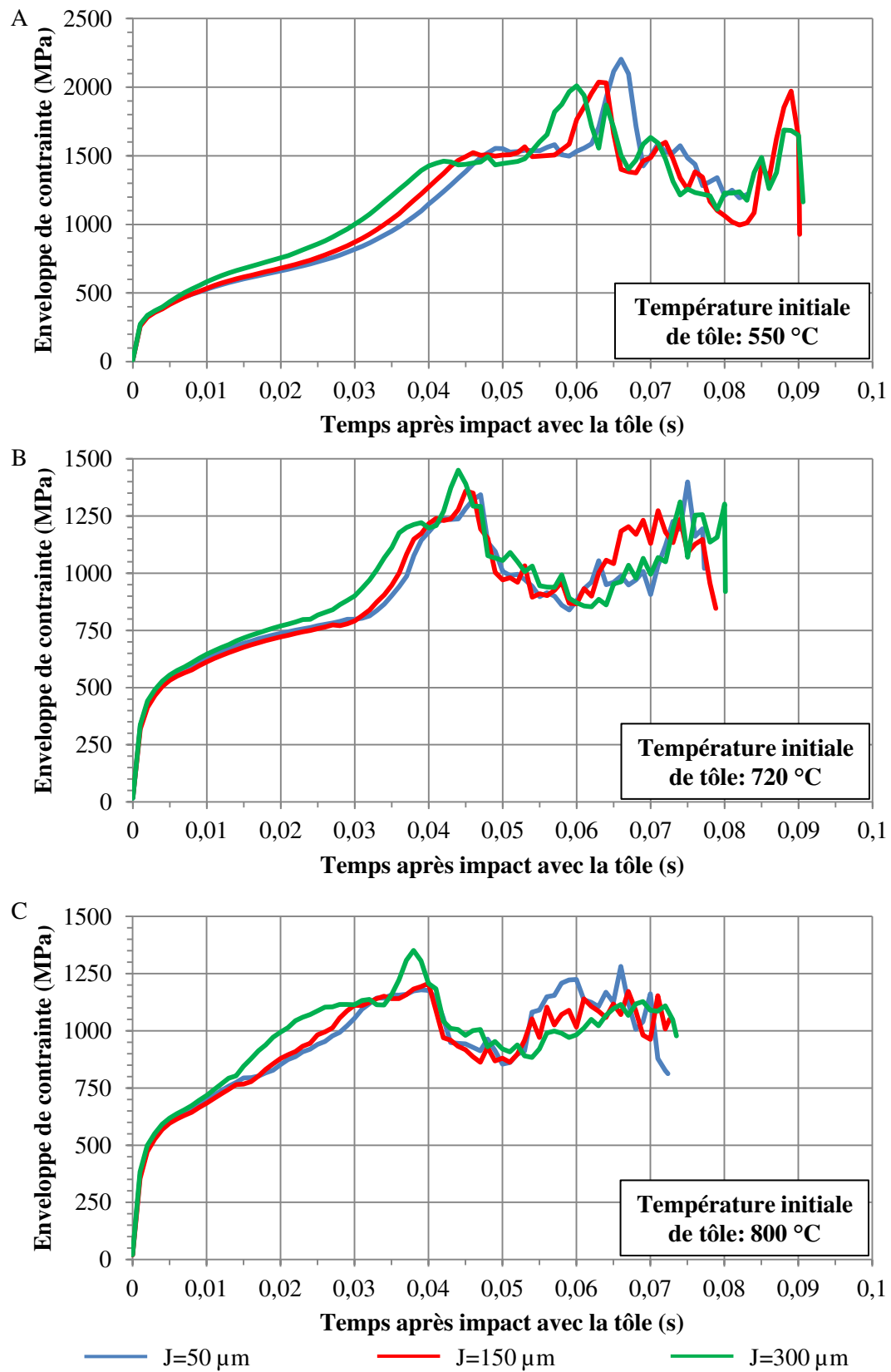


Figure E.10 – Evolutions de l’enveloppe de contrainte équivalente maximale en fonction du temps après impact pour trois jeu de découpe à chaque niveau de température initiale de tôle à un rayon d’arête de 50 μm. (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe bleue : 50 μm. Courbe rouge : 150 μm. Courbe verte : 300 μm

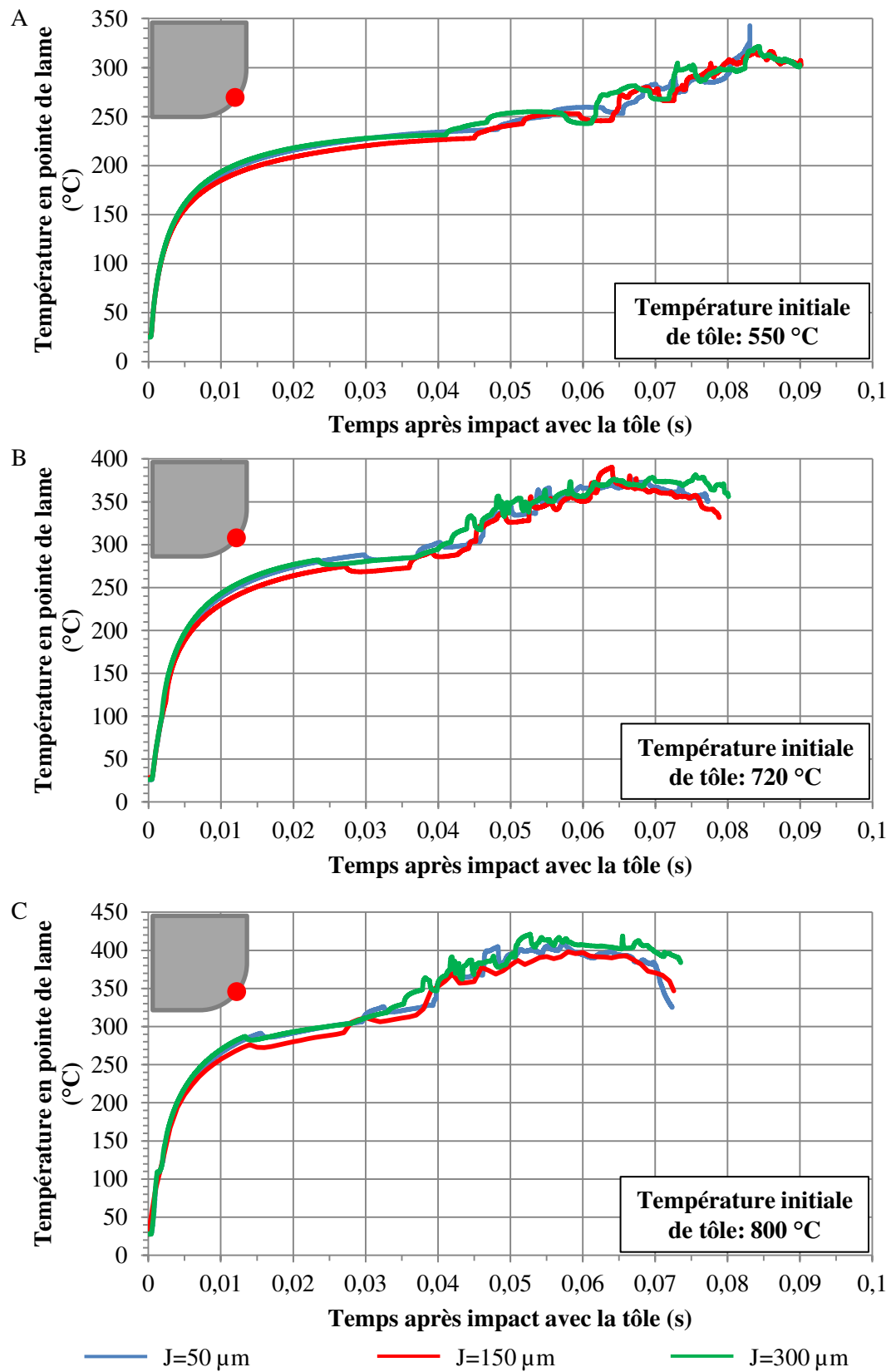


Figure E.11 – Evolutions de la température en pointe de la lame fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un rayon d'arête de 50 μm. (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe bleue : 50 μm. Courbe rouge : 150 μm. Courbe verte : 300 μm

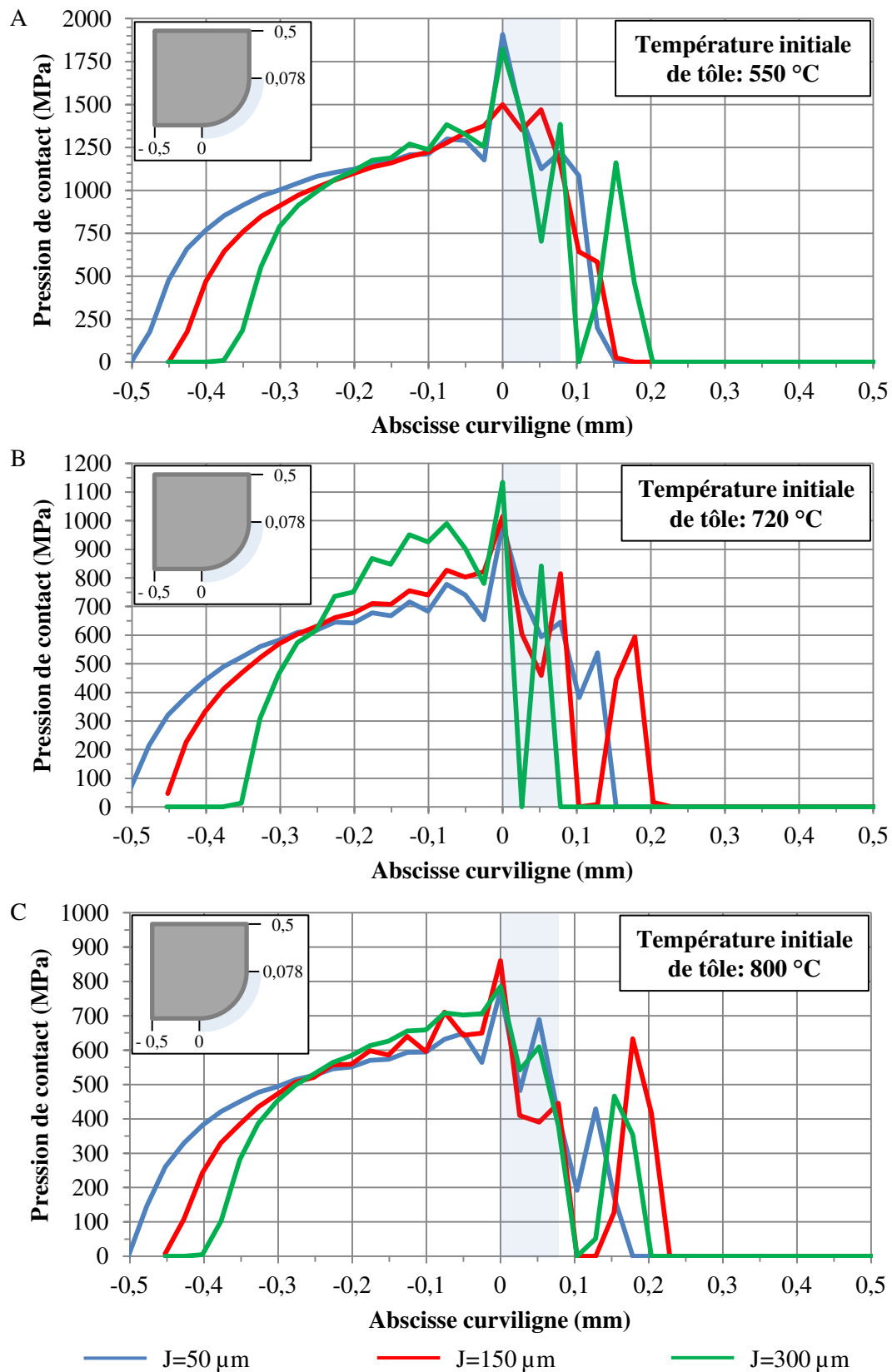


Figure E.12 – Evolutions de la pression de contact le long de l'arête de coupe à l'instant où l'effort maximal de coupe est atteint pour différentes températures initiales de tôle pour un rayon d'arête de 50 μm . (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe bleue : 50 μm . Courbe rouge : 150 μm . Courbe verte : 300 μm

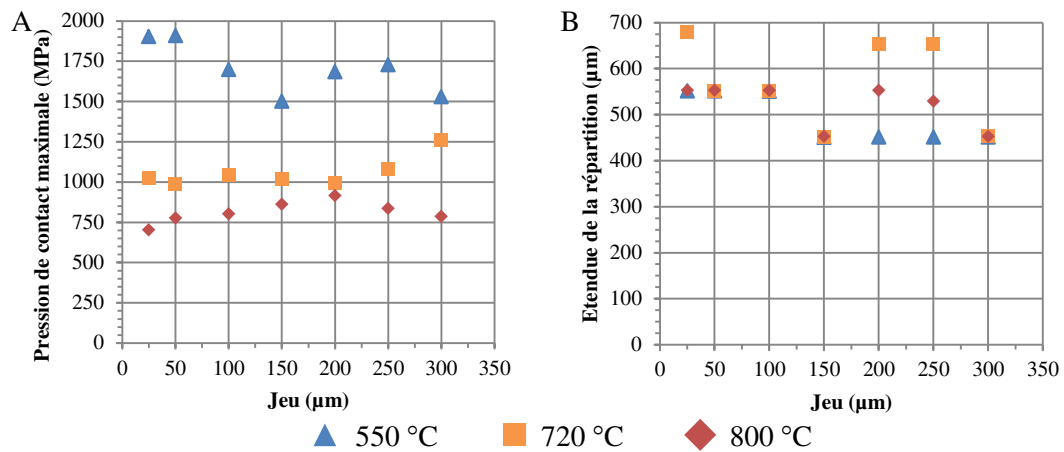


Figure E.13 – Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du jeu pour les trois niveaux de température initiale de tôle et un rayon d'arête de 50 µm. (A) Pressions de contact maximales. (B) Etendue de la pression de contact en face d'attaque

E.5.3 Effet du rayon

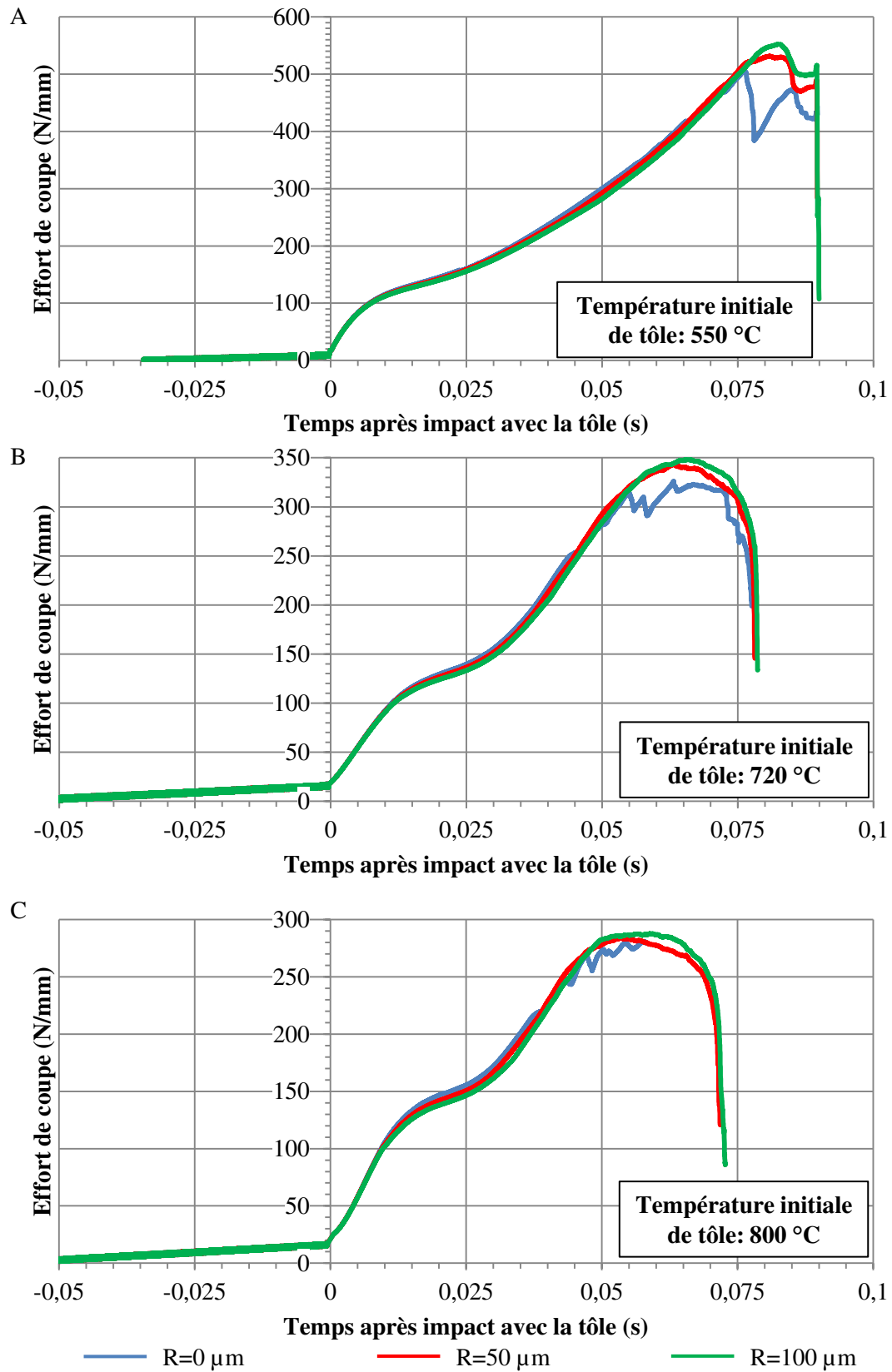


Figure E.14 – Evolutions de l'effort en fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de 150 μm. (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe bleue : 0 μm. Courbe rouge : 50 μm. Courbe verte : 100 μm

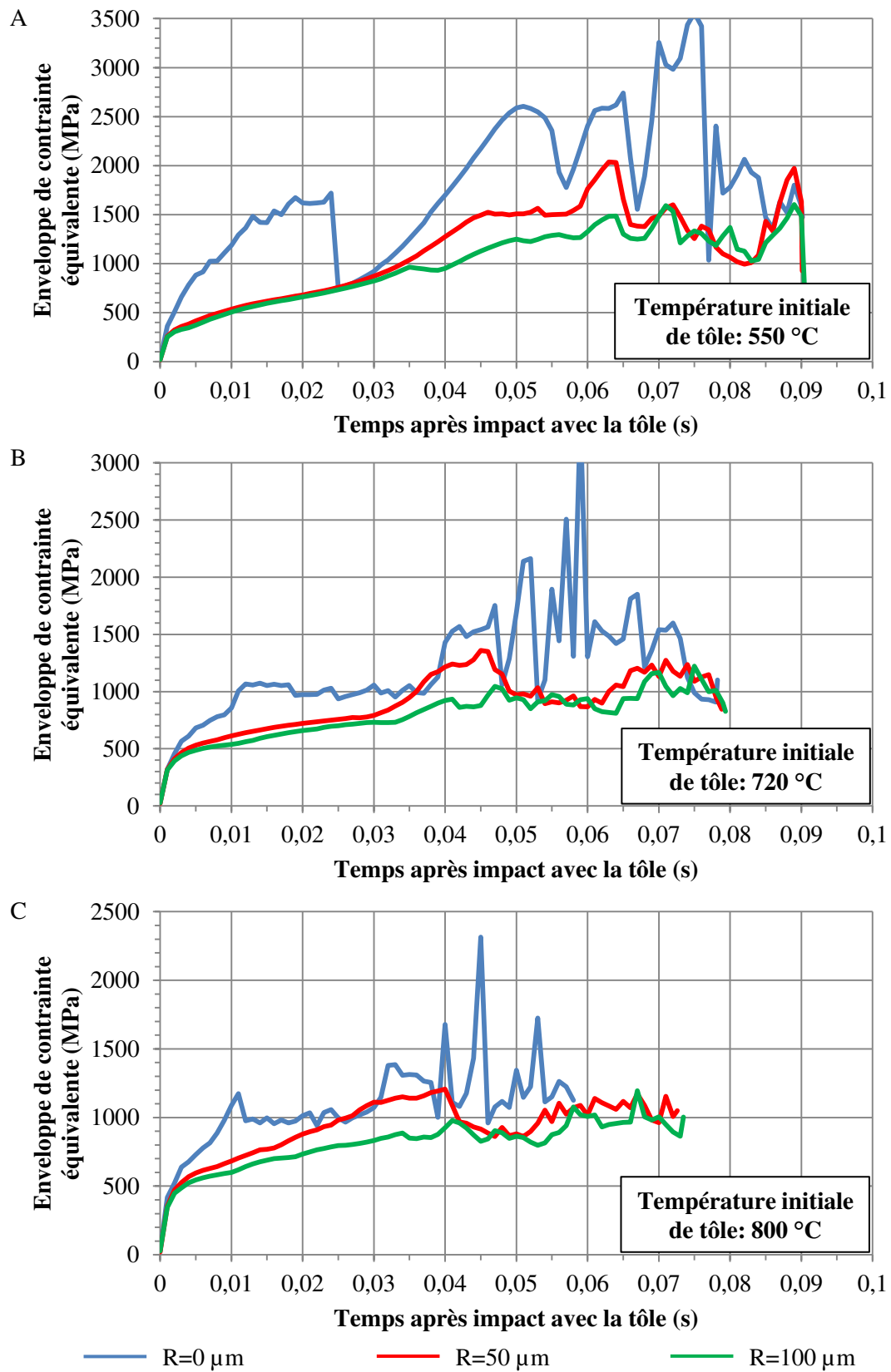


Figure E.15 – Evolutions de l'enveloppe de contrainte équivalente maximale fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de $150 \mu\text{m}$. (A) 550°C . (B) 720°C . (C) 800°C . Courbe rouge : $0 \mu\text{m}$. Courbe verte : $50 \mu\text{m}$. Courbe bleue : $100 \mu\text{m}$

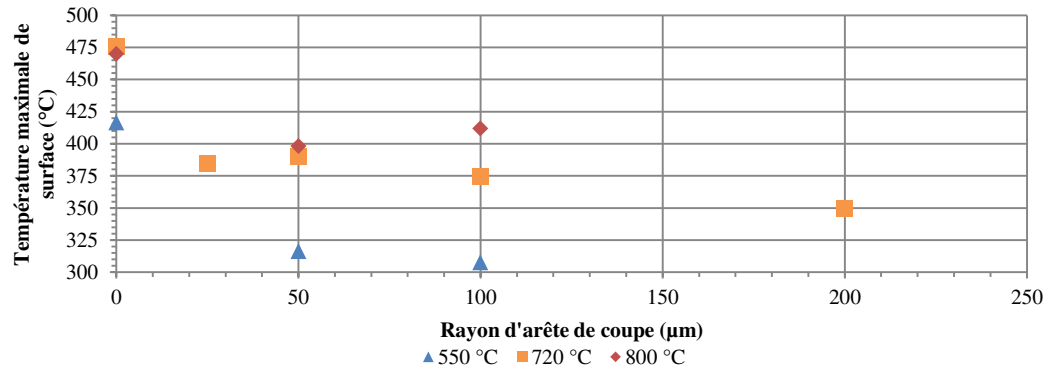


Figure E.16 – Evolutions de la température en pointe de la lame fonction du temps après impact pour trois rayons d'arête à chaque niveau de température initiale de tôle à un jeu de 150 μm. (A) 550 °C. (B) 720 °C. (C) 800 °C. Courbe rouge : 0 μm. Courbe verte : 50 μm. Courbe bleue : 100 μm

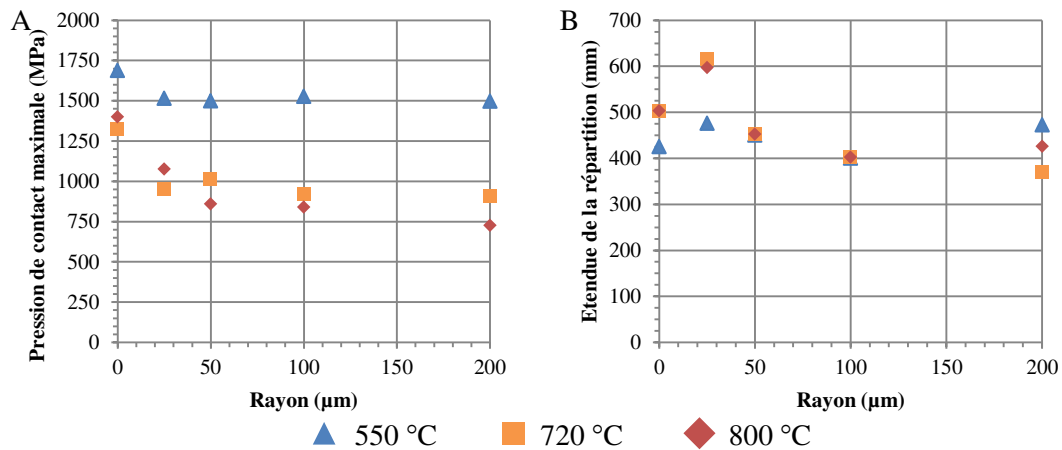


Figure E.17 – Evolutions des pressions maximales de contact dans l'arête de coupe de la lame supérieure en fonction du rayon d'arête de coupe pour pour les trois niveaux de température initiale de tôle et un jeu de 150 μm. (A) Pressions de contact maximales. (B) Etendue de la pression de contact en face d'attaque

Compléments sur l'analyse des dégradation des lames

| | | |
|-----|---|-----|
| F.1 | Présentation de l'outil de démonstration du partenaire industriel . . . | 252 |
| F.2 | Etendue du transfert Al-Si | 252 |

F.1 Présentation de l'outil de démonstration du partenaire industriel

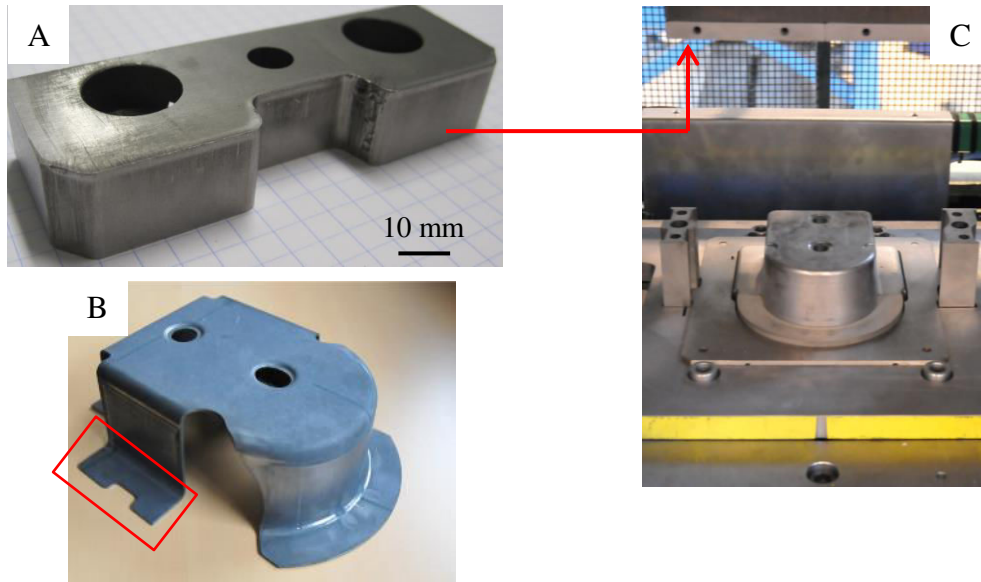


Figure F.1 – Présentation de l'outil de démonstration du partenaire industriel. (A) Lame supérieure en X110CrMoV8-2-1 (60 HRC) étudiée dans cette thèse. (B) Pièce de démonstration formée en 22MnB5 pré alliée Al-Si (encadré rouge : forme découpée par la lame). (C) Outil d'emboutissage/découpage de démonstration

F.2 Etendue du transfert Al-Si

Table F.1 – Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction de la température initiale de tôle visée (distance/étendue en μm)

| Face | Température initiale visée ($^{\circ}\text{C}$) | Cycles | | | |
|-----------|--|---------|---------|--------|---------|
| | | 250 | 500 | 750 | 1000 |
| Attaque | 900 | 156/577 | 32/700 | 36/670 | 36/644 |
| | 700 | 135/681 | 156/595 | 76/807 | |
| | 550 | 427/90 | 357/153 | | 259/357 |
| Dépouille | 900 | 26/635 | 18/658 | 0/737 | 0/726 |
| | 700 | 38/600 | 31/603 | 92/615 | |
| | 550 | 0/709 | 0/557 | | 39/560 |

Table F.2 – Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction du jeu de découpe (distance/étendue en μm)

| Face | Jeu de découpe (μm) | Cycles | | |
|-----------|----------------------------------|---------|---------|--------|
| | | 250 | 500 | 750 |
| Attaque | 50 | 117/785 | | |
| | 150 | 135/681 | 156/595 | 76/807 |
| | 300 | 153/518 | 197/463 | 85/573 |
| Dépouille | 50 | 34/698 | | |
| | 150 | 38/600 | 31/603 | 92/615 |
| | 300 | 44/657 | 52/785 | 78/910 |

Table F.3 – Distance du début du transfert par rapport à l'arête de coupe et étendue du transfert d'Al-Si sur la face d'attaque et de dépouille aux différents arrêts de cycles en fonction de la nuance d'outil pour une température initiale de tôle visée de 700°C et un jeu de $150\mu\text{m}$. (distance/étendue en μm)

| Face | Nuance (μm) | Cycles | | | |
|-----------|--------------------------|---------|---------|--------|--------|
| | | 250 | 500 | 750 | 1000 |
| Attaque | X38CrMoV5 | 54/813 | 51/818 | | 93/697 |
| | X70CrMoV5-2 | 135/681 | 156/595 | 76/807 | |
| Dépouille | X38CrMoV5 | 39/647 | 52/650 | | 69/650 |
| | X70CrMoV5-2 | 38/600 | 31/603 | 92/615 | |

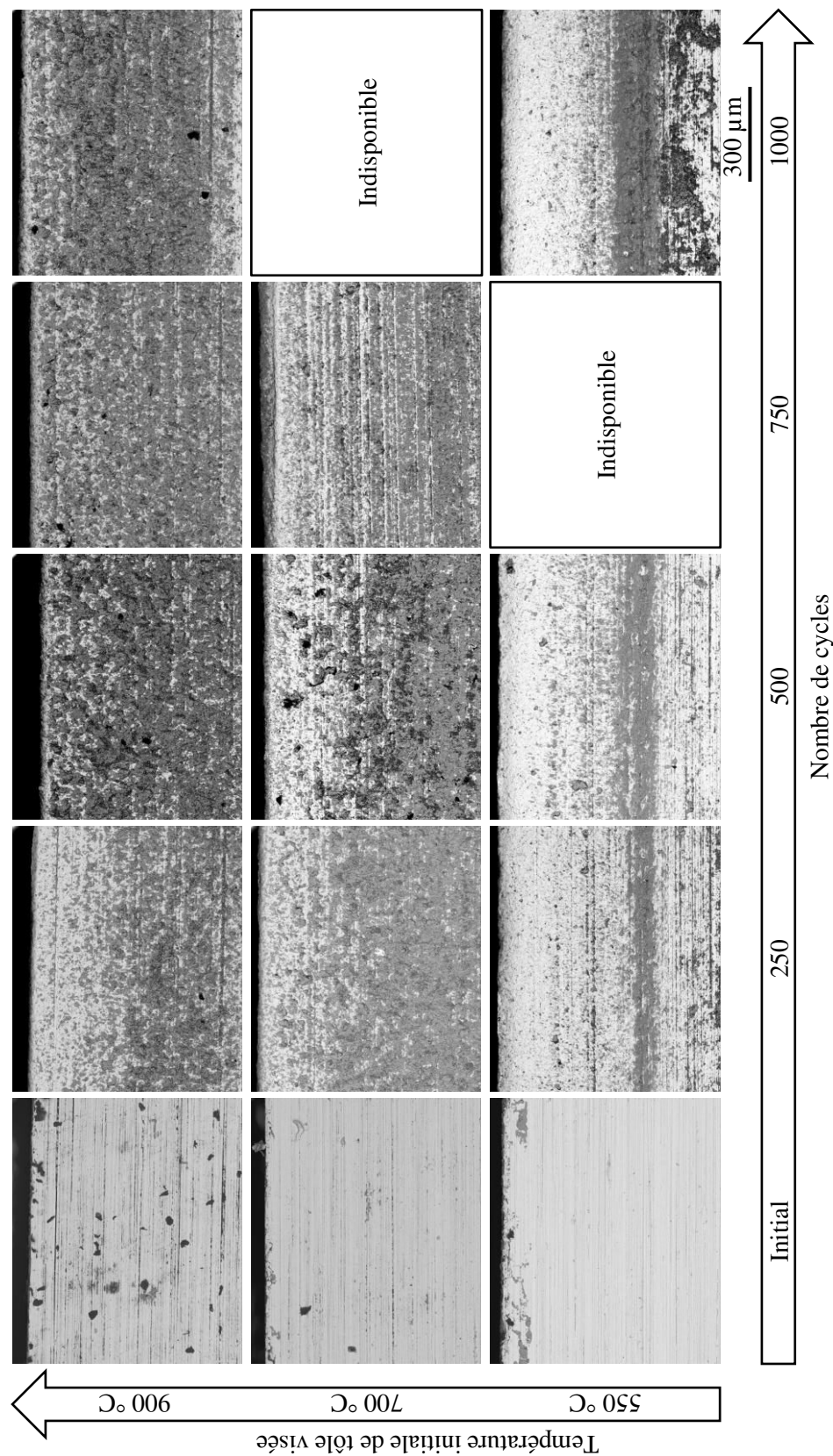


Figure F.2 – Evolutions de la face d’attaque de l’outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de températures initiales de tôle visées à un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique)

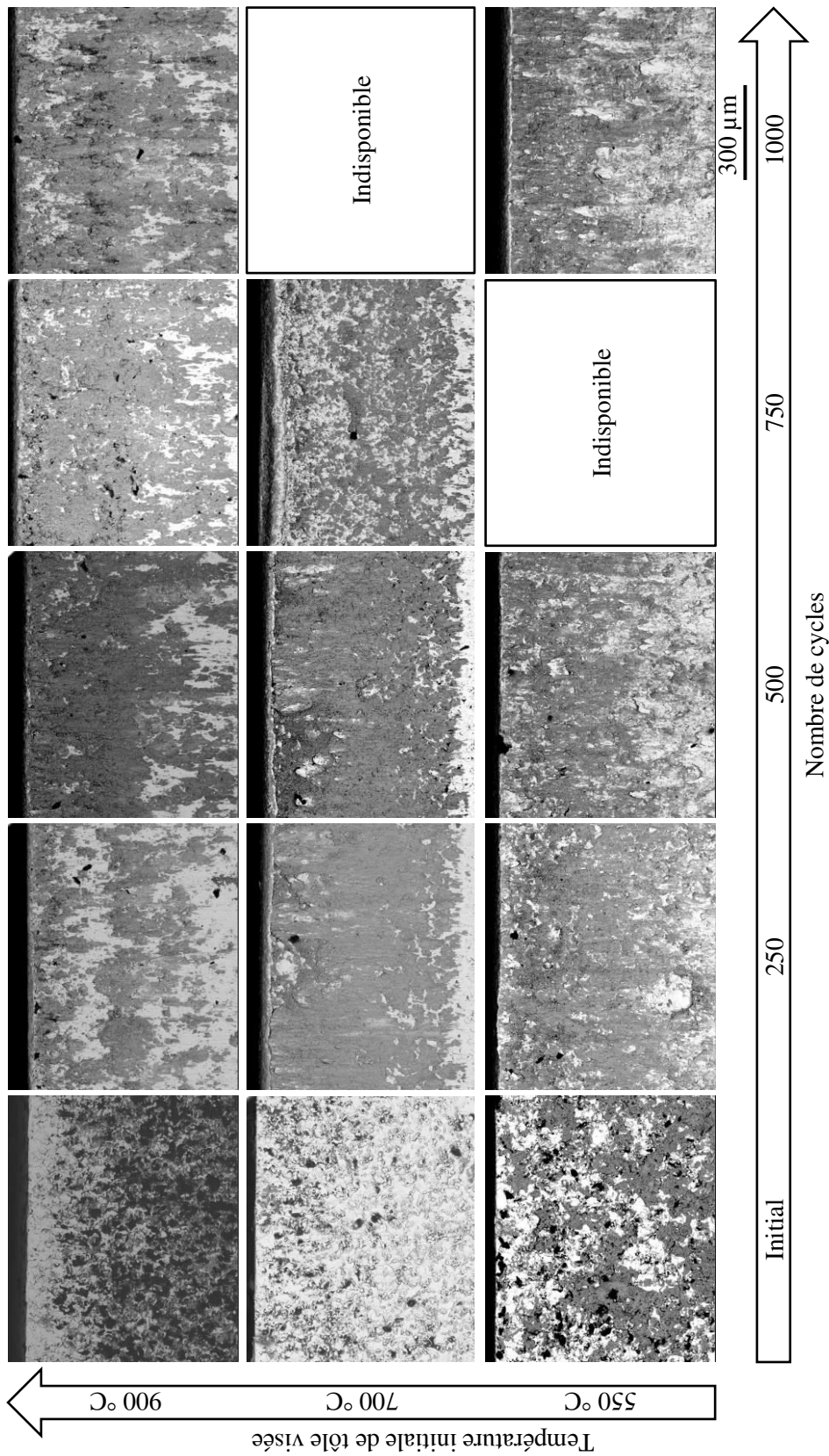


Figure F.3 – Evolutions de la face de dépouille de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de températures initiales de tôle visées à un jeu de 150 µm et des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique)

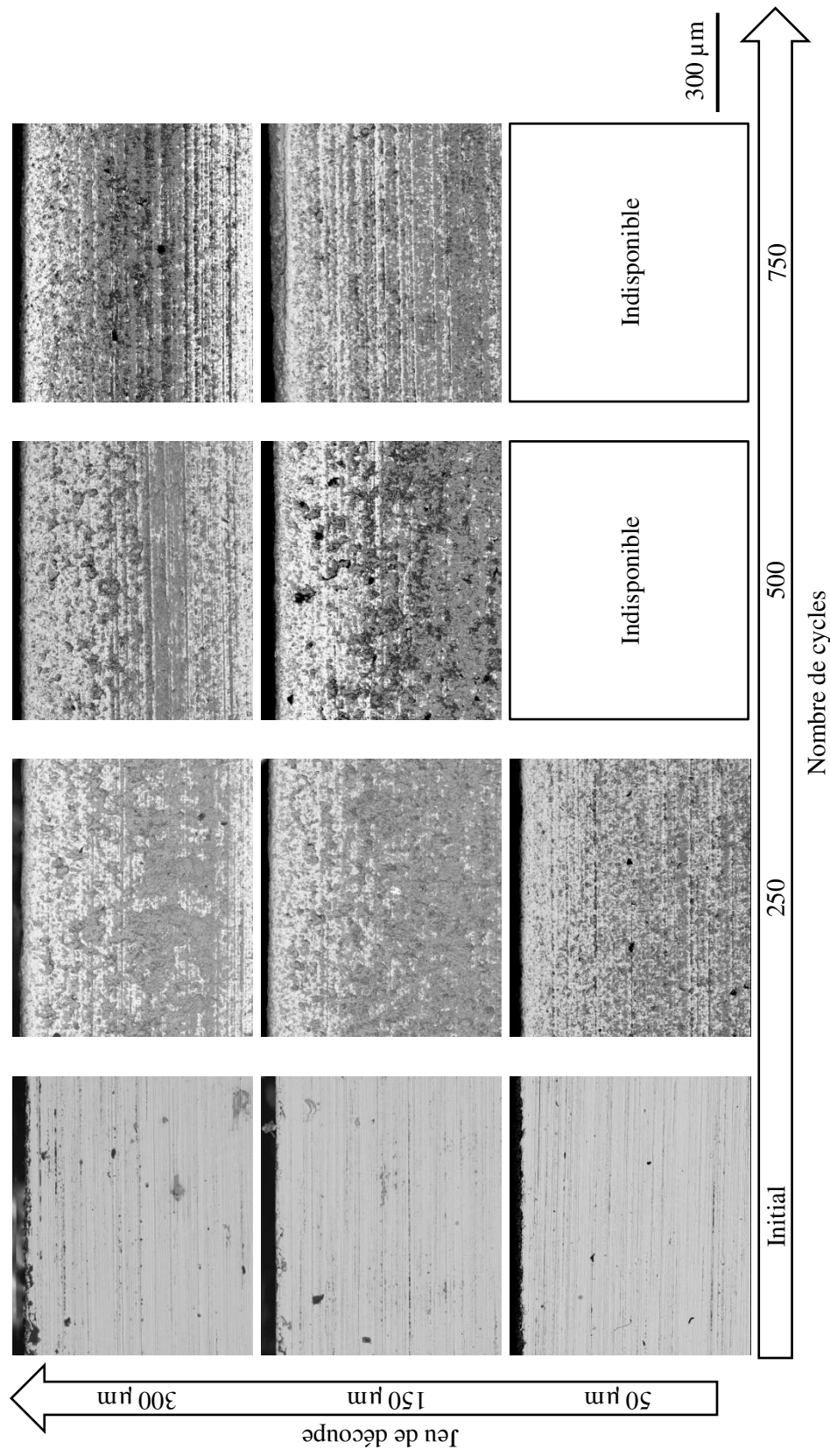


Figure F.4 – Evolutions de la face d’attaque de l’outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de jeux à une température initiale de tôle visée de 700 °C pour des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique)

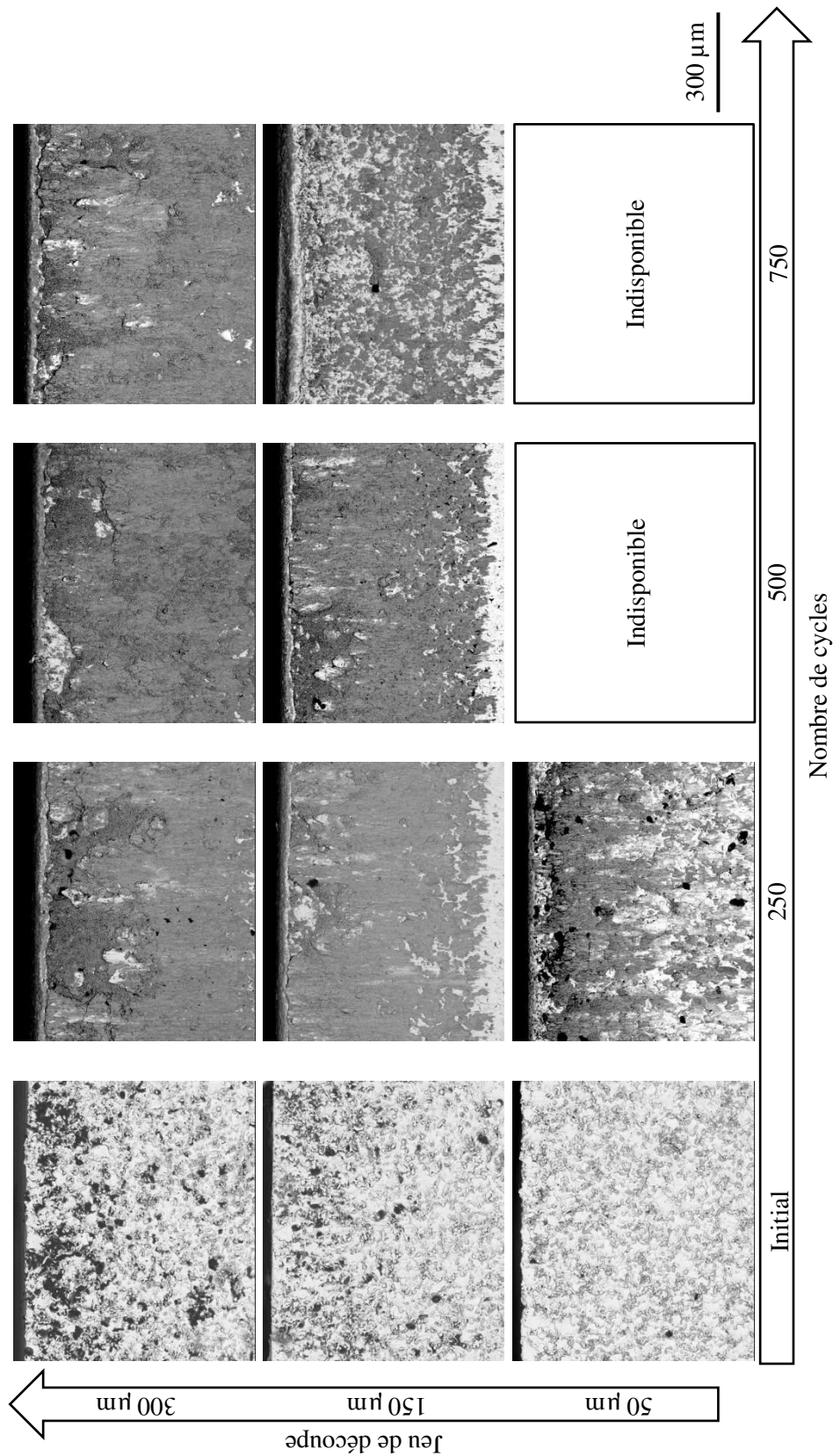


Figure F.5 – Evolutions de la face de dépouille de l'outil tous les 250 cycles pour les trois configurations de jeux à une température initiale de tôle visée de 700 °C pour des outils en X70CrMoV5-2 (MEB X150 contraste chimique)

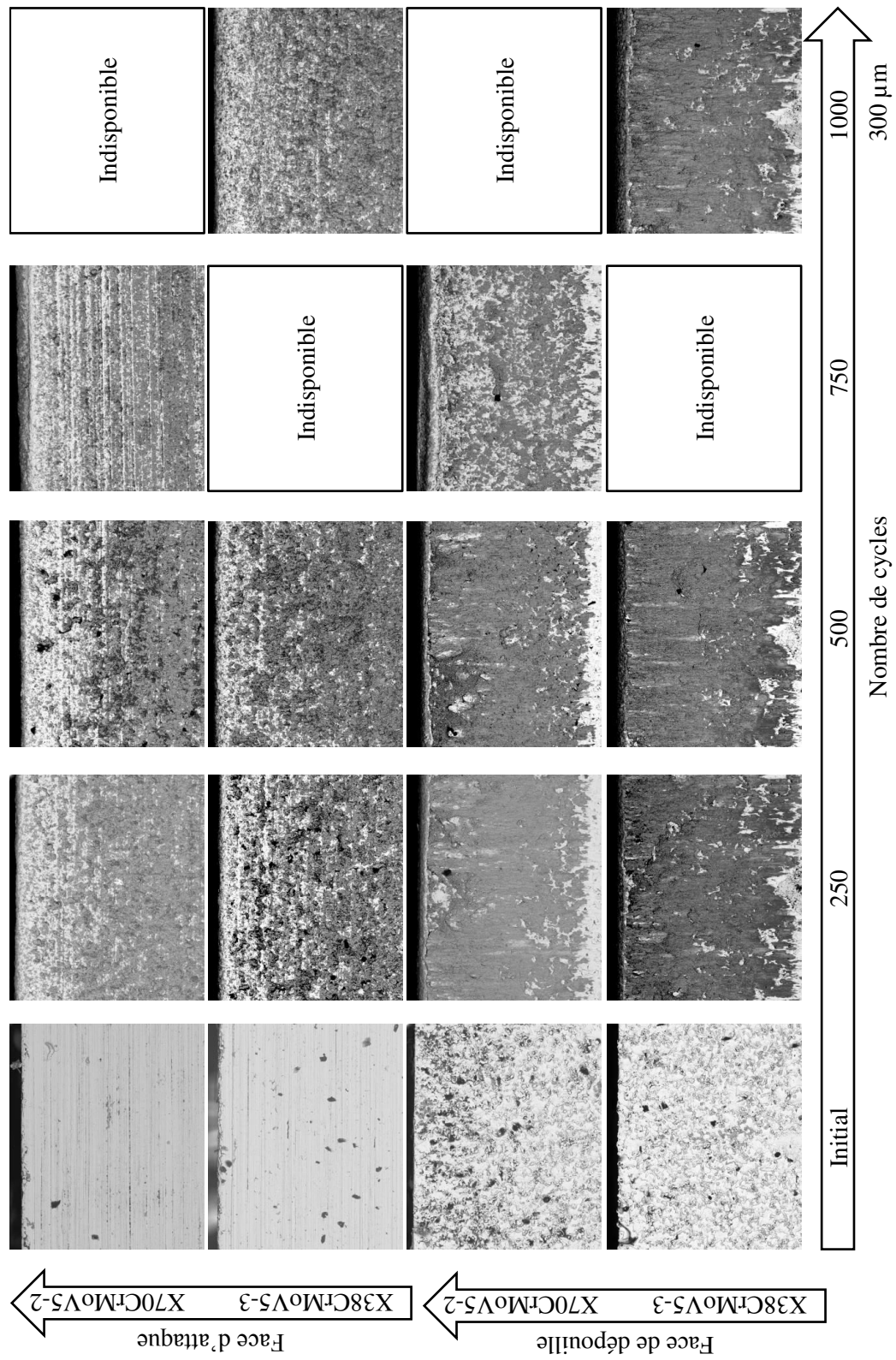


Figure F.6 – Evolutions des faces des outils tous les 250 cycles pour des outils en X38CrMoV5 et X70CrMoV5-2 à une température initiale de tôle visée de 700 °C à un jeu de 150 µm (MEB X150 contraste chimique)



Préparations métallographiques

| | | |
|-------|--|-----|
| G.1 | Nickelage | 259 |
| G.1.1 | Principe | 259 |
| G.1.2 | Préparation du bain de Watt | 260 |
| G.1.3 | Dépôt de la couche de nickel | 260 |
| G.2 | Polissage | 261 |
| G.3 | Attaque chimique | 261 |

G.1 Nickelage

G.1.1 Principe

Le nickelage consiste à déposer une couche de nickel solide sur une pièce métallique par une réaction électrochimique. Le nickel pur "transite" de l'anode à la pièce métallique à nickeler en cathode via une solution appelée *bain de Watt*.

C'est une technique intéressante pour figer sur une surface un oxyde ou gainer une sous-surface lors de la préparation métallographique. En effet, lors du polissage un émoussement l'échantillon est créé à l'interface entre l'échantillon et la résine conductrice à cause de la différence de dureté entre les deux matériaux. La courbure de l'échantillon au bord ne permet pas de réaliser des mesures de dureté correctes. La couche supplémentaire de matière créée par nickelage permet de déporté cet effet de bord.

G.1.2 Préparation du bain de Watt

Les ingrédients du bain de Watt et leur proportions sont répertoriées au tableau G.1.

Table G.1 – Composition chimique du bain de nickelage de Watt

| Composé chimique | Formule chimique | Teneur |
|---|--|------------------------|
| Sulfate de nickel | $\text{NiSO}_4, 7 \text{ H}_2\text{O}$ | 300 g L^{-1} |
| Chlorure de nickel | $\text{NiCl}_2, 6 \text{ H}_2\text{O}$ | 60 g L^{-1} |
| Acide borique | H_3BO_3 | 50 g L^{-1} |
| Laurylsulfate (Sodium Dodécyle Sulfate) | | $0,2 \text{ g L}^{-1}$ |
| Coumarine | | $0,2 \text{ g L}^{-1}$ |
| Saccharine | | 1 g L^{-1} |

G.1.3 Dépôt de la couche de nickel

La procédure de montage et de conduite d'essais est détaillée dans les sous-sections G.1.3.1, G.1.3.2 et G.1.3.3.

G.1.3.1 Montage

La figure G.1 est un schéma du montage à réaliser pour nickeler une pièce métallique.

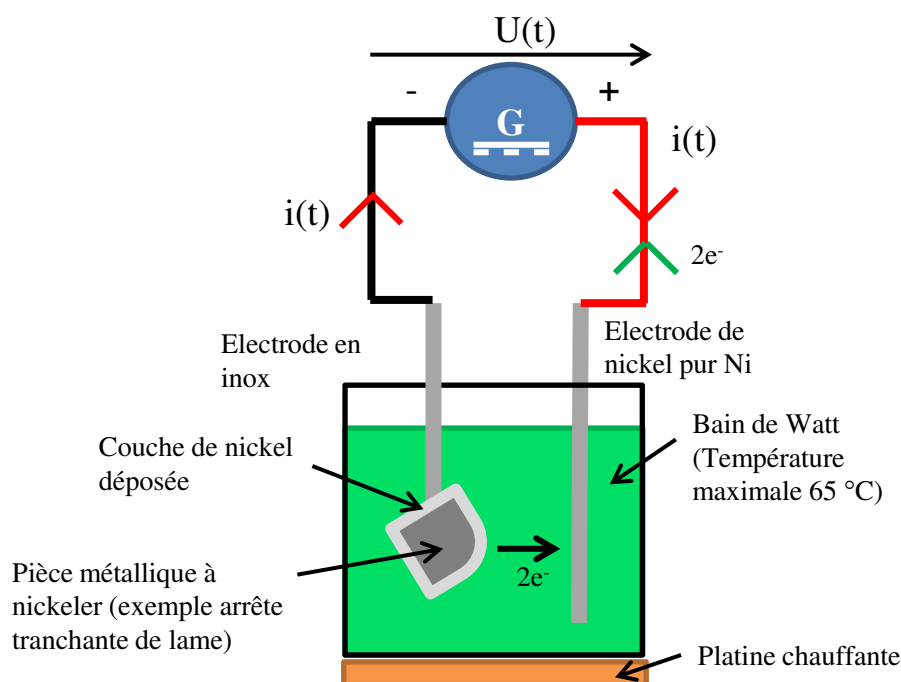


Figure G.1 – Schéma du montage à réaliser pour le nickelage

1. Souder le fil en inox à la pièce à nickeler.
2. Décaper l'électrode de nickel au papier de verre et rincer à l'éthanol.
3. Vérifier la validité du bain.
4. Plonger les électrodes dans le bain sans qu'elles se touchent.
5. Brancher l'éprouvette à nickeler à la cathode (borne "-" du générateur, fil noir).

6. Brancher l'électrode de nickel pur à l'anode (borne "+" du générateur, fil rouge).
7. Porter le bain de Watt à 50 °C, ne pas dépasser 65 °C.

G.1.3.2 Accrochage de la couche de nickel

1. Allumer le générateur à courant continu.
2. A basse intensité, réglage en tension : 0,6 V. Intensité 5 mA cm⁻² pendant 2 h.
3. Si l'intensité est proche de 0,01 A, basculer sur un réglage en intensité.

G.1.3.3 Epaississement de la couche de nickel

1. Régler l'intensité à 1×10^5 mA cm⁻² pendant 2 h au minimum suivant l'épaisseur de la couche voulue.
2. Eteindre le générateur.
3. Rincer les éprouvettes à l'éthanol.
4. Passer la pièce nickelée au bac à ultrasons pendant 20 min.
5. Rincer à l'éthanol et sécher l'échantillon.

G.2 Polissage

Le tableau G.2 détaille la procédure de polissage utilisée pour la préparation des échantillons des lames. Elle se divise en une étape de pré-polissage avec des papier SiC de différents grains (toujours partir du plus gros grain vers le plus fin) et une étape de polissage avec des solutions diamantées sur des disques textiles. Entre chaque disque de polissage, il faut bien rincer l'échantillon à l'éthanol et le sécher. Il faut aussi nettoyer la tourelle à l'éthanol.

Table G.2 – Procédure de polissage pour la préparation des échantillons de lames

| Disque | Effort de la tourelle | Temps de polissage | Sens de rotation plateau/tourelle | Vitesse du du plateau | Vitesse de la tourelle | Rinçage actif |
|-------------------------------------|--------------------------|-----------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------------|------------------|
| SiC 80 | 6 lbs | 1 min 30 s | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✓ |
| SiC 180 | 6 lbs | 1 min 30 s | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✓ |
| SiC 300 | 6 lbs | 1 min 30 s | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✓ |
| SiC 600 | 6 lbs | 1 min 30 s | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✓ |
| SiC 1200 | 6 lbs | 1 min 30 s | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✓ |
| Nylon avec solution diamantée 6 µm | 5 lbs | 3 min | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✗ |
| Tissé avec solution diamantée 3 µm | 5 lbs | 3 min | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✗ |
| Feutre avec solution diamantée 1 µm | 4 lbs | 1 min | Contrarotatif | 150 rpm | 30 rpm | ✗ |

G.3 Attaque chimique

Cette étape d'attaque chimique permet de révéler la microstructure de l'échantillon. C'est une opération délicate qui repose souvent sur l'expérience de la personne la réalisant. En général, pour des aciers, l'attaque chimique se fait par bain de l'échantillon dans une solution de nital 4 % (acide nitrique dilué dans de l'éthanol) pendant environ 10 s.



Bibliographie

- [Abaqus2014] ABAQUS. *Abaqus 6.14 Analysis User's Guide*. 2014 (cf. p. 56).
- [Abdollahpoor+2015] Amir ABDOLLAHPOOR, Xiangjun CHEN, Michael P. PEREIRA, Namin XIAO et Bernard F. ROLFE. « [Sensitivity of the final properties of tailored hot stamping components to the process and material parameters](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* (2015) (cf. p. 211).
- [Abdulhay+2010] Bakri ABDULHAY, Brahim BOUROUGA et Christine DESSAIN. « [Thermal contact resistance estimation at the blank/tool interface: experimental approach to simulate the blank cooling during the hot stamping process](#) ». In : *International Journal of Material Forming* 3.3 (mar. 2010), p. 147–163 (cf. p. 9, 44, 50, 51, 55, 70, 92, 132, 135, 157, 232, 233).
- [AbdulHay2009] Bakri ABDULHAY. « Études théorique et expérimentale des aspects thermiques du procédé d'emboutissage à chaud ». 2009NANT2146. Thèse de doct. 2009, 1 vol. (212 f.) (Cf. p. 17, 44, 46, 133, 211, 221, 232, 233).
- [ADEME2014] ADEME. [Automobiles: synthèse de données 2014](#). Rapp. tech. 2014 (cf. p. 2, 3).
- [AFNOR2010] AFNOR. *Outillage de presse - Ressorts de compression à section rectangulaire - Dimensions d'encombrement et code de couleur*. NF ISO 10243. 2010 (cf. p. 128).
- [Agence Nationale de la Recherche] AGENCE NATIONALE DE LA RECHERCHE. [Matériaux et Procédés pour Produits Performants \(MATETPRO\) 2013, Projet PRICE-CAT](#) (cf. p. 8, 72).
- [Åkerström2006] Paul ÅKERSTRÖM. « Modelling and Simulation of Hot Stamping ». PhD thesis. Lulea University of Technology, 2006, p. 130 (cf. p. 117, 204).
- [Alicona Imaging GmbH] ALICONA IMAGING GMBH. [Spécification technique Alicona Infinite Focus SL](#). Page consultée le: 19/10/2017 (cf. p. 104).
- [Amiot2014] M AMIOT. « L'auto cherche son régime minceur ». In : *Les Echos* (nov. 2014), p. 20 (cf. p. 2).
- [Appert2014] Olivier APPERT. « Sur la voie d'un véhicule particulier ne consommant que 2 litres de carburant aux 100 kilomètres ». In : *Réalités industrielles* (2014) (cf. p. 2).

-
- [ArcelorMittal SAa] ARCELORMITTAL SA. *Définition des produits: a propos de nos produits*. Page consultée le : 22/05/2018 (cf. p. 4, 6).
- [ArcelorMittal SAB] ARCELORMITTAL SA. *Extrait du catalogue produits*. Page consultée le : 22/05/2018 (cf. p. 7, 16).
- [ArcelorMittal SAC] ARCELORMITTAL SA. *Extrait du catalogue produits*. Page consultée le : 10/08/2019 (cf. p. 7).
- [Attaf2003] Djelali ATTAF. « Etude et analyse de la dégradation des rayons de matrice en emboutissage ». PhD Thesis. Ecole nationale supérieure des Mines de Paris, 2003, p. 249 (cf. p. 17, 211).
- [Barrau2004] Olivier BARRAU. « Etude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud ». Thèse de doct. Institut National Polytechnique de Toulouse, 2004, p. 172 (cf. p. 9, 31, 33, 36, 37, 70, 132, 135, 146, 147, 153, 157, 215, 231).
- [Bayer+2009] A.M BAYER, T VASCO et L.R WALTON. « Wrought tool steels ». In : sous la dir. de Latrobe Steel COMPANY. 10^e éd. T. 1. ASM Handbook, 2009, p. 774–775 (cf. p. 33).
- [Bergheau+2004] Jean-Michel BERGHEAU et Roland FORTUNIER. *Simulation numérique des transferts thermiques par éléments finis*. fre. Paris : Hermes science publications Lavoisier, 2004 (cf. p. 130, 226).
- [Binder+2017] M. BINDER, F. KLOCKE et B. DOEBBELER. « An advanced numerical approach on tool wear simulation for tool and process design in metal cutting ». In : *Simulation Modelling Practice and Theory* 70 (2017), p. 65–82 (cf. p. 53).
- [Boher+2005] C. BOHER, D. ATTAF, L. PENAZZI et C. LEVAILLANT. « Wear behaviour on the radius portion of a die in deep-drawing: Identification, localisation and evolution of the surface damage ». In : *Wear* 259 (2005), p. 1097–1108 (cf. p. 17, 211).
- [Boher+2012] C. BOHER, S. LE ROUX, L. PENAZZI et C. DESSAIN. « Experimental investigation of the tribological behavior and wear mechanisms of tool steel grades in hot stamping of a high-strength boron steel ». In : *Wear* 294-295 (juil. 2012), p. 286–295 (cf. p. 9, 70, 206, 211).
- [Böhler Edelstahl GmbH2002] BÖHLER EDELSTAHL GMBH. *Catalogue produit Böhler W303 ®*. Revision en 10/2002. Oct. 2002 (cf. p. 33, 231).
- [Böhler Edelstahl GmbH2005] BÖHLER EDELSTAHL GMBH. *Catalogue produit Böhler W300 ®*. Revision en 04/2005. Mai 2005 (cf. p. 33, 231).
- [Böhler Edelstahl GmbH2010] BÖHLER EDELSTAHL GMBH. *Catalogue produit Böhler W350 ®*. Revision en 11/2010. Nov. 2010 (cf. p. 33).
- [Borsetto+2010] Francesca BORSETTO, Andrea GHIOTTI, Stefania BRUSCHI, T. STOEHR, J. LECHLER et Marion MERKLEIN. « Interlaboratory Comparison of Friction Conditions in Hot Stamping Operations ». In : *Key Engineering Materials* 438 (2010), p. 97–105 (cf. p. 42, 211).
- [Brokken+1998] D BROKKEN, W BREKELMANS et Baaijens F. « Numerical modelling of the metal blanking process ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 83 (1998), p. 192–199 (cf. p. 53).
- [Brokken+2000] D BROKKEN, W A M BREKELMANS et F P T BAAIJENS. « Predicting the shape of blanked products : a finite element approach ». In : 103 (2000), p. 51–56 (cf. p. 51).
- [Bruschi+2014] S BRUSCHI et A GHIOTTI. « Hot Stamping ». In : *Comprehensive Materials Processing*. T. 3. Elsevier, 2014. Chap. 3.03, p. 27–54 (cf. p. 6, 41, 48).

- [Canales+2017] Cristian CANALES, Bussetta PHILIPPE et Ponthot Jean PHILIPPE. « [On the numerical simulation of sheet metal blanking process](#) ». In : *International Journal of Material Forming* 10 (2017), p. 55–71 (cf. p. 55).
- [Caron+2014] Etienne J.F.R. CARON, Kyle J. DAUN et Mary a. WELLS. « [Experimental heat transfer coefficient measurements during hot forming die quenching of boron steel at high temperatures](#) ». In : *International Journal of Heat and Mass Transfer* 71 (avr. 2014), p. 396–404 (cf. p. 211).
- [Chabenat+1978] Alain CHABENAT et René MARTIN. « Découpage. Poinçonnage ». In : *Techniques de l'ingénieur*. V1. B7561. 1978, p. 27 (cf. p. 13, 14).
- [Cora+2009] Ömer Necati CORA et Muammer KOÇ. « [Experimental investigations on wear resistance characteristics of alternative die materials for stamping of advanced high-strength steels \(AHSS\)](#) ». In : *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49.12-13 (oct. 2009), p. 897–905 (cf. p. 17, 31, 211, 215).
- [Daffos2004] Christophe DAFFOS. « Endommagement des outillages de forgeage traités par nitruration: étude et modélisation ». Thèse de doct. Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, 2004, p. 198 (cf. p. 70).
- [Dautzenberg+1973] J. H. DAUTZENBERG et J. H. ZAAT. « [Quantitative determination of deformation by sliding wear](#) ». In : *Wear* 23 (1973), p. 9–19 (cf. p. 174).
- [Delagnes1998] Denis DELAGNES. « Comportement et tenue en fatigue isotherme d'aciers a outils Z 38 CDV 5 autour de la transition fatigue oligocyclique-endurance ». PhD Thesis. Ecole des Mines de Paris, 1998, p. 276 (cf. p. 9, 31, 33, 36–38, 70, 194, 215).
- [Ducamp2014] Pauline DUCAMP. « Conception: véhicules sur étagères ». In : *L'usine nouvelle* (oct. 2014), p. 34–40 (cf. p. 3).
- [Eller+2014] T.K. ELLER, L. GREVE, M.T. ANDRES, M. MEDRICKY, A. HATSCHER, V.T. MEINDERS et A.H. van den BOOGAARD. « [Plasticity and fracture modeling of quench-hardenable boron steel with tailored properties](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 214.6 (juin 2014), p. 1211–1227 (cf. p. 42, 117).
- [Falconnet+2012] E. FALCONNET, H. MAKICH, J. CHAMBERT, G. MONTEIL et P. PICART. « [Numerical and experimental analyses of punch wear in the blanking of copper alloy thin sheet](#) ». In : *Wear* 296.1-2 (2012), p. 598–606 (cf. p. 16, 52, 55, 56, 58, 63, 179).
- [Faura+1998] F. FAURA, a. GARCIA et M. ESTREMS. « [Finite element analysis of optimum clearance in the blanking process](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 80-81 (1998), p. 121–125 (cf. p. 51).
- [Feistle+2015] Martin FEISTLE, Michael KRINNINGER, Roland GOLLE et Wolfram VOLK. « [Notch Shear Cutting of Press Hardened Steels](#) ». In : *Key Engineering Materials* 639 (2015), p. 477–484 (cf. p. 210).
- [Felder2014] Eric FELDER. *Effet thermique de la mise en forme - Phénomènes superficiels*. 2014 (cf. p. 222).
- [Fredriksson+1996] G FREDRIKSSON, J BERGSTRÖM et S HOGMARK. « Fatigue resistance and surface properties of EDMed cold work tool steels ». In : *Proceedings of the 4th International Conference on Tooling: Progress in Tool Steels*. 1996, p. 445–456 (cf. p. 163, 164, 191).
- [García Aranda2004] Maria Lucia GARCÍA ARANDA. « Etude thermomécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500 ». 2004ENMP1268. Thèse de doct. 2004, 1 vol. (191 p.) (Cf. p. 44, 232).

-
- [Gaudilliere2011] Camille GAUDILLIERE. « Cisailage à grande vitesse: des essais à la simulation ». Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2011, p. 147 (cf. p. 28, 70, 130, 131).
- [Geiger+2008] M. GEIGER, M. MERKLEIN et J. LECHLER. « [Determination of tribological conditions within hot stamping](#) ». In : *Production Engineering* 2.3 (juin 2008), p. 269–276 (cf. p. 50).
- [Ghiotti+2011] a. GHIOTTI, S. BRUSCHI et F. BORSETTO. « [Tribological characteristics of high strength steel sheets under hot stamping conditions](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 211.11 (nov. 2011), p. 1694–1700 (cf. p. 211).
- [Ghiotti+2016] a. GHIOTTI, S. BRUSCHI, F. MEDEA et a. HAMASAIID. « [Tribological behavior of high thermal conductivity steels for hot stamping tools](#) ». In : *Tribology International* 97 (2016), p. 412–422 (cf. p. 31, 211).
- [Goijaerts+2001] a.M. GOIJAERTS, L.E. GOVAERT et F.P.T. BAAIJENS. « [Evaluation of ductile fracture models for different metals in blanking](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 110.3 (avr. 2001), p. 312–323 (cf. p. 53, 54).
- [Goijaerts+2002] A.M GOIJAERTS, L.E GOVAERT et F.P.T BAAIJENS. « [Experimental and Numerical Investigation on the Influence of Process Speed on the Blanking Process](#) ». In : *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 124 (mai 2002), p. 416–419 (cf. p. 27).
- [Goijaerts1999] A. M. GOIJAERTS. « Prediction of Ductile Fracture in Metal Blanking ». Phd Thesis. Technische Universiteit Eindhoven, 1999, p. 111 (cf. p. 53).
- [Grigorieva2010] Raisa GRIGORIEVA. « Etude des transformations de phases dans le revêtement Al-Si lors d'un recuit d'austénitisation ». Thèse de doct. Institut National Polytechnique de Lorraine, 2010, p. 140 (cf. p. 25, 40–42, 86).
- [Hambli+2003] Ridha HAMBLI et Fabrice GUERIN. « [Application of a neural network for optimum clearance prediction in sheet metal blanking processes](#) ». In : *Finite Elements in Analysis and Design* 39.11 (août 2003), p. 1039–1052 (cf. p. 51).
- [Hambli1996] Ridha HAMBLI. « Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé ». Thèse de doct. Ecole nationale supérieure d'Arts et Métiers d'Angers, 1996 (cf. p. 15, 26, 53, 54, 56, 68, 124, 125).
- [Hambli2001a] Ridha HAMBLI. « [Blanking tool wear modeling using the finite element method](#) ». In : *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 41.12 (sept. 2001), p. 1815–1829 (cf. p. 9, 50, 52, 54, 55, 58, 63, 66, 67, 70, 102, 106, 108, 134, 179, 233).
- [Hambli2001b] Ridha HAMBLI. « [Comparison between Lemaitre and Gurson damage models in crack growth simulation during blanking process](#) ». In : *International Journal of Mechanical Sciences* 43.12 (déc. 2001), p. 2769–2790 (cf. p. 56).
- [Hambli2002] Ridha HAMBLI. « [Prediction of burr height formation in blanking processes using neural network](#) ». In : *International Journal of Mechanical Sciences* 44.10 (oct. 2002), p. 2089–2102 (cf. p. 51).
- [Hambli2012] Ridha HAMBLI. *Modélisation et simulation du découpage des tôles*. 2012 (cf. p. 39, 52–54, 56).
- [Han+2016] Xianhong HAN, Kun YANG, Yanan DING, Shulin TAN et Jun CHEN. « [Numerical and experimental investigations on mechanical trimming process for hot stamped ultra-high strength parts](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* (2016) (cf. p. 17, 210).

- [Handbook2016] ASM HANDBOOK. *ASM handbook. Volume 3. Alloy phase diagrams / prepared under the direction of the ASM International Alloy Phase Diagram and Handbook Committees ; Volume editor : Hiroaki Okamoto,... [et al.]* eng. ASM handbook v.3. Materials Park, Ohio : ASM International, 2016 (cf. p. 40, 156).
- [Hardell+2008] J. HARDELL, E. KASSFELDT et B. PRAKASH. « Friction and wear behaviour of high strength boron steel at elevated temperatures of up to 800°C ». In : *Wear* 264.9-10 (avr. 2008), p. 788–799 (cf. p. 211).
- [Hartley+2006] P. HARTLEY et I. PILLINGER. « Numerical simulation of the forging process ». In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 195.48-49 (2006), p. 6676–6690 (cf. p. 53).
- [Hernández+2006] J.J. HERNÁNDEZ, P. FRANCO, M. ESTREMS et F. FAURA. « Modelling and experimental analysis of the effects of tool wear on form errors in stainless steel blanking ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 180.1-3 (déc. 2006), p. 143–150 (cf. p. 210).
- [Hielscher2009] Christian HIELSCHER. *Dispositif d'emboutissage à chaud, de trempe sous presse et découpe d'un demi-produit en acier trempable*. FR 2 934 280 A1. 2009 (cf. p. 8, 13, 14).
- [Hildenwall1979] B HILDENWALL. « Prediction of the residual stresses created during quenching ». Thèse de doct. Linköping studies in science et technology, 1979 (cf. p. 33).
- [Hirsch+2011] M. HIRSCH, B. KRÖNAUER, R. GOLLE, Hartmut HOFFMANN, Matthias GOLLE et Gerhard JESNER. « Innovative Tools and Tool Steels for the Blanking of Press-Hardened Ultra High-Strength Manganese-Boron Steels ». In : *Advanced Materials Research* 264-265 (juin 2011), p. 123–128 (cf. p. 17, 210).
- [Hirsch2004] J HIRSCH. « Automotive Trends in Aluminium-The European Perspective ». In : *Materials Forum* 28 (2004), p. 15–23 (cf. p. 2).
- [Höglman2004] Berne HÖGLMAN. « Punching tests of EHS- and UHS-steel sheet ». In : *International conference on Recent Advances in Manufacture & Use of Tools & Dies and Stamping of Steel Sheets*. Sous la dir. de Nader ASNAFI. Olofström, Suède, 2004 (cf. p. 17, 31, 78, 210, 215).
- [Hu+2015] Ping HU, Dongyong SHI, Liang YING, Guozhe SHEN et Wenquan LIU. « The finite element analysis of ductile damage during hot stamping of 22MnB5 steel ». In : *Materials & Design* 69 (jan. 2015), p. 141–152 (cf. p. 46–48, 211).
- [Jain1990] Vinod K. JAIN. « Determination of heat transfer coefficient for forging applications ». In : *Journal of Materials Shaping Technology* 8.3 (1990), p. 193–202 (cf. p. 50, 51).
- [Jean1999] Sylvain JEAN. « Méthodologie d'exploitation mécanique et microstructurale d'un essai de fatigue thermique: application à l'étude du faïencage d'un acier pour outil de forge à chaud ». Thèse de doct. Institut National Polytechnique de Toulouse, 1999, p. 297 (cf. p. 33, 70, 132, 135, 231).
- [Jeannin2016] Thomas JEANNIN. « Contribution à la compréhension de la relation entre les paramètres de découpe et l'usure des outils ». PhD thesis. Université de Franche-Comté, 2016, p. 180 (cf. p. 16).
- [Johnson+1967] W JOHNSON et R.A.C SLATER. « A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures ». In : *Proceedings of the international conference of manufacturing technology*. 1967, p. 825–851 (cf. p. 23, 24, 27, 68, 118, 133, 145).

-
- [Johnson+1968] W JOHNSON et F.W TRAVIS. « High speed blanking of steel ». In : *Engineering Plasticity* (1968), p. 385–400 (cf. p. 28).
- [Karbasian+2010] H. KARBASIAN et A. E. TEKKAYA. « [A review on hot stamping](#) ». In : 210.15 (nov. 2010), p. 2103–2118 (cf. p. 6–8, 13, 31, 41, 47, 49, 50, 55, 70, 72, 110, 206).
- [Kaza2010] Guy KAZA. « 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 ». PhD Thesis. Université Toulouse 3 Paul Sabatier, 2010, p. 198 (cf. p. 50, 51, 55, 70, 211).
- [Ko+1997] Dae-Cheol KO, Byung-Min KIM et Jae-Chan CHOI. « [Finite-element simulation of the shear process using the element-kill method](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 72 (1997), p. 129–140 (cf. p. 54).
- [Komori2001] Kazutake KOMORI. « [Simulation of shearing by node separation method](#) ». In : *Computers & Structures* 79.2 (2001), p. 197–207 (cf. p. 53, 54).
- [Komori2013] Kazutake KOMORI. « [Simulation of crack arrest in blanking using the node separation method](#) ». In : *International Journal of Mechanical Sciences* 68 (2013), p. 150–159 (cf. p. 54).
- [Kondratiuk+2011] Jens KONDRATIUK et Patrick KUHN. « [Tribological investigation on friction and wear behaviour of coatings for hot sheet metal forming](#) ». In : *Wear* 270.11-12 (mai 2011), p. 839–849 (cf. p. 17, 211).
- [Lair1997] Patrick LAIR. « Identification des conditions aux limites thermiques par utilisation d'une méthode inverse non linéaire de conduction de la chaleur: application au matriçage ». Thèse de doct. Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, 1997, p. 192 (cf. p. 33, 132, 135, 231).
- [Lara+2013] A. LARA, I. PICAS et D. CASELLAS. « [Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 213.11 (nov. 2013), p. 1908–1919 (cf. p. 77, 109).
- [Laurent+2001] Jean-Pierre LAURENT, Jean-Paul HENNECHART, Dominique SPEHNER et Jacques DEVROC. *Coated hot- and cold-rolled steel sheet comprising a very high resistance after thermal treatment*. US 6,296,805 B1. 2001 (cf. p. 5, 39, 40, 134).
- [Lemaitre+2009] Jean LEMAITRE, Jean-Louis CHABOCHE, Ahmed BENALLAL et Rodrigue DESMORAT. *Mécanique des Matériaux solides*. 3^e éd. Dunod, 2009, p. 599 (cf. p. 28–30, 37, 54, 131, 205, 232).
- [Lemaitre1985] Jean LEMAITRE. « Coupled elasto-plasticity and damage constitutive equations ». In : *Computer methods in applied mechanics and engineering* 51 (1985), p. 31–49 (cf. p. 48).
- [Lévêque1996] Robert LÉVÊQUE. « Données numériques sur les aciers à outils ». In : *Techniques de l'ingénieur*. T. M2 II. M332. 1996 (cf. p. 33).
- [Lévêque2013] Robert LEVÊQUE. « Guide de choix des traitements thermiques des aciers à outils ». In : *Techniques de l'ingénieur*. V7. M1137. 2013 (cf. p. 217).
- [Lévêque2013a] Robert LÉVÊQUE. « Aciers à outils: données numérique normalisées ». In : *Techniques de l'ingénieur*. M4590. 2013 (cf. p. 16, 31, 33).
- [Lévêque2013b] Robert LÉVÊQUE. « Aciers à outils: données numériques non normalisées ». In : *Techniques de l'ingénieur*. M4591. 2013 (cf. p. 32, 38, 216).
- [Lévêque2013c] Robert LÉVÊQUE. « Aciers à outils: mise en œuvre ». In : *Techniques de l'ingénieur*. M4587. 2013 (cf. p. 16, 33, 231).

- [Luo1997] S Y LUO. « Studies on the wear conditions and the sheared edges in punching ». In : *Wear* 208 (1997), p. 81–90 (cf. p. 17, 58, 59, 100, 210).
- [Luo1999] S.Y LUO. « [Effect of the geometry and the surface treatment of punching tools on the tool life and wear conditions in the piercing of thick steel plate](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 88.1-3 (avr. 1999), p. 122–133 (cf. p. 59, 63, 179).
- [Mackensen+2010] A. MACKENSEN, M. GOLLE, R. GOLLE et H. HOFFMANN. « [Experimental investigation of the cutting force reduction during the blanking operation of AHSS sheet materials](#) ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59.1 (jan. 2010), p. 283–286 (cf. p. 29, 30).
- [Maeda+1967] Teizo. MAEDA et Kenichi MATSUNO. « Wear on Shearing tools (Wear on Cutting Edges of Blanking Tool for Square Parts) ». In : *The Japan Society of Mechanical Engineers* 10.37 (1967) (cf. p. 58, 210).
- [Maillard1991] André MAILLARD. « Étude expérimentale et théorique du découpage ». 1991COMP429. Thèse de doct. 1991, 1 vol. (150 p.) (Cf. p. 22, 66–69, 96, 102, 179).
- [Maillard2009] André MAILLARD. « Découpage des tôles à la presse ». In : *Techniques de l'ingénieur*. bm7500. 2009, p. 21 (cf. p. 6, 13–19, 21, 22, 26, 27, 47, 56, 62, 65, 66, 69, 77, 91, 95, 102, 108, 109, 115, 121, 133, 148, 179, 195, 196).
- [Mair+2013] Josef MAIR, Robert CANTI, Roland GOLLE, Wolfram VOLK et Hartmut HOFFMANN. « [Dynamic Strength Behaviour of Punch Connections in Shear Cutting Processes](#) ». In : *Key Engineering Materials* 549 (avr. 2013), p. 262–269 (cf. p. 17, 210).
- [Makich2011] Hamid MAKICH. « Etude théorique et expérimentale de l'usure des outils de découpe; Influence sur la qualité des pièces découpées ». PhD Thesis. U.F.R des Sciences et Techniques de l'université de Franche-Comté, 2011, p. 230 (cf. p. 16, 53–55, 63, 70, 103, 179, 210).
- [Mebarki2003] Nadia MEBARKI. « Relation microstructure - propriétés mécaniques d'aciers martensitiques revenus destinés aux outillages de mise en forme d'alliages légers ». Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003, p. 181 (cf. p. 9, 31, 32, 37, 70, 198, 215, 217).
- [Meng+1995] H C MENG et K C LUDEMA. « Wear models and predictive equations: their form and content ». In : *Wear* 181-183 (1995), p. 443–457 (cf. p. 55).
- [Merklein+2006] M. MERKLEIN et J. LECHLER. « [Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 177.1-3 (juil. 2006), p. 452–455 (cf. p. 9, 46, 47, 70, 133, 145, 147).
- [Merklein+2007] Marion MERKLEIN, Jürgen LECHER, Vera GÖDEL, Stefania BRUSCHI, Andrea GHIOTTI et Alberto TURETTA. « [Mechanical properties and plastic anisotropy of the quenchable high strength steel 22MnB5 at elevated temperatures](#) ». In : *Key Engineering Materials* 344 (2007), p. 79–86 (cf. p. 46, 70).
- [Merklein+2015] Marion MERKLEIN, Michael WIELAND, Michael LECHNER, Stefania BRUSCHI et Andrea GHIOTTI. « [Hot Stamping of Boron Steel Sheets with Tailored Properties: a Review](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 228 (2015), p. 11–24 (cf. p. 6, 31, 41, 50, 55, 70, 72).
- [Miles2004] R MILES. « Combating Snapthrough ». In : *Metal forming magazine* (2004) (cf. p. 19, 20, 86, 121, 156).

-
- [Monteil+2008] Guy MONTEIL, Fabien GRÉBAN et Xavier ROIZARD. « [In situ punch wear measurement in a blanking tool, by means of thin layer activation](#) ». In : *Wear* 265.5-6 (août 2008), p. 626–633 (cf. p. 210).
- [Mori+2008] K. MORI, S. SAITO et S. MAKI. « [Warm and hot punching of ultra high strength steel sheet](#) ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 57.1 (jan. 2008), p. 321–324 (cf. p. 17, 23, 68, 210).
- [Mori+2012] K. MORI, T. MAENO et S. FUZISAKA. « [Punching of ultra-high strength steel sheets using local resistance heating of shearing zone](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 212.2 (fév. 2012), p. 534–540 (cf. p. 23, 26).
- [Naderi2007] Malek NADERI. « Hot Stamping of Ultra High Strength Steels ». PhD Thesis. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2007 (cf. p. 211).
- [Norrbottens Järnverk1974] AB NORRBOTTENS JÄRNVERK. *Manufacturing a hardened steel article*. GB 1 490 535. 1974 (cf. p. 5, 39, 40).
- [Nothhaft+2012] Katrin NOTHHAFT, Jounghsik SUH, Matthias GOLLE, Ingrid PICAS, Daniel CASELLAS et Wolfram VOLK. « [Shear cutting of press hardened steel: influence of punch chamfer on process forces, tool stresses and sheared edge qualities](#) ». In : *Production Engineering* 6.4-5 (juil. 2012), p. 413–420 (cf. p. 15, 26, 51–57, 70, 124, 132, 137, 142, 147, 157, 199, 202).
- [Nothhaft2014] Katrin NOTHHAFT. « Scherschneiden höchstfester Blechwerkstoffe im offenen Schnitt ». Thèse de doct. Technischen Universität München, 2014, p. 149 (cf. p. 17, 19, 27, 39, 52, 56, 60, 61, 63–66, 69, 102, 105–108, 111, 130, 133, 142, 179, 184, 210).
- [Olsson+2004] D.D. OLSSON, N BAY et J.L. ANDREASEN. « Studies of lubricants and punch design in punching of stainless steel ». In : *Recent Advances in Manufacture & Use of Tools & Dies and Stamping of Steel Sheets*. Olofström, Suède, 2004, p. 123–138 (cf. p. 191–193).
- [Oudin2001] Alexis OUDIN. « Thermo-Mechanical Fatigue of Hot Work Tool Steels. Fatigue Thermo-Mécanique d’Aciers pour Outils de Travail à Chaud ». Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001, p. 348 (cf. p. 33, 70).
- [Pelcastre+2013] L. PELCASTRE, J. HARDELL et B. PRAKASH. « [Galling mechanisms during interaction of tool steel and Al-Si coated ultra-high strength steel at elevated temperature](#) ». In : *Tribology International* 67 (nov. 2013), p. 263–271 (cf. p. 9, 211).
- [Pelcastre+2016] Leonardo PELCASTRE, Jens HARDELL, Anthony ROLLAND et Braham PRAKASH. « [Influence of microstructural evolution of Al-Si coated UHSS on its tribological behaviour against tool steel at elevated temperatures](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 228 (2016), p. 117–124 (cf. p. 9, 43).
- [Picas2012] Ingrid PICAS. « Mechanical behaviour of tools for shearing Ultra High Strength Steels: influence of the microstructure on fracture and fatigue micro-mechanism of tool steels and evaluation of micro-mechanical damage in tools ». Thèse de doct. Universitat politècnica de Catalunya BarcelonaTech, 2012, p. 374 (cf. p. 17, 26, 39, 51, 52, 60, 63, 69, 70, 100, 130, 133, 179, 199, 210).
- [Pleterski+2011] Matej PLETESKI, Tadej MUHIČ, Bojan PODGORNIK et Janez TUŠEK. « [Blanking punch life improvement by laser cladding](#) ». In : *Engineering Failure Analysis* 18.6 (2011), p. 1527–1537 (cf. p. 210).
- [Preveraud2014] J.F. PREVERAUD. « Allègement: l’acier n’a pas dit son dernier mot ». In : *Industrie et Technologie* (2014) (cf. p. 2, 3).

- [Rachik+2002] M. RACHIK, J. M. ROELANDT et A. MAILLARD. « [Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 128.1-3 (2002), p. 256–265 (cf. p. 53, 54).
- [Rachik+2003] M RACHIK, J.M ROELANDT et A MAILLARD. « Numerical Simulation of Sheet Metal Blanking, Predicting the Shape of the Cut Edge ». In : 233-236 (2003), p. 329–334 (cf. p. 56, 131, 227).
- [Ramde2010] Souleymane RAMDE. « Simulation numerique d’une opération de découpage et méthodologie de calcul pour optimiser la qualité de la pièce découpée et les sollicitations de l’outillage ». Thèse de doct. Université Toulouse III Paul Sabatier, 2010 (cf. p. 15, 16, 26, 52–55, 129, 210, 229).
- [Saanouni+2010] K. SAANOUNI, N. BELAMRI et P. AUTESSERRE. « [Finite element simulation of 3D sheet metal guillotining using advanced fully coupled elastoplastic-damage constitutive equations](#) ». In : *Finite Elements in Analysis and Design* 46.7 (juil. 2010), p. 535–550 (cf. p. 15, 29, 30, 39, 51–57, 130, 132, 133).
- [Saanouni2012] Khémais SAANOUNI. *Damage mechanics in metal forming : advanced modeling and numerical simulation*. ISTE Wiley, 2012 (cf. p. 131).
- [Salem2009] M. SALEM. « Etude de l’endommagement par fatigue thermique des moules de fonderie sous pression d’aluminium: effet de l’interaction avec l’aluminisation et l’oxydation ». PhD Thesis. Université de Toulouse 3 Paul Sabatier, 2009, p. 296 (cf. p. 9, 31, 33, 70, 215, 231).
- [Sergejev+2011] Fjodor SERGEJEV, Priidu PEETSALU, Alina SIVITSKI, Mart SAARNA et Eron ADOBERG. « [Surface fatigue and wear of PVD coated punches during fine blanking operation](#) ». In : *Engineering Failure Analysis* 18.7 (oct. 2011), p. 1689–1697 (cf. p. 210).
- [Shapiro2009] Arthur B SHAPIRO. « Using LS-Dyna for Hot Stamping ». In : *7th European LS-DYNA Conference*. 2. 2009, p. 9 (cf. p. 44, 46, 132, 135, 233).
- [So+2008] Hyunwoo SO et Hartmut HOFFMANN. « Design of Hot Stamping Tools and Blanking Strategies of Ultra High Strength Steels ». In : *EKC2008 Proceedings of the EU-Korea Conference on Science and Technology - Springer Proceedings in Physics Volume 124*, 2008, pp 315–325 (cf. p. 15, 23, 68).
- [So+2012] Hyunwoo SO, Dennis FASSMANN, Hartmut HOFFMANN, Roland GOLLE et Mirko SCHAPER. « [An investigation of the blanking process of the quenchable boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 212.2 (fév. 2012), p. 437–449 (cf. p. 14, 19, 23–27, 48, 52, 68, 115, 202).
- [So2015] Hyunwoo SO. « Scherschneiden von Mangan-Bor-Stählen unter Temperatureinfluss ». Thèse de doct. Technischen Universität München, 2015, p. 161 (cf. p. 17, 19, 21, 23, 27, 28, 30, 39, 44, 46–56, 60, 61, 63, 68–70, 80, 81, 83, 108, 110, 115, 118–121, 123, 124, 149, 150, 155, 156, 188, 197, 199, 210, 232, 233).
- [Subramonian2013] SUBRAMONIAN. « Improvement of punch and die life and part quality in blanking of miniature parts ». Thèse de doct. The Ohio State University, 2013 (cf. p. 210).
- [TC SA2017] TC SA. *Traité de thermométrie par thermocouple et résistance*. 2017 (cf. p. 91).
- [Tilby1983] Michel TILBY. « Découpage fin ». In : *Techniques de l’ingénieur*. V1. B7564. 1983, p. 19 (cf. p. 14).

-
- [Torres+2013] Hector TORRES, Markus VARGA, Karl ADAM et Ewald BADISCH. « [Wear phenomena in high temperature sheet shearing blades](#) ». In : *Wear* 306.1-2 (août 2013), p. 10–16 (cf. p. 17, 61, 62, 68–70, 100, 132, 135, 199, 210).
- [Torres+2015] H. TORRES, D. HORWATITSCH, M. VARGA, M. SCHUSTER, K. ADAM et M. RODRÍGUEZ RIPOLL. « [Hot shearing processes: Correlation of numerical simulation with real wear phenomena](#) ». In : *Tribology International* 82 (2015), p. 514–524 (cf. p. 51–57, 61, 68, 70, 92, 203, 222, 233).
- [Touache2006] Abdelhaïd TOUACHE. « Contribution à la caractérisation et à la modélisation de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement en découpage de tôles minces ». PhD thesis. U.F.R des sciences et techniques de l'université de Franche-Comté, 2006 (cf. p. 52).
- [Turetta2008] Alberto TURETTA. « Investigation of thermal, mechanical, and microstructural properties of quenchable high strength steels in hot stamping operations ». phd Thesis. Università degli studi di Padova, 2008, p. 170 (cf. p. 44, 46, 233).
- [Uddeholm AB2013] UDDEHOLM AB. *Catalogue produit Uddeholm Orvar supreme* ®. edition 8 revision en 09/2013. Sept. 2013 (cf. p. 9, 31–33, 36, 37, 69, 141, 152).
- [Uddeholm AB2016] UDDEHOLM AB. *Uddeholm Caldie* ® product catalogue. edition 14 revised in 09/2016. Sept. 2016 (cf. p. 9, 31–33, 70, 141).
- [UE2007] Conseil UE. *Règlement (CE) No 715/2007 du parlement européen et du conseil du 20 juin 2007 relatif à la réception des véhicules à moteur au regard des émissions des véhicules particuliers et utilitaires légers (Euro 5 et Euro 6) et aux informations sur la réparation*. 2007 (cf. p. 2).
- [UE2009] Conseil UE. [Règlement \(CE\) No 443/2009 du parlement européen et du conseil du 23 avril 2009 établissant des normes de performance en matière d'émissions pour les voitures particulières neuves dans le cadre de l'approche intégrée de la Communauté visant à réduire les émissions de CO₂ des véhicules légers](#). 2009 (cf. p. 2).
- [UE2014a] Conseil UE. *Décision d'exécution de la commission du 30 octobre 2014 confirmant ou modifiant les émissions spécifiques moyennes de CO₂ et les objectifs d'émissions spécifiques concernant les constructeurs de voitures particulières pour l'année civile 2013, en application du règlement (CE) No 443/2009 du Parlement européen et du Conseil*. 2014 (cf. p. 2).
- [UE2014b] Conseil UE. *Règlement (UE) n° 136/2014 de la commission du 11 février 2014 modifiant la directive 2007/46/CE du Parlement européen et du Conseil, le règlement (CE) n° 692/2008 de la Commission en ce qui concerne les émissions des véhicules particuliers et utilitaires légers (Euro 5 et Euro 6) et le règlement (UE) No 582/2011 de la Commission en ce qui concerne les émissions des véhicules utilitaires lourds (Euro VI)*. 2014 (cf. p. 2).
- [Velay2003] Vincent VELAY. « Modélisation du comportement cyclique et de la durée de vie d'aciers à outils martensitiques ». PhD thesis. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003, p. 220 (cf. p. 9, 31, 33, 36, 37, 39, 70, 132, 135, 146, 147, 215, 231, 232).
- [Viale+2011] Dominique VIALE, Ravir BHATNAGAR, Guy BARON, Perrine JOUSSERAND et M GOMEZ. « Optimization of stamping tools to process very high strength steels ; comparison of cold work tool steels ». In : *Great Designs in Steel Seminar*. 2011 (cf. p. 17, 210).
- [Wieland+2010] Michael WIELAND et Marion MERKLEIN. « [Characterization of Heat Transfer Coefficients of Tool Materials and Tool Coatings for Hot Stamping of](#)

[Boron-Manganese Steels »](#). In : *Key Engineering Materials* 438 (mai 2010), p. 81–88 (cf. p. 50, 55, 211).

Résumé

Compréhension des mécanismes de dégradation des outils de découpage à chaud de tôles d'acier trempant au bore-manganèse

Les constructeurs automobiles utilisent des aciers auto-trempant à haute résistance au bore manganèse (22MnB5) pour des questions de sécurité et environnementale. La mise en forme à chaud de tôles constituées de cet acier impose aux outillages des contraintes mécaniques sévères et un échauffement intense. L'intégration d'une fonction de cisailage sous presse à suivre permet de répondre à des problématiques de rentabilité de production, mais les lames sont confrontées à des problèmes similaires de durabilité. L'objectif de cette thèse est de comprendre la dégradation des outils de cisailage à chaud afin de proposer des guides de choix de matériaux d'outil (X38CrMoV5-3 ou X70CrMoV5-2) et de paramètres du procédé. Cela requiert l'estimation des sollicitations mécaniques et thermiques dans la partie active de l'outil. La méthodologie développée passe par quatre étapes : une recherche bibliographique, des essais de cisailage à chaud sur un module spécifique du pilote MEFISTO de l'ICA, le développement d'un modèle thermomécanique éléments finis de l'opération et des analyses des microstructures. Un état de l'art portant sur la définition de l'opération de découpage de tôles, sur les propriétés physiques et mécaniques du matériau de tôle et des lames, le comportement à l'interface tôle/outil et sur les techniques permettant de simuler le découpage a été proposé. Des essais sur le module de découpage ont permis d'accéder à des résultats d'effort et des observations des endommagements des lames de cisailage. Ces informations sont utilisées pour valider le modèle de calcul éléments finis. Ce modèle montre que les contraintes mécaniques sont locales, intenses et se déplacent dans l'arête de coupe. De plus, l'échauffement de l'outil engendre une température de surface proche des températures de revenu des matériaux d'outil. La comparaison des résultats de simulation numérique et de l'étude expérimentale permettront de comprendre le lien entre les dégradations observées et les sollicitations thermomécaniques.

MOTS-CLÉS : Cisailage à chaud, Méthode des éléments finis, Mécanismes d'endommagement, Analyse thermomécanique, Outillages

Abstract

Understanding of the tools degradation mechanisms in hot cutting of tempered boron manganese steel blanks

Car manufacturers are building using a self hardening high strength boron steel (22MnB5) for safety and environmental concerns. But the shaping of sheets made of these kind of steel imposes on tools severe mechanical stresses and strong thermal transfer. The integration of a blanking function in transfer presses is a response to reach high profitability, but blades are subjected to the same durability problems. The aim of this thesis is to understand how hot blanking tools are wearing in order to give to manufacturers tool material guidelines (X38CrMoV5-3 or X70CrMoV5-2) and process parameters guidelines. To do so, an estimation of mechanical stresses and thermal solicitation is required. The methodology is based on four steps: literature search, hot blanking trials on a specific module of ICA laboratory industrial pilot MEFISTO, finite element simulations of the operation, and microstructural analysis. The state of art is focused on the description of the operation, the physical and mechanical properties of the blank material and tools materials, the blank/tool interface behavior, and the techniques used simulate the hot blanking process. Trials on the hot blanking module provided blanking force and observations of worn blades. These informations are needed to validate the finite element model. This model shows that mechanical stresses are local, intense and slides in the blade cutting edge. Moreover, the blade heating generates a surface temperature close to tool steel tempering temperature. Experimental results compared to numerical ones allows to understand the link between thermo-mechanical stresses and how the damage occurs.

KEYWORDS : Hot blanking tests, Finite Element Analysis, Damage mechanism, Thermomechanical analysis, Tooling