



Etude de l'endommagement et du comportement en fatigue des aciers à outils

Manel Baccar

► To cite this version:

Manel Baccar. Etude de l'endommagement et du comportement en fatigue des aciers à outils. Matériaux. Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, 2014. Français. NNT : 2014EMAC0001 . tel-02089681

HAL Id: tel-02089681

<https://theses.hal.science/tel-02089681>

Submitted on 4 Apr 2019

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

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



THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

École Nationale Supérieure des Mines d'Albi-Carmaux conjointement avec l'INP Toulouse

Présentée et soutenue par :

Manel BACCAR

le jeudi 20 mars 2014

Titre :

Etude de l'endommagement et du comportement
en fatigue des aciers à outils

"Thèse confidentielle"

École doctorale et discipline ou spécialité :

ED MEGEP : Génie mécanique, mécanique des matériaux

Unité de recherche :

Institut Clément Ader, site de l'Ecole des Mines d'Albi-Carmaux

Directeur(s) de Thèse :

Farhad REZAI-ARIA

Jury :

Thierry PALIN-LUC, Pr., I2M - Arts et Métiers ParisTech-Bordeaux, Rapporteur
Christine SARRAZIN-BAUDOUX, Pr., Dr. PPrime, ENSMA-Futuroscope, Rapporteur
Jean-Bernard VOGT, Pr., UMET-Université Lille 1-Villeneuve d'Ascq, Président
Vincent VELAY, M.A., ICA - Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, Examineur
Catherine MABRU, Pr., ICA-ISAE Toulouse, Examineur
Farhad REZAI-ARIA, Pr., ICA-Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, Directeur
Nader HADDAR, HDR, ENIS-Sfax, Invité
Anwar HAMASAIID, Dr. Ing. Société ROVALMA S.A. Barcelone, Invité

Remerciements

Je souhaite tout d'abord remercier Monsieur Farhad REZAI-ARIA pour m'avoir accueilli et m'avoir offert l'opportunité de mener cette thèse. Je lui exprime toute ma gratitude pour avoir dirigé ma thèse. Je lui adresse l'expression de ma reconnaissance pour les nombreuses discussions fructueuses qui ont permis de faire avancer ce travail. Son soutien, sa patience et l'intérêt qu'il porta à l'étude.

Je remercie vivement Monsieur Vincent VELAY et Madame Catherine MABRU pour avoir co-encadré cette thèse. Je leur suis très reconnaissante pour la rigueur avec laquelle ils ont analysé mes travaux. Leurs conseils, leurs disponibilités et leurs soutiens ont grandement contribué à ce que cette étude constitue un ensemble riche et cohérent.

Je remercie Monsieur Jean-Bernard VOGT pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant de prendre part à ce jury et le présider.

J'adresse mes plus vifs remerciements à Madame Christine SARRAZIN-BAUDOUX ainsi qu'à Monsieur Thierry PALIN-LUC pour avoir accepté de porter la critique sur ce travail en tant que rapporteurs.

Je remercie également Messieurs Nader HADDAR, Anwar HAMASAIID et Gilles DUSSEYRE d'avoir accepté d'être parmi les membres de jury de thèse et pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à l'égard de mes travaux.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à Mehdi SALEM pour sa disponibilité, son soutien et sa contribution dans les réflexions de mon travail. Je veux également remercier Masood SHAH d'avoir participé à l'encadrement durant mon stage de Master au centre Clément Ader et pour le temps qu'il a consacré à me former sur la réalisation des essais de fatigue.

J'ai eu également le plaisir de travailler avec Anwar HAMASAIID et Gilles DUSSEYRE qui ont des compétences dans le domaine de la thermique et avec lesquels j'ai eu des échanges constructifs.

J'adresse mes remerciements à Laurent ROBERT pour le temps qu'il a accordé pour l'amélioration apportée à la technique d'observation des essais ainsi que la méthode de corrélation d'images utilisée.

Je remercie Serge TOVAR pour avoir fait les analyses MEB, Thomas PAPAIX pour avoir réalisé les essais de fatigue oligocyclique, Jean-Michel MOUYS et Didier ADE pour leurs contributions dans la mise en place des bancs d'essai.

Je remercie également tous ceux et toutes celles qui ont contribué à rendre si agréables ces années de thèse. Je pense particulièrement à mes collègues, leur soutien moral dans les moments difficiles m'a toujours donné un nouveau souffle pour continuer à travailler.

Enfin, je dédicace ce travail à ma famille, leur amour, leur soutien et leur patience m'ont été d'un grand secours. C'est à eux que je dois ce que je suis aujourd'hui.

Etude de l'endommagement et du comportement en fatigue des aciers à outils

Résumé : Les outillages de mise en forme à chaud sont soumis à des sollicitations thermomécaniques transitoires. Ils sont donc confrontés à la fissuration par fatigue. Le but de ce travail est d'étudier le comportement et la durée de vie en fatigue des aciers d'outillage, notamment leurs résistances à la propagation de fissure. Dans un premier temps, les chargements thermiques imposés aux outillages de fonderie sous pression de magnésium et d'emboutissage à chaud ont été évalués. Ensuite, le comportement et la durée de vie de l'acier à haute conductivité thermique HDC1 ont été étudiés et comparés à l'acier AISI H11 (acier de référence) en fonction de la température. L'acier HDC1 présente un adoucissement cyclique stable à 20°C et 300°C. Par contre, l'intensité d'adoucissement est plus importante à hautes températures. La durée de vie a été étudiée en utilisant les lois de Manson-Coffin et de Basquin. A hautes températures, l'oxydation devient un mécanisme d'endommagement primordial pour l'acier HDC1 et provoque des durées de vie plus courtes que celles observées sur l'acier AISI H11. La résistance à la propagation de fissure de fatigue a été déterminée dans des aciers à la température ambiante par le biais de critères : l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte (ΔK) et l'amplitude d'ouverture en pointe de fissure ($\Delta CTOD$). La méthode de corrélation d'images a permis de mesurer (ΔCOD) et d'évaluer ($\Delta CTOD$). L'ensemble de ces résultats a permis de mettre en évidence l'effet de fermeture de fissure et le comportement plastique en pointe de fissure. $\Delta CTOD$ présente un bon critère pour rationaliser la propagation de fissure dans les aciers étudiés. Enfin, la simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue a été menée dans l'acier AISI H11 à 600°C par la méthode de relâchement des nœuds en éléments finis. L'effet des modèles de comportement monotone (élastoplastique) et cyclique (élastoviscoplastique) a été étudié sur le calcul de l'ouverture de fissure et la plasticité en pointe de fissure. L'influence du modèle de comportement est faible sur le calcul de l'amplitude d'ouverture de fissure ΔCOD , du fait d'une plasticité confinée en pointe de fissure. Alors que, le modèle de comportement cyclique est mieux adapté pour décrire la plasticité en pointe de fissure.

Mots clés : Fatigue oligocyclique à haute température, Propagation de fissure en fatigue, Comportement cyclique, Durée de vie, Aciers à outils pour travail à chaud, Chargements thermiques, Ouverture de fissure, Corrélation d'images, Plasticité en pointe de fissure

Damage and behaviour assessments of the tool steels

Abstract : Hot metal forming tools are subjected to cyclic thermomechanical loading and damage by complex fatigue/wear/oxidation interactions. Thermal solicitations were measured on high pressure die casting and hot stamping processes. Based on thermal measurements, the isothermal fatigue behaviour and lifetime of a new high conductivity steel HDC1 were investigated at different temperatures and strain amplitude then compared to AISI H11 steel. As AISI H11, continue cyclic softening was observed in HDC1 at all temperatures. The Manson-Coffin and Basquin laws were used for life prediction models under different temperatures. It was observed that the fatigue/oxidation interaction was a principal damage mechanism of the HDC1 steel at high temperature. Fatigue crack propagation in steels was investigated at room temperature in SENT specimens. A digital image correlation technique was used to evaluate crack opening (ΔCOD) and crack tip opening displacement ($\Delta CTOD$) ranges. Crack growth rate were investigated using ΔK (Paris law) and $\Delta CTOD$ criteria. It was observed that the cyclic crack tip plasticity control the crack propagation resistance. Crack closure could be evaluated by $\Delta CTOD$. Finite element method by debond technique was used to model the crack propagation of AISI H11 at 600°C using both monotonic elasto-plastic (EP) and cyclic elasto-viscoplastic (EVP) constitutive laws materials. The comparison of ΔCOD calculated and measured had shown that monotonic EP and cyclic EVP had no significant effect on the ΔCOD , mainly due to the small-scale yielding conditions. It is however observed that the cyclic constitutive law was the best suitable model for the crack tip plasticity effect.

Keywords: High temperature low cycle fatigue, Fatigue crack propagation, Cyclic behaviour, Lifetime assessment, Hot work tool steels, Thermal solicitations, Digital image correlation, Crack tip opening, Crack tip plasticity

Table des matières

Introduction générale.....	1
Chapitre 1.....	6
Etude des sollicitations thermiques imposées aux outillages de mise en forme à chaud : Mesures et analyses thermiques	6
1.1 Rappel bibliographique sur les échanges thermiques à l’interface outil/pièce	7
1.2 Dispositif de mesure thermique.....	10
1.2.1 Capteur thermique.....	10
1.2.2 Système d’acquisition	10
1.2.3 Méthode inverse utilisée	11
1.3 Mesures et analyses thermiques sur un outillage de fonderie sous pression de magnésium	12
1.3.1 Propriétés thermo-physiques de l’acier utilisé	13
1.3.2 Instrumentation de l’outillage	14
1.3.3 Campagne de mesures thermiques.....	15
1.3.4 Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d’échange thermique.....	16
1.3.5 Evaluation de la température de la surface de moule.....	17
1.3.6 Conclusion	20
1.4 Mesures et analyses thermiques sur un outillage semi-industriel d’emboutissage à chaud	21
1.4.1 Matériaux utilisés.....	24
1.4.2 Instrumentation de l’outillage	25

1.4.3	Campagne de mesures thermiques sur l'outil Omega.....	26
1.4.4	Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique.....	28
1.4.5	Evaluation des températures de la surface de l'outillage.....	30
1.4.6	Effet de la force d'emboutissage.....	31
Conclusion.....		33
Chapitre 2.....		34
Matériaux et méthodes expérimentales.....		34
2.1	Matériaux étudiés	34
2.1.1	Aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b	34
2.1.2	Acier AISI H11	37
2.2	Méthodes expérimentales.....	39
2.2.1	Procédure d'essai de fatigue oligocyclique.....	39
2.2.2	Banc d'essai de propagation de fissure en fatigue	40
2.2.3	Procédure expérimentale.....	41
2.2.4	Détermination de la variation d'ouverture en pointe de fissure en fatigue (Δ CTOD)	42
Conclusion.....		45
Chapitre 3.....		46
Comportement et durée de vie en fatigue oligocyclique de l'acier HDC1		46
3.1	Comportement cyclique de l'acier HDC1	47
3.1.1	Influence de l'amplitude de la déformation imposée.....	47
3.1.2	Influence de la température d'essai.....	51

3.1.3	Ecroûissage cyclique.....	52
3.1.4	Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11	53
3.1.5	Bilan.....	57
3.2	Etude de la durée de vie de l'acier HDC1	58
3.2.1	Bibliographie.....	58
3.2.2	Résultats des essais de fatigue sur l'acier HDC1	60
3.2.3	Comparaison des durées de vie des aciers HDC1 et AISI H11	63
3.2.4	Mécanismes d'endommagement de l'acier HDC1	69
	Conclusion.....	78
	Chapitre 4.....	79
	Propagation de fissure en fatigue.....	79
4.1	Généralités sur la propagation de fissure en fatigue.....	80
4.1.1	Facteur d'intensité de contrainte	80
4.1.2	Intégrale J.....	82
4.1.3	Ouverture en pointe de fissure	83
4.1.4	Les paramètres qui influencent la vitesse de propagation de fissure	85
4.1.5	Synthèse	86
4.2	Etude bibliographique sur la propagation de fissure en fatigue dans l'acier AISI H11	87
4.2.1	Calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte	88
4.2.2	Effet des paramètres d'essais sur la vitesse de propagation en fatigue dans l'acier AISI H11.....	89
4.2.3	Synthèse	90

4.3	Propagation de fissure en fatigue dans les aciers à outils	91
4.3.1	Résultats des essais de propagation de fissure dans les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b	91
4.3.2	Comparaison des vitesses de propagation dans les aciers HDC1 et AISI H11.....	94
	Conclusion.....	97
	Chapitre 5.....	98
	Simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue	98
5.1	Approches utilisées en simulation numérique de la propagation de fissure.....	99
5.1.1	Comportement élastoplastique en pointe de fissure.....	100
5.1.2	Simulation de la propagation de fissures par la technique de relâchement des nœuds	105
5.1.3	Bilan.....	106
5.2	Méthodologie adoptée	106
5.2.1	Hypothèses de modélisation considérées	108
5.2.2	Modèles de comportement utilisés.....	111
5.3	Résultats des simulations numériques	115
5.3.1	Calcul de l'amplitude d'ouverture de fissure.....	115
5.3.2	Evolution des champs de contrainte et de déformation devant la pointe de fissure	116
	Conclusion.....	122
	Conclusion générale et perspectives.....	124
	Bibliographie.....	127
	Annexe A.....	139

Annexe B.....	140
Annexe C.....	143
Annexe D.....	146

Introduction générale

Les constructeurs automobiles ont beaucoup contribué à améliorer la résistance spécifique des produits finis qui combinent à la fois la légèreté et une résistance mécanique élevée. Leur défi était de réduire le rapport coût spécifique, tout en améliorant la qualité des pièces fabriquées et/ou réduisant le temps de la fabrication. Dans cette optique et pour optimiser les procédés de mise en forme, différents chemins ont été entrepris :

- les outillages (matériaux, forme, traitement de surface, ...).
- le contrôle thermique des outillages (l'emplacement des canaux de refroidissement, lubrification).
- l'amélioration des nuances ou l'utilisation de nouveaux matériaux à former.

Aujourd'hui, les exigences économiques obligent d'augmenter la cadence de production des pièces formées soit par la mise en forme soit par la fonderie sous pression. Dans les deux procédés, le contrôle thermique de moule et d'outillage devient un paramètre important et constitue un défi. Deux approches peuvent être adoptées :

- 1- optimiser l'emplacement des canaux de refroidissement.
- 2- utiliser des matériaux d'outillage avec des capacités thermiques plus élevées.

En tout état de cause, ces approches font que les échanges thermiques entre la tôle à chaud ou l'aluminium/le magnésium en fusion et la surface de l'outillage vont générer des sollicitations thermomécaniques importantes. En effet, à chaque cycle de fabrication, la surface de l'outillage est en contact avec un matériau qui se trouve à une température plus élevée, par exemple, l'aluminium fondu pour le cas de la fonderie sous pression ou la tôle chaude dans le cas de l'emboutissage et lopin à chaud en forgeage. En raison des échanges thermiques, des gradients thermiques transitoires plus ou moins rapides et plus ou moins sévères s'établissent dans l'outillage. La répétition de ces sollicitations thermomécaniques sévères conduit à l'endommagement des outillages par des processus de fatigue oligocyclique non isotherme. Les sollicitations thermiques et mécaniques cycliques sont souvent couplées avec l'environnement (oxydation, corrosion) engendrant la fissuration par la fatigue thermomécanique, l'usure (souvent abrasive) et/ou l'étamage (interaction entre le fer et l'alliage Al en fusion), la connaissance des échanges thermiques et des cycles thermiques

correspondants, en particulier la température maximale de la surface d'outillage, nécessite de mesurer les cycles thermiques de l'outillage par son instrumentation à l'aide de capteurs appropriés.

Les aciers martensitiques revenus, tel que l'acier X38CrMoV5 (AISI H11) sont conventionnellement utilisés en forgeage à chaud, en fonderie sous pression d'alliages légers (aluminium et magnésium) ou en fonderie de gravité en moule permanent en raison de leurs propriétés mécaniques et de leurs résistances au choc élevées. Récemment, des aciers avec des nouvelles compositions chimiques et des capacités thermiques accrues ont été développés et proposés par ROVALMA pour ces outillages en particulier pour le procédé d'emboutissage à chaud. Dans le cadre du projet européen TailorTool, les outillages d'emboutissage à chaud ont été fabriqués en utilisant deux aciers élaborés par ROVALMA : l'un avec une conductivité thermique «faible» ($\lambda = 8 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$, GTCS 550) et l'autre avec une conductivité thermique «élevée» ($\lambda = 66 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$, HTCS 150). A titre d'indication, la conductivité thermique de l'acier AISI H11 utilisé dans ce projet pour le forgeage à chaud et la fonderie sous pression de magnésium est d'environ $\lambda = 28 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

La prévision de la durée de vie des outillages est un défi scientifique et industriel. En effet, par un processus complexe d'interaction entre la fatigue et l'oxydation (et/ou corrosion en fonderie sous pression [1, 2]), les fissures s'amorcent depuis la surface de travail des outillages selon leurs dimensions et leurs géométries. Toutefois, la fissuration peut être uniaxiale [1] ou multiaxiale (faïençage) [3, 4].

Dans le cadre de ce travail, une approche isotherme a été adoptée afin d'étudier le comportement et la durée de vie en fatigue oligocyclique des aciers développés par ROVALMA. Des essais LCF ont donc été réalisés à différentes températures dans le cas d'un acier ROVALMA ayant une conductivité thermique élevée. En réalité, l'endommagement des outillages de mise en forme à chaud est complexe car souvent les fissurations en fatigue sont couplées avec l'usure abrasive assistée par l'environnement (oxydation/corrosion).

Les observations détaillées des outillages industriels ont montré que la zone endommagée sous la surface de contact reste très localisée à quelques dizaines de microns en sous surface de travail. Il faut mentionner que dans la pratique industrielle, la présence des fissures profondes n'est ni souhaitée ni acceptée car elles laissent leurs marques sur la surface des pièces fabriquées rendant ainsi difficile leur séparation (extraction ou éjection) du moule. Ces marques peuvent non seulement changer l'aspect visuel des pièces mais surtout modifier

les caractéristiques mécaniques de la surface des produits fabriqués. Souvent l'extraction et/ou l'éjection des pièces bloquées nécessite l'arrêt de la production et le démontage du moule pour la réparation. Il est donc nécessaire d'étudier la propagation des fissures dans les premiers stades de leurs développements.

Il faut rappeler qu'étonnamment les études portant sur la propagation de fissure à chaud dans les aciers pour outillage tels que X38CrMoV5 sont peu rapportées dans la littérature. De ce fait, des essais de propagation de fissure à chaud ont été mis au point à l'ICA- Albi sur des éprouvettes minces d'épaisseur allant de 150 μm à 2.5 mm dans les travaux de Shah [5]. Ces essais sont dotés des moyens d'observations in-situ permettant de mesurer et d'analyser l'ouverture de fissure par corrélations d'images. Des éprouvettes SENT avec une épaisseur de 1 mm sont en général utilisées [5]. La métrologie et les démarches développées dans les travaux de Shah [5] ont été employées afin d'étudier la propagation de fissure dans trois aciers développés par ROVALMA. En raison d'une faible quantité de matière disponible, seule la résistance en propagation de fissure à température ambiante a été comparée entre ces aciers et l'acier AISI H11. La méthode de mesure d'ouverture de fissure a permis de mettre en évidence l'effet de la plasticité en pointe de fissure. Afin de mieux modéliser ce phénomène, des lois de comportement adaptées sont nécessaires. Celles-ci n'ont pas été établies pour l'acier HDC1 mais uniquement pour l'acier AISI H11. Elles considèrent des essais monotones [5] (comportement élastoplastique) et cyclique [6] (comportement élastoviscoplastique) avec écrouissages isotrope et cinématique et elles ont été introduites dans les codes ABAQUS [7]/Z-MAT [8] afin de mettre en œuvre la simulation de la propagation de fissure.

Dans ce cadre, notre travail s'articule donc autour de quatre points essentiels :

- le premier objectif a été d'évaluer les sollicitations thermiques imposées au moule de fonderie sous pression de magnésium sur le site industriel et d'un outillage d'emboutissage à chaud semi-industriel à l'aide des capteurs thermiques implantés dans ces outillages.
- le deuxième objectif a été d'étudier le comportement et la durée de vie en fatigue oligocyclique à différentes températures d'un acier à conductivité thermique élevée (acier HDC1 de ROVALMA). Les températures ont été choisies de sorte qu'elles puissent couvrir les températures maximales mesurées sur les outillages susmentionnés.

- le troisième objectif a consisté en l'étude de la résistance en propagation de fissure de fatigue des trois aciers ROVALMA et de les comparer avec l'acier AISI H11 à température ambiante. Ce choix a été dicté par la faible quantité d'aciers disponibles.

- le quatrième objectif a été d'évaluer le rôle de la plasticité cyclique en pointe de fissure sur l'ouverture de fissure en considérant différentes lois de comportement constitutives monotone élastoplastique et cyclique élastoviscoplastique avec écrouissage isotrope et cinématique. Comme ces lois de comportement avaient été identifiées pour l'acier AISI H11 uniquement, ces investigations ont été menées sur cet acier seulement. Des ouvertures de fissures mesurées et calculées par simulations numériques de propagation de fissure via la méthode de relâchement des nœuds sont comparées.

L'organisation du mémoire s'appuie sur ces objectifs et se décline en cinq chapitres :

Le premier chapitre concerne la détermination des chargements thermiques appliqués sur les outillages en service. Des mesures thermiques ont été réalisées en instrumentant un moule de fonderie sous pression et un outillage d'emboutissage à chaud. Une méthode inverse a été utilisée pour déterminer les échanges thermiques aux interfaces et la température à la surface de ces outillages. Des nouveaux capteurs thermiques ont été construits par l'ICA-Albi et ROVALMA pour être implantés dans l'outillage d'emboutissage. Ces capteurs sont fabriqués de deux aciers ROVALMA ayant différentes conductivités thermiques. De même, deux capteurs thermiques en acier classique AISI H11 ont été construits pour le moule de fonderie sous pression de magnésium.

Le deuxième chapitre présente les matériaux et les méthodes expérimentales utilisées pour déterminer la durée de vie en LCF et la vitesse de propagation de fissure ainsi que la méthode de corrélations d'images employée pour mesurer les amplitudes d'ouverture de fissure.

Le chapitre 3 porte sur la fatigue oligocyclique à différentes températures de l'acier à haute conductivité thermique (HDC1). Ces résultats ont ensuite été comparés à ceux de l'acier AISI H11.

Le quatrième chapitre concerne la détermination de la résistance à la propagation de fissure de fatigue de trois aciers de ROVALMA. Des essais de propagation de fissures ont été menés sur des éprouvettes d'1mm d'épaisseur de type (SENT) à température ambiante. Les courbes de propagation de fissure ont été analysées selon différents critères : ΔK et $\Delta CTOD$.

Le cinquième chapitre est consacré à la mise en œuvre d'une simulation numérique de la propagation de fissure par la méthode de relâchement des nœuds. Pour ce faire, différents modèles de comportement ont été introduits. Leurs effets sur la plasticité cyclique en pointe de fissure lors de la propagation ont été analysés. Les amplitudes d'ouvertures de fissures ΔCOD obtenues par ces simulations ont été comparées avec les mesures expérimentales.

Enfin, une dernière partie synthétise les conclusions de ces travaux et propose des perspectives de recherche.

Chapitre 1

Etude des sollicitations thermiques imposées aux outillages de mise en forme à chaud : Mesures et analyses thermiques

1.1	Rappel bibliographique sur les échanges thermiques à l'interface outil/pièce	7
1.2	Dispositif de mesure thermique.....	10
1.2.1	Capteur thermique.....	10
1.2.2	Système d'acquisition	10
1.2.3	Méthode inverse utilisée	11
1.3	Mesures et analyses thermiques sur un outillage de fonderie sous pression de magnésium	12
1.3.1	Propriétés thermo-physiques de l'acier utilisé	13
1.3.2	Instrumentation de l'outillage	14
1.3.3	Campagne de mesures thermiques.....	15
1.3.4	Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique.....	16
1.3.5	Evaluation de la température de la surface de moule.....	17
1.3.6	Conclusion	20
1.4	Mesures et analyses thermiques sur un outillage semi-industriel d'emboutissage à chaud	21
1.4.1	Matériaux utilisés.....	24
1.4.2	Instrumentation de l'outillage	25
1.4.3	Campagne de mesures thermiques sur l'outil Omega.....	26

1.4.4	Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique.....	28
1.4.5	Evaluation des températures de la surface de l'outillage.....	30
1.4.6	Effet de la force d'emboutissage.....	31
Conclusion.....		33

Les outillages de mise en forme à chaud sont souvent soumis à des sollicitations thermiques et mécaniques transitoires. Cela peut conduire à l'endommagement des surfaces d'outillages et par conséquent à l'arrêt de la chaîne de production pour réparation ou changement d'outillage. L'objectif de notre travail est d'évaluer les sollicitations thermiques imposées aux outillages. Une campagne de mesures thermiques a été menée chez le constructeur automobile VOLKSWAGEN et le centre technologique METAKUS sur des outillages de mise en forme utilisés dans deux procédés : la fonderie sous pression de magnésium et l'emboutissage à chaud. Ces travaux ont été réalisés en collaboration avec ROVALMA (Espagne). Les outillages sont instrumentés avec des capteurs thermiques. Il s'agit de mesurer les températures de la pièce et de l'outillage durant les cycles de mise en forme. L'analyse des mesures thermiques par méthode inverse permet d'évaluer les échanges thermiques à l'interface outil/pièce et d'identifier la température de la surface de travail de l'outillage.

Dans cette section, nous nous sommes intéressés à l'étude des sollicitations thermiques imposées aux outillages. Nous présentons le capteur thermique, l'équipement expérimental et les moyens numériques utilisés pour les mesures et les analyses thermiques. Nous étudions successivement, les échanges thermiques des deux procédés de mise en forme.

1.1 Rappel bibliographique sur les échanges thermiques à l'interface outil/pièce

Il se produit un échange thermique à l'interface de deux corps à des températures différentes, lorsqu'ils sont mis en contact. L'irrégularité de la surface fait que le contact s'effectue sur une surface discontinue [9–11]. De plus, un milieu intermédiaire (troisième corps) est formé à l'interface par la présence de lubrifiant et/ou de couches d'oxydes. Ces effets vont perturber l'échange thermique à l'interface de contact. Ce phénomène est quantifié

par la résistance thermique de contact (RTC) qui est l'inverse du coefficient d'échange thermique (h). Plusieurs travaux ont étudié l'effet de la pression de contact, de la température de l'outillage et de la présence d'un troisième corps sur le RTC. L'augmentation de la pression de contact induit une surface de contact plus grande et donc un transfert thermique plus important [12, 13]. Dans des plages de pression variant entre 0 et 118.4 MPa, le coefficient d'échange thermique à l'interface de deux échantillons en contact augmente avec le chargement. En revanche, il est plus faible pour des surfaces plus rugueuses (cf. figure 1.1) [14]. Fieberg et Kneer [15] ont évalué l'influence des températures initiales de deux corps d'acier en contact en fonction de la pression de contact. Dans ce cas, les températures initiales des corps sont égales respectivement à 60/80°C, 160/180°C et 260/280°C. La figure 1.2 montre que l'effet des températures initiales des corps en contact est négligeable. Ainsi, Loulou et al [16] ont montré que le flux de chaleur varie en fonction de la lubrification. En effet, la présence de graisse ou d'huile sur la surface de travail améliore le transfert thermique comparé à l'air.

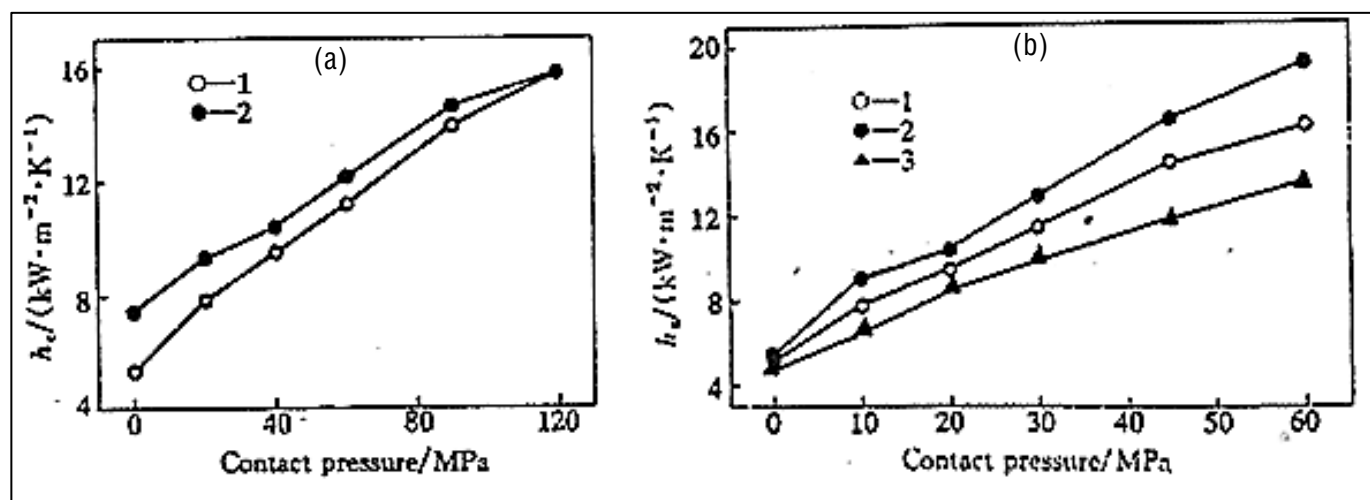


Figure 1.1 : Variation du coefficient d'échange thermique en fonction de la pression de contact :
a) Durant l'application de la charge : 1- chargement, 2-déchargement; b) Effet de la rugosité de surface de contact : 1- $r = 9.49\mu\text{m}$, 2- $r = 10.85\mu\text{m}$, 3- $r = 12.65\mu\text{m}$ [14]

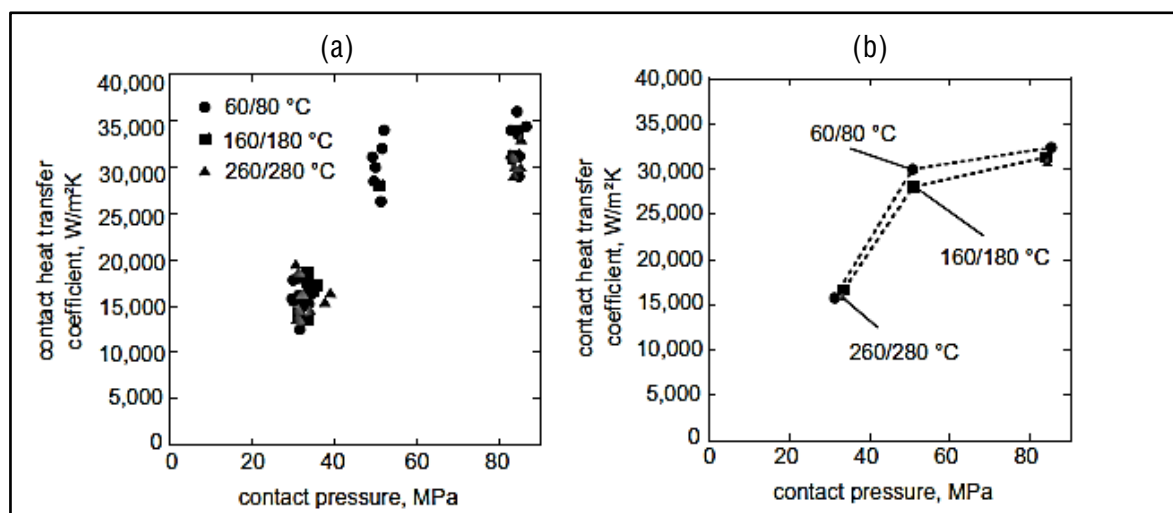


Figure 1. 2 : Influence de la température initiale de l'outillage sur le coefficient d'échange thermique. (a) Les mesures, (b) Les valeurs moyennes [15]

La fabrication des pièces à gradient de propriétés avec le procédé d'emboutissage à chaud a fait l'objet des travaux de recherche indiqués dans la revue bibliographique de Karbasian et Tekkaya [17]. En effet, les propriétés finies des pièces sont obtenues par des traitements thermiques locaux différents : pour une vitesse de refroidissement inférieure à 27°C/s, on obtient une structure martensitique, par contre, à une vitesse de refroidissement supérieure à 50°C/s, on obtient une structure bainitique.

Des dispositifs expérimentaux ont été utilisés pour évaluer les températures à l'interface outil/pièce pendant la mise en forme. Généralement on utilise des thermocouples placés à l'interface et/ou insérés dans l'outillage. Les chercheurs ont souligné les difficultés de l'instrumentation et de la mesure des températures causées par les fortes pressions de contact ainsi que par la rapidité du phénomène thermique. Un capteur thermique a été développé à l'ICA par G. Dour [18]. Il permet d'évaluer les températures de la pièce et dans l'épaisseur de l'outillage durant les cycles de mise en forme. Le coefficient d'échange thermique à l'interface et la température à la surface de l'outillage sont calculés par méthode inverse. Ce dispositif a été utilisé dans différentes applications : la fonderie sous pression [17, 18], le pressage de verre [20] et l'emboutissage à chaud [13]. Dans le cadre de notre travail, nous avons choisi ce dispositif pour réaliser des mesures de températures dans un outillage industriel et semi-industriel, respectivement pour l'application de fonderie sous pression et d'emboutissage à chaud.

1.2 Dispositif de mesure thermique

1.2.1 Capteur thermique

Le corps du capteur thermique (cf. figure 1.3) est fabriqué avec le même acier que l'outillage à instrumenter. Il permet d'évaluer la température en fonction du temps pendant des cycles de mise en forme. Il mesure la température par deux techniques différentes :

- la mesure de la température de surface de la pièce par un système optique formé d'une fibre de saphir, d'un pyromètre infrarouge et d'une fibre optique.
- la mesure du gradient de température dans l'outillage par des thermocouples de type K de diamètre 0,25 mm avec une précision de $\pm 1.5^{\circ}\text{C}$. Ces thermocouples sont logés dans des trous usinés à des distances fixes de la surface de travail d'outillage (1, 10 et 20 mm). Ce capteur est implanté dans l'outillage.

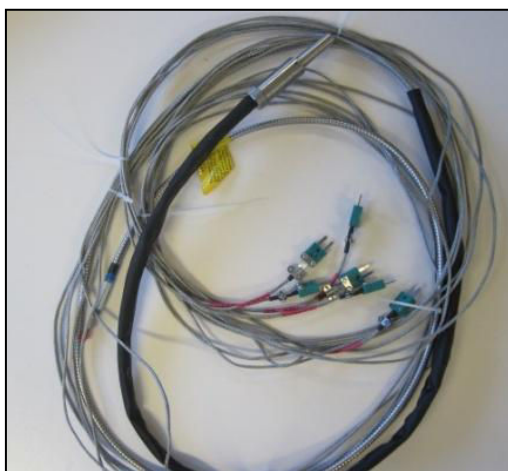


Figure 1. 3 : Capteur thermique

Un pyromètre de type IMPAC a été utilisé; il permet de mesurer la température entre 350 et 1300°C. On utilise un corps noir pour l'étalonner. Il s'agit d'un four de température variant entre 0°C et 750°C. Pour deux modes monochromatique et bi-chromatique, on note les températures affichées sur le pyromètre et le four tous les 50°C entre 350 °C et 700°C ainsi que la tension de sortie du pyromètre. Une loi linéaire entre la température de corps noir et la tension de sortie du pyromètre est ainsi établie.

1.2.2 Système d'acquisition

Le capteur est lié à un système d'acquisition NATIONAL INSTRUMENT contrôlé par un PC à l'aide du logiciel Labview[®]. Il permet d'enregistrer les signaux des

thermocouples et des pyromètres et ainsi, de visualiser la variation des températures en fonction du temps pendant les cycles de mise en forme.

1.2.3 Méthode inverse utilisée

Une méthode de résolution des problèmes inverses de conduction de la chaleur a été développée par Beck [21] et appliquée à des procédés industriels, pour déterminer les paramètres thermo-physiques du matériau (la diffusivité thermique, la conductivité thermique, etc.) ou les échanges thermiques surfaciques mis en jeu dans la conduction de la chaleur. Atchonouglo [22] a cherché à estimer les paramètres thermo-physiques du matériau, alors que d'autres recherches [23–26] ont été investis sur la détermination des conditions aux limites. Notre travail s'inscrit dans la deuxième problématique. On détermine la densité de flux de chaleur à l'interface pièce/outil à partir des températures mesurées à 1 et 20 mm de la surface tout en considérant une conduction unidimensionnelle. Les propriétés thermo-physiques du matériau sont constantes au cours du temps (elles sont donc supposées constantes avec la température). La théorie sur laquelle repose la méthode inverse est présentée en annexe A. En se basant sur les calculs de flux de chaleur, on détermine le coefficient d'échange thermique et par la suite la température à la surface de travail, selon la formule suivante :

$$h(t) = \frac{q(t)}{T_m - T_s} \quad (1)$$

où h , q , T_m et T_s sont respectivement le coefficient d'échange thermique, le flux de chaleur, la température de la pièce mesurée avec le pyromètre et la température de la surface du moule.

Ainsi, on recalcule les températures à 1, 10 et 20 mm de la surface de travail. En effet, la méthode inverse et itérative de Beck permet de trouver le flux qui minimise, par la méthode des moindres carrés, l'écart entre la température mesurée et calculée à 1 mm de la surface. La température à 20 mm étant imposée. La mesure à 10 mm de la surface permet la validation des résultats de la méthode inverse, pour une différence des températures mesurées et calculées à $\pm 10^\circ\text{C}$ [27]. Le flux de chaleur est sensible aux paramètres du procédé de mise en forme et à ceux du système d'acquisition. Cependant, le calcul du flux de chaleur par cette méthode est sensible au temps de réponse des thermocouples, à la distance des premiers thermocouples à la surface de travail et à la diffusivité du matériau. Le choix de ces données est réalisé de façon à limiter l'instabilité de la méthode. L'effet du temps de réponse des premiers thermocouples a été étudié pour optimiser le calcul de flux à la surface [28].

En effet, Dour et al. [28] ont proposé une carte de pertinence (normalisée) pour la méthode inverse comme illustrée sur la figure 1.4, avec dt la période d'acquisition des températures, e la profondeur d'emplacement du premier thermocouple et κ la diffusivité du matériau et ζ le temps caractéristique du procédé. En fait, cette carte aide à déterminer la validité des mesures de températures lorsque les résultats de mesures sont placés dans la zone acceptable de cette carte, tout en tenant compte des paramètres susmentionnés. Dans notre cas, les positions des premiers thermocouples sont fixées à 1 mm de la surface.

La méthode inverse dépend également, des paramètres de calcul numérique : de la fréquence d'échantillonnage de mesure de température et le nombre d'instantes futurs ntf (le nombre de pas de temps consécutifs) nécessaire pour minimiser l'erreur entre les valeurs de températures calculées et mesurées par la méthode des moindres carrées.

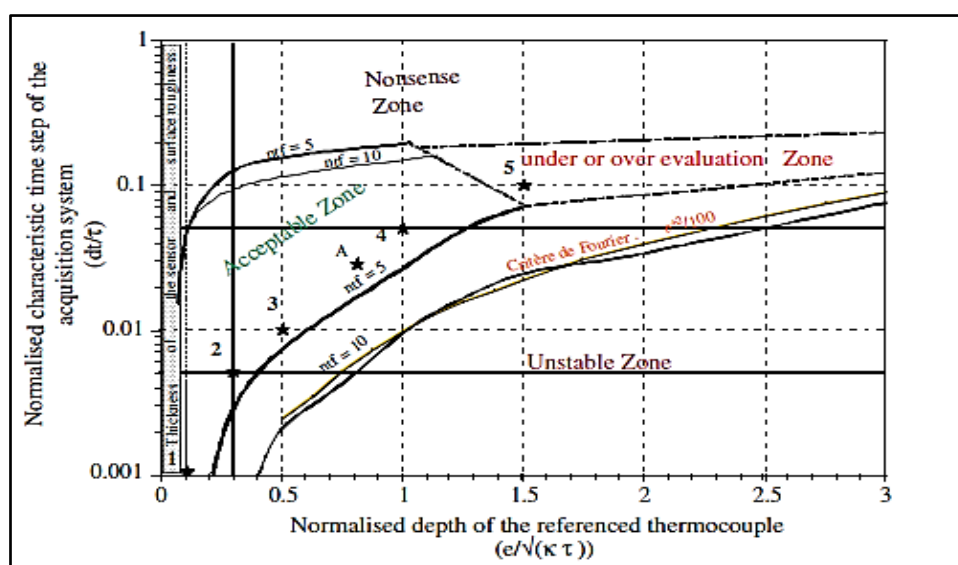


Figure 1. 4 : Carte (normalisée) de pertinence de la méthode inverse utilisée : variation de dt/ζ en fonction de $(e/\sqrt{\kappa\zeta})$ avec dt la période d'acquisition des températures, e la profondeur d'emplacement du premier thermocouple et κ la diffusivité du matériau et ζ le temps caractéristique du procédé [28]

1.3 Mesures et analyses thermiques sur un outillage de fonderie sous pression de magnésium

Des mesures thermiques ont été faites dans une usine automobile VW sur un outillage de fonderie sous pression de pièce en alliage de magnésium (Mg). Les emplacements des capteurs sont fixés en fonction des phénomènes d'endommagement observés sur l'outillage. On a observé un réseau de faïençage au voisinage de la zone d'attaque de Mg dans la partie fixe du moule (pour un gradient thermique élevé) et des zones endommagées par érosion au

bord du moule (pour un gradient thermique faible). Le gradient thermique entre la surface et le cœur de l'outillage a été identifié comme étant l'origine du faïençage de la surface d'outillage dans un cas similaire de fonderie sous pression d'aluminium (cf. figure 1.5) [4]. En effet, l'influence des sollicitations thermiques sur l'endommagement de l'acier à outil de fonderie sous pression d'aluminium X38CrMOV5 a fait l'objet des travaux à l'ICA. L'augmentation du flux de chaleur imposé au moule provoque une densité surfacique de fissures ρ plus importante. L'amorçage et la propagation des fissures sont plus rapides [29]. Ce phénomène est attribué au couplage entre la fatigue thermique et la corrosion [2]. Dans notre étude, nous allons évaluer les sollicitations thermiques appliquées dans les zones critiques d'un moule de fonderie sous pression de magnésium à l'aide des capteurs thermiques présentés dans le paragraphe précédent, fabriqués avec le même acier que celui de l'outillage.

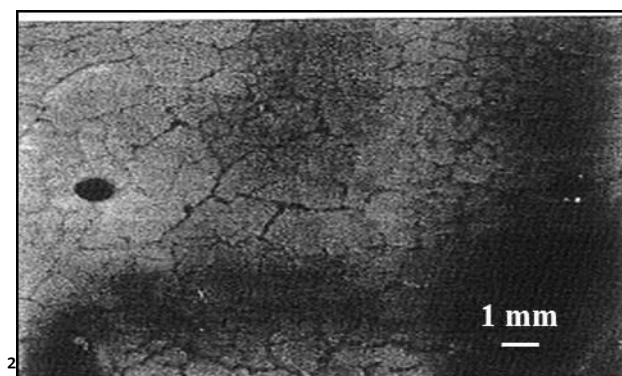


Figure 1. 5 : Faïençage de moule en fonderie sous pression d'aluminium [29]

1.3.1 Propriétés thermo-physiques de l'acier utilisé

L'acier X38CrMoV5 (AISI H11) est un acier à outil pour travail à chaud, caractérisé par sa bonne résistance à l'oxydation et à la corrosion. Dans la littérature, les propriétés thermiques de cet acier : la masse volumique (ρ), la chaleur massique (C_p), la conductivité thermique (λ) et la diffusivité thermique $a = \lambda / (\rho * C_p)$, sont étudiées dans une gamme de température entre 20°C et 700°C comme le montre la figure 1.6 [30–34]. On note que la masse volumique, la conductivité thermique et la diffusivité thermique diminuent avec la température contrairement à la chaleur massique qui devient plus élevée. Dans notre étude, le calcul de méthode inverse est réalisé avec une conductivité thermique moyenne égale à 28 W. m⁻¹.K⁻¹ et une diffusivité moyenne égale à 6. 10⁻⁶ m. s⁻¹.

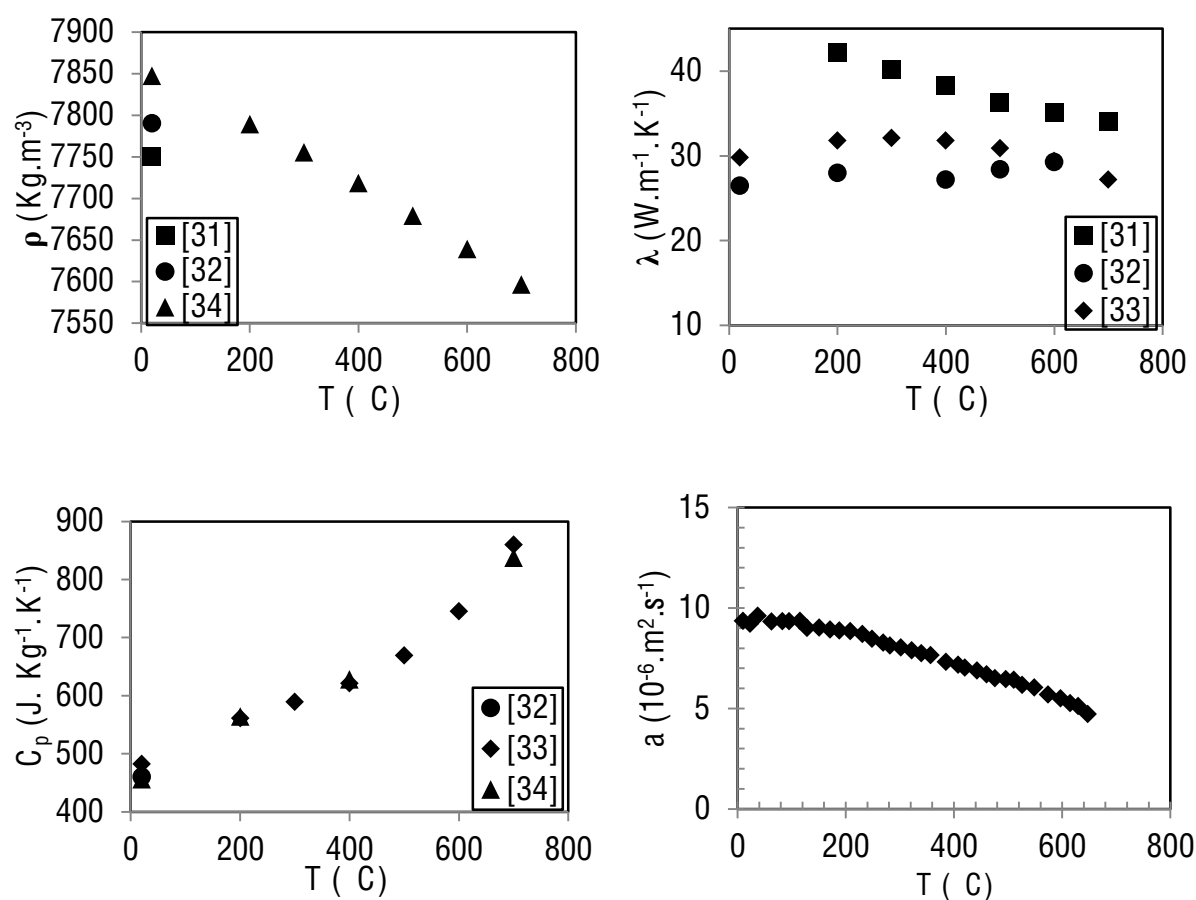


Figure 1. 6 : Propriétés thermo-physiques du X38CrMoV5 - 47HRC [30–34]

1.3.2 Instrumentation de l'outillage

Après avoir identifié les zones endommagées de l'outillage, deux capteurs thermiques sont implantés dans la partie fixe du moule respectivement dans la zone d'attaque et au bord du moule, comme le présente la figure 1.7. Les indices g et r désignent dans la suite la zone d'attaque et le bord du moule respectivement. Au total, 97 coulées sont effectuées en conditions nominales du procédé. Les parties suivantes présentent les mesures thermiques réalisées ainsi que leurs analyses.

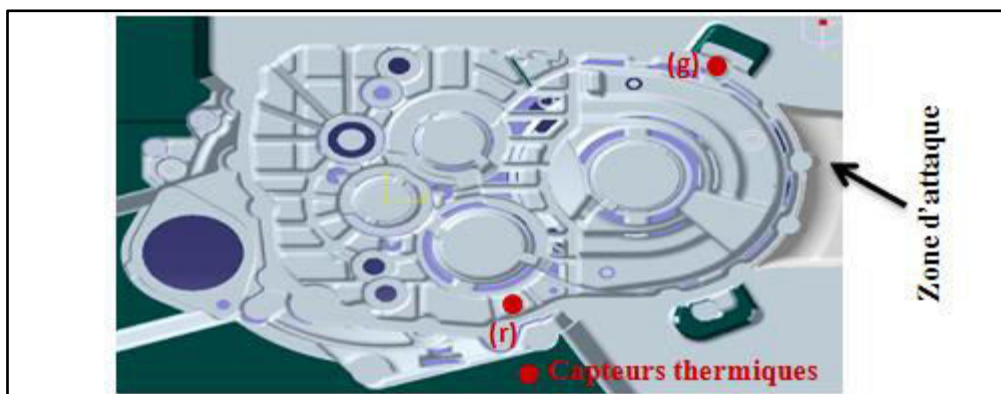


Figure 1. 7 : Emplacement des capteurs thermiques dans l'outillage

1.3.3 Campagne de mesures thermiques

Durant le coulage du magnésium, les capteurs thermiques enregistrent simultanément les températures des pyromètres et des thermocouples des deux capteurs thermiques.

La figure 1.8 ci-dessous présente l'évolution des températures en fonction du temps pour des régimes thermiques de fonctionnement quasi-établi en production industrielle coulées.

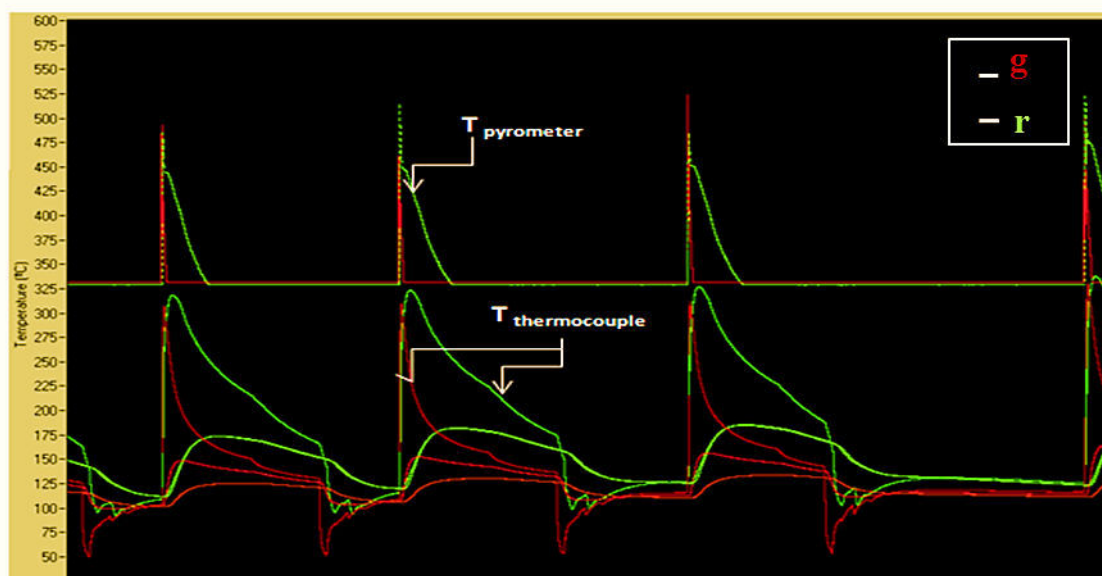


Figure 1. 8 : Résultats thermiques bruts de moulage des pièces en Mg

- T pyromètre : correspond à la température de Mg pendant le coulage et la solidification.
- T thermocouple : correspond aux températures du moule enregistrées par les différents thermocouples.

Dans la figure 1.9, on décrit les trois phases d'une coulée stable.

- La première phase correspond au coulage de magnésium fondu. La pénétration du métal fondu dans le moule est marquée par un pic de température du pyromètre (T-Mg). La chaleur transmise du métal au moule augmente la température et crée un gradient thermique dans sa profondeur qui est mis en évidence par une augmentation des températures des thermocouples (TC1, TC2, TC3).
- La deuxième phase correspond à la solidification du métal, notée par une chute des températures. Le moule reste un certain temps fermé pour refroidir la pièce grâce aux canaux d'eau de refroidissement implantés dans la paroi du moule. La solidification de la pièce crée un air libre entre le moule et la pièce qui refroidit le moule davantage.
- La troisième phase correspond à l'éjection de la pièce formée et à l'application de poteyage sur la surface de l'outillage. L'ouverture de moule et l'application de poteyage baissent la température du moule, essentiellement en surface (TC1).

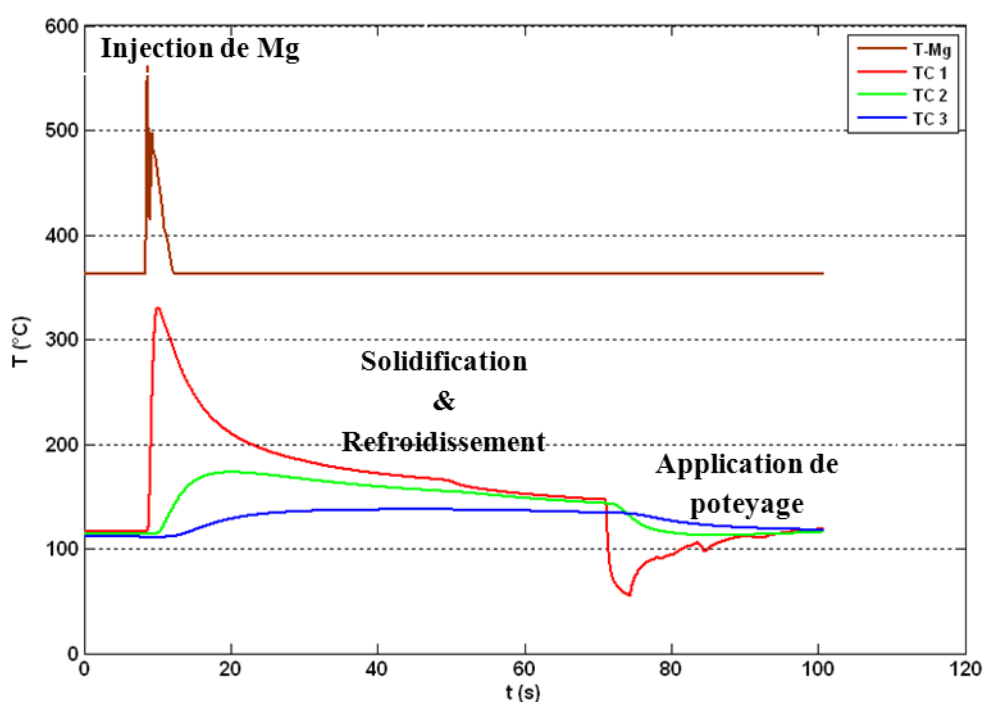


Figure 1. 9 : Mesures de températures durant un cycle de mise en forme dans la zone d'attaque (g)

1.3.4 Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique

Les figures 1.10 et 1.11 présentent les résultats obtenus par la méthode inverse dans la zone d'attaque (g) et au bord du moule (r) à partir d'une coulée représentative des coulées stables. Les variations du flux de chaleur q en fonction de temps montrent un premier pic

correspondant à l'injection de Magnésium fondu. La valeur maximale de flux de chaleur dans la zone d'attaque est supérieure que celle au bord du moule car la température de magnésium dans la zone d'attaque est plus importante qu'au bord du moule.

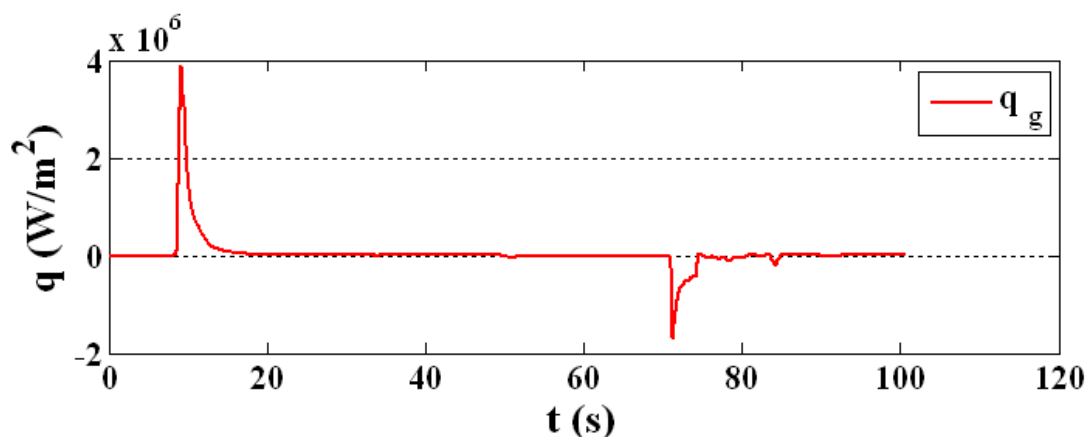


Figure 1. 10 : Flux de chaleur thermique calculés dans la zone d'attaque (g)

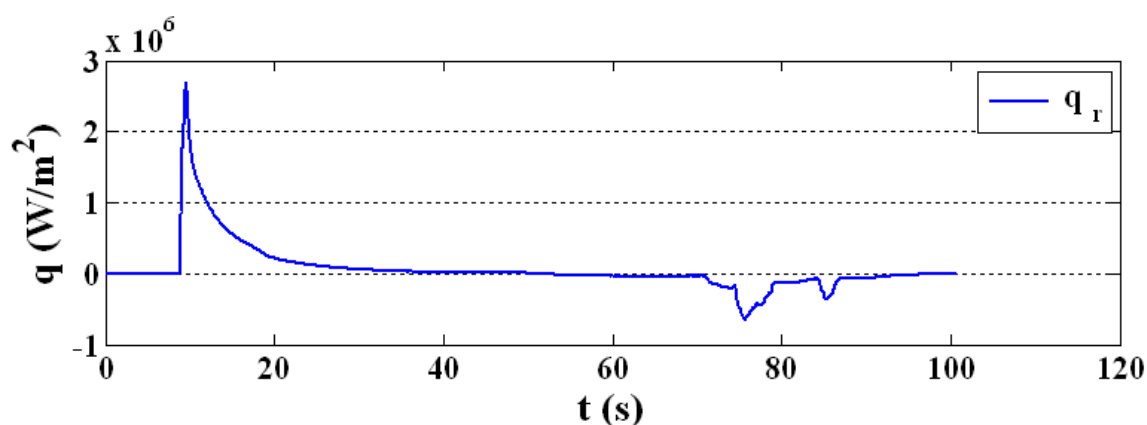


Figure 1. 11 : Flux de chaleur thermique calculés au bord du moule (r)

1.3.5 Evaluation de la température de la surface de moule

La figure 1.12 présente la variation des températures mesurées par les capteurs thermiques ainsi que la température de la surface de moule calculée en fonction du temps. La température minimale du magnésium mesurée est limitée à $350^{\circ}C$ (la borne inférieure du pyromètre). On observe que la vitesse de refroidissement de magnésium dans la zone d'attaque est plus rapide que celle au bord du moule avec une température de surface du moule plus faible (cf. figure 1.13). L'extraction de la chaleur au bord du moule est moins efficace. Ceci va conduire à une température de surface minimale plus élevée. En effet, pour le même temps de production, la surface de moule reste à une température plus élevée, et par

conséquence, la variation de la température est plus faible au bord du moule que celle dans la zone d'attaque, donc moins de contraintes thermiques. Par contre, cette zone est endommagée par «l'étamage».

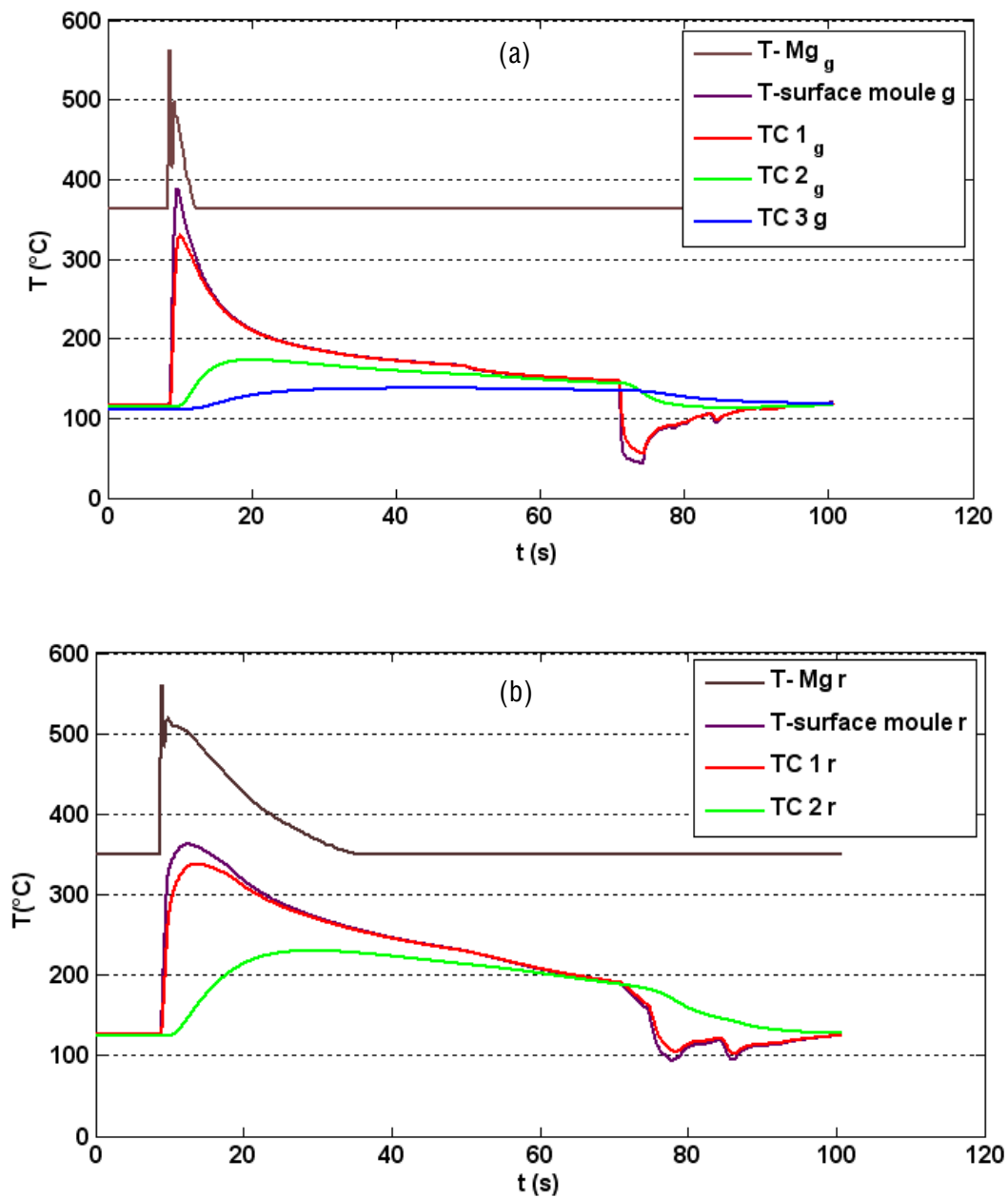


Figure 1.12 : Températures mesurées, a) : dans la zone d'attaque (g), b) : au bord du moule (r)

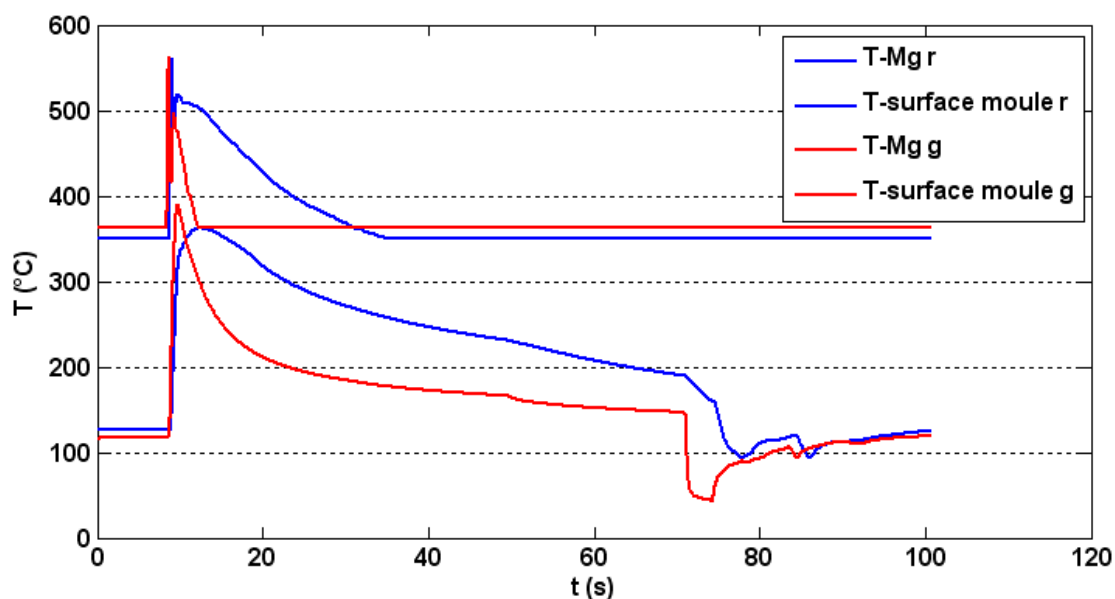


Figure 1. 13 : Comparaison des températures de magnésium et de la surface de moule dans la zone d'attaque (g) et au bord du moule (r)

Le tableau 1.1 résume les valeurs moyennes maximales et minimales de flux de chaleur, le coefficient d'échange thermique, la température de la surface du moule et la température de magnésium. Les résultats de mesures thermiques menées sur un moule en fonderie sous pression d'un alliage d'aluminium (Al-12% Si) est illustré dans la figure 1.14. La valeur maximale de flux de chaleur est de l'ordre de 8.5 MW/m^2 . D'autre part, Medjedoub [4] a étudié l'influence de l'intensité d'échange thermique par fatigue thermique sur l'endommagement de ces moules. Il a montré que la variation de l'intensité de flux de chaleur imposé à l'outillage entre 2.13 et 4.81 MW/m^2 , induit une densité du réseau de microfissures plus importante, pour une température maximale de l'ordre de 650°C (figure 1.15). Ces résultats expliquent bien le faïençage de la zone d'attaque du moule de fonderie sous pression de magnésium, pour un flux de chaleur maximale égale à 4.3 MW/m^2 .

Tableau 1. 1 : Résultats thermiques dans la zone d'attaque et au bord du moule

Zone	q (MW/m^2)		h* 10^4 ($\text{W/m}^2\text{K}$)		T Mg ($^{\circ}\text{C}$)		T surf moule ($^{\circ}\text{C}$)	
	max	min	max	min	max	min	max	min
Attaque	4.3	-1.65	3	-	572	-	389	45
Bord	2.87	-0.63	1.3	-	535	-	361	90

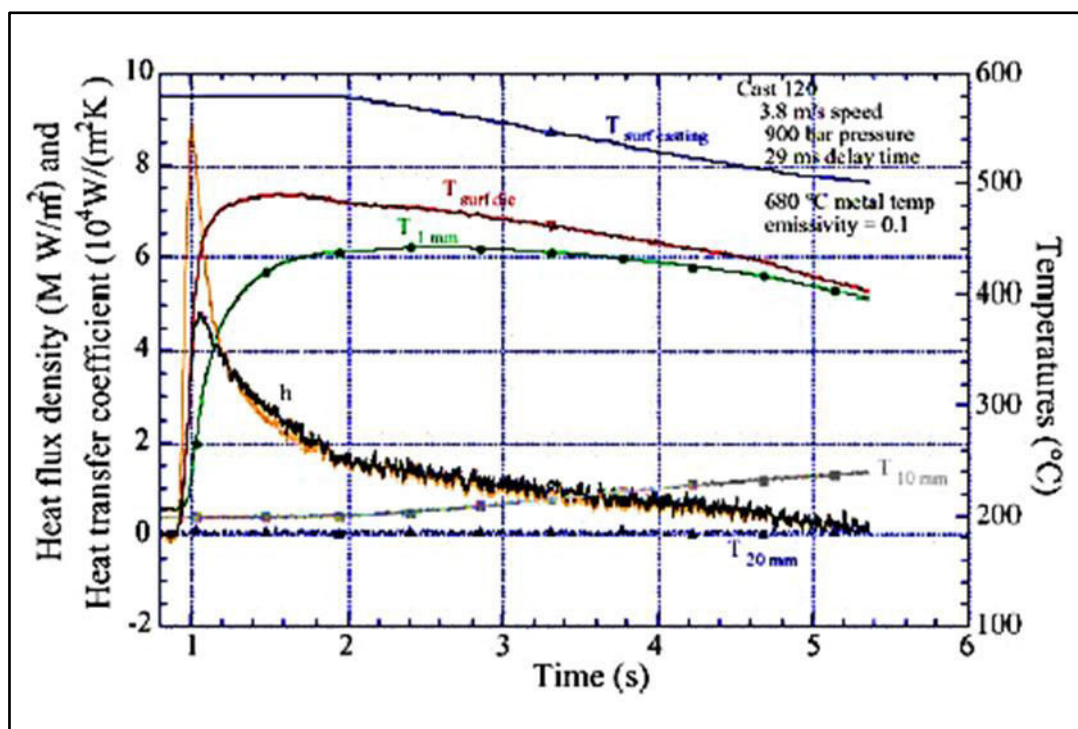


Figure 1. 14 : Mesures et analyses thermiques dans le cas de moulage de pièces en alliage d'aluminium [18]

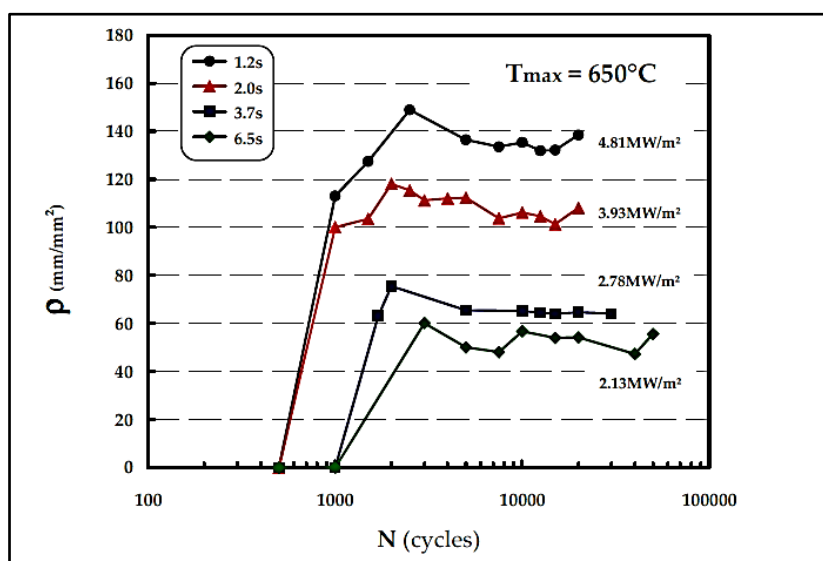


Figure 1. 15 : Evolution de la densité du faïençage ρ en fonction du nombre de cycles à différents temps de chauffage et/ou différentes puissances de chauffage ($T_{max}=650^{\circ}C$)[4]

1.3.6 Conclusion

Les moules de fonderie sous pression sont soumis à des sollicitations thermiques transitoires. Le gradient thermique entre la surface et le cœur de l'outillage était l'origine de l'endommagement de l'outillage. L'instrumentation de l'outillage a permis de mesurer les

températures de moule et de l'alliage coulé. La température maximale de la surface du moule est environ 389°C et 361°C respectivement, dans la zone d'attaque et au bord du moule. Les échanges thermiques évalués à l'interface magnésium/moule sont plus élevés dans la zone d'attaque qu'au bord du moule de l'ordre de 33%. Ces résultats permettent de quantifier l'intensité d'échange de chaleur à l'interface moule/alliage de magnésium fondu et de ses conséquences sur les mécanismes d'endommagement de l'outillage : une forte intensité d'échange thermique induit un faïençage de la surface, alors qu'un réchauffement prolongé du moule avec une faible intensité d'échange thermique couplé à la corrosion provoque la dissolution de l'acier du moule (lavage).

1.4 Mesures et analyses thermiques sur un outillage semi-industriel d'emboutissage à chaud

L'intérêt du procédé d'emboutissage à chaud des tôles réside dans la mise en forme de pièces plus légères avec une résistance mécanique plus élevée. Il consiste à déformer une tôle chauffée sous l'effort d'un poinçon puis de tremper in-situ la pièce formée directement par un refroidissement rapide au contact de la matrice.

Elle sera assemblée à d'autres pièces qui doivent être plus ductiles pour subir l'étape de découpage et/ou de poinçonnage et aboutir au produit fini, tel que le pied milieu de la voiture. La formation d'une pièce complète multifonctionnelle dans un seul outillage peut améliorer la cadence de production. Il faut avoir un outillage qui permet de contrôler localement les vitesses de trempe et par la suite de former un produit avec des propriétés mécaniques différentes, comme illustré dans la figure 1.16. En effet, après la phase de mise en forme de la tôle, la trempe dans l'outillage doit être suffisamment rapide (supérieure à 27°C/s) dans des zones particulières de la pièce pour former une structure finale martensitique [12] et beaucoup plus lente dans d'autres parties afin d'obtenir une structure finale bainitique. En outre, la trempabilité de la pièce dépend des échanges thermiques outil/pièce, contrôlés par les propriétés thermo-physiques locales des aciers d'outillage et les conditions de contact liées à la conduite du procédé de mise en forme.

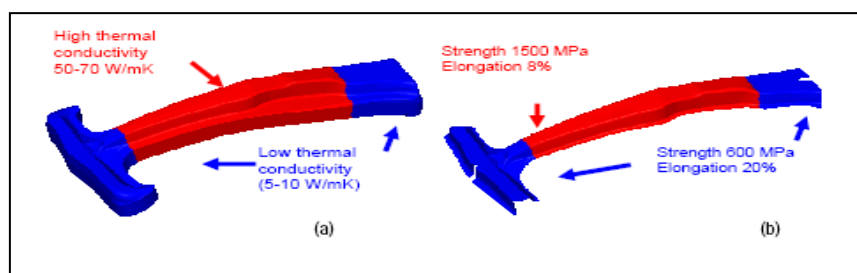


Figure 1. 16 : Pied milieu de la voiture avec variation de propriétés mécaniques [35]

Hamasaiid [36] a étudié l'effet des échanges thermiques sur les propriétés finis des produits formés dans un outillage en bi-matériaux pour une application de fonderie sous pression d'aluminium. Il s'agit d'un outillage formé de deux blocs : une partie en acier HTCS de conductivité thermique égale à $60 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ et une partie en acier conventionnel 1.2343 (AISI H 11) de conductivité thermique égale à $28 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. L'extraction de la chaleur est plus importante dans la partie en acier HTCS avec une vitesse de trempe plus importante de l'ordre de 20%. Ce qui induit une augmentation de la résistance mécanique de 10 à 20MPa dans la partie de la pièce formée en contact avec cet acier. Une campagne de mesures thermiques a été réalisée chez le constructeur automobile VOLKSWAGEN en collaboration avec ROVALMA sur un outillage d'emboutissage à chaud [37]. L'effet de la conductivité thermique de l'acier à outil sur la cadence de production a été mis en évidence. En effet, ils ont évalué la variation des températures de la tôle et de la surface de l'outillage durant des cycles de mise en forme pour des aciers à outil de conductivités thermiques égales à $27 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ (acier 1) et $66 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ (acier 2) comme le montre la figure 1.17. Les résultats obtenus montrent que l'augmentation de la conductivité thermique améliore l'échange thermique pièce/outil, et réduit la durée d'un cycle de mise en forme. Ceci a également permis de tripler la durée de vie de l'outillage.

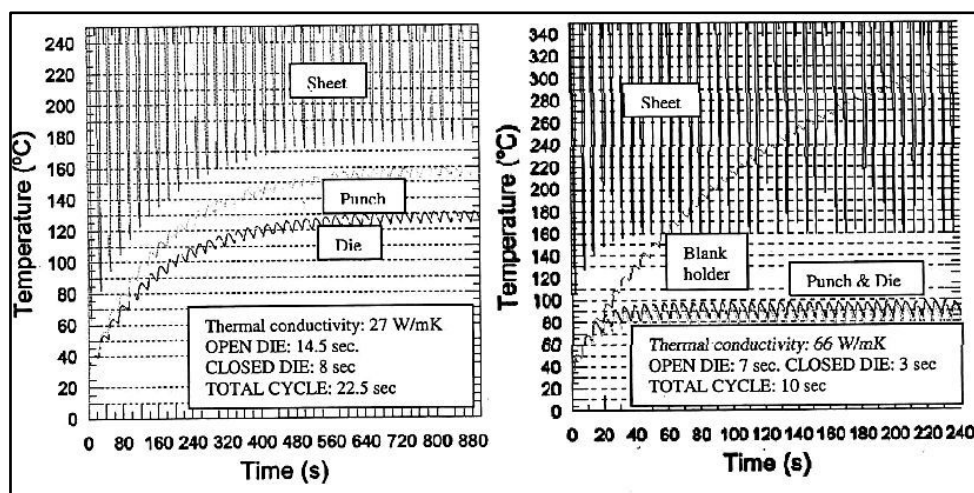


Figure 1. 17 : Effet de la conductivité thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud [37]

Dans le cadre du projet TailorTool, un outillage semi-industriel en bi-matériaux est étudié pour former la partie en Omega de la pièce (géométrie simple) comme le montre la figure 1.18. L'outillage est formé de deux aciers ayant deux conductivités thermiques différentes. Nous allons étudier l'effet des propriétés thermo-physiques des aciers à outil ainsi que l'influence des paramètres du procédé sur l'échange thermique pièce/outil.

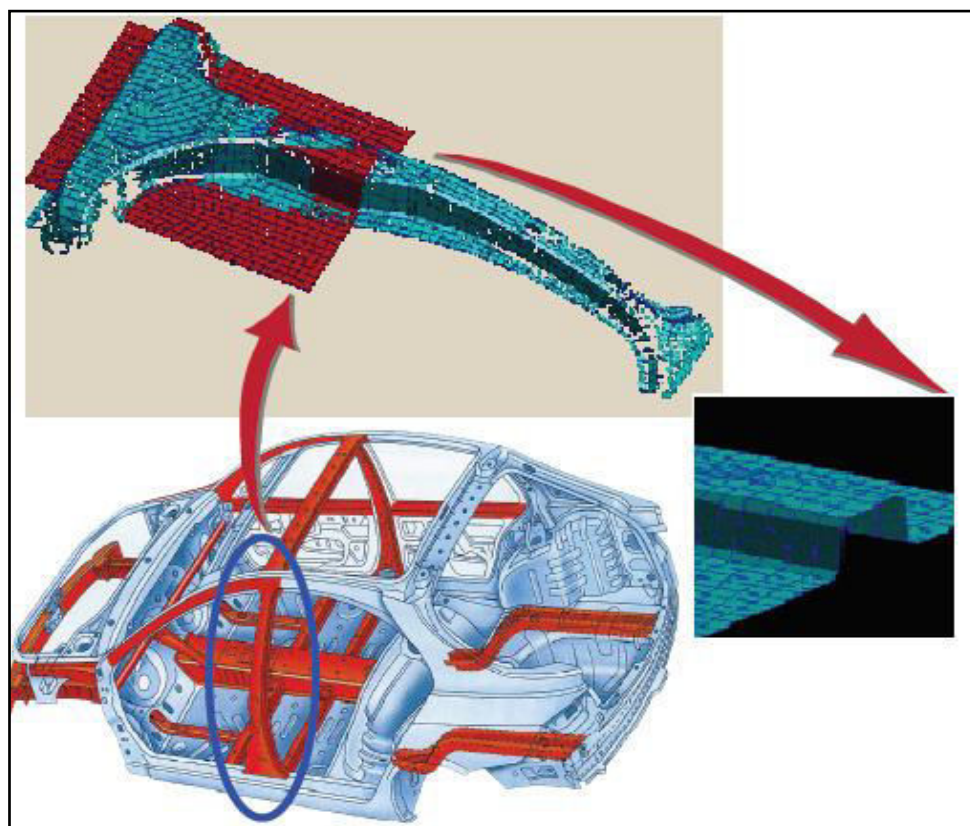


Figure 1. 18 : le pied milieu de la voiture et la pièce en forme de Omega pour les essais semi-industriels [12]

1.4.1 Matériaux utilisés

Deux matériaux sont utilisés : l'acier HTCS 150 à haute conductivité thermique de l'ordre de $66 \text{ W.m}^{-1} .\text{K}^{-1}$ pour former la partie à haute résistance de la pièce (de structure plutôt martensitique). L'acier GTCS 550 à faible conductivité thermique de $8 \text{ W.m}^{-1} .\text{K}^{-1}$ pour former la partie ductile de la pièce (structure plutôt bainitique). Les travaux de recherches montrent que la conductivité thermique de l'acier dépend de la composition chimique (cf. figure 1.19) [38] et des traitements thermiques [39]. Comme c'est montré sur la figure 1. 20, pour un traitement thermique donné, en général, lorsque la conductivité thermique de l'acier est élevée (pour moins des éléments carburigènes dans la matrice), sa dureté (mesurée à froid) est plus faible [39]. Ceci est lié à la présence de carbures et des éléments d'alliages dans la matrice de l'acier tels que : le nickel, molybdène, le silicium...

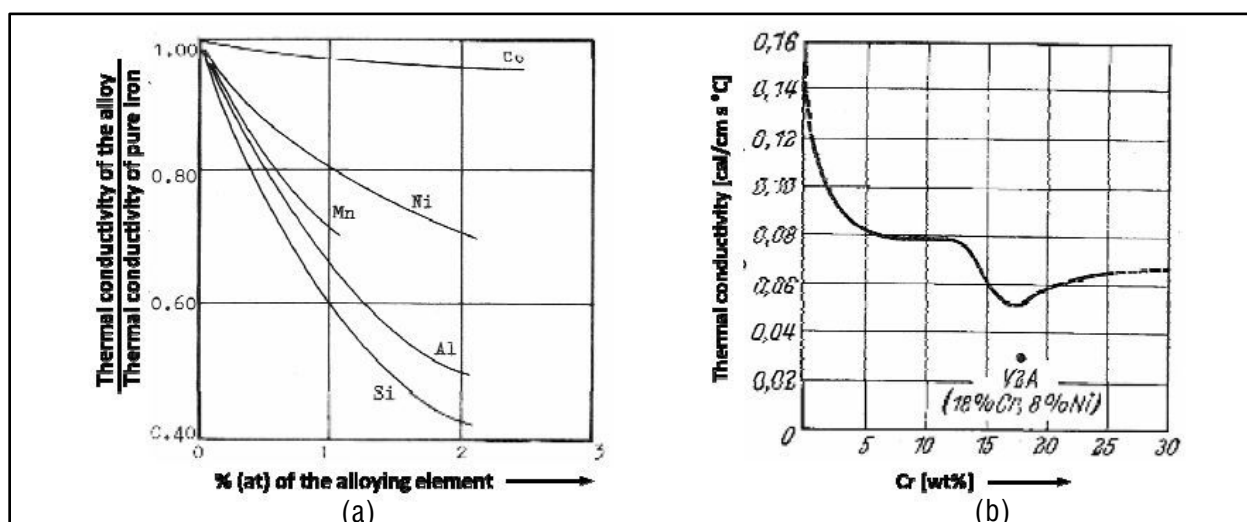


Figure 1. 19 : (a) Effet des éléments chimiques sur la conductivité thermique de fer, (b) La variation de la conductivité thermique du fer en fonction de la fraction de Chrome [38]

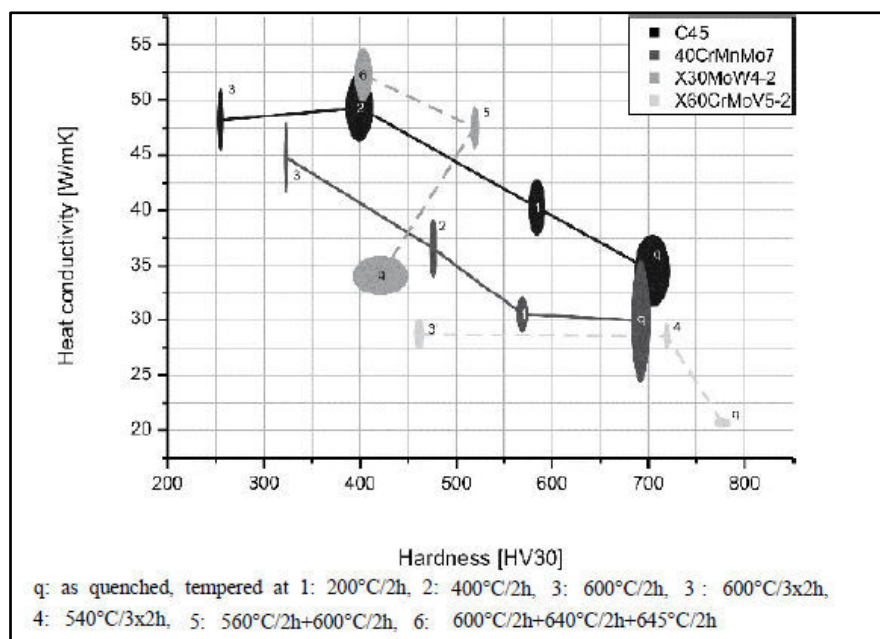


Figure 1.20 : Relation entre la conductivité thermique et la dureté de l'acier à outil en fonction des traitements thermiques des aciers [39]

1.4.2 Instrumentation de l'outillage

Une campagne d'essais de mesure thermique est effectuée chez METAKUS. L'objectif est d'étudier l'effet des paramètres du procédé de mise en forme sur les échanges thermiques pièce/outil dans les deux parties de l'outillage d'emboutissage à chaud. Pour cela, l'outillage est instrumenté par différents capteurs:

- un capteur de force placé sur le poinçon pour mesurer l'évolution de la force d'emboutissage.
- des capteurs thermiques pour :
 - mesurer l'évolution de la température de la tôle obtenue à partir du signal du pyromètre.
 - mesurer l'évolution des températures dans le poinçon par les thermocouples des capteurs.
- des thermocouples de contact placés dans la matrice pour mesurer l'évolution de la température de la tôle quand elle arrive en contact avec la matrice. Le temps de réponse du thermocouple de contact est estimé à 10 ms.

Deux capteurs thermiques sont utilisés, l'un est fabriqué avec l'acier HTCS 150 et l'autre avec l'acier GTCS 550. Les capteurs sont placés dans le poinçon comme l'illustre la figure 1.21.

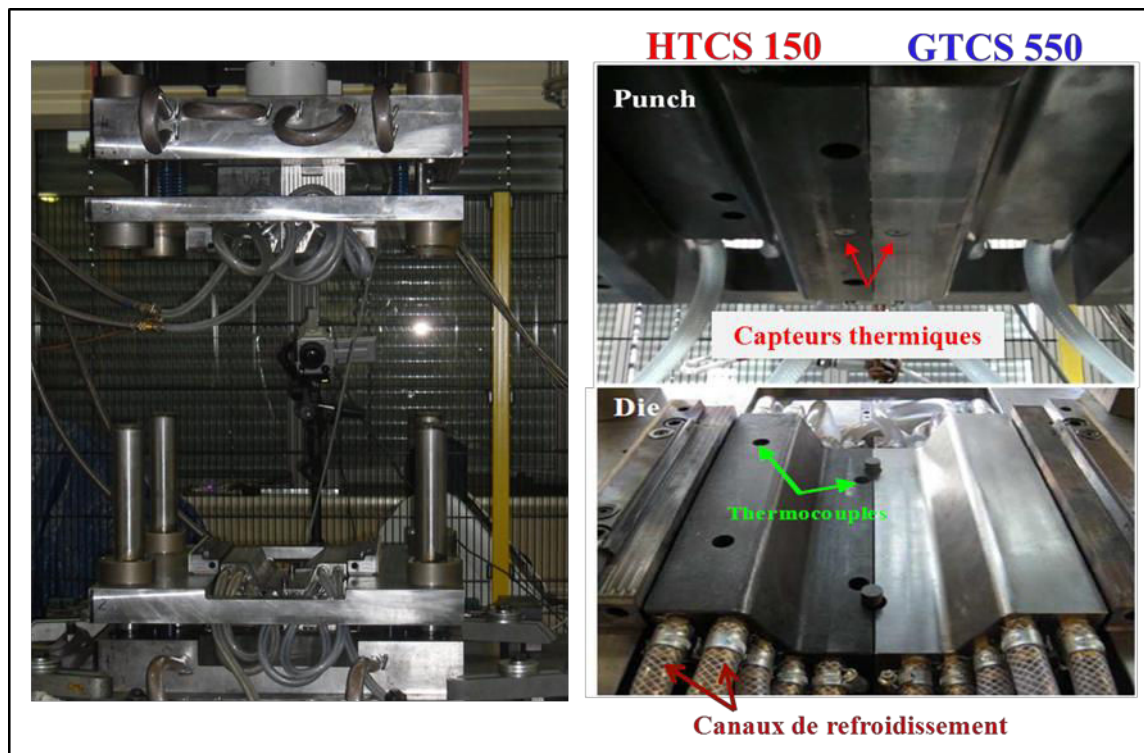


Figure 1. 21 : Emplacement des capteurs thermiques dans le poinçon

1.4.3 Campagne de mesures thermiques sur l'outil Omega

On cherche principalement à étudier l'effet des conductivités thermiques des aciers à outil sur les échanges thermiques outil/pièce en fonction de la force d'emboutissage du poinçon. Les tôles sont en acier USIBOR revêtus d'une épaisseur égale à 1.72 mm.

L'équipement expérimental se compose de :

- un four, dont la température est maintenue stable à 950°C. Pendant 30 min, plusieurs tôles sont placées dans le four. Le déplacement de la tôle du four jusqu'à la presse est fait manuellement ce qui correspond à un temps de transfert d'environ 6 s.
- un système d'acquisition avec trois modules à 18 voies a été installé. Il permet d'enregistrer simultanément les signaux de tous les thermocouples ainsi que celui du capteur de force à une fréquence d'acquisition de 1000 Hz.

L'étude des résultats thermiques est réalisée pour des cycles stables, dont les paramètres nominaux sont présentés dans le tableau 1.2.

Tableau 1. 2 : Paramètres de cycles de mise en forme en conditions nominales

Force max (kN)	Temps de déformation (s)	Temps d'ouverture d'outil (s)	Conditions de refroidissement de l'outillage		T initiale de tôle (Sortie four) (°C)
			HTCS 150	GTCS 550	
1460	10	10	Refroidie (circulation d'eau)	Non refroidie	950

Nous allons présenter les résultats obtenus par les différents capteurs implantés dans l'outillage. La durée d'un cycle est d'environ 35 s. La figure 1.22 montre les différentes phases du procédé d'emboutissage à chaud :

- première phase : à la sortie du four, la tôle est placée sur le serre-flan de la presse. A cet instant, la température de la tôle est mesurée au centre par les pyromètres insérés dans le poinçon. On enregistre la température maximale de la tôle égale à 750°C. En effet, pendant la phase de positionnement, la tôle s'est refroidit par conduction en contact avec les bords de l'outillage.

Par contre, la partie du milieu se refroidit par convection et conduction avec l'air. Il y a une chute de température de 200°C entre le passage de tôle de four et la presse. La mise en place de la tôle sur le serre-flan déclenche le thermocouple de contact placé au bord.

- deuxième phase : le poinçon se déplace et arrive en contact avec la tôle pour la bloquer. Sous l'effort de la presse, la tôle se plie progressivement jusqu'à avoir un contact parfait avec la matrice. A cet instant, l'outillage est totalement fermé. Les canaux de circulation d'eau placés dans la matrice permettent de refroidir la pièce déformée. L'application de la force d'emboutissage accélère les échanges thermiques pièce/outil et par conséquence, il conduit à la trempe de la pièce. Les températures de la tôle mesurées par les pyromètres dans chaque partie de l'outillage montrent que la vitesse de refroidissement est plus importante dans la partie HTCS 150 (T-tôle h) que celle dans la partie GTCS 550 (T-tôle g). Ceci aura un effet sur la microstructure de la pièce finale.

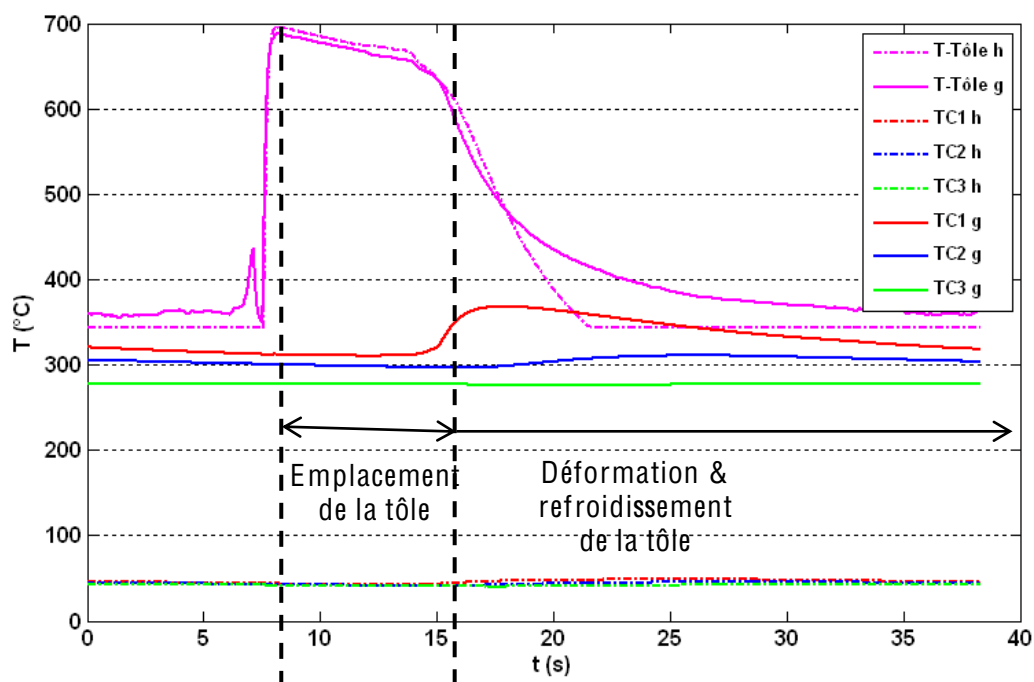


Figure 1. 22 : Evolution des températures de l'ensemble des capteurs en conditions nominales

1.4.4 Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique

Nous avons évalué le flux de chaleur imposé à l'outillage et le coefficient d'échange thermique en fonction du temps pour les deux aciers : HTCS 150 et GTCS 550. La méthode inverse qui a été utilisée pour traiter les mesures de températures est basée sur la méthode des quadripôles (résolution du problème thermique direct). On résout la transformée de Laplace de l'équation de chaleur (conduction dans une dimension). Les propriétés thermo-physiques sont constantes en fonction de temps (supposées constantes avec la température). Les températures minimales mesurées dans les tôles par le pyromètre doivent être supérieures à 350°C. Dans la partie HTCS 150, les températures mesurées à chaque profondeur de moule sont quasiment égales (cf. figure 1.22), donc on ne peut pas évaluer le flux de chaleur dans cette partie de l'outillage. La difficulté de détermination de flux de chaleur pour cet acier de conductivité élevée viendrait probablement du fait que le premier thermocouple aura dû être implanté beaucoup plus près de la surface d'outillage. Mais, en raison de la technique de préparation des trous d'emplacement des thermocouples et également de la fragilité des thermocouples, leur emplacement a été limité à une distance de 1 mm. Ceci montrerait que le gradient thermique en profondeur établi entre la surface de contact et les régions sous surface de contact serait plus brutal. Pour ces mêmes emplacements, l'utilisation des thermocouples avec des temps de réponse plus élevés (de diamètre plus réduit) aurait été nécessaire. Pour des

raisons techniques et économiques, les mesures avec des thermocouples plus appropriés n'ont pas été réalisées.

La figure 1.23 montre les résultats pour deux cycles stabilisés en conditions nominales obtenus dans la partie GTCS 550. On constate que la forme des courbes est identique avec un pic qui correspond à l'application de la force d'emboutissage. En conditions nominales, on détermine une densité de flux de chaleur et un coefficient d'échanges thermiques maximaux égaux respectivement à 0.28 MW/m^2 et $1100 \text{ W/m}^2\text{K}$.

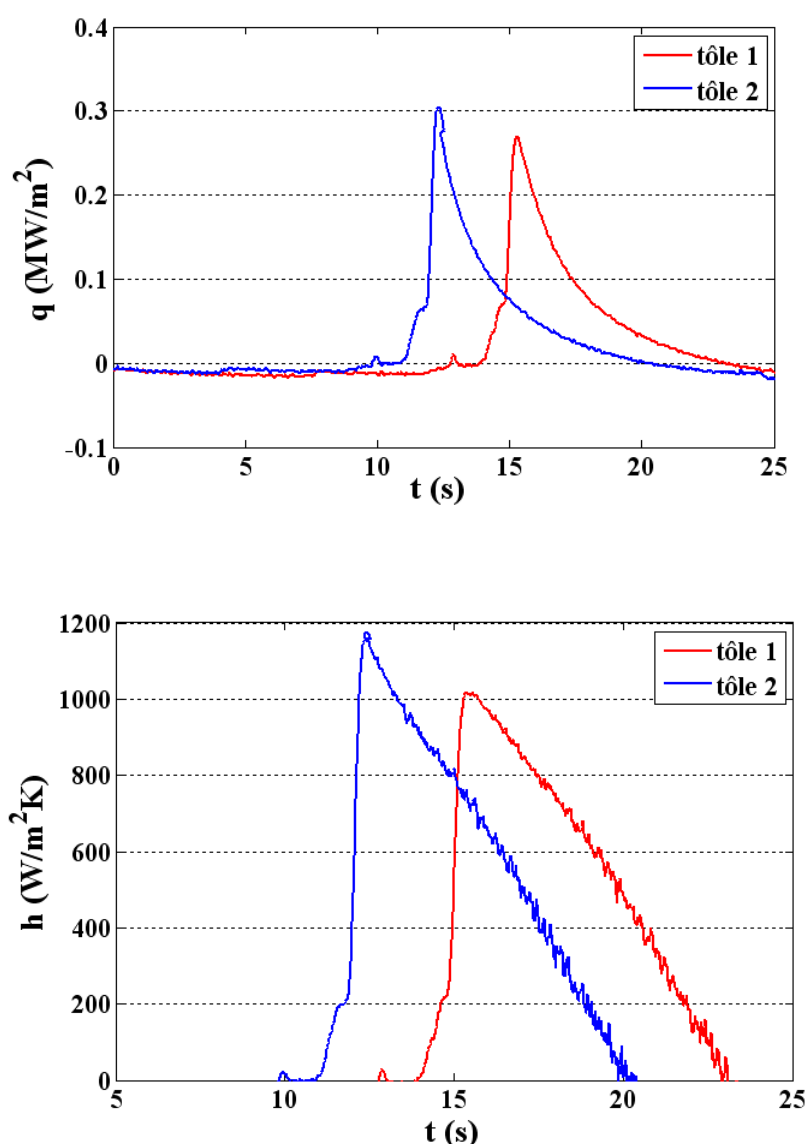


Figure 1. 23 : **Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique** dans la partie GTCS 550 (faible conductivité)

1.4.5 Evaluation des températures de la **surface de l'outillage**

Ce paragraphe présente la variation des températures mesurées par les capteurs thermiques durant un cycle stable. La figure 1.24 montre l'évolution des températures à 1, 10 et 20 mm de la surface de travail, ainsi que la température de la tôle dans la partie HTCS 150. Les températures mesurées sont constantes et quasiment égales à 50°C dans la partie HTCS 150. La conductivité thermique élevée de l'acier à outil HTCS 150 permet d'atteindre rapidement des cycles d'emboutissage stables. Dans la partie GTCS 550, on constate un gradient thermique important avec une température de surface maximale égale à 380°C (cf. figure 1.25). Il faut en moyenne 7 cycles pour atteindre les cycles stables. On observe que les températures notées dans la partie GTCS 550 sont beaucoup plus importantes que celles dans la partie HTCS 150.

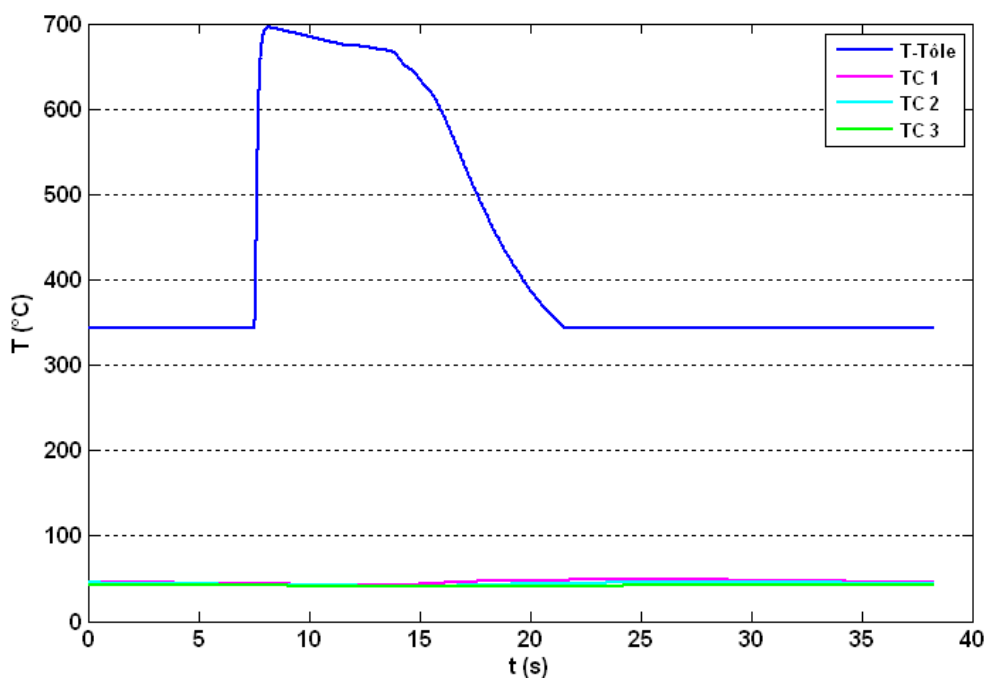


Figure 1. 24 : Variation des températures dans la partie HTCS 150 en conditions nominales

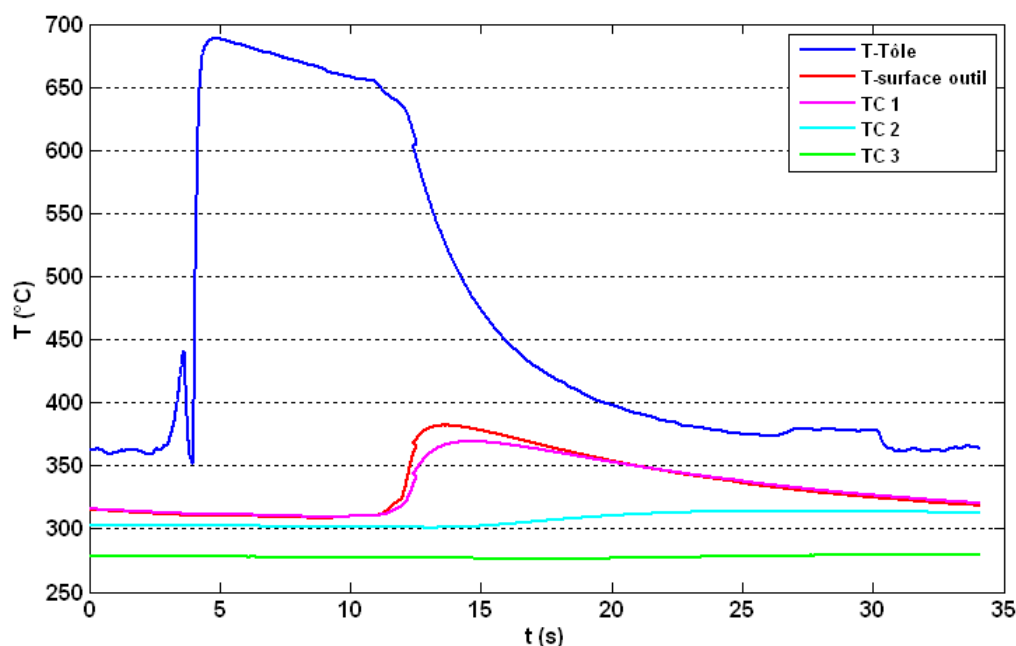


Figure 1. 25 : Variation des températures dans la partie GTCS 550 de l’outil en conditions nominales

Le tableau 1.3 résume les valeurs maximales moyennes de flux de chaleur et de coefficient d’échange thermique obtenues pour l’acier GTCS 550 avec les écarts types associés ainsi que les températures maximales des surfaces de chaque partie de l’outillage.

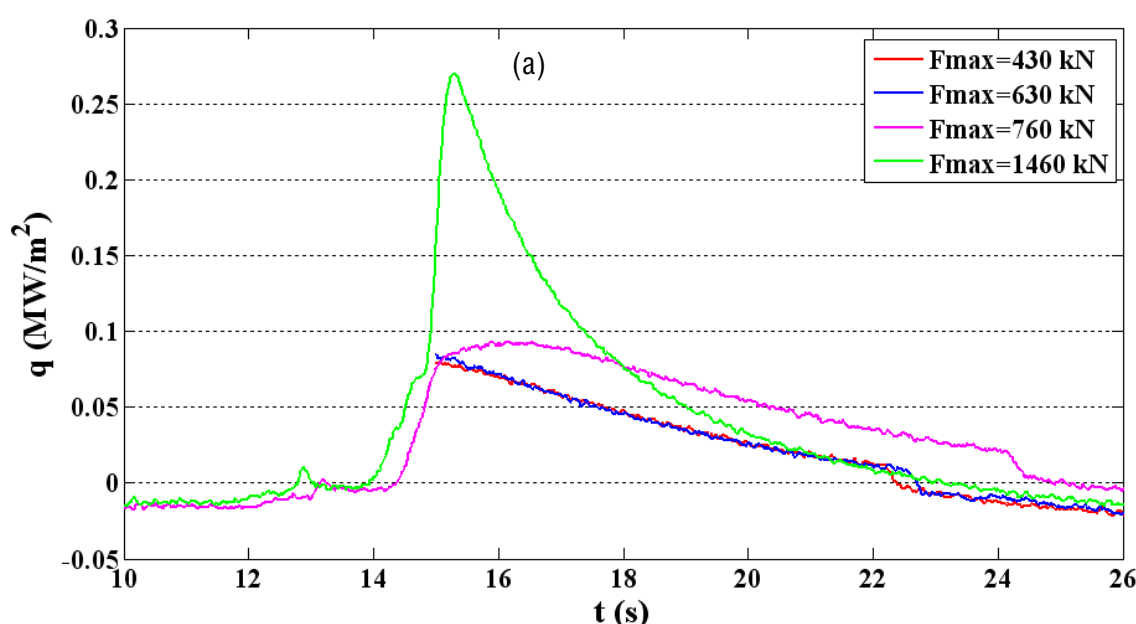
Tableau 1. 3 : Valeurs moyennes des résultats thermiques en conditions nominales

		Moyenne sur 3 emboutissages	Ecart type
Flux de chaleur max (MW/m ²)		0.28	0.14
Coefficient d ‘échange thermique max (W/m ² K)		1100	55
T max de surface de poinçon (°C)	HTCS 150	50	4
	GTCS 550	384	1

1.4.6 Effet de la force d’emboutissage

L’évolution du flux de chaleur et du coefficient d’échange thermique a été étudiée dans la partie GTCS 550, dans une plage de force d’emboutissage maximale (F_{max}) variant entre 430 kN et 1460 kN. La figure 1.26 montre qu’un pic de flux de chaleur (et de coefficient d’échange thermique) est marqué lors de l’application d’une force d’emboutissage maximale égale à 1460 kN. Pour des efforts plus faibles, ce pic disparaît avec des valeurs de coefficient

d'échange thermique maximales plus faibles comprises entre 300 et 400 W/ m² K ($\approx 1/3$ de $h_{\max}$ à $F_{\max} = 1460$ kN) (cf. figure 1.27). Ces résultats montrent bien que la charge appliquée influence la vitesse de trempe de la pièce dans la partie GTCS 550 : dans les conditions nominales ($F_{\max} = 1640$ kN), la vitesse de trempe dans la partie GTCS 550 est égale à 58°C/s. Cette valeur est supérieure à une trempe conventionnelle qui est de l'ordre de 27°C/s et induit par conséquent une structure martensitique. A une force d'emboutissage plus faible, on diminue la vitesse de trempe dans la partie GTCS 550, ce qui se traduit par une structure ductile (bainitique – martensitique), alors que dans la partie HTCS 150, la vitesse de tempe est très rapide, la partie de la pièce formée est plus résistante.



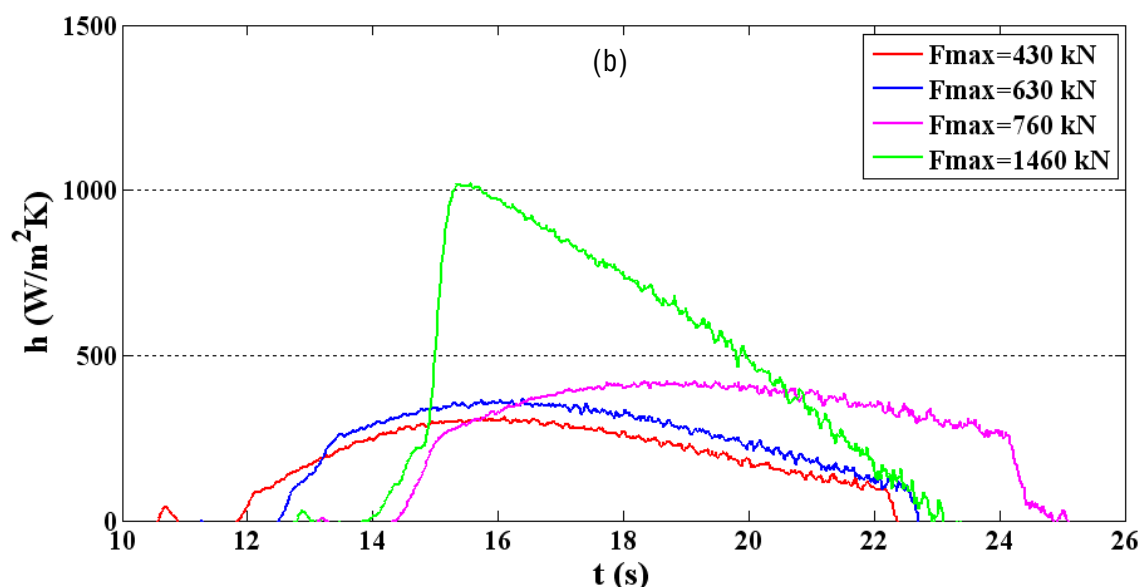


Figure 1. 26 : Evolution du flux de chaleur (a) et du coefficient d'échange thermique (b) en fonction de temps pour différentes forces d'emboutissage appliquées

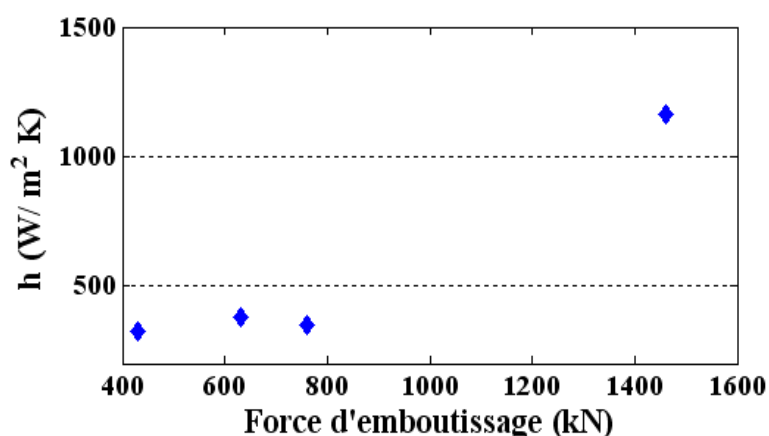


Figure 1. 27 : Coefficient d'échange thermique maximal en fonction de la force maximale appliquée en conditions nominales

Conclusion

Les échanges thermiques entre deux corps lors d'un procédé de mise en forme à chaud dépendent de plusieurs paramètres. Ils sont liés aux propriétés thermo-physiques des matériaux des outillages, aux conditions de conduite du procédé et aux phénomènes de contact pièce/outil. Nous avons évalué les sollicitations thermiques imposées aux outillages de deux procédés de mise en forme à chaud. Des outillages industriels et semi-industriels ont été instrumentés avec des capteurs thermiques. Ils permettent d'évaluer les températures des outillages et des pièces formées durant les cycles de mise en forme. Ces mesures de

températures sont exploitées par méthode inverse pour évaluer les échanges thermiques (le flux de chaleur et le coefficient d'échange thermique à la surface de l'outillage) et estimer la température maximale de la surface de travail. Nous avons déterminé les sollicitations thermiques imposés dans des zones endommagées d'un moule de fonderie sous pression des pièces en magnésium. Dans un procédé d'emboutissage à chaud, une pièce à gradient de propriétés mécaniques a été formée dans un outillage en bi-matériaux. Nous avons cherché à identifier l'effet des propriétés thermo-physiques des aciers à outil sur l'échange thermique pièce/outil, et par la suite à contrôler les propriétés mécaniques des pièces finies. L'introduction de cet outillage dans la chaîne de production peut améliorer la cadence de production.

Il faut étudier l'effet des sollicitations thermomécaniques appliquées sur la durée de vie des outillages. Sous la base de ces mesures thermiques effectuées, les températures des essais de fatigue oligocyclique ont été choisies. Ceci fera l'objectif du chapitre suivant.

Chapitre 2

Matériaux et méthodes expérimentales

2.1	Matériaux étudiés	34
2.1.1	Aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b	34
2.1.2	Acier AISI H11	37
2.2	Méthodes expérimentales	39
2.2.1	Procédure d'essai de fatigue oligocyclique.....	39
2.2.2	Banc d'essai de propagation de fissure en fatigue	40
2.2.3	Procédure expérimentale	41
2.2.4	Détermination de la variation d'ouverture en pointe de fissure en fatigue (Δ CTOD)	42
	Conclusion.....	45

Dans le cadre de ce travail, différents aciers à outils de travail à chaud HDC1, HPD 3a, HPD 3b et AISI H11 ont été sélectionnés. Les aciers sont présentés principalement en termes de microstructure et de composition chimique. Ensuite, les bancs d'essai de fatigue oligocyclique et de propagation de fissure en fatigue sont présentés ainsi que la méthode de corrélations d'images utilisée pour la mesure de l'amplitude d'ouverture de fissure.

2.1 Matériaux étudiés

2.1.1 Aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b

Les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b ont été fournis par ROVALMA. La composition chimique de ces aciers a été identifiée à l'aide d'une analyse par spectrométrie d'émission optique à source étincelle, Q4 TASMAN, au sein du laboratoire ICA. Ces mesures montrent que les éléments principaux sont le molybdène (Mo d'environ 3% en masse) et le tungstène

(W entre 1.8 et 2.2% en masse) alors que le chrome ($\text{Cr} < 0.2\%$ en masse) se trouve sous forme résiduelle. Le nickel (Ni est moins de 0.4% en masse pour HPD 3a et HPD 3b) est utilisé comme élément d'alliage (de l'ordre de 3% en masse) se l'acier HDC1. En effet, le molybdène et le tungstène contribuent tous les deux au durcissement par solution solide de l'acier. L'avantage du molybdène par rapport au tungstène est qu'il amène une meilleure ductilité et une densité plus faible avec une mise en solution plus facile. Ainsi, cet élément s'oppose au grossissement des grains lors de la trempe et il augmente la trempabilité de l'acier. De plus, il entraîne la précipitation des carbures de type M_2C responsables du durcissement. Pour le nickel, il a une bonne influence sur la trempabilité et la résistance aux chocs [40]. Le teneur en silicium est trois fois faible dans l'acier HPD 3b et deux fois faible dans l'acier HPD 3a que dans l'acier HDC1.

Une attaque chimique avec une solution à 3% de Nital a permis de révéler la microstructure de ces aciers. Les grains austénitiques dans l'acier HDC1 ont une largeur comprise entre $6.8\text{ }\mu\text{m}$ et $9.6\text{ }\mu\text{m}$ et une longueur d'environ $12.5\text{ }\mu\text{m}$. La présence de carbures de diamètre compris entre $0.07\text{ }\mu\text{m}$ et $0.3\text{ }\mu\text{m}$ est constatée. Ces carbures apparaissent dans les joints des grains et entre les lattes de martensites comme illustré dans la figure 2.1. L'analyse chimique de la matrice et des carbures de l'acier HDC1 a été effectuée avec le microscope électronique à balayage NOVA NANOSEM 450 (FEITM). Les figures 2.2 et 2.3 présentent la composition chimique de ces derniers. Les carbures précipités sont riches en molybdène avec des traces de tungstène. La fraction massique de Molybdène est de l'ordre de 14.5 %, alors que celle du tungstène varie entre 1.8 % et 2.8 %. Les analyses chimiques réalisées sur des échantillons en acier HDC1 ont montré que le nickel se trouve surtout dans la matrice.

La microstructure des aciers HPD 3a et HPD 3b est illustrée dans la figure 2.4. La taille des grains austénitiques dans l'acier HPD 3a est très variables comprise entre $17\text{ }\mu\text{m}$ et $87\text{ }\mu\text{m}$ avec des carbures de taille variant entre $0.34\text{ }\mu\text{m}$ et $0.46\text{ }\mu\text{m}$. Les carbures se trouvent principalement dans les joints des grains. Pour l'acier HPD 3b, la taille des grains varie entre $6\text{ }\mu\text{m}$ et $21\text{ }\mu\text{m}$ avec des carbures de taille comprise entre $0.47\text{ }\mu\text{m}$ et $0.59\text{ }\mu\text{m}$. Dans ce cas, les carbures se trouvent principalement entre les lattes de la martensite.

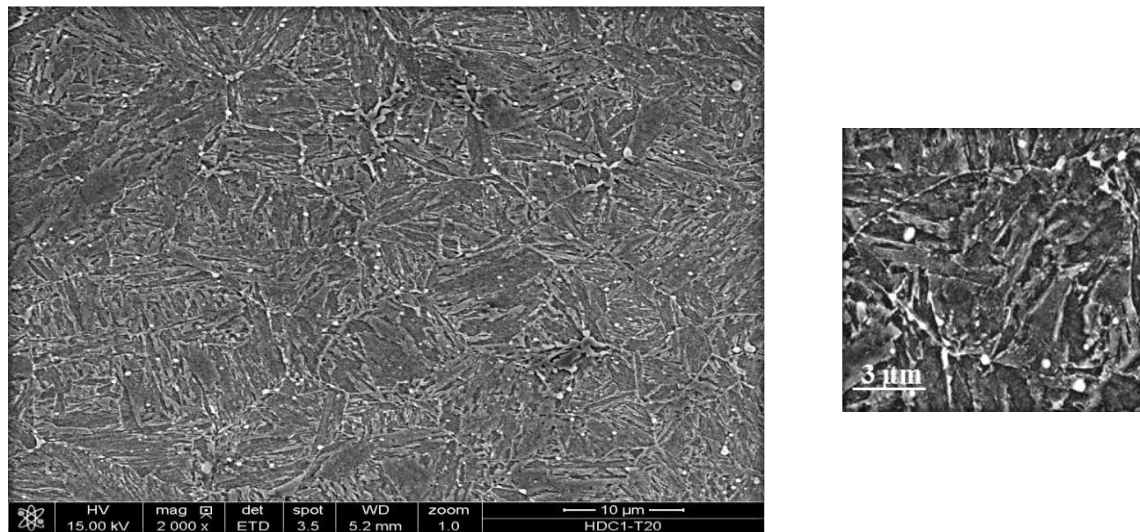


Figure 2. 1 : Structure de l'acier HDC1 – 45 HRC

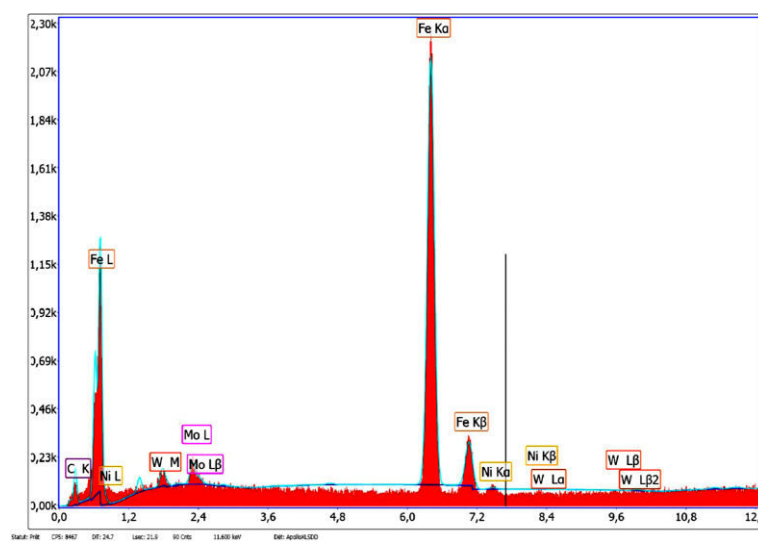


Figure 2. 2 : Analyse chimique de la microstructure de l'acier HDC1

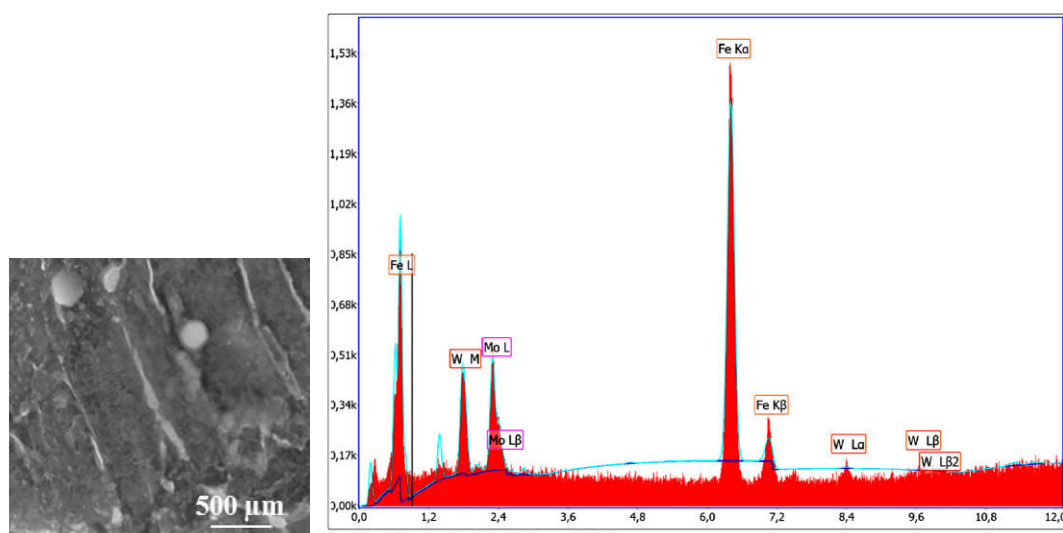


Figure 2. 3 : Analyse chimique des carbures de l'acier HDC1

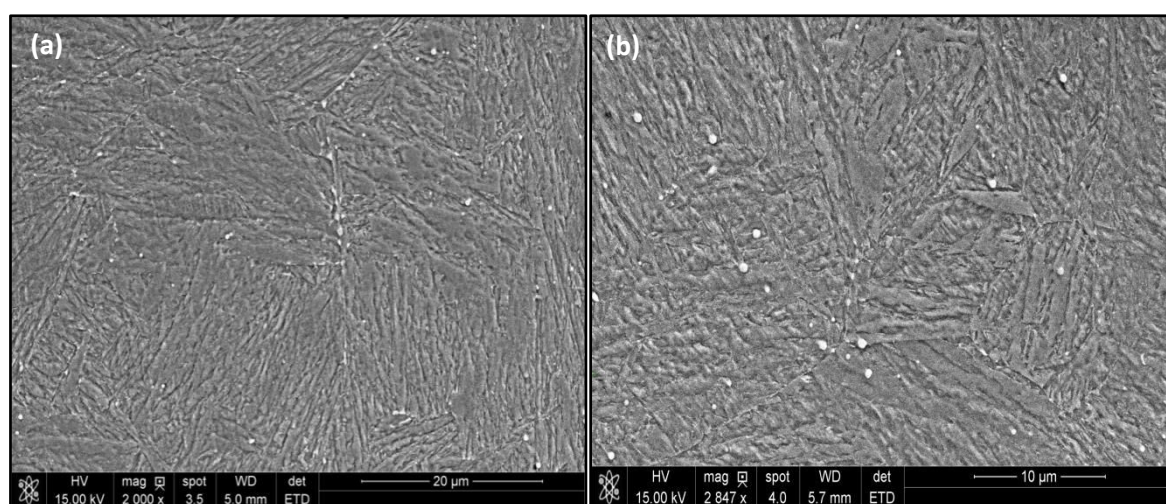


Figure 2. 4 : Microstructure de l'acier a) HPD 3a, b) HPD 3b

2.1.2 Acier AISI H11

L'acier AISI H11 est un acier élaboré par la société AUBERT& DUVAL, traité à une dureté de 47 HRC. Sa composition chimique est indiquée au tableau 2.1. Cet alliage contient une teneur importante en chrome. Le traitement thermique est composé d'un recuit préliminaire, d'une austénitisation à 980°C, suivie d'une trempe à l'air et d'un double revenu effectué pendant 2 heures à 550°C puis à 605°C durant 2 heures également [1].

Tableau 2. 1 : Composition chimique de l'acier AISI H11 [1]

Eléments	C	Cr	Mn	V	Ni	Mo	Si	Fe
% massique	0.36	5.06	0.36	0.49	0.06	1.25	0.35	Balance

La microstructure de cet acier a été analysée dans plusieurs travaux de recherches [1, 4, 35, 36]. Il s'agit d'un acier martensitique revenu. La figure 2.5 présente la microstructure de l'acier AISI H11. Le diamètre moyen des grains est de 14 μm avec des lattes de martensite de taille variant entre 0.1 μm et 2 μm en largeur et entre 0.5 μm et 15 μm en longueur [41]. Les carbures sont de forme allongée et globulaire, de tailles variées entre 0.01 μm et 0.5 μm . Les principaux carbures sont la cémentite Fe_3C , MC (riche en vanadium) et des carbures de chrome M_{23}C_6 [4, 36].

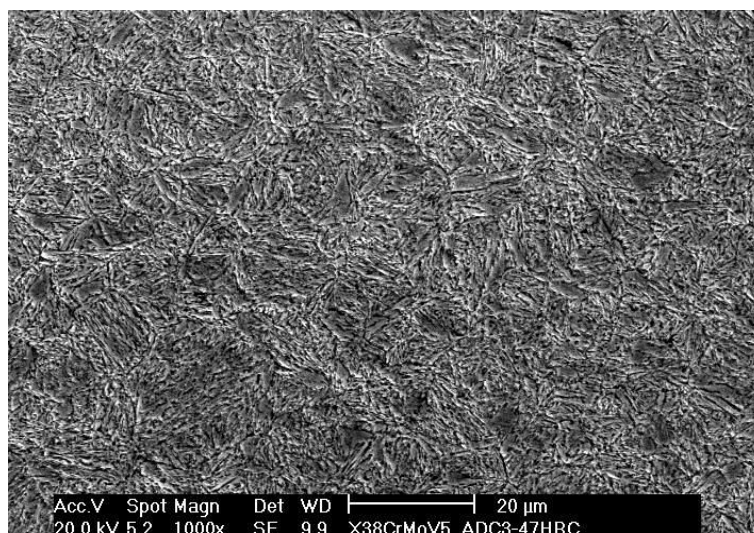


Figure 2. 5 : Structure de l'acier AISI H11 - 47HRC [1]

La principale différence entre l'ensemble des aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b et l'acier AISI H11 concerne : a) d'une part, leur teneur en molybdène qui est plus importante pour les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b. b) d'autre part, les teneurs en chrome et en vanadium utilisés comme des éléments d'alliage pour l'acier AISI H11 et présents sous forme résiduelle pour les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b. En effet, le chrome joue un rôle essentiel dans l'augmentation de la trempabilité et il forme des carbures du type M_7C_3 qui participent à la résistance à l'abrasion et s'opposent au grossissement du grain lors de l'austénitisation. Il provoque par ailleurs un certain retard de l'adoucissement lors du revenu et il entraîne également une très forte réduction de l'oxydation à haute température. Pour le vanadium, il permet de former des carbures et nitrures stables aux températures de service, contribuant ainsi à la tenue mécanique [43]. Il est très efficace à de petites additions voisines de 0.2% en masse pour freiner le grossissement du grain lors de traitements thermiques [40].

La différence de microstructure de ces aciers peut influencer le comportement et la durée de vie de ces aciers : cet effet fera l'objet des chapitres suivants.

2.2 Méthodes expérimentales

Suite à la présentation des aciers, une description des moyens expérimentaux utilisés pour les essais de fatigue oligocyclique et de propagation de fissure en fatigue, ainsi que de la méthode de détermination de l'amplitude d'ouverture de fissure est présentée.

2.2.1 Procédure d'essai de fatigue oligocyclique

Le comportement et la durée de vie en fatigue oligocyclique (LCF) ont été déterminés pour l'acier HDC1. Les températures des essais LCF sont sélectionnées à 20°C, 300°C, 500°C et 600°C. Il s'agit d'essais pilotés en déformation totale alternée symétrique. Le cycle est triangulaire avec une fréquence de sollicitation de 1 Hz. Les essais ont été réalisés sur une machine SCHENCK de capacité nominale de 250 kN. Un moyen d'induction a été utilisé pour le chauffage de l'éprouvette. L'amarrage des éprouvettes est assuré par des mors hydrauliques refroidis par une circulation d'eau. Trois thermocouples sont positionnés à la surface de l'éprouvette, dans la partie utile. Ils sont liés à un Eurotherm pour maintenir la température constante durant l'essai. L'écart maximal des températures mesurées par les thermocouples est de l'ordre de 10°C. L'éprouvette a été maintenue à la température de consigne pendant 10 minutes avant d'imposer la sollicitation mécanique, afin de stabiliser les températures dans la zone utile de l'éprouvette. Les essais de fatigue sont réalisés à l'aide d'un logiciel Advanced LCF de SCHENCK®. La mesure de la déformation est assurée par un extensomètre longitudinal doté de tiges en céramique, adapté aux essais à hautes températures. Le nombre de cycles à la rupture est déterminé par une chute de contrainte maximale depuis les premiers cycles de l'ordre de 15%. Par manque de matériau, un seul essai a été réalisé par condition. Typiquement 14 éprouvettes ont été testées sous le chargement cyclique. Les conditions d'essais sont résumées dans le tableau 2.2. Les modules d'élasticité ont été déterminés à partir du premier cycle à froid et à chaud. Les paramètres mécaniques ont été enregistrés: les valeurs minimales et maximales de contrainte et de déformation plastique, ainsi que les boucles d'hystérésis. Ces dernières ont été sauvegardées pour les 25 premiers cycles, tous les 5 cycles jusqu'à 2000 cycles, tous les 10 cycles jusqu'à 2100 cycles, tous les 50 cycles jusqu'à 3000 cycles et enfin tous les 100 cycles jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les éprouvettes utilisées sont usinées à partir d'un seul bloc comme l'illustre la figure 2.6.

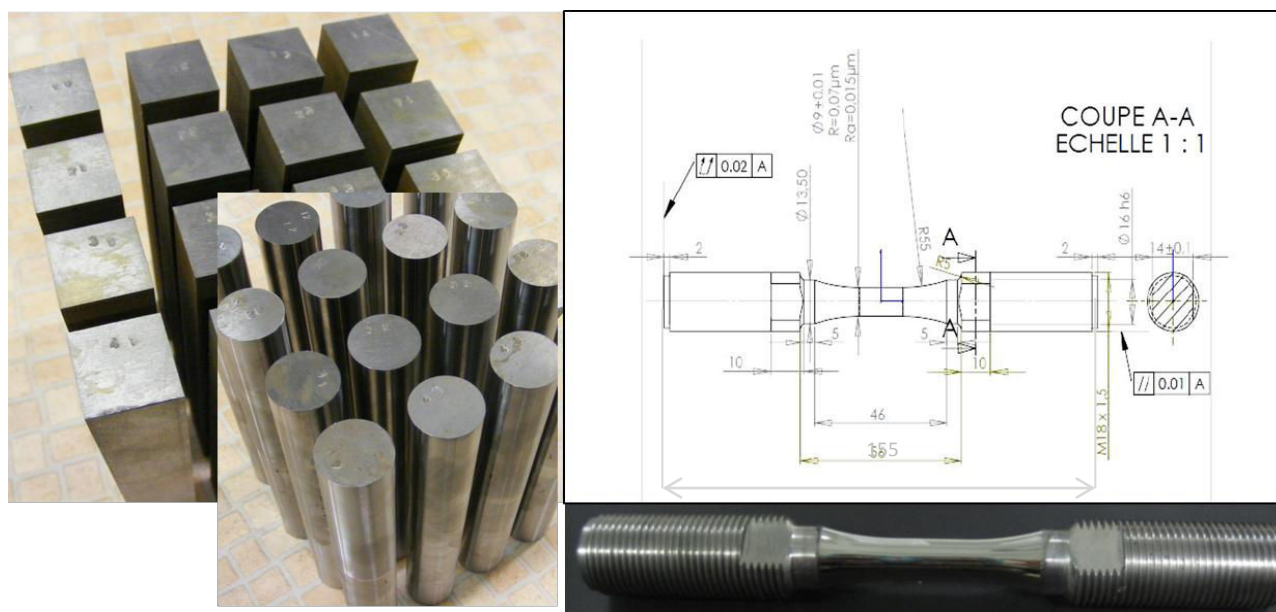


Figure 2. 6 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue

Tableau 2. 2 : Conditions des essais de fatigue réalisés sur l'acier HDC1

T (°C)	20			300			500				600			
$\Delta\epsilon_t(\%)$	0.9	1	1.1	0.85	1	1.4	0.8	0.9	1	1.2	0.55	0.6	0.8	1

2.2.2 Banc d'essai de propagation de fissure en fatigue

Le banc d'essai de fatigue a été développé par Shah [5] pour étudier la fissuration de l'acier AISI H11 sur des éprouvettes fines dans différentes conditions. Les essais de fatigue sont réalisés sur une machine hydraulique Walter et Bai. Dans notre cas, les essais sont pilotés par une cellule de charge de 40 kN avec une charge sinusoïdale de type traction- traction et une fréquence variant entre 2 Hz et 10 Hz. La charge maximale imposée a été fixée par Shah [5] de façon à ne pas dépasser 25 % de la limite élastique du matériau. Ceci correspond à une charge maximale de 2 kN. Dans notre travail, les essais de fatigue sont pilotés avec une charge maximale constante de 2 kN et un rapport de charge $R=0.1$. Les essais sont effectués à température ambiante sur des éprouvettes de traction à entaille latérale (SENT) avec une longueur de 55 mm, une largeur de zone utile de 8 mm et une épaisseur de 1 mm. Il s'agit d'une éprouvette mince avec une entaille latérale comme le présente la figure 2.7. Durant les essais de fatigue, la longueur de fissure est mesurée en continue en utilisant un microscope optique Questar à longue distance focale (SZM100). L'éprouvette est positionnée de manière à ce que le microscope optique puisse visualiser l'entaille (cf. figure 2.8). Le microscope

optique est connecté à une caméra AVT Marlin F-145B (d'une résolution de 1392 x 1040 pixels) qui est liée à un générateur à faible fréquence et un ordinateur. Les séquences d'images sont enregistrées directement avec le logiciel VIC -2D (2010) à une fréquence d'acquisition de 5 Hz qui permet d'enregistrer 25 images/ cycle.

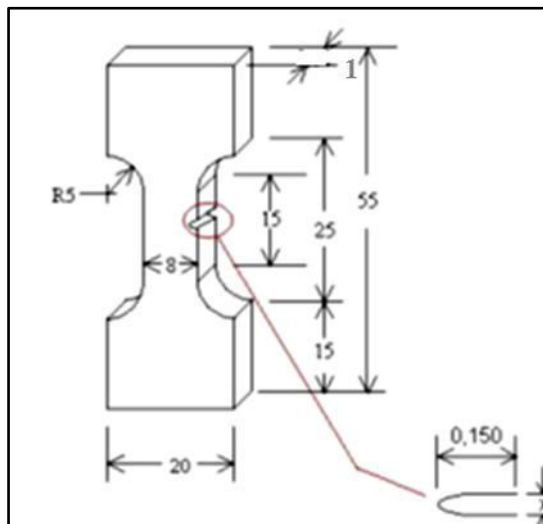


Figure 2. 7 : Dimensions de l'éprouvette SENT

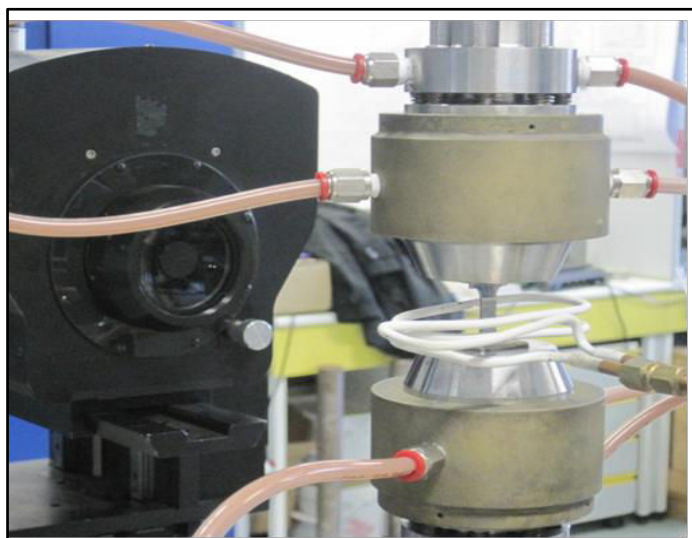


Figure 2. 8 : Dispositif expérimental

2.2.3 Procédure expérimentale

L'essai de propagation de fissure a été effectué sur les différents aciers à 20°C. Il se décompose en deux étapes :

- étape de préfissuration : elle consiste à créer une fissure droite et aiguë depuis l'entaille. Elle permet de se dégager de la zone perturbée par la présence de l'entaille mécanique et entamer l'essai de propagation de fissure propre. L'application de la charge doit être telle que la

distribution soit symétrique par rapport à l'entaille mécanique et $K_{\max}$ doit être contrôlé pendant l'essai. L'essai de préfissuration est mené à partir d'une entaille de longueur de 450 μm et de largeur égale à 350 μm obtenue par une scie fil. Il est effectué à température ambiante sous charge maximale égale à 800 MPa ($\approx 80\%$ de la limite élastique du matériau) pour un rapport de charge $R=0,1$. Au cours de cette étape, la charge est diminuée jusqu'à une charge maximale de 250 MPa ($\approx 25\%$ de la limite élastique). Ceci permet de réduire la taille de la zone plastique en tête de la fissure et assurer la propagation de fissure en condition de plasticité confinée.

- étape de propagation de fissure : il s'agit d'avancer la fissure sous chargement à amplitude constante avec une charge maximale de 250 MPa et une fréquence de 10 Hz. Durant l'essai, la longueur de fissure et le nombre de cycles correspondant sont enregistrés. Pour différentes longueurs de fissure, la fréquence de sollicitation d'essai est réduite de 10 à 0.2 Hz afin de pouvoir enregistrer les séquences d'images utilisées pour la détermination du CTOD (§ 3.2.2). Ensuite, l'essai est repris à la fréquence de 10 Hz jusqu'au dépouillement suivant. Le traitement de ces images avec la méthode de corrélation d'image 2D constitue la phase post-expérience. A partir de ces résultats, les mesures expérimentales de variation d'ouverture de fissure sont effectuées. Dans la section suivante, nous présentons en détail cette méthode de mesure en utilisant le logiciel de corrélation d'image VIC 2D®.

2.2.4 Détermination de la variation d'ouverture en pointe de fissure en fatigue (ΔCTOD)

La méthode de corrélations d'images est de plus en plus utilisée ces dernières années pour déterminer l'ouverture de fissure (COD) [44–46], et l'angle d'ouverture de fissure (CTOA) [47]. Aussi, elle permet d'évaluer les champs de déplacement [48] et de déformation au voisinage de la pointe de fissure [49] et par conséquent, le facteur d'intensité de contrainte [40, 44–46] et l'intégrale J [43, 47].

La méthode de mesure d'ouverture de fissure à différentes distances derrière la pointe de fissure a été utilisée dans les travaux de Carroll et al. [54] et de Matos et Nowell [55]. Elle présente l'avantage de pouvoir accéder au plus près de la pointe de fissure. Aussi, comme dans le cas des essais de fatigue réalisés par Shah [5] à haute température, le chauffage de l'éprouvette est mené par un inducteur, la mesure du déplacement d'ouverture de fissure par extensomètre devient inaccessible. Dans ce cas, la méthode de corrélations d'images présente également un avantage. L'inconvénient lié à cette méthode en 2D réside dans le fait que ces

mesures ne sont que des mesures de surface. Néanmoins, pour des éprouvettes fines d'épaisseur égale à 3 mm, de Matos et Nowell [55] ont montré que les résultats en terme d'ouverture de fissure étaient identiques à ceux obtenus par des moyens plus volumiques comme une jauge collée en face arrière d'éprouvette. En se basant sur la méthode suivie par Shah [5], nous allons déterminer la variation d'ouverture en pointe de fissure ($\Delta CTOD$) pour les différentes longueurs de fissure. Sur un ensemble d'images prises lors d'un cycle, une image est prise comme référence pour placer des extensomètres virtuels aux lèvres de la fissure à une distance fixe en pixels de l'axe de la fissure (cf. figure 2.9). Les extensomètres sont placés à une distance de 76, 200, 335, 468, 600 μm derrière la pointe de la fissure. Pour chaque extensomètre, on détermine une amplitude de déplacement d'ouverture de fissure ΔCOD qui correspond à la différence entre les ouvertures aux charges maximale et minimale (cf. figure 2.10). Les résultats de mesure de ΔCOD sont ensuite tracés en fonction des emplacements d'extensomètre pour les différentes longueurs de fissure (cf. figure 2.11). Par extrapolation à la pointe de fissure, on estime la variation d'ouverture en pointe de fissure $\Delta CTOD$. Cette valeur de $\Delta CTOD$ sera utilisée au chapitre 4, au même titre que ΔK pour analyser les essais de propagation de fissures dans les différents aciers.

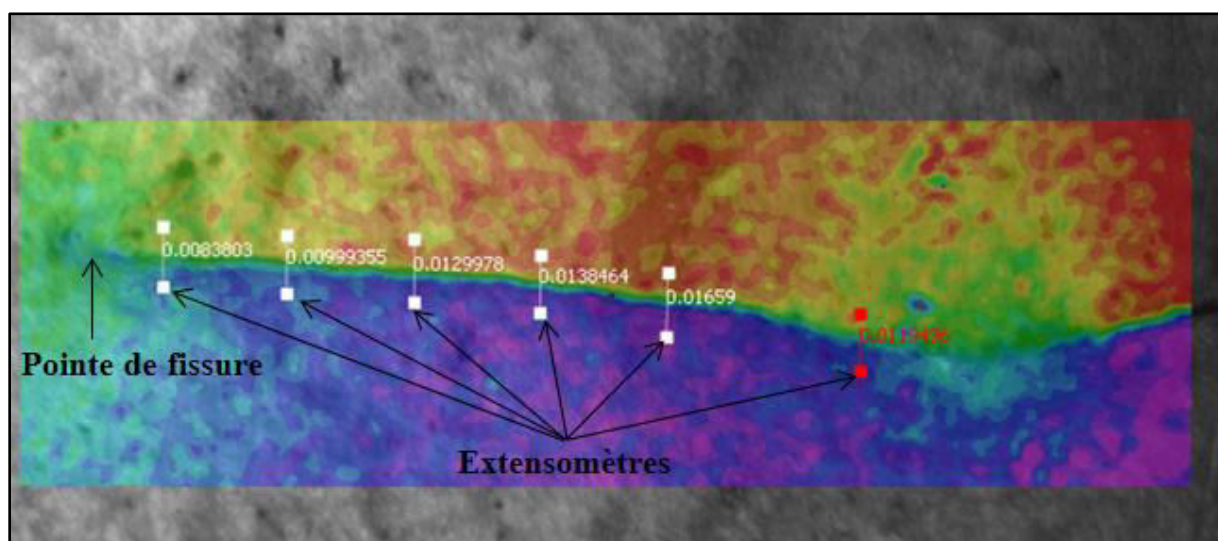


Figure 2. 9 : Schématisation de l'emplacement des extensomètres derrière la pointe de fissure de longueur 1.6 mm

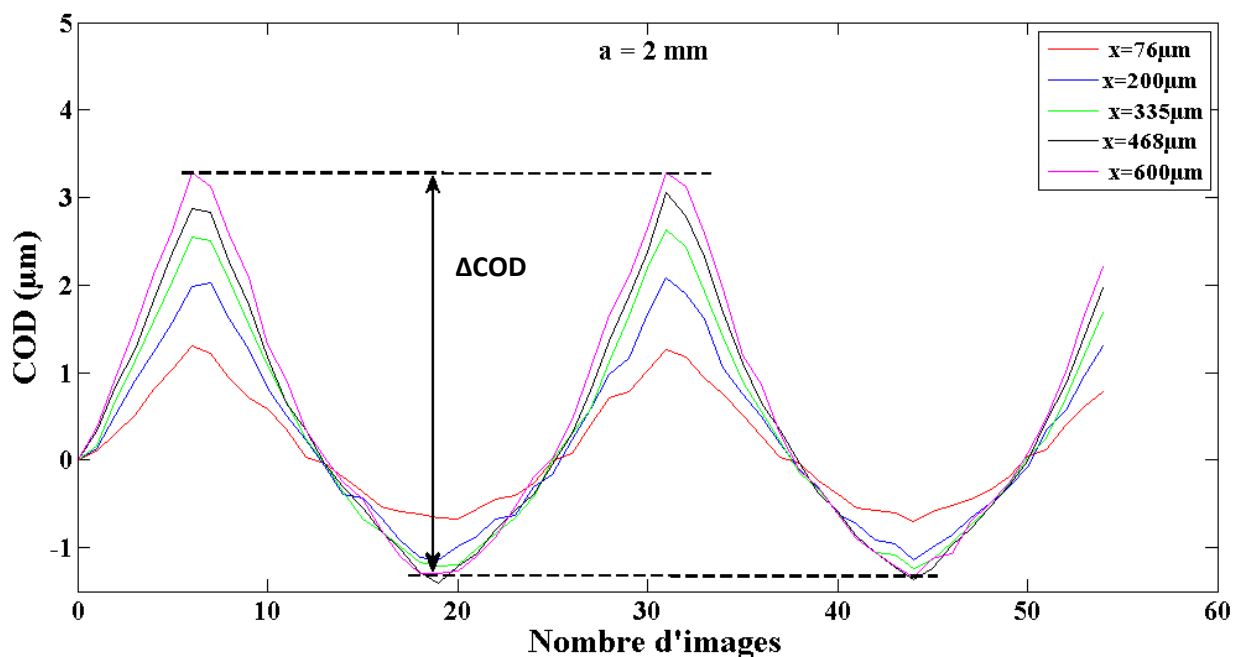


Figure 2. 10 : Evolution de l'ouverture de fissure durant le chargement pour une fissure de longueur de 2 mm

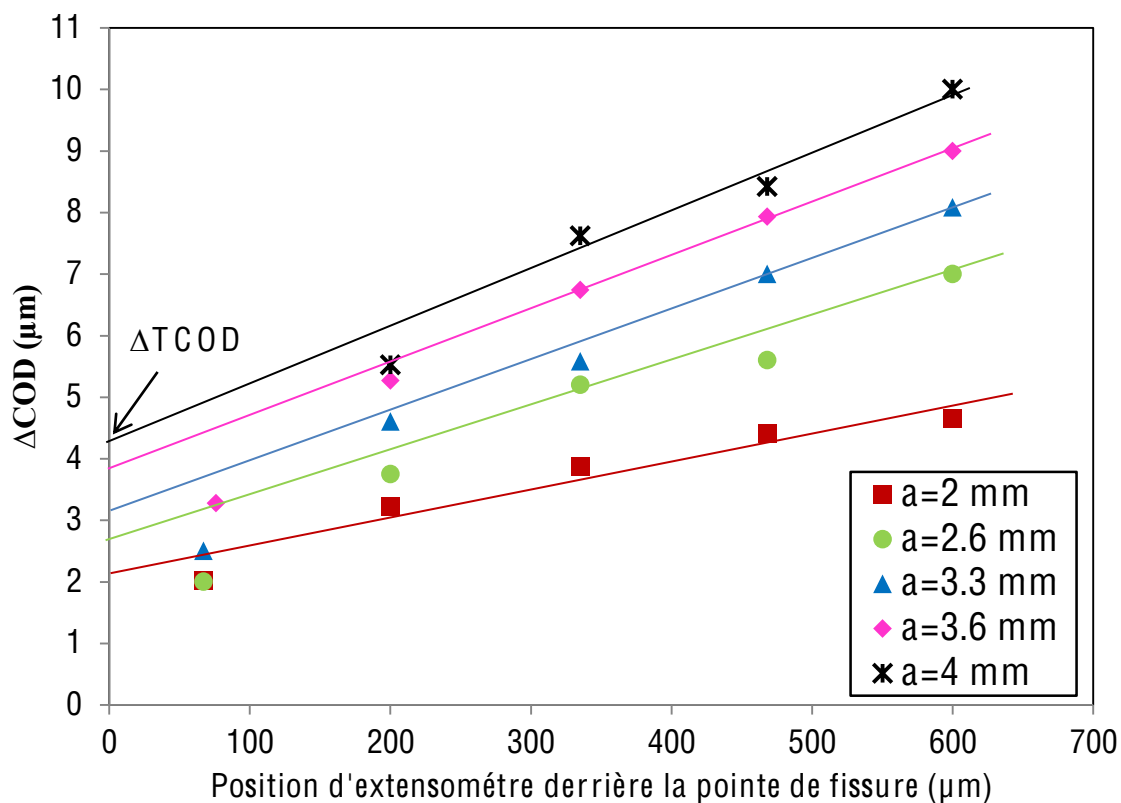


Figure 2. 11 : Variation de l'amplitude d'ouverture de fissure ΔCOD en fonction de la position d'extensomètre pour différentes longueurs de fissure et estimation du $\Delta T COD$

Conclusion

Les aciers à outils de travail à chaud ont été présentés dans ce chapitre. Des différences de compositions chimiques et de microstructures ont été notées. En premier temps, des essais de fatigue oligocyclique à amplitude de déformation imposée ont été réalisés à différentes températures sur l'acier HDC1. Les résultats de ces essais seront présentés et comparés par la suite à ceux de l'acier AISI H11. Le but est de comprendre le comportement cyclique et la durée de vie en tenant compte des effets de température et de sollicitation. Ensuite, des essais de propagation de fissure ont été réalisés sur des éprouvettes minces à température ambiante pour les différents aciers. La méthode de mesure de l'ouverture de fissure a été présentée. Les vitesses de propagation de fissure seront évaluées et comparées en se basant sur les critères : l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte et l'amplitude d'ouverture en pointe de fissure.

Chapitre 3

Comportement et durée de vie en fatigue oligocyclique de l'acier HDC1

3.1	Comportement cyclique de l'acier HDC1	47
3.1.1	Influence de l'amplitude de la déformation imposée.....	47
3.1.2	Influence de la température d'essai.....	51
3.1.3	Ecrouissage cyclique.....	52
3.1.4	Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11	53
3.1.5	Bilan.....	57
3.2	Etude de la durée de vie de l'acier HDC1	58
3.2.1	Bibliographie.....	58
3.2.2	Résultats des essais de fatigue sur l'acier HDC1	60
3.2.3	Comparaison des durées de vie des aciers HDC1 et AISI H11	63
3.2.4	Mécanismes d'endommagement de l'acier HDC1	69
	Conclusion.....	78

Ce chapitre s'intéresse à l'étude du comportement cyclique et de la durée de vie en fatigue oligocyclique (LCF) de l'acier HDC1. La première partie s'attache à déterminer l'influence des sollicitations imposées et de la température sur le comportement de l'acier HDC1. La seconde partie est consacrée à l'étude de la durée de vie et de l'endommagement de cet acier. Des généralités sur la modélisation de la durée de vie en fatigue sont d'abord présentées. Ensuite, la durée de vie a été étudiée en tenant compte de l'effet de température. L'analyse des couches d'oxyde formées en surface des éprouvettes et l'observation des faciès

de rupture ont mis en évidence le rôle de l'oxydation et de la fissuration. Dans chaque partie, le comportement cyclique et la durée de vie de l'acier HDC1 sont comparés à ceux de l'acier AISI H11 choisi comme référence, ce dernier ayant été largement étudié au centre ICA – Albi [1, 4, 6, 35, 36, 50].

3.1 Comportement cyclique de l'acier HDC1

Les résultats des essais LCF sont utilisés dans cette section pour décrire le comportement cyclique de l'acier HDC1 en fonction de l'amplitude de déformation totale imposée et de la température. Les grandeurs expérimentaux utilisés pour l'étude de comportement et la durée de vie sont présentés dans l'annexe B.

3.1.1 Influence de l'amplitude de la déformation imposée

L'effet de l'amplitude de déformation totale sur le comportement cyclique est étudié à 20°C, 300°C, 500°C et 600°C. Les figures 3.1 et 3.2 illustrent l'évolution de la demi-amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour chaque température. À 20°C, le comportement peut se diviser en trois stades : tout d'abord, un stade de durcissement est observé durant les premiers cycles, suivi d'un stade de fort adoucissement pendant quelques centaines de cycles, et enfin, un stade d'adoucissement linéaire quasi-stabilisé. Ce dernier occupe la majeure partie du comportement cyclique pour les différentes amplitudes de déformation appliquées. A 300°C, le matériau montre un adoucissement linéaire peu important pour les faibles amplitudes de déformation. Le premier stade de durcissement n'est présent qu'à un niveau faible d'amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon_t$ égale à 0.85%. L'intensité d'adoucissement la plus élevée est notée pour l'essai réalisé à une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon_t$ de 1.4%. A 500°C et 600°C, on observe une croissance de l'intensité d'adoucissement cyclique avec l'augmentation de la déformation totale. Ainsi, on remarque qu'aux faibles déformations totales imposées, le comportement de l'acier HDC1 se stabilise rapidement. Alors que pour des amplitudes de déformation plus élevées, une déconsolidation linéaire est observée jusqu'à la rupture. Le comportement cyclique du matériau est associé à l'évolution de la microstructure (dislocations + carbures). Dans la littérature, on montre que le durcissement provient essentiellement du phénomène de multiplication des défauts et des dislocations qui peut être accéléré par la présence des précipités [57]. Ces derniers entravent en partie le glissement des dislocations dans la matrice. Cependant, l'adoucissement est provoqué par une diminution progressive du durcissement par précipitation, une diminution de la densité de dislocations et l'augmentation de la mobilité des dislocations [51, 52].

L'augmentation de l'amplitude de la sollicitation et de la température induit une quantité de dislocations mobiles plus élevée [58]. Ceci se traduit par une intensité d'adoucissement plus grande. Par ailleurs, à hautes températures, il peut y avoir un grossissement et une coalescence des carbures, qui facilitent l'adoucissement cyclique du matériau [41].

A 20°C, l'analyse de la microstructure de l'acier HDC1 (chapitre 2, figure 2.1) montre une densité importante de carbures répartie entre les lattes martensitiques et les joints de grains qui peuvent contribuer à la consolidation de la structure durant les premiers cycles. L'augmentation de l'amplitude de déformation imposée accélère d'abord l'effet de consolidation, noté par une contrainte maximale plus élevée. Le phénomène d'adoucissement pourrait être lié à la localisation de déformation dans les bandes où le mouvement des dislocations sera facile. A 500°C et 600°C, l'augmentation de chargement imposé conduit à une mobilité de dislocations (activée thermiquement) plus importante et par la suite à une intensité d'adoucissement plus élevée.

Dans la section suivante, on s'intéresse à évaluer l'effet de la température sur le comportement du matériau.

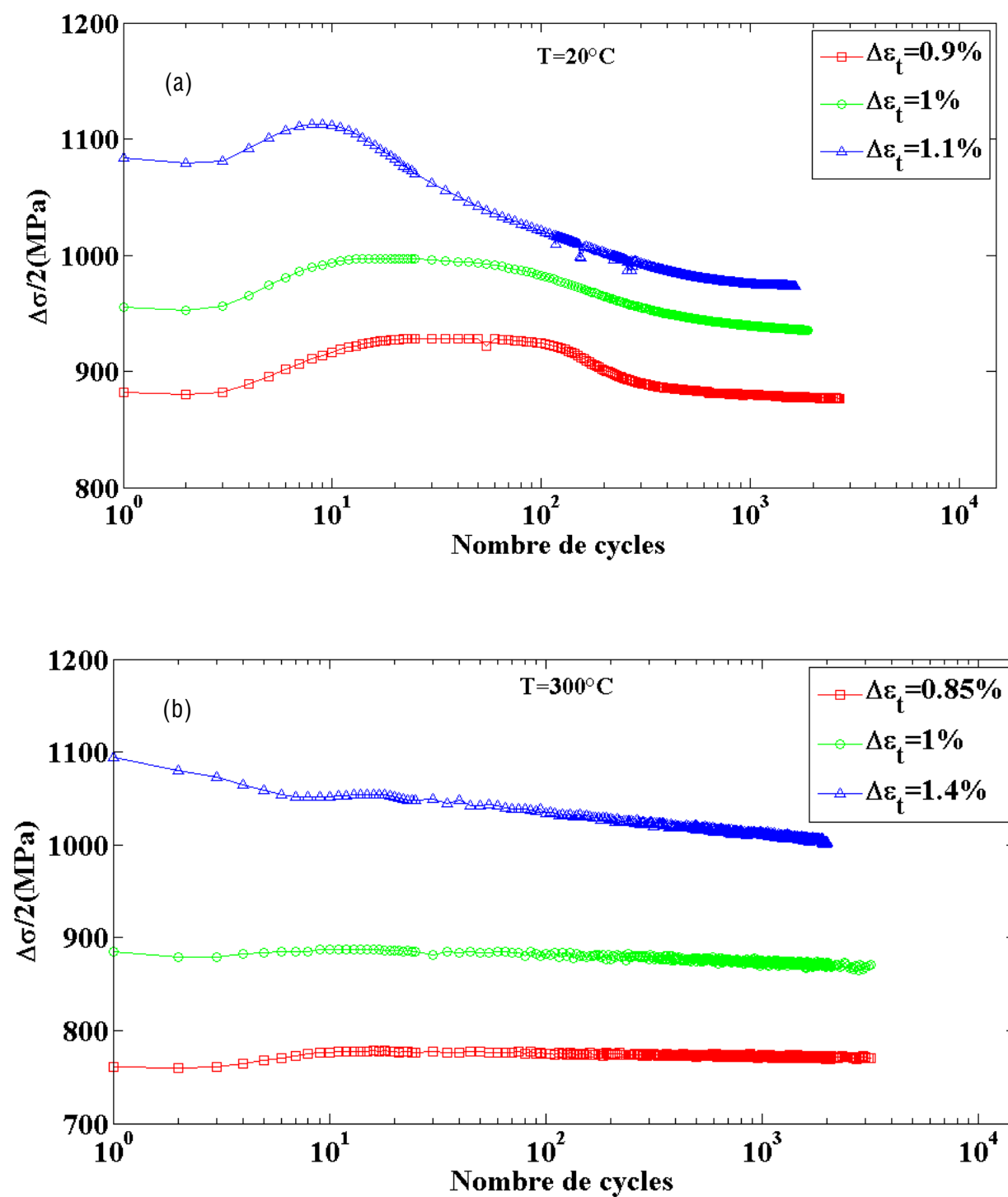


Figure 3. 1 : Influence de l'amplitude de déformation totale sur le comportement cyclique de l'acier HDC1 à a) 20°C, b) 300°C

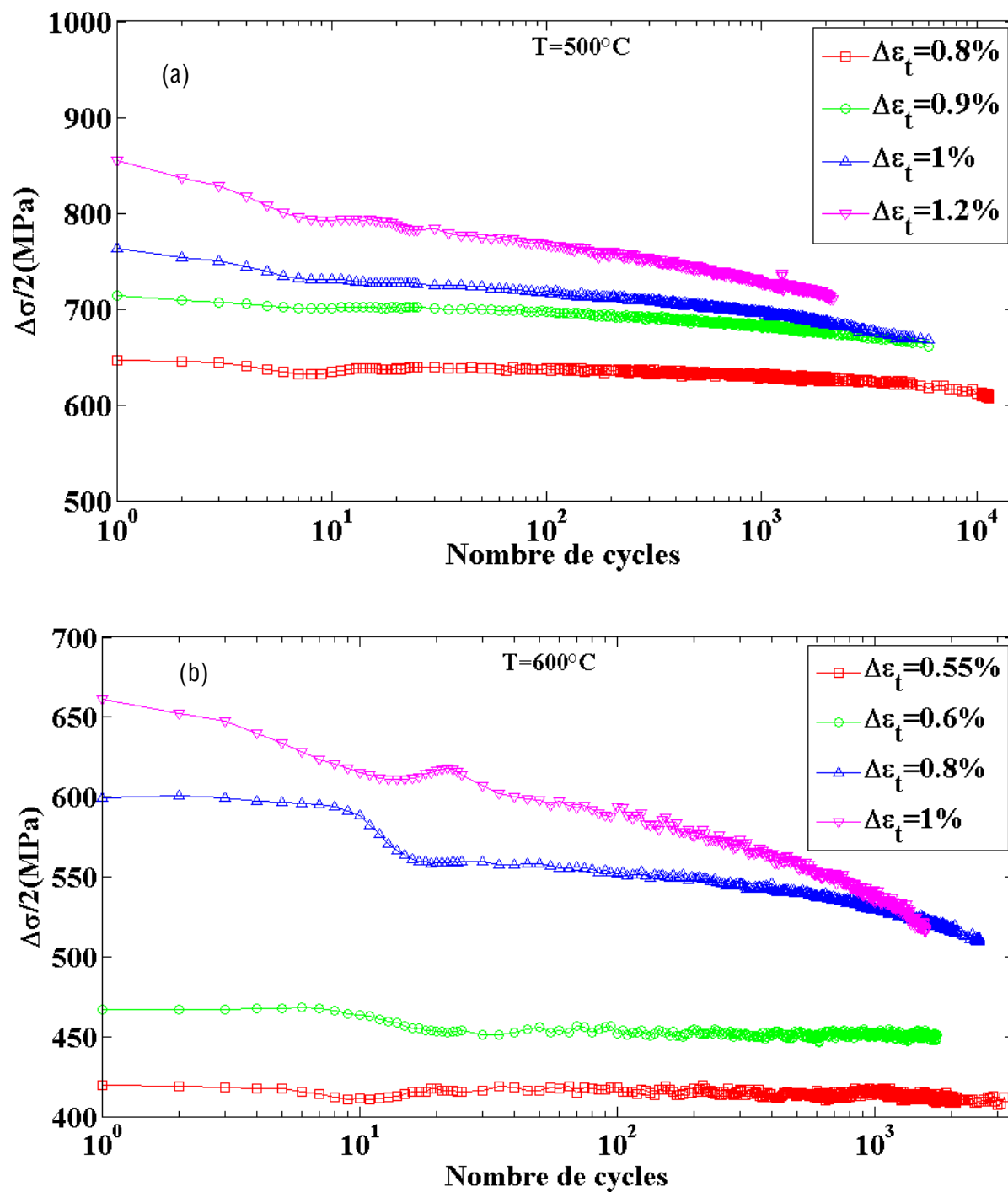


Figure 3. 2 : Influence de l'amplitude de déformation totale sur le comportement cyclique de l'acier HDC1 à a) 500°C, b) 600°C

3.1.2 Influence de la température d'essai

La figure 3.3 présente l'influence de la température d'essai sur l'adoucissement cyclique de l'acier HDC1 pour un niveau d'amplitude de déformation totale imposée de 1%. On constate que le matériau montre une stabilisation du comportement cyclique à 20°C et à 300°C, avec une demi-amplitude de contrainte plus faible à 300°C qu'à 20°C. En effet, l'interaction dislocations – carbures est thermiquement activée à 300°C ce qui provoque la diminution de la contrainte. Le premier stade de durcissement est présent uniquement à 20°C. A 300°C, le matériau passe directement en stabilité, la réversibilité du mouvement de dislocations est maintenue à cette température. L'augmentation de la température conduit à une augmentation de l'intensité de déconsolidation. De plus, le comportement ne se stabilise plus, un adoucissement linéaire et continu est observé jusqu'à la rupture. A 500°C et 600°C, la mobilité des dislocations est plus importante et provoque un taux d'adoucissement plus élevé. Des investigations qualitatives ont montré que la taille de carbures peut augmenter à ces températures (par exemple à 0.3 μm à 20°C et 0.56 μm à 500°C), ce qui conduit à une intensité d'adoucissement plus élevée.

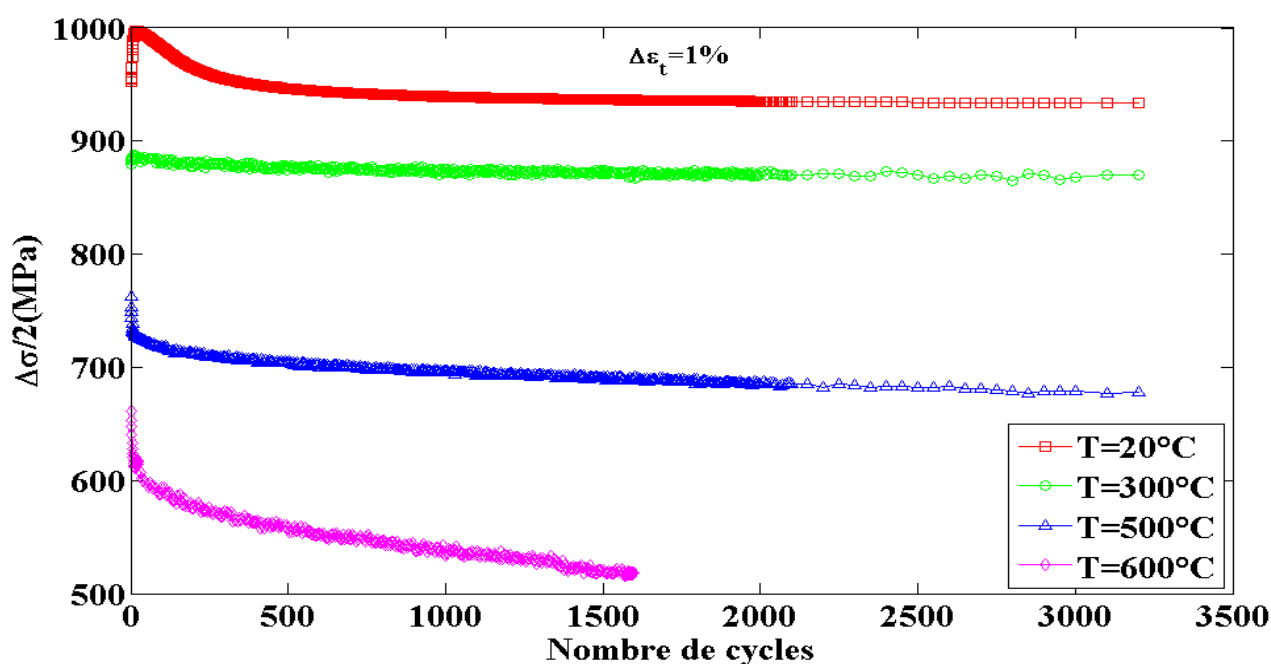


Figure 3. 3 : Influence de la température sur le comportement cyclique de l'acier HDC1

3.1.3 Ecrouissage cyclique

A chaque température d'essai, les courbes d'écrouissage cyclique sont présentées sur la figure 3.4 pour le 5^{ème} cycle et le cycle à demi-durée de vie. A 20°C, la déformation plastique est plus grande à demi-durée de vie qu'au 5^{ème} cycle. A 300°C, l'acier présente un comportement d'accommodation avec une déformation plastique stable tout au long de l'essai. L'accommodation est obtenue plus rapidement à 300°C qu'à 20°C, mais avec des amplitudes de déformation plastique égales à demi durée de vie. L'augmentation de la température à 500°C et 600°C résulte en un décalage des courbes vers des amplitudes de déformation plastique plus élevées également pour le 5^{ème} cycle et à demi-durée de vie. A 600°C, la différence de l'amplitude de déformation plastique entre le 5^{ème} cycle et le cycle à demi-durée de vie est 3.5 fois supérieure à celle obtenue à 500°C avec des amplitudes de déformation plastique plus élevées.

Ainsi, aux basses températures (20°C et 300°C), l'acier HDC1 présente un comportement stabilisé, seulement il commence à 20°C à partir d'une certaines cycles. Alors qu'il s'adoucit à 500°C et 600°C. La comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11 fera l'objet de la partie suivante afin de pouvoir discuter le comportement cyclique de l'acier HDC1.

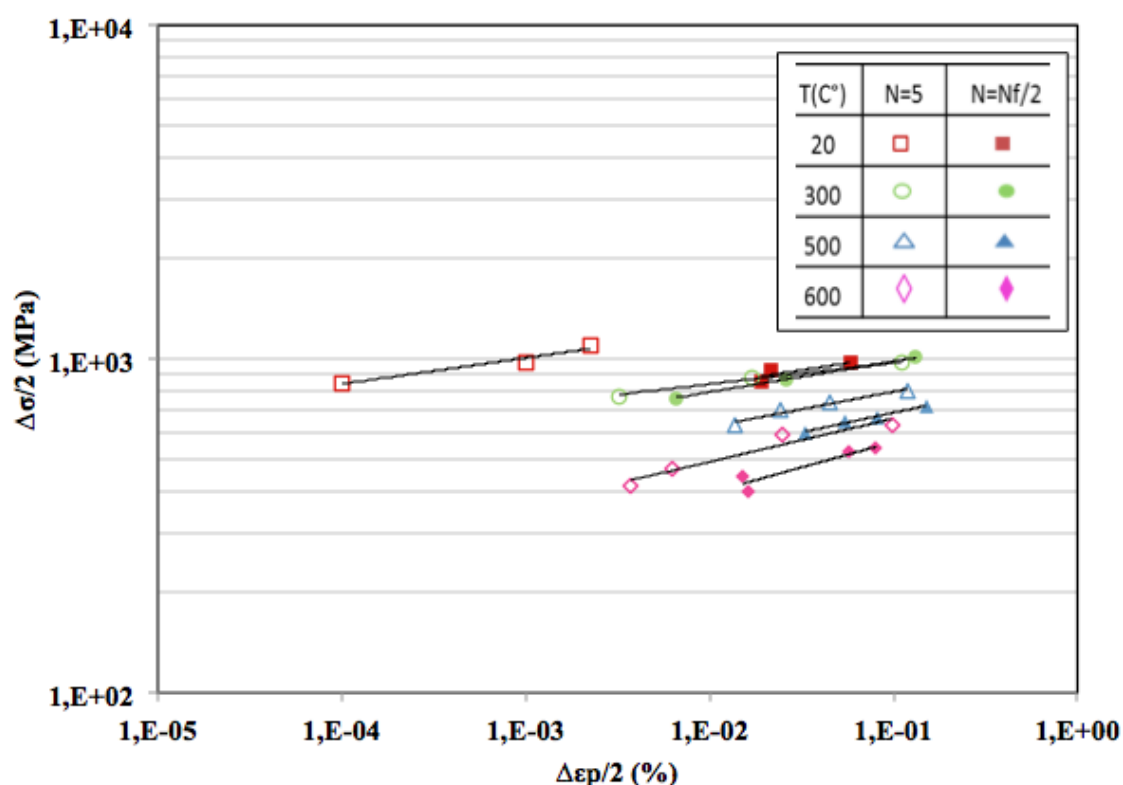


Figure 3. 4 : Courbes d'écrouissage cyclique de l'acier HDC1

3.1.4 Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11

Le comportement en fatigue de l'acier AISI H11 a été étudié dans les travaux [6, 35]. En fatigue isotherme, l'acier se caractérise par un phénomène d'adoucissement cyclique. Il a été constaté que l'augmentation de la température provoque la baisse de l'amplitude de contrainte avec une augmentation de l'amplitude de déformation plastique et de l'intensité d'adoucissement, comme l'illustre la figure 3.5. Ainsi, à 600°C, l'amplitude de contrainte varie linéairement en fonction du nombre de cycles pour les faibles amplitudes de déformation totale [41]. Oudin [42] a montré que l'adoucissement est absent à 200°C et a identifié une température critique égale à 550°C. En effet, pour $T < 550^{\circ}\text{C}$, l'accommodation et l'adoucissement sont contrôlés par le mouvement des dislocations. Alors que pour $T > 550^{\circ}\text{C}$, l'adoucissement et l'accommodation du matériau sont contrôlés par la coalescence des carbures, l'arrangement et la diminution de la densité de dislocations. Tsujii et al. [59] ont constaté qu'à 500°C, l'adoucissement cyclique de l'acier AISI H11 est lié à la diminution de la densité des dislocations et au grossissement des carbures durant l'essai de fatigue LCF. En outre, le comportement cyclique de l'acier AISI H11 a été comparé à un acier AISI H11M (plus de molybdène). Ce dernier contient une teneur plus importante de l'élément molybdène

avec moins de chrome. Il montre que la formation des carbures est d'autant plus importante que la teneur de l'élément molybdène est plus élevée. En revanche, le grossissement et la coalescence des carbures de chrome est plus facile. Ce phénomène résulte un adoucissement plus important de l'acier AISI H11 que celui de l'acier AISI H11 M.

L'ensemble de ces données sera utilisé pour discuter la comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11.

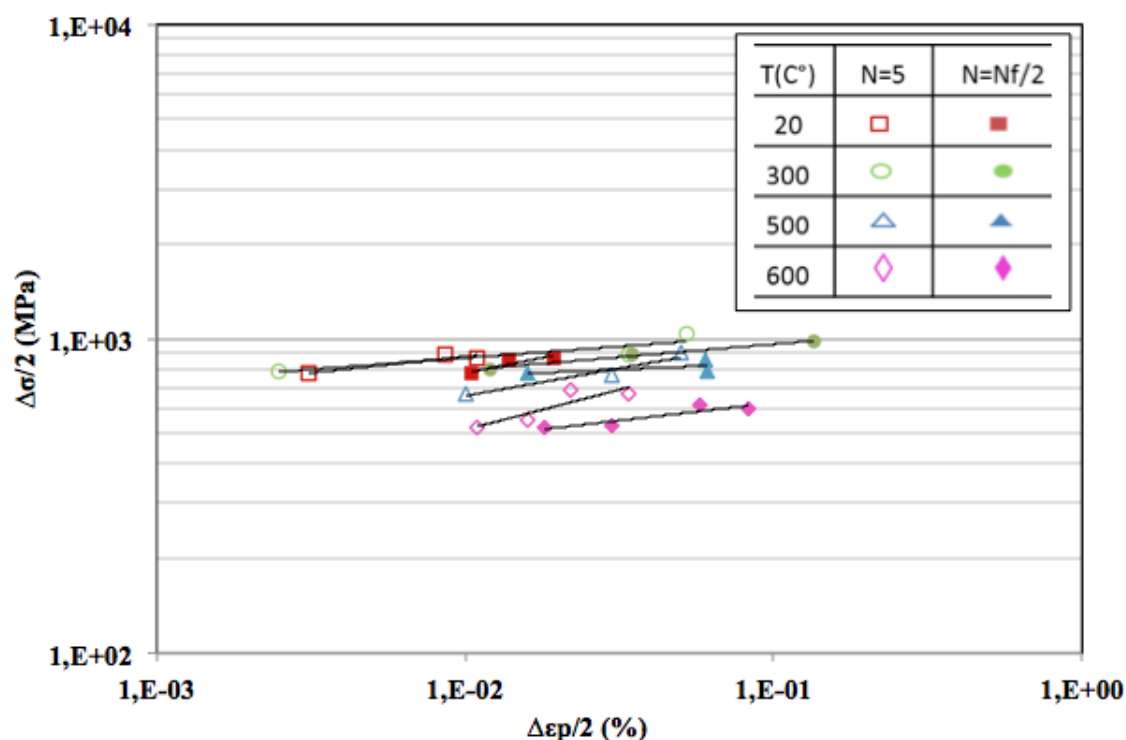


Figure 3. 5 : Comportement cyclique de l'acier AISI H11

Sur la figure 3.6, le module d'Young E et la limite élastique du matériau $\sigma_{0.2}$ sont tracés en fonction de la température pour les deux aciers. Le module d'Young est quasiment identique pour les deux nuances quelle que soit la température. Cependant, la limite élastique de l'acier AISI H11 est plus élevée que celle de l'acier HDC1 pour les différentes températures. La comparaison du comportement cyclique des aciers HDC1 et AISI H11 au 5^{ème} cycle et à demi-durée de vie est présentée respectivement dans les figures 3.7 et 3.8. On note qu' :

- au 5^{ème} cycle, l'acier HDC1 présente une déformation plastique plus faible que celle de l'acier AISI H11 à 20°C, ceci peut être justifié par l'effet de durcissement par précipitation de carbures qui est plus important dans l'acier HDC1. De plus, ce dernier contient une teneur plus importante en molybdène en comparaison de l'acier AISI H11. Cet effet s'annule à 300°C, avec quasiment le même comportement pour les deux aciers, ce qui indique qu'à cette

température, le comportement des matériaux est contrôlé par le même mécanisme qui est le mouvement de dislocations. En revanche, à 500°C et 600°C, cet effet s'inverse et on obtient des amplitudes de déformation plastique plus importantes pour l'acier HDC1. La différence est d'autant plus importante que le taux de déformation plastique est élevé.

- à demi-durée de vie, les deux aciers présentent le même comportement cyclique à 20°C et à 300°C, alors qu'à hautes températures, l'adoucissement cyclique de l'acier HDC1 devient plus important que celui de l'acier AISI H11 pour les différentes amplitudes de déformation plastique. La différence la plus importante est obtenue à une température de 500°C.

Donc, à basses températures, les aciers HDC1 et AISI H11 présentent quasiment le même comportement cyclique, lié probablement à des mécanismes de déformation similaires. Cependant, à hautes températures, l'amplitude de déformation plastique est plus importante dans l'acier HDC1 que celle de l'acier AISI H11, pourtant ce dernier contient du chrome et moins de molybdène. Ceci peut être attribué au grossissement d'un nombre plus important de carbures dans l'acier HDC1 que dans l'acier AISI H11.

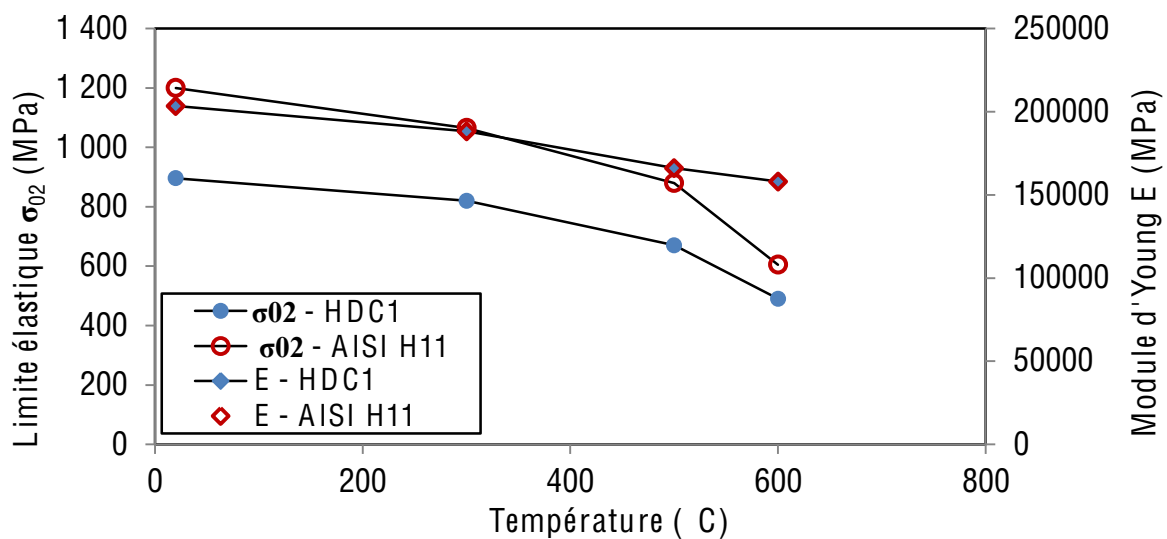


Figure 3. 6 : Evolution de la limite élastique et du module d'Young en fonction de la température pour les aciers HDC1 et AISI H11

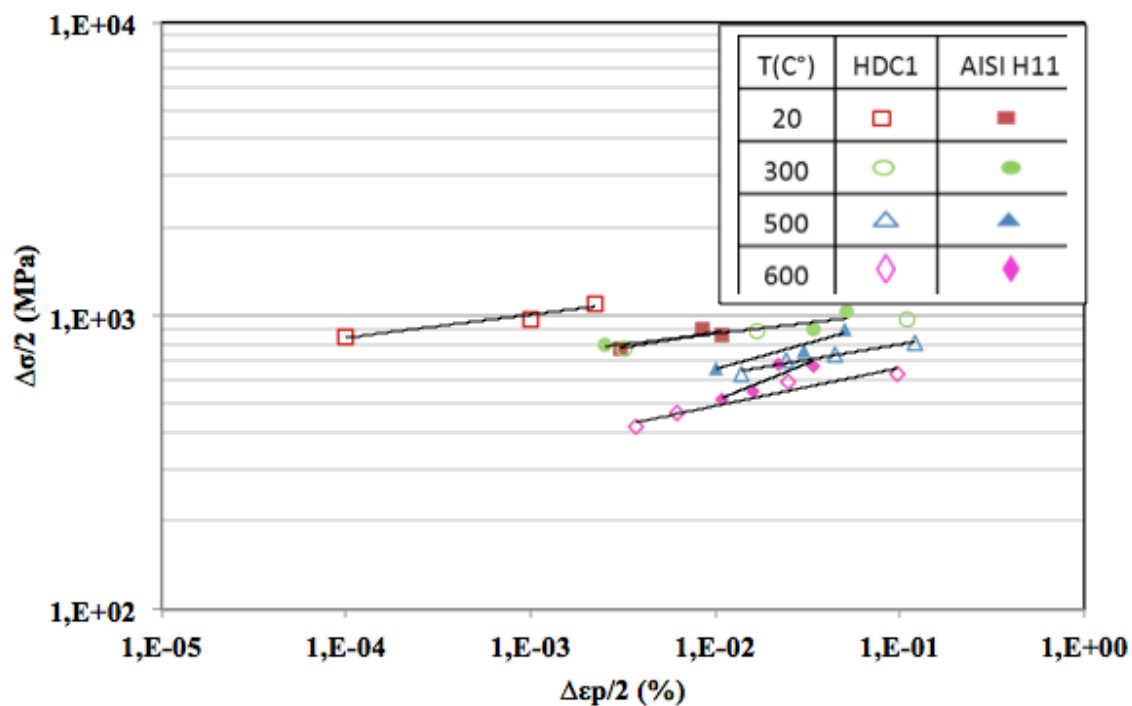


Figure 3. 7 : Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11 au 5^{ème} cycle

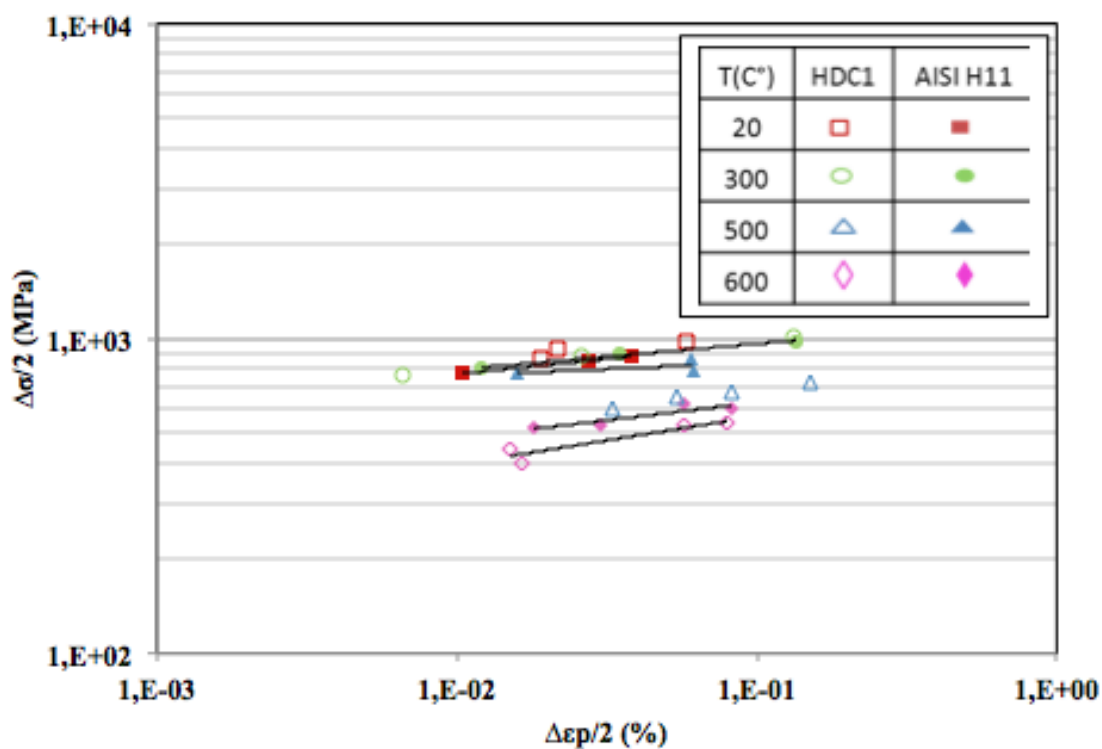


Figure 3. 8 : Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11 à demi-durée de vie

3.1.5 Bilan

Pour conclure, nous avons caractérisé le comportement cyclique de l'acier HDC1 et comparé ce dernier à celui de l'acier AISI H11. Plusieurs constatations peuvent être avancées :

- à 20°C et 300°C, l'acier HDC1 présente un adoucissement stabilisé. Une consolidation cyclique est observée durant les premiers cycles à 20°C. Par ailleurs, il a le même comportement cyclique que celui de l'acier AISI H11 à demi-durée de vie.

- l'acier HDC1 présente un adoucissement cyclique important à 500°C et 600°C. L'augmentation de la température provoque la baisse de l'amplitude de contrainte avec une augmentation de l'amplitude de déformation plastique et de l'intensité d'adoucissement. Les amplitudes de déformation plastique obtenues sont plus élevées que celles de l'acier AISI H11. L'adoucissement de ces aciers est associé à la diminution de la densité de dislocations et le grossissement des carbures, qui peuvent être plus importants dans l'acier HDC1.

Le tableau 3.1 résume les coefficients d'écrouissage cyclique (selon la formule 1) pour les deux aciers à différentes températures.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (1)$$

Tableau 3. 1 : coefficients d'écrouissage cyclique des aciers AISI H11 et HDC1

Acier	coefficient	N° cycle	Température (°C)			
			20°C	300°C	500°C	600°C
AISI H11	k'	N=5	1416	1216	1476	1660
		N=N _f /2	1200	1161	925	812
	n'	N=5	0.1	0.07	0.18	0.25
		N=N _f /2	0.096	0.082	0.042	0.11
HDC1	k'	N=5	1738	1129	1019	896
		N=N _f /2	1240	1218	905	803.74
	n'	N=5	0.08	0.064	0.1	0.13
		N=N _f /2	0.084	0.092	0.117	0.15

Dans la section suivante, l'attention sera portée sur l'étude de la durée de vie et l'endommagement de l'acier HDC1.

3.2 Etude de la durée de vie de l'acier HDC1

3.2.1 Bibliographie

➤ Quelques généralités sur les critères de durée de vie

L'étude de l'endommagement des structures a fait l'objet de plusieurs travaux de recherches principalement par Kachanov, Lemaitre et Chaboche [60–62]. En fatigue, l'endommagement correspond à la création et la croissance de microfissures, jusqu'à l'amorçage d'une macro-fissure, qui en se propageant, mène à la ruine de la structure. Parmi les approches qui permettent de modéliser l'endommagement, on trouve des modèles de dommage considérant une règle de cumul linéaire [57, 58] ou non linéaire [65–70]. Ainsi, de nombreux critères peuvent être utilisés pour modéliser l'endommagement en fatigue et prédire la durée de vie d'une structure. Ils s'appuient sur des modèles formulés en contrainte [71], [72], ou en déformation [67, 68]. Il existe également des approches énergétiques [75–77].

- Modèle formulé en contrainte

Basquin [71] a proposé un modèle qui relie le nombre de cycles à rupture à l'amplitude de contrainte à demi-durée de vie $\frac{\Delta\sigma}{2} = C_e(2N_f)^p$ (2). Cette relation a été utilisée surtout dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Ensuite, Morrow [72] a modifié cette relation pour tenir compte de l'effet de la contrainte moyenne.

- Modèle formulé en déformation

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, les chargements imposés sont élevés et induisent une déformation plastique macroscopique. Dans ce cas, Manson [73] et Coffin [74] ont montré que la durée de vie en fatigue était liée à l'amplitude de déformation plastique selon l'équation suivante :

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon'_f(2N_f)^c \quad (3)$$

Où ϵ'_f et c sont des coefficients matériaux dépendent de la température.

Cette approche a été ensuite utilisée par Coffin [78] pour introduire l'effet de la fréquence et par Taira [79] pour l'effet des températures variables.

En se basant sur les courbes de Manson-Coffin, Smith et al. [80] ont proposé un critère mixte (combinant les approches formulées en contrainte et en déformation), adapté aux chargements multiaxiaux [81].

- **Modèles basés sur l'énergie**

Ces modèles s'expriment généralement sous la forme d'une relation entre une durée de vie en fatigue et une énergie dissipée. Ostergren [76] a introduit la notion d'énergie d'hystérésis de traction comme étant la part la plus endommageant de la sollicitation. L'approche de Skelton [77] considère la saturation de l'adoucissement cyclique à l'aide d'une énergie cumulative maximale à partir de laquelle la fissure s'amorce. Ainsi, on trouve le modèle fondé sur l'énergie anélastique proposé par C. E. Feltner et J. D. Morrow [75]. Dans la littérature, il existe d'autres modèles qui se basent sur des interactions de fatigue / fluage ou fatigue / fluage / oxydation.

Par ailleurs, on peut se référer à l'ouvrage de Fatigue des matériaux et des structures [57].

➤ **Données bibliographiques sur la durée de vie de l'acier AISI H11**

L'étude de la durée de vie de l'acier AISI H11 a fait l'objet de nombreux travaux en terme d'endommagement par le biais d'essais de fatigue isotherme [35, 36, 50] et anisotherme [4, 36, 50]. Les diagrammes de Manson-Coffin et de Basquin ont été établis par Delagnes [41] en fatigue isotherme. En effet, pour la même amplitude de déformation plastique, l'augmentation de température conduit à une durée de vie quasi-identique jusqu'à 550°C. Par contre, une diminution significative de la durée de vie est observée à 600°C. Sur le diagramme de Basquin, l'augmentation de température conduit à la réduction de la durée de vie. Cet effet est plus important pour des températures supérieures à 500°C.

➤ **Rôle de l'oxydation sur l'endommagement de l'acier AISI H11**

L'influence de l'oxydation sur l'endommagement de l'acier AISI H11 a été mise en évidence [4, 36, 50]. Ces auteurs ont constaté que les couches d'oxydes formées à la surface de l'éprouvette présentent des sites préférentiels d'amorçage et de propagation de fissures. Ils ont constaté que la dégradation du matériau est d'autant plus importante que la température est élevée, notamment à des températures supérieures à 550°C [56]. Ainsi, suivant les études menées par Oudin [42] en fatigue, les couches d'oxydes formées sont rompues sous l'effet de la sollicitation et la présence d'oxydes en tête de fissure provoque une accélération de

l'avancement des fissures. La présence d'une teneur importante de chrome contribue à une bonne résistance à l'oxydation.

3.2.2 Résultats des essais de fatigue sur l'acier HDC1

Dans cette section, nous étudions l'effet de la température sur la durée de vie de l'acier HDC1. Le tableau 3.2 illustre les différentes conditions d'essais de fatigue, le nombre de cycles à rupture N_f et le niveau de contrainte minimal σ_m et maximal σ_M enregistré à demi-durée de vie.

Tableau 3. 2 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur l'acier HDC1 pour les différentes températures

Température T (°C)	$\Delta \varepsilon_t$ imposée (%)	$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	N_f (cycles)	σ_m (MPa)	σ_M (MPa)
20	0.9	$1.8 \cdot 10^{-2}$	7691	-658,2	1062,7
	1	$2 \cdot 10^{-2}$	14096	-924,9	937,9
	1.1	$2.2 \cdot 10^{-2}$	6048	-868	1074,7
300	0.85	$1.7 \cdot 10^{-2}$	62000	-794.6	740.3
	1	$2 \cdot 10^{-2}$	13245	-869.5	856
	1.4	$2.8 \cdot 10^{-2}$	2500	-1024.9	994
500	0.8	$1.6 \cdot 10^{-2}$	47947	-604.8	598.9
	0.9	$1.8 \cdot 10^{-2}$	20384	-653.2	652.1
	1	$2 \cdot 10^{-2}$	8875	-677.4	667
	1.2	$2.4 \cdot 10^{-2}$	2465	-733.6	710.4
600	0.55	$1.1 \cdot 10^{-2}$	22124	-397.3	408.2
	0.6	$1.2 \cdot 10^{-2}$	12615	-454.3	440.4
	0.8	$1.6 \cdot 10^{-2}$	2548	-530.4	523
	1	$2 \cdot 10^{-2}$	1763	-546.9	534.8

La durée de vie de l'acier HDC1 a été reliée aux amplitudes de déformation totale, de déformation plastique et de contrainte à l'aide des formules de Manson-Coffin et de Basquin. La figure 3.9 montre que l'écart des durées de vie entre 20°C et 500°C est faible pour les différentes amplitudes de déformation totale imposée, par contre, à 600°C cet écart devient

plus grand, et peut être attribué aux différentes formes d'endommagements thermiquement activés : l'oxydation, la dégradation de la microstructure et l'accélération de la propagation de fissure. Sur le diagramme de Manson Coffin (cf. figure 3.10), pour la même amplitude de déformation plastique, la durée de vie augmente avec l'augmentation de température jusqu'à 500°C, mais, elle diminue à 600°C. Sur le diagramme de Basquin (cf. figure 3.11), au même nombre de cycle, la demi-amplitude de contrainte diminue avec l'augmentation de température. Entre 20°C et 300°C, l'acier présente la même durée de vie associée à des amplitudes de déformation plastique et de contrainte identiques. A 500°C, il a également la même durée de vie que celle à 20°C et 300°C en fonction de la déformation totale. Mais, en se basant sur la déformation plastique, une meilleure durée de vie est obtenue à 500°C, ceci montre que la propagation de fissure pourrait avoir été ralentie par l'effet de l'émoussement en tête de fissure. Alors qu'à 600°C, les amplitudes de déformations et de contraintes sont les plus faibles, qui peuvent être liées à une propagation de fissure rapide. Les valeurs des coefficients des lois sont résumées dans les tableaux 3.3 et 3.4, elles sont proches de celles déterminées pour la plupart des matériaux [82], avec c et p variant respectivement entre -0.5 et -0.7 et -0.05 et -0.12 .

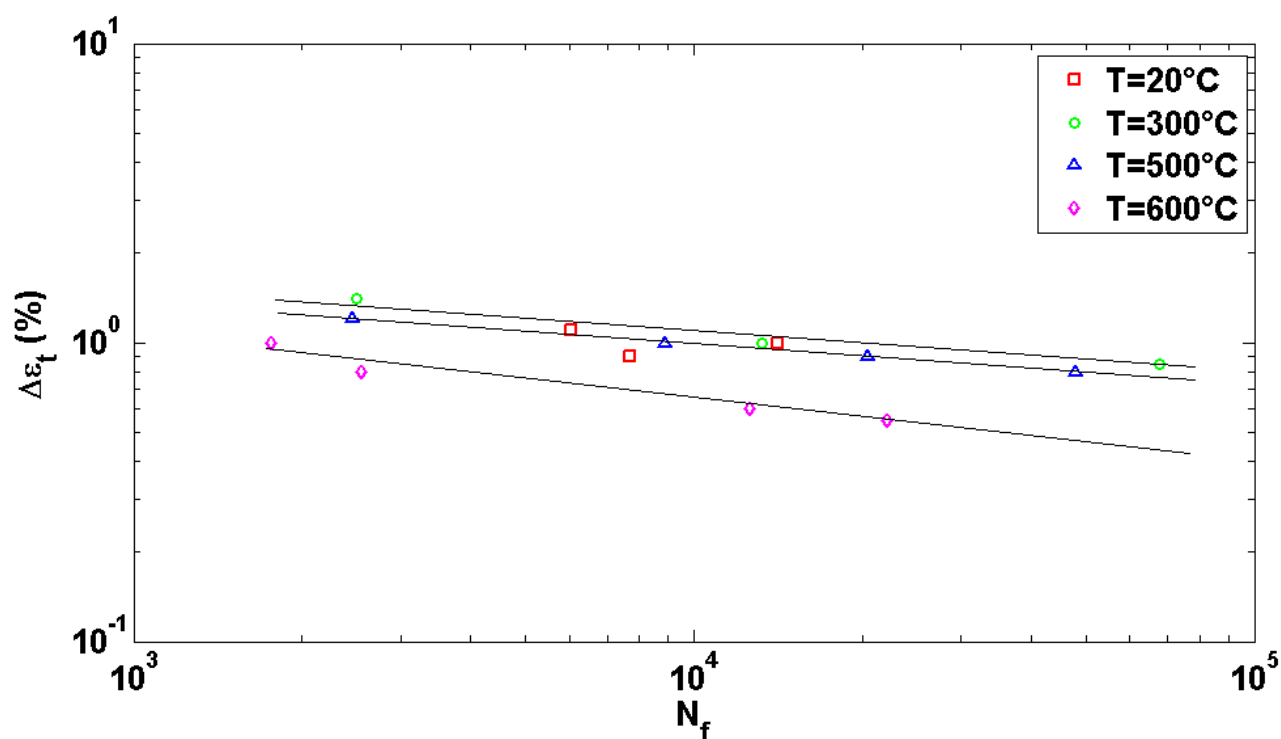


Figure 3. 9 : Effet de la température sur la durée de vie de l'acier HDC1

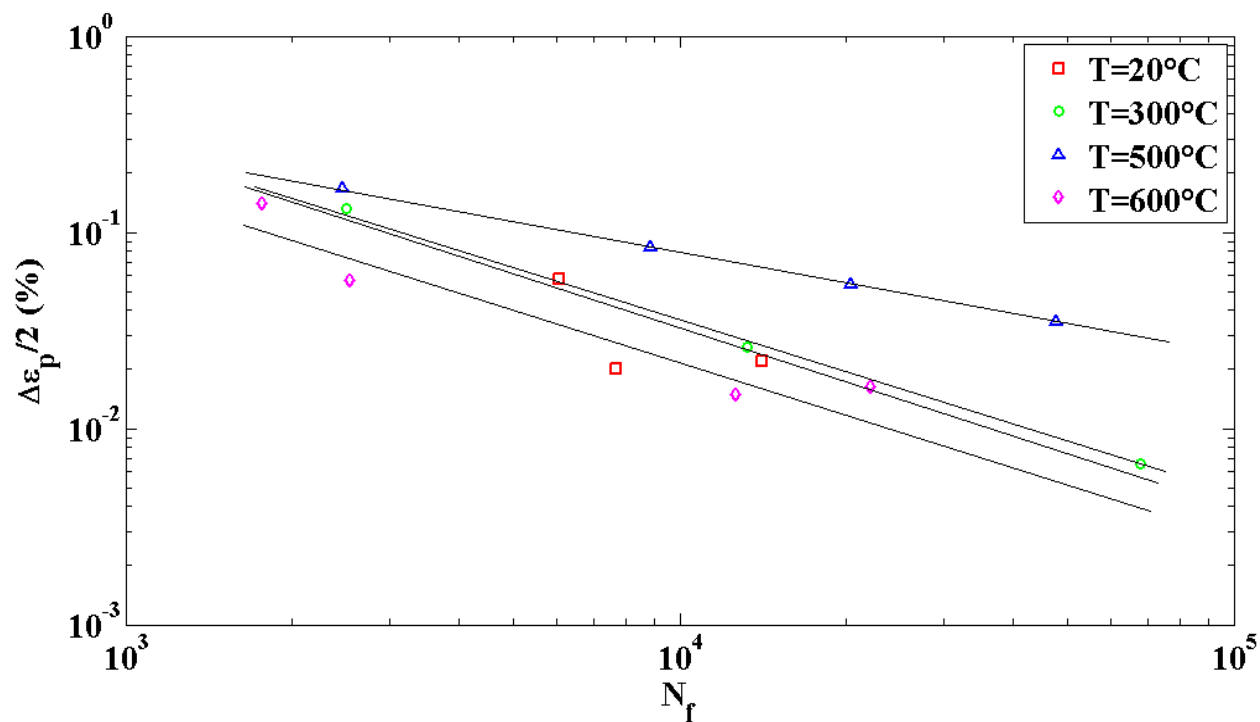


Figure 3. 10 : Diagramme de Manson-Coffin entre 20°C et 600°C pour l'acier HDC1

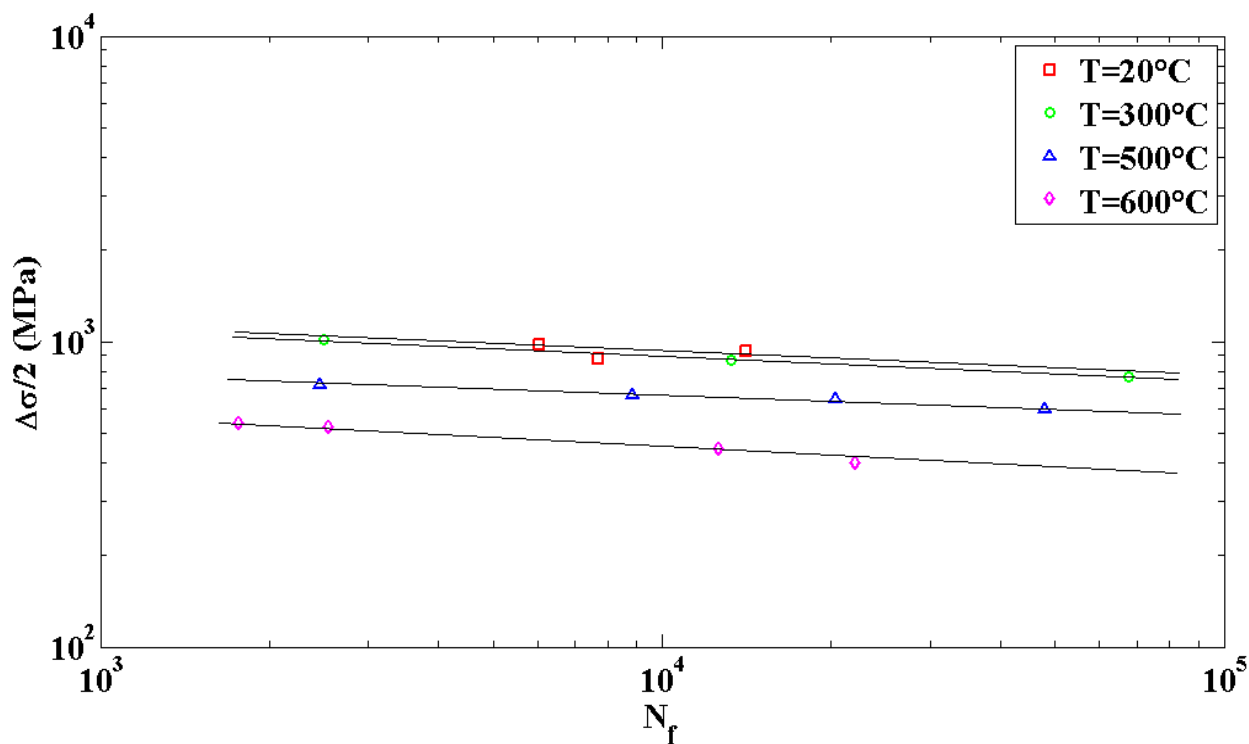


Figure 3. 11 : Diagramme de Basquin entre 20°C et 600°C pour l'acier HDC1

Tableau 3.3 : Paramètres de la loi de Manson-Coffin

T (°C)	20	300	500	600
ϵ'_f	96.67	270.18	8.09	11.98
c	-0.89	-0.97	-0.50	-0.68

Tableau 3.4 : Paramètres de la loi de Basquin

T (°C)	20	300	500	600
Ce	1118.4	1995.9	1155,1	1275.3
p	-0.021	-0.087	-0.059	-0.113

3.2.3 Comparaison des durées de vie des aciers HDC1 et AISI H11

Les diagrammes de Manson-Coffin et de Basquin sont établis pour les deux aciers à 20°C, 300°C, 500°C et 600°C. Les figures 3.12 et 3.13 montrent qu'ils présentent presque les mêmes durées de vie entre 20°C et 500°C, en fonction de la déformation totale. Par contre, à 600°C, l'acier AISI H11 montre une durée de vie plus longue que celle de l'acier HDC1 pour une déformation totale donnée.

Sur le diagramme de Manson-Coffin (cf. figures 3.14 et 3.15), pour la même amplitude de déformation plastique, les deux aciers présentent des durées de vie proches à 20°C et 300°C (avec plus de dispersion pour l'acier HDC1). A 500°C, la durée de vie devient plus importante pour l'acier HDC1, mais cela s'inverse à 600°C et elle devient plus courte que celle de l'acier AISI H11. Sur le diagramme de Basquin (cf. figures 3.16 et 3.17), les deux aciers semblent suivre la même durée de vie à 20°C et 300°C. La durée de vie de l'acier HDC1 devient plus courte que celle de l'acier AISI H11 à 500°C et 600°C.

On constate, qu'à 20°C et 300°C, les deux aciers ont la même durée de vie selon les différents critères, ceci peut être associé à un même mécanisme de dégradation de la microstructure et de la fissuration. En plus, ils ont le même comportement cyclique alors que leurs compositions chimiques sont différentes. À 500°C, quelle que soit l'amplitude de déformation plastique, l'acier HDC1 a une durée de vie plus longue que celle de l'acier AISI H11. A 600°C, l'acier HDC1 a une durée de vie plus courte que celle de l'acier AISI H11, ceci peut être lié à une propagation de fissure plus accélérée dans l'acier HDC1 par l'effet de l'environnement. Pour pouvoir expliquer les durées de vie obtenues aux différentes températures, il est nécessaire d'étudier les mécanismes d'endommagement de l'acier HDC1. La partie suivante est consacrée à l'analyse de la fissuration et de l'effet de l'environnement.

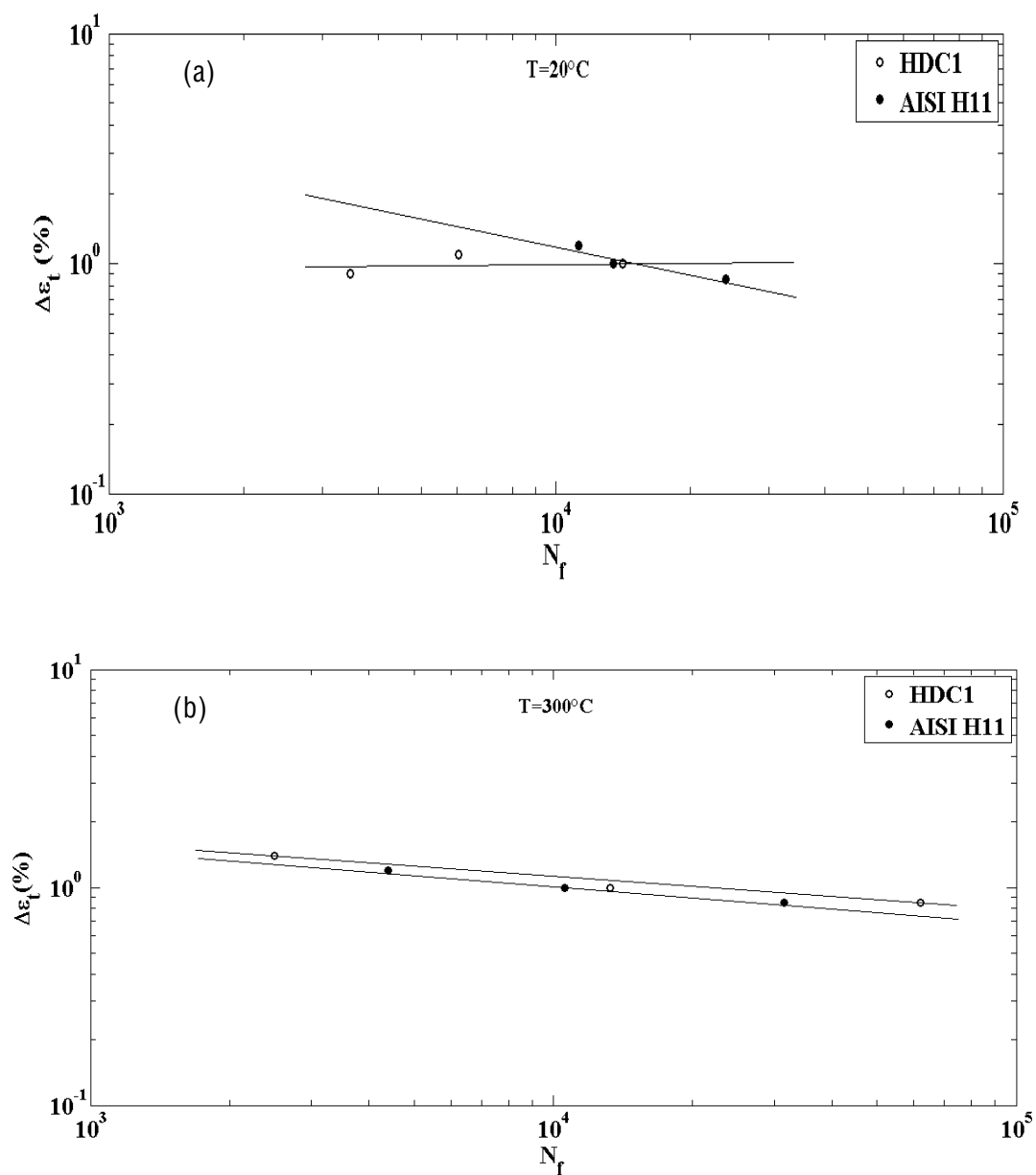


Figure 3. 12 : Variation du nombre de cycle à rupture avec l'amplitude de déformation totale pour les aciers HDC1, AISI H11 à a) 20°C, b) 300°C

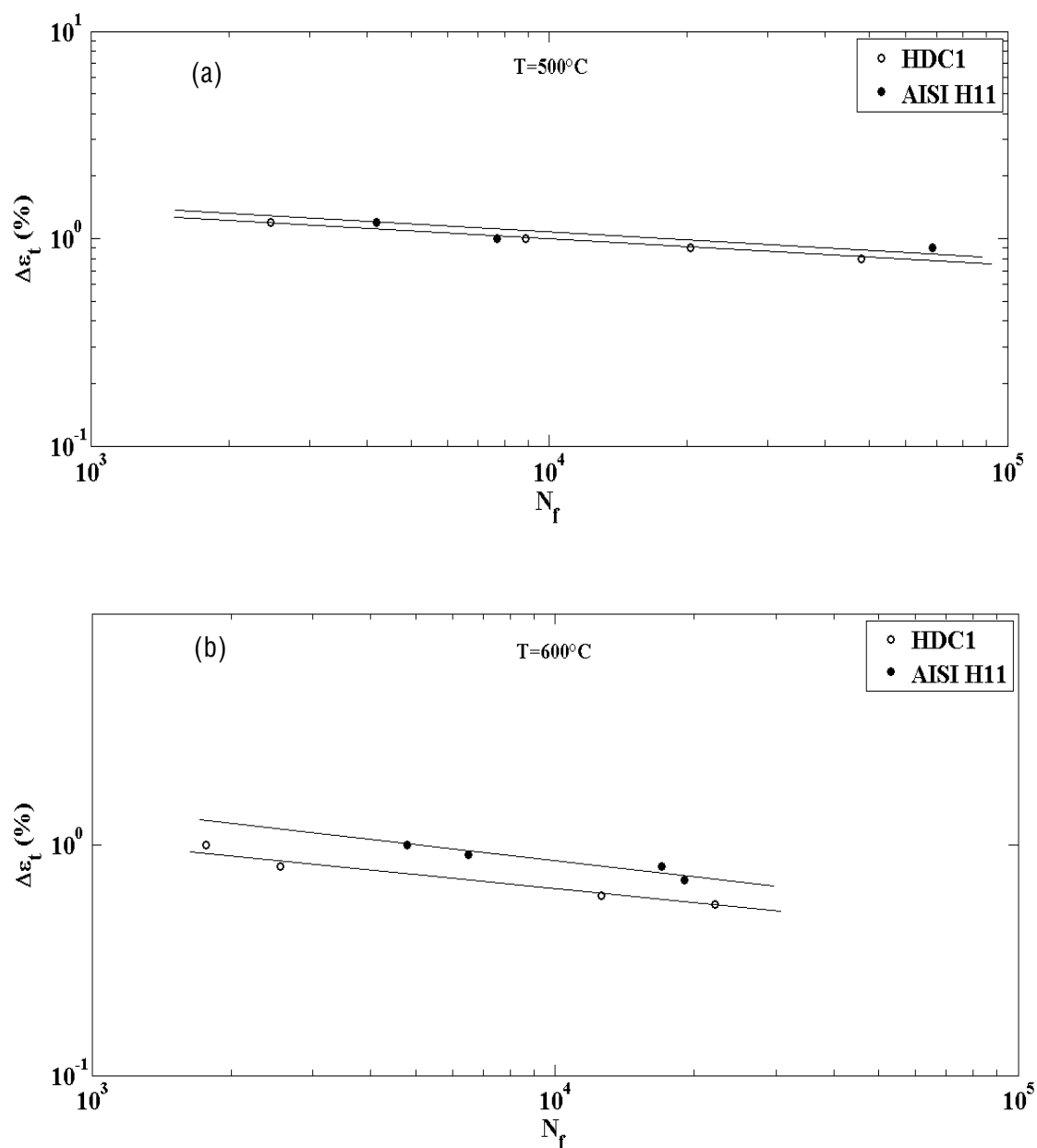


Figure 3. 13 : Variation du nombre de cycle à rupture avec l'amplitude de déformation totale pour les aciers HDC1, AISI H11 à a) 500°C , b) 600°C

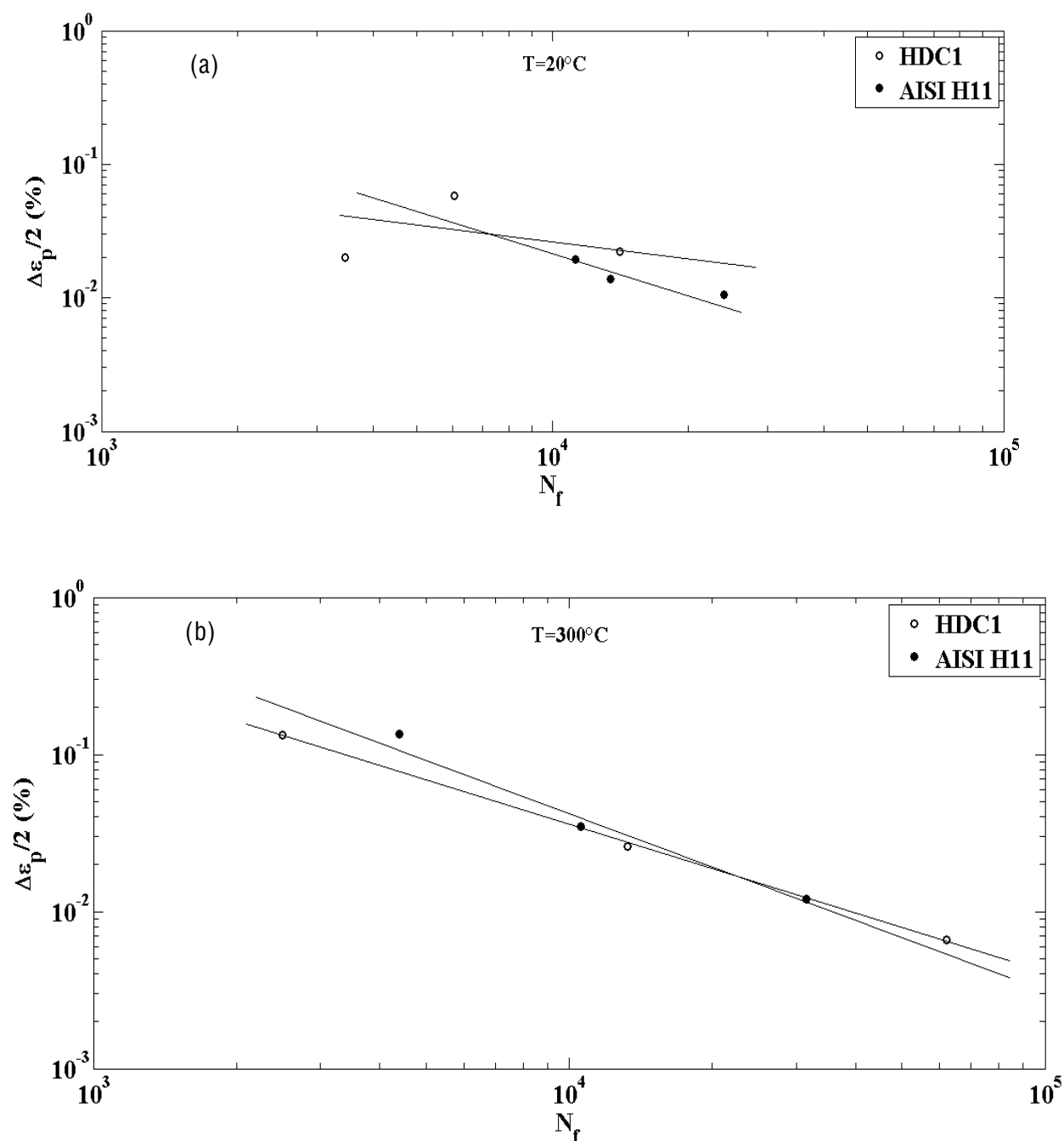


Figure 3.14 : Diagramme de Manson-Coffin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 20°C, b) 300°C

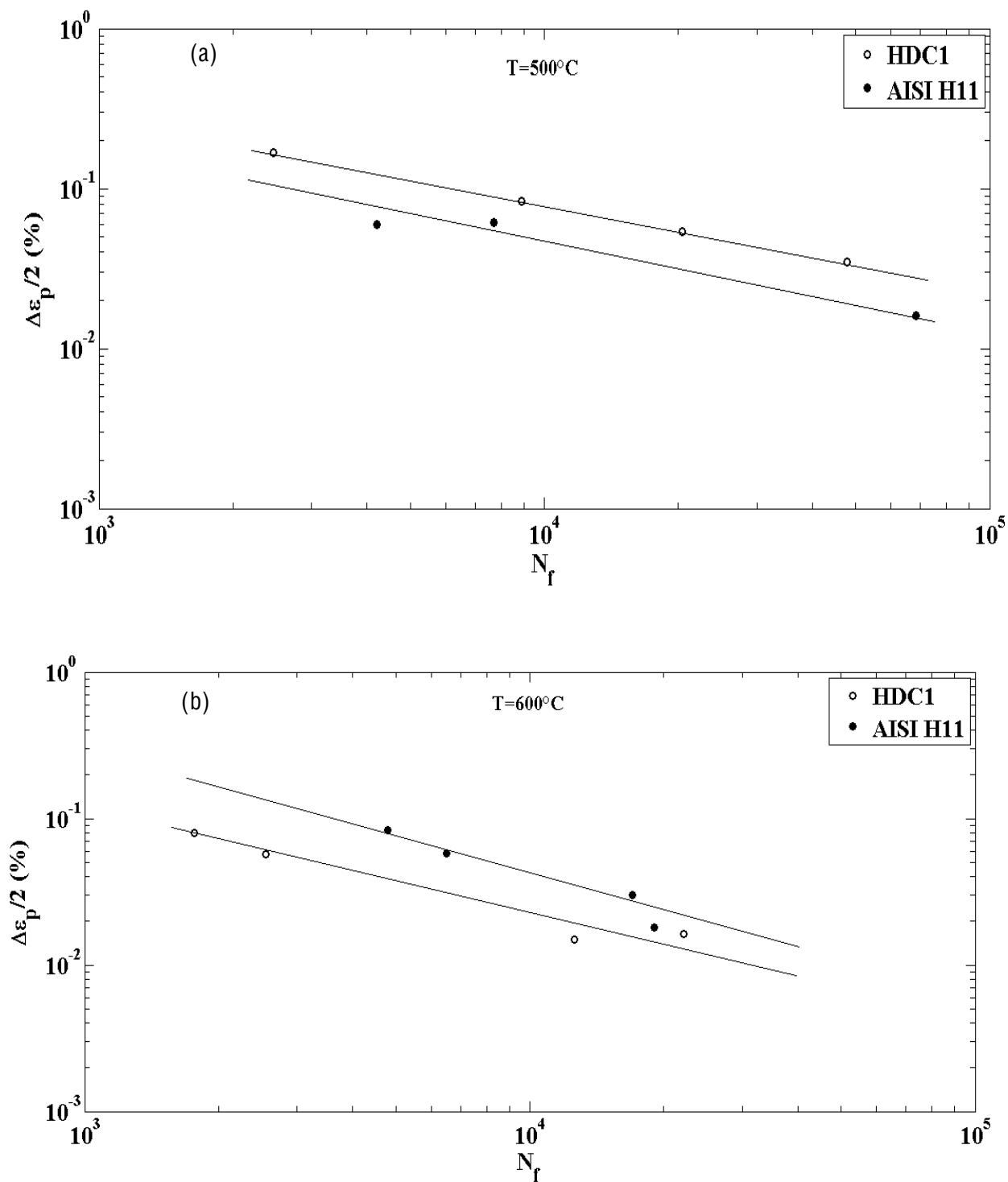


Figure 3. 15 : Diagramme de Manson-Coffin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 500°C, b) 600°C

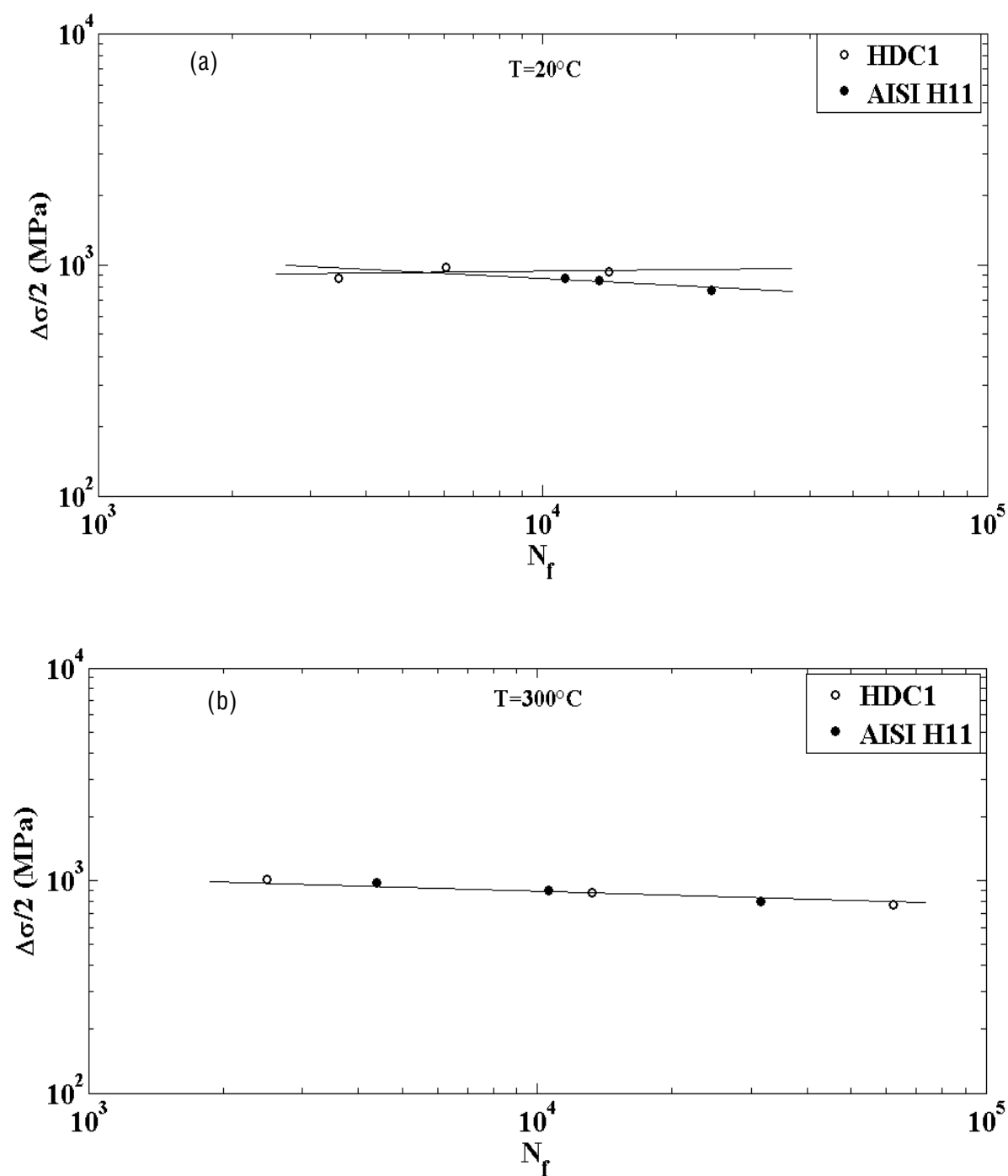


Figure 3.16 : Diagramme de Basquin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 20°C , b) 300°C

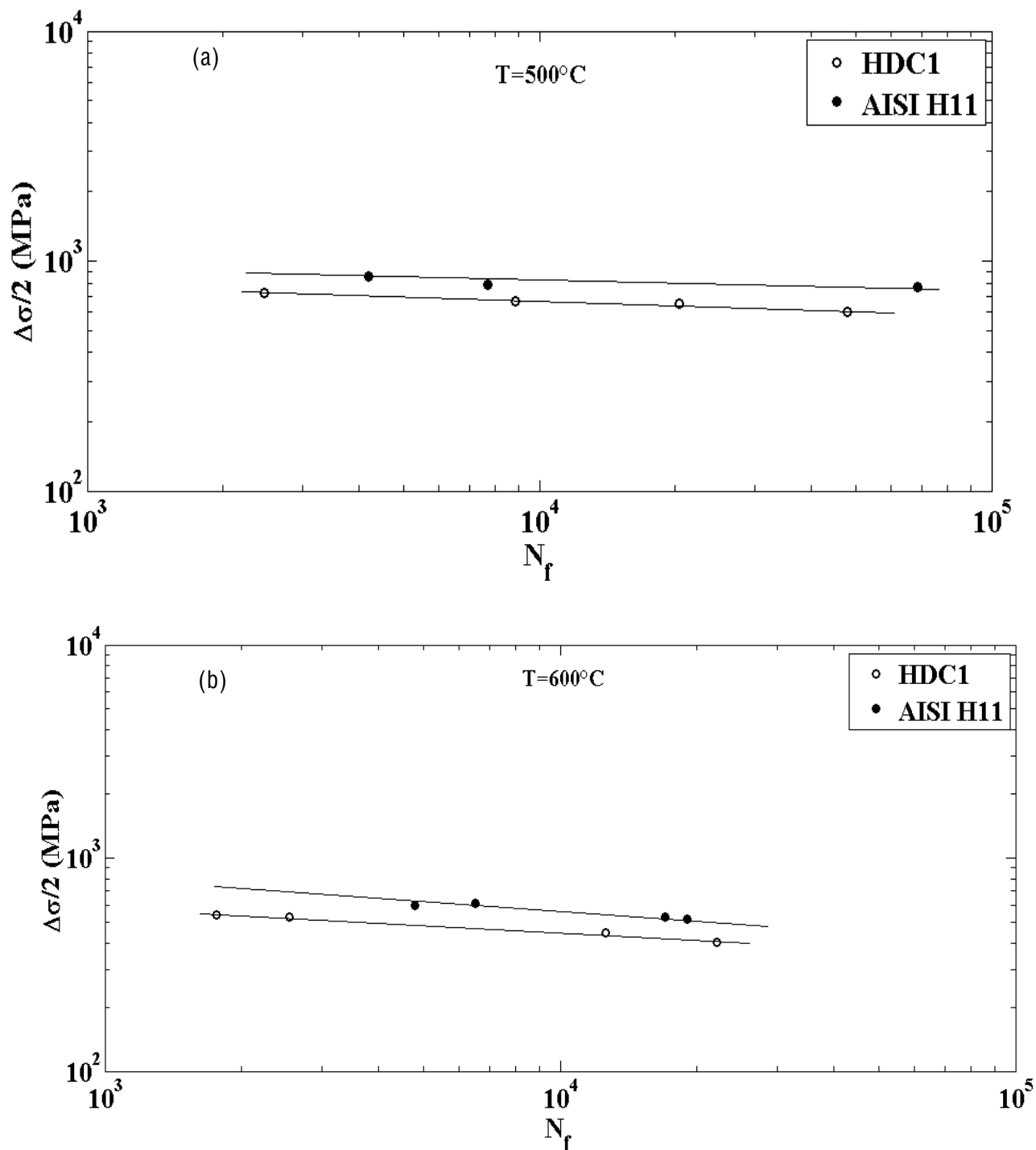


Figure 3. 17 : Diagramme de Basquin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à, a) 500°C, b) 600°C

3.2.4 Mécanismes d'endommagement de l'acier HDC1

Les mécanismes d'endommagement dépendent de nombreux facteurs qui peuvent être liés au matériau (microstructure), à la sollicitation mécanique et à la température appliquées. Dans cette partie, nous proposons d'analyser les mécanismes d'endommagement par des observations des faciès de rupture, des surfaces des éprouvettes et des coupes selon le sens

longitudinal et transversal à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). La figure 3.18 illustre les analyses des éprouvettes testées à 20°C. On observe des branchements en tête de fissure orientés à 45° par rapport au plan de fissure. Il s'agit d'un amorçage intergranulaire. Des stries de fatigue sont notées à une inter-strie de l'ordre de 0.2 à 0.3 µm. La coupe transversale révèle la fissure principale qui a provoqué la ruine de l'éprouvette. A une amplitude de déformation totale de 1.1 %, on a un faciès de rupture plan avec un front de fissure bien marqué qui prouve la fragilité de cet acier à basse température (cf. figure 3.19). À 300°C, l'acier gagne une certaine ductilité, marquée par des stries de fatigue avec une inter-distance qui varie entre 0.5 et 1.9 µm. En plus, le faciès montre des cupules qui indiquent une rupture ductile (cf. figure 3.20, a). Des couches d'oxydes sont formées localement à la surface de l'éprouvette avec une faible épaisseur de 1.1 µm et quelques microfissures localisées d'une longueur variant entre 0.9 et 3.5 µm. Elles forment un angle de 45° par rapport à la direction de sollicitation, ce qui correspond probablement aux bandes de glissement maximales (cf. figure 3.20, b). A 500°C, on observe un film d'oxyde uniforme écaillé à la surface de l'éprouvette (cf. figure 3.21, a, b), avec une coalescence des fissures dans la couche d'oxyde (cf. figure 3.21, d). On constate une multi-fissuration de la couche d'oxyde sans avoir de la propagation de fissure au cœur du matériau. Les fissures forment toujours un angle de 45° par rapport à la direction de sollicitation. On peut dire que jusqu'à 500°C, la fatigue (la sollicitation mécanique) est le principal mécanisme d'endommagement de cet acier. A 600°C, on observe le même phénomène d'écaillage de la couche d'oxyde (cf. figure 3.22, c), des fissures avancent vers le cœur du matériau (cf. figure 3.22, d et figure 3.23). Il s'agit d'une propagation transgranulaire (cf. figure 3.22, a). L'oxydation est couplée à l'effet de fatigue et conduit à l'endommagement à 600°C, et par conséquent à la chute de la durée de vie.

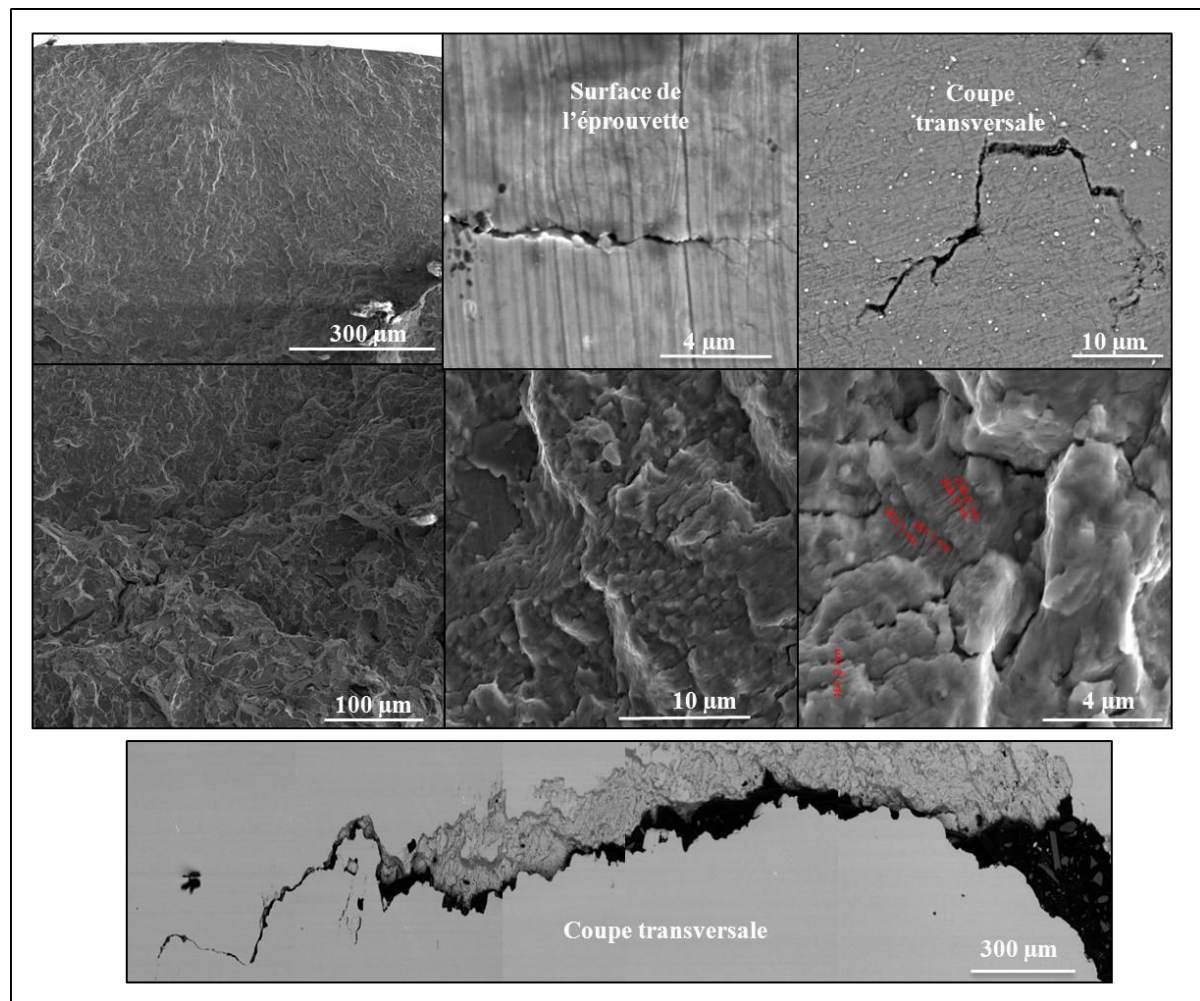


Figure 3. 18 : Analyse de faciès de rupture et de la propagation de fissure pour l'éprouvette testée à 20°C, $\Delta\varepsilon_t = 1\%$

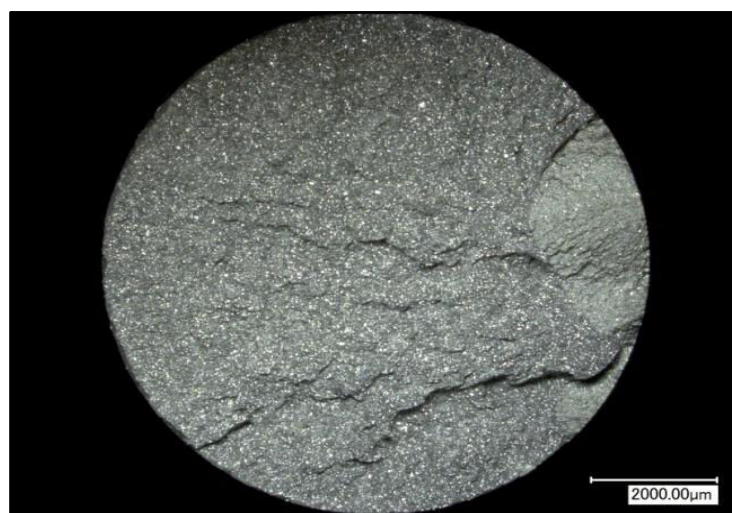


Figure 3. 19 : Faciès de rupture de l'éprouvette testée à 20°C, $\Delta\varepsilon_t = 1.1\%$

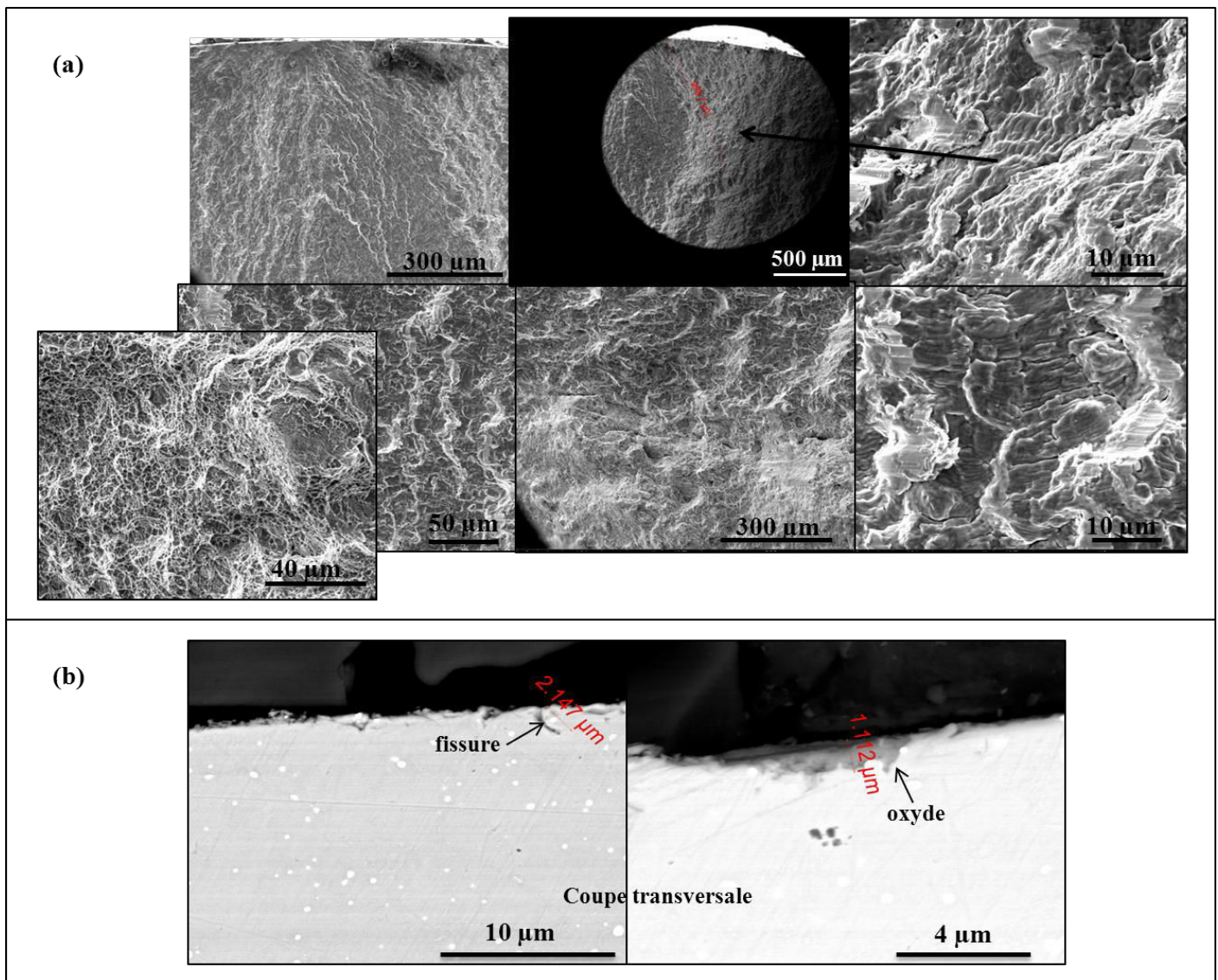


Figure 3. 20: a) Analyse de faciès de rupture, b) Oxydation et fissuration de l'éprouvette testée à 300°C, $\Delta \epsilon_t = 1\%$

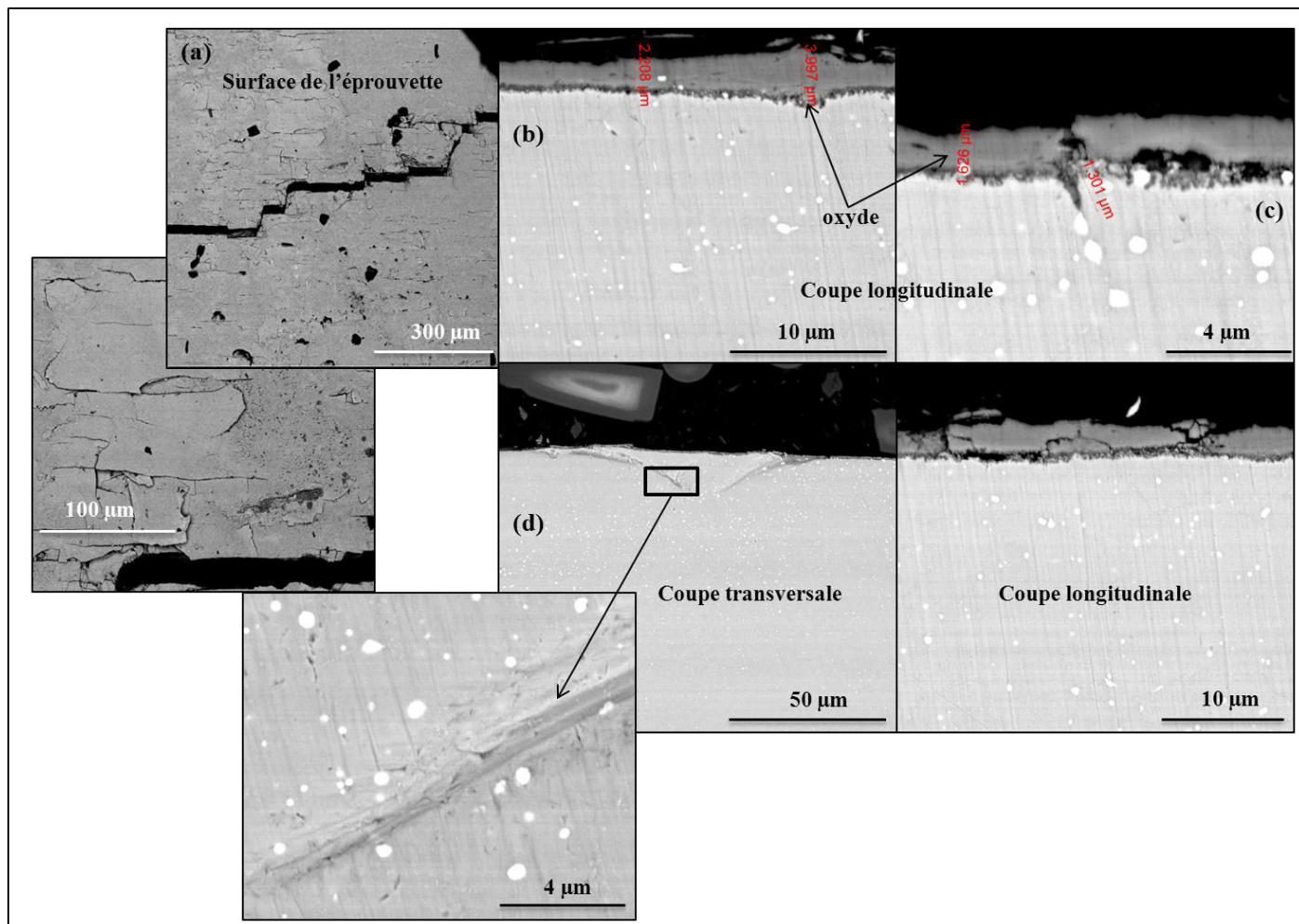


Figure 3. 21 : a) Fissuration de la couche d'oxyde à la surface b) Couche d'oxyde formée c) Amorçage de la fissure, d) Multi-fissuration dans des plans à 45° de la direction de la sollicitation pour l'éprouvette testée à 500°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$

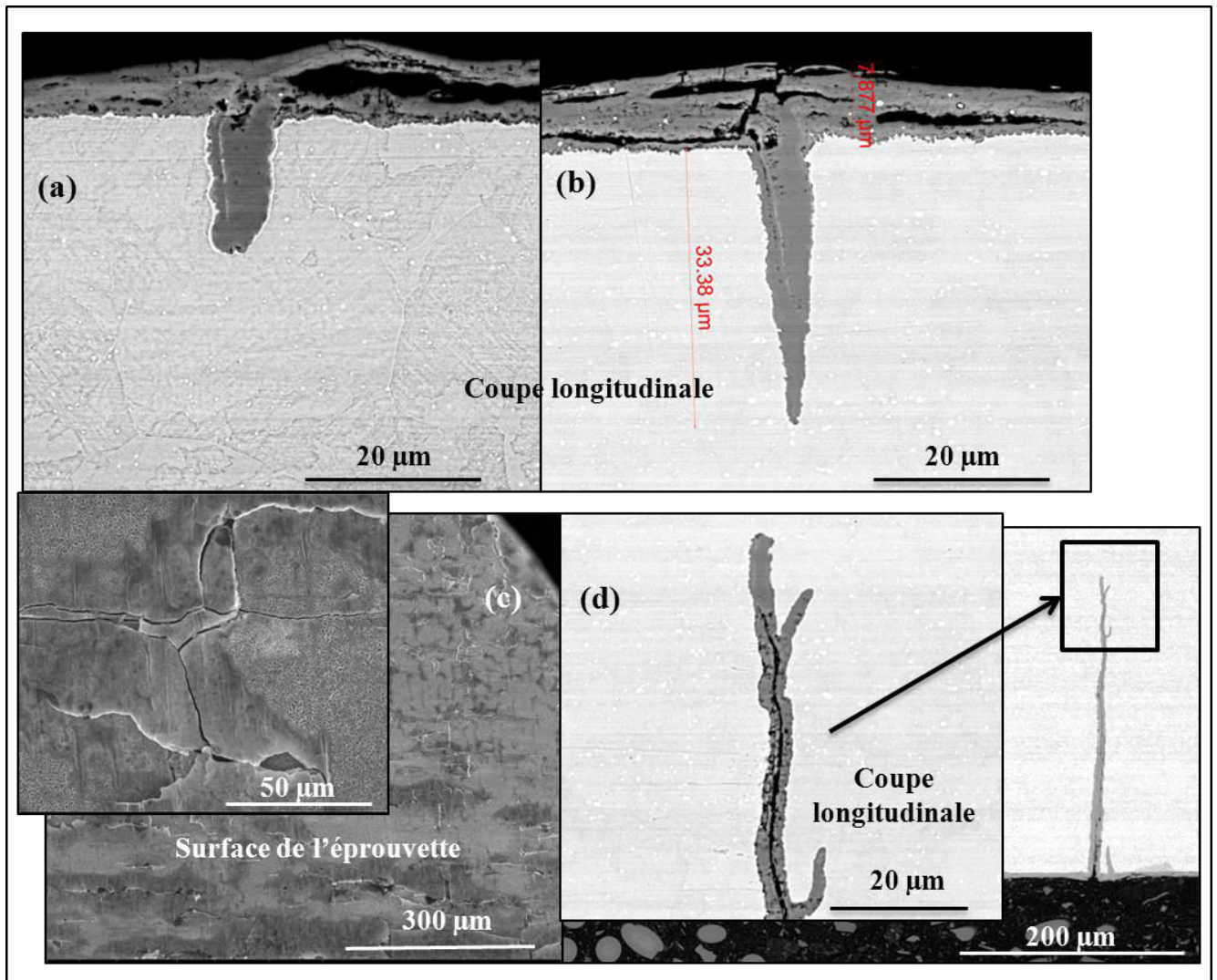


Figure 3. 22 : a), b) Amorçage de la fissure à partir de la couche d'oxyde, c) Ecaillage de la couche d'oxyde, d) Propagation de fissure en profondeur avec la pénétration de couche d'oxyde pour une éprouvette testée à 600°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$

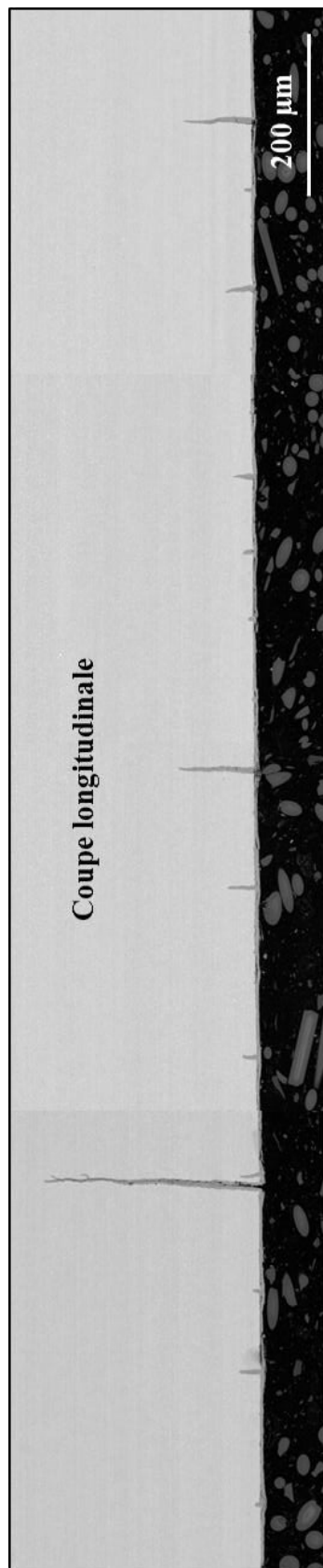


Figure 3. 23 : Distribution des fissures pour une éprouvette testée à 600°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$

➤ Rôle de l'oxydation sur l'endommagement de l'acier HDC1

Pour pouvoir identifier l'effet de l'environnement, des échantillons sont polis et placés dans un four maintenu à 400°C, 500°C et 600°C durant 96 heures. Des observations au microscope électronique à balayage ont permis de mettre en évidence les morphologies des couches d'oxyde, ainsi que les phases qui constituent ces couches. A 400°C, on observe une couche formée de deux sous-couches réparties uniformément avec une épaisseur de 3.78 μm (cf. figure 3.24). En revanche, à 500°C et 600°C, la couche d'oxyde est formée de trois sous-couches, dont l'épaisseur globale est respectivement égale à 7 μm et 29 μm (cf. figures 3.25 et 3.26). La couche d'oxyde externe en contact avec l'air est riche en fer et la couche interne en contact avec l'acier est riche en Molybdène. A 500°C, la couche d'oxyde du milieu est poreuse. En fatigue, cette dernière s'écaille et conduit à la création de multiples fissures à la surface de l'éprouvette. A 600°C, des intrusions d'oxydes localisées partant de la sous couche la plus proche du substrat métallique et pénétrant dans le matériau sont observées. Sous l'effet de la sollicitation cyclique, elles deviennent des sites préférentiels pour l'amorçage et la propagation de fissure. L'effet de l'environnement sur l'endommagement de l'acier HDC1 est plus prononcé à 600°C, ce phénomène est attribué aux intrusions d'oxydes formées à partir de la couche d'oxyde.

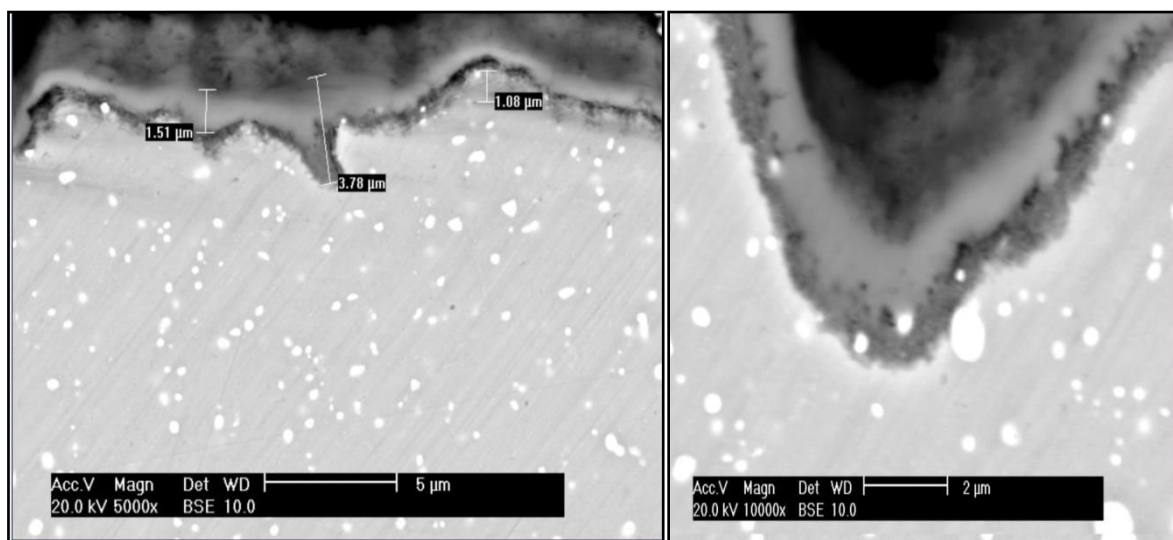


Figure 3. 24 : Couche d'oxyde à 400°C

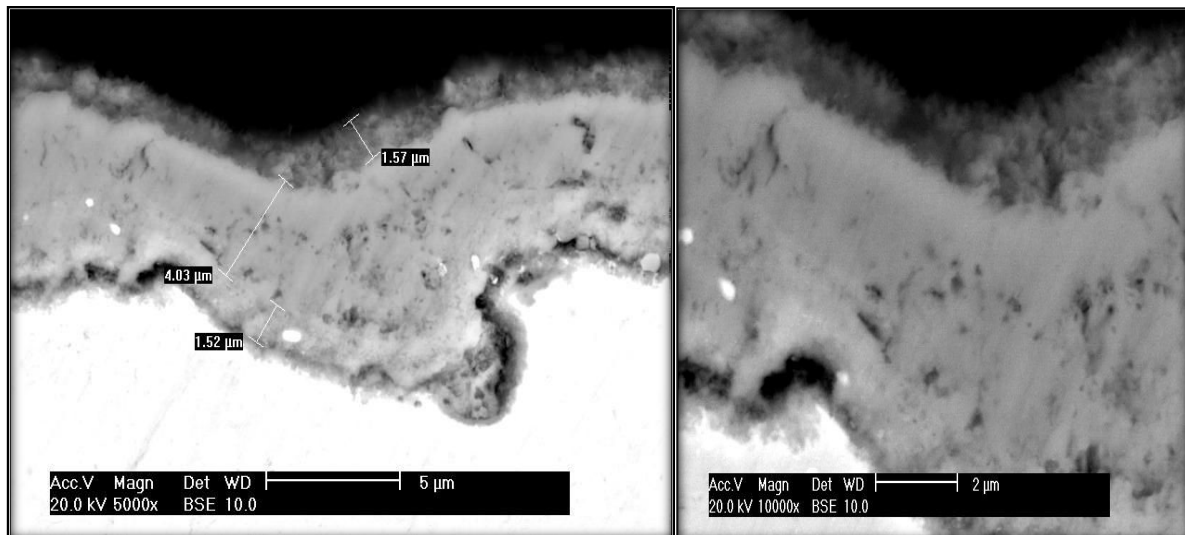


Figure 3. 25 : Couche d'oxyde à 500°C

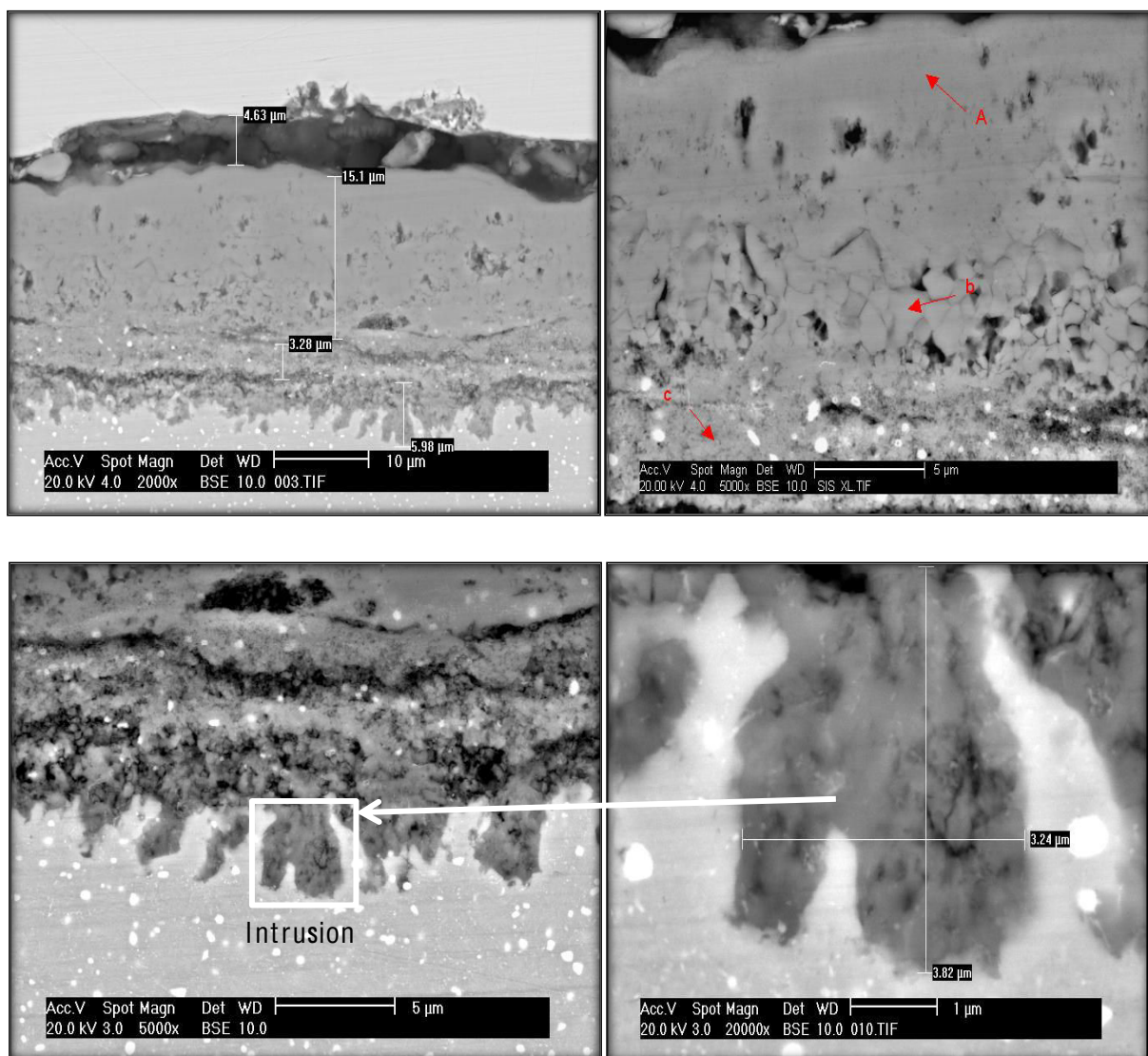


Figure 3. 26 : Couche d'oxyde à 600°C

➤ Comparaison de l'effet d'oxydation sur l'endommagement des aciers HDC1 et AISI H11

A 600°C, la durée de vie de l'acier HDC1 est plus courte que celle de l'acier AISI H11, on peut dire que l'endommagement provoqué par l'oxydation rend l'amorçage plus précoce pour l'acier HDC1 que l'acier AISI H11. En effet, la présence du chrome dans la couche d'oxyde formée pour l'acier AISI H11 contribue à une meilleure résistance à l'oxydation que l'acier HDC1. Au contraire à 500°C, la couche d'oxyde formée est assez fragile pour l'amorçage des fissures dans cette couche, mais probablement l'avancement de la fissure dans l'acier HDC1 est plus lent que dans l'acier AISI H11 par l'émoussement plastique en tête de fissure en régime de plasticité généralisée.

Conclusion

Cette partie a été dédiée à l'étude du comportement cyclique et à la durée de vie en fatigue oligocyclique de l'acier HDC1 à différentes températures. A basses températures, l'acier présente un comportement d'adoucissement stabilisé avec un stade de consolidation présent à la température ambiante lié à une grande densité de carbures de molybdène. A hautes températures, l'acier montre un adoucissement cyclique. L'augmentation de la température provoque la baisse de l'amplitude de contrainte avec une augmentation de l'amplitude de déformation plastique et de l'intensité d'adoucissement. La comparaison des aciers HDC1 et AISI H11 indique le même comportement cyclique à 20°C et 300°C. A partir de 500°C, un adoucissement plus important que celui de l'acier AISI H11 est observé pour l'acier HDC1. Les courbes de Manson-Coffin et de Basquin ont permis d'étudier la durée de vie de l'acier HDC1 tout en tenant compte de l'effet de température. L'effet de l'environnement a été mis en évidence. En effet, l'oxydation joue un rôle majeur dans l'endommagement de l'acier HDC1 pour des températures de 600°C, justifiant la chute de la durée de vie. Dans le chapitre 1, il a été noté que la température maximale à la surface du moule est environ 390°C. L'ensemble des résultats obtenus lors des essais de fatigue oligocyclique, montre qu'à cette température, le matériau a un comportement d'adoucissement assez stable avec une bonne accommodation à la déformation plastique.

Chapitre 4

Propagation de fissure en fatigue

4.1	Généralités sur la propagation de fissure en fatigue.....	80
4.1.1	Facteur d'intensité de contrainte	80
4.1.2	Intégrale J	82
4.1.3	Ouverture en pointe de fissure	83
4.1.4	Les paramètres qui influencent la vitesse de propagation de fissure	85
4.1.5	Synthèse	86
4.2	Etude bibliographique sur la propagation de fissure en fatigue dans l'acier AISI H11	87
4.2.1	Calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte	88
4.2.2	Effet des paramètres d'essais sur la vitesse de propagation en fatigue dans l'acier AISI H11.....	89
4.2.3	Synthèse	90
4.3	Propagation de fissure en fatigue dans les aciers à outils	91
4.3.1	Résultats des essais de propagation de fissure dans les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b	91
4.3.2	Comparaison des vitesses de propagation dans les aciers HDC1 et AISI H11.....	94
	Conclusion.....	97

Dans le précédent chapitre, nous avons étudié les durées de vie «totales» en fatigue oligocyclique des aciers à outils et identifié la fissuration comme principale cause d'endommagement. Dans cette partie, nous nous intéressons à l'analyse de la propagation de

fissure. Nous abordons les principaux critères utilisés pour modéliser la propagation de fissure et les paramètres qui influencent la fissuration en fatigue. Les courbes de propagation de fissure dans les différents aciers sont présentées et comparées, en se basant sur l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte et la variation d'ouverture en pointe de fissure.

4.1 Généralités sur la propagation de fissure en fatigue

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude du comportement d'un matériau en présence de fissures macroscopiques. On distingue généralement deux types de rupture, la rupture fragile et la rupture ductile. Pour la rupture fragile, la plasticité reste confinée en pointe de fissure, de taille réduite par rapport aux dimensions de la structure. On parle alors de la mécanique linéaire de la rupture. Pour la rupture ductile, la zone plastique n'est plus négligeable et peut s'étendre bien au-delà de la pointe de fissure, on parle dans ce cas de la mécanique élasto-plastique de la rupture.

4.1.1 Facteur d'intensité de contrainte

Les travaux de Griffith [83] ont été considérés comme le précurseur de mécanique de la rupture en se basant sur un critère ou bilan «énergétique global», appelé plus tard le taux de restitution d'énergie. Par la notion de facteur d'intensité de contrainte, la singularité des contraintes en pointe de fissure s'écrit dans un mode d'ouverture I [84] :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + o\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right) \quad (1)$$

avec $o(1/\sqrt{r})$ négligeable devant $1/\sqrt{r}$ quant r tend vers 0.

(r, θ) représentent les coordonnées polaires d'un point considéré par rapport à la pointe de fissure, $f_{ij}(\theta)$ est une fonction (angulaire) sans dimension et K_I est le facteur d'intensité des contraintes en mode I défini par :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \cdot F(a) \quad (2)$$

avec $F(a)$ un facteur de forme lié à la géométrie de l'éprouvette, a la longueur de fissure et σ_∞ le champ de contraintes à l'infini. En 1963, Paris et Erdogan [85] ont proposé d'utiliser le concept de K_I de la mécanique de la rupture pour décrire la propagation de fissure de fatigue en exprimant la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte sous la forme :

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (3)$$

avec, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$, où $K_{\max}$ et $K_{\min}$ sont les valeurs extrêmes de K lors d'un cycle de chargement donné.

et C et m sont deux paramètres dépendant du matériau et des conditions d'essais (température, rapport de charge,...). Néanmoins, cette relation ne précise pas l'effet du matériau et des conditions de chargement sur la propagation de fissure et elle ne décrit pas le comportement de la fissure près de la rupture ou au seuil de propagation. Plusieurs auteurs ont donc cherché à modifier l'équation pour tenir compte de certains paramètres. On trouve par exemple, la relation de Broek et Schijve [86] qui tient compte du rapport de charge ou celle de Forman et al. [87] qui considèrent la rupture en introduisant la ténacité K_{IC} . Cette dernière a été modifiée par Erdogan et Ratwani [88] pour ajouter l'effet du seuil de propagation de fissure K_{th} .

Elber [89] a observé qu'une fissure de fatigue peut se fermer, même si l'ensemble de l'éprouvette se trouve encore soumis à une traction cyclique, et qu'alors seule une fraction du cycle de fatigue participe effectivement à la propagation de la fissure. Il propose donc de relier la vitesse de propagation de fissure à une amplitude de contrainte effective ΔK_{eff} et non plus ΔK avec,

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op} \quad (4)$$

où $K_{\max}$ est le facteur d'intensité de contrainte maximal et K_{op} le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture de fissure. Egalement, il montre que la fermeture de fissure est liée à une plasticité cyclique créée devant la fissure. En effet, des contraintes de compression sont créées autour de la pointe de fissure lors de déchargement et par conséquent l'ouverture de la pointe de fissure diminue ainsi que la force motrice de propagation de fissure durant le chargement (cf. figure 4.1). D'autres facteurs pouvant induire la fermeture de fissure, ont été mis en évidence [90] comme la rugosité et l'oxydation.

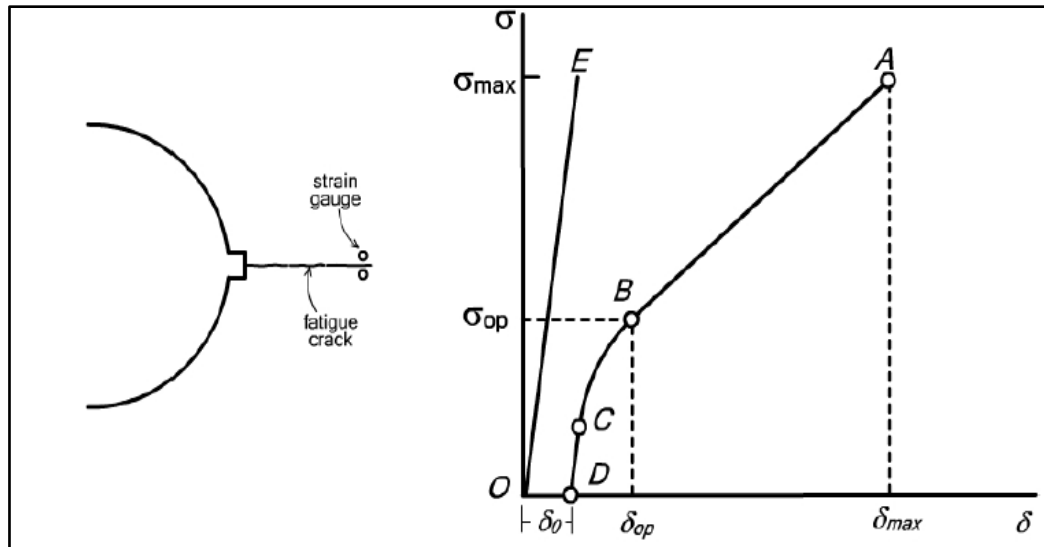


Figure 4. 1 : Evolution de l'ouverture de fissure en fonction du chargement appliqué [89]

Bien que le concept de facteur d'intensité de contrainte effectif ait été introduit pour tenir compte de la plasticité en pointe de fissure, la notion de facteur d'intensité de contrainte reste seulement applicable aux cas où la plasticité existe en pointe de fissure mais reste confinée. Dans le cas où cette plasticité en pointe de fissure est importante, il est possible de remplacer le facteur d'intensité de contrainte par des paramètres de mécanique élastoplastique de la rupture, telle que l'intégrale J et l'ouverture en pointe de fissure (CTOD ou δ_t).

4.1.2 Intégrale J

Rice [91] a défini l'intégrale de contour fermé J dans un matériau fissuré lors d'un chargement monotone, de la manière suivante :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \quad (5)$$

où Γ est un contour d'intégration choisi autour de la pointe de fissure

En élasticité linéaire, le facteur d'intensité de contraintes est lié à l'intégrale J [92] sous la forme :

$$J = \frac{1-\vartheta^2}{E} K_I^2 \quad (6) \text{ en état de déformation plane}$$

$$J = \frac{1}{E} K_I^2 \quad (7) \text{ en état de contrainte plane}$$

avec E le module d'Young du matériau et ϑ le coefficient de Poisson

Dowling et Begley (1976) (1976b) [87, 88] ont initialement proposé d'étendre cette grandeur à une intégrale J cyclique utilisée comme force motrice de propagation de fissure en fatigue. Ils ont montré que les vitesses élevées des courbes de propagation ($da/dN-\Delta J$) sont cohérentes avec l'extrapolation des courbes obtenues par la mécanique linéaire de la rupture ($da/dN-\Delta K$). Bien que l'application de J à un chargement cyclique soit controversée [82], certains auteurs l'utilisent pour prédire la propagation de fissure, tel que Chow et Lu [95].

4.1.3 Ouverture en pointe de fissure

Lorsque la plasticité en pointe de fissure est importante, les observations expérimentales ont montré que la fissure commence par s'émousser et ce n'est qu'après un certain émoussement qu'elle avance. Pour cela, Wells a proposé de considérer cet émoussement comme étant l'ouverture en pointe de fissure δ_t (appelée CTOD). Cette dernière a été définie dans la littérature par différentes méthodes. La première consiste à considérer que l'ouverture correspond au déplacement relatif des lèvres de la fissure à l'endroit de la position initiale de la fissure. La deuxième préconise que l'ouverture en pointe de fissure correspond à la distance entre les deux points d'intersection avec les lèvres de la fissure de deux lignes faisant un angle droit par rapport à l'axe de la fissure [96] (cf. figure 4.2).

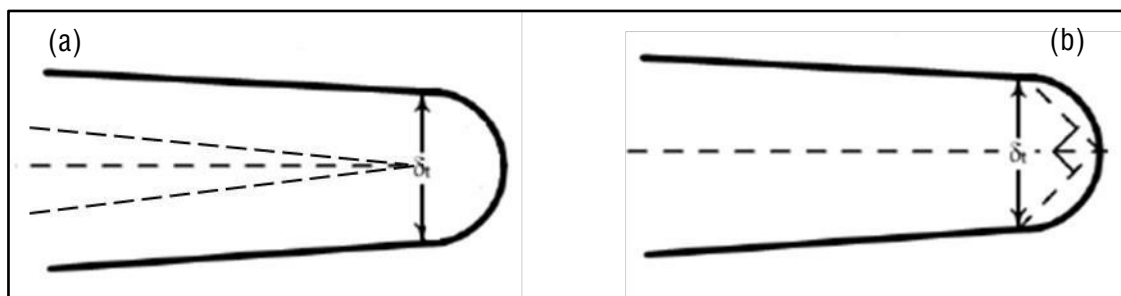


Figure 4. 2 : Définition de l'ouverture en pointe de fissure lorsque l'émoussement est circulaire : (a) par le déplacement relatif des lèvres à l'endroit de la pointe de fissure initiale, (b) par la distance entre les intersections de deux lignes faisant un angle droit avec les lèvres de la fissure émoussée [96]

Le modèle de Dugdale [82] a permis de calculer l'ouverture en pointe de fissure dans un matériau parfaitement plastique en état de contrainte plane comme le montre la figure 4.3 avec :

$$CTOD = 2 v(a) \text{ pour } x = \pm a \text{ et } y = 0, \quad (8)$$

Et par la suite,

$$CTOD = \frac{8\sigma_y a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma^\infty}{2\sigma_y} \right) \right] \quad (9)$$

or, quant $\sigma^\infty \ll \sigma_y$,

$$CTOD = \frac{K_I^2}{\sigma_y E} \quad (10)$$

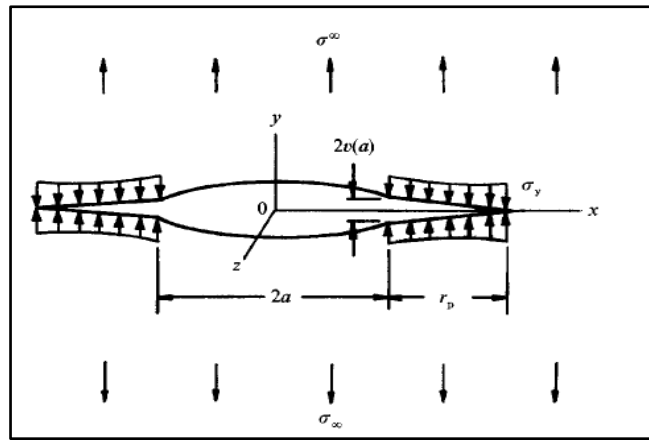


Figure 4. 3 : Modèle de Dugdale [82]

En utilisant l'équation (7) pour l'intégrale J dans ce modèle de Dugdale, la relation devient

$$J = \sigma_y \cdot CTOD \quad (11)$$

En cas d'une propagation de fissure sous chargement cyclique à amplitude constante et en régime de Paris, McClintok [97] a lié l'avancement de fissure au déplacement d'ouverture cyclique $\Delta CTOD$, selon la relation suivante:

$$\frac{da}{dN} = \Delta CTOD = \frac{\beta (\Delta K)^2}{\sigma'_0 E'} \quad (12)$$

avec σ'_0 est la limite élastique cyclique, $E' = E/(1-\nu^2)$ est le module élastique en état de déformation plane et β dépend de la limite élastique et de l'exposant d'écrouissage cyclique. Cette corrélation a été appliquée pour modéliser deux mécanismes de fissuration. Le premier est le mécanisme de formation de stries de fatigue observée par Pelloux [98] et Laird [99], sur les faciès de rupture par fatigue de matériaux ductiles. Ce mécanisme est lié à un

émoussement à la pointe de fissure et donc à la plasticité cyclique formée durant le chargement cyclique. Pelloux [100] a proposé de lier la propagation de fissure à l'ouverture de fissure selon la relation (13). Le deuxième a été introduit par Neumann [101] basée sur un phénomène de succession de glissements plans en tête de la fissure. La corrélation de la vitesse de propagation de fissure dans les aciers à haute résistance avec $\Delta CTOD$ réalisée par Petit et al [102] a donné également un exposant m égal à 2.

$$\frac{da}{dN} = \alpha (\Delta CTOD)^2 \quad (13)$$

Weertman [103] a proposé un modèle basé sur l'accumulation du dommage en avant de la fissure selon la relation :

$$\frac{da}{dN} \propto \frac{(\Delta K)^4}{G\sigma_0^2 U^*} \quad (14)$$

où, G est le module de cisaillement et U^* est l'énergie dissipée pour faire avancer la fissure. D'autres auteurs [98, 99] ont utilisé une corrélation linéaire entre la croissance de la fissure et l'ouverture en pointe de fissure cyclique grâce à la relation suivante.

$$\frac{da}{dN} = \beta \Delta CTOD \quad (15)$$

4.1.4 Les paramètres qui influencent la vitesse de propagation de fissure

La vitesse de propagation de fissure dépend de paramètres qui peuvent être classés en deux catégories : les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau et d'autres paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai quel que soit le matériau étudié : le chargement, la température, l'environnement et l'épaisseur de l'éprouvette, etc. Dans cette partie, on s'intéresse aux effets du rapport de charge, de la température et de l'épaisseur de l'éprouvette.

➤ Effet du rapport de charge R

En général, l'augmentation du rapport de charge induit une vitesse de propagation de fissure plus importante [57]. Le rapport de charge a une influence marquée sur les très faibles

et les grandes vitesses de propagation de fissure [106] et particulièrement sur les ΔK seuil [106–108]. Dans certains matériaux, l'effet de rapport de charge disparaît au-dessus d'une certaine valeur de R . Cet effet du rapport de charge est souvent attribué au phénomène de fermeture de fissure [109–111]

➤ Effet de l'épaisseur

Certains auteurs [55], [112] ont étudié l'influence de l'épaisseur d'éprouvette sur la cinétique de l'avancement de fissure. Ils ont remarqué que la vitesse de propagation de fissure change avec l'augmentation de l'épaisseur. La vitesse est plus importante dans les éprouvettes épaisses (déformation plane) que dans les éprouvettes minces (contrainte plane). Cet effet a été attribué par Matos et Nowell [55] au phénomène de fermeture de fissure, qui est plus important dans des éprouvettes CT les plus minces (épaisseurs variant de 3 à 25mm).

➤ Effet de la température

L'effet de la température varie d'un matériau à l'autre. L'augmentation de la température entraîne généralement une vitesse de propagation de fissure plus élevée [57]. Ainsi, Makhoul et Jones [113] ont montré que la vitesse de propagation de fissure augmente avec la température sur des aciers ferritiques. Les mêmes résultats sont obtenus pour le cas des aciers austénitiques [114]. L'effet de la température est en forte interaction avec l'effet de l'environnement. Cela se traduit par une fermeture de fissure liée à l'oxydation [115].

4.1.5 Synthèse

La modélisation de la propagation de fissure est basée sur différentes approches :

- approche globale : l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte ΔK et l'intégrale ΔJ cyclique.
- approche locale : l'amplitude d'ouverture en pointe de fissure $\Delta CTOD$.

Le facteur d'intensité de contrainte n'est valable en toute rigueur que si la fissuration se fait en condition de plasticité confinée en pointe de fissure. Par contre, en cas de plasticité étendue, les notions ΔJ et $\Delta CTOD$ pourraient être appliquées. Ces derniers paramètres peuvent tenir compte, dans une certaine mesure de la plastification en pointe de fissure. La littérature montre que les mécanismes de fissuration par fatigue dépendent essentiellement de

la déformation plastique, liée à l'ouverture en pointe de fissure. La figure 4.4 illustre la variation typique de la propagation de fissure en fonction de ΔK dans les trois régimes. Ritchie [108] résume l'influence des paramètres majeurs sur le comportement de fissure. Compte tenu du grand nombre de paramètres qui entrent en jeu, la modélisation est toujours assez complexe pour bien comprendre les mécanismes de la fissuration.

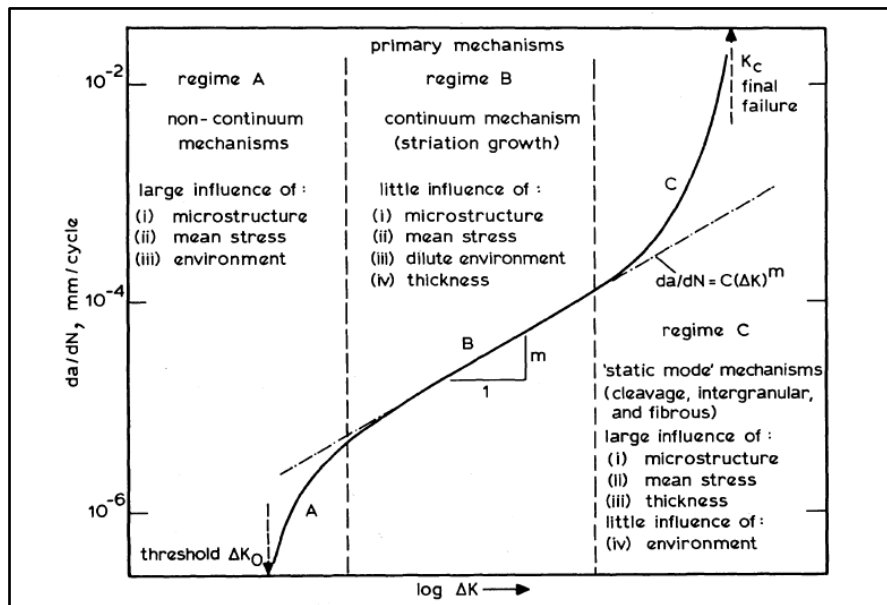


Figure 4. 4 : Effet des différents paramètres sur la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK [108]

4.2 Etude bibliographique sur la propagation de fissure en fatigue dans l'acier AISI H11

Une campagne d'essais de propagation de fissure en fatigue a été menée dans le cadre de la thèse de Shah [5] sur l'acier AISI H11 dans différentes conditions d'essai sur des éprouvettes de traction à entaille latérale (SENT) (cf. figure 2.7). Les effets du rapport de charge, de l'épaisseur et de la température sur la vitesse de propagation de fissure ont été déterminés en utilisant l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK et l'intégrale J cyclique comme forces motrices de propagation de fissure. Dans ces travaux de thèse, nous allons utiliser la même expression de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour étudier la propagation de fissure.

4.2.1 Calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte

Des calculs numériques de l'intégral J en traction, ont été réalisés par Shah [5], avec le code ABAQUS/StandardTM dans l'hypothèse des déformations planes. Des modèles de comportement élastique et élastoplastique sont utilisés pour déterminer l'intégral J à 20°C et 600°C. En élasticité, le facteur d'intensité de contrainte a été identifié à partir des calculs d'intégrale J pour chaque longueur de fissure, selon la formule suivante :

$$K_I = \sqrt{J_{el} \times E(1/\nu^2)} \quad (16)$$

$$K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (17)$$

avec,

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.0869 + 0.2383\left(\frac{a}{W}\right) + 1.9830\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 2.8373\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 2.5771\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (18)$$

Pour une loi de comportement élastoplastique et à 600°C, la force motrice est :

$$\sqrt{J_{el,pl} E'} = g\left(\frac{a}{W}\right) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (19)$$

avec,

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = 1.1321 + 0.015\left(\frac{a}{W}\right) + 3.9899\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 5.6491\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 4.9493\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (20)$$

Ainsi, la vitesse de propagation de fissure a été exprimée en fonction de ΔK à température ambiante et en fonction de $\Delta \sqrt{J_{el,pl} E'}$ à haute température. Dans notre cas, nous étudions la propagation de fissure à basse température, alors, nous utiliserons dans la suite le facteur géométrique $f\left(\frac{a}{W}\right)$ pour calculer l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte et modéliser la vitesse de propagation dans les différents aciers.

4.2.2 Effet des paramètres d'essais sur la vitesse de propagation en fatigue dans l'acier AISI H11

Nous présentons dans cette partie un résumé des résultats relatifs à l'influence des paramètres d'essai sur la vitesse de propagation de fissure obtenues dans les travaux de thèse de Shah [5].

➤ Effet du rapport de charge

A température ambiante et pour différentes épaisseurs d'éprouvette, la vitesse de propagation de fissure a été exprimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Elle est plus importante pour des rapports de charge élevés. Grâce aux mesures de ΔCOD par méthode de corrélation d'images, Shah [5] a pu mettre en évidence un effet de fermeture de fissure aux plus faibles rapports de charge. En utilisant l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif, aucun effet de rapport de charge R n'a été noté, lui permettant ainsi d'attribuer l'influence du rapport de charge au phénomène de fermeture de fissure. Il n'a constaté aucun effet de rapport de charge dans le régime de Paris à 600°C, ni d'ailleurs de fermeture de fissure par les mesures de ΔCOD .

➤ Effet de l'épaisseur

L'influence de l'épaisseur a été évaluée à température ambiante pour des rapports de charge $R=0.1$ et 0.7 . La vitesse de propagation de fissure augmente avec l'augmentation de l'épaisseur sauf pour des épaisseurs d'éprouvette $e < 0.25$ mm. La courbe de Paris obtenue pour une éprouvette d'épaisseur $e = 0.6$ mm présente une transition et coïncide avec celles d'épaisseur $e = 0.25$ et 0.12 mm pour des valeurs de ΔK élevées, alors qu'elle correspond à celle la plus épaisse (2.5 mm) à faible ΔK . Les observations des faciès de rupture des éprouvettes d'épaisseur $e \leq 0.6$ mm montrent des plans inclinés et des bandes de glissement formés lors de l'avancée de la fissure. Ceci confirme que la plasticité formée pour les éprouvettes minces est plus élevée que celle dans des éprouvettes épaisses. A 600°C, l'influence de l'épaisseur sur la propagation de fissure a été déterminée pour un rapport de charge $R=0.1$ et $R=0.7$. Très peu d'effet a été noté.

➤ Effet de la température

Pour différentes épaisseurs d'éprouvette et un rapport de charge $R=0.1$, les vitesses de propagation de fissure sont plus élevées à 600°C qu'à température ambiante et surtout pour les faibles valeurs de $\Delta\sqrt{J_{el,pl}E'}$. En revanche, en utilisant $\Delta CTOD$ comme force motrice de propagation de fissure, les courbes se superposent (cf. figure 4.5).

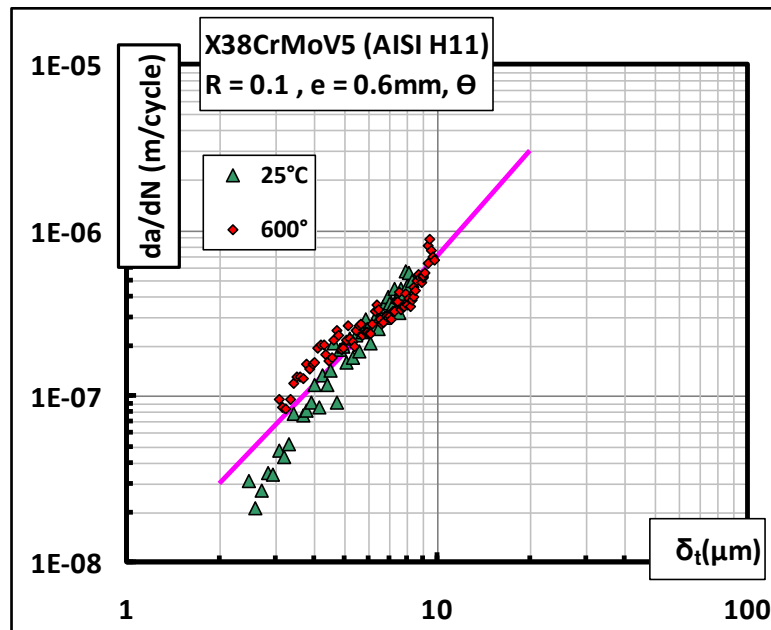


Figure 4. 5 : Effet de la température avec $\Delta\delta_t$ ($\Delta CTOD$) comme force motrice de propagation : éprouvette d'épaisseur 0.6mm [5, 110]

4.2.3 Synthèse

L'étude de la propagation de fissure dans l'acier AISI H11 a indiqué l'influence des paramètres extrinsèques sur la propagation de fissure et le phénomène de fermeture de fissure. Dans ce travail, on remarque que l'utilisation de l'amplitude d'ouverture de fissure a permis de tenir compte de la plasticité en pointe de fissure et permet de rationaliser l'effet de certains paramètres : le rapport de charge et la température. Etant donnés la controverse dans la littérature concernant l'utilisation d'un ΔJ_{cyc} , et que l'utilisation de $\Delta CTOD$ permet de tenir compte de la plasticité, nous allons représenter dans la suite la propagation de fissure dans les différents aciers en fonction de ΔK et $\Delta CTOD$.

4.3 Propagation de fissure en fatigue dans les aciers à outils

Les résultats des essais de propagation de fissure sont indiqués progressivement pour les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b.

4.3.1 Résultats des essais de propagation de fissure dans les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b

Les résultats des essais de propagation de fissure obtenus dans les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b sont montrés dans cette partie pour un rapport de charge $R=0.1$ et une éprouvette d'épaisseur 1mm. Les figures 4.6 et 4.7 montrent respectivement l'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fatigue à température ambiante en fonction de ΔK et $\Delta CTOD$. Dans la figure 4.6, pour la même amplitude de facteur d'intensité de contrainte ΔK , on remarque que la vitesse de propagation de fissure dans l'acier HDC1 est plus faible que celle de l'acier HPD 3b. De même la résistance à la fissuration de l'acier HPD 3a est plus faible que celle de l'acier HPD 3b, avec une pente de l'ordre de 4 pour les différents aciers. Par contre, les courbes sont superposées quelle que soit la valeur de $\Delta CTOD$, comme l'illustre la figure 4.7. Dans ce cas, la vitesse de propagation de fissure est exprimée en fonction de $\Delta CTOD$ suivant la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = 6.10^{-9} \Delta CTOD^{2.4} \quad (21)$$

Comme le rapport de charge R est faible, la différence de résistance à la fissuration notée en ΔK peut être due à un effet de fermeture de fissure. L'utilisation du $\Delta CTOD$ comme force motrice de propagation permet de s'affranchir de l'effet de fermeture de fissure [5]. L'absence de différence de la résistance à la fissuration entre les trois aciers lorsque les vitesses de propagation sont tracées en fonction de $\Delta CTOD$ suggère que les mécanismes de propagation de fissure de fatigue sont similaires dans cette même famille d'acier et sont gouvernés par la plasticité en pointe de fissure. Pour vérifier cette hypothèse, une estimation de la fermeture de fissure a été réalisée pour les différents aciers grâce aux mesures par corrélations d'images. L'évolution du chargement en traction est tracée successivement dans les figures 4.8 et 4.9 en fonction de l'ouverture de fissure obtenue ΔCOD dans les aciers HPD 3a et HPD 3b. Ces courbes sont présentées pour différentes longueurs de fissure avec des ΔCOD mesurées à une distance de 600 μm et 335 μm derrière la pointe de fissure

respectivement pour les aciers HPD 3a et HPD 3b. La fraction efficace de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte nécessaire pour l'ouverture de fissure, $U = \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K$ a été déterminée pour les différents aciers, elle est de l'ordre de 0.8, 0.62, 0.57 respectivement pour les aciers HPD 3a, HPD 3b et HDC1. Donc, l'effet de fermeture est plus important dans l'acier HDC1 que celui dans l'acier HPD 3b que celui dans l'acier HPD 3a expliquant ainsi les différences notées en ΔK .

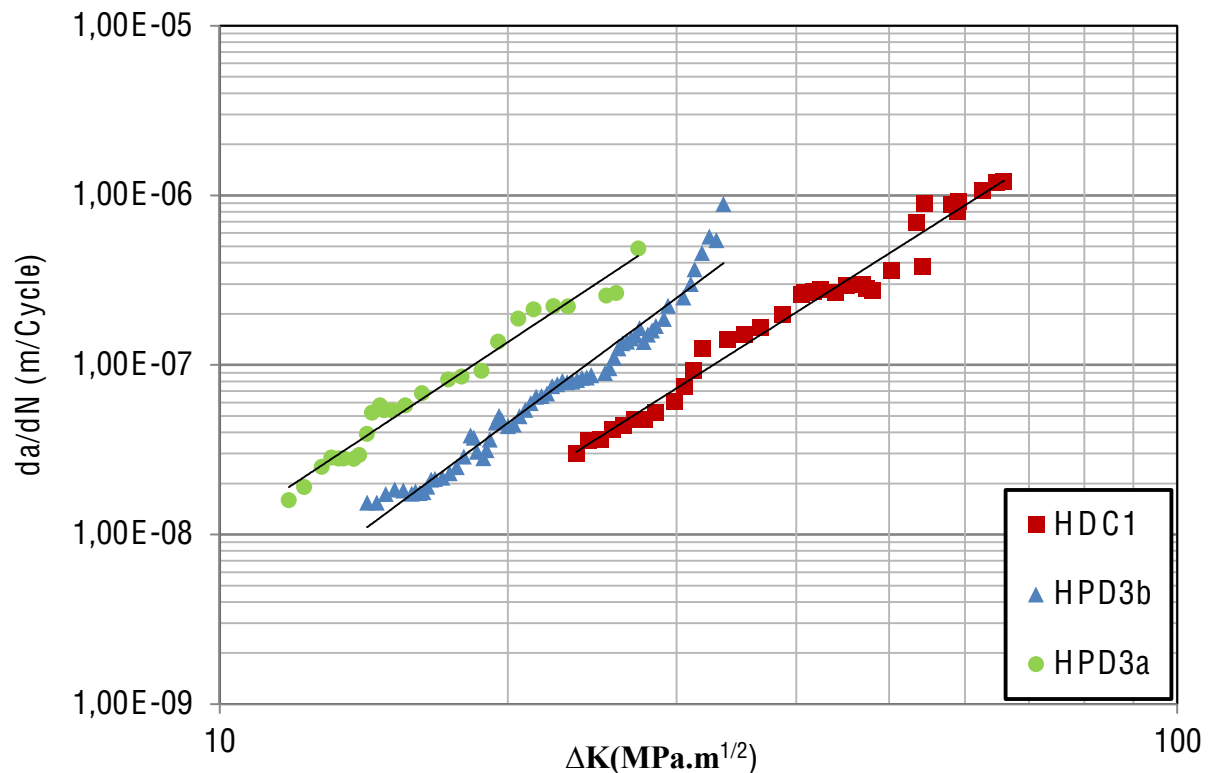


Figure 4. 6 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1, HPD 3a, HPD 3b

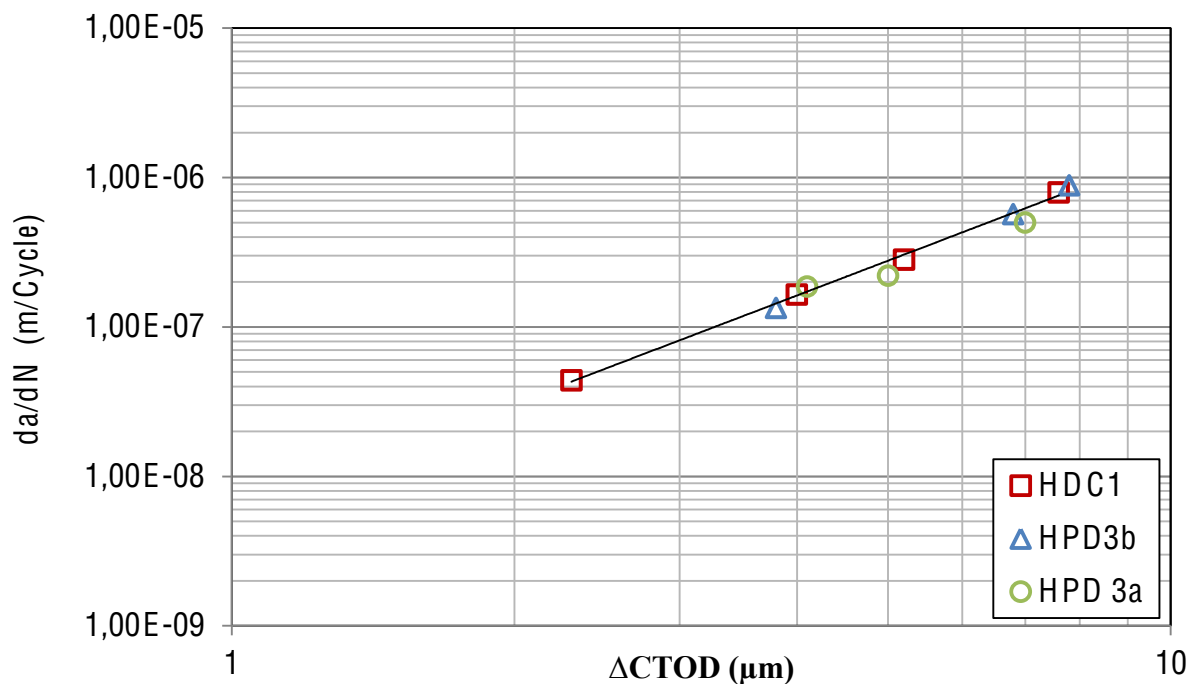


Figure 4.7 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de $\Delta CTOD$ pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1, HPD 3a, HPD 3b

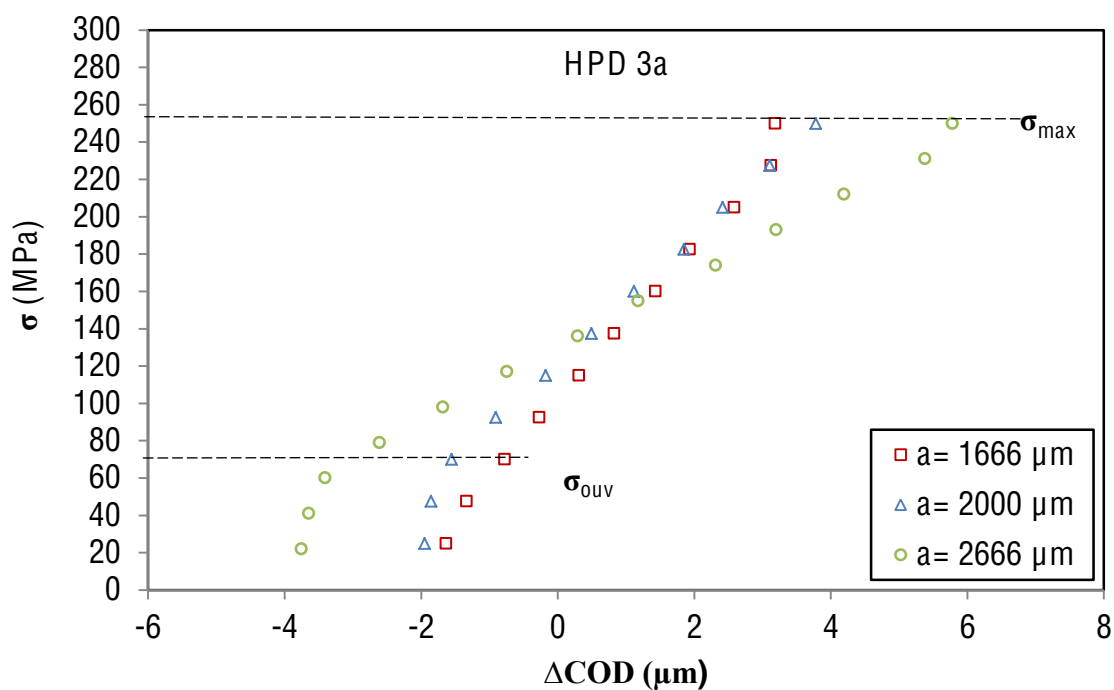


Figure 4.8 : Evolution de la contrainte en fonction de ΔCOD mesurés derrière la pointe de fissure dans l'acier HPD 3a

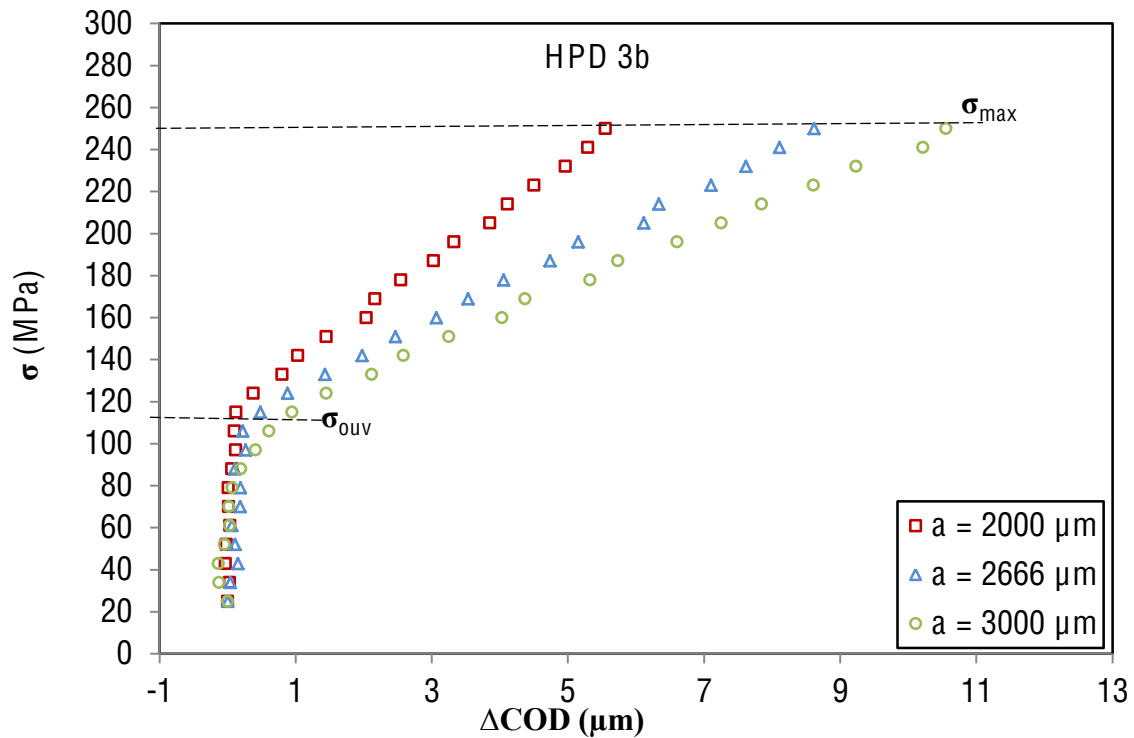


Figure 4. 9 : Evolution de la contrainte en fonction de ΔCOD mesurés derrière la pointe de fissure dans l'acier **HPD 3b**

4.3.2 Comparaison des vitesses de propagation dans les aciers HDC1 et AISI H11

Dans cette partie, nous comparons la résistance à la propagation des aciers HDC1 et AISI H11. Les courbes de Paris obtenues à température ambiante sont présentées dans la figure 4.10. Pour les faibles valeurs de ΔK , la vitesse de propagation de fissure est plus importante dans l'acier AISI H11 que dans l'acier HDC1. Les courbes se rejoignent progressivement lorsque ΔK augmente. La figure 4.11 montre que la vitesse de propagation de fissure est toujours plus élevée dans l'acier AISI H11 que dans l'acier HDC1 pour les différentes amplitudes d'ouverture en pointe de fissure même si l'écart est faible pour $\Delta CTOD$ élevés. Les mesures effectuées par corrélations d'images ont également montré que le phénomène de fermeture de fissure est différent pour les deux aciers avec un taux de fermeture plus important dans l'acier HDC1 que celui dans l'acier AISI H11. La vitesse de propagation de fissure est exprimée en fonction de $\Delta CTOD$ selon les formules suivantes :

$$\frac{da}{dN} = 6.10^{-9} \Delta CTOD^{2.4} \quad (22) \quad \text{pour HDC1}$$

$$\frac{da}{dN} = 2.10^{-8} \Delta CTOD^{1.7} \quad (23) \quad \text{pour AISI H 11}$$

Néanmoins, la différence de résistance à la fissuration qui persiste même en tenant compte de l'effet de fermeture de fissure par l'intermédiaire du $\Delta CTOD$ (cf. figure 4. 11) suggère que cette fois-ci, le comportement en fissuration est différent pour les deux aciers. En particulier, l'observation des profils de fissure (cf. figure 4. 12) montre que le chemin de la fissure est plus tortueux dans l'acier HDC1 que dans l'acier AISI H11.

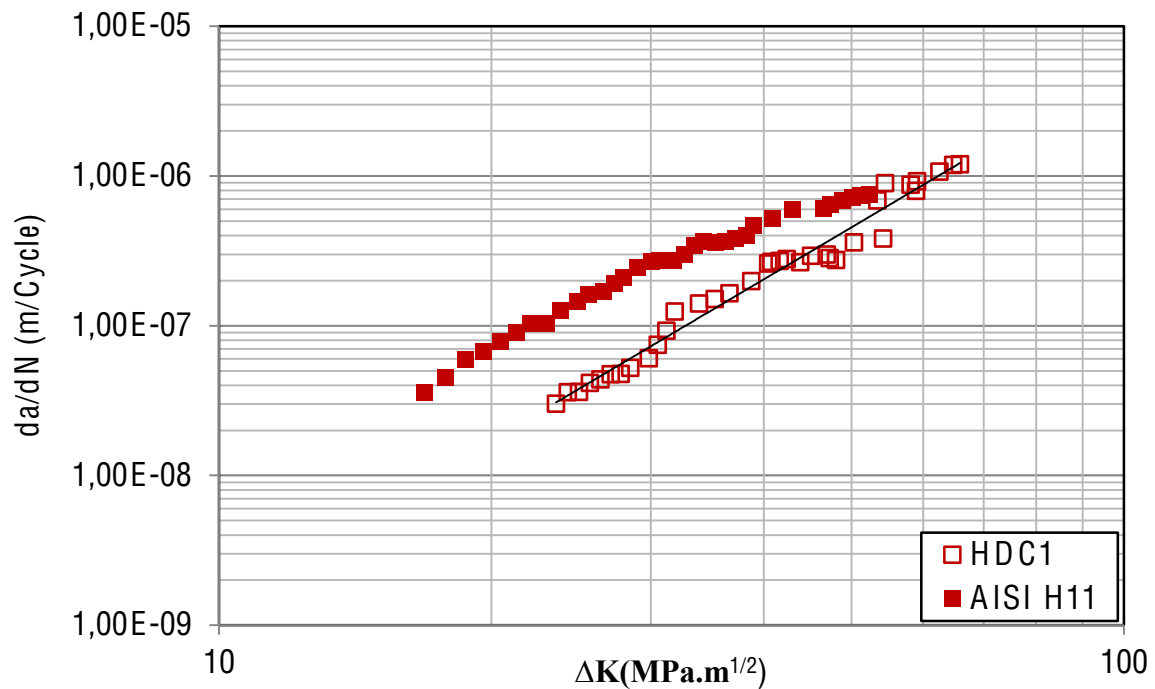


Figure 4. 10 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1 et AISI H11

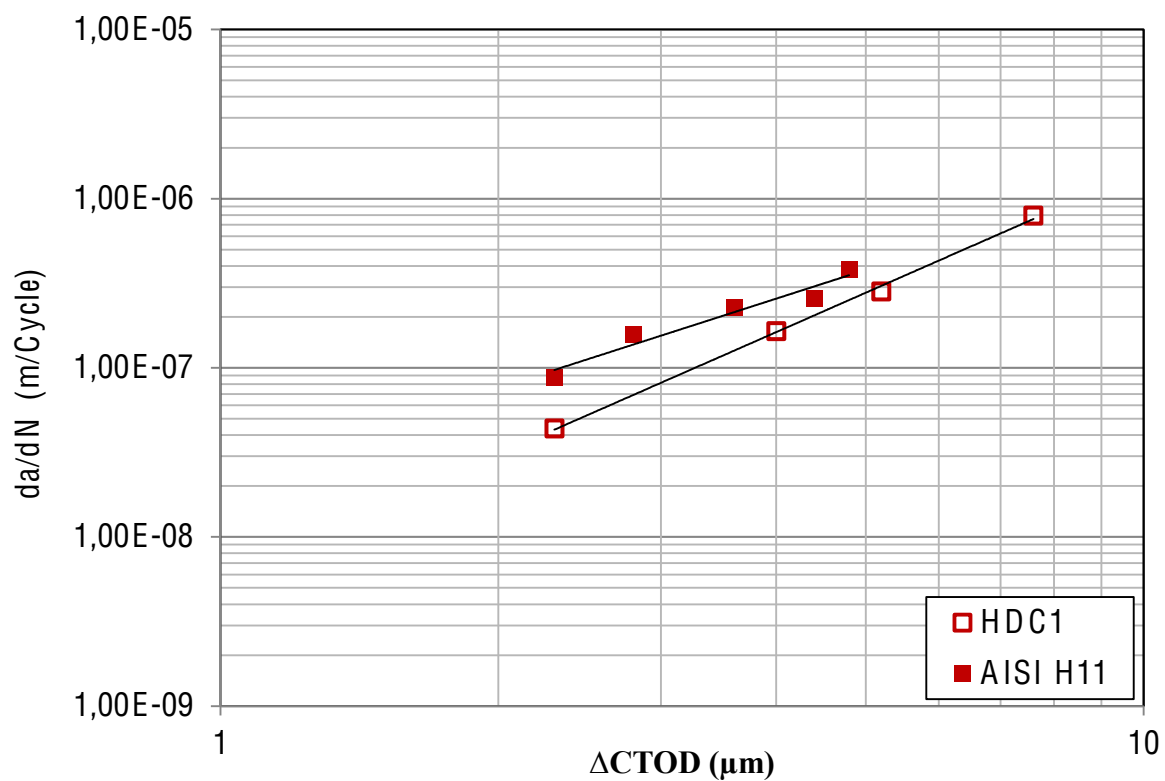


Figure 4. 11 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de $\Delta CTOD$ pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1 et AISI H11

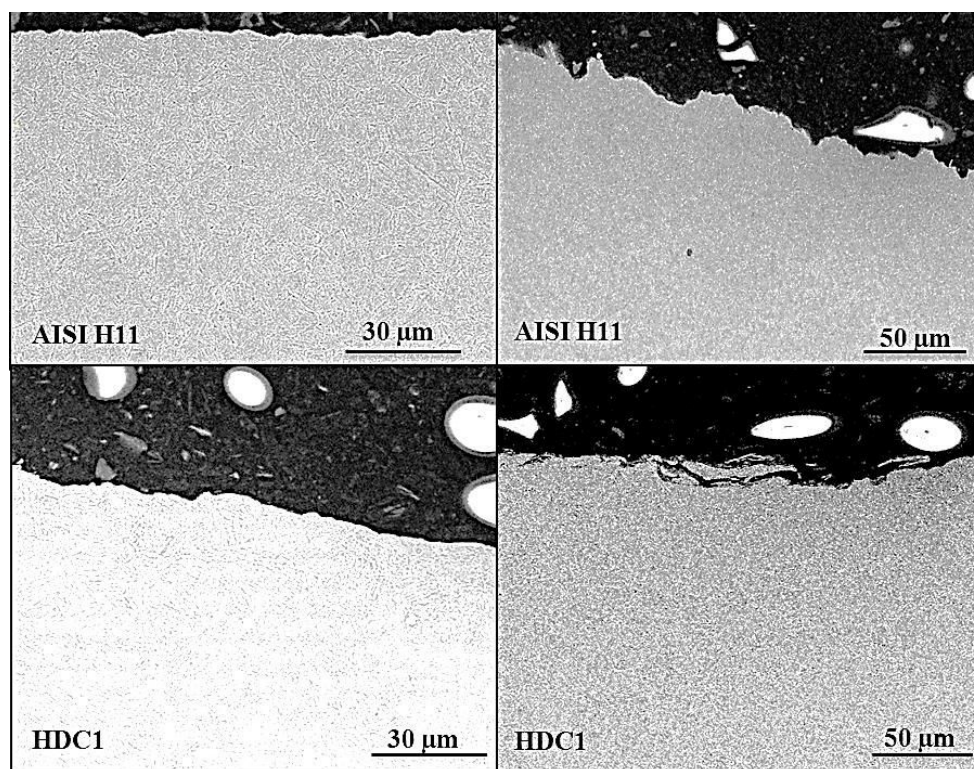


Figure 4. 12 : chemins de propagation de fissures observés dans les aciers AISI H11 et HDC1

Conclusion

A température ambiante, des essais de fissuration en fatigue ont été réalisés sur les aciers AISI H11, HDC1, HPD 3a et HPD 3b pour des éprouvettes minces d'épaisseur 1 mm et un rapport de charge $R=0.1$. Les vitesses de propagation de fissure sont analysées en fonction des forces motrices ΔK et $\Delta CTOD$. Les courbes de fissuration en fatigue dans les aciers HDC1, HPD 3a et HPD 3b sont superposées lorsqu'elles sont tracées en fonction de $\Delta CTOD$, paramètre tenant compte de la plasticité en pointe de fissure. Cependant, la vitesse de propagation de fissure dans l'acier AISI H11 est plus élevée que celle dans l'acier HDC1 pour les différents critères, suggérant que la fermeture de fissure n'est pas la seule origine de la différence notée en ΔK . Ainsi, ces deux aciers ont un comportement "intrinsèque" de résistance à la fissuration différent. L'amplitude d'ouverture en pointe de fissure ($\Delta CTOD$) semble donc être un critère prometteur pour étudier la fissuration par fatigue dans ces aciers ductiles. Dans le chapitre suivant, nous allons modéliser numériquement la propagation de fissure de fatigue dans l'acier AISI H11, car les lois de comportement ont été uniquement identifiées pour l'acier AISI H11 dans les travaux de Velay. L'effet de la loi de comportement sur le calcul de $\Delta CTOD$ et la plasticité dans la région en pointe de fissure a été mis en évidence.

Chapitre 5

Simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue

5.1	Approches utilisées en simulation numérique de la propagation de fissure.....	99
5.1.1	Comportement élastoplastique en pointe de fissure.....	100
5.1.2	Simulation de la propagation de fissures par la technique de relâchement des nœuds	105
5.1.3	Bilan.....	106
5.2	Méthodologie adoptée	106
5.2.1	Hypothèses de modélisation considérées.....	108
5.2.2	Modèles de comportement utilisés.....	111
5.3	Résultats des simulations numériques	115
5.3.1	Calcul de l'amplitude d'ouverture de fissure.....	115
5.3.2	Evolution des champs de contrainte et de déformation devant la pointe de fissure	116
	Conclusion.....	122

Comme discuté précédemment, l'ouverture de fissure peut être contrôlée par la plasticité en pointe de fissure et le sillage plastique. Les champs de déformation au voisinage de la fissure ont été étudiés par le biais de mesures de champs locaux sans contact obtenues par corrélations d'images, notons par exemple les travaux de Sutton et al [38, 39, 47, 111]. Il est également possible de caractériser la propagation de fissure par des mesures plus globales et ponctuelles en arrière de la fissure afin d'évaluer l'ouverture de fissure. L'objectif de ce chapitre est de mettre en œuvre une simulation numérique de la propagation de fissure. Un effort particulier portera sur l'influence de la loi de comportement sur les résultats obtenus en amont et en aval de la fissure. La comparaison de l'ouverture de fissure ΔCOD fournie par simulation numérique avec celle obtenue par corrélation d'images permettra une première

validation des simulations. Les lois de comportement ont été introduites avec le code ABAQUS [7] et Z-MAT [8].

5.1 Approches utilisées en simulation numérique de la propagation de fissure

Les travaux de Elber [89] ont permis la prise en compte d'ouverture/fermeture de fissure à travers le facteur d'intensité de contrainte effectif qui a fait l'objet de nombreux travaux de recherche. Par la suite, ce phénomène a été décrit par différents mécanismes comme la plasticité (cf. figure 5.1). En outre, plusieurs travaux [118–127] ont traité l'effet de la plasticité sur l'ouverture de fissure en s'appuyant sur des approches numériques. Des approches locales ont également été utilisées pour calculer les évolutions des contraintes et des déformations dans la région en pointe de fissure en tenant compte du comportement élastoplastique cyclique du matériau [128–132]. Elles font appel à des méthodes de changement d'échelle et permettent l'identification d'un modèle de comportement élastoplastique cyclique de la région située en pointe de la fissure à l'échelle globale. Le principe du changement d'échelle est basé sur la cinématique des champs de déplacement à l'extrémité de la fissure. Pour cela, le champ de déplacement dans un référentiel attaché à l'extrémité de la fissure est supposé se décomposer en une partie élastique et une partie plastique en mode I selon l'équation (1), avec un champ élastique $u^e(\underline{x})$ et un champ plastique $u^p(\underline{x})$. Les paramètres de cette loi sont déterminés grâce aux calculs par éléments finis, K_I facteur d'intensité de contrainte de la partie élastique et ρ facteur d'intensité de la partie plastique [115]. Les évolutions de ρ calculées par éléments finis en fonction du chargement appliqué permettent d'identifier un comportement élastoplastique cyclique global pour la région en pointe de fissure (cf. figure 5.2). De même, la vitesse de propagation de fissure est exprimée en fonction de la variation du facteur d'intensité de la partie plastique du champ de déplacement selon la relation (2).

$$u(\underline{x}) = K_I u^e(\underline{x}) + \rho u^p(\underline{x}) \quad (1)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{d\rho}{dt} \quad (2)$$

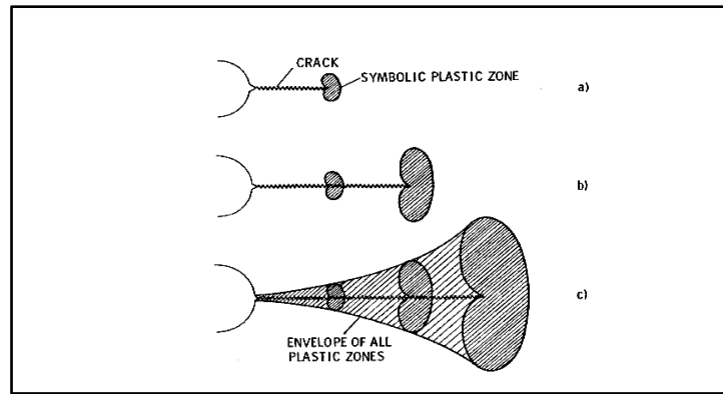


Figure 5. 1 : Principe de la fermeture de fissure induite par la plasticité [89]

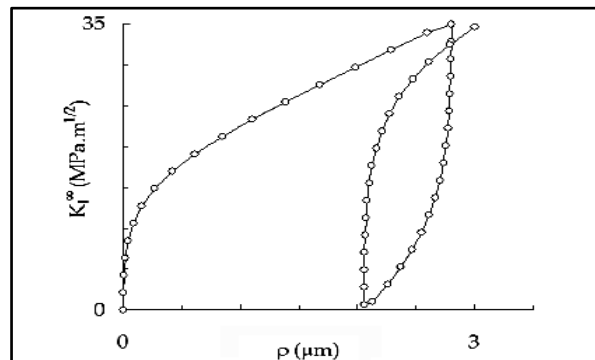


Figure 5. 2 : Evolution du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la partie plastique du champ de déplacement ρ [133]

5.1.1 Comportement élastoplastique en pointe de fissure

La méthode des éléments finis associée à des lois de comportement adaptées au matériau permet d'évaluer la plasticité en pointe de fissure. Les calculs peuvent être abordés avec des lois de comportement élastique parfaitement plastique, c'est le cas notamment des travaux de Newman [118], Fleck [119] et Chermahini [121] dans le but de déterminer le niveau de fermeture de fissure. Cependant, cette méthode ne tient pas compte des effets associés à l'écrouissage ou l'adoucissement du matériau. En chargement monotone, Hutchinson [134], Rice et Rosengren [135] ont introduit des expressions analytiques des champs de contrainte et de déformation dans la zone plastique à proximité de la pointe de fissure. La loi de comportement du matériau élastoplastique est traduite par une loi de type puissance (équation 3).

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (3)$$

où σ_0 est la contrainte de référence, ε_0 la déformation de référence, E le module d'Young, α une constante matériau et n l'exposant d'écrouissage. Pour un état de contrainte multiaxial, la loi précédente peut être généralisée en respectant la partition du taux de déformation :

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p \quad (4)$$

où

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \dot{S}_{ij} + \frac{1-2\nu}{3E} \dot{\sigma}_{pp} \delta_{ij} \quad (5)$$

et

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \alpha \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_0} \right)^{n-1} \frac{\dot{S}_{ij}}{E} \quad (6)$$

sont les taux de déformation élastiques et plastiques, ν le coefficient de Poisson, $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_{pp} \delta_{ij}/3$ le déviateur des contraintes, σ_e la contrainte équivalente de Von Mises et δ_{ij} est le symbole de Kronecker. Dans ce cas, les champs asymptotiques de contrainte, de déformation et de déplacement dans la zone en pointe de fissure (en négligeant la déformation élastique devant la déformation plastique) sont donnés par les équations (7, 8, 9) [82].

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \check{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (7)$$

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \check{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \quad (8)$$

$$u_i = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{1/(n+1)} \check{u}_i(\theta, n) \quad (9)$$

où I_n est un facteur correctif sans dimension dépendant de n , qui sont des fonctions sans dimension de θ , n et l'intégrale J . σ_{ij} , ε_{ij} et u_i dépendent de l'angle et le coefficient d'écrouissage n et l'état de contrainte ou déformation plane. Le facteur correctif dépend modérément du coefficient d'écrouissage. Avec ce type d'approche, O'Dowd et Shih [82] ont montré que la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ variait en fonction de la distance devant la pointe de la fissure et du paramètre d'écrouissage du matériau n (cf. figure 5.3).

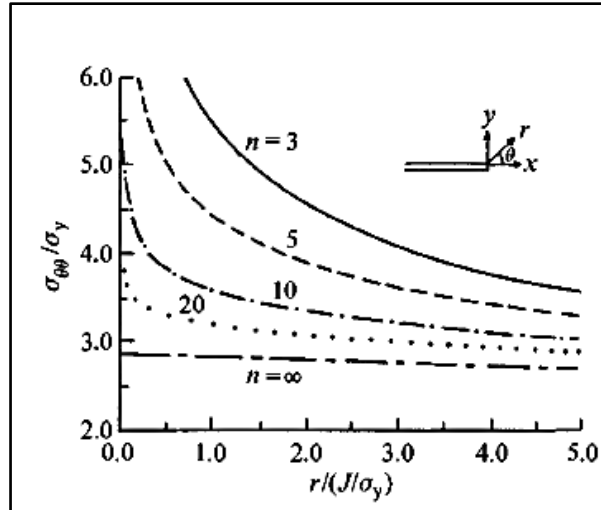


Figure 5. 3: Variation de la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la distance normalisée devant la pointe de fissure $r/ (J/\sigma_0)$ pour $E / \sigma_0 = 500$ et $\nu = 0.3$ et $\theta = 0$, en état de déformation plane [82]

En fatigue, trois zones en aval de la fissure sont distinguées (cf. figure 5.4) :

- Zone la plus éloignée de la pointe de fissure où les déformations restent essentiellement élastiques.
- Zone plastique monotone étendue où les déformations plastiques sont faibles. Lors du chargement, cette zone est créée durant l'ouverture de la fissure (cf. figure 5.4, stade 1). Le rayon de cette zone est identifié en se basant sur le calcul d'Irwin pour estimer la taille de la zone plastique considérée comme un cercle [84], pour un état de contraintes planes avec :

$$r_m = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (10)$$

avec $K_{\max}$ est le facteur d'intensité de contrainte appliqué et σ_0 la limite d'élasticité du matériau. Cette zone va être principalement modifiée par la fermeture de la fissure à chaque cycle. Même lorsque la contrainte nominale reste dans le domaine de la traction, il se produit au moment de la fermeture une compression locale (cf. figure 5.4, stade 2). En effet, lors de la décharge, la contrainte diminue et dans une toute petite zone en tête de la fissure, la contrainte dépasse la limite élastique en compression (supposée égale à $-\sigma_0$) [136]. Cette zone doublement plastifiée est appelée zone plastique cyclique, sa taille peut le caractériser par une zone circulaire dont le rayon est fourni par l'équation 11.

$$r_c = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_0} \right)^2 \quad (11)$$

avec ΔK l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte.

L'érouissage qui se produit à l'intérieur de la zone plastique cyclique s'accompagne d'une variation de la limite d'élasticité selon que l'alliage se durcisse ou s'adoucisse. Ainsi, lors de la décharge, des contraintes résiduelles apparaissent dans cette zone plastique. La prédiction des niveaux de ces contraintes va dépendre donc du modèle de comportement élastoplastique cyclique du matériau [115]. Les auteurs [115] ont évalué la déformation plastique en pointe de fissure par simulation par éléments finis en utilisant deux lois de comportement cyclique. La première inclut un érouissage de type cinématique pouvant tenir compte d'effets cycliques, tandis que la seconde présente un érouissage de type isotrope. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour un élément situé à 62 μm de l'extrémité de la fissure montre que le niveau des contraintes résiduelles atteint après décharge de la pièce dépend fortement du modèle de comportement. En effet, les niveaux des contraintes résiduelles de compression obtenus avec le modèle à érouissage cinématique sont plus faibles que ceux obtenus par un modèle à érouissage isotrope. D'autre part, Zhao et al [137] ont simulé la propagation de fissure en fatigue en utilisant des lois de comportement cyclique viscoplastique pour différents rapports de charge. Ils ont montré que le rapport de charge local R obtenu en pointe de fissure était différent de celui appliqué (cf. figure 5.5). Pour un rapport $R > 0$, plus le rapport de charge global appliqué est faible plus le rapport de charge local est négatif, ceci est lié au niveau de contrainte de compression obtenu à la charge minimale. Ainsi, un effet de rochet dans la zone à proximité de la pointe de fissure est observé.

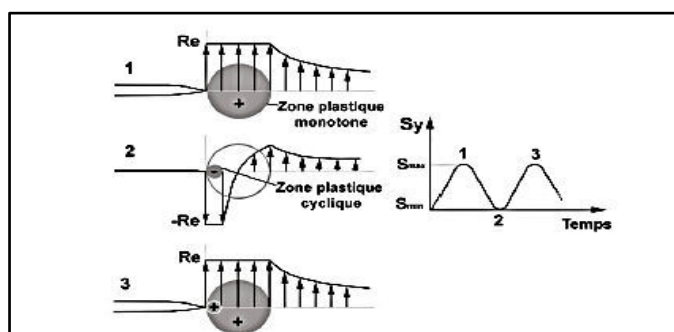


Figure 5. 4 : Les zones plastiques en pointe de fissure [138]

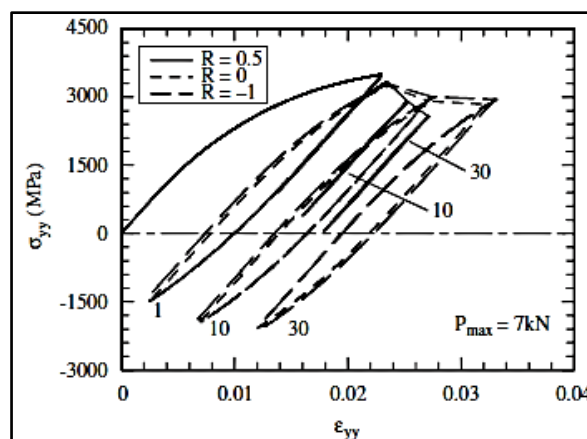


Figure 5.5 : Evolution des boucles σ_{yy} - ϵ_{yy} durant 30 cycles pour un point d'intégration ($r=3.8 \mu\text{m}$ et $\theta \approx 45^\circ$) devant la pointe de fissure pour $K_{\max}=7\text{kN}$ [137]

D'autre part, Schweizer et al [139] ont calculé l'amplitude d'ouverture de fissure (ΔCTOD) pour une loi de comportement monotone de type puissance et des lois de comportement cyclique de type Masing. Ils ont trouvé qu'un faible écrouissage conduit à des ΔCTOD plus importants, comme le montre la figure 5.6.

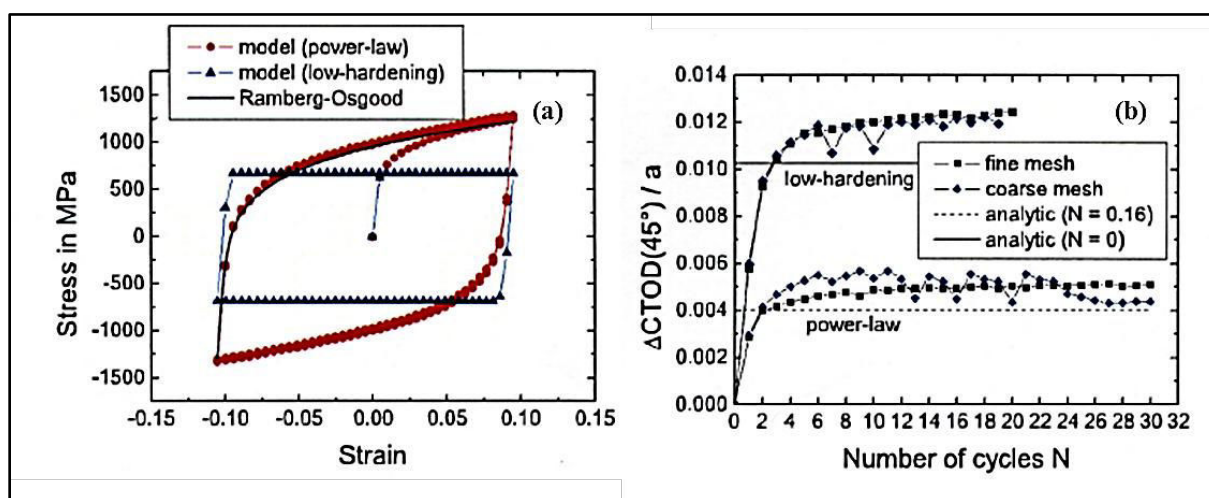


Figure 5.6 : a) Modèles de comportement utilisés, b) Effet de l'écrouissage du matériau sur ΔCTOD calculés [139]

En résumé, la simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue va nous permettre d'évaluer l'influence des lois de comportement sur la prédiction de la plasticité en pointe de fissure en fonction des sollicitations appliquées.

Dans la section suivante, nous abordons des généralités sur la simulation numérique de la propagation de fissure par la technique de relâchement des nœuds.

5.1.2 Simulation de la propagation de fissures par la technique de relâchement des nœuds

La technique de relâchement des nœuds a été employée dans différents travaux [114, 116, 117, 131, 134, 135]. Elle consiste à libérer les nœuds sur une longueur donnée pour un cycle donné. Il suffit de fournir la longueur de fissure l et l'instant t dans le cycle considéré. Le principe de propagation de fissure est illustré sur la figure 5.7 par Sansoz [123]. Différents paramètres peuvent influencer la simulation numérique de la propagation de fissure.

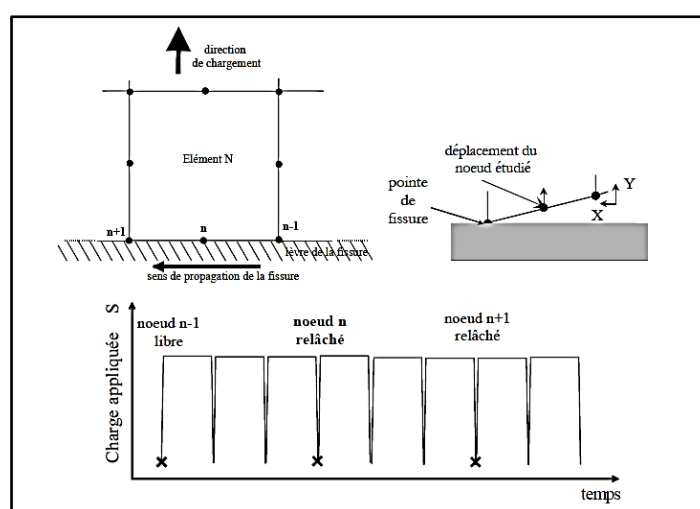


Figure 5. 7 : Principe de propagation de fissure par relâchement de nœuds par éléments finis [123]

➤ Taille d'élément

La taille de maille minimale (Δa) peut varier selon les études. McClung [120] a considéré une taille d'élément Δa par rapport à la largeur de l'éprouvette W ($\Delta a/W$) inférieur à 0.05. Ce choix doit être fonction de la taille de zone plastique en pointe de fissure r_p . Bouvard [142] a choisi des éléments de taille $\Delta a \leq 0.1 r_p$ (la taille de la zone plastique monotone). Ainsi, Zhao et al [137] ont utilisé un maillage à la pointe de fissure d'une taille égale à $12.7 \mu\text{m}$ pour avoir 5 éléments dans la zone plastique cyclique. Par conséquent, ces auteurs montrent que la finesse du maillage conditionne significativement le temps de calcul et influence également le seuil d'ouverture calculé.

➤ Type d'élément

Le type d'élément joue un rôle important sur la précision des champs de contrainte et de déformation obtenus en pointe de fissure selon le comportement du matériau. Elguedj [143] a montré que l'utilisation d'un maillage linéaire pour un matériau élastoplastique est suffisant et qu'un bon affinage améliore la précision des champs de contrainte obtenue au voisinage immédiat de la fissure. Cependant, il préfère utiliser des éléments quadratiques pour obtenir un meilleur compromis entre la densité du maillage (importante dans le cas linéaire) et la qualité des champs obtenus à la pointe de fissure.

➤ Démarrage de la simulation

L'effet de préfissuration de l'éprouvette sur les résultats obtenus lors de la phase de propagation a été évalué par Bouvard [142]. En effet, l'amorçage induit une déformation plastique très importante localisée, qui peut entraîner la divergence du calcul. Il indique que les résultats obtenus lors de la propagation de la fissure ne seront valables qu'à partir d'une certaine longueur, lorsque la trace plastique de cette localisation aura été oubliée par l'histoire plastique de la fissure.

5.1.3 Bilan

Cette étude nous a permis de connaître des règles basiques pour simuler la propagation de fissure par la technique de relâchement des nœuds. L'avantage de cette méthode réside dans la facilité de la mise en œuvre du critère d'avancement de fissure dans le code éléments finis, par contre, des difficultés subsistent quant aux choix de la taille et du type d'élément.

5.2 Méthodologie adoptée

La simulation de la propagation de fissure a été mise en œuvre dans le code ABAQUS en utilisant la technique de relâchement des nœuds : «Debond» [7]. Cette technique nécessite l'introduction de deux surfaces de contact initialement en contact : une surface maître et une surface esclave (cf. figure 5.8). Ensuite, un critère de propagation de fissure est défini à l'aide des relations (12) et (13).

$$l_3 = l_1 + \Delta l_{12} + \Delta l_{23} \quad (12)$$

où l_1 est la distance entre le premier nœud et le nœud de référence, Δl_{12} est la distance entre le deuxième nœud et le premier nœud, Δl_{23} est la distance entre le troisième nœud et le deuxième nœud.

$$\text{et } f = \frac{l - (l_3 - \Delta l_{23})}{\Delta l_{23}} \quad (13)$$

l est la longueur de fissure à un instant donné, et le lorsque la fonction f atteindre une valeur de 1, le troisième nœud sera relâché et la fissure atteint la longueur l_3 .

De ce fait, l'étape de maillage est importante car le déplacement de la fissure va correspondre à une maille. Il suffit donc de donner la variation de la longueur de fissure en fonction du temps.

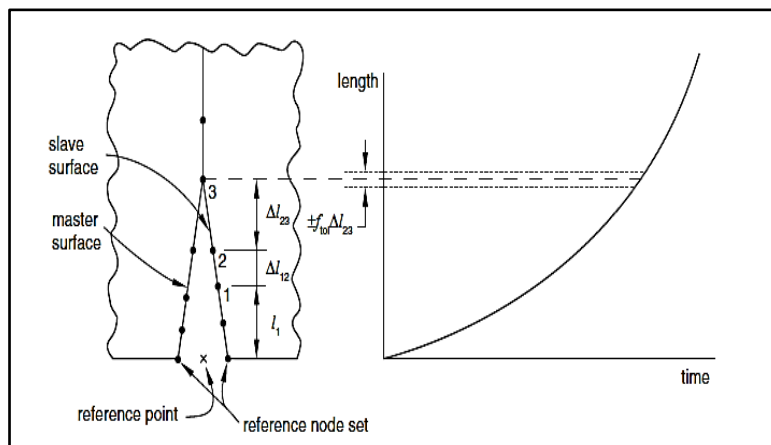


Figure 5. 8 : Présentation du plan de contact de la fissure et courbe de propagation de fissure en fonction du temps [7]

Dans ce travail, nous avons donc adapté cette méthode pour simuler la propagation de fissure en fatigue. Un essai de propagation de fissure réalisé par Shah [5] dans l'acier AISI H11 à 600°C a été sélectionné comme élément de comparaison avec la simulation. Dans ces conditions, l'effet de fermeture de fissure est absent. De plus, à cette température, le comportement élastoviscoplastique est bien marqué. La fissure est sollicitée en mode I sous chargement cyclique à une amplitude de charge constante identique aux essais expérimentaux. La charge maximale $F_{\max}$ considérée est de 2 kN avec un rapport de charge $R=0.1$ et une fréquence de 2Hz. Des calculs ont été réalisés pour propager la fissure sur deux distances différentes. Le premier calcul consiste à faire avancer la fissure à partir d'une longueur de 300 μm jusqu'à une longueur finale (a_f) de 2000 μm . Alors que, le deuxième calcul considère une

avancée de fissure à partir d'une longueur de 1888 μm jusqu'à une longueur finale (a_f) de 2666 μm . Une fois que la fissure a atteint la longueur finale (a_f), on interrompt la propagation à cette position et on applique des cycles de chargement à une fréquence de 2 Hz suivie par des cycles de chargement à la même amplitude avec une fréquence de 0.2 Hz.

L'analyse de ces calculs va permettre :

- de calculer les amplitudes d'ouverture de fissure ΔCOD pour les différentes longueurs de fissure et de les comparer à celles obtenues par la méthode de corrélations d'images (DIC).
- d'évaluer l'effet de comportement du matériau sur les ΔCOD et les évolutions de la déformation plastique dans la région située autour de la pointe de fissure

5.2.1 Hypothèses de modélisation considérées

Les analyses éléments finis sont réalisées en contraintes planes sur un maillage 2D. Pour des raisons de symétrie, seule une moitié de l'éprouvette est modélisée avec les conditions limites indiquées sur la figure 5.9. Le chemin de la fissure est prédéfini le long de la ligne de symétrie. Les éléments choisis sont des éléments quadrangulaires à 4 nœuds CPS4. Un maillage a été affiné dans la zone proche du plan de la fissure avec une taille d'élément (Δa) égale à 18.5 μm qui correspond à un rapport de $\Delta a / r_m = 0.053$ avec r_m est la taille de la zone plastique pour une longueur de fissure $a = 2000 \mu\text{m}$. La vitesse de propagation (relâchement) dans les calculs est supérieure à celle obtenue durant les essais afin de pouvoir limiter le temps du calcul. Cependant, Sansoz [123] a indiqué que le niveau de charge à partir duquel le nœud était relâché n'avait pas d'effet significatif sur le niveau de fermeture de fissure, dans la mesure où le nombre de cycles entre deux relâchements était suffisant et qu'une libération des nœuds à la charge minimale favorisait considérablement la convergence des calculs tout en restant proche des conditions de relâchement optimales. De même, Wu et Ellyin [122] ont montré que la libération des nœuds à charge minimale et maximale donne des niveaux de fermeture de fissure légèrement différents. Donc, nous avons choisi d'effectuer la procédure de libération des nœuds à la charge moyenne ce qui favorise la convergence des calculs. La figure 5.10 présente un exemple de propagation de fissure sur une longueur de 1700 μm où la fissure s'amorce à partir d'une longueur (a_i) = 300 μm et atteint une longueur finale $a_f = 2000 \mu\text{m}$. Le post-traitement des résultats de simulation consiste à calculer les

amplitudes d'ouverture de fissure ΔCOD derrière la pointe de fissure pour 5 nœuds différents (4^{ème}, 11^{ème}, 18^{ème}, 25^{ème} et 32^{ème} nœud après la pointe de fissure). Ils correspondent à des positions de 76, 200, 335, 446 et 600 μm derrière la pointe de la fissure. Les amplitudes d'ouverture de fissure ΔCOD calculées et mesurées par méthode de corrélations d'images sont reportées sur la figure 5.11. Ensuite, l'évolution de la contrainte et la déformation plastique à une distance de 74 μm de la pointe de fissure finale a_f (4^{ème} élément devant la pointe) est évaluée (cf. figure 5.12). Dans la partie suivante, l'influence du modèle de comportement utilisé dans les calculs est étudiée.

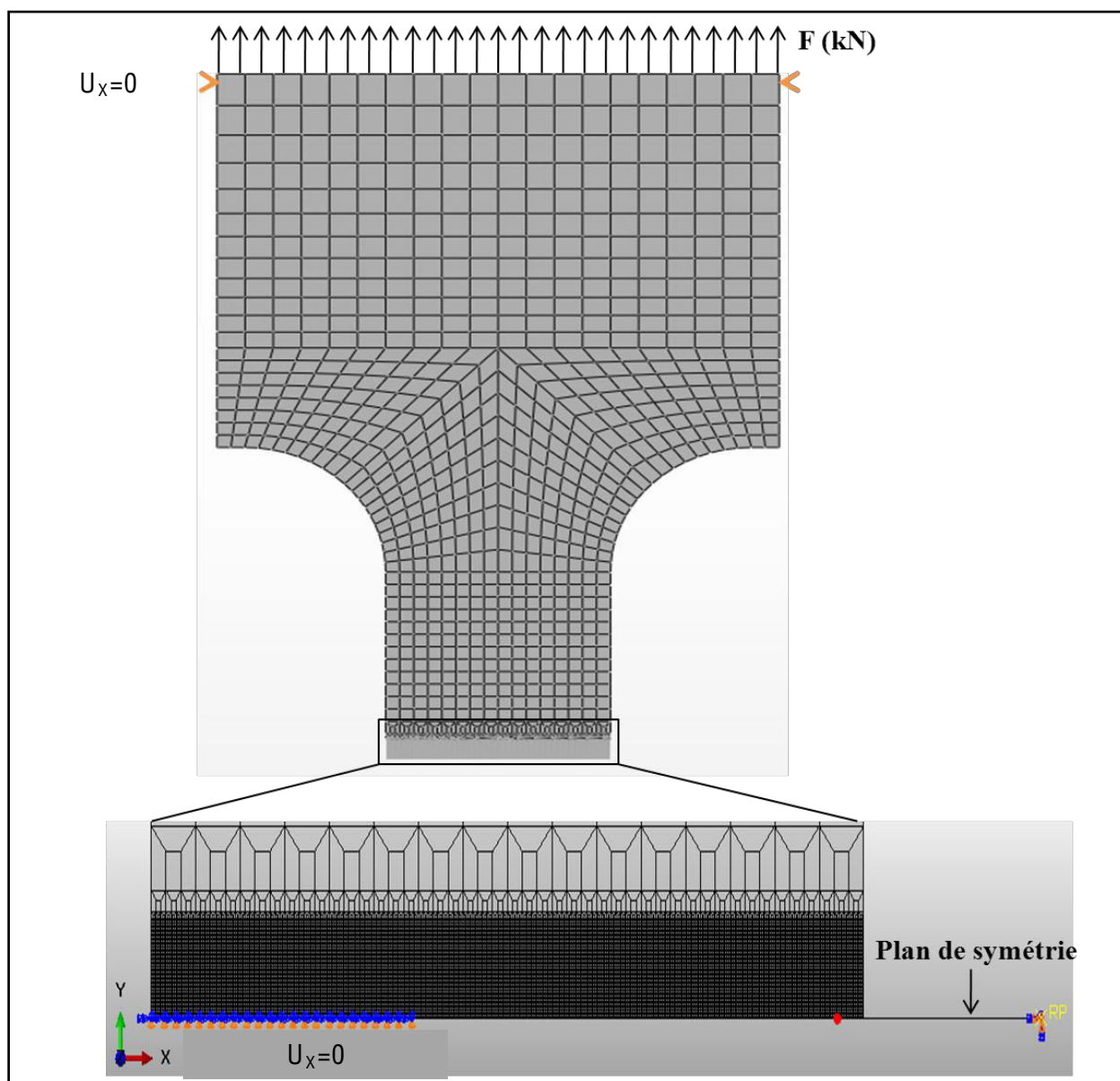


Figure 5. 9 : Modèle numérique – 2D de la propagation de fissure en fatigue

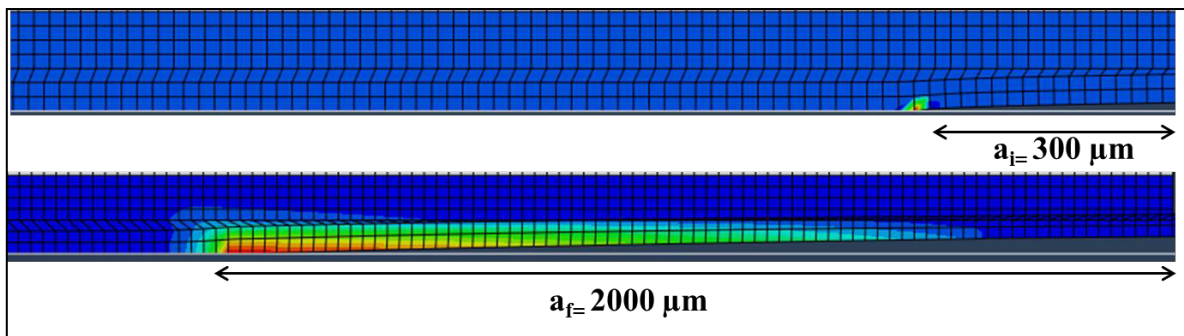


Figure 5. 10 : Exemple de propagation de fissure d'une longueur initiale $a_i = 300 \mu\text{m}$ jusqu'à une longueur finale $a_f = 2000 \mu\text{m}$



Figure 5. 11 : Comparaison des ΔCOD calculés par méthode éléments finis et mesurés par DIC

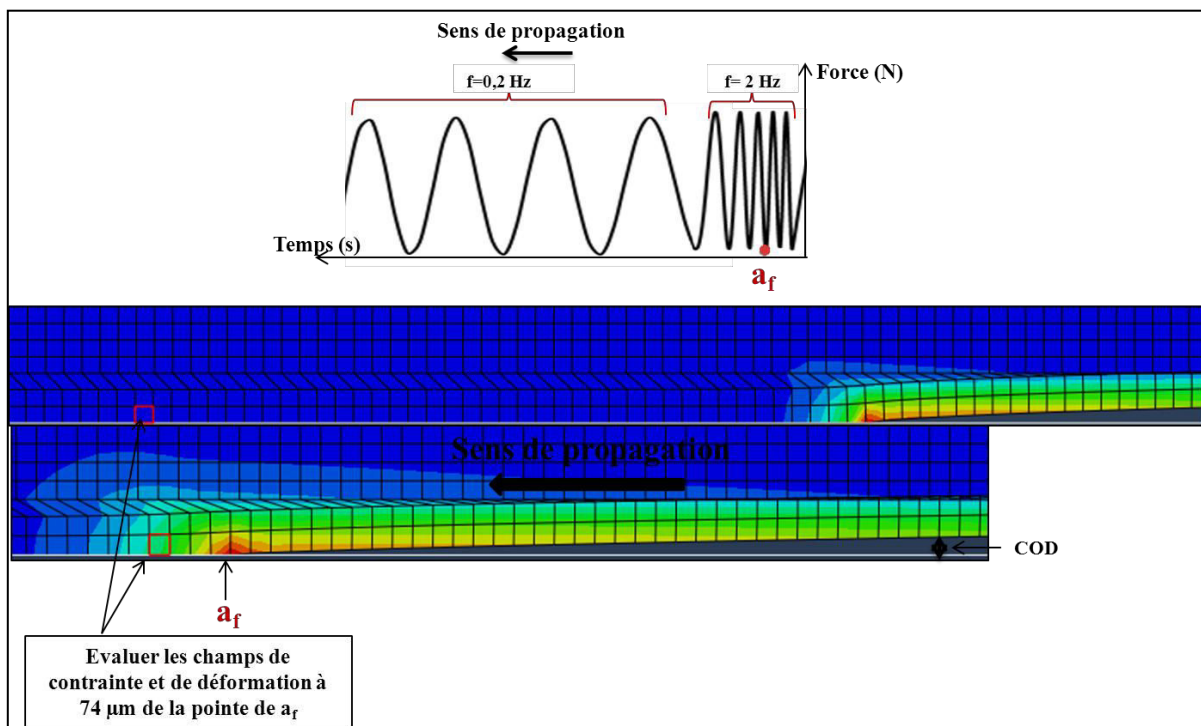


Figure 5. 12 : Post-traitement des calculs numériques à une longueur de fissure (a_f)

5.2.2 Modèles de comportement utilisés

Dans ce travail, deux modèles de comportement sont comparés dans les analyses éléments finis. Dans un premier temps, un modèle de comportement élastoplastique monotone, présenté sur la figure 5.13 est utilisé avec une limite élastique σ_0 de 213 MPa et un module de Young de 147000 MPa [5]. Un essai monotone à 600°C a permis l'identification du module d'élasticité, puis la courbe d'écrouissage est fournie sous une forme tabulée contrainte, déformation plastique (σ , ϵ_p) dans le code éléments finis.

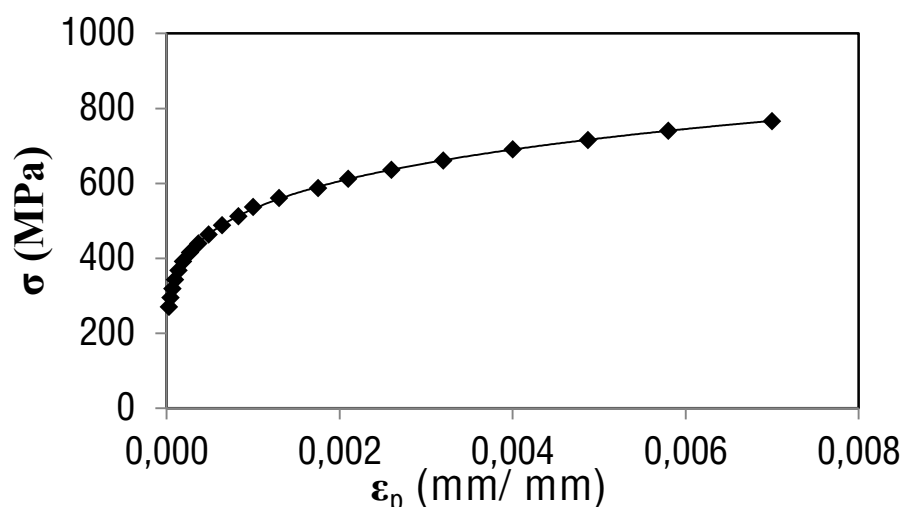


Figure 5. 13 : Courbe de traction σ - ϵ_p de l'acier AISI H11-47HRC à une température de 600°C [5]

Dans un second temps, des modèles plus complexes et plus adaptés aux chargements cycliques sont utilisés, il s'agit de modèles de comportement cyclique élastoviscoplastique combinant des écrouissages cinématiques et isotrope non linéaires ainsi qu'une loi de viscosité. La formulation de ces modèles découle des travaux de Lemaitre et Chaboche [144]. Le premier modèle (désigné par cyclique 1) s'inscrit dans une approche purement macroscopique. Il considère en effet la partition de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique. En outre le matériau obéit dans ce cas au critère de Von Mises. La deuxième approche (appelée modèle cyclique 2) considère une modification de l'expression de la surface de charge en introduisant deux mécanismes de déformations irréversibles [145]. Ces deux modèles ont été identifiés dans des travaux précédents [6] à partir d'essais cycliques. Les deux approches sont beaucoup plus adaptées aux chargements cycliques que le modèle monotone. Ils se différencient par la base d'essais ayant servi à l'identification de leurs paramètres. En effet, les paramètres du modèle cyclique 1 n'ont été

identifiés que sur les essais à déformation imposée. Il reproduit très mal les essais dissymétriques à contrainte imposée, notamment les effets de Rochet. Le modèle cyclique 2 permet de corriger ce manque et donne un bon compromis entre essais pilotés à déformation imposée et essais dissymétriques à contrainte imposée.

Les formulations unidimensionnelles des deux modèles sont rappelées ainsi que leurs paramètres identifiés à 600°C [6]. Le formalisme thermodynamique dans lequel s'inscrivent les deux approches et les formulations multiaxiales ne sont pas présentés ici. On supposera également dans le cas des hypothèses de petites perturbations, une partition de la déformation en une partie élastique et plastique : $\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_p$ (14)

Pour le modèle cyclique 1, la surface de charge est définie classiquement (critère de Von Mises) :

$$f = \left| \sigma - \sum_{i=1}^2 X_i \right| - R_2 - R_1 - R_0 \quad (15)$$

où X_i présente les variables d'écrouissage cinématique, R_i présente les variables d'écrouissage isotrope et R_0 est la limite d'élasticité avec :

$$\sigma = E \varepsilon_{el} \quad (16); \quad X_i = C_i \alpha_i; \quad i = 1, 2 \quad (17)$$

où α_i ($i = 1, 2$) définit une catégorie de variables internes permettant de prendre en compte les transitions de comportement plastique entre la sollicitation de traction puis de compression (effet baushinger).

L'évolution de ces variables internes est considérée comme non linéaire :

$$\dot{\alpha}_i = \dot{\varepsilon}_p - \frac{D_i}{C_i} X_i \dot{p}, \quad i = 1, 2 \quad (18)$$

où ε_p est la déformation plastique et p est la déformation plastique cumulée.

De plus, deux variables d'écrouissage isotrope ont été considérées de manière à décrire l'adoucissement cyclique du matériau, dont l'évolution est très rapide sur les premières centaines cycles puis plus lente et linéaire au cours des cycles suivants.

$$R_i = Q_i(1 - e^{-b_i p}), \quad i = 1, 2 \quad (19)$$

Enfin, la viscosité et donc la prise en compte de la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation est décrit classiquement au travers d'une loi puissance :

$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}_p| = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad (20)$$

Le modèle cyclique 2 considère deux mécanismes de déformations irréversibles et un seul critère par la relation 20. Pour le modèle cyclique 2, la surface de charge est défini par :

$$f = \sqrt{(\sigma_1 - X_1)^2 + (\sigma_2 - X_2)^2} - R_2 - R_1 - R_0 \quad (21)$$

Dans ce cas, la partition entre déformation élastique et plastique est toujours considérée (relation 13). De plus, une partition de la déformation plastique entre deux mécanismes de déformation irréversible est également postulée : $\varepsilon_p = A_1 \varepsilon_1 + A_2 \varepsilon_2$ (22), où A_i sont des paramètres matériaux et ε_i sont les mécanismes de la déformation irréversible.

On aura également $\sigma_i = A_i \sigma$ (23), les contraintes associées à chaque mécanisme de déformation.

En outre, on considère une interaction entre les deux variables d'écrouissage cinématique :

$$X_1 = C_{11} \alpha_1 + C_{12} \alpha_2 \quad (24)$$

$$X_2 = C_{22} \alpha_2 + C_{12} \alpha_1 \quad (25)$$

Leurs évolutions restent inchangées et dépendent de chaque mécanisme de déformation irréversible :

$$\dot{\alpha}_i = \varepsilon_p^i - \frac{D_i}{c_{ii}} X_i \dot{\lambda} \quad (26)$$

où $\dot{\lambda} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \neq \dot{p}$ (27), dans ce cas, l'évolution de chaque mécanisme de déformation irréversible ~~décale~~ découle du potentiel de dissipation et s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_i = \dot{\lambda} \frac{\sigma_i - X_i}{\sqrt{\sum_{i=1}^2 (\sigma_i - X_i)^2}} \quad (28)$$

L'expression des variables d'écrouissage isotrope est identique au modèle cyclique 1. De plus amples détails sur la formulation du modèle cyclique 2 et sur ses possibilités sont disponibles dans la littérature [145]. La méthodologie d'identification des paramètres des modèles cyclique 1 (modèle ONERA) et cyclique 2 (2M1C) sur l'acier AISI H11 a été présentée dans les travaux de Velay [6] montrée dans l'annexe C. Il est important de noter à ce stade que le

modèle cyclique 2 fournit de très bons résultats à la fois sur des essais pilotés en déformation et sur des essais dissymétriques pilotés en contrainte. Les coefficients des modèles sont présentés respectivement dans les tableaux 5.1, 5.2, 5.3 et 5.4.

Tableau 5. 1 : Coefficients des modèles cycliques

Modèle	Cyclique 1	Cyclique 2
Termes de la loi cinématique	C_1, C_2	C_{11}, C_{22} et C_{12}
Termes de recouvrance dynamique	D_1, D_2	
Terme de la loi isotrope	Q_1, Q_2, b_1, b_2	

Tableau 5. 2 : Coefficients de l'écrouissage cinématique du modèle cyclique1 de l'acier AISI H11 à 600°C [6]

Coefficient	C_1 (MPa)	D_1	C_2 (MPa)	D_2
Cyclique1	599600	5000	55320	500

Tableau 5. 3 : Coefficients de l'écrouissage cinématique du modèle cyclique 2 de l'acier AISI H11 à 600°C [6]

Coefficient	C_{11} (MPa)	D_1	A_1	C_{22} (MPa)	D_2	A_2	C_{12} (MPa)
Cyclique 2	210665	0	0.5	6975	0	0.77	-8065

Tableau 5. 4 : Identification des paramètres des modèles cycliques de l'acier AISI H11 à 600°C (propriétés élastiques, coefficients de l'écrouissage isotrope et de viscosité) [6]

modèle	E (MPa)	R_0 (MPa)	Q_1 (MPa)	b_1	Q_2 (MPa)	b_2	K (MPa.s ^{1/n})	n
Cyclique 1	147180	505	-150	4	-210	0.3	455	6
Cyclique 2		545	-137	4.5	-168	0.3		

Le modèle du comportement cyclique a été introduit dans le code ABAQUS par le biais du logiciel Z-MAT [8].

Dans la partie suivante, l'influence des lois de comportement sur les calculs des ouvertures de fissure et sur les déformations plastiques dans la région autour de la pointe de fissure est étudiée.

5.3 Résultats des simulations numériques

5.3.1 Calcul de l'amplitude d'ouverture de fissure

Dans cette section, nous avons cherché une validation expérimentale des calculs numériques par la comparaison du ΔCOD calculées et mesurées pour des longueurs de fissure $a = 2000 \mu m$ et $2666 \mu m$. Dans un premier temps, les profils de ΔCOD obtenus pour les trois modèles de comportement (ΔCOD_mon , ΔCOD_cyc1 , ΔCOD_cyc2) ont été évalués derrière la pointe de fissure respectivement, comme illustre sur la figure 5.14. On observe que les valeurs déterminées pour un comportement cyclique sont supérieures à celles obtenues pour un comportement monotone. Ceci indique que l'adoucissement pris en compte par le comportement cyclique induit des ouvertures de fissure plus importantes qu'un matériau écroui. Par ailleurs, les valeurs du ΔCOD calculées pour un comportement cyclique sont proches des valeurs expérimentales ΔCOD_exp . Ceci peut être justifié par l'effet de la plasticité cyclique en pointe de fissure, comme l'indiqué Pommier [115]. Le matériau situé dans la zone plastique subit une déformation plastique cyclique. Par conséquent, ce sont les caractéristiques du comportement plastique cyclique du matériau qui prédominent sur l'écrouissage observé en traction monotone. Par contre, on remarque que les ΔCOD_cyc1 et ΔCOD_cyc2 sont légèrement différents avec un écart de l'ordre de 3.11 % et 2 % obtenu respectivement pour $a = 2000 \mu m$ et $a = 2666 \mu m$; ceci peut s'expliquer d'une part par les positions du calcul de ΔCOD qui sont éloignées de la pointe de fissure et par conséquent de la zone affectée par la plasticité, d'autre part, par le confinement de la déformation plastique en pointe de fissure pour le chargement appliqué. Néanmoins, le comportement cyclique permet une meilleure évolution de l'ouverture de fissure qu'un comportement monotone. Nous avons tout de même étudié l'évolution de la plasticité cyclique dans la région en pointe de fissure pour les différentes lois de comportement. Ceci fera l'objet de paragraphe suivant.

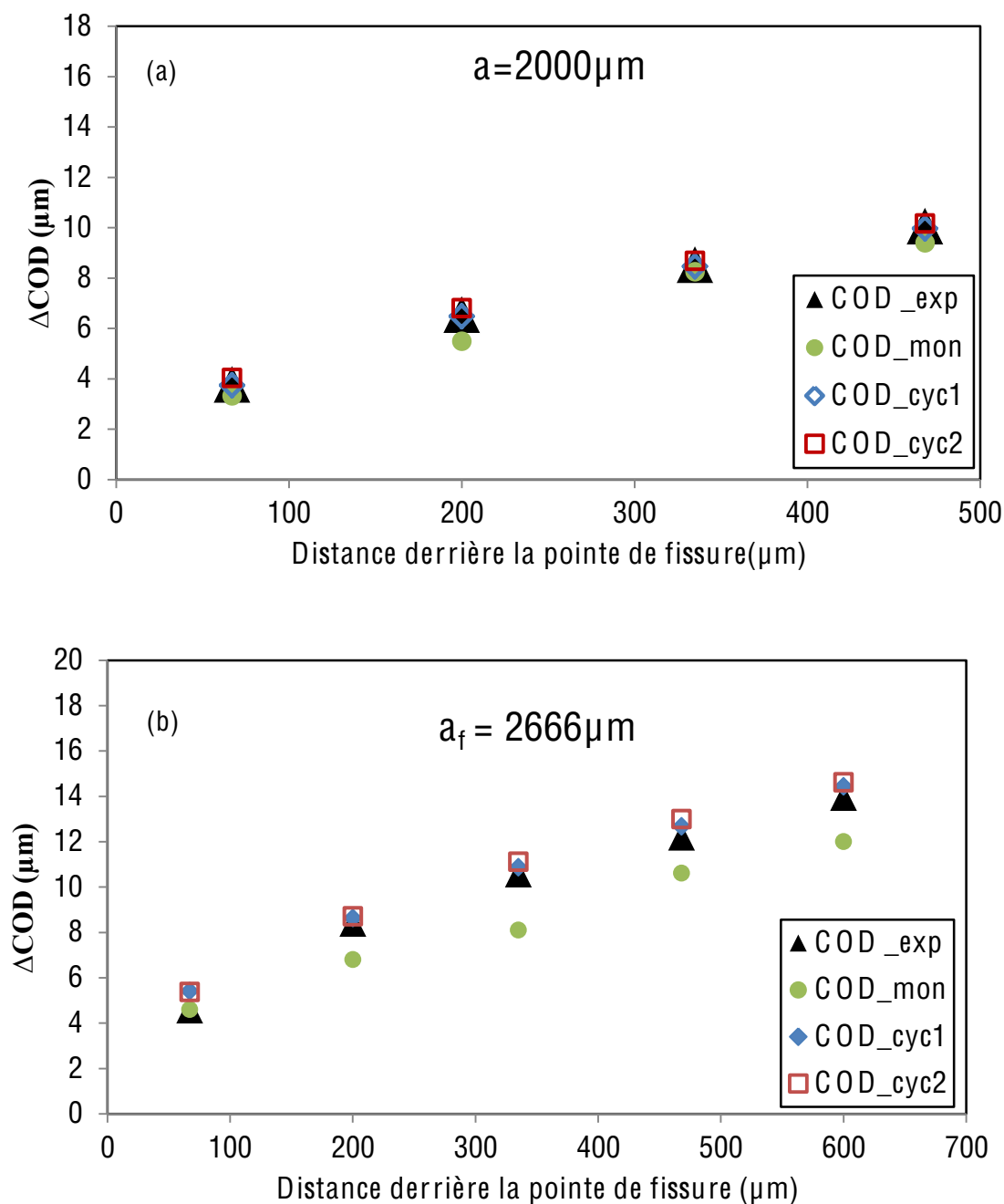


Figure 5. 14 : **Influence du comportement du matériau sur le profil de ΔCOD pour une longueur de fissure, a) 2000 μm ; b) 2666 μm**

5.3.2 Evolution des champs de contrainte et de déformation devant la pointe de fissure

Dans cette partie, la zone en amont de la fissure est considérée comme le siège d'une fatigue oligocyclique localisée. Les évolutions de contrainte et de déformation plastique sont déterminées dans la zone plastique à proximité de la pointe d'une fissure d'une longueur a_f égale à 2000 μm et 2666 μm . A titre d'exemple, la figure 5.16 présente l'évolution de la contrainte σ_{yy} en fonction de la déformation plastique ϵ_{yy} pour un comportement cyclique 1,

durant le chargement appliqué à un élément placé à $74\text{ }\mu\text{m}$ de la pointe d'une fissure $a_f = 2000\text{ }\mu\text{m}$ (cf. figure 5.15).

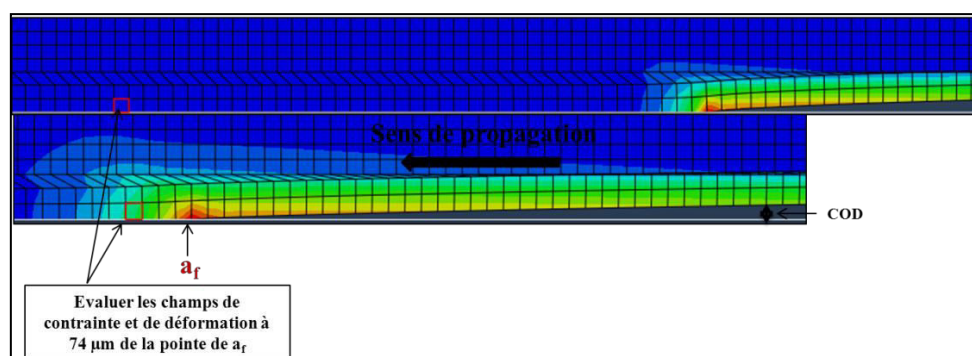


Figure 5. 15 : Présentation de l'élément à $74\text{ }\mu\text{m}$ de la pointe de fissure durant la propagation de fissure jusqu'à $a_f = 2000\text{ }\mu\text{m}$

On remarque que le matériau se trouve d'abord dans un domaine élastique. Ensuite, plus on s'approche de cet élément, plus une déformation plastique se produit durant le chargement et augmente progressivement avec l'avancement de la fissure. Ainsi, le matériau subit un écrouissage local et continu jusqu'à ce que la fissure atteigne la longueur finale a_f . On remarque que la déformation plastique se produit lors du chargement, alors que le déchargement est élastique. A l'instant où la longueur de fissure est fixée à a_f , cet élément se trouve dans la zone plastique de la pointe de la fissure. L'application des cycles de chargement induit une augmentation de la déformation plastique avec un décalage des boucles vers des contraintes négatives. En effet, à partir d'un certain niveau de déformation plastique atteint au voisinage de la pointe de fissure, des contraintes de compression sont prédites à la charge minimale du cycle. Ces dernières sont souvent liées à l'effet de l'écrouissage cinématique (décalage du domaine élastique du matériau vers des contraintes négatives) [115]. D'autre part, un adoucissement du matériau est observé, ceci peut être lié à l'effet isotrope du comportement. Ainsi, l'effet de la fréquence est de même observé, la diminution de la fréquence de 2 Hz à 0.2 Hz induit une contrainte plus faible et une amplitude de déformation plastique plus importante.

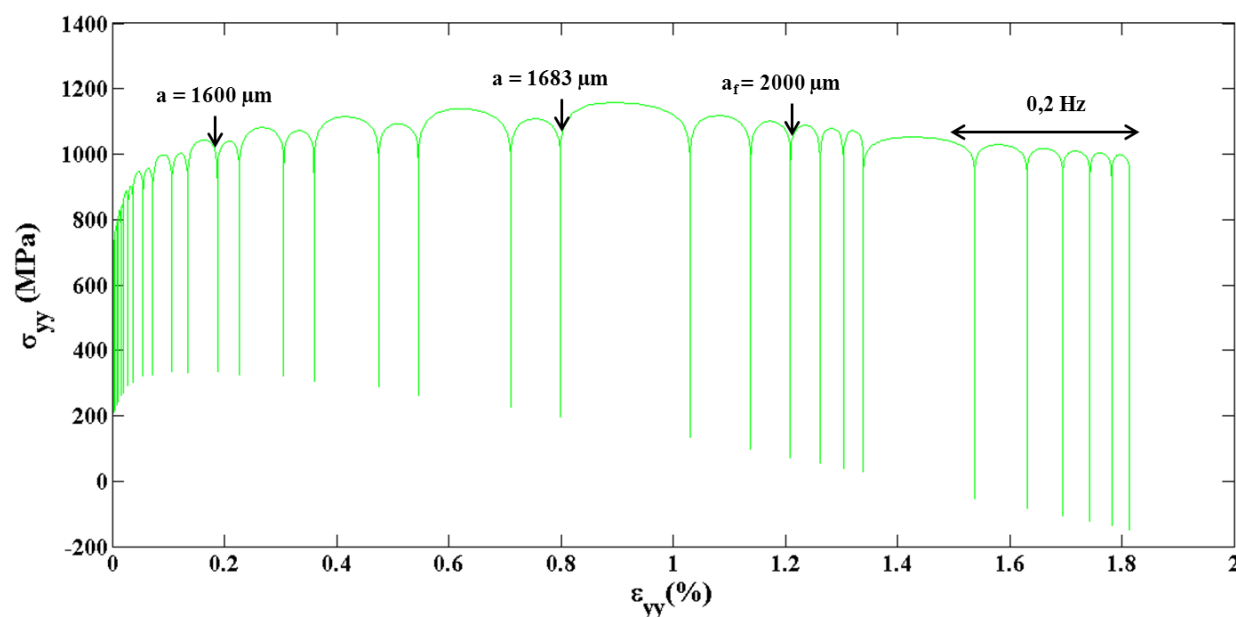


Figure 5. 16 : **Evolution de contrainte σ_{yy} en fonction de la déformation plastique ε_{yy} pour un comportement cyclique 1 durant la propagation de fissure jusqu'à $a_f = 2000 \mu\text{m}$**

Afin d'évaluer l'influence du modèle de comportement sur la plasticité que subit la zone observée précédemment, nous avons comparé la forme des boucles contrainte déformation plastique pour un comportement monotone, cyclique 1 et cyclique 2 désigné respectivement par mon, cyc-1, cyc-2 et une avancée de fissure finale de $a_f = 2000 \mu\text{m}$ (cf. figure 5.17, a). On peut constater que le comportement monotone prédit une augmentation de la contrainte durant la propagation de fissure, mais avec un niveau de déformation plastique plus important que les modèles cycliques. Lors du déchargement, un faible décalage vers des contraintes de compression est observé à cause de l'absence de l'effet de Baushinger. Par contre, la comparaison des boucles pour les comportements cycliques (cyc-1, cyc-2) montre que les amplitudes de contraintes sont similaires mais les amplitudes de déformations plastiques sont beaucoup plus importantes pour le modèle cyclique 1.

Par ailleurs, la comparaison des boucles de contrainte-déformation pour un élément situé à $74 \mu\text{m}$ de la pointe d'une fissure finale $a_f = 2666 \mu\text{m}$ présente les mêmes phénomènes que ceux obtenus à une longueur $a_f = 2000 \mu\text{m}$ quelles que soit les lois de comportement (cf. figure 5.17, b) avec une amplitude de contrainte légèrement plus faible pour le comportement cyclique 2 que celle du comportement cyclique 1. L'ensemble de ces résultats montre bien que la plasticité prédite en pointe de fissure est fortement liée au modèle de comportement introduit et aux types de chargements générés dans la zone plastique. Pour pouvoir découpler ces deux facteurs, nous avons testé les comportements cycliques (cyc-1 et cyc-2) en réalisant

une simulation sur un élément de volume en lui appliquant un chargement multiaxial extrait du calcul éléments finis subi par l'élément situé à 74 μm de la pointe de fissure d'une longueur $a_f = 2000 \mu\text{m}$ et $a_f = 2666 \mu\text{m}$ (cf. figure 5.18). La comparaison des boucles (σ_{yy} , ϵ_{yy}) calculées indique que la plasticité dans la région en pointe de fissure dépend fortement des modèles de comportement avec une déformation plastique plus élevée pour le comportement cyclique 1 que pour le comportement cyclique 2. Il faut noter que le modèle cyclique 1 a été identifié sur la base d'essais à déformation imposée, alors que le modèle cyclique 2 a été considéré également pour des essais dissymétriques à contrainte imposée. Ce dernier semble donc plus approprié pour décrire le comportement de notre structure. Malheureusement, il est difficile de valider cette hypothèse par manque de données expérimentales dans la zone autour de la pointe de fissure. Mais, on peut supposer que le modèle cyclique 2 donne des résultats les plus proches de l'expérience, étant donné que l'essai de propagation de fissure a été simulé en appliquant l'amplitude de contrainte expérimentale. Enfin, il faut écarter le comportement monotone car il conduit à des niveaux de déformations plastiques trop importants, contrairement à ceux obtenus pour les comportements cycliques qui fournissent des déformations plastiques plus raisonnables.

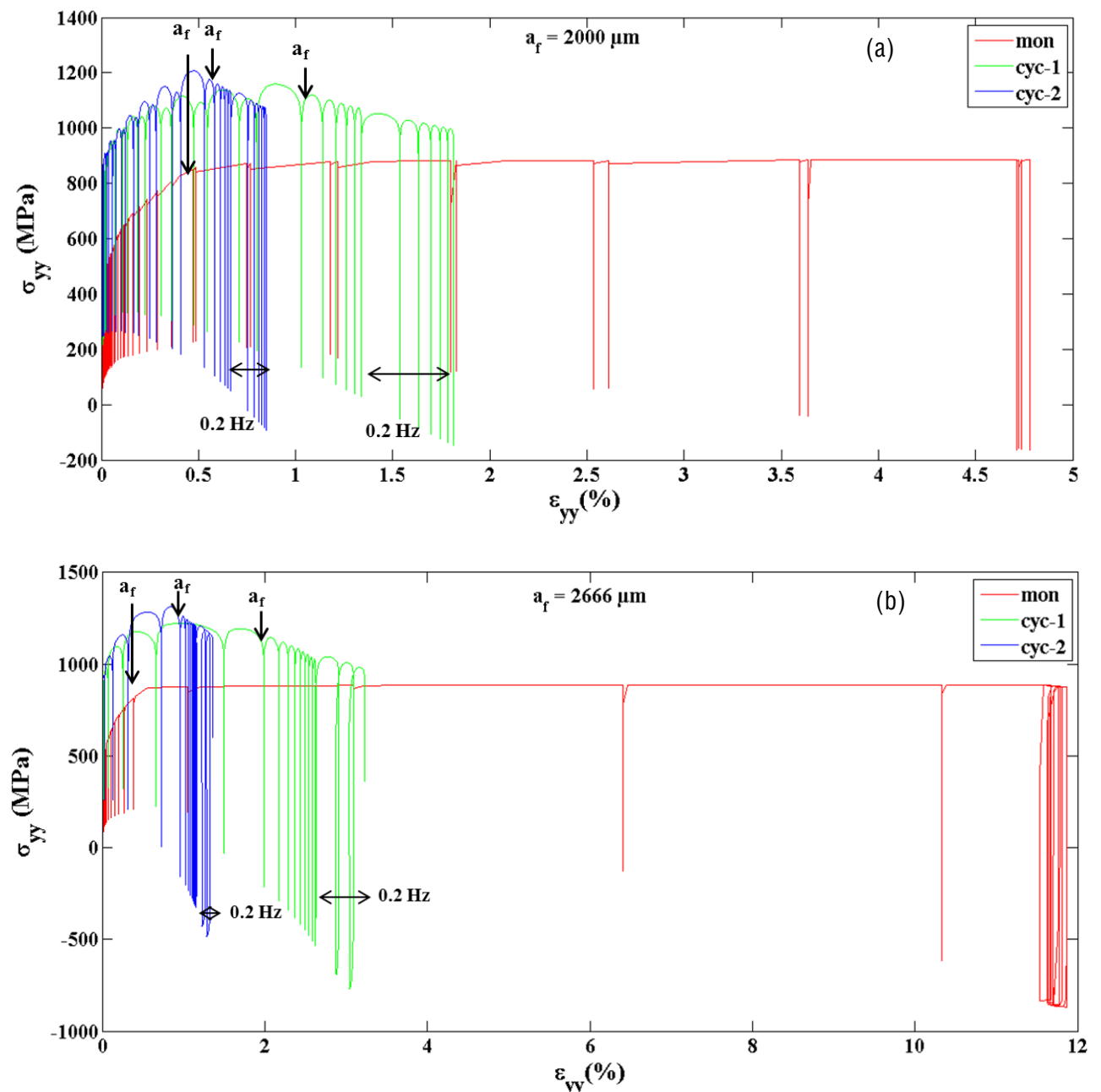


Figure 5. 17 : Influence de la loi de comportement sur les courbes σ_{yy} - ε_{yy} pour une longueur de fissure, a) 2000 μm ; b) 2666 μm

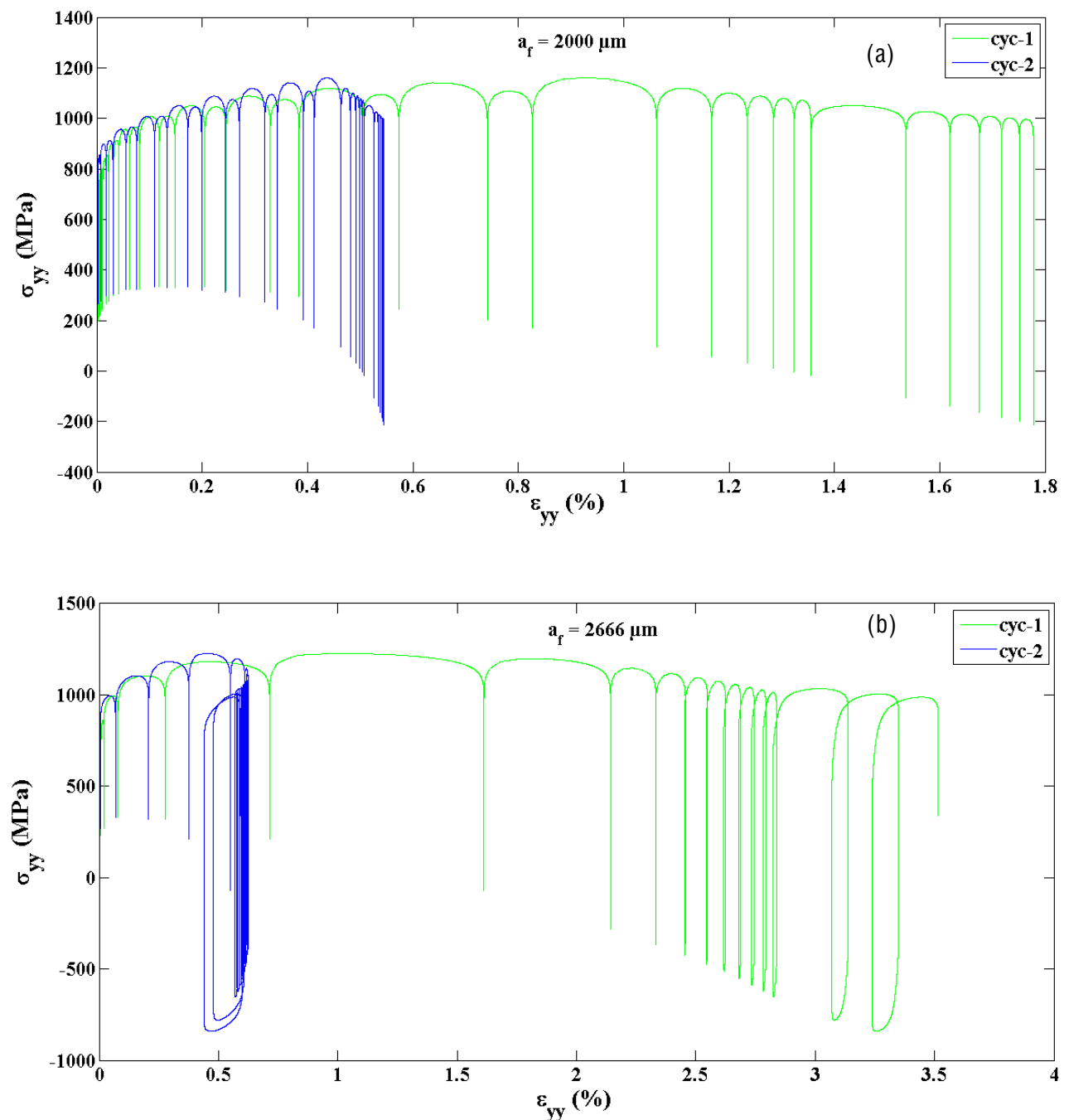


Figure 5. 18 : Simulation sur un élément de volume les lois cycliques utilisés pour une longueur de fissure, a) 2000 μm ; b) 2666 μm

La comparaison de l'évolution de la déformation plastique entre les deux longueurs de fissures pour le comportement cyclique 1 est illustrée sur la figure 5.19. On remarque que l'avancement de fissure est lié à un niveau de déformation plastique plus important pour $a_f = 2666 \mu m$ que celui de $a_f = 2000 \mu m$. Ainsi, les mécanismes de déformation plastique pour un élément situé à 74 μm de chaque pointe n'est pas le même. En effet, on observe une déformation plastique qui se produit lors de la traction pour les deux cas. Par contre, une

déformation plastique en compression se produit uniquement lors du déchargement pour $a_f = 2666 \mu\text{m}$. Ceci peut être expliqué par le fait que pour $a_f = 2666 \mu\text{m}$, cet élément est placé dans la zone plastique cyclique r_c qui est de l'ordre de $105 \mu\text{m}$, donc à cette position ($74 \mu\text{m}$) le matériau subit une déformation plastique cyclique. Par contre pour $a_f = 2000 \mu\text{m}$, r_c est égale à $70 \mu\text{m}$, et dans cette zone, le matériau subit juste une déformation plastique durant la traction car il se trouve dans la zone plastique monotone r_m . Par conséquent, cette simulation numérique peut nous permettre d'évaluer la déformation plastique durant la propagation de fissure.

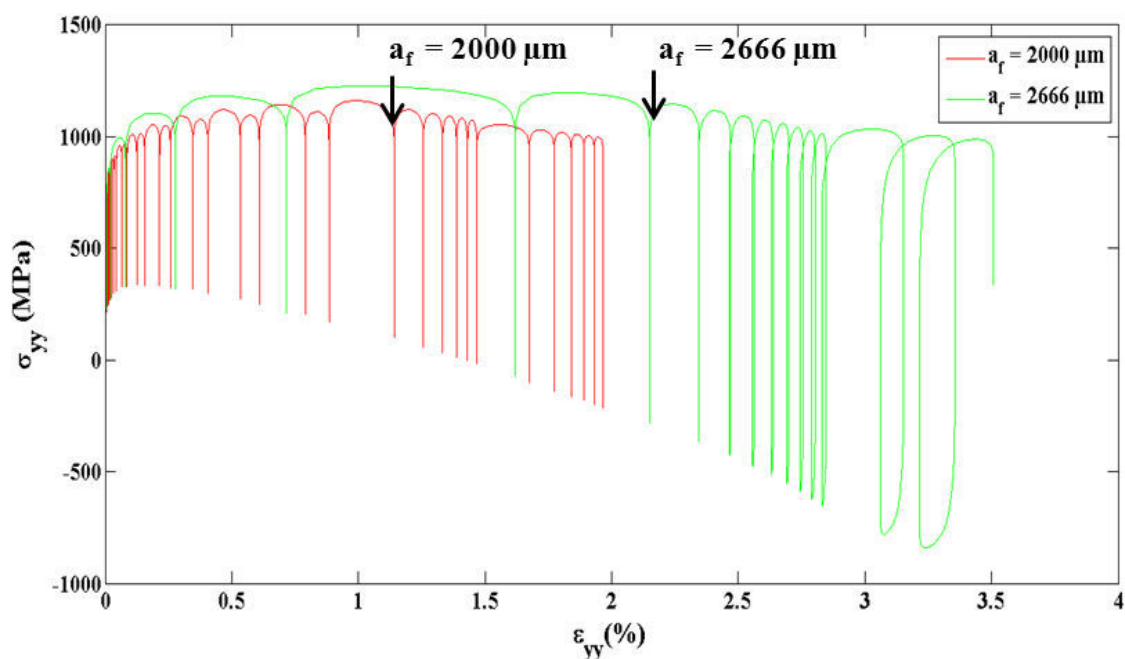


Figure 5. 19 : Evolution de la déformation plastique durant la propagation de fissure pour un comportement cyclique 1

Conclusion

Dans cette étude, nous avons tenté de valider les simulations numériques en comparant l'ouverture de fissure prédite avec celle fournie par les mesures expérimentales. Cette méthodologie a également permis d'évaluer l'influence de plusieurs modèles de comportement et d'étudier l'effet de la plasticité cyclique en pointe de fissure. La comparaison des résultats obtenus pour des comportements cyclique et monotone fournit les résultats suivants :

- le modèle cyclique est plus pertinent dans la modélisation de la propagation de fissure, car, il donne des amplitudes d'ouverture de fissure ΔCOD plus proches de celles mesurées. Ainsi, il permet de traduire les phénomènes dus au changement de signe de la sollicitation, comme

l'adoucissement cyclique du matériau. Ce dernier induit une ouverture de fissure plus importante associée à une déformation plastique plus faible qu'un comportement monotone.

-l'évolution de la déformation plastique au voisinage de la pointe de fissure dépend du modèle de comportement utilisé.

La validation des niveaux de plasticité prédits en pointe de fissure nécessite la mesure des champs de déformation et de contrainte dans la zone en pointe de fissure par la méthode de corrélations d'images. Ceci fera l'objet de prochains travaux.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Ce travail s'est intéressé à l'étude du comportement et de la durée de vie des aciers d'outillages de mise en forme à chaud. Les principaux objectifs de ce travail sont les suivants.

1. Les chargements thermiques ont été évalués à l'interface outillage-métal fondu ou outillage-pièce. La température de la surface de travail au cours des cycles de fabrication dans le cas d'un moule de fonderie sous pression de magnésium et d'un outillage d'emboutissage à chaud a été déterminée.
2. Le comportement et la durée de vie en fatigue d'un acier d'outillage HDC1 ont été caractérisés.
3. La résistance à la propagation de fissure en fatigue dans différents aciers a été étudiée et l'effet de fermeture de fissure a été identifié grâce aux mesures d'ouverture de fissure obtenues par corrélation d'images numériques.
4. La propagation d'une fissure a été simulée par la méthode des éléments finis. La plasticité en pointe de fissure a été étudiée avec différents modèles de comportement: élastoplastique monotone et élastoviscoplastique cyclique.

L'instrumentation du moule de fonderie sous pression a permis de mesurer les températures dans la paroi du moule et du métal fondu durant les cycles de fabrication. Ces données ont été ensuite utilisées pour estimer la variation des échanges thermiques à l'interface outillage-pièce et la température maximale de la surface de travail du moule par une méthode inverse. Deux zones ont été instrumentées dans la zone d'attaque et le bord du moule. Le faïençage de la surface de l'outillage observé dans la zone d'attaque a été associé à un gradient thermique élevé. Par contre, une dissolution de l'acier au bord du moule est notée dû à un gradient thermique et une vitesse de refroidissement plus faibles que ceux notés dans la zone d'attaque. Pour le procédé d'emboutissage à chaud, un outillage semi-industriel en bi-matériaux appelé Omega a été conçu en aciers HTCS 150 (conductivité thermique élevée) et GTCS 550 (conductivité thermique faible). Ceci joue sur les propriétés mécaniques des produits finis. En effet, la haute conductivité thermique de l'acier permet une extraction de chaleur rapide et induit par conséquent une structure martensitique pour une zone de la pièce

formée. Par contre, l'acier à faible conductivité thermique a fourni une structure bainitique pour l'autre partie de la pièce formée.

L'acier HDC1 a été sélectionné, son comportement et sa durée de vie ont été déterminés en fatigue oligocyclique à différentes températures (20°C, 300°C, 500°C et 600°C). A 20°C et 300°C, un régime d'adoucissement cyclique stabilisé et continu est observé. L'augmentation de la température conduit à un adoucissement cyclique plus important qui peut être lié à une évolution microstructurale. Par ailleurs, l'acier HDC1 présente un adoucissement plus important que l'acier AISI H11 à 500°C et 600°C. Ainsi, la durée de vie de cet acier a été établie à chaque température selon les modèles de Masson Coffin et Basquin. Les durées de vie des aciers HDC1 et AISI H11 ont été comparées respectivement en fonctions de $\Delta\epsilon_t$, $\Delta\epsilon_p/2$ et $\Delta\sigma/2$ à chaque température. A 600°C, la durée de vie de l'acier HDC1 est toujours inférieure à celle de l'acier AISI H11. Cependant, pour les autres températures, la différence entre les durées de vie de deux aciers n'est pas significative.

L'oxydation de la surface a constitué un mécanisme d'endommagement primordial pour l'acier HDC1 à hautes températures : à 500°C, la couche d'oxyde formée a constitué des sites d'amorçage pour de multiples fissures. Alors qu'à 600 °C, la formation des intrusions dans la couche interne d'oxyde a conduit à l'amorçage et à la propagation de fissures très précoces et par la suite à une chute de la durée de vie. Ceci peut être dû à la composition chimique de l'acier. En effet, la couche interne d'oxyde est riche en molybdène pour l'acier HDC1. Alors que la sous-couche d'oxyde de l'acier AISI H11 est riche en chrome, ce qui contribue à une meilleure résistance à l'oxydation comparée à celle de l'acier HDC1.

A température ambiante, les résistances à la propagation de fissure de fatigue dans ces aciers ont été comparées en analysant les vitesses de propagation en fonction de ΔK et de $\Delta CTOD$. Pour un ΔK donné, la vitesse de propagation dans l'acier HDC1 est inférieure à celle de l'acier HPD 3b, elle-même inférieure à celle de l'acier HPD 3a. Cet effet a été attribué au phénomène de fermeture de fissure grâce aux mesures de $\Delta CTOD$ réalisées par corrélations d'images. D'ailleurs, lorsque les vitesses de propagation sont tracées en fonction de $\Delta CTOD$, les différences entre les aciers disparaissent et les courbes sont superposées, suggérant que les mécanismes de propagation sont similaires et gouvernés par la plasticité pour ces aciers ductiles. Ainsi, l'amplitude d'ouverture en pointe de fissure semble être un critère pertinent pour modéliser la propagation de fissure dans ces matériaux ductiles.

La simulation numérique de la propagation d'une fissure de fatigue a été menée par la méthode des éléments finis pour l'acier AISI H11. L'influence du modèle de comportement monotone ou cyclique a été mise en évidence sur le calcul de l'ouverture de fissure et la déformation plastique dans la région en pointe de fissure. En effet, la comparaison des $\Delta CTOD$ calculés et mesurés par la méthode de corrélations d'images a montré que l'introduction des modèles de comportement monotone et cyclique n'a pas d'effet important sur le calcul de l'ouverture de fissure. Par contre, la plasticité dans la zone plastique située en pointe de fissure dépend fortement du comportement du matériau. Le comportement cyclique semble être le mieux adapté pour modéliser correctement la plasticité cyclique dans la région en pointe de fissure.

Perspectives

-Le moule de fonderie sous pression de magnésium est marqué par un environnement agressif associé à une oxydation et une corrosion de la surface de travail. Dans ce cas, l'état de la surface en contact avec la matière en fusion pourrait être modifié par la réaction entre les alliages fondus et la surface du moule. Il serait donc intéressant de prendre en compte ce phénomène pour le calcul des échanges thermiques (flux de chaleur et coefficient d'échange thermique).

Ainsi, les mesures thermiques réalisées sur l'outillage d'emboutissage à chaud ont montré un gradient thermique quasiment nul dans la partie de l'outillage en acier HTCS 150 (haute conductivité thermique), ceci peut être lié à l'effet du temps de réponse des thermocouples et à la position des premiers thermocouples par rapport à la surface de travail de l'outillage. Ceci requiert l'utilisation de capteurs avec un temps de réponse plus court et un positionnement plus proche de la surface de travail. Par ailleurs, il faut compléter cette étude en regardant l'influence d'autres paramètres du procédé de mise en forme, tels que : le temps de fermeture de l'outillage, la température initiale de l'outillage, le circuit de refroidissement.

...

-Le comportement et la durée de vie de l'acier HDC1 ont été déterminés en fatigue oligocyclique isotherme pour différentes températures. Il serait intéressant d'effectuer des essais de fatigue thermique, en imposant des cycles thermiques voisins de ceux mesurés sur l'outillage. Cela permettrait ensuite, d'étudier les mécanismes d'amorçage et de propagation pour mieux comprendre la durée de vie de l'acier HDC1 tout en tenant compte du gradient thermique imposé.

-La réalisation des essais de propagation de fissure sur les aciers HDC1 à différentes températures est indispensable pour décrire d'une manière plus approfondie la durée de vie de l'acier HDC1. Il convient de noter que les mécanismes de fissuration en fatigue dépendent en plus de la déformation plastique, des effets de l'environnement et de la microstructure.

- Le calcul numérique a montré que l'évolution de la plasticité dans la zone en pointe de fissure en fatigue à charge imposée dépend des lois de comportement du matériau introduites. La mise en évidence de l'effet des lois de comportement requiert de compléter ces analyses avec des calculs qui considéreraient des cycles en déformations imposées. En outre, la mesure de champs de déformations en pointe de fissure doit faire l'objet d'études approfondies et peut être utilisée dans la validation du choix de la loi de comportement cyclique (Annexe D).

Par ailleurs, des essais de propagation de fissure en plasticité généralisée pourraient également être réalisés afin d'évaluer l'amplitude d'ouverture de fissure dans ce cas. Ils permettraient une utilisation plus aisée de la mesure de champs par corrélations d'images en pointe de fissure. Il serait également intéressant d'introduire des modèles de plasticité cristalline via des approches multi-échelles. Sur cette thématique, un travail a débuté au laboratoire sur l'acier AISI H11.

Bibliographie

- [1] 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,” Thèse de doctorat à l’Université Toulouse Paul Sabatier, 2009.
- [2] M. Salem, P. Lamesle, G. Dour, S. Le Roux, and F. Rézaï-Aria, “Interaction between aluminizing , oxidation and thermal fatigue in aluminium die casting tool,” in *9th International Tooling Conference*, 2012, pp. 357–364.
- [3] S. Le Roux, F. Medjedoub, G. Dour, and F. Rezaï-Aria, “Role of heat-flux density and mechanical loading on the microscopic heat-checking of high temperature tool steels under thermal fatigue experiments,” *International Journal of Fatigue*, vol. 51, pp. 15–25, 2013.
- [4] F. Medjeboud, “Détermination des paramètres influant sur le phénomène d’endommagement par fatigue thermique des moules en fonderie sous pression d’aluminium,” Thèse de doctorat à l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [5] S. M. Rahman Shah, “Investigation of crack propagation in X38CrMoV5 tool steel at room temperature and 600°C on small scale specimens,” Thèse de doctorat à l’Université Toulouse Paul Sabatier, 2010.
- [6] V. Velay, “Modélisation du comportement cyclique et de la durée de vie d’aciers à outils martensitiques,” Thèse de doctorat à l’Ecole Nationale Supérieure Des Mines de Paris, 2003.
- [7] *Abaqus Analysis User’s Manual, version 6. 10*. 2010.
- [8] *Z-set / Non-linear material & structure analysis suite*, www.zset-software.com .
- [9] M. G. Cooper, B. B. Mikic, and M. M. Yovanovich, “Thermal contact conductance,” *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 12, pp. 279–300, 1969.
- [10] Borivoje Mikic, “Thermal construction resistance due to non-uniform surface conditions; contact resistance at non-uniform interface pressure,” *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 13, pp. 1497–1500, 1970.
- [11] H. Fenech and W. M. Rohsenow, “Prediction of thermal conductance of metallic surfaces in contact,” *Journal of Heat Transfer*, pp. 15–24, 1963.
- [12] L. G. Aranda, “Etude thermo-mécanique et modélisation numérique de l’emboutissage à chaud de l’Usibor 1500,” Thèse de doctorat à l’Ecole Des Mines de Paris, 2004.
- [13] G. 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," Thèse de doctorat à l'Université Toulouse 3 Paul Sabatier, 2010.
- [14] Z. Li-hua, L. Xiao-qian, H. Shi-cheng, and C. Jun, "Modeling of thermal contact resistance of frictional interface under high temperature and high pressure," *Trans. Nonferrous Met*, vol. 12, 2002.
- [15] C. Fieberg and R. Kneer, "Determination of thermal contact resistance from transient temperature measurements," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 51, pp. 1017–1023, 2008.
- [16] J. P. Loulou, T., Artyukhin, E.A., Bardon, "Estimation of thermal contract resistance during the first stages of metal solidification process: II-experimental setup and results," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 42, pp. 2129–2142, 1999.
- [17] H. Karbasian and A. E. Tekkaya, "A review on hot stamping," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, pp. 2103–2118, 2010.
- [18] G. Dour, M. Dargusch, C. Davidson, and A. Nef, "Development of a non-intrusive heat transfer coefficient gauge and its application to high pressure die casting," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 169, pp. 223–233, 2005.
- [19] A. Hamasaiid, G. Dour, T. Loulou, and M. S. Dargusch, "A predictive model for the evolution of the thermal conductance at the casting–die interfaces in high pressure die casting," *International Journal of Thermal Sciences*, vol. 49, pp. 365–372, 2010.
- [20] G. Dusserre, "Sollicitations thermo-mécaniques dans un moule en acier inoxydable martensitique moulé au cours du cycle de pressage de verre," Thèse de doctorat à l'Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2006.
- [21] J. V. Beck, "Nonlinear estimation applied to the nonlinear invrese heat conduction problem," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 13, pp. 703–716, 1970.
- [22] K. Atchonouglo, "Identification des paramètres caractéristiques d'un phénomène mécanique ou thermique régi par une equation différentielle ou aux dérivées partielles.," Thèse de doctorat à l'Université de Poitiers, 2007.
- [23] J. V. Beck, B. Litkouhi, and C. R. St. Clair, Jr., "Efficient sequential solution of the nonlinear inverse heat conduction problem," *Numerical Heat Transfert*, vol. 5, pp. 275–286, 1982.
- [24] J. P. Loulou, T., Artyukhin, E.A., Bardon, "Estimation of thermal contact resistance during the first stages of metal solidification process: I-experiment principle and modelisation," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 42, pp. 2119–2127, 1998.

- [25] S. Broucaret, A. Michrafy, and G. Dour, "Heat transfer and thermo-mechanical stresses in a gravity casting die: Influence of process parameters," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 110, pp. 211–217, 2001.
- [26] R. Abou Khachfe and Y. Jarny, "Determination of heat sources and heat transfer coefficient for two-dimensional heat flow—numerical and experimental study," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 44, pp. 1309–1322, 2001.
- [27] A. Hamasaiid, M. S. Dargusch, C. J. Davidson, S. Tovar, T. Loulou, F. Rézaï-Aria, and G. Dour, "Effect of mold coating materials and thickness on heat transfer in permanent mold casting of aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1303–1316, 2007.
- [28] G. Dour, M. Dargusch, and C. Davidson, "Recommendations and guidelines for the performance of accurate heat transfer measurements in rapid forming processes," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 49, no. 11–12, pp. 1773–1789, 2006.
- [29] G. Dour, F. Medjeboud, S. Leroux, G. Diaconu, and F. Rézaï-Aria, "Normalized thermal stresses analyses to design a thermal fatigue experiment," *Journal of Thermal Stress*, vol. 28, pp. 1–16, 2005.
- [30] B. Hildenwall, "Prediction of the residual stresses created during quenching," Thèse de doctorat à Linköping Studies in Science and Technology, 1979.
- [31] A. M. Bayer, T. Vasco, L. R. Walton, and Latrobe Steel Company, "Wrought tool steels," in *ASM Handbook*, 10^{ème} Edition., 1990, pp. 774–775.
- [32] R. Lévêque, "Données numériques sur les aciers à outils," *Techniques de l'Ingénieur*, vol. 33, no. 0, 1995.
- [33] C. Dumont, "Banque des données matériaux forgés," Saint-Etienne, 1996.
- [34] P. 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 doctorat à l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, 1997.
- [35] M. Baccar and F. Rézaï-Aria, "Rapport TailorTool: Development of new tool materials with tailored thermomechanical properties," 2008.
- [36] A. Hamasaiid, I. Valls, R. Heid, and H. Eibisch, "A comparative experimental study on the use of two hot work tool steels for high pressure die casting of aluminum alloys: High thermal conductivity HTCS and conventional 1.2343 (AISI 11)," in *9th International Tooling Conference*, 2012, pp. 153–162.
- [37] I. Valls, M. Alsmann, and U. Paar, "Capital role of tool materials in hot stamping of 22MnB5 sheet," in *8th International Tooling Conference*, 2009, pp. 225–235.
- [38] S. Gelder and G. Jesner, "New high performance hot work tool steel with improved physical properties," in *9th International Tooling Conference*, 2012, pp. 199–206.

- [39] J. Wilzer, S. Weber, C. Escher, and W. Theisen, "On the relationship of heat treatment , microstructure , mechanical properties , and thermal conductivity of tool steels," in *9th International Tooling Conference*, 2012, pp. 143–152.
- [40] R. Lévêque, "Aciers à outils. Composition chimique et structure," *Techniques de l'Ingénieur*, vol. 33, no. 0. pp. 1–13, 2013.
- [41] D. Delagnes, "Comportement et tenue en fatigue isotherme d'aciers à outils Z38 CDV5 autour de la transition fatigueoligocyclique-endurance," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure Des Mines de Paris, 1998.
- [42] A. Oudin, "Thermo-mechanical fatigue of hot work tool steels," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001.
- [43] B. Fournier, "Fatigue-fluage des aciers martensitiques à 9-12%Cr: Comportement et endommagement," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure Des Mines de Paris, 2007.
- [44] M. A. Sutton, S. R. McNeill, J. D. Helm, and Y. J. Chao, "Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision," vol. 372, pp. 323–372, 2000.
- [45] M. A. Sutton, J. D. Helm, and M. L. Boone, "Experimental study of crack growth in thin sheet 2024-T3 aluminum under tension-torsion loading," *International Journal of Fracture*, vol. 109, pp. 285–301, 2001.
- [46] J. Abanto-Bueno and J. Lambros, "Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, pp. 1695–1711, 2002.
- [47] D. S. Dawicke and M. a. Sutton, "CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy," *Experimental Mechanics*, vol. 34, no. 4, pp. 357–368, 1994.
- [48] P. Lopez-Crespo, A. Shterenlikht, E. a Patterson, J. R. Yates, and P. J. Withers, "The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation," *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 43, pp. 769–780, 2008.
- [49] M. A. Sutton, J. L. Turner, Y. J. Chao, H. A. Bruck, and T. L. Chae, "Experimental investigations of three-dimensional effects near a crack tip using computer vision," *International Journal of Fracture*, vol. 53, pp. 201–228, 1992.
- [50] J. Réthoré, A. Gravouil, F. Morestin, and A. Combescure, "Estimation of mixed-mode stress intensity factors using digital image correlation and an interaction integral," *International Journal of Fracture*, vol. 132, pp. 65–79, 2005.
- [51] S. Roux and F. Hild, "Stress intensity factor measurements from digital image correlation: post-processing and integrated approaches," *International Journal of Fracture*, vol. 140, pp. 141–157, 2006.

- [52] F. Yusof and P. J. Withers, "Real-time acquisition of fatigue crack images for monitoring crack-tip stress intensity variations within fatigue cycles," *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 44, pp. 149–158, 2009.
- [53] G. Han, M. a. Sutton, and Y. J. Chao, "A study of stationary crack-tip deformation fields in thin sheets by computer vision," *Experimental Mechanics*, vol. 34, pp. 125–140, 1994.
- [54] J. Carroll, C. Efstathiou, J. Lambros, H. Sehitoglu, B. Hauber, S. Spottswood, and R. Chona, "Investigation of fatigue crack closure using multiscale image correlation experiments," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 76, pp. 2384–2398, 2009.
- [55] P. F. P. de Matos and D. Nowell, "Experimental and numerical investigation of thickness effects in plasticity-induced fatigue crack closure," *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 1795–1804, 2009.
- [56] C. Daffoss, "Endommagement des outillages de forgeage traités par nituration: Etude et modélisation," Thèse de doctorat à l'Institut National Des Sciences Appliquées de Toulouse, 2004.
- [57] C. Bathias and A. Pineau, *Fatigue des matériaux et des structures 1*, Lavoisier. Hermes Science, 2008.
- [58] N. Mebarki, "Relation microstructure - propriétés mécaniques d'aciers martensitiques revenus destinés aux outillages de mise en forme d'alliages légers," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure de Mines Paris, 2003.
- [59] N. Tsujii, G. Abe, K. Fukaura, and H. Sunada, "High temperature low cycle fatigue behaviour of a 4.2Cr-2.5Mo-V-Nb hot work tool steel," *Journal of Materials Science Letters*, vol. 15, pp. 1251–1254, 1996.
- [60] L. M. Kachanov, *Time of the rupture process under creep conditions*, Nauk 8 edi. SSSR, Izv. Akad. Nauk, Otd. Tekn, 1958.
- [61] J. Lemaitre, *A course on damage mechanics*, Springer-v. Berlin: , 1992.
- [62] J. L. Chaboche, "Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire," *Revue Française de Mécanique*, vol. 50–51, pp. 71–82, 1974.
- [63] A. Palmgren, "Die Lebensdauer von Kugellagern," *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* 68, pp. 339–341, 1924.
- [64] M. A. Miner, "Cumulative damage in fatigue," *Journal Applied Mechanics*, vol. 67, pp. 159–164, 1945.
- [65] M. Kaminski, "Modélisation de l'endommagement en fatigue des superalliages monocristallins pour aubes de turbines en zone de concentration de contrainte," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007.

- [66] J. L. Chaboche and P. M. Lesne, "A non-linear continuous fatigue damage model," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 11, pp. 1–17, 1988.
- [67] J. Lemaitre and R. Desmorat, *Engineering damage mechanics*, Springer-V. 2005.
- [68] D. L. Henry, "A theory of fatigue damage accumulation in steel," *Transaction of the ASME*, vol. 77, 1955.
- [69] S. M. Marco and W. L. Starkey, "A concept of fatigue damage," *Transaction of the ASME*, vol. 76, pp. 627–632, 1954.
- [70] A. Fatemi and L. Yang, "Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials," *International Journal of Fatigue*, vol. 20, pp. 9–34, 1998.
- [71] O. H. Basquin, "The exponential law of endurance tests," *Proceedings of the American Society for Testing and Materials*, vol. 10, pp. 625–630, 1910.
- [72] J. D. Morrow, "Fatigue Design Handbook," *Advances in Engineering*, vol. 4, pp. 21–29, 1968.
- [73] S. S. Manson, "Behaviour of materials under conditions of thermal stresses," *Technical Report TN 2933, N.A.C.A*, 1953.
- [74] L. F. Coffin, "A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal," *Transaction of the ASME*, vol. 76, pp. 931–950, 1954.
- [75] C. E. Feltner and J. D. Morrow, "Micro-plastic strain energy hysteresis energy as a criterion for fatigue fracture," *Transaction of the ASME*, pp. 1–11, 1961.
- [76] W. J. Ostergren, "A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperatures," *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 4, pp. 327–339, 1976.
- [77] R. P. Skelton, "Energy criterion for high temperature low cycle fatigue failure," *Materials Science and Technology*, vol. 7, pp. 427–439, 1991.
- [78] L. F. Coffin, "Fatigue at high temperatures," *Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520*, pp. 5–34, 1973.
- [79] S. Taira, "Relationship between thermal fatigue and low-cycle fatigue at elevated temperature," *Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520*, pp. 80–101, 1973.
- [80] K. N. Smith, P. Watson, and T. H. Topper, "A stress-strain function for the fatigue of metals," *Journal of Materials*, vol. 5, pp. 767–778, 1970.
- [81] D. Socie, "Multiaxial fatigue damage models," *Transaction of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 109, pp. 293–298, 1987.

- [82] S. Suresh, *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, 1998.
- [83] A. A. Griffith, “The phenomena of rupture and flow in solids,” *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, vol. A221, pp. 163–198, 1920.
- [84] G. R. Irwin, “Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate,” *Journal of Applied Mechanics Transactions*, pp. 361–364, 1957.
- [85] P. C. Paris and F. Erdogan, “A critical analysis of crack propagation laws,” *Journal of Basic Engineering*, vol. 85, pp. 528–534, 1963.
- [86] Broek. D and Schijve. J, “Rapport n° NLR-TR-101-361, National Aeronautical and Astronautical Research Institute, Amsterdam,” 1963.
- [87] R. G. Forman, V. E. Kearney, and R. M. Engle, “Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures,” *Forman, R. G., Kearney, V. E., Engle, R. M. Journal of Basic Engineering*, vol. 89, pp. 459–464, 1967.
- [88] F. Erdogan and M. Ratwani, “Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack,” *International Journal of Fracture Mechanics*, vol. 6, pp. 379–392, 1970.
- [89] W. Elber, “Fatigue crack closure under cyclic tension,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 2, pp. 37–45, 1970.
- [90] R. O. Ritchie, “Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids,” *International Journal of Fracture*, vol. 100, pp. 55–83, 1999.
- [91] J. R. Rice, “A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 35, pp. 379–386, 1968.
- [92] J. W. Hutchinson, “Fundamentals of the phenomenological theory of nonlinear fracture mechanics,” *Transactions of the ASME, Journal of Applied Mechanics*, vol. 50, pp. 1042–1051, 1983.
- [93] N. E. Dowling, “Geometry effects and the J-integral approach to elastic-plastic fatigue crack growth,” *Cracks and Fracture, ASTM STP 601, American Society for testing and Materials*, pp. 19–32, 1976.
- [94] N. E. Dowling and J. A. Begley, “Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral,” *American Society for Testing and Materials, ASTM STP 590*, pp. 82–103, 1976.
- [95] C. L. Chow and T. J. Lu, “Cyclic J-integral in relation to fatigue crack initiation and propagation,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 39, pp. 1–20, 1991.
- [96] J. Lemaitre, J. L. Chaboche, A. Benallal, and Desmorat, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod. 2009.

- [97] F. A. McClintock, "Fracture of solids," in *TMS-AIME Conference*, 1963, p. 65.
- [98] R. M. Pelloux, "Mechanisms of formation of ductile fatigue striations," *Transactions of the American Mathematical Society*, vol. 62, pp. 281–285, 1969.
- [99] C. Laird, "The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation," *The American Society for Testing and Materials*, pp. 131–168, 1967.
- [100] R. M. Pelloux, "Crack extension by alternating shear," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 1, pp. 697–704, 1970.
- [101] P. Neumann, "Coarse slip model of fatigue," *Acta Metallurgica*, vol. 17, pp. 1219–1225, 1969.
- [102] J. Petit, C. Sarrazin-Baudoux, and F. Lorenzi, "Fatigue crack propagation in thin wires of ultra high strength steels," *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 2317–2326, 2010.
- [103] J. Weertman, "Rate of growth of fatigue cracks calculated from the theory of infinitesimal dislocations distributed on a crack plane," *International Journal of Fracture*, vol. 2, pp. 460–467, 1966.
- [104] C. Bathias and R. M. Pelloux, "Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels," *Metallurgical Transactions*, vol. 4, pp. 1265–1273, 1973.
- [105] C. Schweizer, T. Seifert, B. Nieweg, P. von Hartrott, and H. Riedel, "Mechanisms and modelling of fatigue crack growth under combined low and high cycle fatigue loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 33, pp. 194–202, 2011.
- [106] R. O. Ritchie, "Influence of microstructure on near-threshold fatigue-crack propagation in ultra-high strength steel," *Metal Science*, vol. 11, pp. 368–381, 1977.
- [107] J. E. KING, "Surface damage and near-threshold fatigue crack growth in a Ni-base superalloy in vacuum," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 5, no. 2, pp. 177–188, 1982.
- [108] R. O. Ritchie, "Near-threshold fatigue-crack propagation in steels," *International Materials Reviews*, vol. 24, pp. 205–230, 1979.
- [109] J. D. M. Costa and J. A. M. Ferreira, "Effect of stress ratio and specimen thickness on fatigue crack growth of CK45 steel," *Theoretical and applied fracture mechanics*, vol. 30, pp. 65–73, 1998.
- [110] A. J. McEveley and R. O. Ritchie, "Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 21, pp. 847–855, 1998.
- [111] D. Kujawski, "Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 23, pp. 95–102, 2001.

- [112] H. Park, K. Kim, B. Lee, and K. Rheem, "Effects of crack tip plasticity on fatigue crack propagation," *Journal of Nuclear Materials*, vol. 230, pp. 12–18, 1996.
- [113] K. Makhoulf and J. Jones, "Effects of temperature and frequency on fatigue crack growth in 18% Cr ferritic stainless steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 15, pp. 163–171, 1993.
- [114] K. Sadanada and P. Shahinian, "Effects of environment on crack growth behavior in austenitic stainless steels under creep and fatigue conditions," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 11, pp. 267–276, 1980.
- [115] C. Bathias and A. Pineau, *Fatigue des matériaux et des structures 2*. Hermes Science, 2008.
- [116] C. Mabru, "Etats de surface – Matériaux de surface : Résistance à l'endommagement," Habilitation à Diriger des Recherches à l'Institut National Polytechnique de Toulouse, 2012.
- [117] J. I. N. Liu, M. Sutton, J. E. D. Lyons, and X. Deng, "Experimental investigation of near crack tip creep deformation in alloy 800 at 650 ° C," vol. 4363, pp. 233–268, 1998.
- [118] J. Newman, J. C., "A finite-element analyses of fatigue crack closure," *American Society for Testing and Materials, ASTM STP 590*, pp. 281–301, 1976.
- [119] N. A. Fleck, "Finite element analysis of plasticity-induced crack closure under plane strain conditions," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 25, pp. 441–449, 1986.
- [120] R. C. McClung, "Fatigue crack closure and crack growth outside the small scale yielding regime," Thèse de doctorat à l'Université de Illinois à Urbana-Champaign, 1987.
- [121] R. G. Chermahini, K. N. Shivakumar, and J. C. Newman, "Three-dimensional finite-element simulation of fatigue crack growth and closure," *American Society for Testing and Materials, ASTM STP 982*, pp. 398–413, 1988.
- [122] J. Wu and F. Ellyin, "A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant-amplitude loading," *International Journal of Fracture*, vol. 82, pp. 43–65, 1990.
- [123] F. Sansoz, "Propagation des petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [124] J. Zhang, J. Zhang, and S. Yi, "Elastic- plastic finite element analysis and experimental study of short and long fatigue crack growth," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, pp. 1591–1605, 2001.

- [125] K. Solanki, S. R. Daniewicz, and J. C. Newman, "Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: an overview," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 71, pp. 149–171, 2004.
- [126] M. Sander and H. Richard, "Finite element analysis of fatigue crack growth with interspersed mode I and mixed mode overloads," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, pp. 905–913, 2005.
- [127] S. Pommier, "Plane strain crack closure and cyclic hardening," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, pp. 25–44, 2002.
- [128] S. Pommier, "Cyclic plasticity and variable amplitude fatigue," *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 983–997, 2003.
- [129] S. Pommier and M. Risbet, "Time derivative equations for mode I fatigue crack growth in metals," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 10–12, pp. 1297–1306, 2005.
- [130] R. Hamam, S. Pommier, and F. Bumbieler, "Variable amplitude fatigue crack growth, experimental results and modeling," *International Journal of Fatigue*, vol. 29, no. 9–11, pp. 1634–1646, 2007.
- [131] J.-A. Ruiz-Sabariago, "Modèle incrémental de prévision de la durée de vie en fissuration par fatigue. Traitement des cycles complexes anisothermes en fatigue-oxydation," Thèse de doctorat à l'Université Pierre et Marie Curie, 2008.
- [132] A. M. Korsunsky, X. Song, J. Belnoue, T. Jun, F. Hofmann, P. F. P. De Matos, D. Nowell, D. Dini, O. Aparicio-Blanco, and M. J. Walsh, "Crack tip deformation fields and fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V," *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 1771–1779, 2009.
- [133] F. Hamon, "Modélisation du comportement mécanique en fissuration d'alliages aéronautiques," Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'aérotechnique, 2010.
- [134] J. W. Hutchinson, "Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, pp. 13–31, 1968.
- [135] J. R. Rice and G. F. Rosengren, "Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, pp. 1–12, 1968.
- [136] A. El Malki Alaoui, "Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale," Thèse de doctorat à l'Université de Metz, 2005.
- [137] L. Zhao and J. Tong, "A viscoplastic study of crack-tip deformation and crack growth in a nickel-based superalloy at elevated temperature," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 56, pp. 3363–3378, 2008.

- [138] R. Hamam, “Simulation de la propagation des fissures par fatigue dans les toiles des roues de train sous chargement à amplitude variable,” Thèse de doctorat à l’école Normale Supérieure de Cachan, 2006.
- [139] C. Schweizer, T. Seifert, and H. Riedel, “Simulation of fatigue crack growth under large scale yielding conditions,” *Journal of Physics: Conference Series*, vol. 240, p. 012043, 2010.
- [140] C. Cornet, L. G. Zhao, and J. Tong, “Ratchetting strain as a damage parameter in controlling crack growth at elevated temperature,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 76, pp. 2538–2553, 2009.
- [141] J. Tong, L. G. Zhao, and B. Lin, “Ratchetting strain as a driving force for fatigue crack growth,” *International Journal of Fatigue*, vol. 46, pp. 49–57, 2013.
- [142] J.-L. Bouvard, “Modélisation de la propagation de fissure dans les aubes de turbines monocristallines,” Thèse de doctorat à l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006.
- [143] T. Elguedj, “Simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue par la méthode des éléments finis étendus : Prise en compte de la plasticité et du contact-frottement,” Thèse de doctorat à l’Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2006.
- [144] J. Lemaitre and J. L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod. 1996.
- [145] G. Cailletaud and K. Saï, “Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms,” *International Journal of Plasticity*, vol. 11, pp. 991–1005, 1995.

Annexe A

Méthode inverse

La conduction thermique dans le moule est imaginée comme un problème à une dimension (cf. figure A. 1).

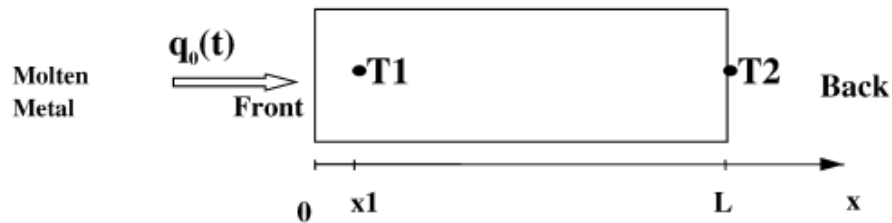


Figure A.1 : Problème uni-dimension de transfert thermique [25]

Le transfert de chaleur est basé sur les expressions suivantes :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (1) \quad \text{pour } 0 < x < L \text{ et } t \geq 0$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = q_0(t) \quad (2) \quad \text{en } x = 0 \text{ et pour } t \geq 0$$

$$T = T_2(t) \quad (3) \quad \text{en } x = L \text{ et pour } t \geq 0$$

$$T = T_0 \quad (4) \quad \text{pour } t = 0 \text{ en pour } 0 \leq x \leq L$$

$$Q(x, t) = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (5)$$

avec a la diffusivité du moule ou de l'outillage et λ la conductivité thermique.

Les conditions limites à l'interface métal fondu/moule ou Tôle/outil ne sont pas connues. Cependant avec la méthode inverse, on peut calculer le flux de chaleur $q_0(t)$ selon l'équation (5). En effet, le flux de chaleur est une fonction de la différence de température divisée par la distance entre les positions des thermocouples.

La méthode inverse, comme un problème unidirectionnel, nécessite une méthode numérique ou une méthode analytique pour la résoudre. Dans ce cas, la méthode des quadripôles (résolution du problème thermique direct) dépendant de la transformation de Laplace est employée. Les équations de cette méthode sont présentées dans l'étude de Broucayet et al [25].

Annexe B

Comportement de l'acier HDC1

Les différents grandeurs expérimentaux utilisés pour l'étude de comportement et la durée de vie sont présentés dans la figure B. 1 avec :

amplitude de déformation totale imposée : $\Delta\varepsilon_t = \varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}$

amplitude de déformation plastique au cycle i : $\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_{max}^i - \varepsilon_{min}^i$

amplitude de contrainte au cycle i : $\Delta\sigma = \sigma_{max}^i - \sigma_{min}^i$

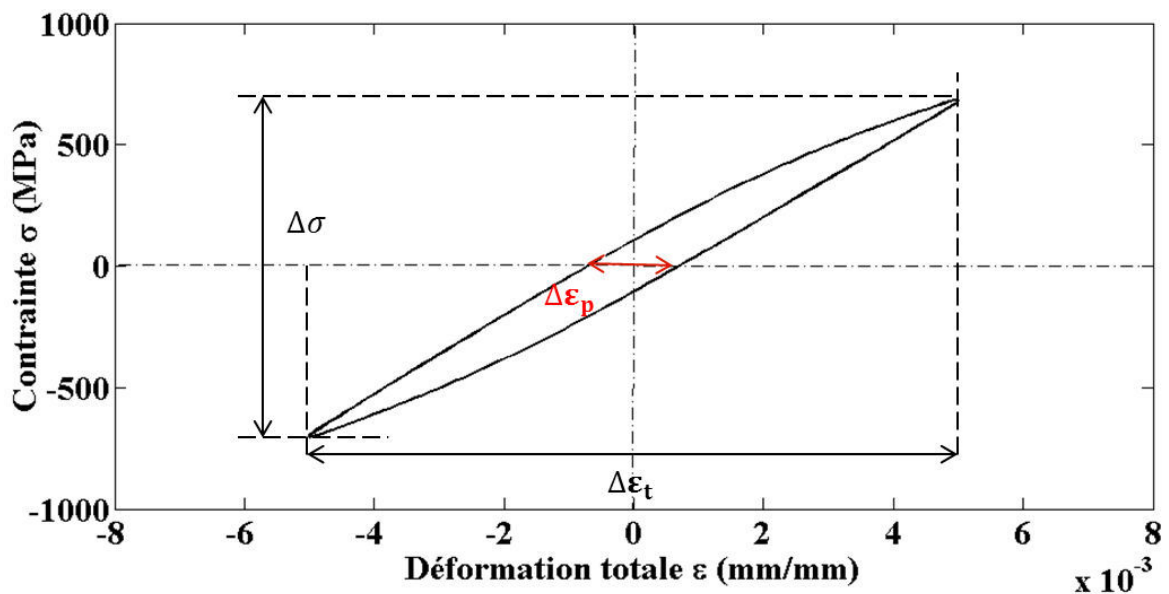


Figure B. 1 : Schéma d'une boucle d'hystérésis obtenue à 500°C

L'évolution de la contrainte moyenne en fatigue à chaque température pour une déformation totale égale à 1% est présentée respectivement dans les figures B. 2 et B. 3

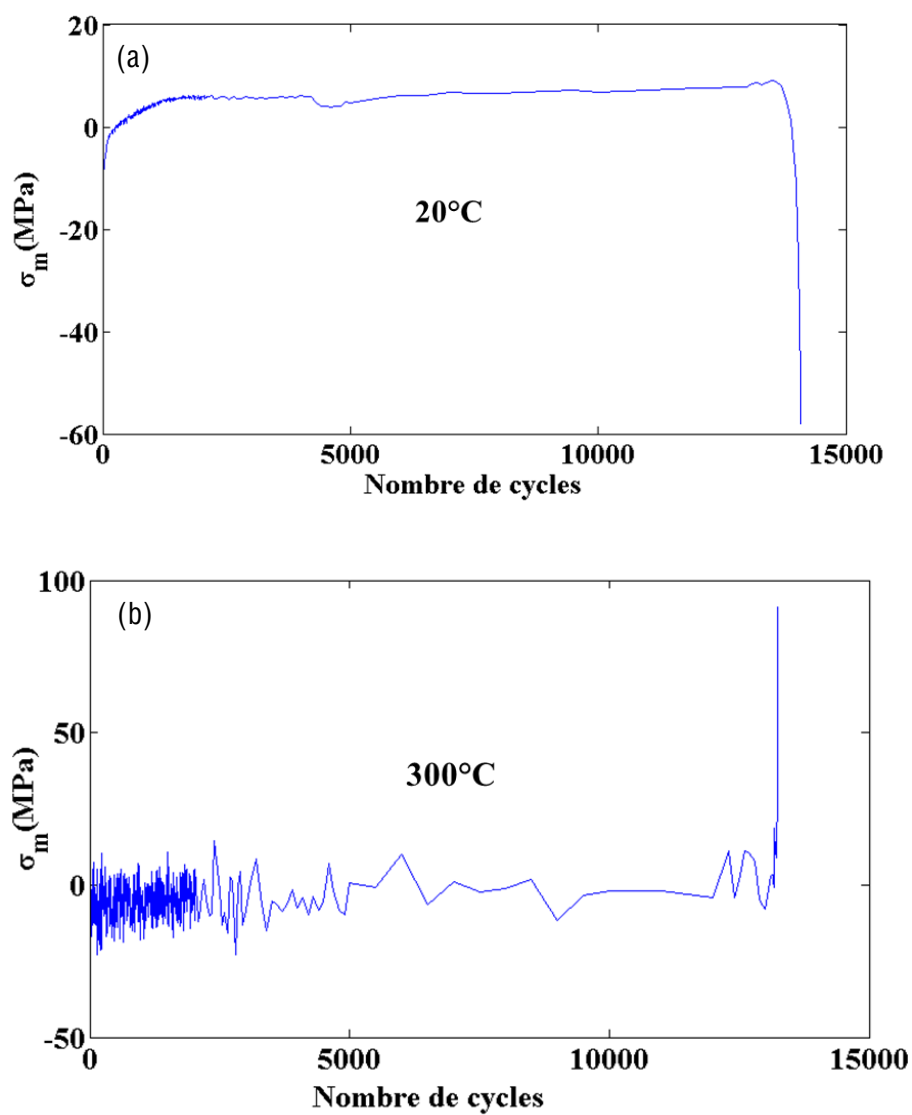


Figure B. 2 : évolution de la contrainte moyenne en fatigue de l'acier HDC1 à (a) 20°C et (b) 300°C

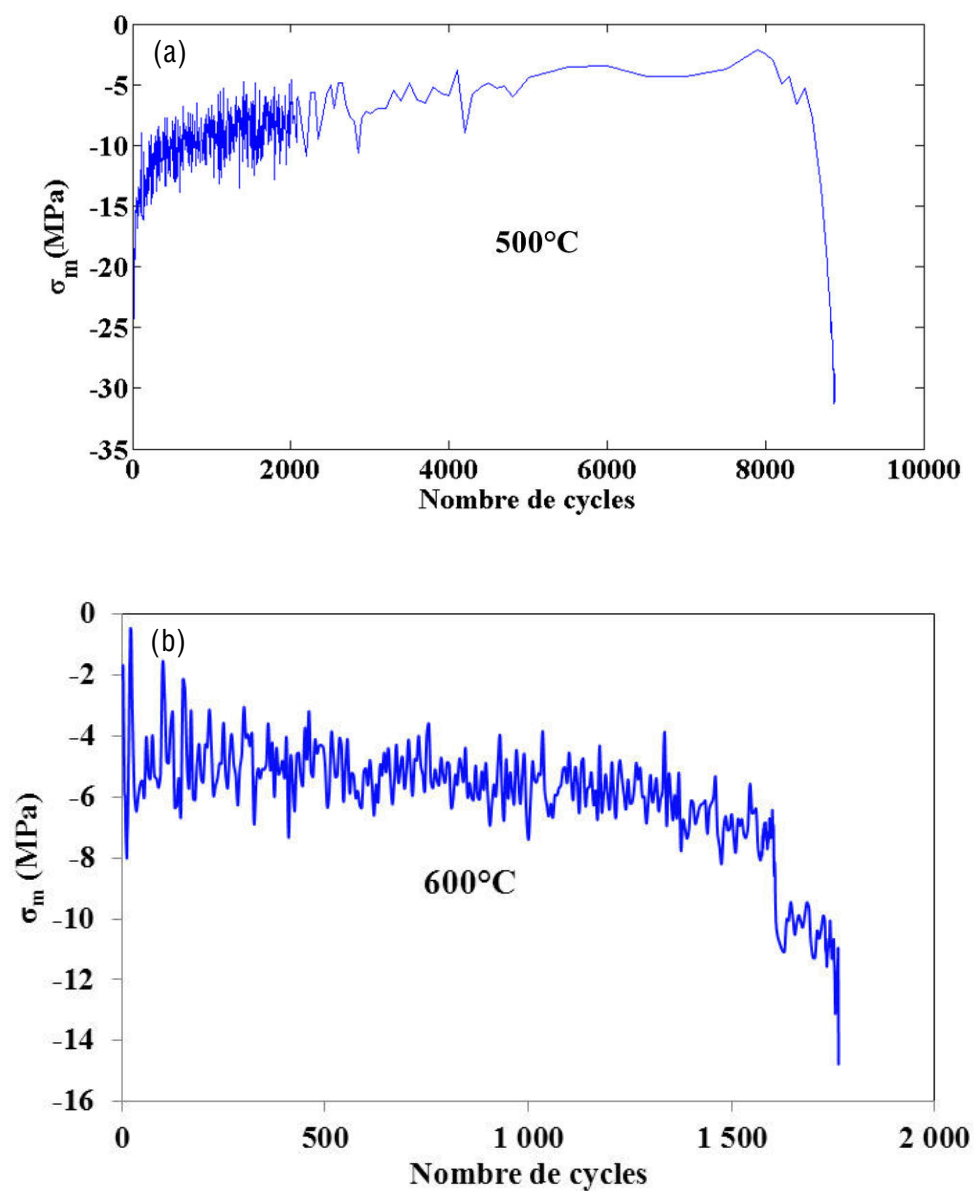


Figure B. 3 : évolution de la contrainte moyenne en fatigue de l'acier HDC1 à (a) 500°C et (b) 600°C

Annexe C

Comportement cyclique élastoviscoplastique de l'acier AISI H11

La modélisation du comportement en fatigue a fait l'objet de travaux de thèse de Velay [6]. Des essais de fatigue ont été réalisés pour l'identification des différentes composantes des modèles (cinématiques, isotropes et viscosité) pour chaque niveau de température. L'essai se divise en deux parties. Dans un premier temps, il consiste à appliquer à l'éprouvette un chargement symétrique à amplitude de déformation constante de 1.6%. Puis, dans un second temps, une fois que le cycle est stabilisé, différents types de sollicitations sont considérés (prise en compte de la vitesse de déformation, de la relaxation des contraintes pendant un maintien à déformation constante et d'un chargement dissymétrique à contrainte imposée). La première partie de l'essai permettra l'identification des composantes isotropes des modèles, alors que la seconde partie servira à celle des composantes cinématiques et des lois d'écoulement viscoplastique. La figure C. 1 présente les cycles appliqués pendant la phase 2 de l'essai, trois cycles sont considérés pour chaque essai piloté en déformation, 10 à 20 cycles sont considérés pour les essais pilotés en contrainte.

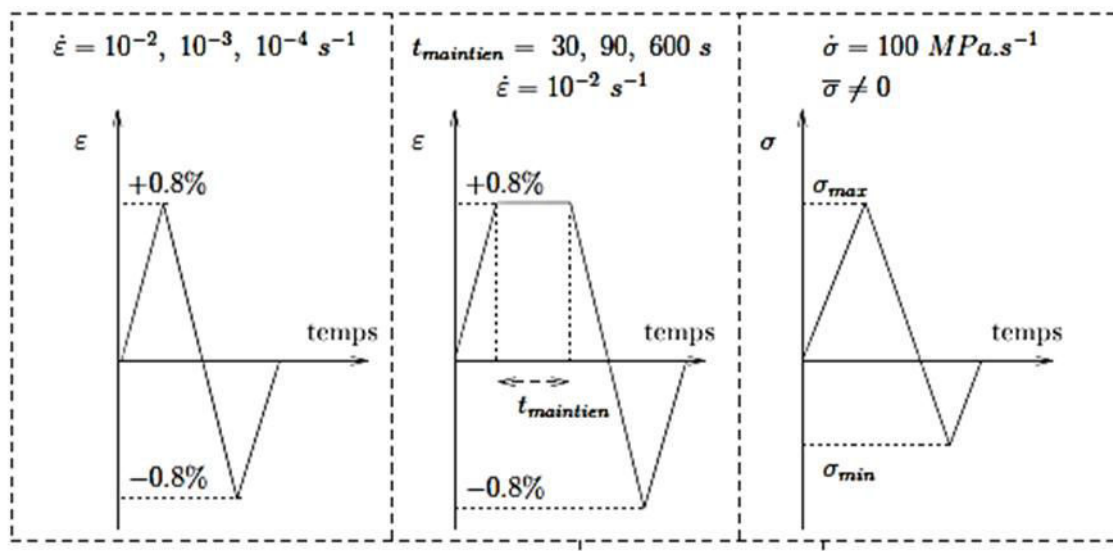


Figure C. 1 : Types de cycles considérés lors de la phase 2 de l'essai de fatigue [6]

A titre d'illustration, des comparaisons entre les résultats fournis par le modèle cyclique 1 et l'expérience sont données sur la figure C. 2 pour une boucle stabilisée obtenue à 600°C et différentes vitesses de déformation. Les essais à plusieurs vitesses associés aux essais de relaxation permettent d'identifier la loi d'écoulement viscoplastique (K , n) ainsi que les deux variables d'écrouissage cinématique ($C1$, $C2$ pour le modèle cyclique 1 et C_{11} , C_{22} et C_{12} pour le modèle cyclique 2).

Enfin, il reste à considérer les essais en contrainte. L'identification s'opère ici sur tous les cycles. Quelques cycles en déformation sont préalablement simulés jusqu'à la remontée à déformation nulle afin d'initialiser les variables internes des modèles. A ce niveau, le modèle cyclique 2 reste inchangé alors qu'une troisième variable d'écrouissage cinématique ($C3$, $D3$)

améliore la description des phénomènes de rochet et d'accommodation plastique pour le modèle cyclique 1. Notons que le modèle cyclique 2 comprend deux mécanismes dont l'importance plus au moins grande s'exprime au travers des coefficients A_1 et A_2 . La comparaison des résultats calculés et mesurés des cycles en contraintes imposées fournis par le modèle cyclique 2 à une température de 500°C est illustrée dans la figure C.3. La formulation de la partie isotrope des modèles destinée à traduire l'adoucissement cyclique est commune aux deux modèles. Les coefficients de la composante cinématique sont fixés et la limite élastique n'est pas constante mais dépend de l'évolution de la variable isotrope. Celle-ci comprend d'une part un terme traduisant la forte déconsolidation durant les premières centaines de cycles (Q_1 , b_1), d'autre part un terme décrivant l'adoucissement continu ayant lieu durant la majeure partie de la vie du matériau (Q_2 , b_2). La comparaison des résultats calculés et mesurés de l'adoucissement cyclique de l'acier AISI H11 pour les différentes températures est présentée dans la figure C. 4.

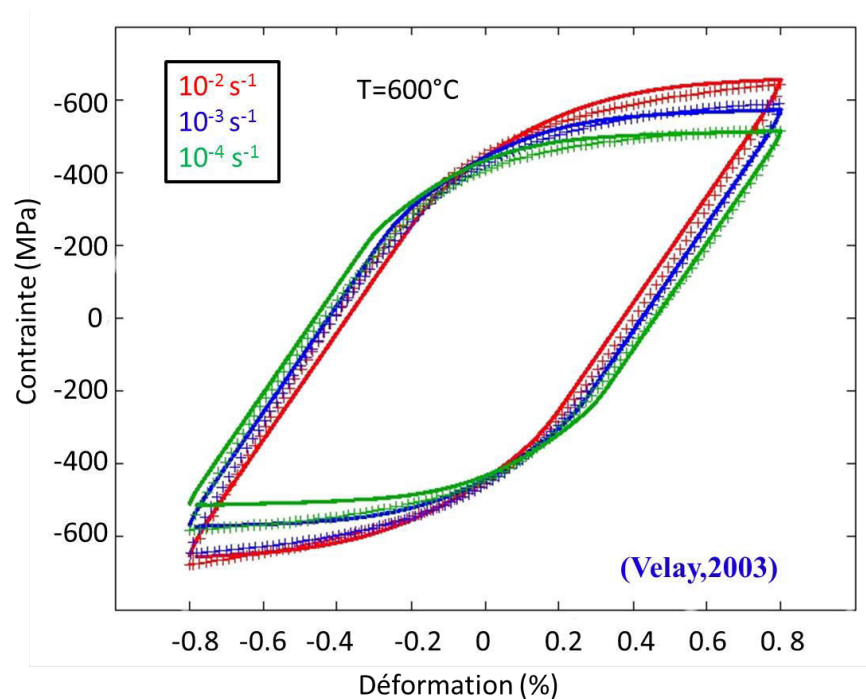


Figure C. 2 : Cycles stabilisés obtenus pour différentes vitesses de déformation à 600°C [6]

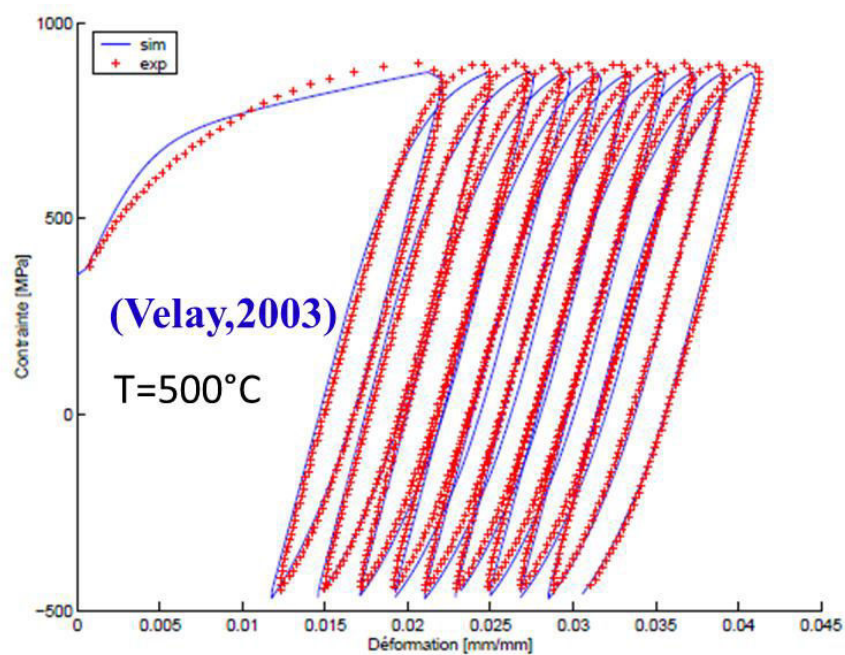


Figure C. 3 : Comparaison expérience/simulation pour les cycles à contrainte imposée à 500°C [6]

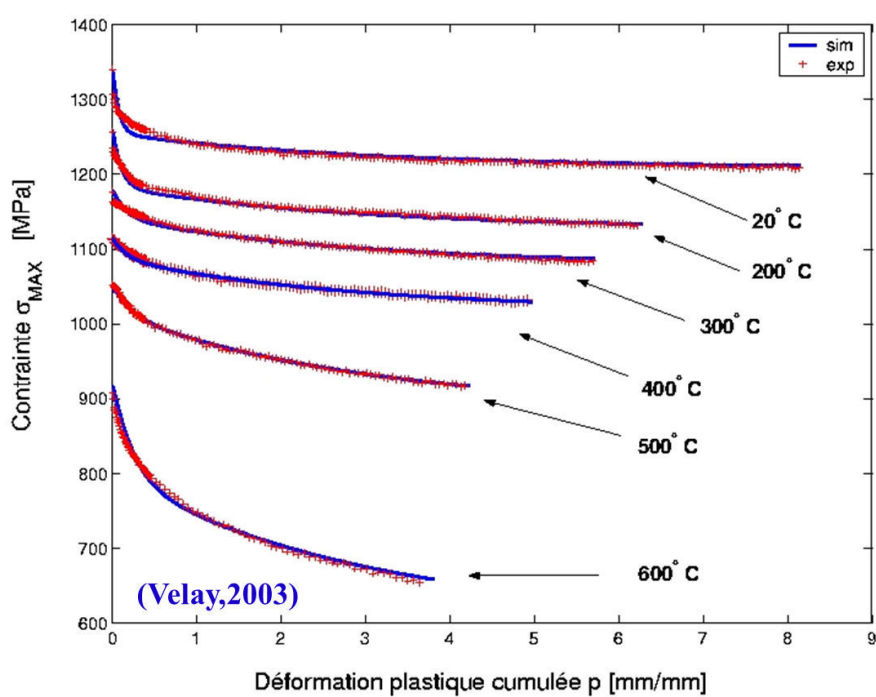


Figure C. 4 : Adoucissement cyclique en fonction de la température [6]

Annexe D

Mesures des champs de déplacement dans la région de pointe de fissure

Les premiers essais de mesure de champs de déplacement autour de la pointe de fissure par corrélation d'images sont présentés dans cette annexe. La figure B.1 montre un exemple de mesure de champs de déplacement selon la direction perpendiculaire au plan de fissure. La microstructure de cet acier a été utilisée comme une texture de la surface d'éprouvette afin de réaliser la corrélation d'images.

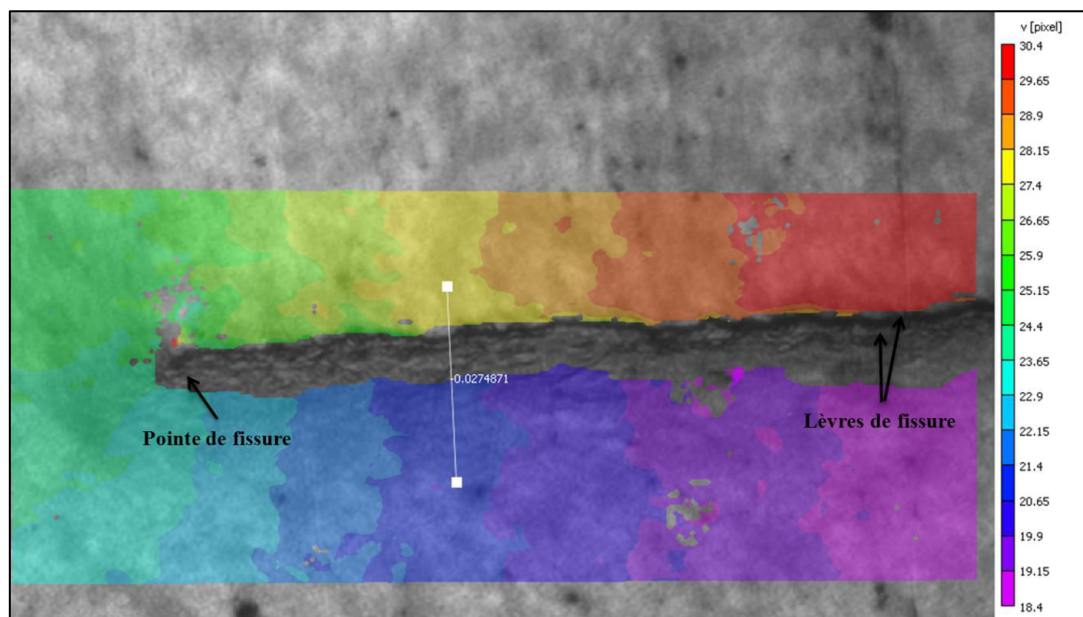


Figure D. 1 : Mesure de champs de déplacement autour de pointe de fissure

Les résultats obtenus sont visuellement meilleurs et assez réguliers le long des lèvres de fissure avec certains défauts liés à la texture de la surface. Par contre, ils présentent des irrégularités sur les bords de l'image et particulièrement dans la zone de la pointe de fissure. En effet, la régularité de champs de déplacement le long de la fissure est liée à un gradient de déplacement important obtenu lors de l'ouverture et la fermeture de fissure, ce qui favorise la corrélation d'image. En revanche, au voisinage de la pointe de fissure, la zone plastique est très confinée, de plus, l'effet du bord de l'image induit une distorsion de champs de déplacement. Donc, on ne peut pas accéder à ces mesures pour valider le calcul de la déformation plastique au voisinage de la pointe de fissure. Cette méthodologie de mesure de champs nécessite des études approfondies et d'autres essais avec une taille de zone plastique plus étendue.

Table des Figures

<i>Figure 1. 1: Variation du coefficient d'échange thermique en fonction de la pression de contact : a) Durant l'application de la charge : 1- chargement, 2-déchargement; b) Effet de la rugosité de surface de contact : 1- $r = 9.49\mu\text{m}$, 2-$r=10.85\mu\text{m}$, 3-$r=12.65\mu\text{m}$[12].....</i>	<i>8</i>
<i>Figure 1. 2: Influence de la température initiale de l'outillage sur le coefficient d'échange thermique. (a) Les mesures, (b) Les valeurs moyennes[15].....</i>	<i>9</i>
<i>Figure 1. 3 : Capteur thermique</i>	<i>10</i>
<i>Figure 1. 4 : Carte (normalisée) de pertinence de la méthode inverse utilisée : variation de dt/ζ en fonction de $(\epsilon\kappa\zeta)$ avec dt la période d'acquisition des températures, e la profondeur d'emplacement du premier thermocouple et κ la diffusivité du matériau et ζ le temps de réponse du thermocouple [27]</i>	<i>12</i>
<i>Figure 1. 5 : Faïençage de moule en fonderie sous pression d'aluminium [28].....</i>	<i>13</i>
<i>Figure 1. 6 : Propriétés thermo-physiques du X38CrMoV5 - 47HRC [1].....</i>	<i>14</i>
<i>Figure 1. 7 : Emplacement des capteurs thermiques dans l'outillage.....</i>	<i>15</i>
<i>Figure 1. 8 : Résultats thermiques bruts de moulage des pièces en Mg.....</i>	<i>15</i>
<i>Figure 1. 9 : Mesures de températures durant un cycle de mise en forme dans la zone d'attaque (g).....</i>	<i>16</i>
<i>Figure 1. 10 : Flux de chaleur thermique calculés dans la zone d'attaque (g)</i>	<i>17</i>
<i>Figure 1. 11 : Flux de chaleur thermique calculés au bord du moule (r)</i>	<i>17</i>
<i>Figure 1. 12 : Températures mesurées, a) : dans la zone d'attaque (g), b) : au bord du moule (r).....</i>	<i>18</i>
<i>Figure 1. 13 : Comparaison des températures de magnésium et de la surface de moule dans la zone d'attaque (g) et au bord du moule (r).....</i>	<i>19</i>
<i>Figure 1. 14 : Mesures et analyses thermiques dans le cas de moulage de pièces en alliage d'aluminium [17]</i>	<i>20</i>
<i>Figure 1. 15 : Evolution de la densité du faïençage ρ en fonction du nombre de cycles à différents temps de chauffage et /ou différentes puissances de chauffage ($T_{\text{max}}=650^{\circ}\text{C}$)[4].</i>	<i>20</i>
<i>Figure 1. 16 : Pièce finie avec variation de propriétés mécaniques [29].....</i>	<i>22</i>
<i>Figure 1. 17 : Effet de la conductivité thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud [31]</i>	<i>23</i>
<i>Figure 1. 18 : le pied milieu de la voiture et la pièce en forme de Omega pour les essais semi-industriels [12]</i>	<i>23</i>

<i>Figure 1. 19 : (a) Effet des éléments chimiques sur la conductivité thermique de fer, (b) La variation de la conductivité thermique du fer en fonction de la fraction de Chrome [32]</i>	<i>24</i>
<i>Figure 1. 20 : Relation entre la conductivité thermique et la dureté de l'acier à outil en fonction des traitements thermiques des aciers [33]</i>	<i>25</i>
<i>Figure 1. 21 : Emplacement des capteurs thermiques dans le poinçon.....</i>	<i>26</i>
<i>Figure 1. 22 : Evolution des températures de l'ensemble des capteurs en conditions nominales</i>	<i>28</i>
<i>Figure 1. 23 : Evaluation du flux de chaleur et du coefficient d'échange thermique dans la partie GTCS 550 (faible conductivité)</i>	<i>29</i>
<i>Figure 1. 24 : Variation des températures dans la partie HTCS 150 en conditions nominales</i>	<i>30</i>
<i>Figure 1. 25: Variation des températures dans la partie GTCS 550 de l'outil en conditions nominales</i>	<i>31</i>
<i>Figure 1. 26 : Evolution du flux de chaleur (a) et du coefficient d'échange thermique (b) en fonction de temps pour différentes forces d'emboutissage appliquées.....</i>	<i>33</i>
<i>Figure 1. 27 : Coefficient d'échange thermique maximal en fonction de la force maximale appliquée en conditions nominales</i>	<i>33</i>
 <i>Figure 2. 1 : Structure de l'acier HDC1 – 45 HRC</i>	 <i>36</i>
<i>Figure 2. 2 : Analyse chimique de la microstructure de l'acier HDC1</i>	<i>36</i>
<i>Figure 2. 3 : Analyse chimique des carbures de l'acier HDC1</i>	<i>37</i>
<i>Figure 2. 4 : Microstructure de l'acier a) HPD 3a, b) HPD 3b.....</i>	<i>37</i>
<i>Figure 2. 5 : Structure de l'acier AISI H11 - 47HRC [1]</i>	<i>38</i>
<i>Figure 2. 6 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue</i>	<i>40</i>
<i>Figure 2. 7 : Dimensions de l'éprouvette SENT.....</i>	<i>41</i>
<i>Figure 2. 8 : Dispositif expérimental</i>	<i>41</i>
<i>Figure 2. 9 : Schématisation de l'emplacement des extensomètres derrière la pointe de fissure de longueur 1.6 mm.....</i>	<i>43</i>
<i>Figure 2. 10 : Evolution de l'ouverture de fissure durant le chargement pour une fissure de longueur de 2 mm.....</i>	<i>44</i>
<i>Figure 2. 11 : Variation de l'amplitude d'ouverture de fissure ΔCOD en fonction de la position d'extensomètre pour différentes longueurs de fissure et estimation du $\Delta T COD$.....</i>	<i>44</i>

<i>Figure 3. 1 : Influence de l'amplitude de déformation totale sur le comportement cyclique de l'acier HDC1 à a) 20°C, b) 300°C.....</i>	<i>49</i>
<i>Figure 3. 2 : Influence de l'amplitude de déformation totale sur le comportement cyclique de l'acier HDC1 à a) 500°C, b) 600°C.....</i>	<i>50</i>
<i>Figure 3. 3 : Influence de la température sur le comportement cyclique de l'acier HDC1.....</i>	<i>51</i>
<i>Figure 3. 4 : Courbes d'écrouissage cyclique de l'acier HDC1</i>	<i>53</i>
<i>Figure 3. 5 : Comportement cyclique de l'acier AISI H11.....</i>	<i>54</i>
<i>Figure 3. 6 : Evolution de la limite élastique et du module d'Young en fonction de la température pour les aciers HDC1 et AISI H11</i>	<i>55</i>
<i>Figure 3. 7 : Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11 au 5^{ème} cycle</i>	<i>56</i>
<i>Figure 3. 8 : Comparaison des comportements cycliques des aciers HDC1 et AISI H11 à demi-durée de vie</i>	<i>56</i>
<i>Figure 3. 9 : Effet de la température sur la durée de vie de l'acier HDC1.....</i>	<i>61</i>
<i>Figure 3. 10 : Diagramme de Manson-Coffin entre 20°C et 600°C pour l'acier HDC1</i>	<i>62</i>
<i>Figure 3. 11 : Diagramme de Basquin entre 20°C et 600°C pour l'acier HDC1</i>	<i>62</i>
<i>Figure 3. 12 : Variation du nombre de cycle à rupture avec l'amplitude de déformation totale pour les aciers HDC1, AISI H11 à a) 20°C, b) 300°C</i>	<i>64</i>
<i>Figure 3. 13 : Variation du nombre de cycle à rupture avec l'amplitude de déformation totale pour les aciers HDC1, AISI H11 à a) 500°C, b) 600°C</i>	<i>65</i>
<i>Figure 3. 14 : Diagramme de Manson-Coffin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 20°C, b) 300°C</i>	<i>66</i>
<i>Figure 3. 15 : Diagramme de Manson-Coffin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 500°C, b) 600°C</i>	<i>67</i>
<i>Figure 3. 16 : Diagramme de Basquin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à a) 20°C, b) 300°C.....</i>	<i>68</i>
<i>Figure 3. 17 : Diagramme de Basquin pour les aciers HDC1 et AISI H11 à, a) 500°C, b) 600°C.....</i>	<i>69</i>
<i>Figure 3. 18 : Analyse de faciès de rupture et de la propagation de fissure pour l'éprouvette testée à 20°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$.....</i>	<i>71</i>
<i>Figure 3. 19 : Faciès de rupture de l'éprouvette testée à 20°C, $\Delta\epsilon_t = 1.1 \%$.....</i>	<i>71</i>
<i>Figure 3. 20: a) Analyse de faciès de rupture, b) Oxydation et fissuration de l'éprouvette testée à 300°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$.....</i>	<i>72</i>

Figure 3. 21 : a) Fissuration de la couche d'oxyde à la surface b) Couche d'oxyde formée c) Amorçage de la fissure, d) Multi-fissuration dans des plans à 45° de la direction de la sollicitation pour l'éprouvette testée à 500°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$	73
Figure 3. 22 : a), b) Amorçage de la fissure à partir de la couche d'oxyde, c) Ecaillage de la couche d'oxyde, d) Propagation de fissure en profondeur avec la pénétration de couche d'oxyde pour une éprouvette testée à 600°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$	74
Figure 3. 23 : Distribution des fissures pour une éprouvette testée à 600°C, $\Delta\epsilon_t = 1\%$	75
Figure 3. 24 : Couche d'oxyde à 400°C.....	76
Figure 3. 25 : Couche d'oxyde à 500°C	77
Figure 3. 26 : Couche d'oxyde à 600°C	77

Figure 4. 1 : Evolution de l'ouverture de fissure en fonction du chargement appliqué [83] ..	82
Figure 4. 2 : Définition de l'ouverture en pointe de fissure lorsque l'émoussement est circulaire : (a) par le déplacement relatif des lèvres à l'endroit de la pointe de fissure initiale, (b) par la distance entre les intersections de deux lignes faisant un angle droit avec les lèvres de la fissure émoussée[90]	83
Figure 4. 3 : Modèle de Dugdale [76]	84
Figure 4. 4 : Effet des différents paramètres sur la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK [102]	87
Figure 4. 5 : Effet de la température avec $\Delta\delta_t(\Delta CTOD)$ comme force motrice de propagation : éprouvette d'épaisseur 0.6mm [5, 111]	90
Figure 4. 6 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1, HPD 3a, HPD 3b.....	92
Figure 4. 7 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de $\Delta CTOD$ pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1, HPD 3a, HPD 3b.....	93
Figure 4. 8 : Evolution de la contrainte en fonction de ΔCOD mesurés derrière la pointe de fissure dans l'acier HPD 3a	93
Figure 4. 9 : Evolution de la contrainte en fonction de ΔCOD mesurés derrière la pointe de fissure dans l'acier HPD 3b.....	94
Figure 4. 10 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1 et AISI H11 .	95

Figure 4. 11 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de $\Delta CTOD$ pour une éprouvette d'épaisseur 1mm et un rapport de charge 0.1, obtenues dans les aciers HDC1 et AISI H11 .	96
Figure 4. 12 : chemins de propagation de fissures observés dans les aciers AISI H11 et HDC1	96
Figure 5. 1 : Principe de la fermeture de fissure induite par la plasticité [83].....	100
Figure 5. 2 : Evolution du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la partie plastique du champ de déplacement ρ [127]	100
Figure 5. 3: Variation de la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la distance normalisée devant la pointe de fissure $r/(J/\sigma_0)$ pour $E/\sigma_0 = 500$ et $\nu = 0.3$ et $\theta = 0$, en état de déformation plane [76].....	102
Figure 5. 4 : Les zones plastiques en pointe de fissure [132].....	103
Figure 5. 5: Evolution des boucles $\sigma_{yy}-\epsilon_{yy}$ durant 30 cycles pour un point d'intégration ($r = 3.8 \mu m$ et $\theta \approx 45^\circ$) devant la pointe de fissure pour $K_{max} = 7kN$ [131].....	104
Figure 5. 6 : a) Modèles de comportement utilisés, b) Effet de l'écrouissage du matériau sur $\Delta CTOD$ calculés [133].....	104
Figure 5. 7 : Principe de propagation de fissure par relâchement de nœuds par éléments finis [117].....	105
Figure 5. 8 : Présentation du plan de contact de la fissure et courbe de propagation de fissure en fonction du temps [7].....	107
Figure 5. 9 : Modèle numérique – 2D de la propagation de fissure en fatigue.....	109
Figure 5. 10 : Exemple de propagation de fissure d'une longueur initiale $a_i = 300 \mu m$ jusqu'à une longueur finale $a_f = 2000 \mu m$	110
Figure 5. 11 : Comparaison des ΔCOD calculés par méthode éléments finis et mesurés par DIC	110
Figure 5. 12 : Post-traitement des calculs numériques à une longueur de fissure (a_f)	110
Figure 5. 13 : Courbe de traction $\sigma-\epsilon_p$ de l'acier AISI H11-47HRC à une température de $600^\circ C$ [5].....	111
Figure 5. 14 : Influence du comportement du matériau sur le profil de ΔCOD pour une longueur de fissure, a) $2000 \mu m$; b) $2666 \mu m$	116
Figure 5. 15 : Présentation de l'élément à $74 \mu m$ de la pointe de fissure durant la propagation de la fissure jusqu'à $a_f = 2000 \mu m$	117
Figure 5. 16 : Evolution de contrainte σ_{yy} en fonction de la déformation plastique ϵ_{yy} pour un comportement cyclique 1 durant la propagation de fissure jusqu'à $a_f = 2000 \mu m$	118

<i>Figure 5. 17 : Influence de la loi de comportement sur les courbes $\sigma_{yy} - \epsilon_{yp}$ pour une longueur de fissure, a) 2000 μm ; b) 2666 μm.....</i>	<i>120</i>
<i>Figure 5. 18 : Simulation sur un élément de volume les lois cycliques utilisés pour une longueur de fissure, a) 2000 μm ; b) 2666 μm.....</i>	<i>121</i>
<i>Figure 5. 19 : Evolution de la déformation plastique durant la propagation de fissure pour un comportement cyclique 1.....</i>	<i>122</i>

Liste des tableaux

<i>Tableau 1. 1 : Résultats thermiques dans la zone d'attaque et au bord du moule</i>	<i>19</i>
<i>Tableau 1. 2 : Paramètres de cycles de mise en forme en conditions nominales</i>	<i>27</i>
<i>Tableau 1. 3 : Valeurs moyennes des résultats thermiques en conditions nominales.....</i>	<i>31</i>
<i>Tableau 2. 1 : Composition chimique de l'acier AISI H11 [1]</i>	<i>37</i>
<i>Tableau 2. 2 : Conditions des essais de fatigue réalisés sur l'acier HDC1</i>	<i>40</i>
<i>Tableau 3. 1 : coefficients d'écrouissage cyclique des aciers AISI H11 et HDC1.....</i>	<i>57</i>
<i>Tableau 3. 2 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur l'acier HDC1 pour les différentes températures.....</i>	<i>60</i>
<i>Tableau 3. 3 : Paramètres de la loi de Manson-Coffin.....</i>	<i>63</i>
<i>Tableau 3. 4 : Paramètres de la loi de Basquin.....</i>	<i>63</i>
<i>Tableau 5. 1 : Coefficients des modèles cycliques</i>	<i>114</i>
<i>Tableau 5. 2 : Coefficients de l'écrouissage cinématique du modèle cyclique1 de l'acier AISI H11 à 600°C [6].....</i>	<i>114</i>
<i>Tableau 5. 3 : Coefficients de l'écrouissage cinématique du modèle cyclique 2 de l'acier AISI H11 à 600°C [6].....</i>	<i>114</i>
<i>Tableau 5. 4 : Identification des paramètres des modèles cycliques de l'acier AISI H11 à 600°C (propriétés élastiques, coefficients de l'écrouissage isotrope et de viscosité) [6]</i>	<i>114</i>

Etude de l'endommagement et du comportement en fatigue des aciers à outils

Résumé : Les outillages de mise en forme à chaud sont soumis à des sollicitations thermomécaniques transitoires. Ils sont donc confrontés à la fissuration par fatigue. Le but de ce travail est d'étudier le comportement et la durée de vie en fatigue des aciers d'outillage, notamment leurs résistances à la propagation de fissure. Dans un premier temps, les chargements thermiques imposés aux outillages de fonderie sous pression de magnésium et d'emboutissage à chaud ont été évalués. Ensuite, le comportement et la durée de vie de l'acier à haute conductivité thermique HDC1 ont été étudiés et comparés à l'acier AISI H11 (acier de référence) en fonction de la température. L'acier HDC1 présente un adoucissement cyclique stable à 20°C et 300°C. Par contre, l'intensité d'adoucissement est plus importante à hautes températures. La durée de vie a été étudiée en utilisant les lois de Manson-Coffin et de Basquin. A hautes températures, l'oxydation devient un mécanisme d'endommagement primordial pour l'acier HDC1 et provoque des durées de vie plus courtes que celles observées sur l'acier AISI H11. La résistance à la propagation de fissure de fatigue a été déterminée dans des aciers à la température ambiante par le biais de critères : l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte (ΔK) et l'amplitude d'ouverture en pointe de fissure ($\Delta CTOD$). La méthode de corrélation d'images a permis de mesurer (ΔCOD) et d'évaluer ($\Delta CTOD$). L'ensemble de ces résultats a permis de mettre en évidence l'effet de fermeture de fissure et le comportement plastique en pointe de fissure. $\Delta CTOD$ présente un bon critère pour rationaliser la propagation de fissure dans les aciers étudiés. Enfin, la simulation numérique de la propagation de fissure en fatigue a été menée dans l'acier AISI H11 à 600°C par la méthode de relâchement des nœuds en éléments finis. L'effet des modèles de comportement monotone (élastoplastique) et cyclique (élastoviscoplastique) a été étudié sur le calcul de l'ouverture de fissure et la plasticité en pointe de fissure. L'influence du modèle de comportement est faible sur le calcul de l'amplitude d'ouverture de fissure ΔCOD , du fait d'une plasticité confinée en pointe de fissure. Alors que, le modèle de comportement cyclique est mieux adapté pour décrire la plasticité en pointe de fissure.

Mots clés : Fatigue oligocyclique à haute température, Propagation de fissure en fatigue, Comportement cyclique, Durée de vie, Aciers à outils pour travail à chaud, Chargements thermiques, Ouverture de fissure, Corrélation d'images, Plasticité en pointe de fissure

Damage and behaviour assessments of the tool steels

Abstract : Hot metal forming tools are subjected to cyclic thermomechanical loading and damage by complex fatigue/wear/oxidation interactions. Thermal solicitations were measured on high pressure die casting and hot stamping processes. Based on thermal measurements, the isothermal fatigue behaviour and lifetime of a new high conductivity steel HDC1 were investigated at different temperatures and strain amplitude then compared to AISI H11 steel. As AISI H11, continue cyclic softening was observed in HDC1 at all temperatures. The Manson-Coffin and Basquin laws were used for life prediction models under different temperatures. It was observed that the fatigue/oxidation interaction was a principal damage mechanism of the HDC1 steel at high temperature. Fatigue crack propagation in steels was investigated at room temperature in SENT specimens. A digital image correlation technique was used to evaluate crack opening (ΔCOD) and crack tip opening displacement ($\Delta CTOD$) ranges. Crack growth rate were investigated using ΔK (Paris law) and $\Delta CTOD$ criteria. It was observed that the cyclic crack tip plasticity control the crack propagation resistance. Crack closure could be evaluated by $\Delta CTOD$. Finite element method by debond technique was used to model the crack propagation of AISI H11 at 600°C using both monotonic elasto-plastic (EP) and cyclic elasto-viscoplastic (EVP) constitutive laws materials. The comparison of ΔCOD calculated and measured had shown that monotonic EP and cyclic EVP had no significant effect on the ΔCOD , mainly due to the small-scale yielding conditions. It is however observed that the cyclic constitutive law was the best suitable model for the crack tip plasticity effect.

Keywords: High temperature low cycle fatigue, Fatigue crack propagation, Cyclic behaviour, Lifetime assessment, Hot work tool steels, Thermal solicitations, Digital image correlation, Crack tip opening, Crack tip plasticity