N° ordre : 13/41

Thèse de doctorat

Pour obtenir le grade de Docteur de l'Université de VALENCIENNES ET DU HAINAUT - CAMBRESIS

Discipline :
MECANIQUE

Présentée et soutenue par ***Damien, BARBIER****. Le 09/12/2013, à Valenciennes*

Ecole doctorale :
Sciences Pour l'Ingénieur (SPI)

Equipe de recherche, Laboratoire :
Laboratoire de Thermique, Ecoulement, Mécanique, Mise en Production (TEMPO)

ETUDE DE LA SENSIBILITE AUX GRADIENTS THERMIQUES DE BILLETTES LORS DES OPERATIONS DE RECHAUFFAGE

JURY

Président de jury
- BERGHEAU Jean-Michel. Professeur. LTDS UMR 5513 ECL-ENISE.

Rapporteurs
- BIGOT Régis. Professeur. LCFC EA4495, ENSAM METZ.
- MOCELLIN Katia. Docteur-HDR. CEMEF UMR CNRS 7635 - MINES ParisTech.

Examinateurs
- DUBAR Laurent. Professeur. UVHC, TEMPO EA4542.

Directeur de thèse et co-directeur de thèse
- DUBAR Mirentxu. Professeur. UVHC, TEMPO EA4542.
- GUERIN Jean-Dominique. Maitre de conférences. UVHC, TEMPO EA4542.

Membres invités
- BENARD Thierry. Chef du service Thermal Processes. Vallourec Research Aulnoye-Aymeries.
- BONNEAU Sébastien. Responsable de section Materials Investigation. Vallourec Research Aulnoye-Aymeries.

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Laurent DUBAR directeur de l'équipe d'accueil TEMPO (Thermique, Ecoulement, Mécanique, Matériaux, Mise en forme et PrOduction) et Thierry NOEL, Alain DIEULIN et Jean LEYER les directeurs du centre de recherche VRA (Vallourec Research Aulnoye-Aymeries) du groupe international Vallourec pour la confiance qu'ils m'ont porté en me choisissant pour mener à bien ce projet.

Je désire exprimer toute ma gratitude à mes encadrants et parrains industriels : Thierry BENARD chef du service Thermal Processes et Sébastian BONNEAU responsable de la division Research and Development du service Metallurgy du centre de recherche Vallourec. Ils m'ont tous les deux parfaitement accueilli et donné énormément de temps et de confiance pour mener à bien ce projet.

J'adresse également mes plus vifs remerciements à mes encadrants scientifiques : Mirentxu DUBAR ma directrice de thèse et Jean-Dominique GUERIN mon co-directeur respectivement Professeur et Maître de conférences de l'équipe MSM (matériaux surfaces et mise en forme) du laboratoire TEMPo. Les climats de confiance et de travail instaurés entre nous m'ont permis de vivre cette thèse dans des conditions particulièrement agréables.

Je remercie également Katia MOCELLIN et Régis BIGOT pour l'honneur qu'ils me font de juger mon travail, et Jean-Michel BERGHEAU pour avoir accepté d'être le président du jury.

Je tiens également à remercier toutes les personnes qui m'ont aidé à avancer dans mon travail : Je pense principalement à Raphaël DELTOMBE ingénieur CNRS pour les heures passées à décortiquer tous les angles de ce projet et ainsi avoir la vision la plus ouverte et claire sur le sujet. Je remercie également Emmanuel DESDOIS responsable du service simulation numérique et Jean-Pierre EMERY responsable de la section essais spéciaux du centre de recherche pour les heures de bataille numérique avec les routines Fortran ainsi que la réalisation de plusieurs centaines d'essais de pré-fissuration.

Merci à tous mes camarades de bureaux, au laboratoire : Matthieu, Cédric, Guillaume, Julie, Colin, Yannick, Sarah pour la (trop ?) bonne ambiance qu'il y règne. Au centre de recherche : Clément, Julien, Marcello, Cynara, Michel, Pascal, Jean-Pierre, Manu, Arnaud, Valentin, Marie, Jean-Didier, Jean-Claude, Thibault, Raphaël et tous ceux que j'ai oublié pour la cohésion et l'esprit d'équipe.

Plus personnellement, j'adresse une pensée à celle qui partage ma vie (avec tous les bons et moins bons aspects que cela représente), un grand MERCI Lucile…je t'aime.

Merci également à ma mère et ma belle-famille pour l'éternel soutien qu'ils représentent et dernièrement (ou cela ne finira jamais) à tous mes amis : Pierre, Jérôme et les partenaires du BCD…

Table des matières

Remerciements

Table des matières

Table des figures, liste des tableaux et nomenclature

Introduction générale

Chapitre 1 : Fabrication d'un tube sans soudure 5

1-1 La fabrication d'un tube sans soudure 6

Le procédé d'obtention des billettes 6

Le cycle de chauffe 7

La mise en forme du tube 13

1-2 La défectologie associée 14

Au procédé de coulée 14

Au cycle de chauffe 16

Au procédé de mise en forme 18

1-3 Les nuances ciblées 20

Le mode de sélection 20

Présentation globale des nuances sélectionnées 23

Les éléments chimiques influents 29

1-4 Conclusions 31

Chapitre 2 : Identification des mécanismes thermomécaniques lors de la chauffe 38

2-1 Caractérisation d'une billette de coulée continue 39

Etude de la santé axiale 39

Caractérisation expérimentale de la rhéologie des nuances 42

2-2 Développement d'un modèle thermomécanique 54

Mise en données du modèle thermique 54

Résultats thermiques et conclusions 57

Implémentation mécanique 59
Résultats thermomécaniques 64
Conclusions 70

Chapitre 3 : Définition des propriétés de rupture des nuances sélectionnées 74
3-1 Mécanique de la rupture, moyens et critères associés 75
Les modes de rupture associés aux matériaux métalliques 75
Méthodes et moyens expérimentaux d'analyse 79
3-2 Identification des propriétés de rupture 88
Conception du banc d'essai 88
Résultats 24CrMo4 92
Résultats 13%Cr 96
3-3 Conclusions 101

Chapitre 4 : Simulation de la dégradation des billettes lors de la chauffe 115
4-1 Etat de l'art de la prise en compte des singularités 116
Les méthodes basées sur la MeF 116
Les méthodes dites Non-MeF 118
Les méthodes basées sur la partition de l'unité 118
Choix de la Méthodes des éléments finis enrichis (X-FeM) 120
4-2 Identification d'un critère à partir des essais de rupture 123
Les critères X-FeM sous Abaqus 123
Mise en place d'un modèle numérique de l'essai 128
Résultats 130
Bilan 132
4-3 Résultats sur le modèle du cycle de chauffe 133
Mise en données 133
Simulation numérique des différentes anomalies métallurgiques 135
Résultats sans propagation 136
Résultats avec propagation 138
4-4 Conclusions 142

Chapitre 5 : Conclusions & perspectives 149
Conclusions 150
Perspectives 153

Annexes **157**

A Résultats des essais de traction 157

B Lois de comportement identifiées 184

C Résultats des essais de pré-fissuration 212

D Subroutine de couplage GTN + X-FeM 217

Table des figures

Chapitre I

		Page
1-1	Schéma de principe d'une coulée continue.	6
1-2	Photo et schéma de principe d'un four à sole tournante.	8
1-3	Schématisation d'une demi-section de billette du modèle VRA, dimensions en millimètres.	10
1-4	Principe des cordes croisées de Hottel.	11
1-5	Plan d'usinage d'une billette (Ø220mm) pour instrumentation.	11
1-6	Bilan thermique schématisé d'un four de chauffe.	12
1-7	Schéma 3D et vue de coupe du procédé de laminage perçage.	14
1-8	Section d'une barre avec fissure en étoile à cœur (à gauche). Radiographies (axiale) d'une barre avec présence de crique « radiale » ou « en V » (à droite)	15
1-9	Coupe longitudinale d'un lingot de 65 tonnes et d'une brame de coulée continue [RIV11].	15
1-10	Schéma des phénomènes régissant la solidification des matériaux [LUI05].	16
1-11	Défauts caractéristiques en peau intérieure d'ébauche.	18
1-12	Courbe d'effort de perçage avec trois pics caractéristiques des ID Ring issue du logiciel de gestion de production.	19
1-13	Arrêt de laminage perçage montrant l'ouverture d'un défaut radiale.	19
1-14	Diagrammes d'équilibre des nuances 25CrMo4 et 42CrMo4.	23
1-15	Courbes TRC des aciers 25CrMo4 et 42CrMO4.	24
1-16	Microstructure de l'acier 42CrMo4 après traitement thermique d'après [ABD08].	25
1-17	Diagramme d'équilibre de l'acier 100Cr6.	25
1-18	Courbes TRC de l'acier 100Cr6.	26
1-19	Microstructure de l'acier 100Cr6 après différents traitements thermiques par [PÜT07a].	27
1-20	Diagramme TRC d'un acier inoxydable martensitiques à 13% de chrome.	28
1-21	Diagramme d'équilibre de l'acier inoxydable à 13% de chrome.	28
1-22	Microstructure d'un acier inoxydable à 13%Cr suivant [SON10].	29

Chapitre II

		Page
2-1	Validation des radiographies à partir de macrographies successives.	40
2-2	Plateforme thermomécanique Gleeble 3500 utilisée pour les essais de caractérisation.	42
2-3	Plan des éprouvettes de caractérisation.	43
2-4	Protocole utilisé lors des essais de traction réalisés.	43
2-5	Zones et sens de prélèvement des éprouvettes de caractérisation.	43
2-6	Courbes de ductilité calculées à l'aide du paramètre Z% de la nuance 24CrMo4.	45
2-7	Formule de calcul des déformations et contraintes rationnelles.	47

2-8	Méthode de calcul des énergies à partir des essais de traction.	49
2-9	Courbes des énergies de déformation calculées en fonction de la température.	49
2-10	Paramètres E% et Z% calculé à partir de la campagne d'essais sur le 24CrMo4.	50
2-11	Comparaison des données thermo physiques	54
2-12	Schématisation des modes de rayonnement du code Abaqus.	55
2-13	Points de mesure et de comparaison des températures.	57
2-14	Comparaison des courbes de chauffes entres le modèle VRA, le nouveau modèle et le cycle sur une billette Ø220mm	58
2-15	Comparaison des hétérogénéités obtenues par les deux modèles avec les mesures sur Ø220mm.	58
2-16	Comparaison des résultats du nouveau modèle avec les mesures in-situ de la tuberie d'Aulnoye-Aymeries sur une billette de Ø406mm.	59
2-17	Module d'Young et coefficient de dilatation thermique utilisés pour les simulations numériques.	60
2-18	Evolution de la limite d'élasticité (Re) et de la contrainte limite à la rupture (Rm) en fonction de la température.	61
2-19	Comparaison du modèle Power-Law identifié avec les courbes expérimentale.	62
2-20	Courbes erreur moyenne par température et écart-type de cette erreur pour les sept modèles de loi de comportement identifiées.	63
2-21	Localisation des points de comparaison des contraintes et repère cylindrique associé.	65
2-22	Contraintes au sens de Von-Mises en fonction de la déformation plastique équivalente et de la température moyenne de la billette.	65
2-23	Sollicitation mécanique provoquée par un cycle thermique sur une billette de ø406mm.	66
2-24	Résultats de l'étude de sensibilité à la vitesse de chauffe.	68
2-25	Résultats de l'étude de sensibilité au diamètre des billettes.	68
2-26	Identification du gradient thermique admissible pour chaque dimension de billette.	69

Chapitre III

Page

3-1	Les différents modes de rupture associés aux sollicitations subies. Mode « I » d'ouverture à gauche, Mode « II » par cisaillement plan au centre et mode « III » par cisaillement anti-plan à droite.	75
3-2	Contrainte de clivage expérimental mesuré sur éprouvettes de traction lisses [KNO95].	77
3-3	Représentation schématique des trois phases régissant la rupture ductile [MIA95].	78
3-4	Schéma du faciès de rupture d'une éprouvette sollicité dans le domaine de transition [REN98].	79
3-5	Champs de contrainte dans un milieu comportant une fissure par [IRW57].	80
3-6	Représentation schématique du modèle RKR. A faible température à gauche et à haute température à droite.	80
3-7	Méthode de calcul de « J » et « R » à partir d'une courbe expérimentale de chargement.	83
3-8	Essais de compression sur anneaux avec sollicitation thermomécanique [PRA07].	86
3-9	Schéma bilan des différentes géométries d'éprouvettes utilisées dans la littérature pour caractériser la rupture des aciers. Elles ont été regroupées en fonction du mode de rupture et des températures d'applications.	87
3-10	Protocole des essais de rupture isothermes.	89

3-11	Banc d'essais mis au point pour les essais de rupture.	90
3-12	Prélèvement des éprouvettes CT25 pour la caractérisation à la rupture des billettes.	90
3-13	Plan des éprouvettes de caractérisation (a) mode I, b) mode I+II).	91
3-14	Impact de la pré-fissuration sur les résultats des essais de rupture.	92
3-15	Analyse des faciès de rupture du 24CrMo4.	93
3-16	Evolution de la propagation de fissure des échantillons en 24CrMo4 lors des essais de rupture.	94
3-17	Evolution de la propagation de fissure des échantillons en 13%Cr lors des essais de rupture.	98

Chapitre IV

Page

4-1	Principe de la méthode de relâchement de nœuds sur maillage en pointe de fissure.	116
4-2	Modèle des zones cohésives. (a) principe en pointe de fissure sur maillage, (b) Loi de comportement.	117
4-3	Un élément HCE à 9 nœuds pour représenter la pointe de fissure.	117
4-4	Méthode sans maillage. (a) Représentation des nœuds et de leur zone d'influence, (b) Représentation de la fonction de poids avec présence d'une fissure.	118
4-5	Comparaison de méthodes numériques sur les essais de Kalthoff [SON07].	119
4-6	Méthode G-FeM : Méthode de définitions des « handbooks » sur un élément de maillage.	120
4-7	Formulation des champs asymptotiques d'une fissure et de la base d'enrichissement mis en place par [BEL99].	120
4-8	Définition de la géométrie de la fissure à partir du couple de fonction de niveau.	121
4-9	Schéma des deux cas de l'exemple à une dimension.	121
4-10	Degrés de liberté et fonction dite de Heaviside associés à l'exemple à 1 dimension.	121
4-11	Stratégie d'enrichissement des nœuds en deux dimensions.	122
4-12	Représentation et résultats des enrichissements topologiques et géométriques de la base éléments finis.	122
4-13	Formulation du couplage endommagement/rupture du modèle TLS et exemple de résultats [BER12].	123
4-14	Courbes traction-séparation pour un adoucissement linéaire, exponentiel et tabulé.	124
4-15	Principe de l'évolution d'endommagement en mode mixte.	125
4-16	Cas test des critères de rupture X-FeM sous Abaqus.	126
4-17	Sensibilité des critères MAXPS et MAXPE.	127
4-18	Sensibilité au déplacement et à l'énergie de rupture critique de l'évolution d'endommagement.	127
4-19	Sensibilité au paramètre d'adoucissement exponentiel.	128
4-20	Simulation numérique X-FeM, 3D et 2D de l'essai sur éprouvette CT.	129
4-21	Impact de la taille de maille sur la réponse en effort fonction du déplacement mesuré par l'extensomètre.	129
4-22	Formule de la contrainte de rupture suivant Griffith (σ_f) et méthode de calcul de l'énergie de rupture (G_f).	130
4-23	Résultat thermique et mécanique des modèles thermomécaniques et X-FeM, mesure relevées aux points #1, #2 et #4.	134
4-24	Modèle éléments finis avec modélisation d'une singularité (fissure radiale) composé de 300000 éléments.	134

4-25	Orientation des anomalies simulées : a) 0° horizontale, b) 45° et c) 90° verticale.	136
4-26	Impact de l'orientation et de la longueur d'une anomalie métallurgique (fissure axiale) sur les contraintes principales.	137
4-27	Impact du nombre de fissure axiale sur l'augmentation de contraintes principales.	137
4-28	Bilan de l'impact des défauts sur les contraintes cylindriques principales.	138
4-29	Propagation de fissure lors du cycle de chauffe théorique sur une billette Ø370mm.	139
4-30	influence de la vitesse de chauffe sur le risque de propagation. -50% représente la diminution du temps de traitement et donc l'augmentation de la cadence de fabrication.	140
4-31	Sollicitation mécanique et propagation de défauts d'une billette en 24CrMo4 préchauffées à 100°C subissant un cycle thermique théorique.	141

Chapitre V

Page

5-1	Dispositif de pré-fissuration d'éprouvette sous sollicitation en mode mixte.	153
5-2	Comparaison des résultats en termes de proportion de vides sur un cas test entre la Subroutine (a) et le modèle standard (b).	155

Liste des tableaux

Chapitre I

		Page
1-1	Les différents types de fours de réchauffage existants dans le domaine de la sidérurgie.	7
1-2	Les différents types de brûleurs existants.	8
1-3	Formulation de calcul des flux de rayonnement et de convection dans le modèle VRA.	10
1-4	Procédés de mise en forme à chaud existants dans le groupe Vallourec	13
1-5	Analyse de l'apparition de fissures externes en sortie de réchauffage.	17
1-6	Impact du gradient thermique en fonction de la santé axiale initiale suivant [YUA08].	17
1-7	Panel des nuances recensées.	21
1-8	Panel des dimensions de billettes recensées	21
1-9	Base de données regroupant les informations données dans les rapports.	22
1-10	Composition des nuances sélectionnées en pourcentage massique.	23

Chapitre II

		Page
2-1	Indices développés au VRA pour la caractérisation de la santé axiale de billette.	39
2-2	Examens métallurgiques des nuances sélectionnées.	41
2-3	Courbes effort/déplacement pour la campagne d'essai sur la nuance 24CrMo4.	45
2-4	Courbes contrainte/déformation pour les essais sur la nuance 24CrMo4.	47
2-5	Faciès de rupture des nuances sélectionnées après essais de traction à différentes températures.	52
2-6	Critère de ductilité Z% et E% pour chaque nuance sélectionnée.	53
2-7	Formulation de chaque mode de rayonnement disponible.	56
2-8	Formulation de la convection utilisée dans le code Delphi et Abaqus.	56
2-9	Etude comparative des maillages réalisés.	57
2-10	Géométries considérées des différents modèles numériques utilisés.	59
2-11	Modeles de la loi de comportement identifiés pour chaque nuance.	61
2-12	Paramètres des sept modèles de loi de comportement identifiés.	63
2-13	Champs de vitesse de déformation à chaque position de la billette (Ø220mm) lors du passage au point de transformation.	64
2-14	Etat de contrainte caractéristique d'une billette lors d'un cycle de chauffe.	67

Chapitre III

		Page
3-1	Regroupement de différentes sources bibliographiques proposant un modèle de rupture basée sur l'approche locale.	85
3-2	Faciès de rupture des échantillons CT en 24CrMo4.	93
3-3	Courbes effort-déplacement des essais sur nuances 24CrMo4.	95
3-4	Valeurs de K_{1C} et G_{1C} pour les échantillons en 24crMo4 identifiées en fonction de la température.	96

3-5	Faciès de rupture des échantillons CT en 13%Cr en mode I (Un seul faciès par éprouvette représenté).	97
3-6	Faciès de rupture des échantillons CT en 13%Cr en mode I+II (Un seul faciès par éprouvette représenté).	98
3-7	Courbes effort-déplacement des essais sur nuances 13%Cr.	99
3-8	Valeurs de K_{1C} et G_{1C} pour les échantillons en 13%Cr identifiées en fonction de la température.	100

Chapitre IV

Page

4-1	Critères de rupture basés sur les lois « traction-séparation » disponibles dans Abaqus.	124
4-2	Formulation liées à l'adoucissement de l'évolution d'endommagement.	125
4-3	Critères de rupture en mode mixte.	126
4-4	Confrontation du critère avec les résultats expérimentaux sur le 24CrMo4.	131
4-5	Confrontation du critère avec les résultats expérimentaux sur le 13%Cr.	132
4-6	Valeur des paramètres du critère de rupture utilisé.	133
4-7	Equivalent en X-FeM sur une billette de ø220mm, des anomalies métallurgiques identifiées lors de l'analyse de santé axiale.	135

Nomenclature

Chapitre 1

Symboles grecs

ϵ_b	Emissivité de la billette (1)
ϵ_s	Emissivité de la sole (1)
ϵ_v	Emissivité de la voûte (1)
θ_{air}	Température de l'air (°C)
θb	Température de la barre dans la zone élémentaire (°C)
θf	Température des fumées (°C)
θ_{four}	Température de l'enceinte du four (°C)
θp	Température moyenne du produit (°C)
θs	Température de la Sole (°C)
θv	Température de la voute (°C)

Symboles latins

Cp_f	Chaleur spécifique des fumées ($J.Kg^{-1}.K^{-1}$)
C_{lf}	Chaleur latente des fumées ($J.Kg^{-1}$)
C_{sb}	Constante de Stephan-Boltzmann ($J.s^{-1}.m^{-2}.K^{-4}$)
C_{Tth}	Chaleur du traitement thermique ($J.Kg^{-1}$)
Ff_{v-6}	Facteur de forme entre la voute et la zone 6 (1)
Ff_{v-7}	Facteur de forme entre la voute et la zone 7 (1)
Ff_{s-5}	Facteur de forme entre la sole et la zone 5 (1)
Ff_{s-6}	Facteur de forme entre la sole et la zone 6 (1)
H_5	Coefficient de convection entre les fumées et la zone 5 ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
H_6	Coefficient de convection entre les fumées et la zone 6 ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
H_7	Coefficient de convection entre les fumées et la zone 7 ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
H_p	Coefficient de convection entre l'air et les parois du four ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
L_{ad}	Longueur de la Corde ad (m)
L_{cf}	Longueur de la Corde cf (m)
L_{abc}	Longueur de la Corde abc (m)
L_{def}	Longueur de la Corde def (m)
M_b	Masse totale des billettes (kg)
$\dot{m}_f$	Débit massique des fumées ($kg.s^{-1}$)
$\dot{m}_{air}$	Débit massique d'air infiltré ($kg.s^{-1}$)
q_5	Flux de chaleur de la zone 5 ($W.m^{-2}$)
q_6	Flux de chaleur de la zone 6 ($W.m^{-2}$)
q_7	Flux de chaleur de la zone 7 ($W.m^{-2}$)
Q_{Air}	Quantité de chaleur perdue par les infiltrations d'air ($J.s^{-1}$)
Q_{LPf}	Quantité de chaleur perdue dans les fumées ($J.s^{-1}$)
Q_{Pp}	Quantité de chaleur perdue par les parois ($J.s^{-1}$)

Q_{Pf}	Quantité de chaleur perdue dans les fumées (J.s^{-1})
Q_{Tth}	Quantité de chaleur perdue par le traitement thermique (J.s^{-1})
S_b	Section de la billette (m²)
S_p	Section totale des parois du four (m²)

Chapitre 2

Symboles grecs

α	Paramètre du modèle de Ramberg-Osgood (1)
β	Paramètre thermique du modèle de Norton-Hoff (°C)
ΔL	Variation de longueur (m)
ε	Déformation rationnelle (1)
ϵ_i	Emissivité (1)
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation (s^{-1})
$\dot{\varepsilon}_0$	Vitesse de déformation référence (s^{-1})
ν	Paramètre de sensibilité à la température (1)
σ	Contrainte rationnelle (Pa)
σ_s	Contrainte seuil (Pa)
σ_y	Contrainte calculée par les modèles de lois de comportement (Pa)
σ_{y0}	Limite d'élasticité (Pa)
θ_0	Température de référence plage basse (°C)
θ	Température (°C)
θ_b	Température de la barre (°C)
θ_{eq}	Température équivalente (°C)
θf	Température des fumées (°C)
θ_i	Température de l'élément i (°C)
θ_j	Température de l'élément j (°C)
θ_m	Température de référence plage haute (°C)
θ^Z	Température de la zone rayonnante (°C)

Symboles latins

A	Saut de contrainte par recristallisation (Pa)
b	Paramètre d'écrouissage pendant recristallisation par [LUR08] (1)
C	Paramètre de viscosité du modèle Johnson-Cook (1)
C_{sb}	Constante de Stephan-Boltzmann ($J.s^{-1}.m^{-2}.K^{-4}$)
D_0	Diamètre initial des éprouvettes de traction (m)
E%	Critère de ductilité énergétique (1)
E	Module d'Young (Pa)
$E_{Rupture}$	Energie de striction et de rupture (J)
E_{Totale}	Energie totale de déformation (J)
F	Force (N)
Ff_{ij}	Facteur de forme entre les éléments i et j (1)
h	Coefficient d'échange convectif ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
K	Consistance des modèles de loi de comportement (Pa)
L_0	Longueur initiale des éprouvettes de traction (m)
m_1	Paramètre de température du modèle Hansel-Spittel (1)
m_4	Paramètre de recristallisation du modèle Hansel-Spittel (Pa)
m	Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation(1)
n	Coefficient d'écrouissage (1)

$q_i{}^c$	Flux de chaleur de rayonnement calculé en cavité ($W.m^{-2}$)
$q_i{}^{conv}$	Flux de chaleur par convection ($W.m^{-2}$)
$q_i{}^s$	Flux de chaleur de rayonnement calculé en surface ($W.m^{-2}$)
S_i	Section considérée (m²)
Z%	Critère de ductilité géométrique (1)

Chapitre 3

Symboles grecs

α	Coefficient fonction de la forme de microfissure (1)
δ_c	Déplacement d'ouverture du front de fissure (mm)
Φ	Potentiel de contrainte de [GUR77] (1)
ν	Coefficient de Poisson (1)
η	Paramètre reliant la valeur d'intégrale J à l'aire sous la courbe (1)
σ_0	Limite d'élasticité (Pa)
σ_c	Contrainte de clivage (Pa)
σ_{eq}	Contrainte équivalente au sens de Von-Mises (Pa)
σ_m	Contrainte effective (Pa)
σ_u	Contrainte de normalisation (Pa)
σ_{xx}	Contrainte normale 1 dans le repère (x,y,z) (Pa)
σ_{yy}	Contrainte normale 2 dans le repère (x,y,z) (Pa)
σ_{zz}	Contrainte normale 3 dans le repère (x,y,z) (Pa)
θ	Température (°C)
ϑ	Angle de la sollicitation (°)

Symboles latins

a	Distance entre l'axe de chargement et le front de fissure (m)
a_c	Demi-longueur critique d'un site de clivage (m)
A	Aire de la fissure (m²)
b	Distance inter-réticulaire (m)
B_0	Paramètre de normalisation de l'épaisseur (m)
B	Epaisseur d'une éprouvette CT (m)
C	Constante du modèle de [WAN95] (1)
C_m	Facteur numérique (1)
D	Paramètre d'endommagement (1)
E	Module d'Young (Pa)
E_{diss}	Energie dissipée (J)
Es	Energie de surface (J)
Es_{eff}	Energie de surface effective (J)
E_{el}	Energie nécessaire à la déformation élastique (J)
E_j	Energie disponible aux joints de grains (J)
E_{pl}	Energie nécessaire à la déformation plastique (J)
E_{sc}	Energie d'un plan de clivage (J)
E_{si}	Energie relative aux joints de grains (J)
E_{totale}	Energie totale (J)
f^*	Fraction volumique de vide (1)
G_{1C}	Taux de restitution critique ($J.m^{-2}$)
k	Constante du modèle de [WAN95] (1)
$K_{0(\theta)}$	Paramètre de normalisation de la ténacité ($\mathrm{MPa}.\sqrt{\mathrm{m}}$)
K_I	Facteur d'intensité de contrainte ($\mathrm{MPa}.\sqrt{\mathrm{m}}$)

K_{1C}	Facteur d'intensité de contrainte critique (MPa.$\sqrt{\text{m}}$)
K_{min}	Ténacité minimale à l'apparition du clivage (MPa.$\sqrt{\text{m}}$)
m_W	Module de Weibull (1)
P_{crit}	Charge critique (N)
P_r	Probabilité de rupture (1)
q_1, q_2	Paramètres du modèle de Gurson introduis par [TVE81] (1)
r	Distance par rapport au front de fissure (m)
r_c	Rayon critique du front de fissure (mm)
T_{stress}	Taux de triaxialité des contraintes (1)
V_0	Volume élémentaire (m^3)
W	Longueur d'une éprouvette CT (m)

Chapitre 4

Symboles grecs

α	Paramètre d'adoucissement exponentiel d'endommagement (1)
δ_m^f	Déplacement d'ouverture de fissure correspondant à la rupture totale (m)
δ_m^{max}	Déplacement d'ouverture de fissure maximale (m)
δ_m^o	Déplacement d'ouverture de fissure critique (m)
ε_{max}	Déformation principale maximale (1)
ε_{max}^0	Déformation maximale critique (1)
ε_n^0	Déformation nominale de traction critique (1)
ε_s^0	Déformation nominale de cisaillement critique en sens 1 (1)
ε_t^0	Déformation nominale de cisaillement critique en sens 2 (1)
ε_n	Déformation nominale de traction (1)
ε_s	Déformation nominale de cisaillement en sens 1 (1)
ε_t	Déformation nominale de cisaillement en sens 2 (1)
ϕ	Première fonction de niveau (1)
μ	Coefficient de Lamé (1)
ν	Coefficient de Poisson (1)
Ω	Domaine
ψ	Deuxième fonction de niveau (1)
σ_f	Energie de rupture fragile selon Griffith (Pa)
σ_{max}	Contrainte principale maximale (Pa)
σ_{max}^0	Contrainte maximale critique (Pa)
ϑ	Angle de la sollicitation (°)
τ_n^0	Contrainte nominale de traction critique (Pa)
τ_s^0	Contrainte nominale de cisaillement critique en sens 1 (Pa)
τ_t^0	Contrainte nominale de cisaillement critique en sens 2 (Pa)
τ_n	Contrainte nominale de traction (Pa)
τ_s	Contrainte nominale de cisaillement en sens 1 (Pa)
τ_t	Contrainte nominale de cisaillement en sens 2 (Pa)

Symboles latins

a	Longueur de la fissure (m)
D	Variable d'endommagement (1)
E	Module d'Young (Pa)
$F_j(\underline{x})$	Fonction des champs asymptotiques de Westergaard (1)

G_{1C}	Taux de restitution critique (J/m²)
G_f	Energie de rupture par unité de surface expérimentale (N/m)
G_I	Energie de rupture par unité de surface direction 1 (N/m)
G_{II}	Energie de rupture par unité de surface direction 2 (N/m)
G_{III}	Energie de rupture par unité de surface direction 3 (N/m)
G_{IC}	Energie de rupture critique par unité de surface direction 1 (N/m)
G_{IIC}	Energie de rupture critique par unité de surface direction 2 (N/m)
G_{IIIC}	Energie de rupture critique par unité de surface direction 3 (N/m)
G_{equiv}	Energie de rupture par unité de surface équivalente (N/m)
G_{equivC}	Energie de rupture critique par unité de surface équivalente (N/m)
$H(\underline{x})$	Fonction de Heavyside (1)
K_I	Facteur d'intensité de contrainte direction 1 ($\mathrm{MPa}.\sqrt{\mathrm{m}}$)
K_{II}	Facteur d'intensité de contrainte direction 2 ($\mathrm{MPa}.\sqrt{\mathrm{m}}$)
K_{III}	Facteur d'intensité de contrainte direction 3 ($\mathrm{MPa}.\sqrt{\mathrm{m}}$)
N_i	Fonction de forme au nœud « i »
n	Paramètre des lois BK et Reeder d'endommagement en mode mixte (1)
p_1, p_2, p_3	Paramètres de la loi puissance d'endommagement en mode mixte (1)
$q_i = \begin{cases} u_i \\ a_i \\ b_{i,k} \end{cases}$	Ensemble des inconnues au nœud « i »
r	Distance par rapport au front de fissure (m)
S_f	Section de rupture expérimentale (m²)
u_1	Déplacement direction 1 (m)
u_2	Déplacement direction 2 (m)
u_3	Déplacement direction 3 (m)
W_f	Travail expérimental lors des essais de rupture (N.m)
$\underline{x}$	Vecteur des coordonnées spatiales

Introduction générale

Contexte général

Le Groupe Vallourec & Mannesmann est le leader mondial dans la fabrication des tubes sans soudure. Les produits fabriqués sont principalement dédiés aux industries pétrolières et gazières mais également aux installations énergétiques (Centrale nucléaire et chaudière industrielle). Dans un contexte économique plus difficile que jamais, la qualité et la productivité sont les clés de la compétitivité d'une entreprise. Pour atteindre ces objectifs, tous les procédés de fabrication sont scrupuleusement étudiés et optimisés.

Le centre de recherche Vallourec (VRA) basé à Aulnoye-Aymeries est un élément moteur d'innovations du groupe Vallourec & Mannesmann. Il a pour rôle d'interagir avec les différents sites de fabrication, dans le but de fournir des moyens d'expertise permettant un contrôle précis des procédés de fabrication, et de proposer des innovations afin d'améliorer la productivité. Les contrôles et innovations proposés par le centre de recherche peuvent concerner l'ensemble des éléments de la chaîne de fabrication.

Ces travaux de thèse s'inscrivent dans une optique de maîtrise des procédés de fabrication afin d'améliorer la productivité des sites industriels. Ils consistent en l'étude de sensibilité des billettes au gradient thermique lors des opérations de réchauffage. Le champ d'application est évidemment très vaste puisqu'il s'articule autour du procédé de réchauffage commun à toutes les industries officiant dans le domaine des hautes températures. En interne, le service « Thermal Process » du VRA réalise depuis de nombreuses années le suivi de fonctionnement des installations du groupe Vallourec, ses connaissances et moyens d'études sont des atouts pour la réalisation de ce projet.

Le procédé de chauffage des billettes nécessite des besoins énergétiques considérables, il est donc régulièrement réexaminé afin d'optimiser son rendement. Le réchauffage étant au centre de la chaîne de fabrication, son analyse globale implique un regard sur les processus associés. Pour cette raison, les problèmes associés aux procédés de coulée-continue et du laminage-perçage seront exposés. En plus des problèmes liés aux procédés eux-mêmes, la défectologie associée à chacun d'eux sera également détaillée.

Depuis de nombreuses années, le laboratoire TEMPO EA4542 développe un ensemble de simulateurs numériques et expérimentaux permettant d'optimiser les processus d'obtention et de mise en forme des matériaux, notamment les procédés de coulée-continue et de laminage-perçage. Leurs expertises dans ces domaines sont des avantages non négligeables pour mener à bien ce travail de recherche.

Objectifs industriels et scientifiques

Dans le cadre des opérations de perçage, les billettes en acier subissent un réchauffage de la température ambiante à une température comprise entre 1200°C et 1300°C qui leur confère une aptitude à la déformation à chaud. Cette opération de réchauffage fait intervenir des phénomènes thermiques, thermomécaniques et métallurgiques couplés. Au cours de ce réchauffage, le gradient de température présent dans les billettes peut entraîner l'évolution d'anomalies métallurgiques (fissures, porosités) pouvant être à l'origine de défauts majeurs sur la face interne du tube formé (appelée peau intérieure).

Dans la littérature, la problématique de défectologie associée au four de chauffe est peu abordée. Il y a énormément de documents traitant de l'optimisation de la consommation des fours mais l'analyse des sollicitations thermomécaniques appliqués au produit et des mécanismes associés est rare. L'objectif industriel de l'étude est, au travers d'une meilleure compréhension des phénomènes physiques liés à la chauffe, d'optimiser les courbes de chauffe afin de diminuer la défectologie associée et donc garantir une meilleure rentabilité. Par la compréhension des phénomènes d'endommagement thermiques en pente montante, l'objectif scientifique est de mettre en place une méthodologie d'analyse et d'identifier un critère de rupture thermomécanique tenant compte du gradient thermique.

Démarche & Articulation du mémoire

Le premier chapitre de ce mémoire de thèse présente le contexte de l'étude avec premièrement les grandes étapes de la chaine de fabrication d'un tube sans soudure, les moyens d'obtention des billettes, les technologies de chauffe puis les moyens de mise en forme. En deuxième partie, la défectologie associée à ces différents procédés de fabrication et les axes de recherche abordés dans la littérature seront détaillés. En dernière partie, les nuances étudiées seront présentées, les raisons de cette sélection et les principales thématiques de recherche associées seront exposées. Ce chapitre définira l'étendue du projet et surtout les couples processus/nuances critiques garantissant la pertinence de la démarche.

Le deuxième chapitre est consacré à l'identification des mécanismes thermomécaniques induits par le chauffage. Une méthodologie d'analyse basée sur une interaction entre simulations numériques et caractérisation expérimentale sera présentée en deux temps. D'abord le concept de santé axiale sera introduit à partir d'examens métallurgiques réalisés sur des prélèvements en sortie de coulée-continue, d'échantillons de nuances ciblées. Cette santé axiale est représentative de l'état initial des produits à chauffer (microstructure et les anomalies métallurgiques). Les essais de traction permettront de conclure au niveau des modes de rupture et de la ductilité des nuances en fonction de la température. Les simulations numériques du chauffage s'appuyant sur les modèles thermiques existants au centre de recherche et sur les lois de comportement identifiées à partir des essais de caractérisation, permettront d'identifier les sollicitations induites par la chauffe. Enfin, l'état de sollicitation mécanique associé à la sollicitation thermique sera représenté à partir de modèles numériques du réchauffage existants au centre de recherche et de modèles développés lors de ce travail.

Le chapitre trois présente l'identification d'un critère de rupture à partir de la conception d'un banc d'essais spécifique. Pour cela une étude bibliographique des possibilités en termes de moyens expérimentaux et d'identification de critère de rupture est effectuée. Cette recherche se concentrant sur la mécanique de la rupture et est conforme avec les anomalies et la sollicitation mécanique identifiées en chapitre 2. Une présentation du banc d'essais spécialement conçus pour notre problématique sera faite et les résultats associés analysés.

Le chapitre quatre est consacré à la méthodologie numérique de prise en compte dans le modèle du cycle de chauffe, des anomalies métallurgiques identifiées en chapitre 2. L'état de l'art de la prise en compte en simulation numérique des singularités sera exposé avec le formalisme et les principes d'utilisation de la méthode choisie : la X-FeM. Un critère adapté à cette méthode et identifié à partir des essais du chapitre 3 permettra ensuite de conclure quant à la criticité des anomalies elles-mêmes et des courbes de chauffe simulées. Les conclusions propres tiennent compte du type, des dimensions et des orientations des anomalies.

Le dernier chapitre permettra de faire la synthèse des résultats présentés dans les précédents chapitres, notamment sur l'optimisation des courbes de chauffe à l'aide de la méthodologie mise en place. Des perspectives seront proposées pour améliorer les résultats avec une extension des fondements de notre étude et un possible couplage de procédés, le perfectionnement de l'essai spécifique de rupture permettant de définir avec plus d'efficacité différents critères et l'augmentation des performances et donc de la précision des modèles numériques utilisés.

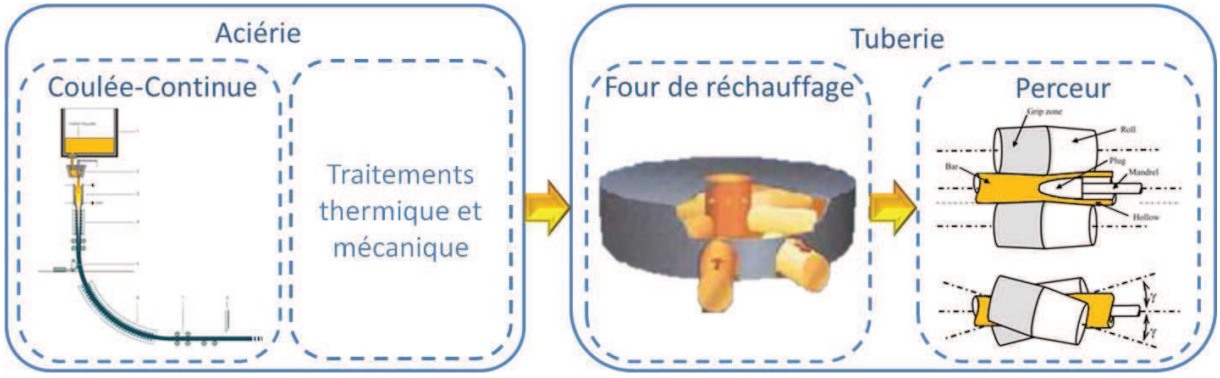
Chapitre 1 La fabrication d'un tube sans soudure

1-1 La fabrication d'un tube sans soudure.

1-2 La défectologie associée.

1-3 Les nuances ciblées.

1-4 Conclusions.



Résumé :

Le but du premier chapitre est de présenter le contexte de l'étude et les choix effectués en début de projet. L'augmentation de la productivité de la fabrication d'un tube sans soudure et l'optimisation du cycle de chauffage passe par l'analyse des principaux procédés de la chaîne de production. Les axes de recherches associés à ces procédés et à la défectologie qu'ils engendrent permettent de cibler les plus critiques. Une sélection des nuances considérées comme sensibles permet de définir les couples processus/nuances critiques.

1-1 La fabrication d'un tube sans soudure.

Le procédé d'obtention des billettes.

Dans la sidérurgie, on distingue deux grandes voies d'obtention des produits. La voie en lingots plus ancienne permettant d'obtenir des pièces massives et la voie continue plus récente datant du milieu du XIX^{ème} siècle. Dans le groupe Vallourec, ces deux voies sont présentes sur les différents sites de production.

La coulée en lingots est une technique traditionnelle. L'acier est coulé puis solidifié dans des lingotières classiquement réalisées en fonte servant de moules. Après démoulage, les lingots sont généralement traités thermiquement ou réchauffés pour être transformés en demi-produits. Ce procédé nécessitant de nombreuses manipulations, il est de moins en moins utilisé dans le groupe avec l'essor de la voie continue.

La coulée continue (figure 1-1) est le procédé le plus utilisé. Il offre de nombreux avantages : une meilleure cadence de production, une économie d'énergie et de main d'œuvre, et la réduction ou l'élimination de certains défauts tels que les retassures.

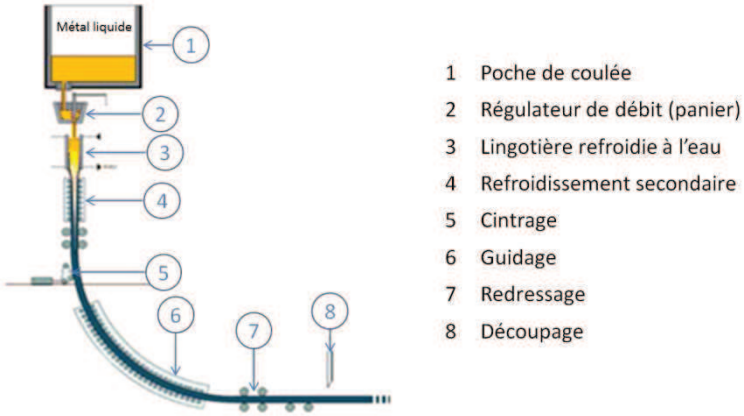


Figure 1-1 : Schéma de principe d'une coulée continue.

Le but de la voie continue est de couler sans interruption de l'acier à partir d'une lingotière ouverte. Le refroidissement des surfaces extérieures de l'acier permet de créer une enveloppe solide servant de contenant au métal liquide. Il existe deux types de coulée continue : la courbe et la rotative.

En 2008 le groupe Vallourec a fait l'acquisition d'une coulée continue courbe dans l'optique de remplacer la coulée continue rotative traditionnellement utilisée. Le remplacement du dispositif de coulée a entraîné un ajustement des paramètres de fabrication à de nombreuses étapes.

Ce procédé a fait l'objet de nombreuses publications tant sur la caractérisation du procédé et des nuances obtenues [REV97] et [CER07] que sur la modélisation des phénomènes thermomécaniques et métallurgiques engendrés [COS04].

Depuis de nombreuses années, le laboratoire TEMPO développe un ensemble de simulateurs numériques et expérimentaux permettant d'optimiser les procédés de mise en forme des matériaux. Ces simulateurs permettent entre autres de caractériser les matériaux dans des configurations représentatives des cas industriels, comme le banc de fusion développé par P. Liebart [LIE91] et exploité par T. Revaux [REV97] et O. Péniguet [PEN08].

Les technologies existantes.

Les capacités de déformation des métaux et plus particulièrement des aciers sont meilleures à hautes températures. Industriellement pour atteindre les températures souhaitées, il est nécessaire de posséder des installations spécifiques : les fours de réchauffage.

En fonction des secteurs d'application, il existe différentes géométries de produit à réchauffer : Les blocks, les brames, les billettes ou encore des géométries plus spécifiques comme les poutres en « I ». Ce projet traite des billettes cylindriques de plusieurs mètres de longueur et de diamètre de l'ordre de 0,5m.

Il existe deux grandes catégories de fours de chauffe, les fours discontinus adaptés aux petites séries, ils permettent de traiter une grande diversité de produit simultanément, et les fours continus qui permettent de chauffer économiquement de grandes séries mais qui ne possèdent pas la même flexibilité d'utilisation. Ces deux types de fours sont regroupés dans le tableau 1-1.

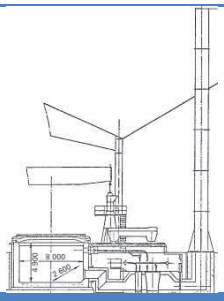
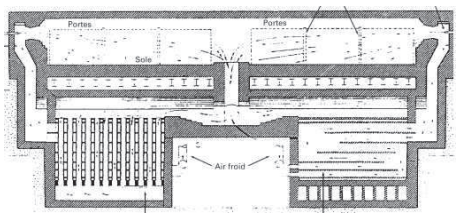
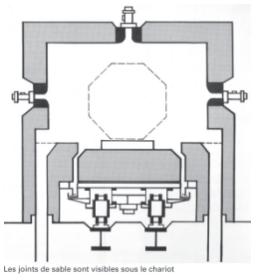
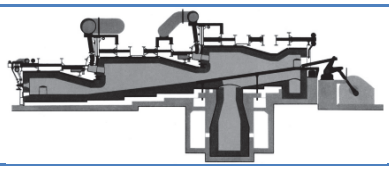
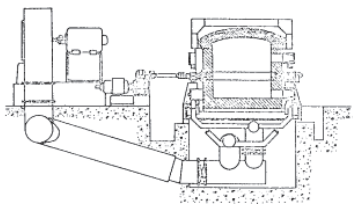
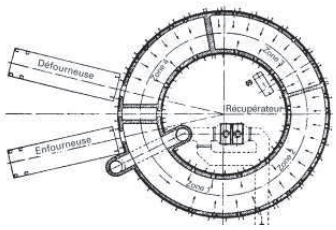
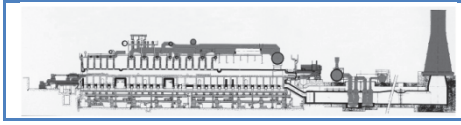
Fours discontinus		
Pit	Dormant	A sole mobile
		
Fours continus		
Poussant	A rouleaux	A sole tournante
		
A longerons		
		

Tableau 1-1 : Les différents types de fours de réchauffage existants dans le domaine de la sidérurgie.

La plupart de ces types de fours sont disponibles dans le groupe Vallourec, mais le four à sole tournante est le plus utilisé. Les études présentées dans ce mémoire sont adaptées à cette technologie de four. Une photo est disponible en figure 1-2. Le four à sole tournante est composé de la voûte, la sole, les parois et les brûleurs.

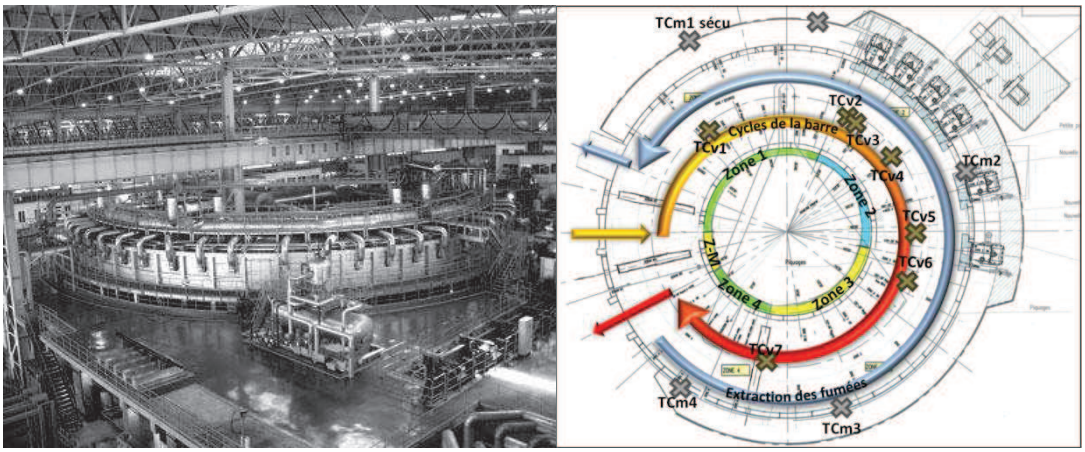


Figure 1-2 : photo et schéma de principe d'un four à sole tournante.

Ce type de four est constitué d'une sole « annulaire » tournante entre deux murs concentriques, reliés par une voûte suspendue ou cintrée. La mise en rotation de la sole est réalisée par un système de pignons dentés. L'étanchéité avec le sol est réalisée à l'aide de joints hydrauliques ou en sable. Les zones d'enfournement et de défournement sont délimitées par des murs suspendus appelés écran.

Les brûleurs sont installés en voûte ou dans les parois. Il en existe différents types développés au cours de ces dernières années (Tableau 1-2). Les brûleurs de voûte aussi appelés brûleurs à flamme plate ont été développés pour améliorer l'homogénéité de la température de la voûte et ainsi diminuer l'hétérogénéité de température dans la billette. Ils sont cependant moins flexibles et une chauffe simultanée des produits de dimensions différentes entraine une diminution significative de la qualité de chauffage. Ce type de brûleur favorise de plus, de par sa conception l'apparition de polluants. Ils sont donc de moins en moins utilisés.

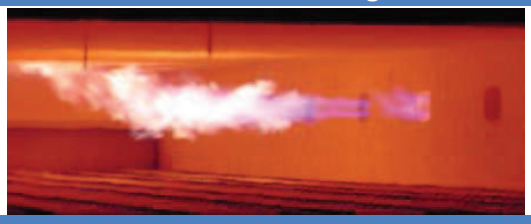
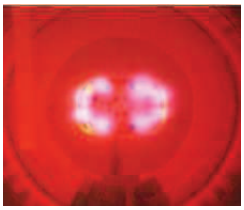
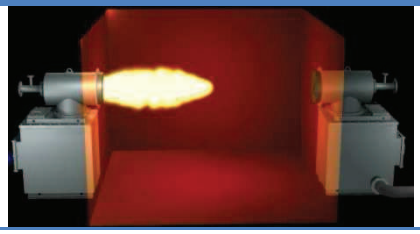
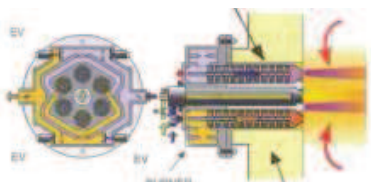
Brûleur en voute	Brûleur à flamme longues	
		
Brûleur à modulation de flamme	**Brûleur régénératif**	**Brûleur autorégénératif**
		

Tableau 1-2 : Les différents types de brûleurs existants.

Les brûleurs en parois les plus simples sont les brûleurs à flamme longue, ils sont robustes mais tendent à disparaître car ils possèdent les mêmes inconvénients que les bruleurs de voute. Ensuite, il existe les brûleurs à modulation de flamme, ils sont similaires aux brûleurs à flamme longues mais ils possèdent deux arrivées d'air indépendantes qui leur confèrent une plus grande

flexibilité d'utilisation. Il existe enfin les brûleurs régénératifs ou autorégénératifs. Ils sont utilisés dans le domaine de la verrerie depuis de nombreuses années et sont de plus en plus utilisés dans la sidérurgie car c'est une des technologies qui augmente le plus significativement les performances, plusieurs fours à sole tournante de groupe Vallourec en sont d'ailleurs équipés.

Tous ces types de brûleurs sont représentés dans les fours de réchauffage analysés lors de ces travaux de recherche.

La gestion des fours.

Le four de réchauffage étant un passage obligé dans la fabrication des tubes, il nécessite des moyens de contrôle et de conduite très performants. L'hétérogénéité en sortie de four de réchauffage ne doit être que d'une dizaine de degrés pour assurer une mise en forme correcte. Des régulateurs de type PID (pour « proportionnel intégral dérivé ») permettent de maintenir les consignes de températures des différents organes du four. Des programmes de conduite de four appelé « level 2 » permettent de prévenir les aléas de fabrication en redéfinissant les consignes de chauffe après avoir contrôlé l'état thermique du produit à différents intervalles de temps.

La gestion et le contrôle des fours dans la sidérurgie est une problématique couramment abordée dans la littérature, le plus régulièrement par simulation numérique, tels que [ABD06] et [KIM07] qui se sont attachés au développement d'un modèle dynamique d'un four de réchauffage continu. Ces études permettent de prédire l'élévation de température des produits en fonction du flux radiatif, mais aucun regard n'est porté sur le comportement du produit. Certaines simulations permettent de mettre en évidence l'apparition de calamine en fonction des courbes de chauffe, comme [JAN10] mais la sollicitation thermomécanique n'est pas étudiée.

Des modèles thermiques calculant l'évolution de température dans les billettes sont disponibles au centre de recherche Vallourec, ils ont été développés dans le code « Delphi » et sont basés sur le principe des différences finies. Il existe deux modèles de chaque four à sole tournante, un modèle « Offline » et un modèle « Online ». La différence majeure se situe dans la gestion des données d'entrée, le modèle « Offline » s'appuie sur des valeurs théoriques de température de la voûte et des parois, alors que le modèle « Online » utilise les mesures de température relevées par les thermocouples installés sur le four (en voûte, sur les murs ou encore en antenne appelés TCv ou Tcm sur la figure 1-2).

Dans ces modèles thermiques, le rond et la sole sont découpés en zones (figure 1-3). Le nombre de zones dépend des dimensions du produit, plus la billette sera grande plus le nombre de zones sera important pour une meilleure précision. En fonction du four et des hypothèses de modélisations associées, le rayonnement des murs et la convection provoquée par les fumées peuvent être négligés. Dans le cas où le rayonnement des murs est négligé, la billette est représentée par une seule section radiale, ce qui induit un modèle en deux dimensions.

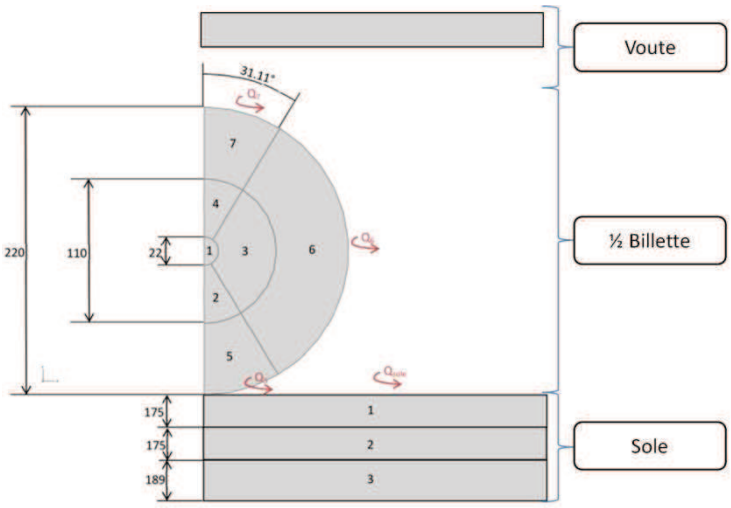


Figure 1-3 : Schématisation d'une demi-section radiale de billette du modèle VRA, dimensions en millimètres.

Les échanges de chaleur avec l'extérieur sont sommés en flux (q), la formulation de ces flux est donnée dans le tableau 1-3. Le principe d'échange par bilan thermique est identique pour les zones internes de la billette. Les émissivités utilisées proviennent du « BISRA » (*British Iron and Steel Research Association*) qui regroupe des données thermo-physiques obtenues expérimentalement pour une grande quantité d'aciers. Le facteur H de convection est également identifié expérimentalement.

Zone	Flux
5	$q_5 = [C_{sb} \times \epsilon_s \times Ff_{s-5} \times S_b \times \epsilon_b \times (\theta s^4 - \theta b^4)] + [H_5 \times (\theta_f - \theta_b)]$
6	$q_6 = [C_{sb} \times \epsilon_s \times Ff_{s-6} \times S_b \times \epsilon_b \times (\theta s^4 - \theta b^4)] + [C_{sb} \times \epsilon_v \times Ff_{v-6} \times S_b \times \epsilon_b \times (Tv^4 - Tb^4)] + [H_6 \times (\theta_f - \theta_b)]$
7	$q_7 = [C_{sb} \times \epsilon_v \times Ff_{v-7} \times S_b \times \epsilon_b \times (Tv^4 - Tb^4)] + [H_7 \times (T_f - T_b)]$
Sole	$q_{sole} = [C_{sb} \times \epsilon_s \times Ff_{5-s} \times S_{sole} \times \epsilon_b \times (\theta b^4 - \theta s^4)] + [C_{sb} \times \epsilon_s \times Ff_{v-s} \times S_{sole} \times \epsilon_v \times (\theta v^4 - \theta s^4)] + [H_5 \times (\theta_f - \theta_s)]$
C_{sb}	Constante de Stephan-Boltzmann (5.669x10^{-8} $\frac{J}{(s.m^2.K^4)}$)
ϵ	Emissivité (Fonction de la zone élémentaire considérée, sans unité).
Ff	Facteur de forme(Fonction de la zone élémentaire considérée, sans unité).
S	Section de la billette (Fonction de la zone élémentaire considérée, en m²).
θ	Température (Fonction de la zone élémentaire considérée, en °C).
H	Coefficient de convection (Fonction de la zone élémentaire considérée, en $\frac{W}{(m^2.K)}$).

Tableau 1-3 : Formulation de calcul des flux de rayonnement et de convection dans le modèle VRA.

Le facteur de forme Ff permet de quantifier l'exposition de la surface chauffée en fonction de la surface rayonnante. Ce facteur peut être identifié de différentes manières. Au centre de recherche il a été choisi de l'identifier par la méthode des cordes croisées de Hottel (Figure 1-4). Le facteur de forme entre deux faces (A_1 et A_2) correspond à la somme des longueurs des deux cordes croisées moins la somme des cordes non croisées.

$$Ff_{A_1-A_2} = \frac{(L_{ad}+L_{cf})-(L_{abc}+L_{def})}{2}$$

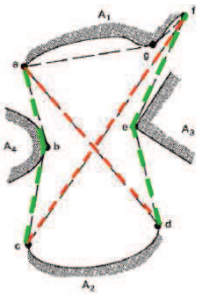


Figure 1-4 : Principe des cordes croisées de Hottel.

Une procédure de validation et de calage de ces modèles a été définie au centre de recherche, elle est basée sur des essais expérimentaux appelés « cycles thermiques ». Pour la réalisation d'un cycle, une billette est instrumentée de plusieurs thermocouples et d'un système d'acquisition (Datapac) protégé par un système complexe d'isolation à base d'eau. Cette billette est ensuite chauffée classiquement dans le four industriel (Figure 1-5). Le positionnement et le nombre de thermocouples est fonction des dimensions du rond et du nombre de voies d'acquisition disponibles.

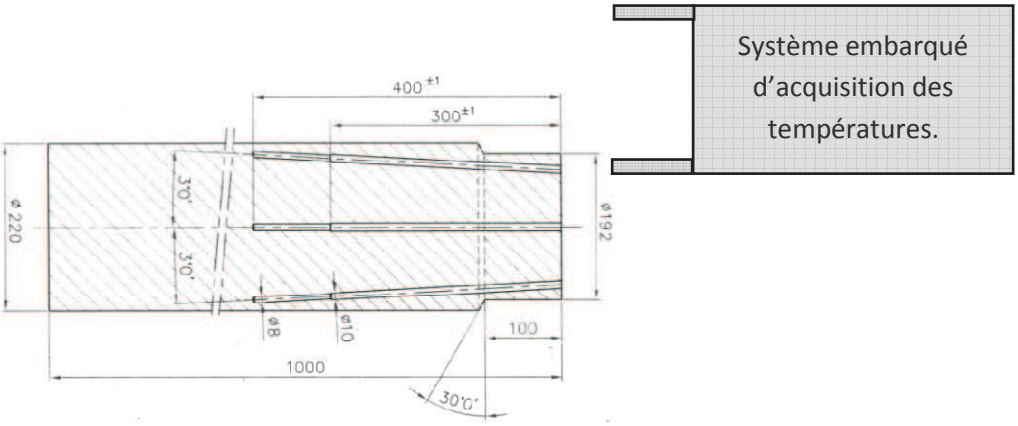


Figure 1-5 : Plan d'usinage d'une billette (Ø220mm) pour instrumentation.

Les courbes de chauffe théoriques sont ensuite définies à partir de ces modèles de manière à assurer un cycle de chauffe de qualité. Ces courbes théoriques sont mises en place avec des cadences de production constantes tout au long du cycle. En réalité une cadence varie en raison d'aléas de production, qui entraînent des arrêts de durées variables. La prise en compte de ces arrêts est essentielle pour assurer une bonne précision des modèles numériques. En fonction du four et des dimensions des produits, le temps de chauffe théorique peut varier de 1 à 8 heures.

Bilan énergétique.

En complément de ces modèles, des bilans thermiques sont régulièrement réalisés sur les fours. Ils permettent dans un premier temps d'identifier les zones de fuite ou de déperdition puis d'optimiser leur rendement. La figure 1-6 schématise les différents types de perte dans un four à sole

tournante à partir des besoins et des rejets, l'épaisseur des flèches donne la proportion de chacune d'entre elles. Les différentes pertes et leur formulation seront détaillées par la suite. Ces données sont principalement issues des travaux de recherche de Nehme [NEH09] qui étudie précisément les besoins et contrôles énergétiques des fours de la sidérurgie en vue d'une modélisation d'optimisation de ces besoins.

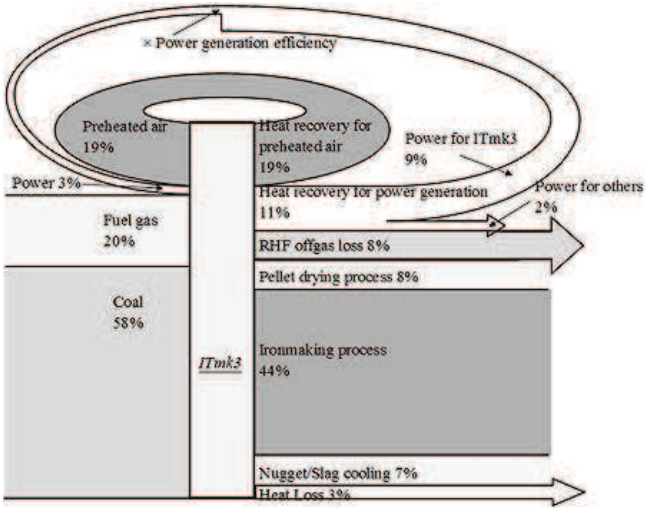


Figure 1-6 : Bilan thermique schématisé d'un four de chauffe.

Considérons tout d'abord, la chaleur échangée avec les fumées chaudes. Selon la température des fumées, l'échange de chaleur se fait des fumées vers le produit ($\theta_f > \theta_p$) ou du produit vers les fumées ($\theta_f < \theta_p$). Il est à noter que, plus les vitesses de circulation des fumées sont élevées, plus la température de celles-ci s'approche de la température la plus élevée du four et que la perte par les fumées augmente linéairement avec la proportion d'excès d'air dans le four. Il existe différentes relations pour calculer la température des fumées à partir de la température dans le four [TRI04]. Les pertes dans les fumées sont régies par deux phénomènes, la quantité de chaleur perdue dans les fumées (Q_{Pf}) et la quantité de chaleur de changement d'état (Q_{LPf}). C_{Lf} représente la chaleur latente des fumées à laquelle est ajouté le pouvoir calorifique des combustibles non brûlés rejetés dans les fumées.

$$Q_{pf} = \dot{m}_f \times Cp_f \times \theta_f \qquad Q_{LPf} = C_{lf} \times \dot{m}_f$$

Les pertes par les parois sont dues à la différence de température entre l'intérieur et l'extérieur du four. Augmenter les propriétés isolantes permet de réduire ces pertes, d'autant plus qu'elles sont évaluées à 5% de la consommation totale, ce qui n'est pas négligeable. Ces pertes dépendent de la section considérée, de la différence entre les températures internes et externes, de l'épaisseur de la paroi, de sa conductivité et enfin des coefficients d'échange convectif entre la paroi et l'air.

$$Q_{Pp} = S_p \times H_p \times \Delta T$$

De par le fonctionnement du four, des pertes par infiltration d'air apparaissent, elles sont essentiellement provoquées par l'enfournement et le défournement du produit. Une optimisation des temps d'ouverture et fermeture des portes permet de les minimiser. Ces pertes sont calculées à partir de la chaleur spécifique de l'air, de la différence de température entre l'intérieur du four et

l'air qui y entre, et du débit massique de l'air infiltré :

$$Q_{Air} = \dot{m}_{air} \times Cp_{Air} \times (\theta_{air} - \theta_{four})$$

Enfin, la chaleur de traitement dépend du tonnage (masse de produit traitée par heure) et de la chaleur de traitement. La chaleur de traitement peut être considérée comme la somme de la chaleur de réaction et de celle du changement de phase. Dans le cas d'un fonctionnement continu, la chaleur accumulée dans le four peut être négligée.

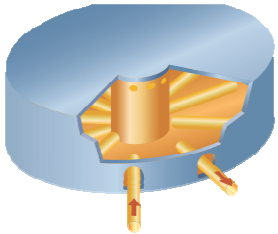
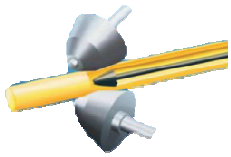
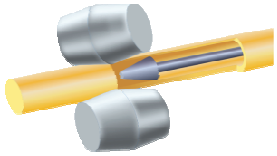
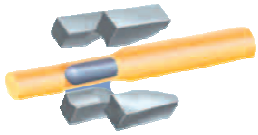
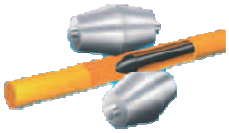
$$Q_{Tth} = C_{Tth} \times M_b$$

Que ce soit le bilan énergétique ou la modélisation des flux thermiques, chaque moyen de gestion est optimisé en fonction des technologies de chauffe rencontrées. Au cours des dernières années, une révolution technologique a eu lieu au niveau de ces moyens de chauffe, entraînant une mise à jour continue de cette gestion. Les travaux de L. Ferrand consacrés au développement d'une modélisation des fours sidérurgiques équipés de brûleurs régénératifs à oxydation sans flamme présente ces différentes avancées technologiques [FER03]. Il semble de nos jours nécessaire de ne plus s'intéresser uniquement au four mais également aux produits pour garantir une productivité optimale.

La mise en forme du tube.

Le domaine de la mise en forme des tubes est composé d'une multitude de procédés de fabrication qui sont positionnés en aval du four de réchauffage. A l'instar de cela, la mise en forme de tube Vallourec peut se réaliser de différentes manières, comme le montre le tableau 1-4. Différentes étapes de finition peuvent être également réalisées ensuite.

Tableau 1-4 : Procédés de mise en forme à chaud existants dans le groupe Vallourec (exemples de différentes tuberies)

Chauffage par :	Mise en forme par :		
Four à Sole tournante	Laminoir perceur	Laminoir à mandrin	Lisseur
			
	Laminoir perceur	Forge (4 marteaux)	
			
	Laminoir perceur	Calibreur	Laminoir à mandrin
			

Dans le cadre de ce travail de recherche, le procédé de perçage laminage (Figure 1-7) a été

analysé, c'est le procédé le plus souvent directement utilisé en aval du four à sole tournante. La billette est entrainée par des cylindres (Roll) qui peuvent être au nombre de deux ou trois. La billette peut également être plus ou moins mise en rotation autour de son axe par les cylindres, cela dépend du réglage du procédé. En plus des cylindres, une poire de perçage (Plug) installée à l'extrémité du mandrin (Mandrel) vient déformer le cœur de la billette afin de former la surface intérieure du tube.

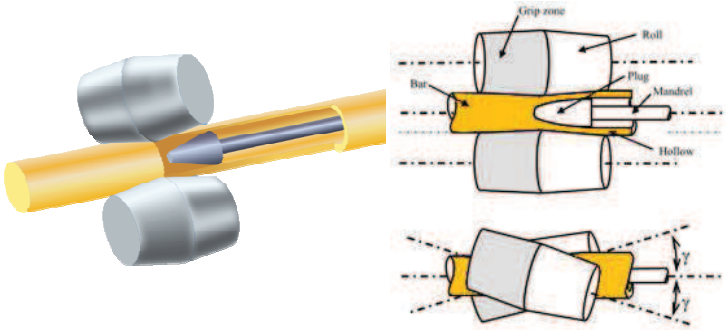


Figure 1-7 : Schéma 3D et vue de coupe du procédé de laminage perçage.

Les cylindres provoquent une compression de la billette sur génératrice réalisée de manière répétée et simultanément à une rotation suivant l'axe du produit. Ce phénomène est connu pour engendrer un endommagement au cœur de la billette. Cet effet est intitulé du nom des deux frères ayant mis en évidence ce phénomène en 1888, on parle « d'effet Mannesmann ».

A ce stade le tube n'est encore qu'une ébauche (Hollow), plusieurs étapes sont nécessaires à sa finition. Elles peuvent être réalisées par différents procédés apportant chacun leurs avantages, inconvénients et aléas de fabrication. Ces étapes de finition ne seront pas détaillées.

1-2 La défectologie associée.

Au procédé d'obtention des billettes.

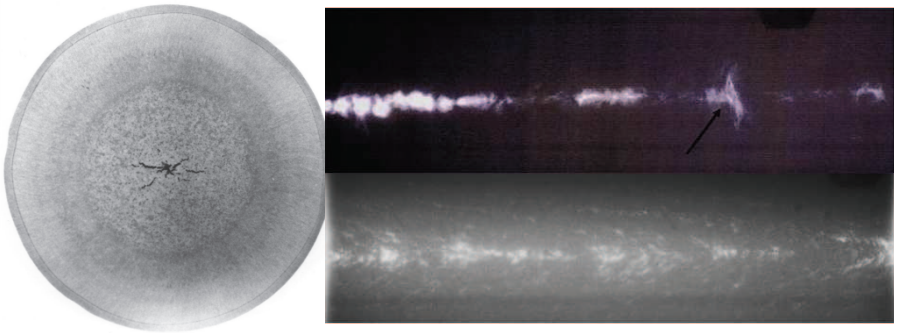
La demande de plus en plus insistante de productivité requiert des solutions contradictoires telles qu'une diminution de temps de fabrication et une augmentation de la qualité des produits. Cette partie consiste à réaliser un état des lieux non-exhaustif de différents défauts rencontrés lors de la fabrication d'un tube sans soudure. Il est bon de savoir que ces défauts peuvent apparaître à chaque étape de fabrication. Les anomalies métallurgiques engendrées lors de l'élaboration de la billette sont tout d'abord présentées.

La qualité des produits de coulée continue comporte deux aspects : La qualité interne et la qualité externe. Les défauts caractéristiques externes, sont des fissures ou des porosités débouchantes. Ces anomalies apparaissent pour la plupart au redressage de la billette (repéré 7 sur la figure 1-1) en sortie de coulée-continue. Ce phénomène est connu et largement étudié par simulateur numérique, F. PASCON a développé un modèle en trois dimensions permettant de mettre en évidence les zones critiques lors du redressage [PAS06].

Les criques, les ségrégations (centrale ou en « V ») ou encore les porosités sont les défauts caractéristiques de la défectologie intérieure. Ces défauts induisent des différences de propriétés mécaniques pouvant entraîner la rupture du produit lors de son utilisation ou de sa transformation.

Des rapports d'expertise, édités au centre de recherche, font état de la présence de certaines

anomalies métallurgiques dans les billettes. La figure 1-8 montre les anomalies régulièrement rencontrées (crique majeure à cœur). Radialement, cette anomalie forme un réseau de fissures parfois en étoile, axialement elle peut être parfaitement circulaire et former un disque ou être en « V ». En plus de cette fissure majeure, des porosités et des criques sont parfois détectées. Un examen métallurgique a permis de montrer la présence de zones ségrégées le long de cette fissure centrale.



a) b)

Figure 1-8 : a) Section d'une barre avec fissure en étoile à cœur, b) Radiographies (axiale) d'une barre avec présence de crique « radiale » ou « en V ».

La présence de ces défauts est bien connue par la communauté scientifique (Figure 1-9). Les thèses de W. LIU [LIU05] et B. RIVAUX [RIV11] étudient les modes et les raisons de l'apparition de ces anomalies métallurgiques ainsi que les moyens de caractérisations associés. En conclusion, il apparait que des macroségrégations sont provoquées par la répartition non uniforme des espèces chimiques lors de la solidification.

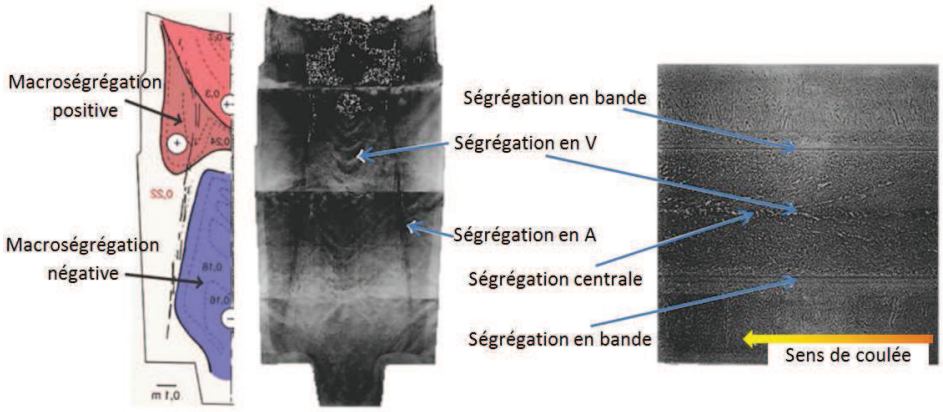


Figure 1-9 : Coupe longitudinale d'un lingot de 65 tonnes et d'une brame de coulée continue [RIV11].

Plus généralement, l'analyse de l'apparition de ces anomalies métallurgiques passe par l'étude des phénomènes associés à la solidification et par les problèmes de fissuration à chaud qu'elle entraîne. La solidification se déroule en deux étapes, la germination et la croissance des structures en zone pâteuse. La germination est l'apparition de la première structure solide (appelée « germe ») dans le liquide. Une fois germée, la structure croit en dendrites, qui peuvent êtres colonnaires ou équiaxes en fonction du gradient thermique lors de la solidification. Les phénomènes associés à la solidification sont complexes et couplés comme le montre le schéma de la figure 1-10 issu de [LIU05].

D'un point de vue expérimental, l'analyse de la solidification a été largement étudiée au

cours de ces dernières années. [REV97] et [CER07] ont développé et utilisé des bancs d'essais similaires où les échantillons sont mis en fusion puis soumis à différentes sollicitations. Régulièrement à partir de ces essais et via des simulations numériques des critères de rupture sont confrontés avec plus ou moins de réussite [CER07] et [PEN08].

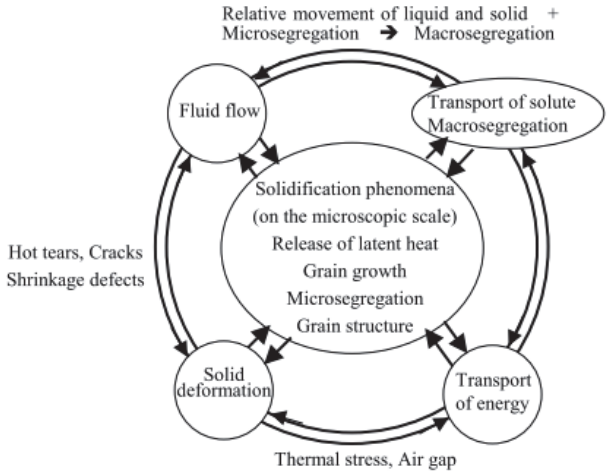


Figure 1-10 : Schéma des phénomènes régissant la solidification des matériaux [LUI05].

Industriellement, en sortie de coulée continue, la qualité externe est évaluée, le plus souvent, de manière visuelle. La qualité interne est beaucoup plus difficile à contrôler : des essais non-destructifs sont utilisés avec plus ou moins de réussite. Lorsque ces anomalies sont indétectables, elles se répercutent tout au long de la chaîne et engendrent régulièrement le rebus de la pièce.

Au cycle de chauffe.

En industrie il est très complexe de rattacher des défauts de production au procédé de chauffe. Le contrôle du produit en sortie de four est quasiment impossible à cause d'un temps de transfert court et des valeurs de température atteintes (≈1260°C).

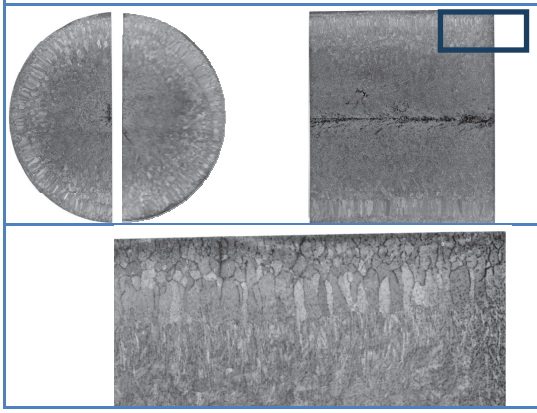
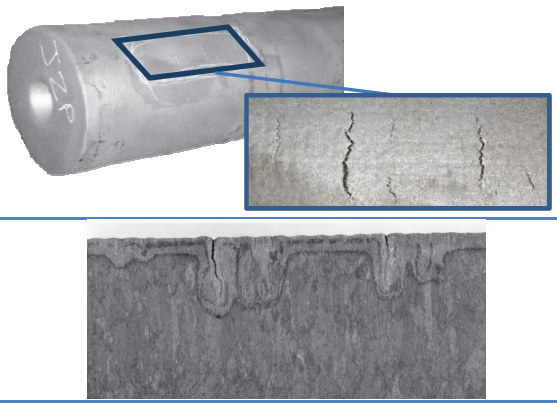
Les seuls défauts détectables sont liés à la défectologie externe, il s'agit souvent de fissures en peau. Là encore il reste à savoir si ces défauts sont causés par le traitement de chauffe ou par l'état initial de la billette, c'est-à-dire par des anomalies métallurgiques causées par la coulée-continue. Par exemple, des fissures externes apparues radialement en sortie de four de réchauffage (Tableau 1-5), ont été reliées à la présence de criques sous cutanées et de joints de grain marqués en zone de peau sur la billette avant réchauffage.

Comme le montre la partie concernant les fours de chauffe, les études et axes de recherche actuels s'articulent essentiellement autour de l'économie d'énergie et de la diminution des temps de cycle. Les documents traitant du cycle de chauffe d'un point de vue du produit à chauffer sont beaucoup plus rares.

A notre connaissance, le seul document associant le cycle de chauffe à la défectologie du produit est de C. Gensano & al [GEN02], il fait état de fissures de surfaces sur produit plat apparues après réchauffage. Les solutions apportées sont de mieux contrôler le procédé de coulée afin d'éviter des petits défauts internes, de réajuster si possible le cycle de chauffe ou encore d'enfourner à chaud pour réduire le gradient thermique. Ces considérations sont en parfait accord avec les hypothèses

émises au sein du groupe Vallourec depuis de nombreuses années. Il s'agit, cependant plus d'expérience et de savoir-faire que de réels critères de limitation.

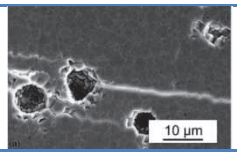
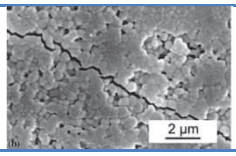
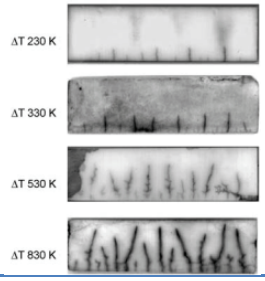
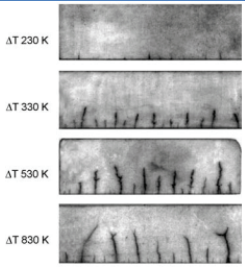
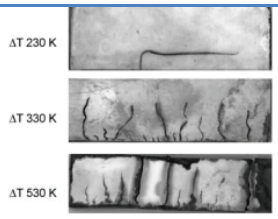
Tableau 1-5 : Analyse de l'apparition de fissures externes en sortie de réchauffage.

Avant four de chauffe	Après four de chauffe
	

Plusieurs considérations établies lors de l'analyse du cycle de chauffe de produits sidérurgiques méritent cependant d'être étudiées, comme la prise en compte du gradient thermique. Au centre de recherche Vallourec, le gradient thermique est le paramètre principal dans le contrôle d'un four. Premièrement, il est important d'avoir une hétérogénéité la plus faible possible en sortie de four de réchauffage pour garantir la bonne mise en forme de la billette. Deuxièmement, il est connu par expérience qu'un gradient thermique élevé lors du réchauffage peut entraîner jusqu'à la rupture de la barre.

La défectologie associée au gradient thermique est recensée dans la littérature, comme étant liée à la présence de fissures dans le matériau. Cependant ces travaux concernent principalement des matériaux réfractaires ([SIH86], [DAM01], [YUA08] et [FEN09]). En général, l'analyse de l'impact du gradient thermique sur le comportement des échantillons se fait expérimentalement (Tableau 1-6).

Tableau 1-6 : Impact du gradient thermique en fonction de la santé axiale initiale suivant [YUA08].

Matériaux étudiés		
Matériau considéré parfait		
Résultats après essais de choc thermique		
		

La seconde considération est la prise compte des propriétés métallurgiques de la barre. Dans les modèles numériques, le comportement est défini comme homogène pour toute la billette. Les

zones de macroségrégations ou les criques internes de fortes dimensions qui peuvent avoir des effets désastreux sur le comportement de la barre ne sont pas considérées.

Le traitement de réchauffage en lui-même peut dégrader la santé axiale de la barre d'un point de vue métallurgique, c'est ainsi que des problèmes de brûlures et d'oxydation peuvent apparaître. De plus, des temps de cycle longs avec des temps de maintien importants à haute température peuvent avoir une incidence négative sur les dimensions des grains composant la microstructure des billettes. Enfin, le passage par un point de transformation est un paramètre pris en compte thermiquement mais qui peut également avoir un impact mécanique.

Il parait clair que le comportement de la billette lors du cycle de chauffe doit être pris en compte dans l'optimisation du procédé de chauffe. L'analyse de la dégradation d'un matériau sous sollicitation thermique est en effet très étudiée dans la littérature pour d'autres domaines, que ce soit lors de chocs thermiques [DHO87], pour le soudage [KAB03], pour la trempe [KUM99] et [SUG08] ou la fatigue thermique [SIH86].

Au procédé de mise en forme.

La complexité élevée du procédé Mannesmann est induite par une succession de modes de sollicitation différents, couplés à des taux de déformation élevés. Il a été étudié expérimentalement par [ERM87], [LEG88] et plus récemment par [KOM05] et [KOM09]. Ces études ont montré l'intérêt d'utiliser des poires de perçage à géométrie optimisée ainsi qu'un réglage fin des angles des cylindres permettant ainsi de fabriquer des produits de grande qualité très rapidement. [HRY91] a développé un modèle numérique prenant en compte les porosités au cœur de la billette basé sur l'approche locale et le modèle de Gurson [GUR77]. Plus récemment, [REG02], [KOM05] et [BER06] ont développé des modèles numériques permettant de prédire les déformations, les contraintes et les pressions de contact. Le modèle de [REG02] prend en compte également le comportement des deux phases en présence dans le matériau (austénite et ferrite) dans l'optique de pouvoir prédire les changements de microstructure lors de la mise en forme. De même, [CHA08] et [GHI09] ont incorporé des modèles d'endommagement du type Lemaitre [LEM05] aux simulations éléments finis pour représenter l'apparition des cavités.

Malgré toutes ces études, le procédé reste difficile à maîtriser d'autant plus qu'il est en fin de chaîne : il agit comme un révélateur. C'est ainsi que différents types de défauts peuvent apparaître. Tout d'abord des défauts « globaux » comme des déchirures ou cavités qui traversent la paroi de l'ébauche, dans les cas les plus critiques l'ébauche peut se rompre en deux. Ensuite des défauts « locaux » peuvent apparaître en peau interne ou externe. Le plus souvent, il s'agit d'écailles provoquant un mauvais état de surface appelées « paille ». Des coupes transverses de tube révélant des défauts en peau intérieure sont données en figure 1-11.

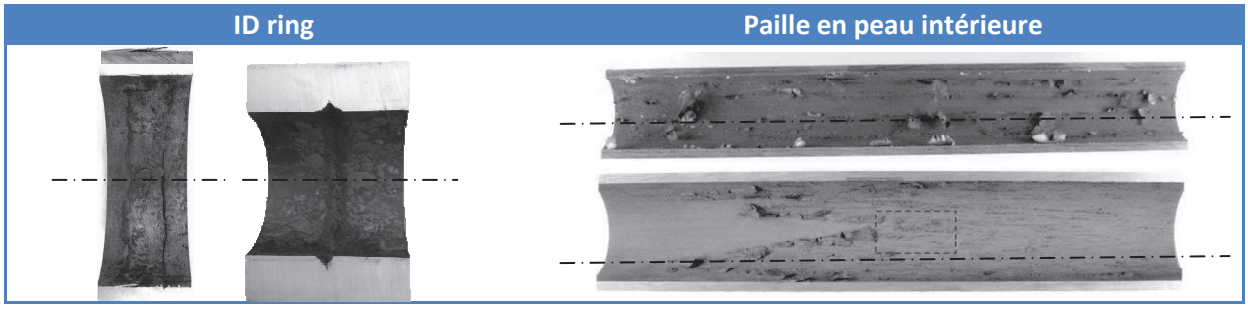


Figure 1-11 : Défauts caractéristiques en peau intérieure d'ébauche.

En peau intérieure il peut également se former un défaut caractéristique en forme d'anneau appelé ID ring (Inner Diameter Ring représenté figure 1-11), il est détecté à partir d'une chute d'effort lors du perçage et d'un contrôle ultra-son réalisé sur l'ébauche (Figure 1-12).

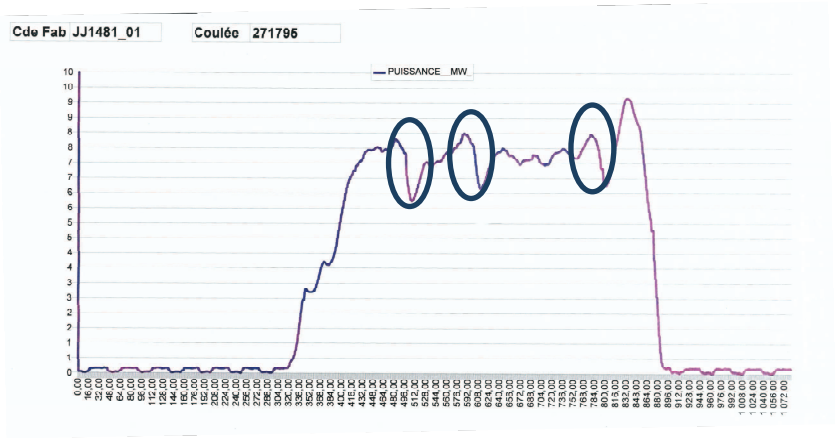


Figure 1-12 : Courbe d'effort de perçage avec trois pics caractéristiques des ID Ring issue du logiciel de gestion de production. Présence de défauts en anneaux validée ensuite par essais Ultra-Son.

Suite à un arrêt de production en cours de perçage, un défaut interne de grande dimension a été détecté (Figure 1-13). Au vue des lignes d'écoulement de matière [HRY91], il apparaît que ce type de défaut soit directement lié à la formation des ID Ring.

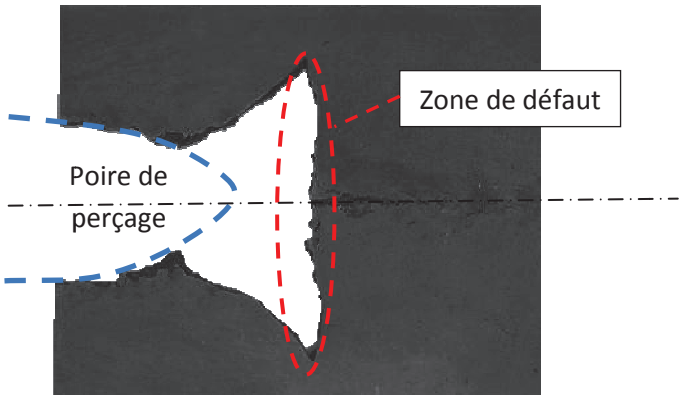


Figure 1-13 : Arrêt de laminage perçage montrant l'ouverture d'un défaut radiale.

Il semblerait que ce défaut soit causé par une anomalie métallurgique de grande dimension présente avant le perçage (figure 1-13). Or des radiographies sur les billettes prélevées en sorties de coulée continue sont régulièrement effectuées pour évaluer les dimensions des anomalies à cœur et il ne semble pas avoir de corrélation claire entre la présence d'anomalies de grande dimension et le nombre d'ID ring recensés.

Il est très difficile de trouver des moyens de contrôles efficaces, les causes d'apparition étant le plus généralement couplées, chaque défaut devant être traité au cas par cas. Les causes les plus courantes sont : Celles décrites dans les deux sections précédentes avec des phénomènes métallurgiques (inclusions, fissures…) ou des phénomènes thermiques (grossissement de grains, brûlures ou hétérogénéité trop importante), mais également un possible défaut de réglage du laminoir. Pour L'ID ring il est intéressant de remarquer que certains cas sont apparus sans que l'on puisse trouver des causes métallurgiques, thermiques ou mécaniques évidentes.

Conclusions.

La défectologie rencontrée dans la fabrication des tubes sans soudure de Vallourec est diverse et variée. Dans la littérature on peut trouver un certain nombre de réponses pour chaque procédé de fabrication. Il reste en revanche des zones d'ombre à explorer pour améliorer la productivité d'un tube sans soudure.

Le procédé de coulée est globalement maîtrisé, mais des anomalies apparaissent cependant de manière aléatoire dans les billettes. Les causes de leur apparition sont néanmoins connues et sont imputables soit à un dérèglement du procédé soit aux demandes de productivité. Ces anomalies métallurgiques sont parfois tolérées dans les billettes tant que leurs dimensions restent faibles. Le procédé de chauffage est énergétiquement bien contrôlé, mais l'impact sur le produit n'a jamais fait l'objet de recherches précises. Au VRA, ce procédé est fortement suspecté d'avoir un effet négatif sur la santé axiale des billettes. Le laminage/perçage est bien maîtrisé, les zones d'ombre restantes sont liées à l'enchaînement des procédés et en autres au réchauffage, le meilleur exemple étant l'ID ring.

Il apparaît donc que ces anomalies ont évoluées lors du réchauffage, et que son impact n'est pas négligeable. Les propriétés mécaniques et thermiques étant différentes pour chaque matériau, le comportement des billettes lors du réchauffage n'est pas le même. Il est donc important de définir des nuances sensibles. Au travers de la sélection de nuances, des éléments d'alliages peuvent être pressentis comme influents sur le comportement des matériaux au réchauffage. Un axe « matériaux » a donc été approfondi en littérature afin de prendre en compte les spécificités des nuances et éléments d'alliages ciblés.

1-3 Les nuances étudiées.

Mode de sélection des nuances étudiées.

Le groupe Vallourec est un leader dans la conception de nuances depuis de nombreuses années, leur panel de nuances utilisées est par conséquent très vaste et varié. Afin de définir les nuances critiques, une étude de recensement a été réalisée parmi la gamme de nuances de Vallourec. L'expérience du groupe a permis dans un premier temps d'avoir une vue globale des nuances cibles, puis des rapports d'avarie ciblés ont affiné la sélection.

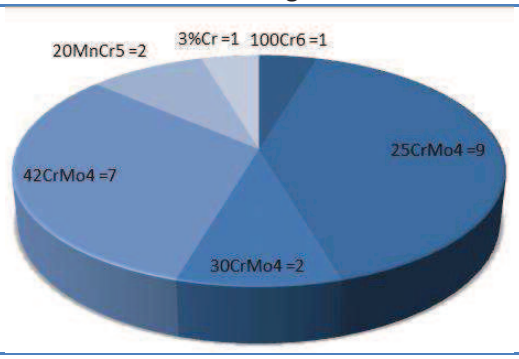
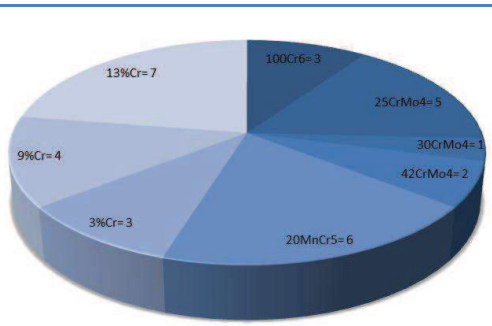
Comme expliqué dans la partie défectologie, les défauts du type « ID ring » sont les seuls défauts où le réchauffage est fortement suspecté (Figure 1-11). L'audit de 5 sites de production : Aulnoye-Aymeries, Déville lès Rouen, Montbard, Youngstown (Etats-Unis) et Rath (Allemagne) a contribué au recensement des défauts du type « paille ».

Ils ont été étudiés au travers d'une cinquantaine de rapports (regroupés dans le tableau 1-9) apportant différentes informations sur les conditions de fabrication, comme les dimensions de tubes et de billettes. L'analyse dépend du tonnage fabriqué, puisque les nuances produites en grande quantité apparaissent plus souvent que des nuances fabriquées ponctuellement. Il est malheureusement, impossible d'obtenir une information fiable sur ce dernier point d'autant plus pour les rapports datant de plusieurs années.

Deux tendances apparaissent (Tableau 1-7). Pour les défauts de type ID Ring, les nuances alliées à base de Chrome et de Molybdène représentent la quasi-totalité des cas recensés. Pour les défauts de type « paille », la répartition est équitable entre nuances alliées uniquement au Chrome et alliées à base de chrome et de Molybdène.

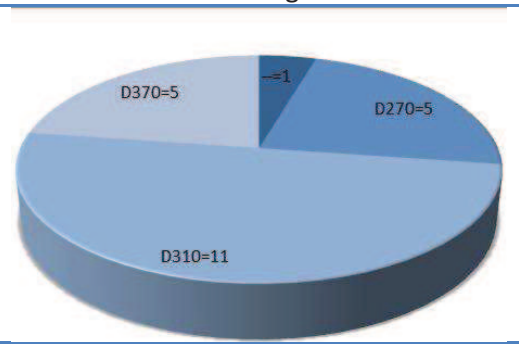
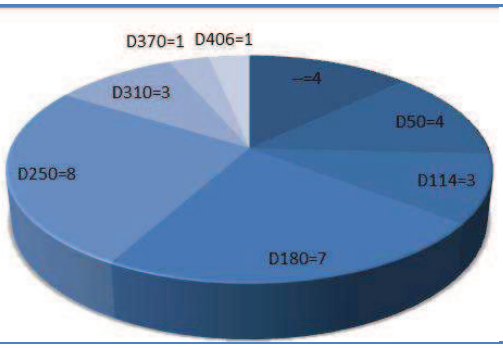
L'acier à roulement 100Cr6 est particulier, il apparaît ponctuellement dans les deux types de défauts, mais il est connu par expérience, que cette nuance est particulièrement sensible.

Tableau 1-7 : Panel des nuances recensées.

ID Ring	Paille
	

Cette étude permet aussi de montrer les dimensions critiques par type de défaut (tableau 1-8). Cette analyse est donnée à titre indicatif car, comme expliqué précédemment, ce résultat est fonction du tonnage fabriqué. Il semble ainsi que les ID ring apparaissent principalement pour des diamètres de billette supérieurs à 250mm alors que les pailles apparaissent pour des diamètres inférieurs à 250mm.

Tableau 1-8 : Panel des dimensions de billettes recensées

ID Ring	Paille
	

				Coulée			Diamètre		Indices						
Rapport	Année	Usine	nuance	Acierie	Numéro	qualité	tube	rond	Porosités	Crique	Orientation des cri	Défaut observ	Causes	Solutions proposées	Observations
3395	1991	Aulnoye	MB24	--	272160	11%		270	3	3	--	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Diminuer K1C	Comparaison avec une deuxieme coulée continu 272158 indice porosite 4 crique 0
5367	1992	Aulnoye	H31J1	--	242343	--		310	--	5	V et tranversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente Tcoeur 200°C+ TT adoucissement	Solution proposées par fournisseur matière
5623	1992	Aulnoye	H31J1	--	249623	--		310	--	5	transversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse+Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente Tcoeur 200°+ TT adoucissement + améliorer santé axiale	
5830	1993	Deville	13%Cr	UES+UGINE	C7271	--	177,8	177	--	--	--	id defect	Ségrégation+ chapelet de carbure	--	Comparaison entre deux coulée+ deux fournisseur (seul différences les causes)
5635	1993	Deville	13%Cr	UGINE	240019	--	179	--	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale	prévenir fournisseur	--
5666	1993	Aulnoye	EAZV9	BGH	62085	--	350	406	--	--	--	id defect	Santé axiale (ferrite δ)	Améliorer santé axiale	pas de photo
2421	1993	Aulnoye	H42WC	HKM	206555	mauvaise	350	370	--	5	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse+Chauffage trop brutal	Limiter taux d'hydrogène+améliorer santé axiale	comparraion avec d'autre coulée
3362	1994	Aulnoye	MB24	--	281861	65%		270	4	3	transversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Dimunier K1C	Comparaison avec trois autres coulées continue avec 5 à 10% de rebut
6307	1994	Deville	A52	St-Saulve	59721	--		245	--	--	--	Paille repliée	POLLUTION CUIVRE	trouver provenance du cuivre	Cas particulier
6284	1994	St-Saulve	CR3M1C	St-Saulve	60469	mauvaise		180	2	2	uniquement V	Paille repliée	Santé-axiale + percage	Améliorer santé axiale	tube petit diamétre grosse epaisseur, radio + Macro correspondant.
6132	1994	Deville	13%Cr	UGINE	345010	--		180	--	--	--	Paille repliée	Ségrégation+ Brulure chauffage ou percage	Controler prod	Ségrégation majeurs très riche en Cr
6055	1994	St-Saulve	J55	St-Saulve	--	--	73,05	--	--	--	--	Paille repliée	Ségrégation+ inclusion manganèse	--	Rapport d'un litige, deux éclatement sur test sous pression
6436	1995	VALTI	100C6	THYSSEN et FOS	342460	mauvaise		100	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale	Améliorer santé axiale	Ségrégation majeure et zone décarburée à chaud (interneà
6961	1996	--	C18L	--	71001	--		50	--	--	--	--	Santé axiale	Améliorer santé axiale	--
6893	1996	Deville	MB24	St-Saulve	69824	--		250	--	--	--	Paille repliée	Santé-axiale + percage	Régler percage+santé axiales	
7828	1998	Aulnoye	HB23	--	235760	30%		310	5	4	transversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 200°C	Défaut ponctuel pour cette coulée car pas la plus défectueuses
7977	1998	VALTI	100C6	Ascométal	36646	--		--	--	--	--	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Crique transversales + Ségrégation majeure + Tappure	Radiographie en cours lors du compte rendu
8046	1998	St-Saulve	CR3M1J	St-Saulve	89314	--		180	--	--	--	Fissure	Santé-axiale + percage	Améliorer santé axiale	Coulée avec CRV (changement de répartiteur à la volée)
8004	1998	Aulnoye	HM31	Ascométal	F2361	mauvaise		310	4	5	V et tranversales	Paille repliée	Santé axiale	Améliorer santé axiale	Crique énorme 90mm
7820	1998	St-Saulve	ESCR3W (T23)	St-Saulve	73220	mauvaise		180	5	5	uniquement V	Paille repliée	Santé axiale	Améliorer santé axiale	Matériaux thyssenkrupp
2001MET034	2001	Aulnoye	HB23	--	277496	--		310	--	4	transversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 300°C	Criques transverse très fréquentes (1 tous les 40mm)
9365	2001	St-Saulve	ZV9	St-Saulve	6461	--	38	--	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale+percage	Améliorer santé axiale	--
2002MET421	2002	Aulnoye	H42WC	--	--	--		370	--	4	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Diminuer l'hydrogen	Dans ce cas problème de coulée
2003MET265	2003	Aulnoye	CR3C	--	--	--		370	4	3	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Améliorer santé axiale	
2003MET268	2003	Aulnoye	H42WC	--	A3385	--		310	1	4	uniquement V	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Régler laminage	Crique peu dense et pas transversale
2132	2003	St-Saulve	H42F	St-Saulve	16777	mauvaise		147	--	--	--	Déchirure	Santé axiale + percage	controler la santé axiale si échantillon	Défaut à 180°, peut être crique transversal diamétralement oposées. TT adoucissement (690°C) sur HMV14Q satisfaisant
2003MET292	2003	VALTI	100C6	St-Saulve	17393	--	92	140	--	--	transversales	id defect	Santé axiale+ surchauffe	Contacté acierie pour la forge	Résultat déjà etudier et similaire sur 420P (13%Cr)
2004MET007	2004	Aulnoye	H42M3C	--	222156	mauvaise		310	5	5	V et tranversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 200°C	
2004MET079	2004	Aulnoye	H42WC	--	211017	--		310	4	5	V et tranversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 200°C	
2004MET117	2004	Aulnoye	H42M3C	--	--	--		370	5	5	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse+Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente Tcoeur 200°C+ TT adoucissement	sans TT 100% défaut avec TT 10% défaut
2004MET154	2004	Aulnoye	H42M3C	--	222156	mauvaise		310	5	--	--	Circulaire	Santé axiale défectueuse	TT adoucissement	
2004MET210	2004	Aulnoye	H42M4C	HKM	242233	--	368	--	--	--	--	id defect	Santé axiale+ polution par le laitier	prévenir fournisseur	pas de photo
2005MET164	2005	Deville	HB21M1	--	216064	--		270	--	--	V et tranversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 200°C	
2005MET203	2005	Deville	HB21M1	--	261064	30%		270	--	--	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	TT adoucissement	
2006MET030	2006	Aulnoye	420PSSV (13%Cr	--	36646	--		180	--	--	--	Déchirure	Santé axiale défectueuse	Améliorer santé axiale	En cours lors de la rédaction du compte rendu
2006MET116	2006	Deville	HB21M1	--	231817	27%		270	1	3	V et tranversales	Circulaire	Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente jusqua Tcoeur 200°C	crique tres peu dense (< à photo type) comparaison avec une autre coulée
2006MET143	2006	Deville	MB24	St-Saulve	40080	>50%		250	--	--	--	Paille repliée	Supicion de la santé axiale, mais aucune anomalie métallurgique.		en coupe travers : petites pailles longitudinales (deux orientations). oxydés à chaud et décarburés. profondeur= 0.45mm à 0.5mm.
2007MET020	2007	Aulnoye	HB23	--	237503	mauvaise		310	3	3	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	Améliorer santé axiale	Comparaison de deux coulées, seule différence crique plus fréquente. (3 à 4 pour 220mm)
2007MET226	2007	Aulnoye	P23HBB	--	253354	--		370	--	4	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse	TT adoucissement	
2007MET008	2007	Deville	HB23	St-Saulve	43215	mauvaise	244	250	--	5	--	Paille repliée	Santé axiale défectueuse	Controler plus régulièrment la santé axiale	Petite inclusions ==> influence sur la ductilité
2007MET160	2007	St-Saulve	13%Cr	St-Saulve	44261	mauvaise		114	--	--	--	Paille repliée	Laminage+Lubrification+santé axiale	Jouer sur les causes.	Pas de matière donc pas de radio, tres difficille a indiquer le défaut prépondérants
2008MET188	2008	Aulnoye	H91E	ABS	38153			310	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale+Laminage	Améliorer santé axiale	Rond foré
2008MET196	2008	Aulnoye	S52SVP	PIOMBINO	731903	--		370	--	--		Fissure+Paille	Santé axiale + Oxydation au chauffage	Améliorer santé axiale	Exposition de la matière au chauffage==>baisse de ductilité
2008MET242	2008	Aulnoye	P23HBB	--	273125	--		310	--	--	--	Circulaire	Santé axiale défectueuse	TT adoucissement	TT adoucissement (680°C) sur P41HC satisfaisant
2008MET006	2008	Deville	P24HBA	St-Saulve	50011	25%		250	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale+tête de perceur	Améliorer santé axiale	pas de radiographie par manque de prélèvement.
2008MET163	2008	Deville	P24HBR	St-Saulve	53734	--		250	2	5	V et tranversales	Paille repliée	Santé axiale+Laminage	Régler laminage+santé axiales	CCR
2008MET032	2008	St-Saulve	HVM12E	St-Saulve	45310	mauvaise		50	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale+Laminage	Améliorer santé axiale	Catalogue de défauts réalisé sur 15 échantillons par CND
2008MET073	2008	St-Saulve	HVM12A	St-Saulve	49935			50	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale (ferrite δ) et inclusions	Améliorer santé axiale	
2008MET246	2008	St-Saulve	W24B	St-Saulve	55394	--		50	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale	Controler santé axiale + Controler le frogeage	Barres forgée avec crique centrale non rebouchées.
2009MET246	2009	Aulnoye	P91	ABS	35041	--		310	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale (ferrite δ)	Améliorer santé axiale	
2009MET336	2009	Aulnoye	P23HBB	--	24326	--		310	3	3	V et tranversales	Circulaire	Santé axiale défectueuse+Chauffage trop brutal	Rampe de chauffe lente Tcoeur 200°C+ TT adoucissement	Poursuite d'analyse en cours sur plusieurs diamètre et coulée
2009MET187	2009	Deville	P24HBA	St-Saulve	59375	mauvaise		250	2	5	V et tranversales	Paille repliée	Santé axiale	Améliorer santé axiale	Comparaison de coulée , radio et macro CCR
2009MET130	2009	St-Saulve	P24HBA	St-Saulve	54204	--		250	--	--	--	Paille repliée	Santé axiale+Laminage	controler les deux	comparaison de coulée et d'échantillon
	2010	V&M star	Grade 59								V et tranversales	Circulaire			

Tableau 1-9 : Base de données regroupant les informations données dans les rapports d'expertise d'avaries issus des différents sites de production.

Présentation globale des nuances sélectionnées.

Les quatre nuances sélectionnées sont le 24CrMo4, le 42CrMo4, le 100Cr6 et le 13%Cr. Il s'agit de deux aciers alliés au Chrome et au Molybdène, d'un acier allié au Chrome et d'un acier inoxydable. La composition de chaque nuance est donnée dans le tableau 1-10.

Nuances	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Sn	Ti	Nb	V	N
25CrMo4	0.25	0.26	0.5	0.01	0.001	1	0.25	0.05	0.02	0.1	0.001	0.02	0.02	0.004	0.005
42CrMo4	0.43	0.26	0.8	0.013	0.003	1	0.2	0.04	0.02	0.007	0.001	0.004	0.005	0.00001	0.001
100Cr6	1	0.35	0.4	0.02	0.015	1.5	0.08	0.2	0.2	0.002	0.025	0.002	- -	0.03	- -
13%Cr	0.2	0.26	0.7	0.02	0.002	12.8	0.04	0.11	0.05	0.01	0.006	0.004	0.005	0.004	0.005

Tableau 1-10 : Composition des nuances sélectionnées en pourcentage massique.

Une étude bibliographique a été réalisée sur ces nuances sensibles pour souligner les particularités métallurgiques à prendre en compte. Les diagrammes d'équilibres obtenus à l'aide du logiciel Thermocalc et les courbes de transformations en refroidissement continu ont été étudiés.

Aciers alliés au Chrome et au Molybdène (24CrMo4 et 42CrMo4).

Deux nuances sont alliées au Chrome et au Molybdène. La bibliographie de ces aciers est conséquente. Les différences significatives se situent au niveau de la proportion des différents carbures et de la cémentite, deux fois plus important (6.2% contre 3.2%) pour le 42CrMo4 (figure 1-14).

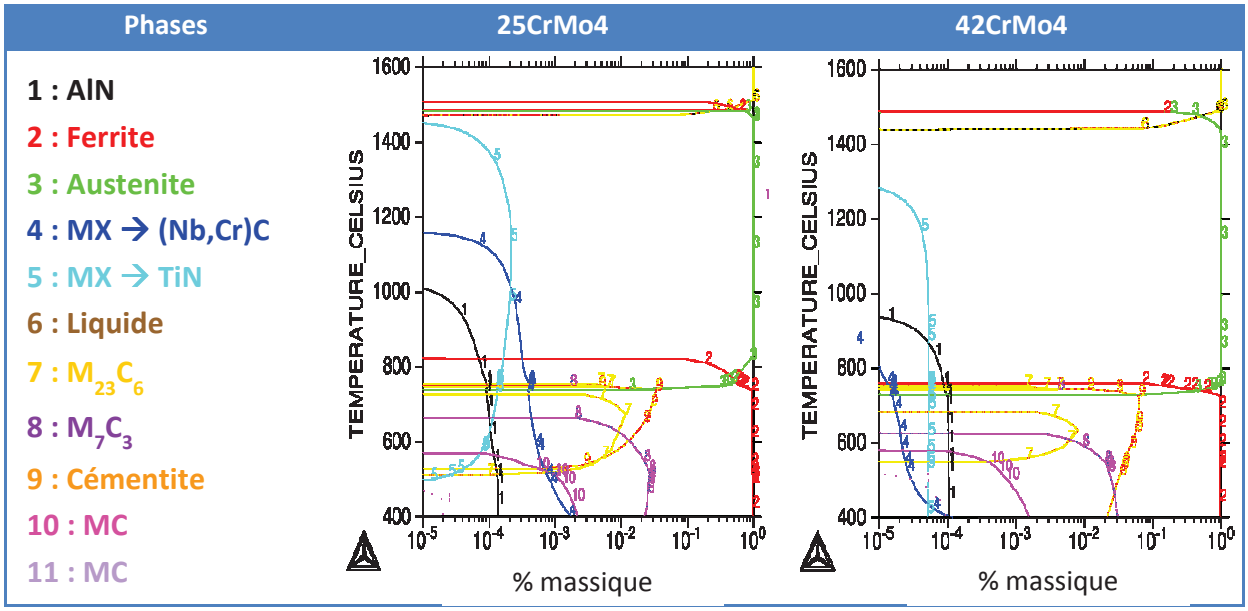


Figure 1-14 : Diagrammes d'équilibre des nuances 25CrMo4 et 42CrMo4.

A l'équilibre, les calculs Thermocalc donnent une matrice ferritique pour ces nuances. Lors de leur production ces nuances sont refroidies à l'air, leur matrice devient alors martensitique comme le montrent les courbes TRC (Figure 1-15). Ces courbes TRC montrent également que les domaines ferritique et perlitique de ces nuances sont inversés en dimensions. Il est plus aisé d'obtenir de la martensite pour l'acier 42CrMo4.

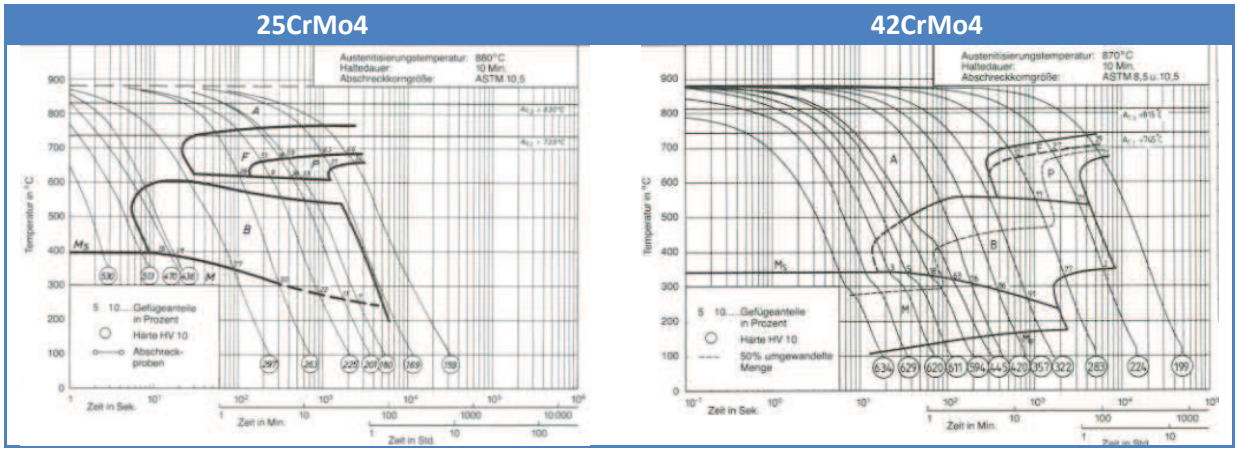


Figure 1-15 : Courbes TRC des aciers 25CrMo4 et 42CrMO4.

Les difficultés de mise en œuvre des aciers alliés au chrome molybdène ont été étudiées. Les travaux de [PUS91] sur la recristallisation lors du laminage transversal de différentes nuances, (nuances au manganèse-Chrome et Chrome-Molybdène) montre que ces nuances sont les plus difficiles à laminer. [CAS05] propose une méthodologie d'étude du procédé de laminage d'anneaux en 42CrMo4. Dans cette étude des essais de caractérisation ont été réalisés pour donner les lois de comportement de cette nuance en fonction des phases en présence.

La résistance à la fissuration de ces nuances est particulièrement étudiée. [KAB03] a étudié la fissuration d'aciers à haute température par une méthode globale. [KUB79] apporte dans sa revue bibliographique plusieurs sources ayant étudié des aciers alliés au Chrome et au Molybdène. Les sources citées ont travaillé sur la réponse à la fissuration de ces matériaux. [XIA82] a identifié pour un grand nombre d'aciers leurs propriétés de résistance à la fissuration, mais sans comparaison.

Enfin les thèmes actuels s'articulent autour de la compréhension de phénomènes métallurgiques.

Soit directement associés à un procédé de fabrication, [STÅ92] étudie l'influence du gradient de température des outils lors du laminage de barres en 35CrMo4. Ces barres possèdent un défaut central assimilable à une retassure de coulée-continue qui, après le laminage, est réduit de manière plus ou moins importante. [VAZ09] réalise une analyse métallurgique détaillée sur une barre cylindrique en 42CrMo4 possédant une fissure interne. A partir de sa méthodologie d'analyse, les causes d'apparition (la coulée-continue) de ce défaut et les moyens de suppression (le contrôle des températures et des vitesses de refroidissement) ont pu être déterminés.

Soit comme [ABD08] et [MEY09] qui ont quantifié l'influence des différentes phases en présence (ferrite, bainite et martensite) sur les propriétés mécaniques d'un acier 42CrMo4. Les différentes microstructures sont obtenues par traitement thermique (Figure 1-16), les différences de comportement sont caractérisées par des essais Charpy, des essais traction et compression. Ces études montrent les difficultés de mise en œuvre de ce type de nuance. [MEY09] a également exposé les phénomènes de recristallisation.

Ces aciers ont été et sont encore couramment utilisés en raison de leurs bonnes propriétés mécaniques. Par contre, en raison de leurs états et changements microstructuraux, il apparaît que ces nuances ont une tendance à la fissuration, que ce soit lors de la coulée-continue, ou d'un procédé de mise en forme.

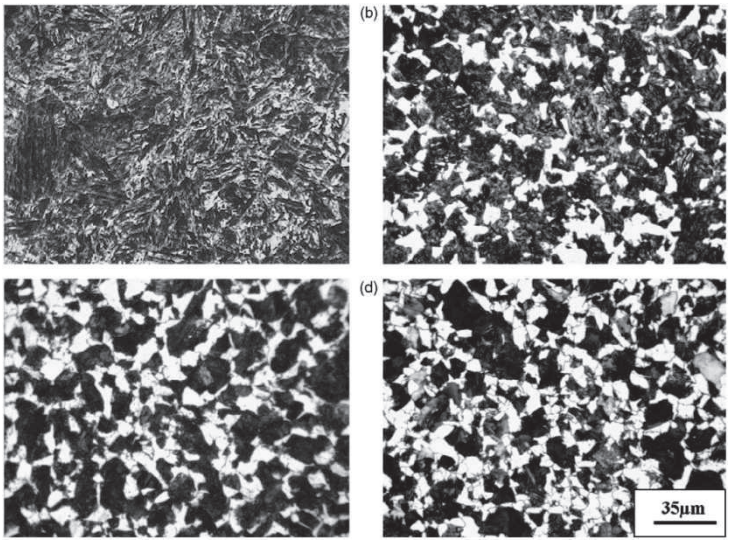


Figure 1-16 : Microstructure de l'acier 42CrMo4 après traitement thermique d'après [ABD08].

Acier fortement allié, 100Cr6.

L'acier 100Cr6 est un acier souvent utilisé en raison de ses bonnes propriétés mécaniques notamment pour la réalisation de roulements. Cette nuance est connue pour être particulièrement difficile à travailler en raison de sa dureté élevée.

Le diagramme d'équilibre (figure 1-17) de cet acier montre que la matrice est ferritique avec une proportion de cémentite de 15%. Des carbures, essentiellement de chrome et des précipités de cuivre sont également présents.

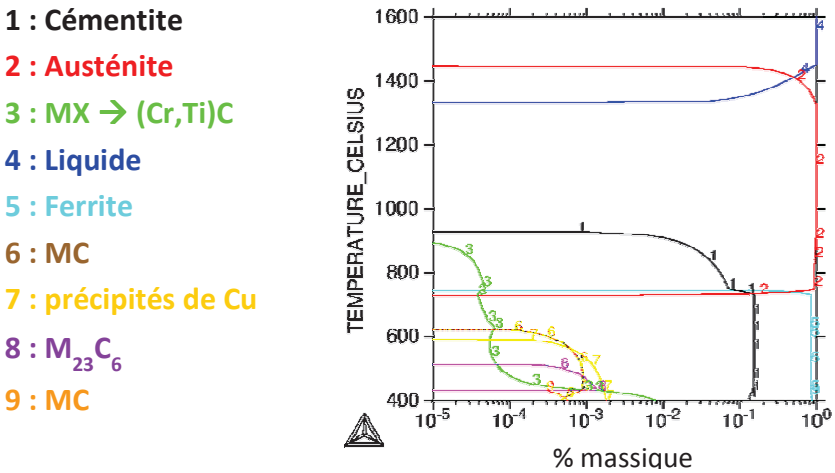


Figure 1-17 : Diagramme d'équilibre de l'acier 100Cr6.

Il est connu que cet acier devient martensitique après un refroidissement à l'air. Les courbes TRC (figure 1-18) le confirment avec un domaine martensitique très important. Pour réduire le nombre de mises en rebuts associées à cette nuance, les billettes en 100Cr6 sont traitées thermiquement afin d'en adoucir la structure qui devient alors perlitique.

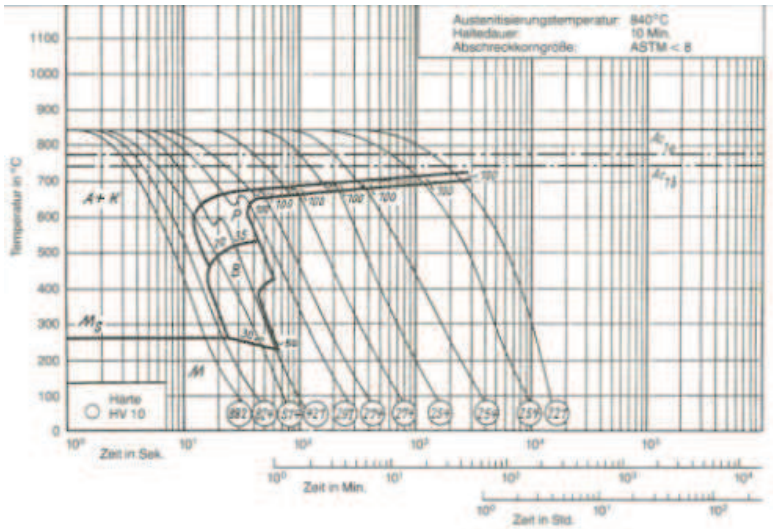


Figure 1-18 : Courbes TRC de l'acier 100Cr6.

Le phénomène lié à la formation de copeaux en usinage, et l'effet de différentes microstructures (présence de carbures) sur la capacité à être usiné ou encore sur le comportement de ce matériau en extrusion ont été étudiés par [LAB09] et [HAB06]. Un modèle numérique avec endommagement a été développé. Ce modèle permet de prédire l'apparition de chevrons lors de la mise en forme.

Cette nuance a été étudiée lors de son passage à l'état semi solide, [PÜT07a] et [PÜT07b] a étudié les propriétés de l'acier 100Cr6 après ce passage. Les propriétés mécaniques à la rupture et les modes de rupture sont étudiés en fonction du cycle thermique subi.

Enfin la majeure partie des études effectuées en bibliographie s'effectuent autour de la microstructure de cet acier (figure 1-19). Comme le montre les courbes TRC (figure 1-18), la phase martensitique est très régulièrement rencontrée. Cette transformation a donc fait l'objet de recherches détaillées par [SID02] et [PER09]. Ils ont étudié l'évolution dimensionnelle des aciers martensitiques lors d'un maintien en température. Les mécanismes régissant le fondement métallurgique de ce phénomène (la précipitation des carbures, la décomposition de l'austénite résiduelle et la transformation de phase) sont étudiés. Des phénomènes liés à différentes anomalies métallurgiques sont également étudiés comme l'analyse de « bandes blanches » effectué par [ZHO00]. Lors de la coulée continue du 100Cr6, ces « bandes blanches » apparaissent dans les zones ségrégées et sont fonction de la quantité d'oxygène. Leur impact négatif sur la résistance à la fissuration est également mis en lumière.

Toutes ces sources montrent les difficultés actuelles à couler et à mettre en forme ce matériau. De plus, il s'avère que ses propriétés mécaniques sont particulièrement dépendantes de sa microstructure. La dilatation induite par la transformation de phase semble être importante et peut donc impacter fortement la résistance du matériau.

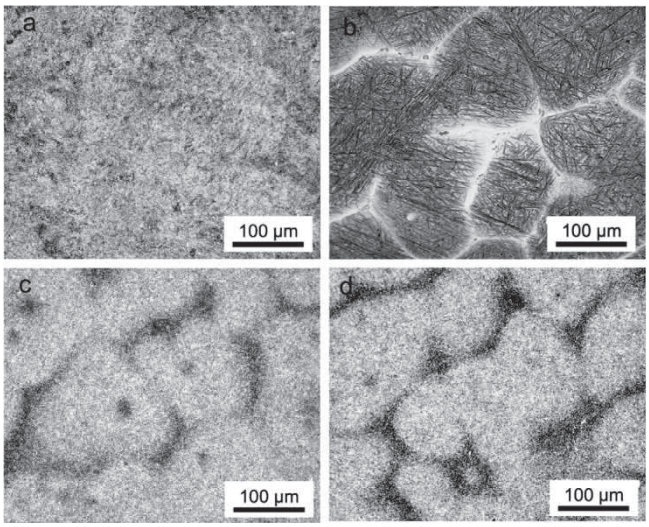


Figure 1-19 : Microstructure de l'acier 100Cr6 après différents traitements thermiques par [PÜT07a]. a) recuit à 850°C en 2h et trempe à l'huile, b) recuit à 1425°C en 0.33h et refroidi à 100°C/s, c) recuit à 1425°C en 0.33h puis refroidi à 850°C en 0.33h puis trempe à l'huile et d) recuit à 1425°C en 0.33h et refroidi à 100°C/s puis recuit à 850°C en 2h et trempe à l'huile.

Acier inoxydable composée de 13% de Chrome.

La dernière nuance ciblée est un acier fortement allié au chrome appelé 13%Cr au VRA. Ces aciers sont assimilés à des aciers inoxydables martensitiques à structure quadratiques. [Ben71b] dissocie les aciers inoxydables en deux catégories, les aciers contenant uniquement un haut pourcentage de chrome (la catégorie de notre nuance ciblée) et les aciers possédant un taux élevé de chrome et de nickel (également existants au VRA mais non étudiés).

Le calcul Thermocalc (figure 1-21) prédit pour cette nuance une matrice ferritique, la présence de différents carbures et des phases particulières (phases σ, Z et de laves). Il est à noter que la ferrite et certains carbures sont dissociés en deux groupes. Lors de l'élaboration de cet acier, sa matrice devient martensitique en raison du refroidissement à l'air. Par la suite il est traité de manière à adoucir ses propriétés (Figure 1-20).

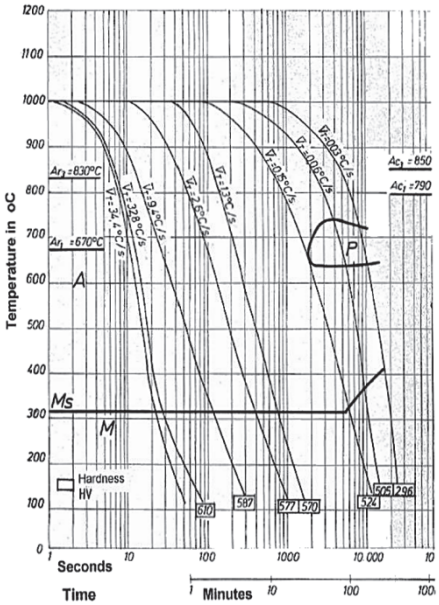


Figure 1-20 : Diagramme TRC d'un acier inoxydable martensitiques à 13% de chrome.

2 : Ferrite
3 : Cr_2B
4 : MX → TiN
5 : $M_{23}C_6$
6 : Phase Z
7 : MX → (Ti,V,Nb)N
8 : Austénite
9 : Liquide
10 : Phase de Laves
11 : Phase sigma

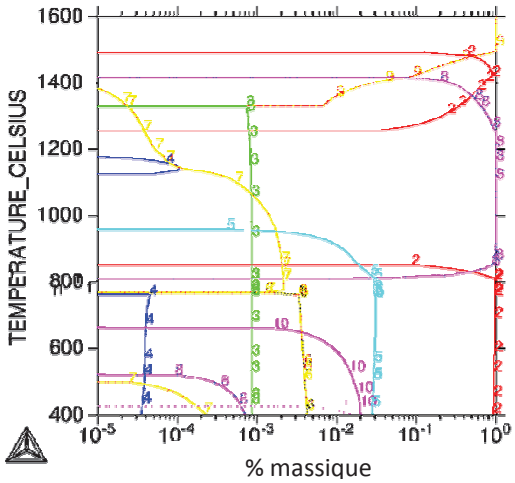


Figure 1-21 : Diagramme d'équilibre de l'acier inoxydable à 13% de chrome.

Les aciers inoxydables sont devenus incontournables dans la conception de certains produits industriels. De par leurs propriétés mécaniques et leur résistance à la corrosion. En revanche, leurs prix élevés, leurs difficultés de mise en forme et leur complexité métallurgique sont souvent un frein à leur utilisation. Comme pour les autres nuances sélectionnées, les axes de recherche actuels s'articulent autour de la capacité de mise en forme et l'évolution de la métallurgie de ces aciers inoxydables.

[LI07] a analysé le procédé de laminage de tube sans soudure dans le but de réduire l'apparition de défauts. La nuance laminée est un acier contenant 9% de chrome (9CrMo), nuance connue au VRA sous l'appellation P91. Cette nuance est également connue, par expérience pour ses difficultés de mise en œuvre.

[CHE10] a étudié par une approche locale, l'endommagement à haute température d'un acier inoxydable dual-phase (Cr = 11%, Ni=0.2%). Deux modèles couplés ont été développés en fonction de la microstructure (ferrite lamellaire et globulaire). L'impact de la morphologie a ainsi pu être précisément étudié. [LI09] a quantifié l'influence de la vitesse de refroidissement sur la sensibilité à la fissuration d'un acier inoxydable (23% Cr et 5% Ni). Un essai a été développé pour simuler le refroidissement lors de la solidification du matériau et la sensibilité à la fissuration a été reliée au ratio entre proportion de ferrite et d'austénite dans le matériau.

La partie métallurgique (figure 1-22) fait aussi état de plusieurs phénomènes importants. L'effet de l'austénite apparue lors de traitements thermiques est étudié dans les travaux de [BIL01] et de [SON10]. La sensibilité à la rupture ductile et fragile d'un acier inoxydable (12% Cr et 5% Ni) a été quantifiée en fonction de la microstructure obtenue par les traitements thermiques. L'effet de différents précipités a également suscité l'intérêt de [PRE02], il a développé un modèle permettant de quantifier l'effet des précipités sur la ductilité de plusieurs aciers (7-13%Cr). Les effets des particules de seconde phase et de la température ont été également mesurés. Enfin, plus généralement [ZWI93] propose un état des lieux des différents aciers fortement alliés au chrome. Son étude apporte plusieurs informations sur les propriétés métallurgiques et mécaniques de ces nuances.

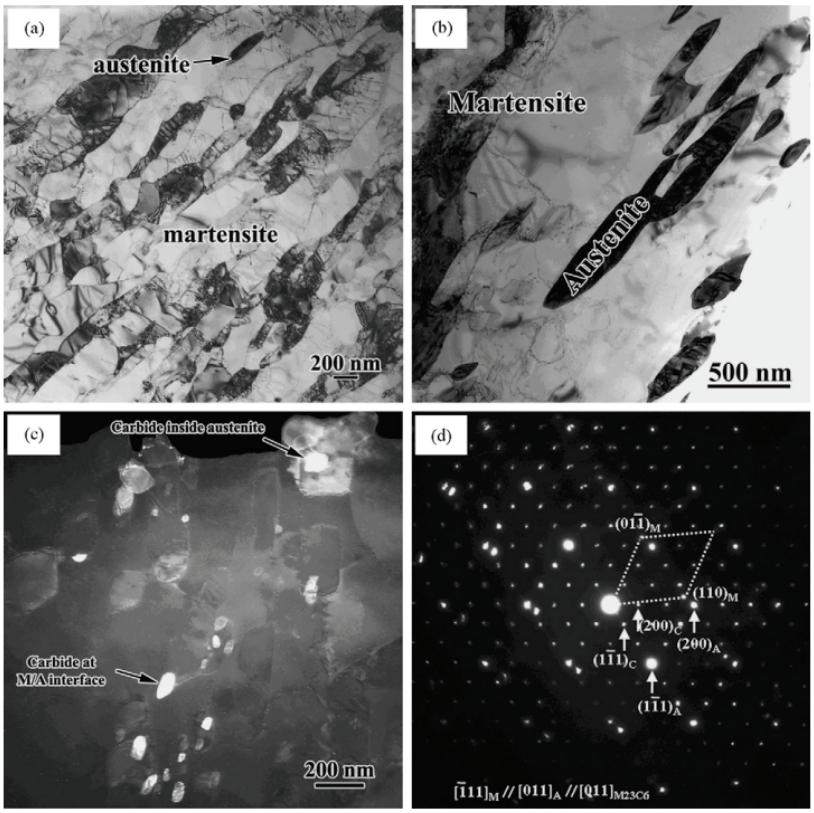


Figure 1-22 : Microstructure d'un acier inoxydable à 13%Cr suivant [SON10].
a) et b) microstructure (austénite + ferrite) par image TEM, c) Image montrant les carbures $M_{23}C_6$ et les particules d'austénite, d) Diffraction X de c).

Ces différentes sources montrent les besoins en caractérisation des aciers inoxydables. Elles montrent également les difficultés de mise en forme et la sensibilité à la fissuration de ce matériau. L'analyse des phases en présence et de la population de particules de seconde phase dans ces nuances est un thème de recherche important.

L'influence des éléments d'addition et d'accompagnement.

Lors de la prise de contact avec les tuberies, des éléments d'alliages tels que le carbone, le chrome, le molybdène ou encore le niobium ont été cités comme rendant le matériau très sensible à notre problématique. Une revue de la littérature appliquée aux éléments d'alliages a donc été réalisée.

Les éléments d'accompagnement.

Les conditions d'élaboration de l'acier entraînent presque obligatoirement l'introduction de divers éléments autres que le carbone. Dans [BEN71a] les effets de l'oxygène, de l'azote, de l'hydrogène, du phosphore, de l'arsenic et du soufre sont étudiés. Ces éléments entraînent l'apparition de carbures ou de précipités, augmentant ainsi les caractéristiques mécaniques des aciers mais les rendant beaucoup plus difficiles à mettre en œuvre.

Les éléments d'addition.

Le chrome, essentiellement utilisé pour améliorer la résistance à la corrosion, augmente grandement les propriétés mécaniques de l'acier mais le rend également beaucoup plus fragile. Il accentue la sensibilité à la fissuration des aciers, ce qui oblige à allonger les temps de chauffe.

La thèse de [HAN10] quantifie l'influence d'éléments d'alliage tels que le chrome, le vanadium, silicium, et le manganèse. Le chrome ne provoque aucun effet à basse température de revenu (450°C). Au-dessus de cette température il joue un rôle de plus en plus important en fonction de sa concentration. A des taux inférieurs à 2%, il provoque la création de carbures et d'une cémentite enrichie. Pour des teneurs supérieures, il peut totalement remplacer la cémentite et créer deux types de carbures (Cr_7C_3 et $Cr_{23}C_6$).

Le molybdène augmente la résistance à la déformation à chaud et les températures d'utilisation des aciers. Il accroit aussi l'efficacité des traitements thermiques.

Le niobium est utilisé pour fixer le carbone dans les aciers inoxydables, il est moins performant que le titane dans ce rôle, mais il a l'avantage d'être moins oxydable. Sa présence conduit à la formation de carbures (Nb_4C_3), ces carbures donnent lieu à un durcissement structural observable pour des températures de revenu comprises entre 300°C et 500°C.

L'effet du carbone est étudié depuis longtemps, [YU98] a étudié l'influence du carbone en réalisant des essais mécaniques sur plusieurs nuances d'aciers. A partir de ces analyses, il est montré que la sensibilité à la fissuration augmente avec le taux de carbone, celui- ci rendant la structure plus fragile. Plus récemment [CER07] a montré que les éléments comme le carbone, le manganèse, le soufre et le phosphore sont très influents sur les propriétés de fissuration à chaud des aciers (le 40CrMnMo8 qui est proche de nos aciers et le 100Cr6). Son analyse basée sur des essais expérimentaux de refusion et une simulation numérique permettent de montrer l'augmentation de la criquabilité des aciers en fonction de leur teneur en carbone.

Cette revue bibliographique confirme les hypothèses établies lors de la prise de contact, ces quatre éléments ont tous un intérêt certain dans la conception d'aciers mais provoquent également une augmentation de la sensibilité de ces aciers aux problèmes de fissuration.

1-4 Conclusions.

Ce premier chapitre permet, au travers de l'analyse de la chaîne de production des tubes du groupe Vallourec et des résultats scientifiques et techniques issus de la littérature, de présenter les contextes industriel et scientifique de ce projet de thèse.

Les processus de coulée en lingot et continue ont été présentés. Dans le groupe Vallourec le procédé continu est le plus répandu. Il a été modifié il y a quelques années entraînant une mise à jour complète des paramètres de réglage. La défectologie similaire pour les deux types de coulée, rattachée à ces procédés a été présentée. Les anomalies métallurgiques peuvent apparaître en peau du produit ou rester internes. Les porosités et les fissures sont les anomalies les plus fréquemment rencontrées, leurs mécanismes d'apparition sont liés au phénomène très complexe de la solidification des aciers. Pour se concentrer sur le réchauffage, ces anomalies sont considérées comme existantes dans le produit pour l'étude de la séquence de chauffage.

Les différents types de fours ont été présentés, le four à sole tournante, représentant un passage obligé dans la chaîne de fabrication, a été principalement détaillé. Les moyens de gestion de ce type de four ont été décrits et la formulation des modèles numériques existant au VRA servira de base au développement de nouvelles simulations. La défectologie associée au réchauffage est compliquée à détecter avant le procédé de mise en forme. Les phénomènes de brûlure ou de changement métallurgique doivent être identifiés à posteriori. L'impact du réchauffage nécessite, en revanche le développement d'une nouvelle méthodologie d'analyse.

Le procédé de laminage/perçage en aval du four de chauffe a été décrit. La défectologie associée est complexe car elle dépend de l'histoire thermomécanique du produit. Les défauts en peau intérieure des ébauches des tubes les plus souvent rencontrés sont les pailles et les anneaux, ils restent très difficiles à supprimer et leurs causes d'apparition sont sans doute liées à toute la chaîne de fabrication.

En conclusion de la partie défectologie, une hypothèse expliquant les phénomènes d'apparition des ID ring a été présentée. C'est défauts révélés lors du perçage, résultent principalement d'anomalies métallurgiques formées lors de la coulée-continue, le cycle de réchauffage provoquant ensuite une évolution de ces anomalies.

Les deux premières parties ont permis de faire un état des lieux des différents procédés de fabrication et ainsi d'analyser les procédés les plus sensibles.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à la présentation de nuances ciblées. A partir des rapports recensés dans le groupe, les défauts de fabrication ciblés sont les « ID ring » et « ID paille ». Le recensement des avaries sur ces défauts a permis de cibler 4 nuances : il s'agit de deux nuances à base de chrome et de molybdène (24CrMo4 et 42CrMo4), d'un acier à roulement (100Cr6) et d'un acier inoxydable (13%Cr). Les caractéristiques des nuances et leurs thématiques de recherches actuelles les concernant ont été présentées. Une recherche bibliographique sur les éléments d'additions influents a été ensuite effectuée.

A partir de ce chapitre les couples procédés/nuances ont pu être ciblés, garantissant la pertinence des futures démarches. La prochaine étape est d'analyser et de comprendre l'impact du réchauffage, en identifiant les mécanismes thermomécaniques engendrés lors de la chauffe.

Références bibliographiques

[ABD06] : ABDO, Diala. *Modélisation dynamique et supervision des fours de réchauffage continus de la sidérurgie*. 2006. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[ABD08] : Abdollah-Zadeh, A., Salemi, A., & Assadi, H. (2008). Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite–bainite–martensite microstructure. *Materials Science and Engineering: A*, *483*, 325-328.

[BEN71a] : Roland Bensimon, Pyc Edition, Paris 1971, les Aciers Tome 1, Généralités sur les procédés d'élaboration des aciers et leurs incidences sur les propriétés d'emploi pratique théorie et applications des traitements thermiques des aciers.

[BEN71b] : Roland Bension, Pyc Edition, Paris 1971, Les Aciers Tome 2, Influences des divers éléments d'addition sur les propriétés des aciers.

[BER06] : Berazategui, D. A., Cavaliere, M. A., Montelatici, L., & Dvorkin, E. N. (2006). On the modelling of complex 3D bulk metal forming processes via the pseudo-concentrations technique. Application to the simulation of the Mannesmann piercing process. *International journal for numerical methods in engineering*, *65*(7), 1113-1144.

[BIL01] : Bilmes, P. D., Solari, M., & Llorente, C. L. (2001). Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. *Materials Characterization*, *46*(4), 285-296.

[CAS05] : Casotto, S., Pascon, F., Habraken, A. M., & Bruschi, S. (2005). Thermo-mechanical-metallurgical model to predict geometrical distortions of rings during cooling phase after ring rolling operations. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, *45*(6), 657-664.

[CER07] : CERRI, Olivier. *Rupture à chaud dans les aciers au cours de leur solidification: caractérisation expérimentale et modélisation thermomécanique*. 2007. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[CHA08] : Chastel, Y., Diop, A., Fanini, S., Bouchard, P. O., & Mocellin, K. (2008). Finite element modeling of tube piercing and creation of a crack. *International Journal of Material Forming*, *1*(1), 355-358.

[CHE10] : Chéhab, B., Bréchet, Y., Véron, M., Jacques, P. J., Parry, G., Mithieux, J. D., ... & Pardoen, T. (2010). Micromechanics of high-temperature damage in dual-phase stainless steel. *Acta Materialia*, *58*(2), 626-637.

[COS04] : COSTES, Frédéric. *Modélisation thermomécanique tridimensionnelle par éléments finis de la coulée continue d'aciers*. 2004. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[DAM01] : Damhof, F., Tesselaar, W., & Van den Eynden, J. C. (2007, September). A novel experimental approach to investigate thermal shock damage in refractory materials. In *Ceramic Forum International* (Vol. 84, pp. 75-79).

[DEG00] : Deguang, Z., Jie, F., Ping, W., Junhuo, X., Yaqing, X., & Zheng, L. (1999). Formation mechanism of carbon segregation for bearing steel concasting billet and its influencing factors. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, *2*, 006.

[DHO87] : Dhooge, A., & Vinckier, A. (1987). Reheat cracking—a review of recent studies. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, *27*(4), 239-269.

[ERM87] : Erman, E. (1987). The influence of the processing parameters on the performance of the two-roll piercing operation. *Journal of mechanical working technology*, *15*(2), 167-179.

[FEN09] : Feng, Y., & Jin, Z. (2009). Thermal fracture of functionally graded plate with parallel surface cracks. *Acta Mechanica Solida Sinica*, *22*(5), 453-464.

[FER03] : FERRAND, Ludovic. *Modélisation et expérimentation des fours de réchauffage sidérurgiques équipés de brûleurs régénératifs à Oxydation sans Flamme*. 2003. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[GEN02] : Genzano, C., Madias, J., Dalmaso, D., Petroni, J., Biurrun, D., Di Gresia, G., & Siderar, S. A. I. C. (2002, June). Elimination of surface defects in cold-rolled extra low carbon steel sheet. In *Steelmaking Conference Proceedings* (Vol. 85, pp. 325-332).

[GHI09] : Ghiotti, A., Fanini, S., Bruschi, S., & Bariani, P. F. (2009). Modelling of the Mannesmann effect. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, *58*(1), 255-258.

[GUR77] : A.L. Gurson, 1977, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media.

[HAB06] : HABAK, Malek. *Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6*. 2006. Thèse de doctorat. Arts et Métiers ParisTech.

[HAN10] : Hantcherli, M. (2010). *Influence d'éléments d'addition sur les transformations de la martensite revenue dans les aciers faiblement alliés* (Doctoral dissertation, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne).

[HEW76] : Hewitt, P., & Hockenhull, B. S. (1976). The effect of microstructures on the stress corrosion cracking susceptibility of A 13% Cr martensitic stainless steel. *Corrosion Science*, *16*(1), 47-51.

[HRY91] : HRYCAJ, Philippe. *Modélisation de la croissance de cavités et du contact unilatéral en viscoplasticité. Application au laminage perçage*. Thèse de doctorat.

[JAN10] : Jang, J. H., Lee, D. E., Kim, M. Y., & Kim, H. G. (2010). Investigation of the slab heating characteristics in a reheating furnace with the formation and growth of scale on the slab surface. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, *53*(19), 4326-4332.

[KAB03] : KABIRI, Moulay Rachid. *Fissuration des aciers à haute température: effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation*. 2003. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[KIM07] : Kim, M. Y. (2007). A heat transfer model for the analysis of transient heating of the slab in a direct-fired walking beam type reheating furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, *50*(19), 3740-3748.

[KOM05] : Komori, K. (2005). Simulation of Mannesmann piercing process by the three-dimensional rigid-plastic finite-element method. *International journal of mechanical sciences*, *47*(12), 1838-1853.

[KOM09] : Komori, K., & Mizuno, K. (2009). Study on plastic deformation in cone-type rotary piercing process using model piercing mill for modeling clay. *Journal of Materials Processing Technology*, *209*(11), 4994-5001.

[KUB79] : Shiro, K., Kiyotsugu, O., & Keiji, O. (1979). An analysis of creep crack propagation on the basis of the plastic singular stress field. *Engineering Fracture Mechanics*, *11*(2), 315-329.

[KUM99] : Ravi Kumar, B., Bhattacharya, D. K., Das, S. K., & Ghosh Chowdhury, S. (2000). Premature fatigue failure of a spring due to quench cracks. *engineering failure analysis*, *7*(6), 377-384.

[LAB09] : Labergere, C., Lestriez, P., Saanouni, K., & Rassineux, A. (2009). Numerical simulation of bursting in extrusion process using finite viscoplasticity with ductile damage and thermal effects. *International Journal of Material Forming*, *2*(1), 89-92.

[LEG88] : Legrand, M. (1988). *Analyse mécanique du procédé de perçage-laminage de tubes sans soudure* (Doctoral dissertation, Valenciennes).

[LEM05] : Lemaitre, J., & Desmorat, R. (2005). *Engineering damage mechanics: ductile, creep, fatigue and brittle failures*. Springer.

[LI07] : LI, S. Z., XU, J., YIN, Y. D., XUE, J. G., & FENG, Y. (2007). Mechanism of internal surface crack formation of seamless modified 9Cr-1Mo steel tube rolled by mandrel mill and its application. *Journal of Iron and Steel Research, International*, *14*(5), 273-276.

[LI09] : Li, Z., Zhong, H., Sun, Q., Xu, Z., & Zhai, Q. (2009). Effect of cooling rate on hot-crack susceptibility of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, *506*(1), 191-195.

[LIE91] : LIEBAERT, Philippe. *Etude de la forgeabilité des aciers à haute température. Mise en œuvre d'essais de criquabilité*. Thèse de doctorat.

[LIU05] : LIU, Weitao. Finite element modelling of macrosegregation and thermomechanical phenomena in solidification processes. 2005. Thèse ENSAP.

[MEY09] : Meysami, A. H., Ghasemzadeh, R., Seyedein, S. H., Aboutalebi, M. R., Ebrahimi, R., & Javidani, M. (2009). Physical simulation of hot deformation and microstructural evolution for 42CrMo4 steel prior to direct quenching. *Journal of Iron and Steel Research, International*, *16*(6), 47-51.

[MIL01] : Milani, A., & Saponaro, A. (2001). Diluted combustion technologies. *IFRF Combustion Journal*, *1*, 1-32.

[NEH09] : NEHME, Wassim. *Étude et modélisation de fours à gaz sidérurgiques en vue d'améliorer*

leur efficacité énergétique. 2009. Thèse de doctorat.

[PAS06] : PASCON, F. et HABRAKEN, A. M. Finite element study of the effect of some local defects on the risk of transverse cracking in continuous casting of steel slabs. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 2007, vol. 196, no 21, p. 2285-2299.

[PEN08] : PENIGUET, Olivier. *Contribution à la caractérisation d'alliages métalliques à faible ductilité après refusions et sollidification in situ*. 2008. Thèse de doctorat.

[PER09] : Perez, M., Sidoroff, C., Vincent, A., & Esnouf, C. (2009). Microstructural evolution of martensitic 100Cr6 bearing steel during tempering: From thermoelectric power measurements to the prediction of dimensional changes. *Acta Materialia*, *57*(11), 3170-3181.

[PRE02] : Preininger, D. (2002). Modelling of the effect of precipitates on work-hardening, ductility and impact behaviour of ferritic–martensitic Cr steels. *Journal of nuclear materials*, *307*, 514-520.

[PUS91] : Pussegoda, L. N., Barbosa, R., Yue, S., Jonas, J. J., & Hunt, P. J. (1991). Laboratory simulation of seamless-tube rolling. *Journal of materials processing technology*, *25*(1), 69-90.

[PÜT07a] : Püttgen, W., Hallstedt, B., Bleck, W., Löffler, J. F., & Uggowitzer, P. J. (2007). On the microstructure and properties of 100Cr6 steel processed in the semi-solid state. *Acta Materialia*, *55*(19), 6553-6560.

[PÜT07b] : Püttgen, W., Hallstedt, B., Bleck, W., & Uggowitzer, P. J. (2007). On the microstructure formation in chromium steels rapidly cooled from the semi-solid state. *Acta materialia*, *55*(3), 1033-1042.

[REG02] : Reggio, M., McKenty, F., Gravel, L., Cortes, J., Morales, G., & Ladron de Guevara, M. A. (2002). Computational analysis of the process for manufacturing seamless tubes. *Applied thermal engineering*, *22*(4), 459-470.

[REV97] : REVAUX, Thierry. *Essais de caractérisation mécanique d'alliages métalliques après refusion et solidification in situ*. 1997. Thèse de doctorat.

[RIV11] : Rivaux, B. (2011). *Simulation 3D éléments finis des macroségrégations en peau induites par déformations thermomécaniques lors de la solidification d'alliages métalliques* (Doctoral dissertation, École Nationale Supérieure des Mines de Paris).

[SID02] : Sidoroff, C., Franciosi, P., Vincent, A., Girodin, D., & Dudragne, G. (2002). Évolution dimensionnelle des aciers martensitiques: étude expérimentale et modélisation. *Mécanique & industries*, *3*(5), 503-511.

[SIH86] : Sih, G. C., & Chen, C. K. (1986). Growth of crack caused by temperature gradients with change in surface insulation. *Theoretical and applied fracture mechanics*, *5*(2), 101-107.

[SON10] : Song, Y. Y., Ping, D. H., Yin, F. X., Li, X. Y., & Li, Y. Y. (2010). Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe–13% Cr–4% Ni–Mo martensitic stainless steel. *Materials*

Science and Engineering: A, *527*(3), 614-618.

[STÅ92] : Ståhlberg, U., & Keife, H. (1992). A study of hole closure in hot rolling as influenced by forced cooling. *Journal of materials processing technology*, *30*(1), 131-135.

[SUG08] : Sugianto, A., Narazaki, M., Kogawara, M., & Shirayori, A. (2009). Failure analysis and prevention of quench crack of eccentric holed disk by experimental study and computer simulation. *Engineering Failure Analysis*, *16*(1), 70-84.

[TRI04] : Trinks, W. (Ed.). (2004). *Industrial furnaces* (Vol. 1). Wiley. com.

[VAZ09] : Vazdirvanidis, A., Pantazopoulos, G., & Louvaris, A. (2009). Failure analysis of a hardened and tempered structural steel (42CrMo4) bar for automotive applications. *Engineering Failure Analysis*, *16*(4), 1033-1038.

[XIA82] : Xiao, Y. G., & Huang, G. H. (1982). On the compatibility between< i> J</i>-Integral and crack opening displacement. *Engineering Fracture Mechanics*, *16*(1), 83-94.

[YU98] : Yu, M. T., & Topper, T. H. (1989). Effect of carbon content and microstructure on near threshold crack propagation. *International Journal of Fatigue*, *11*(5), 335-340.

[YUA08] : Yuan, C., Vandeperre, L. J., Stearn, R. J., & Clegg, W. J. (2008). The effect of porosity in thermal shock. *Journal of Materials Science*, *43*(12), 4099-4106.

[ZHO00] : ZHOlP, D., Fu, J., Wang, P., Xu, J., Xie, Y., & Li, Z. (2000). Carbon segregation of bearing steel concasting billet. *J. Mater. Sci. Technol*, *16*(3), 273.

[ZWI93] : Van Zwieten, A. C. T. M., & Bulloch, J. H. (1993). Some considerations on the toughness properties of ferritic stainless steels—A brief review. *International journal of pressure vessels and piping*, *56*(1), 1-31.

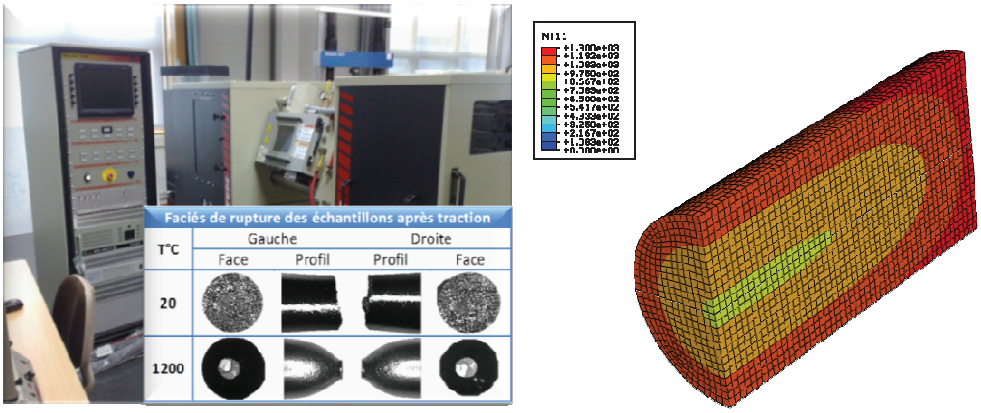
Identification des mécanismes thermomécaniques lors de la chauffe

Chapitre 2

2-1 Caractérisation d'une billette de coulée-continue.

2-2 Développement d'un modèle thermomécanique.

2-3 Conclusions.



Résumé :

Le deuxième chapitre est consacré à l'identification des mécanismes thermomécaniques induit lors de la chauffe. Pour cela le comportement d'une billette de coulée-continue est caractérisé à l'aide d'essais rhéologiques. Outre les lois de comportement, ces essais permettent de faire les premières constatations et hypothèses sur les modes de rupture. Des simulations numériques du cycle de chauffe ont été effectuées afin de voir l'impact du réchauffage sur le comportement thermomécanique et d'identifier les zones de sollicitations critiques.

2-1 Caractérisation d'une billette de coulée continue.

La coulée continue est un procédé de fabrication nécessitant un réglage précis adapté à la nuance à réaliser. La qualité et les caractéristiques de l'alliage en sortie sont directement impactés par les paramètres de coulée et il est nécessaire d'en de connaitre parfaitement le comportement.

Etude de la santé axiale.

Un protocole de caractérisation de la santé axiale à cœur est utilisé au centre de recherche pour valider le procédé de coulée. Ce protocole comprend une détection par radiographie des défauts et une identification de la microstructure associée selon la zone de la billette.

La caractérisation de la santé axiale à cœur s'effectue à l'aide de radiographies réalisées sur les billettes. Une découpe dans le sens longitudinal d'une plaquette de 20mm d'épaisseur est réalisée sur le rond de départ, le plan médian de cette plaquette est équivalent au plan axial de la billette. En fonction des dimensions des anomalies identifiées et de leur type (porosité ou crique), des indices allant de 1 à 5 permettent de caractériser la santé axiale de la billette, un indice de 1 correspondant à une billette de bonne qualité mais composant des défauts de dimensions comprises entre 3 et 10mm (Tableau 2-1).

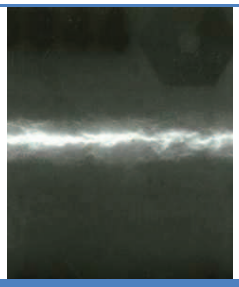
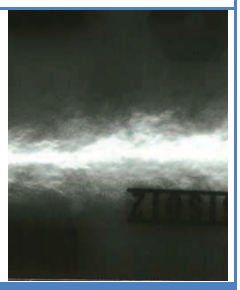
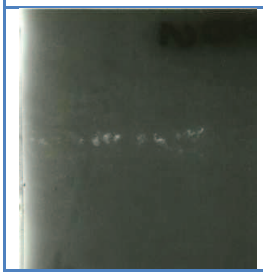
Criques à cœur				
Indice 1	Indice 2	Indice 3	Indice 4	Indice 5
3 à 10 mm	11 à 20 mm	21 à 30mm	31 à 40 mm	> 40mm
				
Porosités à cœur				
Indice 1	Indice 2	Indice 3	Indice 4	Indice 5
3 à 10 mm	11 à 20 mm	21 à 30mm	31 à 40 mm	> 40mm
				

Tableau 2-1 : Indices développés au VRA pour la caractérisation de la santé axiale de billette.

Ces radiographies sont devenues un standard au fil des années au VRA. Des phénomènes de diffraction viennent cependant inévitablement perturber les images, rendant ainsi les interprétations plus ou moins délicates. Les radiographies sont toutefois un moyen efficace, dans le cadre de cette étude, pour identifier la localisation et la morphologie de certains défauts. Des macrographies complémentaires ont donc été menées conjointement sur les échantillons radiographiés. Ces

macrographies réalisées perpendiculairement au plan de radiographies permettent d'avoir l'équivalent d'une représentation en trois dimensions des anomalies. La figure 2-1 montre la complémentarité des résultats entre les macrographies et les radiographies sur trois échantillons de billettes.

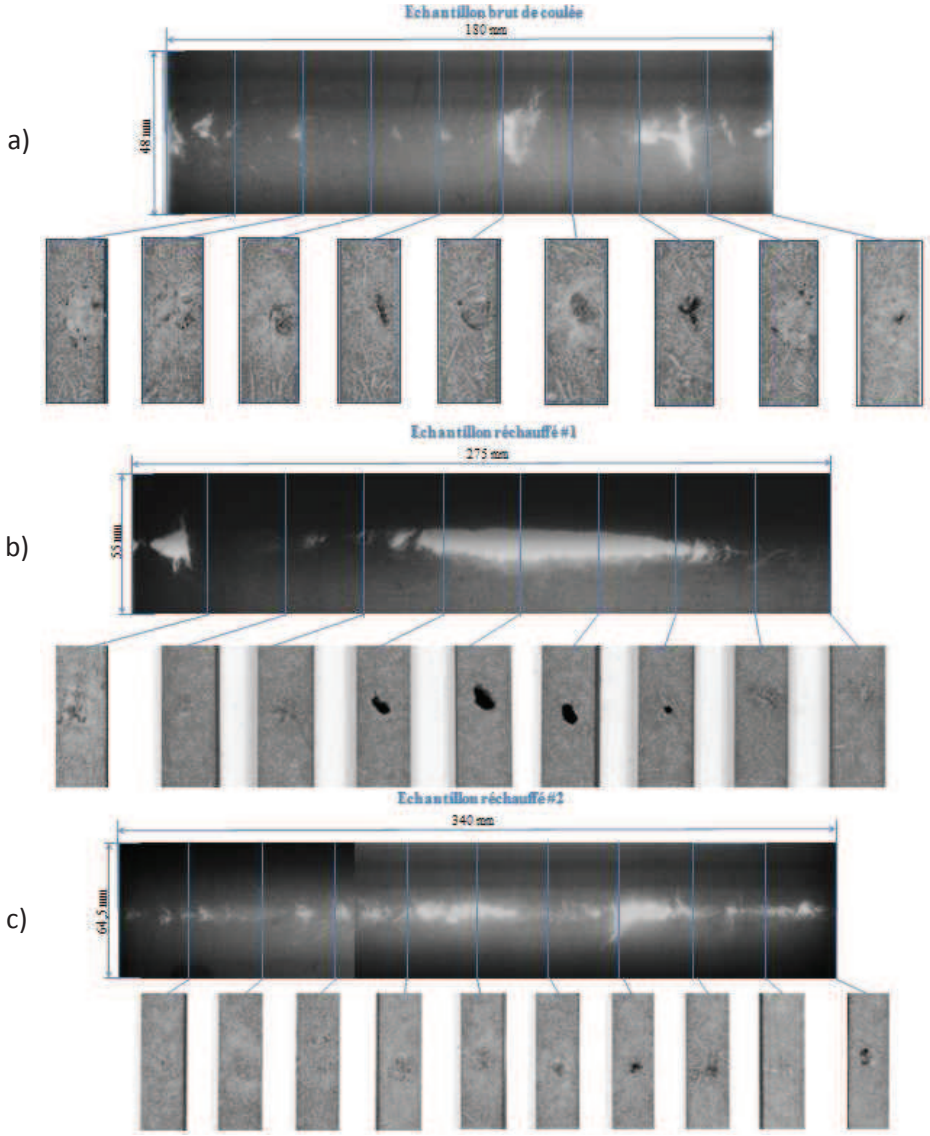


Figure 2-1 : Validation des radiographies à partir de macrographies successives sur trois échantillons (a,b et c) issus de la chaîne de fabrication.

Les macrographies montrent que les anomalies plus importantes avec une morphologie sphérique sont parfaitement représentées sur les radiographies. En revanche les fissures sont plus difficiles à identifier sur les radiographies, il est donc difficile d'analyser ce type d'anomalies.

Ces examens sont assez complémentaires, les radiographies permettent d'avoir une projection des anomalies à cœur, les macrographies réalisées perpendiculairement permettent d'en avoir une représentation 3D. Les macrographies ont en outre l'avantage de révéler dans un même temps la microstructure. Il semble donc opportun de réaliser ces deux examens pour une caractérisation complète de la santé axiale. Le tableau 2-2 regroupe les macrographies et radiographies réalisées sur les quatre nuances sélectionnées.

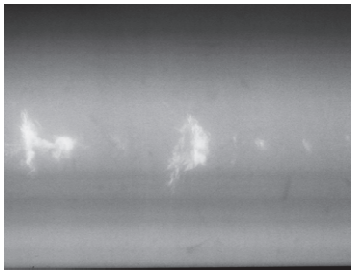
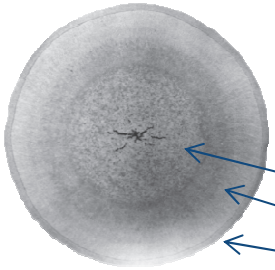
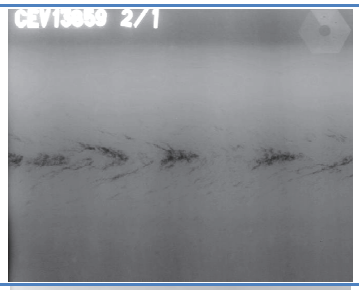
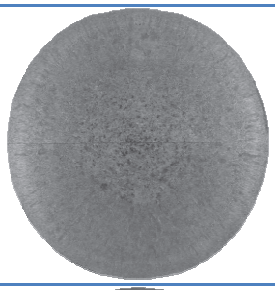
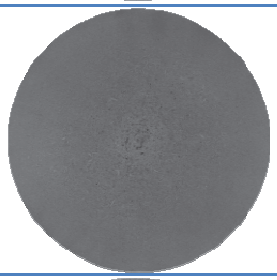
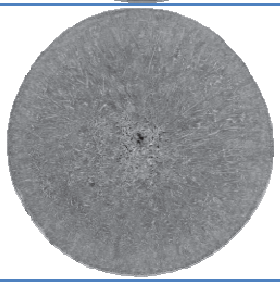
Nuances	Radiographie	Macrographies	Conclusions
24CrMo4			Indice porosités : 2 Indice criques : 3 Réseaux de criques en étoile. Zone équiaxe : Ø140mm Zone basaltique : ≈100mm Zone de peau : 12mm
42CrMo4			Indice porosités : 3 Indice criques : 5 Zone équiaxe : Ø160mm Zone basaltique : ≈70mm Zone de peau : 10mm
100Cr6			Indice porosités : 1 Indice criques : 1 Structure légèrement poreuse à cœur. Structure recristallisée après laminage.
13%Cr			Indice porosité : 4 Indice criques : 3 Structure poreuse à cœur. Structure partiellement recristallisée après forgeage.

Tableau 2-2 : Examens métallurgiques des nuances sélectionnées.

La santé axiale d'un échantillon brut de coulée est globalement constituée de trois zones, une zone équiaxe à cœur composée de grains fins, une zone basaltique composée de grains colonnaires de plusieurs centimètres de longueur et une zone de peau à grains fins.

Les structures des nuances 100Cr6 et 13%Cr sont partiellement recristallisées en raison de traitements mécanique et thermique réalisés dans un souci d'amélioration de la santé axiale. Le traitement mécanique est un forgeage ou un laminage chaud visant à refermer les anomalies à cœur. Le traitement thermique est un recuit d'adoucissement visant à relâcher les contraintes résiduelles. Malgré ces traitements des défauts apparaissent encore lors de la mise en forme.

Les anomalies métallurgiques se situent le plus généralement à cœur, mais pour certaines nuances (24CrMo4 et 42CrMo4) il apparait des criques sous-cutanées. On peut noter que les échantillons provenant de ces coulées ont d'ailleurs causé beaucoup d'ID ring et que des fissures de grandes dimensions ont été identifiées au cœur des billettes en 42CrMo4.

Des échantillons en 24CrMo4 et 42CrMo4 ont été prélevés en sortie de four de réchauffage dans l'optique de comparer leur santé axiale à celle des échantillons brut de coulée. Ils présentent une structure complétement recristallisée et quelques anomalies à cœur. Les résultats sont

malheureusement peu probants, le nombre d'échantillons prélevés avant et après réchauffage étant trop faible, la dispersion des dimensions d'anomalies est trop importante.

Caractérisation expérimentale de la rhéologie des nuances

Les essais mécaniques sont un passage obligé pour accéder aux grandeurs caractéristiques des matériaux, du module d'Young à la limite d'élasticité, en passant par la ténacité ou la résistance à la fatigue. Le choix du type d'essai dépend des grandeurs physiques à identifier et du type de sollicitation à représenter (uni-axiale ou multiaxiale). Les essais uni-axiaux les plus utilisés sont les essais de traction et de compression, de par leur relative facilité de mise en œuvre et leur procédure maintes fois éprouvée.

Lors de ces essais il est important de reproduire l'histoire thermomécanique de l'alliage (température et vitesse de sollicitation).

C'est la plateforme thermomécanique Gleeble 3500 (Figure 2-2) disponible au laboratoire que nous avons choisi d'utiliser pour notre campagne d'essai. Cette machine permet en effet, de réaliser des essais sur une large gamme de température et de vitesse de déformation et ce dans des conditions de vide atmosphérique limitant l'oxydation des échantillons.

Figure 2-2 : Plateforme thermomécanique Gleeble 3500 utilisée pour les essais de caractérisation.

L'essai retenu est une traction monotone et uni-axiale sur éprouvettes axisymétrique (Figure 2-3). Le moyen de chauffe de cette machine (résistif) entraine un gradient thermique longitudinal, un temps de maintien est donc réalisé afin de le stabiliser pour ainsi identifier le comportement sur une zone où la température peut être considérée homogène.

Les essais sont menés avec un pas de températures de 100°C, ceci permettant de couvrir la gamme de températures des billettes lors de la chauffe (de 20 à 1200°C) avec un nombre d'échantillons raisonnables.

La géométrie des éprouvettes couramment utilisées sur ce dispositif n'est pas adaptée aux essais à basse température, la rupture pouvant intervenir à la fixation. La géométrie d'éprouvette a donc été modifiée (figure 2-3) pour assurer une position correcte de la rupture lors de ces essais. Il a été vérifié numériquement que le taux de triaxialité n'était que peut impacté par cette modification.

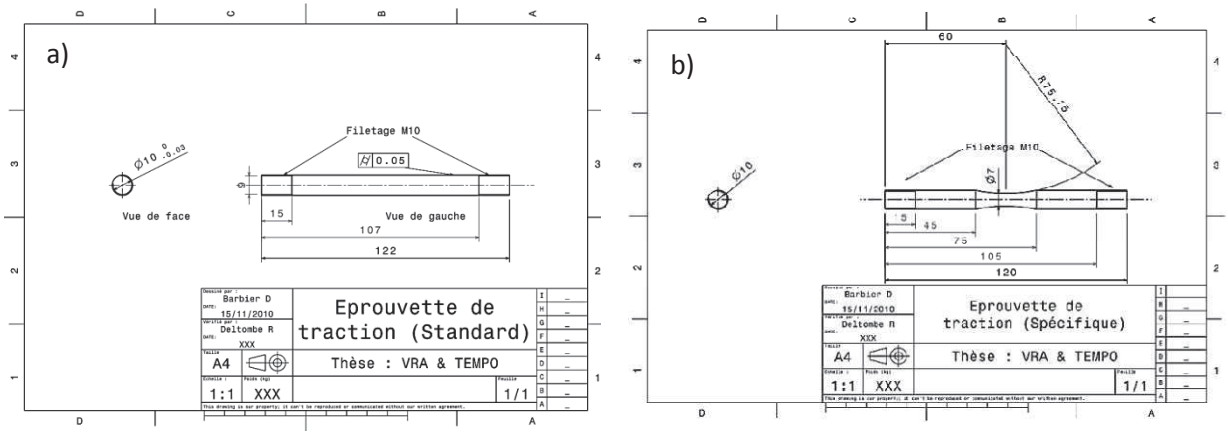


Figure 2-3 : Plan des éprouvettes de caractérisation (a) hautes températures, b) basses températures).

La vitesse de traverse est de 0.0425mm/s, de façon à obtenir des vitesses de déformation de l'ordre de $0.005s^{-1}$. Un schéma (figure 2-4) du protocole d'essais permet de faire le lien entre la séquence thermique et l'essai mécanique de traction sur l'échantillon.

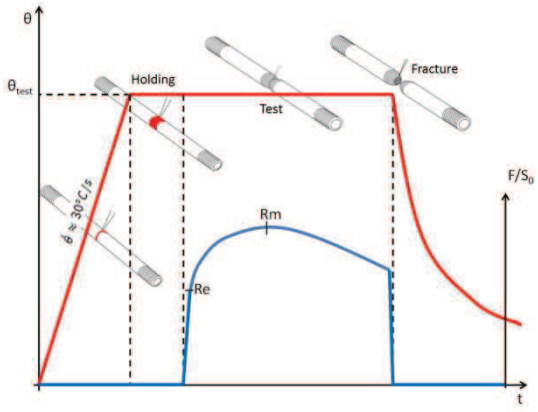


Figure 2-4 : Protocole utilisé lors des essais de traction réalisés.

L'étude de la microstructure de la billette a permis d'identifier deux zones métallurgiques dans lesquelles des prélèvements d'éprouvettes ont été réalisés. De plus la zone basaltique est connue comme pouvant apporter une certaine anisotropie du comportement, des prélèvements dans deux directions ont donc également été réalisés (figure 2-5).

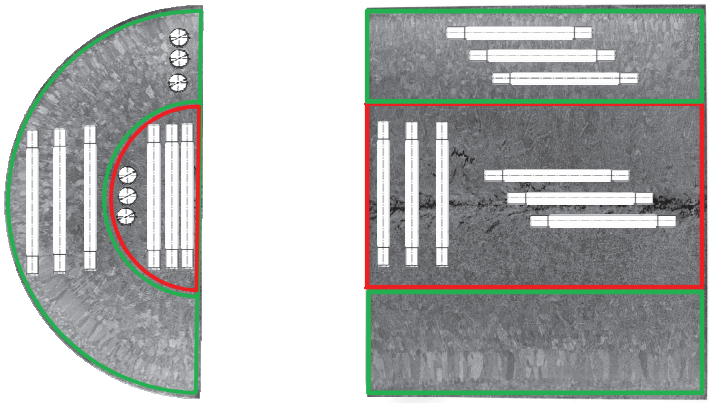


Figure 2-5 : Zones et sens de prélèvement des éprouvettes de caractérisation.

Résultats des essais de traction sur l'acier 24CrMo4.

Une visualisation dynamique de l'essai est disponible sur le moyen d'essais, ce qui permet d'éliminer les tests où une différence de comportement a été constatée. Il a été choisi pour assurer la répétabilité des résultats d'avoir un minimum de trois essais considérés comme valides par configuration. La cause de rebut la plus courante est une rupture prématurée des échantillons en raison d'anomalies métallurgiques initialement présentes dans la billette.

La première analyse effectuée est celle des faciès de rupture des éprouvettes. Les photos des faciès de cette nuance sont données en annexes A et un exemple par température est donné dans le tableau bilan 2-5. Les faciès de rupture du 24CrMo4 sont typiques des nuances d'aciers alliés :

- Les échantillons ne présentent aucune striction aux essais à température inférieure à 500°C, la ductilité semble inexistante et le mode de rupture est typique des phénomènes de rupture fragile.
- La ductilité augmente et la striction apparait lors des essais réalisés à 600 et 700°C, en revanche le faciès est toujours celui d'une rupture fragile. A ces températures le matériau est dans une phase de transition entre rupture fragile et ductile.
- A des températures supérieures à 700°C, la ductilité des échantillons augmente fortement avec la température, les faciès sont caractéristiques d'une rupture ductile avec la présence de cupules.
- Les faciès des essais à 1250°C ne sont pas exploitables, même si la rupture ne peut être que ductile, ils ont été surchauffés après rupture à cause du moyens de chauffe de la plateforme.

Le sens de prélèvement des échantillons ne semble pas induire de différence de comportement. En revanche, le prélèvement des échantillons dans les deux zones métallurgiques semble pertinent, les échantillons en zone équiaxe paraissant plus fragiles que les échantillons prélevés en zone basaltique.

La ductilité des échantillons est calculée à partir du paramètre Z% caractérisant le pourcentage de diminution de section. La section initiale est calculée à partir des mesures du diamètre initial réalisées au pied à coulisse. La section finale est calculée à partir de la mesure de diamètre final réalisée à l'aide des photos prises à la loupe binoculaire.

La figure 2-6 montre les courbes moyennes de ductilité par zone et par sens de prélèvement. La reproductibilité est vérifiée en comparant l'écart entre les valeurs maximale et minimale obtenues, elles ne sont pas représentées sur cette figure dans un souci de lisibilité. Comme la striction n'apparait pas en dessous de 400°C et est très difficile à lire à 400°C, le paramètre Z% n'est pas calculé à ces températures.

Comme pressenti lors de l'analyse des faciès, la ductilité augmente avec la température pour atteindre 70 ou 80% selon la zone de prélèvement. Le sens de prélèvement n'a que très peu d'incidence sur la ductilité même des échantillons. La zone de prélèvement a en revanche bien un impact sur la ductilité, les échantillons de zone équiaxe étant moins ductiles que les échantillons prélevés en zone basaltique. Une poche de ductilité semble se dessiner pour les échantillons équiaxes aux alentours de 750°C.

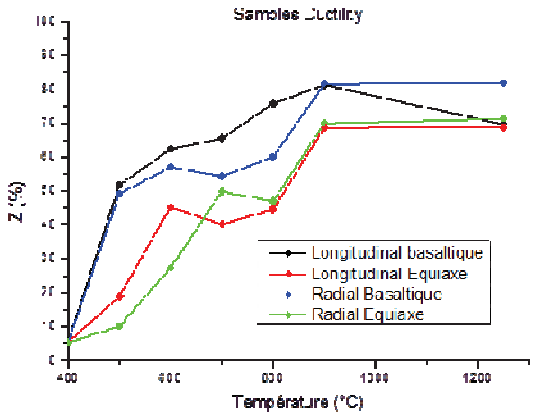
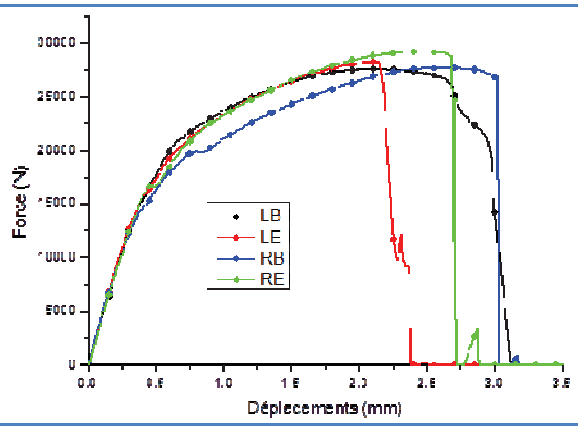


Figure 2-6 : Courbes de ductilité calculées à l'aide du paramètre Z% de la nuance 24CrMo4.

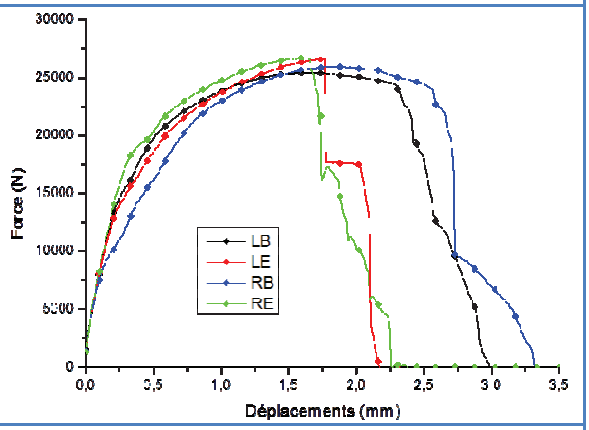
Lors des essais l'effort est relevé à l'aide d'une cellule 100kN et le déplacement longitudinal à partir d'un extensomètre longitudinal type « mors à mors ». Les courbes moyennes pour chaque type de prélèvement sont données dans le tableau 2-3. Les résultats à 500°C ont été réalisés pour les deux géométries d'éprouvettes, afin de vérifier la détermination des courbes rationnelles contrainte/déformation. Le niveau d'effort est le même pour chaque type de prélèvement mais des différences significatives apparaissent au niveau des allongements. Les échantillons équiaxes ont un allongement avant rupture plus faible. En revanche, il n'y a pas de différence notable au niveau des sens de prélèvement (les différences de résultats sont de l'ordre de l'incertitude de mesure). Aucune différence de comportement n'est visible pour les essais à plus hautes températures.

Tableau 2-3 : Courbes effort/déplacement pour la campagne d'essai sur la nuance 24CrMo4.

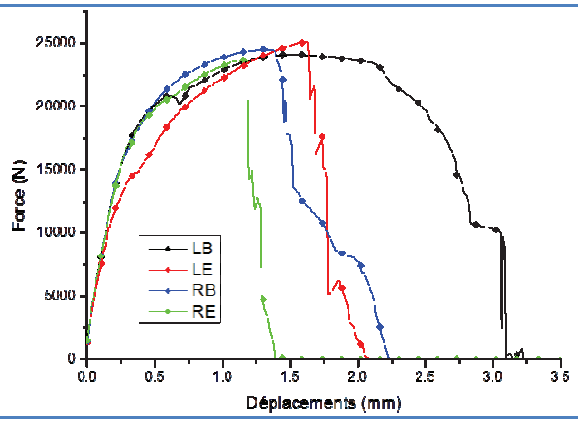
20°C



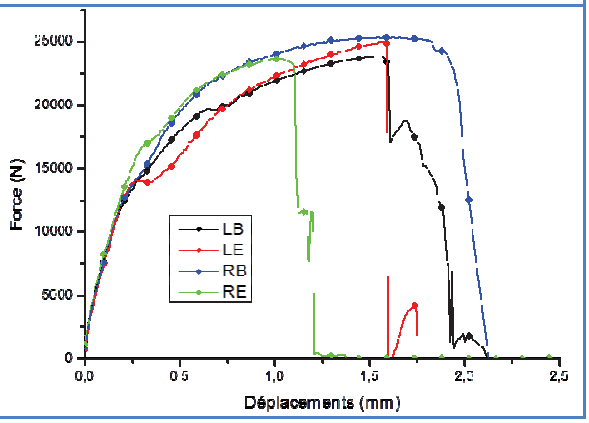
100°C



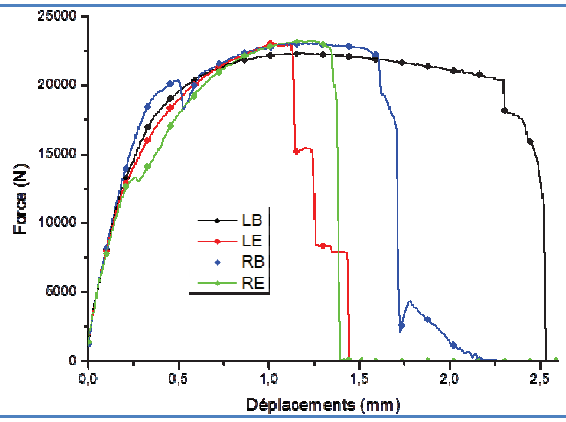
200°C



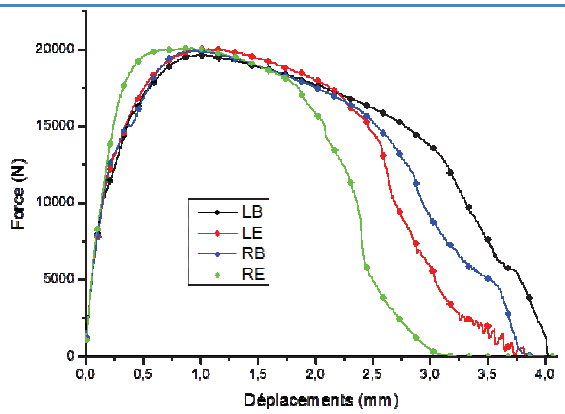
300°C



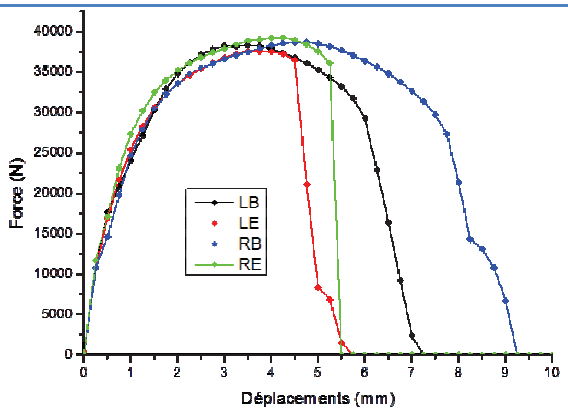
400°C



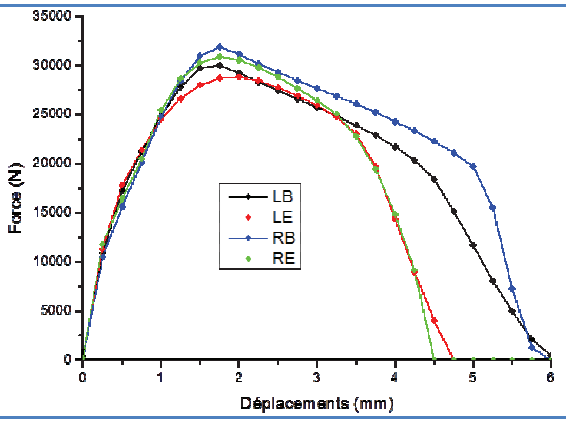
500°C



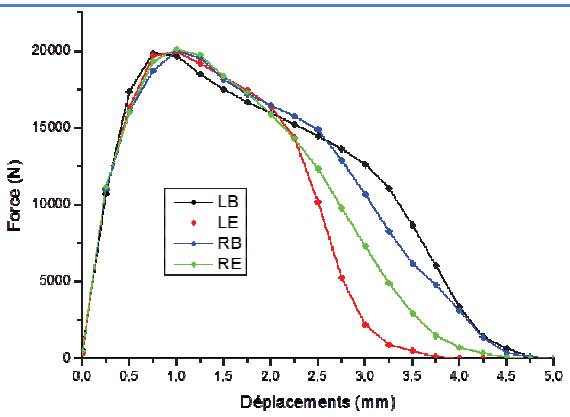
500°C



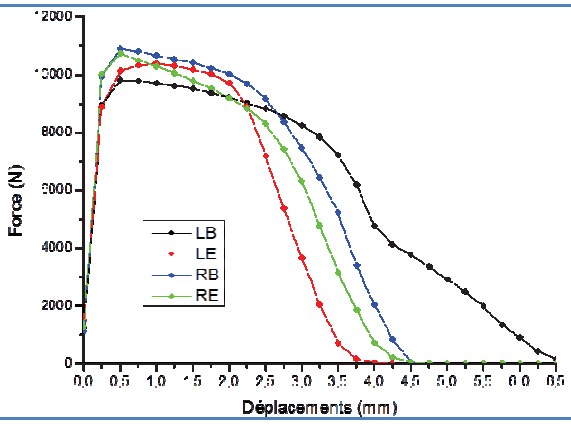
600°C



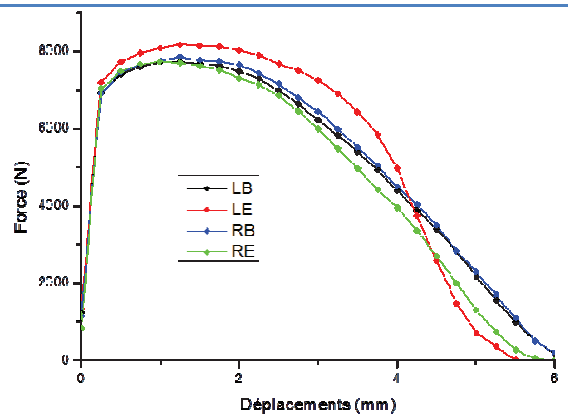
700°C



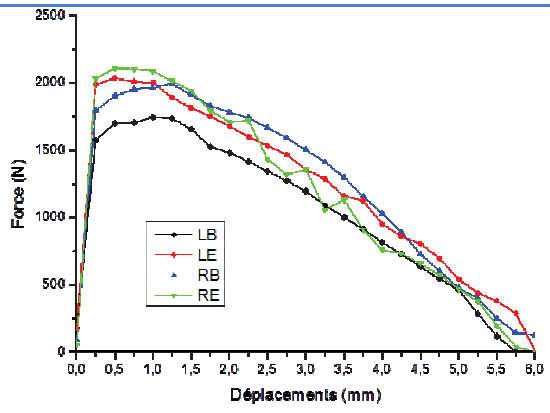
800°C



900°C



1250°C



A partir de ces courbes, les courbes contraintes/déformations rationnelles sont calculées à partir des formules reprises en figure 2-7. Ces courbes de contraintes permettront d'une part de tracer l'évolution fonction de la température des limites élastiques et d'autre part d'identifier les lois de comportement pour le développement des simulations numériques.

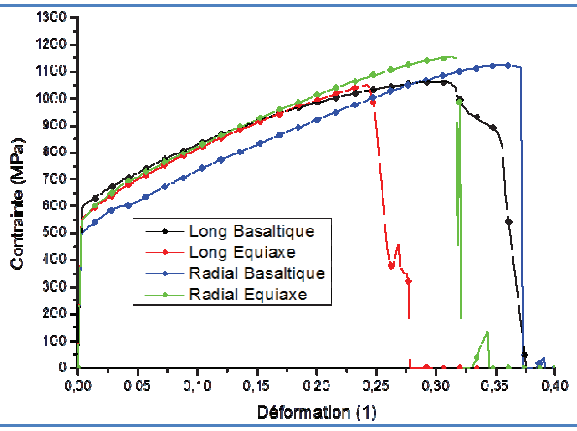
Déformation rationnelle	Contrainte rationnelle
$\varepsilon = ln\left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}\right)$	$\sigma = \frac{F(L_0 + \Delta L)}{\left(\frac{\pi \times (D_0)^2}{4} \times L_0\right)}$

Figure 2-7 : Formule de calcul des déformations et contraintes rationnelles.

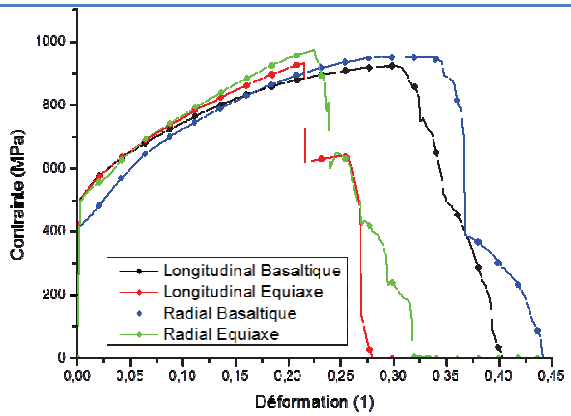
Le tableau 2-4 regroupe les courbes rationnelles contraintes/déformations moyennes pour la nuance 24CrMo4. Elles apportent les mêmes conclusions que les courbes effort/déplacement. La partie élastique est retracée à partir du module d'Young. La comparaison des courbes à 500°C montre la concordance de résultats entre les deux géométries d'éprouvettes.

Tableau 2-4 : Courbes rationnelles contrainte/déformation pour les essais sur la nuance 24CrMo4.

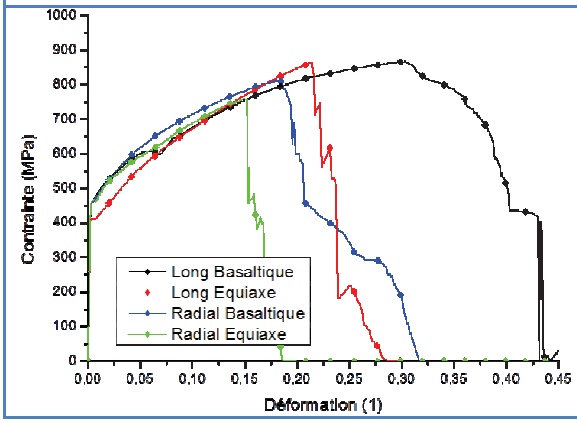
20°C



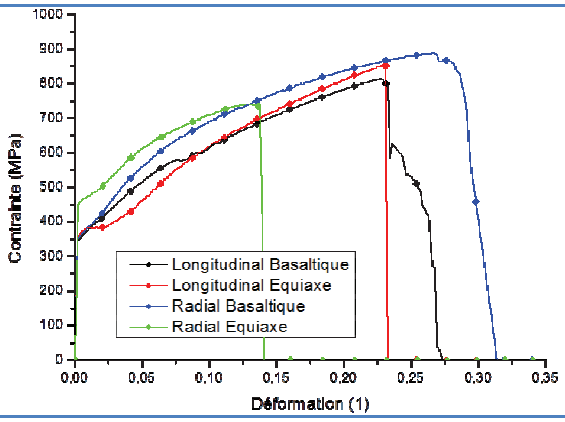
100°C



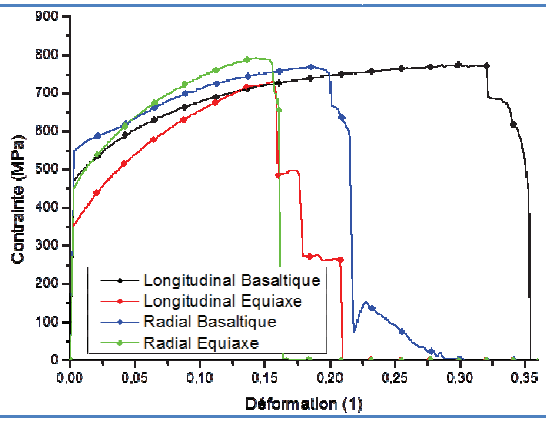
200°C



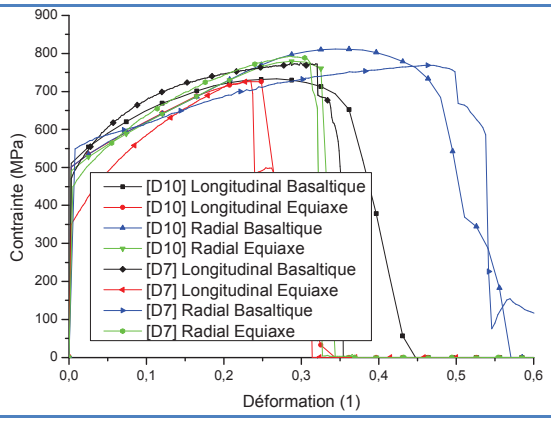
300°C



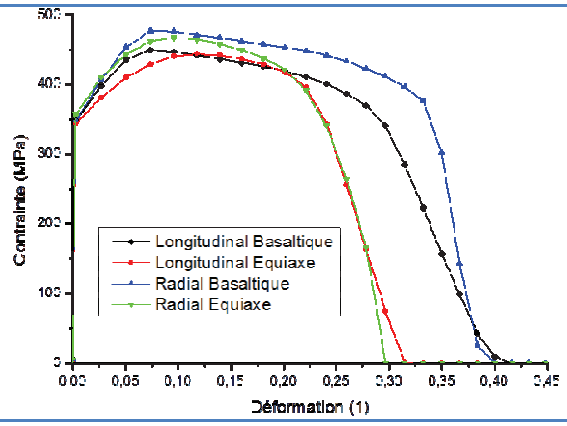
400°C



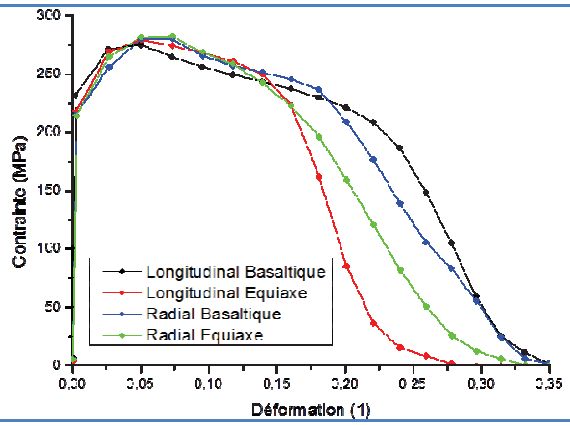
500°C



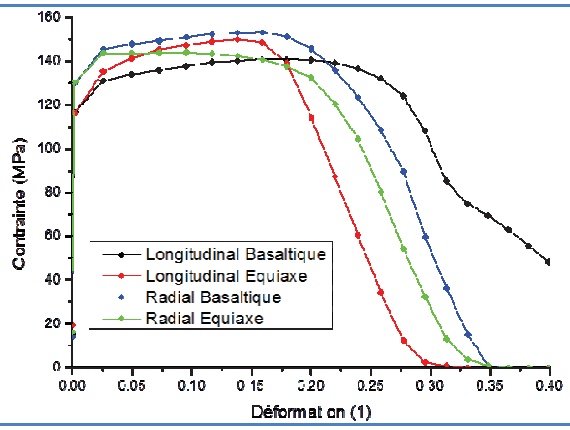
600°C



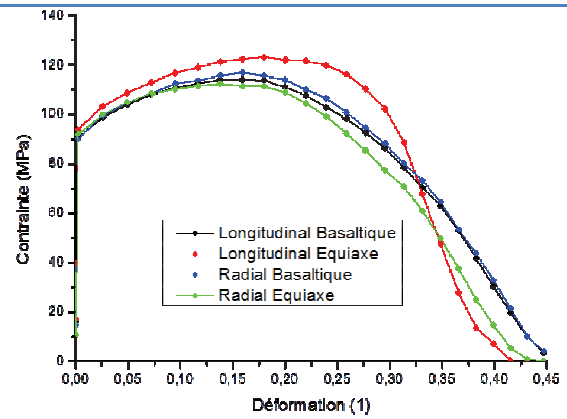
700°C



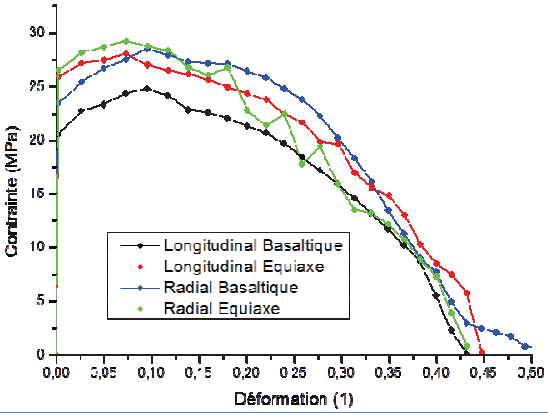
800°C



900°C



1250°C



Les courbes d'énergie de déformation ont été tracées pour apporter un complément d'analyse de la ductilité. L'énergie de déformation est déterminée classiquement à partir des courbes rationnelles de contrainte/déformation en calculant l'aire sous la courbe (figure 2-9). L'énergie totale de déformation est la somme de l'énergie de déformation plastique (jusqu'à σ_m) et de l'énergie de rupture (après σ_m) comme expliqué dans la figure 2-8.

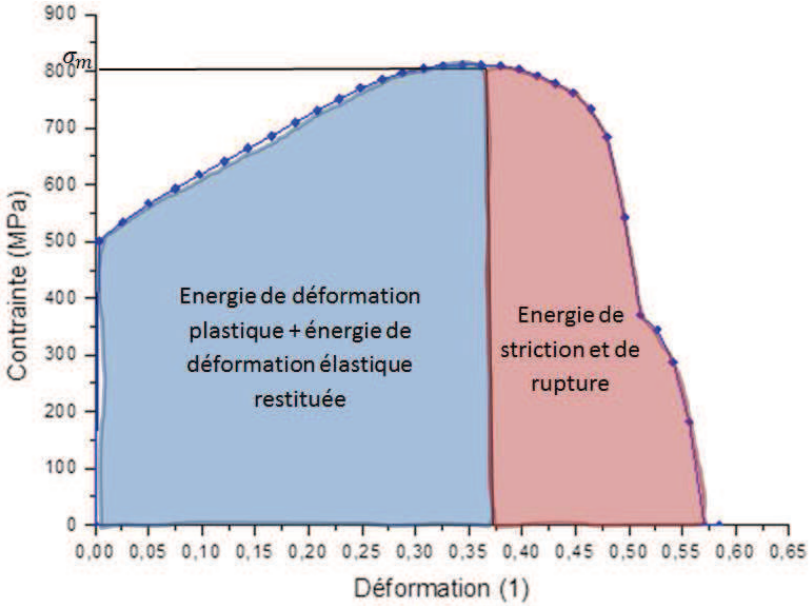


Figure 2-8: Méthode de calcul des énergies à partir des essais de traction.

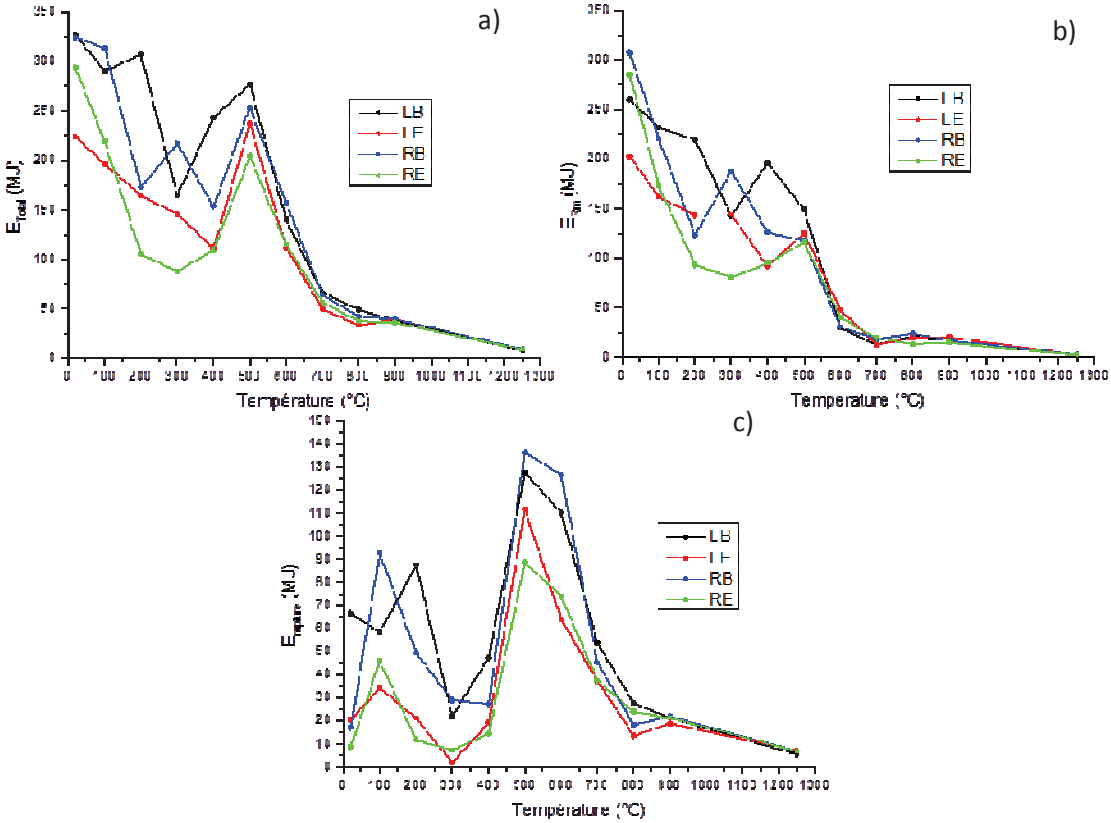


Figure 2-9 : Courbes des énergies de déformation calculées en fonction de la température. a) énergie totale, b) énergie de déformation plastique et c) énergie de rupture.

L'énergie de rupture (figure 2-9c) confirme la différence de mode de rupture entre les deux zones de prélèvement. Le «pic » d'énergie de rupture pour les essais à des températures comprises entre 600°C et 800°C semble pouvoir être lié au phénomène de recristallisation pressenti lors de l'analyse des courbes relationnelles.

Ces courbes sont très difficiles à lire en raison de l'effet de la température, les valeurs d'énergie sont plus importantes à température ambiante qu'à haute température. En fait les valeurs de contraintes très élevée à basses températures semble masquer les résultats. Il parait donc intéressant de normaliser ces énergies avec l'énergie totale.

$$E\% = \frac{E_{Rupture}}{E_{Totale}} \times 100$$

Ce paramètre a été appelé E% par analogie au Z% traditionnellement utilisé pour caractériser la ductilité des aciers. En confrontant ces deux paramètres (figure 2-10) on remarque que les valeurs de ductilité sont similaires pour la plupart des points de mesure. Le paramètre énergétique est en outre capable de caractériser la ductilité pour toutes les températures, mêmes les plus basses. L'indicateur énergétique est en revanche beaucoup plus important aux températures de recristallisation de ces nuances, ce qui empêche la mesure de la poche de ductilité visible par le critère Z%, ces paramètres sont donc complémentaires.

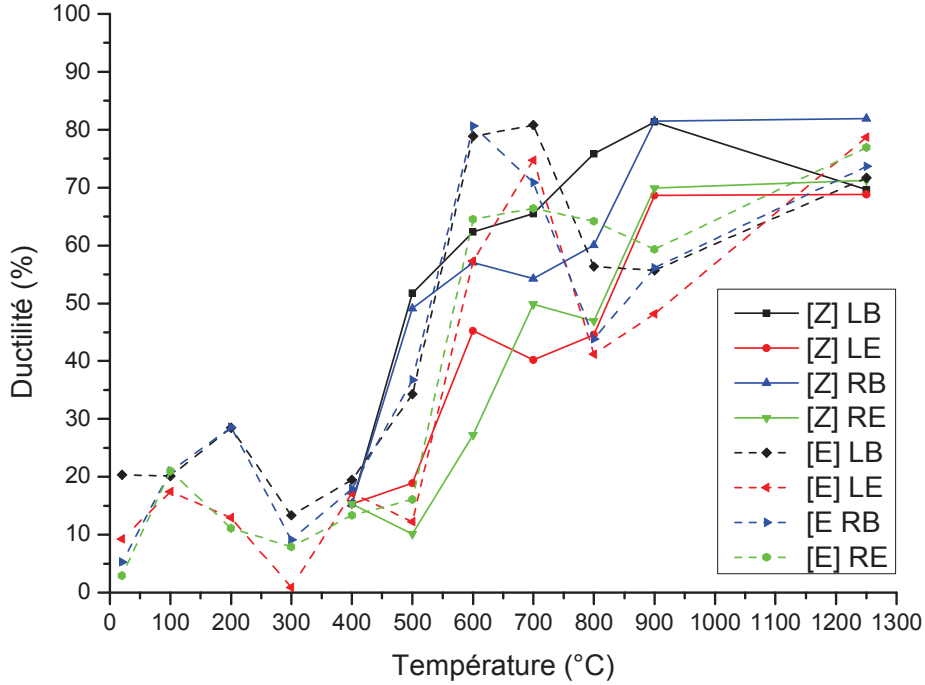


Figure 2-10 : Paramètres E% et Z% calculés à partir de la campagne d'essais sur le 24CrMo4.

Conclusions.

Les éprouvettes ont été prélevées en sens radial et longitudinal pour quantifier les éventuelles différences de comportement. A partir de tous les résultats exploités (faciès, courbes de contraintes et ductilité) il n'apparait aucune différence significative entre les deux types de prélèvement. Pour les autres nuances un seul sens de prélèvement sera effectué.

En revanche le prélèvement d'échantillons dans chaque zone métallurgique semble important, les échantillons de zone équiaxe ayant une rupture plus précoce et plus fragile pour la quasi-totalité des températures testées.

Le nouveau critère de ductilité est bien complémentaire du critère de striction et les premiers résultats sont prometteurs, il sera donc calculé systématiquement pour les trois nuances ciblées.

Résultats des essais de traction sur les autres nuances.

La même démarche a été appliquée lors des campagnes d'essais sur les autres nuances. Les courbes d'efforts et les courbes de contraintes sont exploitables en annexe A.

Pour chaque nuance les essais ont été réalisés à des températures correspondant au procédé de fabrication que les billettes subissent. En analysant les résultats sur la nuance 24CrMo4, les essais à basses températures ont été réalisés avec un pas de 200°C vu le peu d'influence de la température. En revanche un pas de 100°C a été réalisé pour les plus hautes températures.

Le tableau 2-5 regroupe un exemple des faciès de rupture de chaque nuance à chaque température et permet de comparer le comportement des nuances sélectionnées.

Le comportement des deux nuances alliées au chrome et au molybdène (24CrMo4 et 42CrMo4) est relativement proche, seule la frontière entre rupture fragile et ductile semble différente. La frontière se situe aux alentours de 500°C pour le 24CrMo4 et proche de 600°C pour le 42CrMo4. D'un point de vue métallurgique, ces résultats sont cohérents, la concentration en carbone étant plus importante.

Le 100Cr6 a une transition fragile ductile plus marquée. Jusqu'à 700°C la rupture est totalement fragile, puis elle devient presque entièrement ductile. La transition correspond au point de transformation austénitique du matériau et le comportement très fragile à basse température est caractéristique de la structure martensitique de cette nuance.

Les faciès de rupture du 13%Cr montrent une légère ductilité à basse température, Le plan de rupture à 45° semble être la conséquence d'une rupture fragile par clivage, le point de transition fragile ductile étant aux alentours de 600°C. En revanche entre 700°C et 1100°C, la ductilité ne semble pas augmenter avec la température. Cette plage de température peut correspondre à un changement de phase de cette nuance et donc la non-augmentation de la ductilité assimilée à une poche de ductilité.

Pour les nuances à base de chrome et de molybdène la différence de comportement entre zones équiaxe et basaltique est similaire, la zone basaltique montrant une ductilité plus importante. La différence de comportement entre ces deux zones métallurgiques est moins significative pour le 100Cr6 et le 13%Cr, les billettes étant forgées ou laminées avant réchauffage. Ce procédé utilisé pour réduire les anomalies métallurgiques entraine une recristallisation de la structure.

Les courbes effort-déplacement et contrainte-déformation sont fournies en annexes A. La différence de comportement entre les zones métallurgiques est directement observable sur celles-ci. Les courbes rationnelles qui en découlent servent au calcul du paramètre E% issu des énergies de déformation et servent de base à l'identification de modèles de loi de comportement utilisés lors du développement des simulations numériques. Le tableau 2-6 montre une confrontation des deux critères de ductilité pour les quatre nuances testées.

Tableau 2-5 : Faciès de rupture des nuances sélectionnées après essais de traction à différentes températures.

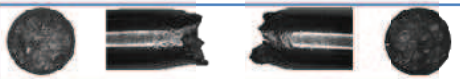
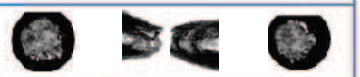
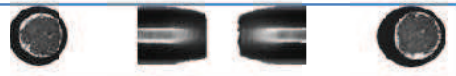
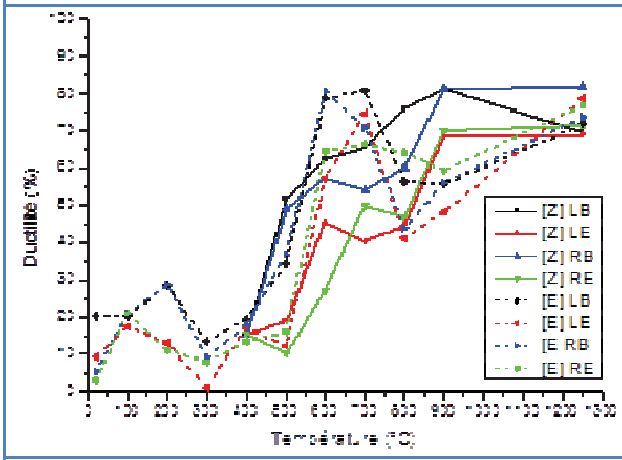
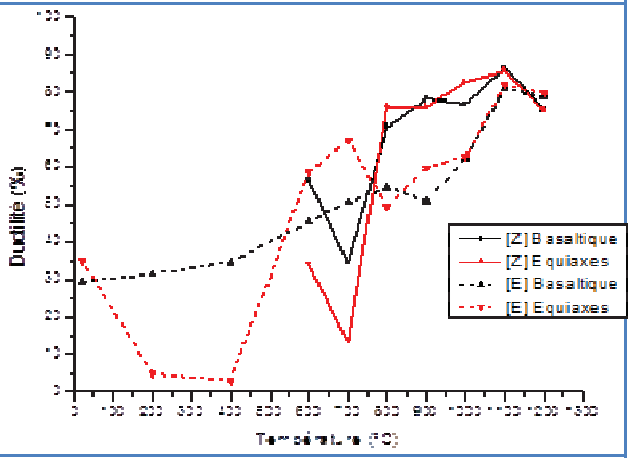
T°C	24CrMo4	42CrMo4	100Cr6	13%Cr
20				
100		--Non réalisé--	--Non réalisé--	--Non réalisé--
200				
300		--Non réalisé--	--Non réalisé--	--Non réalisé--
400				
500		--Non réalisé--	--Non réalisé--	--Non réalisé--
600				
700				
800				
900				
1000	--Non réalisé--			
1100	--Non réalisé--			
1200				

Tableau 2-6 : Critère de ductilité Z% et E% pour chaque nuance sélectionnée.

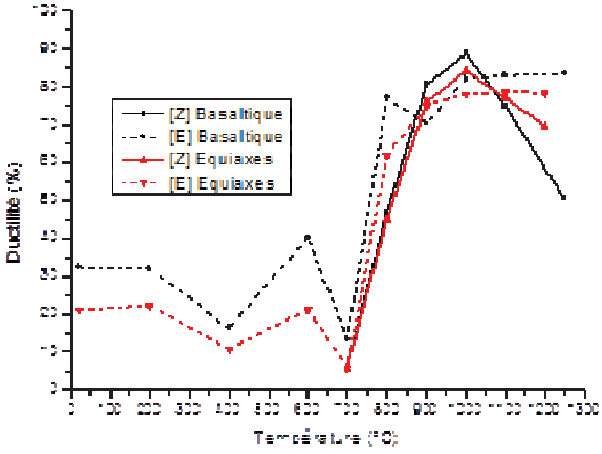
24CrMo4



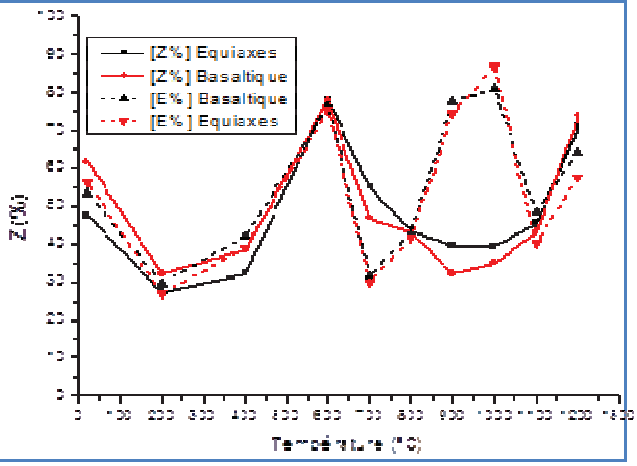
42CrMo4



100Cr6



13%Cr



Pour le 100Cr6, comme pressenti la ductilité est très faible et non-mesurable géométriquement en dessous de 700°C. Elle augmente en revanche très rapidement à plus haute tenpérature, pour atteindre 85% à 1000°C, puis stagne jusqu'à 1200°C. Les quelques essais réalisés au-dessus de cette valeur ont montré un faciès caractéristique des phénomènes de brulures et sont en accord avec la chute du critère Z%.

Les deux critères sont moins en accord sur la nuance 42CrMo4. Après analyse complète des essais de cette nuance, il apparait qu'ils sont beaucoup plus dispersifs. Cette perte de reproductibilité pouvant être liée au prélèvement des échantillons, les billettes de cette nuance étant issues directement du procédé de coulée. La santé axiale de ces échantillons présente d'ailleurs beaucoup d'anomalies.

Le 13%Cr présente une bonne ductilité pour toutes les températures, elle est déjà importante à température ambiante atteignant les 55%, puis 80% à 600°C. A partir de cette dernière, les deux critères diffèrent, le Z% expose une importante poche de ductilité, le E% montre une importante augmentation de l'énergie dans la plage 800-1100°C. Cette augmentation peut être reliée à des phénomènes de recristallisation, pour lesquels beaucoup d'énergie est apportée mais pas utilisée pour la déformation de l'éprouvette mais dans le changement microstructural.

Au niveau du nouveau critère de ductilité, les résultats sont très probants pour toutes les nuances et particulièrement le 13%Cr où il peut également être confronté au critère Z% à basse température. Il est en revanche incapable de représenter la poche de ductilité. Ces deux critères sont donc complémentaires et peuvent être identifiés aisément lors de n'importe quels essais de caractérisation.

2-2 Développement d'un modèle thermomécanique.

La réalisation d'un modèle numérique capable de représenter le cycle de chauffe, de représenter la sollicitation subie et de prévoir l'endommagement de la billette lors du passage au four de réchauffage serait un outil bien utile pour la gestion de production. Cette partie va présenter les premières étapes du développement de ce modèle avec la représentation des champs thermiques à l'aide des modèles existants et des mesures in-situ. Puis les identifications des lois de comportement à partir des essais de caractérisation permettront la représentation de la sollicitation mécanique provoquée.

Les simulations numériques sont menées avec le logiciel Abaqus. Ce logiciel est déjà utilisé au centre de recherche et au laboratoire, le développement du modèle s'en trouve donc facilité.

Mise en données du modèle thermique.

Les trois **données thermo-physiques** nécessaires à la réalisation d'un modèle thermique sont la conductivité thermique, la chaleur spécifique et la masse volumique. Pour la réalisation du modèle, des données disponibles dans la littérature ont été comparées à des données expérimentales déterminées en laboratoire à la demande du VRA (Figure 2-11). Les données expérimentales interpolées étant plus fiables, elles ont donc été choisies pour la modélisation.

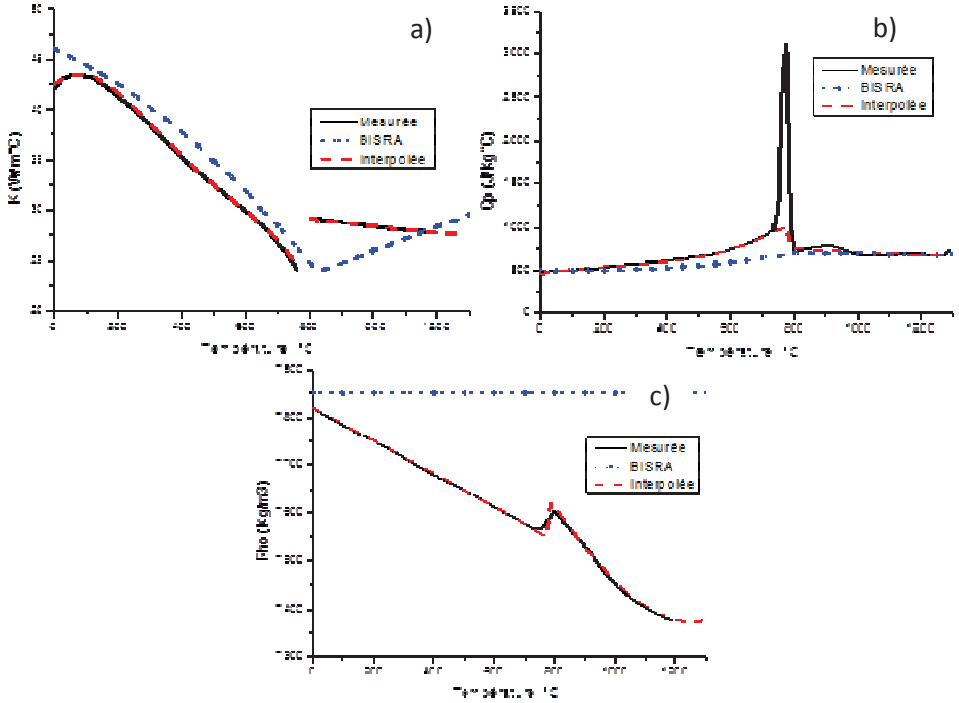


Figure 2-11 : Comparaison des données thermo physiques (a) Conductivité thermique, b) Chaleur spécifique et c) Masse volumique).

La chaleur latente d'activation (ou enthalpie de transformation) est facultative pour la réalisation du modèle, mais influente sur l'évolution des champs de température après passage par un point de transformation. Cette grandeur est calculée à partir de la courbe d'enthalpie et du protocole donné par [RAJ10], la valeur de chaleur latente d'activation obtenue pour le 100Cr6 est de 60kJ/Kg pour un intervalle de température de 750-790°C, ce qui est en accord avec la littérature.

Les hypothèses de modélisation reposent essentiellement sur la prise en compte ou non des modes de transfert thermique. Ces hypothèses peuvent simplifier la simulation et réduire le temps de calcul. Au service thermique du centre de recherche ces hypothèses sont adaptées à chaque procédé de chauffe. Par exemple, pour la tuberie d'Aulnoye-Aymeries, le seule mode de transfert thermique considéré est le rayonnement, alors qu'à Montbard le rayonnement et la convection sont pris en compte.

Dans notre modèle, le rayonnement aux extrémités du rond sera négligé de façon à pouvoir réaliser un modèle en deux dimensions. La sollicitation thermique est alors symétrique suivant un axe vertical dans la section du rond.

D'un point de vue temps de cycle, il est important de pouvoir prendre en compte les aléas de fabrication dans notre modèle, c'est pourquoi les conditions de transfert thermique sont discrétisées pour chaque position de la billette dans le four.

Les conditions aux limites prises en comptes pour représenter la courbe de chauffe sont dépendantes de la technologie de four considéré, comme expliqué précédemment avec les modes de transfert thermique considérés. Il est à noter que le mode de transfert thermique dominant dans les fours utilisés pour notre étude est le rayonnement.

Le rayonnement peut être implémenté de deux façons dans le code de calcul Abaqus : Par « rayonnement en cavité » ou par « rayonnement en surface ». Ces deux méthodes correspondent à des approches différentes (Figure 2-12).

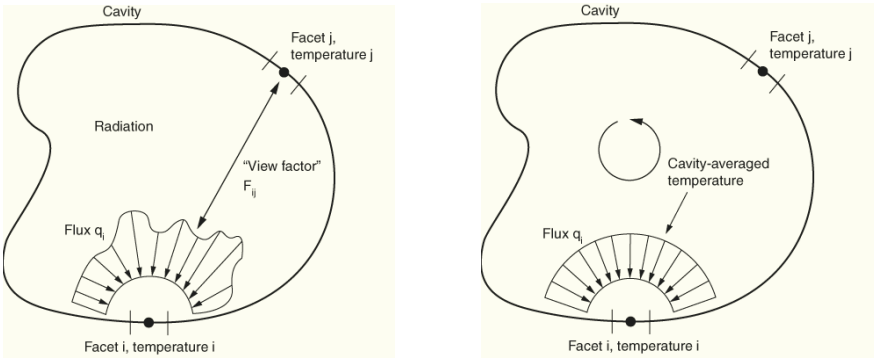


Figure 2-12 : Schématisation des modes de rayonnement du code Abaqus.
a) rayonnement en cavité, b) rayonnement en surface.

∞ Le rayonnement en cavité est le plus complet, il impose de représenter tous les éléments de la cavité, dans notre cas : La billette, la voute, la sole et les murs. Les flux de rayonnement sont dans ce cas déterminés par la formule du tableau 2-7. Les facteurs de forme et la matrice de réflexion sont calculés par la méthode itérative de Monte-Carlo. Ce type de rayonnement induit donc un nombre d'opérations important et un surcout non négligeable en temps de calcul.

∞ Le rayonnement par surface est le mode approximé, il représente le rayonnement provoqué par un élément de la cavité (voute, sole…) sur la surface du corps (le rond). Cela permet de ne pas représenter les autres éléments de la cavité et d'obtenir ainsi un modèle beaucoup plus efficace en terme de rapidité de calcul.

En contrepartie, cette dernière méthode induit des hypothèses de simplification « expéditives ». Concrètement, il est nécessaire de connaitre l'émissivité du corps (le rond) et la température de l'élément rayonnant (voute, sole…) à chaque instant du transfert thermique. Cette méthode ne permet pas de prendre en compte les facteurs de forme de notre problème (facteur de forme fixé à 1).

Une température équivalente (Tableau 2-7) est calculée en compensation pour représenter la température de l'élément rayonnant tout en tenant compte de l'exposition du corps (Facteur de forme). Cette méthode est donc finalement choisie, l'utilisation de la température équivalente permettant de garder un sens physique tout en conservant les avantages initiaux (rapidité de calcul). Les valeurs θ^zreprésentent les mesures de température des éléments du four et donc correspondent à la courbe de chauffe.

Mode de rayonnement	Flux
Cavité	$q_i{}^c = \frac{C_{sb}\epsilon_i}{S_i} \times \sum_{j=1}^{N} Ff_{ij} \times \left((\theta_j - \theta^z)^4 - (\theta_i - \theta^z)^4 \right)$
Surface	$q_i{}^s = C_{sb}\epsilon_i \times \left(\left(\frac{1}{S_{Total}} \times \sum_{i=1}^{N} S_j \times (\theta_j - \theta^z)^4 \right) - (\theta_i - \theta^z)^4 \right)$
Température équivalente	$\theta_{eq} = \left(\epsilon_j \times Ff_{ij} \times \left((\theta_j - \theta^z)^4 - (\theta_i - \theta^z)^4 \right) + (\theta_i - \theta^z)^4 \right)^{1/4}$

Tableau 2-7 : Formulation de chaque mode de rayonnement disponible.

La convection lorsque elle est prise en compte (modèle du four de Montbard), est une convection dite forcée avec l'air de la chambre du four et plus particulièrement la température des fumées θ_f. Selon l'expérience du VRA, il apparait qu'elle est surtout influente à basse température. La prise en compte de ce mode de transfert thermique suit la formule issue du tableau 2-8. Le coefficient de convection appelé communément « h » est calculé dans les modèles VRA et validé expérimentalement. Il dépend des nombres de Nusselt, Reynolds et Prandlt.

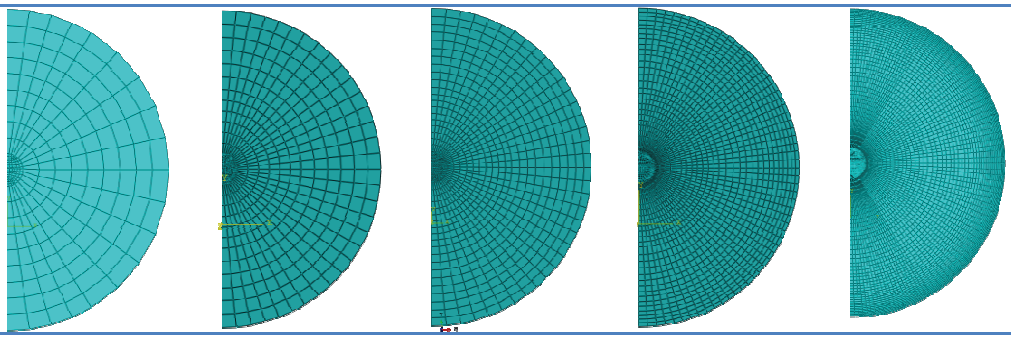
Mode de convection	Flux
Forcée	$q_i{}^{conv} = h \times S \times (\theta_f - \theta_b)$

Tableau 2-8 : Formulation de la convection utilisée dans le code Delphi et Abaqus.

La **température initiale** est introduite via un champ prédéfini, avec une valeur de 20 ou 25°C.

La qualité **d'un maillage éléments finis** conditionne la qualité des résultats de la simulation. Dans notre simulation les éléments sont des éléments quadrangles à 4 nœuds, travaillant en déformation plane et permettant le couplage thermomécanique (CPE4T).

Le deuxième paramètre important est la taille des éléments ; Le maillage doit être assez fin pour garantir de bons résultats tout en assurant des temps de calcul raisonnables. Plusieurs maillages ont été réalisés (Tableau 2-9) et les résultats comparés avec des mesures de référence réalisées sur site. Le maillage 3 donne le meilleur composé résultats/temps de calcul.

Tableau 2-9 : Etude comparative des maillages réalisés.					
Mesh	1	2	3	4	5
					
El_{Number} (1)	245	576	952	2308	5846
CPU_{Time} (min)	3	6	13	20	44
$Error_{Ref}$ (%)	8.78	3.50	2.22	2.10	5.37

Résultats thermiques et conclusions.

Les résultats sont confrontés à ceux des modèles du centre de recherche (présentés en chapitre 1) ainsi qu'aux mesures réalisées in-situ. Deux campagnes de mesures sont exploitées avec des dimensions de billettes variables (diamètres 140 et 220mm). Plusieurs petits arrêts ont lieu pour ces deux cycles. Celui de la billette Ø220mm a la particularité d'avoir un arrêt de plus d'une heure lorsque la billette était en milieu de la zone 1, ce qui permettra de valider la discrétisation du four.

La première donnée comparée est la température en fonction du temps, c'est elle qui révèle la courbe de chauffe du produit. Les températures sont relevées en trois points (figure 2-13), les points #1, #2 et #3 correspondent respectivement à la partie basse en contact avec la sole, au cœur de la billette et à la partie haute de la billette « rayonnée » par la voute.

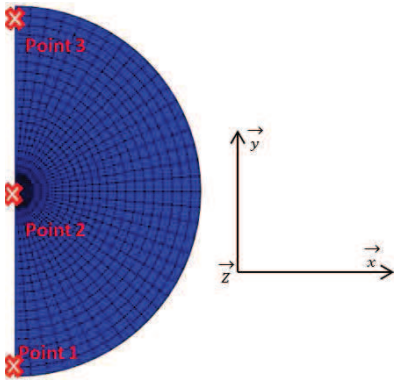
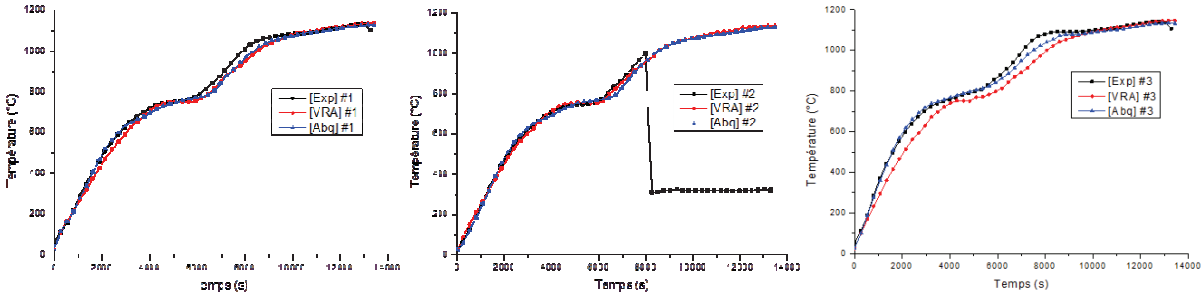


Figure 2-13 : Points de mesure et de comparaison des températures.

Température fonction du temps.

Les températures obtenues aux points #1 et #2 sont similaires pour les deux modèles (figure 2-14), avec une légère sous-évaluation des températures lors de la transformation.



#1 #2 #3

Figure 2-14 : Comparaison des courbes de chauffes entre le modèle VRA, le nouveau modèle et le cycle sur une billette Ø220mm (#1 en surface inférieure, #2 à cœur et #3 en surface supérieure).

Les températures au point 3 sont beaucoup mieux estimées par le nouveau modèle, ce résultat peut s'expliquer par les moyens de comparaison. Dans le modèle VRA la billette est découpée grossièrement en zones, la température est moyennée par zone pour être comparée, le gradient dans la zone du point de mesure #3 peut donc entrainer des différences de résultats.

La seconde donnée comparée est l'hétérogénéité de température (aussi appelé gradient thermique au centre de recherche), elle représente la différence de température en valeur absolue entre le point le plus chaud de la billette et le point le plus froid. Elle est souvent tracée en fonction du temps ou de la température moyenne de la billette (figure (2-15). Ce critère a été mis en place au VRA suite à plusieurs cas d'avaries de production où le réchauffage a été incriminé. Il est connu par expérience, que plus l'hétérogénéité est faible plus le cycle thermique est de qualité.

Hétérogénéité fonction du temps et de la température moyenne.

L'écart de résultats sur les températures au point 3 du modèle VRA se répercute sur les mesures d'hétérogénéités (figure 2-15), en revanche le nouveau modèle est très proche des mesures et ce pour les deux cycles comparés, ce qui valide notre approche.

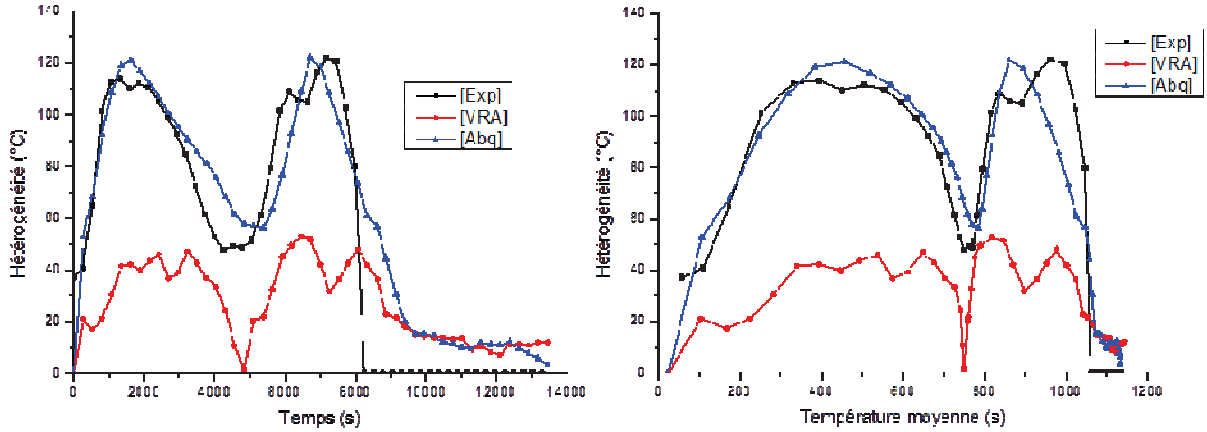


Figure 2-15 : Comparaison des hétérogénéités obtenues par les deux modèles avec les mesures sur une billette Ø220mm.

Le modèle simulé a par la suite été confronté à des mesures d'un autre site de fabrication, chaque site possédant des installations différentes. De plus lors de ces cycles les billettes instrumentées sont de dimensions plus importantes avec des diamètres de 370 et 406mm.

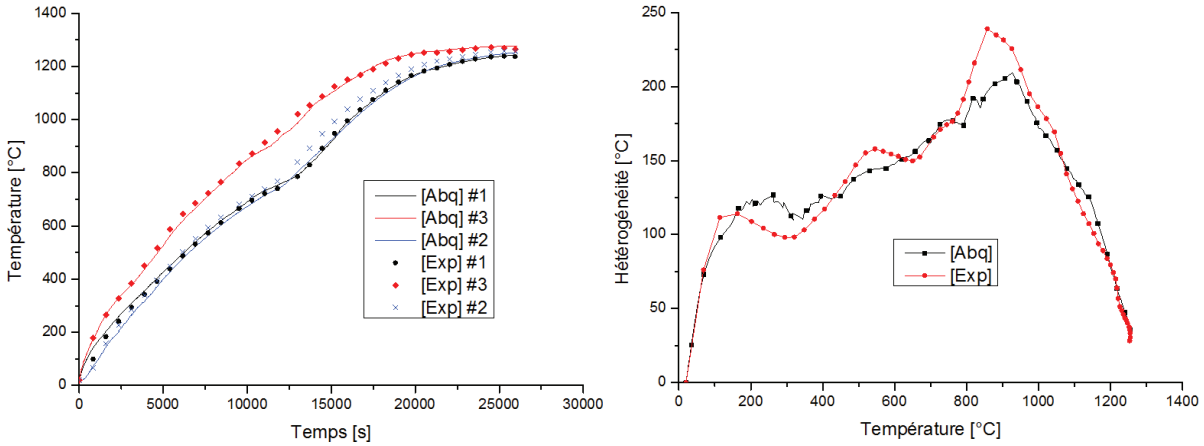


Figure 2-16 : Comparaison des résultats du nouveau modèle avec les mesures in-situ de la tuberie d'Aulnoye-Aymeries sur une billette de Ø406mm.

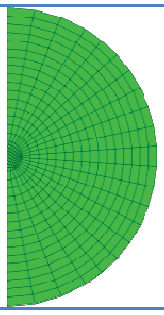
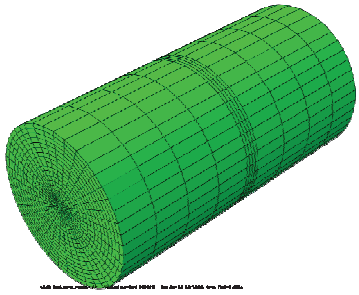
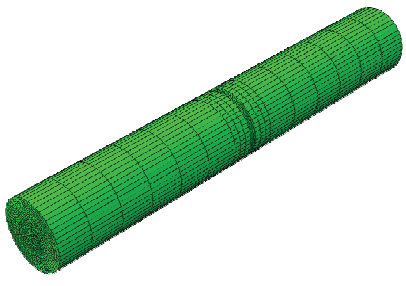
Les résultats présentés sur la figure 2-16 montrent la représentativité du modèle sur un nouveau cycle (tuberie d'Aulnoye-Aymeries et billette Ø406mm). Des résultats satisfaisants, ont également été obtenus sur un cycle avec une billette Ø370mm, ces résultats ne sont pas présentés ici.

La méthode de réalisation spécialement mis en place pour ce modèle ayant été validée, la sollicitation mécanique peut être maintenant prise en compte. Des cycles thermiques théoriques, où les aléas de fabrication sont négligés et où la cadence de fabrication est constante sont recherchés. La cadence de fabrication est fonction du diamètre des produits. Elle a été fixée par le VRA à 32, 75 et 320s pour des diamètres respectifs de 140, 220 et 406mm.

Implémentation mécanique

Lors de la mise en place du modèle thermomécanique, les hypothèses de modélisation ont été adaptées pour anticiper la future prise en compte des anomalies métallurgiques. Un modèle en trois dimensions réduit représentant une section de la billette a ainsi été réalisé (tableau 2-10). La longueur caractéristique de la section a été fixée à deux fois le diamètre. Les résultats de ce modèle sont similaires à une modélisation complète. Les éléments quadrangle choisis sont à 4 nœuds en deux dimensions et à 8 nœuds en trois dimensions avec un couplage thermomécanique complet.

Tableau 2-10 : Géométries considérées des différents modèles numériques utilisés.

Modèle 2D	Modèle 3D avec longueurs caractéristiques	Modèle 3D complet
952 éléments	8000 éléments	25000 éléments
13 min	180 min	10 h
		

Pour le passage du calcul thermique au calcul thermomécanique, il est nécessaire de connaitre de **nouvelles données physiques en fonction de la température** : le module d'Young, le coefficient de Poisson, le coefficient de dilatation thermique et une loi de comportement thermo-plastique.

Le module d'Young et le coefficient de poisson sont issus de la littérature et sont regroupés en figure 2-17. Pour le 100Cr6 ces valeurs sont issues des travaux de [COS07]. Cette thèse fournit également une loi de comportement thermo-viscoplastique de cet acier, qui pourra être comparée aux valeurs issues des essais de caractérisation. Pour les nuances « CrMo » ces grandeurs sont issues de [MOU02] qui fournit une fonction de calcul du module d'Young en fonction de la température. Enfin les données de l'acier inoxydable proviennent de [SEG04], qui donne les grandeurs thermomécaniques d'un grand nombre d'inox.

Le coefficient de dilatation thermique a été déterminé à partir d'essais de dilatométrie réalisés lors d'une étude précédente.

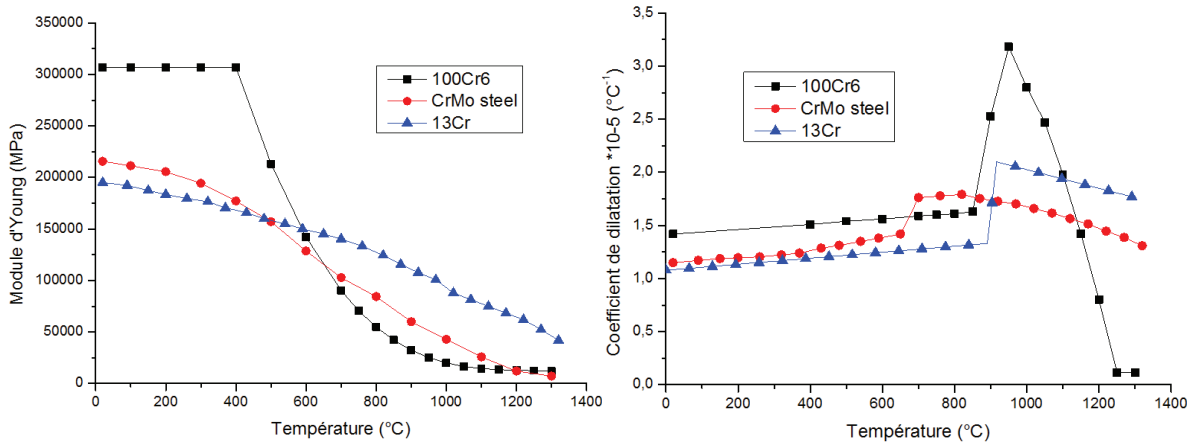


Figure 2-17 : Module d'Young et coefficient de dilatation thermique utilisés pour les simulations numériques.

Les lois de comportement thermoplastiques sont issues d'essais de caractérisation effectués au laboratoire selon une méthodologie d'identification de modèles rhéologiques mises en place il y a quelques années. Le principe est d'identifier plusieurs modèles de loi de comportement thermo-viscoplastique couramment utilisés dans la littérature ([VOC48], [LUR08], [JOH83], [HOL45] et [RAM43]) et regroupés dans le tableau 2-11, puis de les comparer sur différentes plages de températures et de vitesse de déformation.

Deux catégories de modèles se distinguent, les modèles implicites Voce {1}, $Voce_L$ {2}, RO {6} et COS {8} où les influences de la température et de la vitesse de déformation ne sont pas explicitement décrites et les modèles JC {3}, HS {4}, NH {5} et PL {7} dit « complets ».

Tableau 2-11 : Modeles de la loi de comportement identifiés pour chaque nuance.		
Symbole	Auteurs	Formulation
Voce {1}	Voce	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \sigma_s(\theta) + \left(\sigma_{y0}(\theta) - \sigma_s(\theta)\right) e^{-n(\theta)\varepsilon}$
Voce$_L$ {2}	Voce $_{\text{by Lurdos}}$	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \sigma_s(\dot{\varepsilon},\theta) + \left(\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon},\theta) - \sigma_s(\dot{\varepsilon},\theta) + A(\dot{\varepsilon},\theta) \times \varepsilon^{b(\dot{\varepsilon},\theta)}\right) e^{-n(\dot{\varepsilon},\theta)\varepsilon}$
JC {3}	Johnson-Cook	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \left(\sigma_{y0} + K_{JC}\varepsilon^{nJC}\right)\left[1 + Cln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{\theta - \theta_0}{\theta_m - \theta_0}\right)^{\nu_{JC}}\right]$
HS {4}	Hansel-Spittel	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = K_{HS}\varepsilon^{n_{HS}} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{HS}} e^{m_1\theta}$
NH {5}	Norton-Hoff	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \sqrt{3}K_{NH}\varepsilon^{n_{NH}} \left(\sqrt{3}\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{NH}} e^{\frac{\beta}{\theta}}$
RO {6}	Ramberg-Osgood	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \sigma_{y0}(\theta)\left(\frac{\varepsilon \times E(\theta)}{\alpha(\theta) \times \sigma_{y0}(\theta)}\right)^{\frac{1}{n(\theta)}}$
PL {7}	Power-law	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = K_{Pl}\varepsilon^{n_{PL}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{PL}} \left(\frac{\theta}{\theta_0}\right)^{-\nu}$
COS {8}	[COS07]	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\theta) = \sigma_s + K(\theta) \times \sqrt{3}^{m(\theta)+1} \times \dot{\varepsilon}^{m(\theta)} \times \varepsilon^{n(\theta)}$

L'influence de la vitesse de déformation n'est pas ici déterminante et les essais sont réalisés à une seule vitesse de traction. Pour les modèles Voce {1} et RO {6}, il a été choisi de caractériser l'influence de la température par la loi d'Arrhénius [ARR89]. Cette loi explicite l'influence de la température par une exponentielle et est basée sur une énergie d'activation. Voce$_L$ {2} est issu des travaux de [LUR08], il caractérise l'influence de la température à partir du paramètre de Zener-Hollomon, et couple l'influence de la vitesse de déformation (dans une formulation en puissance) et l'influence de la température (loi Arrhénius).

Il est nécessaire de découper en plages de température le domaine de 20 à 1200°C afin d'améliorer la représentativité des modèles sur chacune de ces plages. L'évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température a été analysée dans ce sens. Ces valeurs présentées figure 2-18, sont extraites des essais de traction réalisés sur le 24CrMo4. On remarque que l'influence de la température en dessous de 500°C est négligeable. Au-delà de 500°C, la limite d'élasticité décroit fortement avec la température. Deux tendances peuvent être observées : de 500 à 800°C et de 800 à 1250°C selon l'allure des variations. Les modèles de loi de comportement présentés précédemment seront donc identifiés pour chacune de ces plages de températures. Cette méthodologie a été appliquée avec succès sur chacune des nuances ciblées.

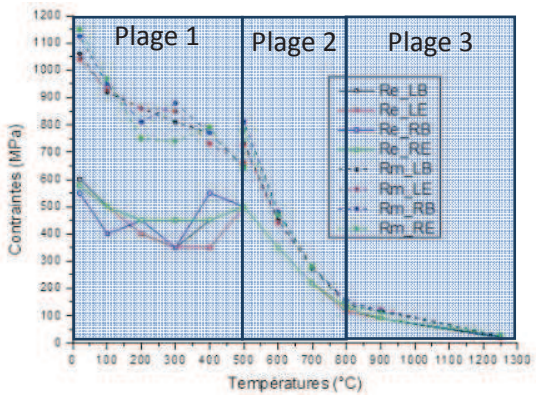


Figure 2-18 : Evolution de la limite d'élasticité (Re) et de la contrainte maximale de traction (Rm) en fonction de la température.

L'identification de ces modèles par méthode inverse est réalisée à l'aide du logiciel Matlab. Un algorithme de minimisation de l'erreur entre la fonction modèle et les données expérimentales a été réalisé. La figure 2-19 montre à titre d'exemple les résultats de l'identification du modèle PL {7} par rapport aux courbes expérimentales. L'erreur, calculée par l'algorithme de minimisation, moyennée par température cette valeur apporte un premier avis sur la représentativité des modèles. La variation de cette erreur permet de voir la capacité d'un modèle à suivre l'évolution de la courbe expérimentale pour ainsi faire le choix de modèle de loi de comportement. La figure 2-20 montre les courbes erreurs et écart types des sept modèles.

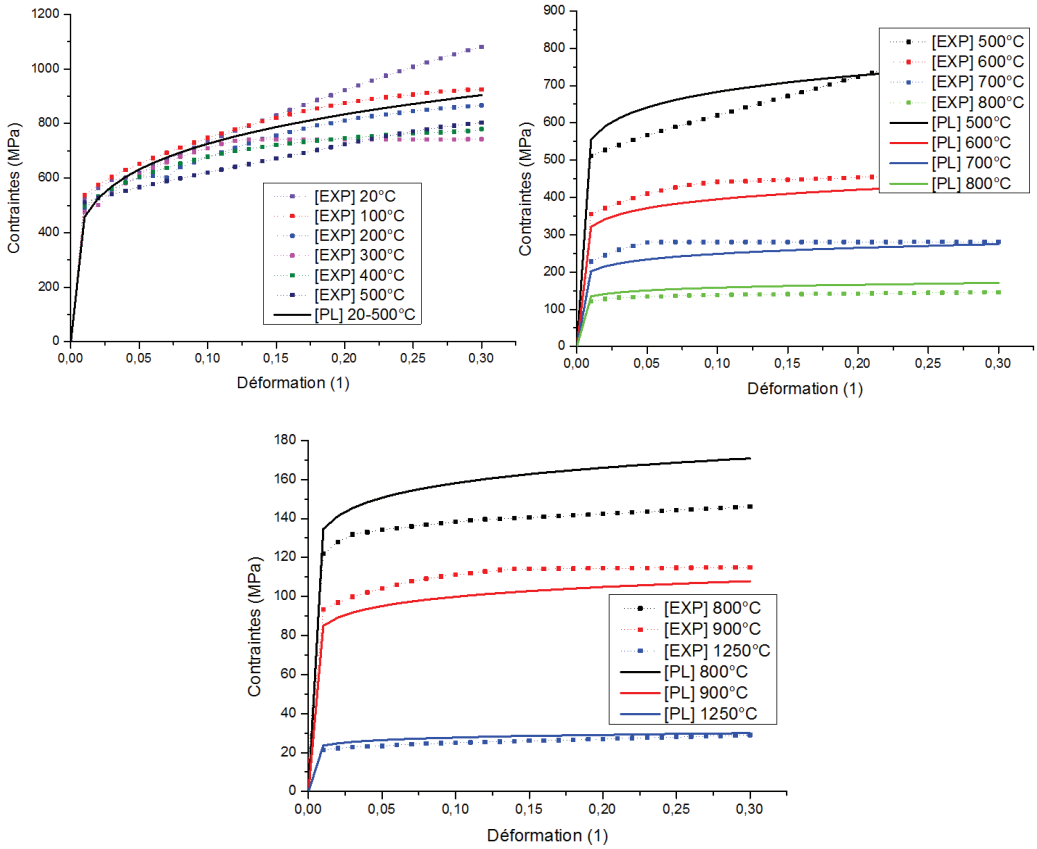


Figure 2-19 : Comparaison du modèle Power-Law identifié avec les courbes expérimentales.

Le modèle de Voce modifié par [LUR08] est le plus proche des résultats expérimentaux à basse température (T<500°C) mais sa précision diminue avec l'élévation de température pour atteindre des niveaux d'erreur supérieurs à 15%. Les modèles de Ramber-Osgood, de Voce et de Norton-Hoff ont un comportement similaire. A contrario les modèles les plus efficaces à haute température sont Johnson-Cook et Hansel-Spittel, ce résultat étant étonnant sachant que le modèle Johnson-Cook est connu, de par son écrouissage linéaire, pour ne pas être adapté aux essais à chaud. La grande flexibilité de son module de température permet en revanche de corréler avec des pas de température important. La précision du modèle Puissance est quant à elle stable avec la température. Le tableau 2-12 regroupe les paramètres des différents modèles, ainsi que les paramètres issus de la méthode d'identification directe pour le modèle Power-Law [7]. La comparaison de la totalité de ces modèles avec les données expérimentales de chaque nuance est présentée en annexe B.

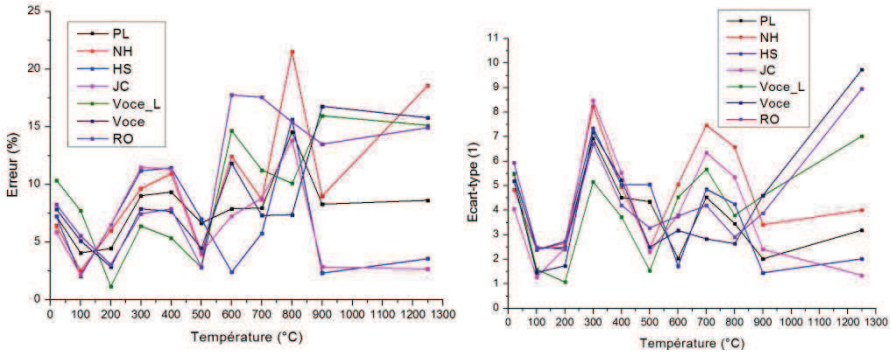


Figure 2-20 : Courbes erreur moyenne par température et écart-type de cette erreur pour les sept modèles de loi de comportement identifiées.

Tableau 2-12 : Paramètres des sept modèles de loi de comportement identifiés.

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
Power-Law			
K_{Pl}	1150	270	265
n_{PL}	0,2	0,09	0,07
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0
ν	0	3	3,9
θ_0	730	730	730
Hansel-Spittel			
K_{HS}	1175	11000	4700
n_{HS}	0,2	0,12	0,08
m_4	0	0,001	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{HS}	0	0	0
m_1	0	-0,005	-0,004
Johnson-Cook			
σ_{y0}	485	400	175
K_{JC}	950	900	280
n_{JC}	0,6	0,2	0,2
C	0	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
ν_{JC}	0,13	0,7	0,3
θ_0	20	400	700
θ_m	1500	900	1400
Voce			
σ_{y0}	465	12	1,2
$\sigma_s(\theta)$	950	20	1,67
$n(\theta)$	7	500	5000
$\dot{\varepsilon}_0$	0,01	0,01	0,01
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
Power-Law par méthode directe			
K_{Pl}	1145	274	266
n_{PL}	0,201	0,091	0,067
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0
ν	0	2,9	3,85
θ_0	730	730	730
Norton-Hoff			
K_{NH}	675	16	1,05
n_{NH}	0,2	0,14	0,1
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{NH}	0	0	0
β	0	1750	3800
Ramberg-Osgood			
σ_{y0}	480	15	1,6
$E(\theta)$	210000	6300	650
$\alpha(\theta)$	6	0,5	0,055
$n(\theta)$	5	200	2000
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314
Voce_lurdos			
σ_{y0}	230	0,24	0,002
$\sigma_s(\dot{\varepsilon},\theta)$	460	0,5	0,017
$n(\dot{\varepsilon},\theta)$	3,5	0,004	0,02
$A(\dot{\varepsilon},\theta)$	0	0,1	0,02
$b(\dot{\varepsilon},\theta)$	0,12	0,0001	0,0001
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314
m_{VL}	0,15	0,9	1

Au final le modèle choisi est le modèle Power-Law {7}, il évite des erreurs de représentation importantes n'étant jamais très éloigné des courbes expérimentales. De plus il est relativement simple à identifier avec un nombre de paramètres restreint. Enfin sa formulation puissance permet une identification directe par les logarithmes, qui donne un sens plus physique aux valeurs des paramètres identifiés par la méthode de minimisation.

Le calcul thermomécanique permet de visualiser l'évolution de plusieurs grandeurs mécaniques : La dilatation, la vitesse de déformation, les déformations et les contraintes.

Dilatation de la billette.

La dilatation représente l'augmentation de volume de la billette sous l'effet de la montée en température. Elle se calcule à partir des diamètres initiaux et finaux des billettes et donc des relevés de déplacement.

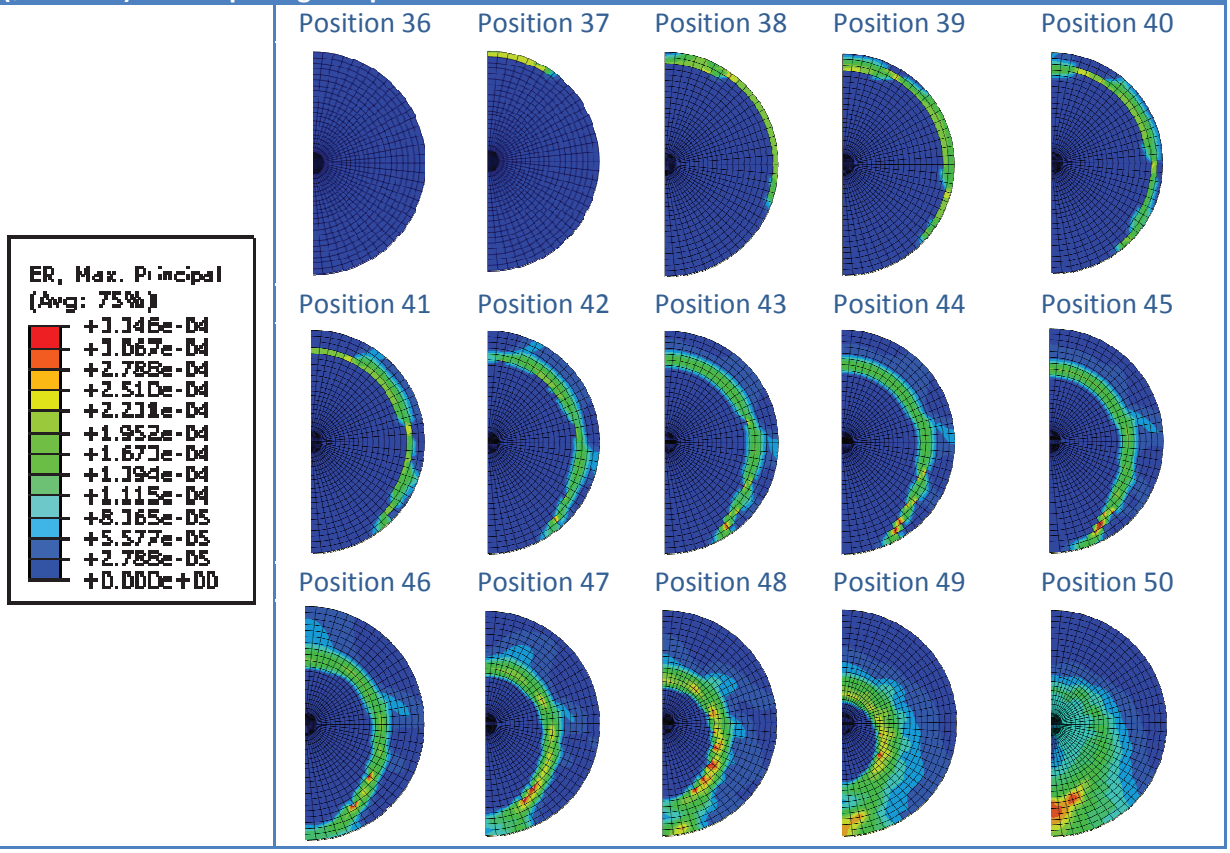
Les relevés de déplacement montrent une augmentation du diamètre de 3.7, 5.7 et 7.22mm pour un diamètre initial de la billette de 140, 220 et 406mm. Le cycle de chauffe représente donc une augmentation moyenne d'environ 2% du diamètre.

Vitesse de déformation.

La vitesse de déformation n'est pas constante lors du chauffage, une augmentation relativement importante est notamment relevée lors du changement de phase. Les valeurs restent très faibles, globalement la vitesse de déformation maximale atteinte est de $5 \times 10^{-4} s^{-1}$ pour une valeur moyenne de $1 \times 10^{-5} s^{-1}$.

La valeur maximale de vitesse de déformation est atteinte lors du passage du point de transformation (Tableau 2-13). Cette sollicitation particulière peut entrainer localement des différences importantes de déformation.

Tableau 2-13 : Champs de vitesse de déformation à chaque position dans le four de la billette (Ø220mm) lors du passage au point de transformation iso-valeur issues du modèle 2D.



Contrainte de Von-Mises fonction de la déformation et de la température.

Le comportement de la billette lors du chauffage a été cartographié selon 4 points appartenant à la section centrale (figure 2-21). Les évolutions des contraintes équivalentes au sens de Von-Mises et des contraintes principales sont étudiées en fonction de la déformation plastique équivalente, des déformations principales et de la température moyenne de la billette.

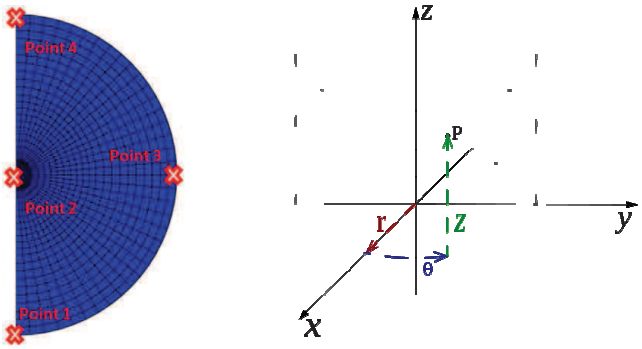


Figure 2-21 : Localisation des points de comparaison des contraintes et repère cylindrique associé.

Le procédé de réchauffage induisant une sollicitation purement thermique, il ne provoque que très peu de plasticité au sein de la billette. La zone de contact entre la sole et la billette est celle qui se déforme le plus en raison des conditions aux limites d'appui de la billette sur un nœud. Le cœur de la billette est la zone la moins déformée. Dans le cas présenté en figure 2-22 (cycle de d'Aulnoye avec une billette de Ø406 mm) la déformation plastique maximale est nulle, mais il est apparu pour certains cycles que le cœur soit sollicité plastiquement (Tuberies de Montbard sur une billette Ø140mm) avec une déformation plastique maximale à cœur d'environ 4%.

Au-delà de 800°C les contraintes sont quasi nulles, ce qui est du à la chute de la caractéristique mécanique et à la plasticité de transformation qui annule les contraintes lors du passage par un point de transformation. Les valeurs sont donc données à titre informatifs au-delà de ces températures. L'endommagement de la billette au-delà de ces températures est donc majoritairement dû à l'impact thermique associé au problème de brulures.

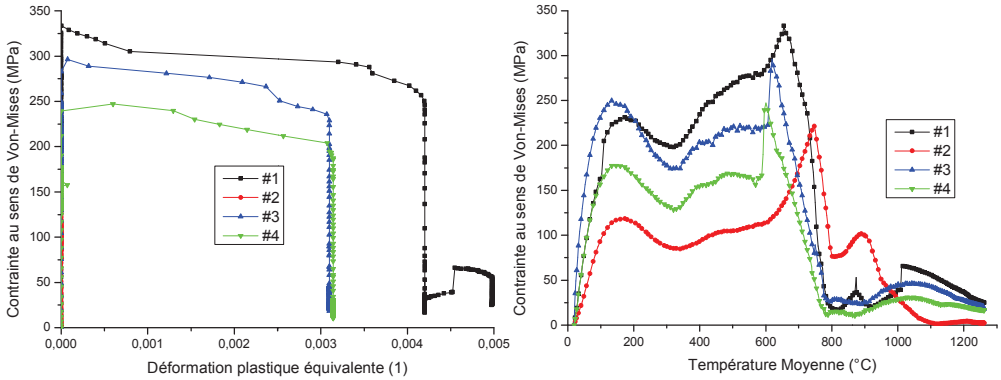


Figure 2-22 : Contraintes au sens de Von-Mises en fonction de la déformation plastique équivalente et de la température moyenne de la billette.

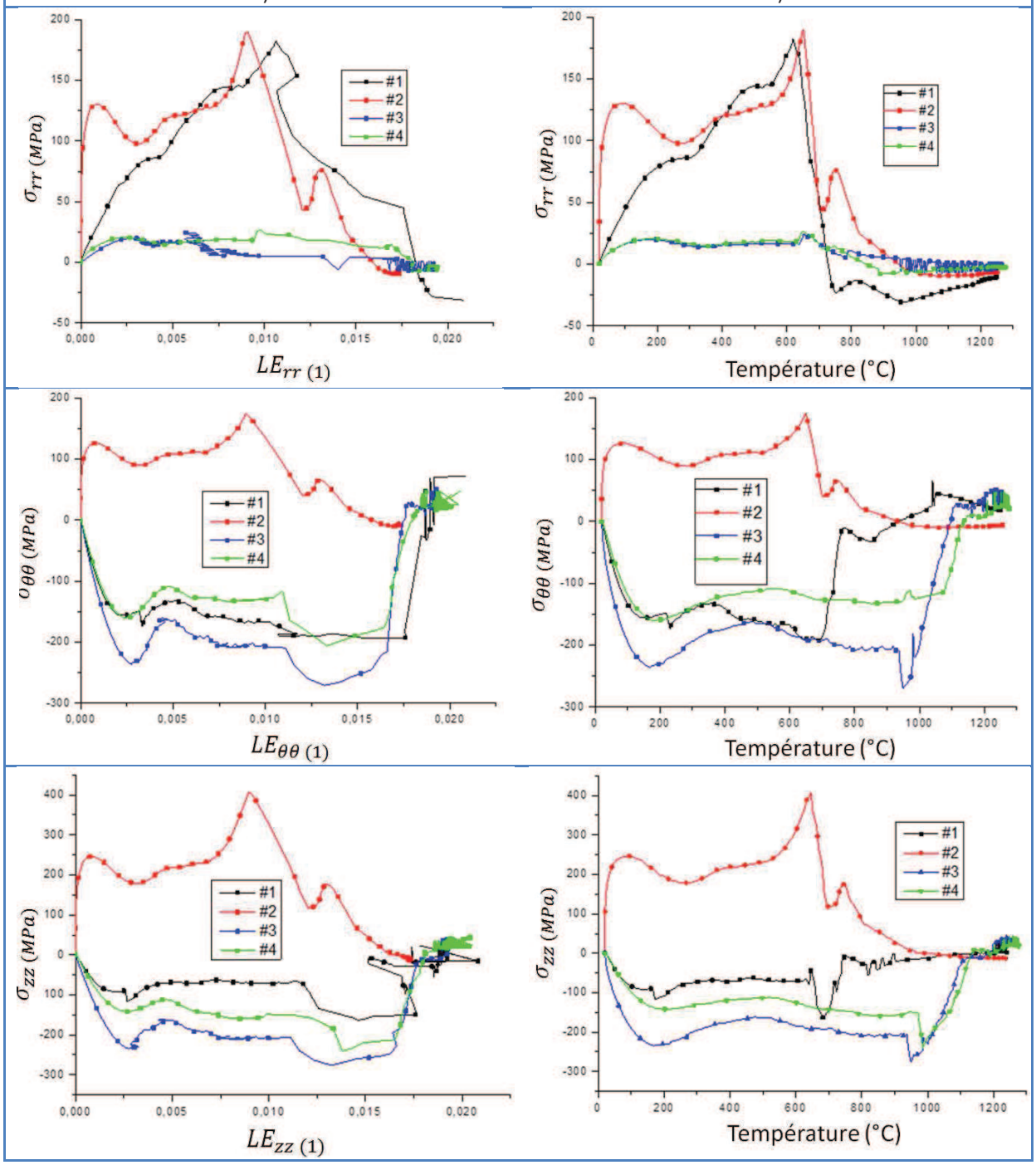
Contrainte principale fonction de la déformation et de la température.

La figure 2-14 présente les contraintes normales aux points caractéristiques selon les déformations normales (figure 2-23 a)) et selon la température (figure 2-23 b)) permettent d'identifier les instants critiques de sollicitation. La sollicitation du cœur est rapide avec une montée

brutale des contraintes sur une centaine de degrés. Puis le niveau de contrainte chute en accord avec les caractéristiques mécaniques allant jusqu'à quasiment s'annuler au passage du point de transformation austénitique.

Figure 2-23 : Sollicitation mécanique provoquée par un cycle thermique sur une billette de ø406mm.

a) b)



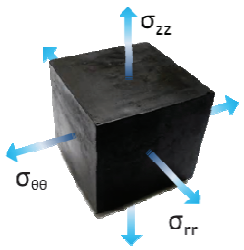
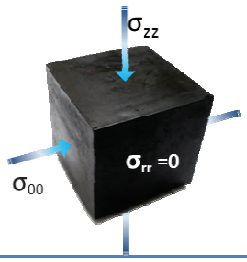
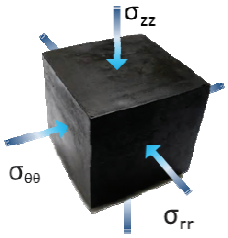
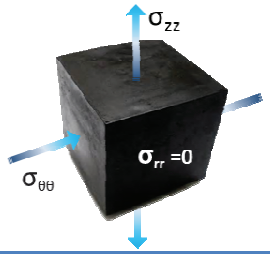
Etat de sollicitation de la billette.

Comme il est exposé dans la figure 2-23, l'état de sollicitation évolue au cours de réchauffage. Cette évolution, selon les dimensions de billettes, de la nuance et de la tuberie où le réchauffage est réalisé, peut se produire plus ou moins rapidement.

Il est possible, cependant d'identifier des comportements récurrents même si, le changement d'état de sollicitation diffère d'un cycle à l'autre. Le point d'inflexion se situe quasi exclusivement autour du point de transformation austénitique de par ses impacts thermique et mécanique.

Le tableau 2-14 regroupe les états de sollicitation typiques à cœur et en peau d'une billette lors du passage dans le four de chauffe. L'état de sollicitation le plus critique se situe au cœur de la billette pour des températures inférieures au point de transformation austénitique. A ces températures le cœur est sollicité en traction suivant les trois directions.

Tableau 2-14 : Etat de contrainte caractéristique d'une billette lors d'un cycle de chauffe.

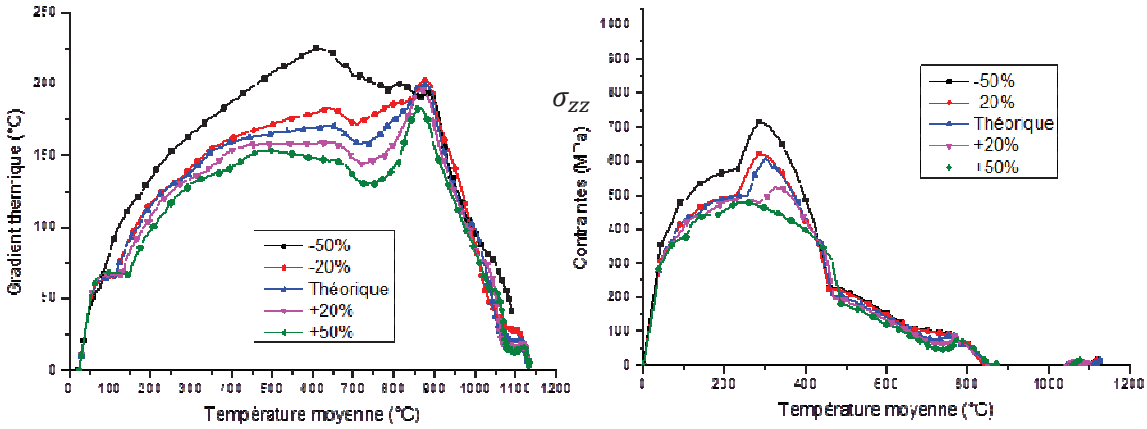
Température	Cœur	Peau
Température ambiante <T< température de transformation		
Température de transformation <T< Température de défournement		

Sensibilité à la vitesse de chauffe et aux diamètres de billettes.

Maintenant que le modèle thermomécanique apporte les premiers résultats, il est possible de mener des études de sensibilité permettant d'étendre la compréhension de l'impact du four de chauffe et des différents paramètres de fabrication.

Le premier paramètre de fabrication étudié est **la vitesse de chauffe**. La vitesse de chauffe dépend des cadences de fabrication et des températures d'indexation du four. Il est très difficile de faire évoluer les températures d'indexation, car elles sont toutes liées entre elles et donc garder un sens physique est très délicat. L'étude de sensibilité à la vitesse de chauffe a donc été menée en simulant le procédé de chauffe avec différentes cadences de fabrication.

Cinq cadences de fabrication ont été simulées, la cadence théorique utilisée actuellement et des diminutions ou augmentations de 20 et 50% du temps de fabrication. Une augmentation de 50% de la cadence de fabrication n'est bien entendue pas industriellement envisageable, de par la diminution trop importante de la productivité. Les gradients thermiques imposés par ces différentes cadences ainsi que l'impact de ces gradients sur la sollicitation thermomécanique sont donnés par la figure 2-24.



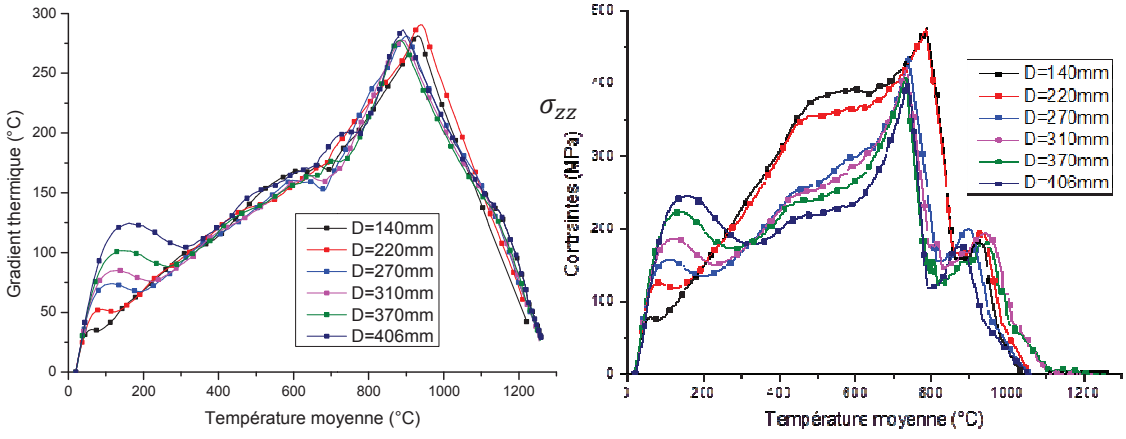
a) b)

Figure 2-24 : Résultats de l'étude de sensibilité à la vitesse de chauffe. a) Les différents gradients thermiques des courbes de chauffe correspondant à une modification de cadence. b) L'impact sur la contrainte normale σ_{zz} de la modification des courbes de chauffes.

Cette étude permet d'établir deux conclusions : Premièrement, le choc thermique causé par l'enfournement provoque une augmentation importante des contraintes sur les premiers instants quelle que soit la cadence de fabrication. Deuxièmement, on remarque une légère diminution de la contrainte sur la seconde partie du cycle de chauffe.

Le deuxième paramètre de fabrication influent est **le diamètre des billettes**. Il est connu par expérience qu'en fonction des dimensions, une billette ne réagit pas de la même façon au cycle de chauffe. Le modèle thermomécanique peut être calibré pour apporter des réponses. Le réchauffage de différents diamètres de billettes a été simulé en fonction de la gamme existante.

Afin de définir une sollicitation thermique équivalente et donc un gradient thermique équivalent lors de la chauffe, la cadence de fabrication a été ajustée pour chaque diamètre. La figure 2-24 présente la sollicitation thermique pour chaque diamètre ainsi que la sollicitation mécanique engendrée.



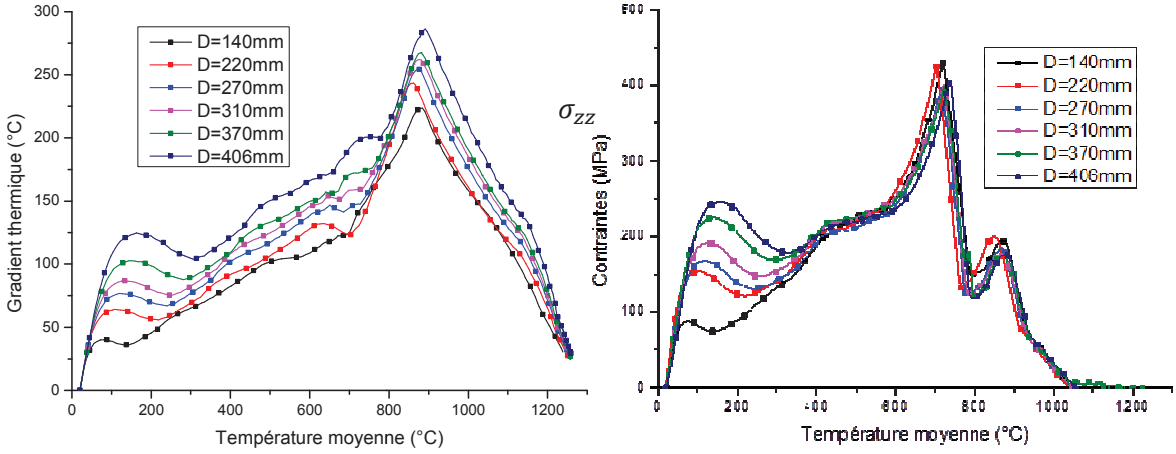
a) b)

Figure 2-25 : Résultats de l'étude de sensibilité au diamètre des billettes. a) Les différents gradients thermiques des courbes de chauffe correspondant à chaque diamètre. b) L'impact sur la contrainte σ_{zz} de la modification de dimensions.

A partir de la figure 2-25, il est à noter qu'en début de cycle thermique et ce, à cause de l'enfournement, qu'il est impossible d'avoir le même gradient thermique pour chaque dimension.

Cette différence de résultats se répercute directement sur les contraintes thermomécaniques. Cette étude du gradient thermique équivalent montre bien en revanche l'impact beaucoup plus important du cycle de chauffe sur les petites dimensions.

En effectuant le raisonnement inverse, il possible d'identifier un « gradient thermique admissible » pour chaque dimension de billette. Pour cela la même démarche a été mise en place, en ajustant les cadences pour obtenir une sollicitation mécanique équivalente. En regardant la figure 2-26, la même conclusion peut être établie, la capacité de sollicitation est moindre dans les petites dimensions. Une billette Ø406mm présente un gradient thermique admissible de 75°C supérieur à celui d'une billette Ø140mm.



a) b)

Figure 2-26 : Identification du gradient thermique admissible pour chaque dimension de billette. a) Les différents gradients thermiques des courbes de chauffe correspondant à une sollicitation équivalente. b) La sollicitation mécanique obtenue par modification de cadence.

2-3 Conclusions.

La première partie de ce chapitre a été consacrée à l'analyse du comportement des billettes avant leur passage dans le four de chauffe. La santé axiale des échantillons issus de la coulée continue a donc été caractérisée.

Les possibilités de caractérisation (radiographies et macrographies) et leurs résultats associés ont été présentés. Ces examens s'avèrent complémentaires, les radiographies donnant une représentation globale des anomalies présentes avec une bonne précision pour les anomalies sphériques. Les macrographies quant à elles permettent de caractériser l'orientation des anomalies de type fissure et dans le même temps révèlent la microstructure des échantillons.

Les résultats de ces examens montrent que les échantillons bruts de coulée (24CrMo4 et 42CrMo4) sont composés de trois zones métallurgiques : zone de peau, zone basaltique et zone centrale équiaxe. Les anomalies se situent le plus généralement au cœur de l'échantillon mais des criques dites sous-cutanées ont souvent été observées. Les billettes en 13%Cr et en 100Cr6 possèdent une microstructure partiellement recristallisée, ces échantillons étant traités thermiquement et mécaniquement pour améliorer leur santé axiale. Les échantillons en 100Cr6 n'ont que très peu de porosités à cœur, alors que le 13%Cr présente une concentration importante d'anomalies à cœur, révélant un traitement incomplet. La comparaison avec des échantillons prélevés en sortie de four n'a pu exposer directement l'impact du cycle de chauffe en raison du caractère dispersif des anomalies.

La seconde phase de l'analyse de comportement des billettes issues du procédé de coulée a été menée à l'aide d'essais de caractérisation. Le dispositif d'essais, la Gleeble 3500, le protocole et la géométrie des éprouvettes ont tout d'abord été présentés. Le protocole d'essais couramment utilisé au laboratoire a permis l'identification des lois de comportement [CAB12].

Pour chaque nuance, la campagne 20-1200°C a été découpée en 3 domaines. Sept modèles empiriques ou semi-empiriques de loi de comportement ont été utilisés et les paramètres identifiés pour chacun de ces domaines par méthode inverse. Après analyse, il apparait que le modèle Power-Law (PL {7}) convienne bien pour prendre en compte le comportement des nuances. Il est parmi les plus simples avec seulement trois paramètres à identifier lorsque la viscosité est négligée. L'erreur consentie est toujours inférieure à 10%.

Un nouveau critère de ductilité a été proposé à partir des courbes contrainte déformation, il a donné des résultats prometteurs avec des mesures comparables au critère classique existant (Z%), avec l'avantage d'être plus représentatif de l'énergie de déformation volumique et de pouvoir être calculé même à basses températures où la striction n'apparait quasiment pas.

Le 24CrMo4 a été la première nuance testée. Les échantillons sont prélevés en 4 zones distinctes représentatives des différentes microstructures obtenues. Très peu de différence de comportement a été constatée selon le sens de prélèvement. Il a été montré en revanche que les échantillons prélevés en zone équiaxe présentent une criticité plus élevée, leur allongement à la rupture et leur ductilité étant plus faible. Cette nuance présente un comportement fragile jusqu'à 500°C, puis la ductilité augmente jusqu'à atteindre 80% à haute température. Une poche de ductilité apparait lors du passage par le point de transformation austénitique.

Le 42CrMo4, a un comportement similaire au 24CrMo4. La frontière ductile fragile est juste plus proche des 600°C pour cette nuance et les courbes de ductilité montrent que la poche de ductilité semble plus sévère mais sur une plage de températures plus faible.

Les essais sur le 100Cr6 montrent qu'en dessous du point de transformation austénitique, le comportement de l'alliage est particulièrement fragile. Cette nuance présente une frontière bien plus marquée entre domaine fragile et domaine ductile. Les courbes de ductilité ne présentent aucune poche sur l'intervalle de température testé. Le phénomène de brulure pressenti et mis en évidence par les courbes de ductilité montre à quel point cette nuance peut être délicate à mettre en œuvre.

L'acier 13%Cr a un comportement nettement différent de celui des autres nuances. Il présente toujours une légère ductilité même lors des essais à basse température. L'analyse des faciès a montré une tendance à la rupture par clivage à basse température. La confrontation des critères de ductilité a montré que la faible ductilité sur certain essais à haute température dépend du point de transformation de la nuance.

Les deux dernières nuances étant traitées thermiquement et mécaniquement, leur structure est recristallisée et ne présente pas de différence de comportement selon la zone de prélèvement.

La deuxième partie de ce chapitre a été consacrée au développement d'un modèle thermomécanique capable de prédire la sollicitation subie par une billette lors de la chauffe. Tout d'abord le développement d'un modèle thermique a été présenté. La prise en compte des conditions de transfert thermique a été faite selon les modèles existants du centre de recherche.

Une méthodologie originale de prise en compte du rayonnement est ainsi présentée. Elle a l'avantage de s'affranchir de modélisations superflues (voute, sole, murs…) tout en gardant un fondement physique (facteurs de forme réalistes). Les résultats de ce modèle comparés aux mesures sur sites ainsi qu'aux autres modèles existants ont montré l'efficacité de la méthode. Les courbes de chauffe et d'hétérogénéités sont particulièrement représentatives des mesures prisent sur plusieurs production.

Du point de vue de la sollicitation mécanique, c'est en début de réchauffage que les contraintes au sens de Mises sont fortes. Les déformations plastiques restent faibles (0-4%). Les états de contraintes et de déformation ont été analysés à cœur et en peau de la billette. Ils montrent que la sollicitation est très différente selon la zone et l'instant considérés dans le four. Le cœur de la billette est la zone de sollicitation critique puisque sollicité en traction triaxiale de l'enfournement jusqu'au point de transformation.

Les résultats issus du modèle thermomécanique montrent une certaine capacité à déterminer les états de sollicitation mécanique pour un cycle thermique donné. Les deux études de sensibilité sur la vitesse de chauffe et sur les dimensions des billettes ont donné des résultats intéressants. Il apparait que même si la sollicitation est moindre avec l'augmentation du temps de cycle, le choc thermique causé par l'enfournement ne peut être supprimé. A sollicitation mécanique équivalente, le gradient thermique admissible est plus important pour une billette de grandes dimensions (de 50°C supérieur pour une billette de ø406mm comparée à une billette de ø220mm).

Le modèle présenté permet d'identifier l'état de sollicitation de la billette selon les conditions de chauffe considérées. Cette sollicitation est identifiée uniquement à partir des essais de caractérisation présentés dans ce chapitre (essais de traction), il est essentiel pour la suite de nos travaux de prendre en compte l'endommagement et donc le comportement à la rupture des échantillons sélectionnés. Cette caractérisation est le principal l'objectif du chapitre suivant.

Références bibliographiques

[ARR89] : Arrhenius, S. (1889). Über die Reaktionsgeschwindigkeit bei der Inversion von Rohrzucker durch Säuren. *Zeitschrift für physikalische Chemie*, *4*, 226-248.

[CAB12] : Puchi-Cabrera, E. S., Guérin, J. D., Barbier, D., Dubar, M., & Lesage, J. (2012). Plastic deformation of structural steels under hot-working conditions. *Materials Science and Engineering: A*.

[COS04] : COSTES, Frédéric. *Modélisation thermomécanique tridimensionnelle par éléments finis de la coulée continue d'aciers*. 2004. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[HOL45] : Hollomon, J. H. (1945). Tensile deformation. *AIME TRANS*, *12*(4), 1-22.

[JOH83] : G.J. Johnson, W.H. Cook, 1983, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures : Proceedings of the Ballistics, The Hague, pp. 541–547.Seventh International Sym.

[LUR08] : Lurdos, O. (2008). *Lois de comportement et recristallisation dynamique: approches empirique et physique* (Doctoral dissertation, Saint-Etienne, Ecole Nationale Supérieure des Mines).

[MOU02] : Moureaux, P., Mpong, S. M., Remy, M., Bouffioux, C., Lecomte-Beckers, J., & Habraken, A. M. (2002, December). Identification d'une loi thermo-élasto-viscoplastique en vue de la modélisation du laminage à chaud du cuivre. In *Journal de Physique IV (Proceedings)* (Vol. 12, No. 11, pp. 361-368). EDP sciences.

[RAJ10] : Raju, S., Jeya Ganesh, B., Rai, A. K., Mythili, R., Saroja, S., & Raj, B. (2010). A study on martensitic phase transformation in 9Cr–1W–0.23 V–0.063 Ta–0.56 Mn–0.09 C–0.02 N (wt.%) reduced activation steel using differential scanning calorimetry. *Journal of Nuclear Materials*, *405*(1), 59-69.

[RAM43] : Ramberg, W., & Osgood, W. R. (1943). Technical Note No. 902. *National Advisory Committee for Aeronautics, Washington DC*.

[SEG04] : Seguy, S. Modélisation numérique d'un assemblage céramique-métal obtenue par brasage : determination des contraintes résiduelles. 2004. Master recherche.

[VOC48] : Voce, E. (1948). The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J Inst Met*, *74*, 537-562.

Abaqus documentation : "Cavity radiation," Section 39.1.1 of the Abaqus Analysis User's Manual.

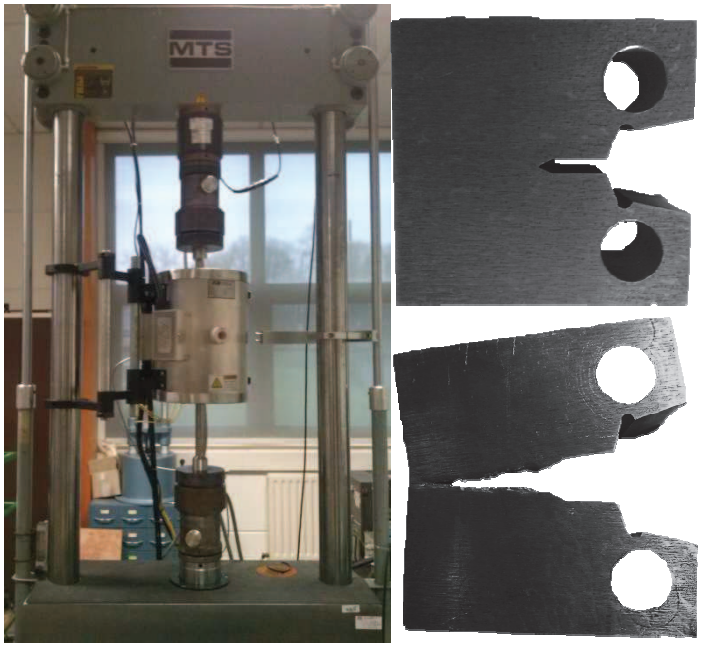
Chapitre 3

Définition d'un critère de rupture

3-1 Mécanique de la rupture, moyens et critères associés.

3-2 Identification des propriétés de rupture des matériaux sélectionnés.

3-3 Conclusions.



Résumé :

Ce chapitre est consacré à l'identification des propriétés à la rupture des nuances ciblées dans l'optique de l'identification d'un critère de rupture intrinsèque au matériau. Ce critère devant être en accord avec les états de sollicitation des billettes (traction suivant les trois dimensions) et les modes de rupture des faciès des essais de traction (rupture fragile et ductile). Pour cela les différentes possibilités de critères basés sur la mécanique de la rupture et les moyens expérimentaux seront tout d'abord exposés. Puis le banc d'essais spécifiquement conçu pour notre étude sera présenté. Les résultats en terme de faciès, réponse en effort et propagation de fissure permettront d'apporter les conclusions sur la criticité de ces nuances.

3-1 Mécanique de la rupture, moyens et critères associés.

Cette partie est consacrée au recensement des fondements physiques régissant la propagation des anomalies ciblées dans le chapitre précédent. On parle de propagation de fissures fragile ou ductile et des méthodes de caractérisation dans le cadre de la rupture des aciers.

Les modes de rupture associés à la sollicitation

Les fondements de la mécanique de la rupture montrent qu'en ne considérant que les cas de propagation de fissure dans le plan de la fissure, la sollicitation et la rupture sont caractérisées par la superposition de trois modes (Figure 3-1). **Le mode « I »** appelé mode d'ouverture est obtenu par un déplacement des surfaces de la fissure dans des directions opposées et normales au plan de celle-ci. **Le mode « II »** est appelé mode par glissement de translation ou cisaillement plan. Il se caractérise par un déplacement des surfaces de la fissure dans des directions opposées appartenant au plan de fissuration et perpendiculaires au front de fissure. **Le mode « III »** est appelé mode par glissement de rotation ou cisaillement anti-plan. Il se rapproche du mode plan, le mouvement des surfaces de la fissure n'étant plus perpendiculaire mais parallèle au front de la fissure. Lors de l'analyse de cas traitant de la composition de plusieurs de ces modes de rupture, la rupture est dite **mixte**.

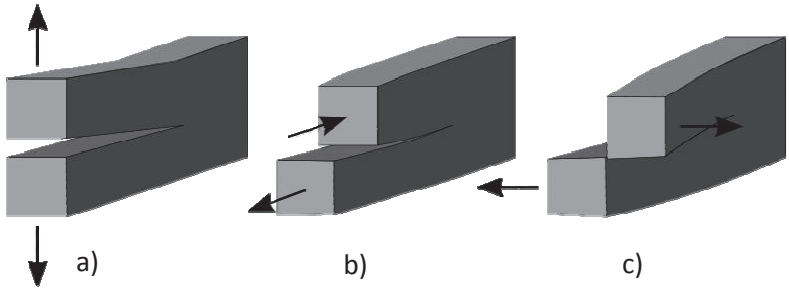


Figure 3-1 : Les différents modes de rupture associés aux sollicitations subies. a) Mode « I » d'ouverture, b) Mode « II » par cisaillement plan et c) mode « III » par cisaillement anti-plan.

Cette partie se décompose en deux axes : Le premier fera un état des lieux des fondements régissant le type de rupture, le deuxième détaillant les différentes méthodes applicables et les critères de ruptures associés. La rupture sous sollicitation monotone est privilégiée (les fondements des chargements cycliques sont écartés) ainsi que le mode de rupture par ouverture.

Les modes de rupture associés aux matériaux métalliques

Le type de rupture des aciers est fonction de la température de sollicitation, il peut être fragile, ductile ou mixte. Généralement des essais de résilience réalisés à différentes températures et une analyse métallurgie du faciès de rupture permettent de déterminer les transitions entre les différents types. Les essais consistent généralement à rompre une éprouvette de flexion entaillée en suivant la norme [AFNOR90].

Le domaine de transition varie selon la température et sa caractérisation nécessite d'identifier une valeur de température appelée température de transition. La méthode la plus courante est de relever la température où la courbe de résilience atteint 7 daJ/cm2, cette température est appelée par analogie TK7. La deuxième méthode définit la température de transition comme la valeur correspondant à un faciès de rupture 50% fragile, cette température est appelée FATT pour « Fracture Appearence Transition Temperature ».

La rupture fragile

La rupture fragile possède deux mécanismes différents, la rupture transgranulaire par clivage et la rupture intergranulaire.

La rupture intergranulaire peut apparaitre dans les métaux polycristallins lorsque l'énergie disponible aux joints de grains (E_j) est suffisante. Cette énergie est dépendante de l'orientation des grains et de l'énergie relative aux joints eux-mêmes (E_{si}). La rupture intergranulaire a donc lieu si :

$$\left(2E_{si} - E_j\right) < 2E_{sc}$$

Où E_{sc} est l'énergie d'un plan de clivage. La théorie définit ce mode de rupture comme prépondérant. Le type et la quantité des impuretés sont également influents sur le mécanisme de rupture, les ségrégations de carbone dans le fer ont par exemple tendance à favoriser le clivage transgranulaire alors que la présence de phosphore ou de souffre augmente la possibilité de rupture intergranulaire. Une corrélation a même été réalisée par [NAU99] entre le taux de phosphore ségrégé et la contrainte critique de rupture.

La rupture par clivage a pour mécanisme, la décohésion de deux plans cristallographiques. [REN98] explique que le clivage apparait en trois étapes, avec tout d'abord un empilement de dislocations sur un obstacle (macle, joint de grain…), puis un amorçage d'une microfissure dans le grain par rupture de l'obstacle et enfin la propagation de cette microfissure sous la contrainte normale critique.

Le clivage apparait plutôt pour les métaux sollicités à basse température. Les structures Cubiques Centrées (aciers ferritiques, molybdène) et Hexagonales (Zinc, Titane) sont les plus sensibles à ce phénomène. La contrainte normale théorique pour cliver peut être calculée à partir de l'équation suivante, avec E le module d'Young, Es l'énergie de surface et b la distance inter-réticulaire.

$$\sigma_C = \sqrt{E \times Es/b}$$

Les valeurs ainsi calculées sont de l'ordre de E/10, or les valeurs usuelles observées sont plus proches de E/100 [REE73] (figure 3-2). Cette différence s'explique par la présence d'amplificateurs de contraintes tels que des anomalies métallurgiques.

La source de concentration la plus commune est l'empilement de dislocations créant une microfissure sur un grain ou un obstacle. Les premiers à avoir exposé ce phénomène sont C. Zener [ZEN48] et A. Stroh [STR54]. Un peu plus tard E. Smith [SMI66] a considéré que la création de microfissures débute au niveau des défauts de seconde phase tels que les carbures aux joints de grains.

C'est ainsi que l'équation de la contrainte normale théorique a été reliée à la longueur de la microfissure à l'aide de l'équation de Griffith-Orowan [CUR78]

$$\sigma_c = \sqrt{\alpha \frac{E \times Es_{eff}}{a_c}}$$

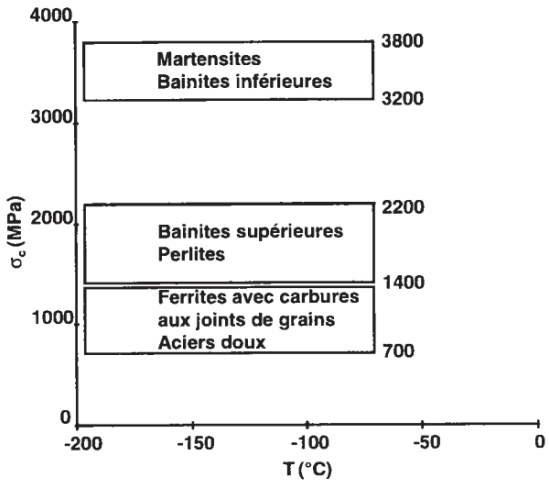


Figure 3-2 : Contrainte de clivage expérimentale mesurée sur éprouvettes de traction lisses [KNO95].

D'autres études fractographiques ont montré que les carbures ne sont pas les seuls sites de germination privilégiés, il peut également s'agir d'inclusions comme par exemple les sulfures de manganèse (MnS). Certains auteurs vont même jusqu'à interpréter la localisation de la germination en fonction de la température de sollicitation [ROS83], avec des carbures comme site de clivage en dessous de la température de transition puis des inclusions de sulfure de manganèse pour des températures plus élevées. Il apparait qu'à basse température, la contrainte de clivage est atteinte sans trop de plasticité, alors qu'à haute température, il semble que la nécessité de déformer plastiquement les carbures qui couplés à une ductilité plus importante favorise l'apparition de clivage sur les inclusions de sulfure de manganèse.

La rupture ductile

La rupture ductile apparait pour des aciers sollicités à plus haute température. Ce mode de rupture est dissipatif en raison de l'importante déformation plastique engendrée et nécessite plus d'énergie que la rupture fragile. La triaxialité des contraintes joue donc un rôle important et conditionne fortement ce mode de rupture.

Pour les matériaux polycristallins, la rupture ductile est le résultat de processus physiques d'endommagement dépendant du matériau. Dans le cas d'aciers possédant des particules de secondes phases, le mécanisme de rupture a lieu en trois phases : amorçage, croissance et coalescence (figure 3-3).

La surface de rupture associée à ce mécanisme présente un aspect de cupules au fond desquelles il est généralement possible d'identifier le défaut microscopique d'origine. Dans le cas d'une fissure, les trois étapes se succèdent en avant du front de fissure, là où la déformation plastique est localement plus importante. Cela implique une avancée continue de la fissure.

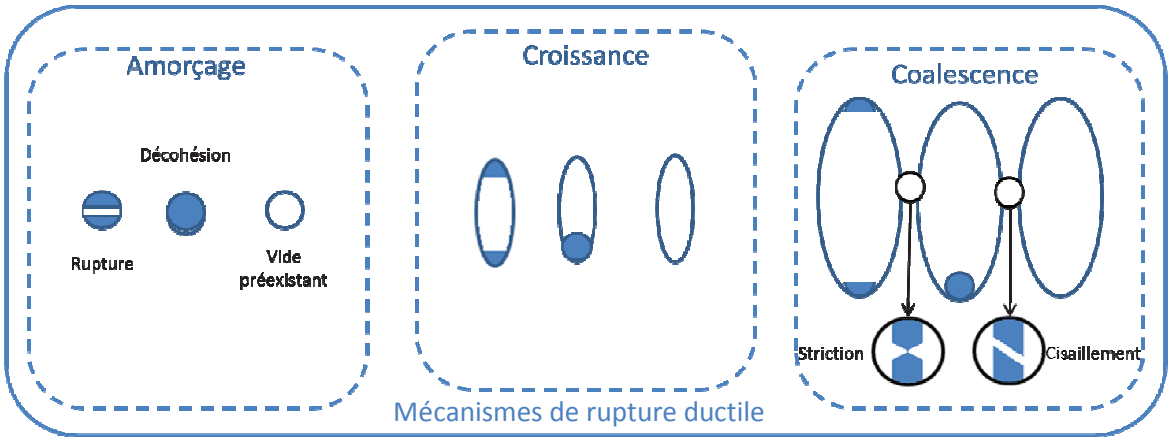


Figure 3-3 : Représentation schématique des trois phases régissant la rupture ductile [MIA95].

L'amorçage ou la germination, pour les aciers avec particules de seconde phase, se caractérise soit par décohésion à l'interface matrice/inclusion, soit par rupture de la particule. Le risque d'amorçage est fonction de la taille des inclusions, plus les particules seront grandes plus le risque de germination sera important. De plus la croissance des cavités autours des inclusions augmente le risque d'amorçage sur de plus petits sites.

La croissance des cavités préexistantes ou ainsi formées est régie par l'effet combiné de la déformation plastique et de la triaxialité des contraintes. Les premiers travaux décrivant ces phénomènes ont été réalisés par F. McClintock qui calcule la croissance de cavités sphériques pour un matériau viscoplastique [McCLI68]. Puis J.R. Rice & al établissent que la croissance de ces cavités obéit au critère de Von-Mises pour les matériaux non-écrouissables [RIC69]. Enfin F. Mudry étend ce principe aux matériaux écrouissables [MUD82].

La coalescence a été étudiée au travers d'approches basées sur différents mécanismes. La rupture par contact entre cavités entraîne une surestimation locale de la ductilité des matériaux, de par l'instabilité des ligaments existants entre les cavités qui peuvent rompre par striction ou par cisaillement [MIA95]. Des approches plus récentes s'articulent autour de deux méthodes, la localisation des contraintes et l'obtention d'un chargement limite local [BEN99]. A noter qu'il est important de prendre en compte les cavités de plus petites tailles, car elles accélèrent la croissance et la coalescence [PER90].

Il existe un nombre très important de documents traitant des différents moyens d'analyse de la rupture ductile (Méthode de l'intégrale J, énergétique et locale). Ces documents seront présentés dans la partie dédiée aux méthodes d'analyses.

La rupture mixte

Dans le domaine de transition, les deux modes de rupture coexistent. Ils peuvent apparaitre soit simultanément soit successivement. Une représentation schématique des surfaces de rupture associées à ce type de rupture est donnée en figure 3-4. Il est à noter que la zone d'émoussement ductile étant de faible dimension (quelques µm), elle peut être très difficilement observable.

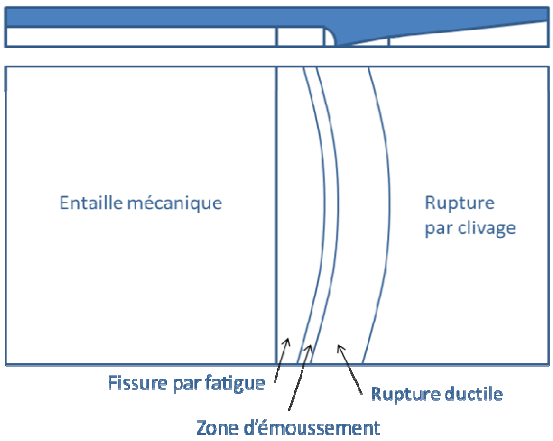


Figure 3-4 : Schéma du faciès de rupture d'une éprouvette sollicité dans le domaine de transition [REN98].

L'analyse de ce type de rupture nécessite un traitement précis de chacun des modes de rupture. [REN98] et [CAR00] ont étudié le comportement d'acier faiblement alliés lors de la rupture dans ce domaine de transition fragile-ductile. Le clivage est majoritairement issu de la propagation de microfissures et de la présence de carbures, ces microfissures étant amorcées par une déformation plastique locale fonction du mécanisme de rupture ductile. L'influence importante d'inclusions de sulfure de manganèse sur le comportement à rupture de ces matériaux a été mise en lumière.

Méthodes et moyens expérimentaux d'analyse.

Méthodes et moyens associés à la rupture fragile

Les méthodes de caractérisation des phénomènes de rupture fragile sont directement associées au clivage.

La contrainte de clivage est fréquemment considérée comme étant la plus grande contrainte qui s'exerce dans le matériau. Elle est difficilement mesurable expérimentalement, les champs de contrainte étant très hétérogènes et les auteurs préfèrent la calculer numériquement. J.F. Knott est le premier à l'avoir mesurée sur un acier doux à partir d'éprouvettes de flexion quatre points [KNO66]. Il utilise un modèle analytique valable que sous certaines conditions de plasticité généralisée et uniquement applicable lorsque la plasticité apparait dans toute la section proche de l'entaille.

Le **facteur d'intensité de contrainte** en mode I, correspondant à la force critique, appelé K_{IC} est une façon de représenter la rupture fragile dans le cas où la plasticité reste confinée au front de fissure. Il est issu de la mécanique de la rupture élastique linaire et caractérise la ténacité du matériau. G.R. Irwin définit le champ de contraintes dans un solide comportant une fissure à partir du facteur d'intensité de contrainte K_I (figure 3-5). K_{IC} représente la valeur critique de K_I et est déterminé à partir de la charge critique identifiée par essais de rupture normalisés. Ce critère relativement simple permet une comparaison aisée entre éprouvettes, mais présente une dispersion croissante avec la température du fait de la perte progressive du confinement de la plasticité.

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\vartheta}{2}\left(1 - sin\frac{\vartheta}{2} sin\frac{3\vartheta}{2}\right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\vartheta}{2}\left(1 + sin\frac{\vartheta}{2} sin\frac{3\vartheta}{2}\right) \\ \sigma_{zz} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\vartheta}{2}\left(sin\frac{\vartheta}{2} cos3\frac{\vartheta}{2}\right) \end{cases}$$

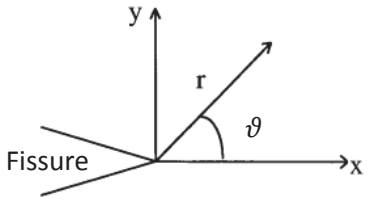


Figure 3-5: Champs de contrainte dans un milieu comportant une fissure par [IRW57].

Le **modèle « RKR »** de [RIT73] tente de relier un critère de rupture locale à l'évolution de la ténacité en fonction de la température. Il y a rupture lorsque la contrainte maximale appelée σ_{yy} atteint la valeur de la contrainte de clivage $\sigma_C$sur une distance caractéristique de la pointe de fissure appelée X_0 (Figure 3-6). L'impact de la température est pris en compte uniquement par la modification de la limite d'élasticité. Dans un premier temps la distance caractéristique a été évaluée à deux fois la taille des grains proches du front de fissure [RIT73]. Ce résultat est remis en cause par les travaux de D.A Curry & al qui n'ont pas trouvé de relation directe entre la taille des grains et cette distance [CUR78]. D'autre travaux font le lien entre la distance caractéristique et la distribution des inclusions à l'origine de la rupture.

Des auteurs tels que [WU03] et [YAN03] ont confronté ce modèle à différents essais expérimentaux avec des résultats prometteurs. Des questions subsistent néanmoins quant aux possibilités de transférer les résultats d'une structure à une autre. Le modèle « RKR » et ces évolutions restent toutefois inaptes à prédire la rupture en présence de ductilité.

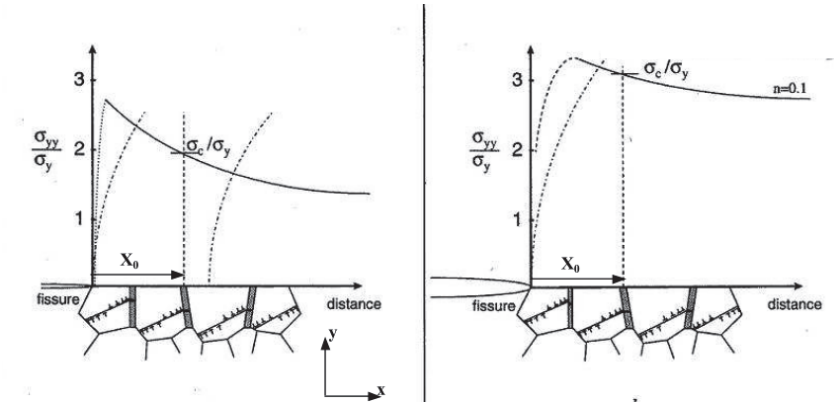


Figure 3-6 : Représentation schématique du modèle RKR. A faible température à gauche et à haute température à droite.

Le **modèle de Chen** [CHE96] est un modèle plus complexe basé sur le principe que les microfissures s'amorcent en pointe de fissure sous l'action d'une déformation plastique minimale comme observé par de nombreux auteurs. Il en découle un triple critère basé sur cette déformation plastique critique, la triaxialité de contrainte minimale permettant l'émoussement des microfissures et la contrainte critique entraînant la propagation. Ces valeurs sont déterminées à partir d'essais sur un grand nombre d'éprouvettes CT desquels deux sets de paramètres représentant la rupture sont identifiés. Ces sets ayant chacun leurs force et faiblesse en terme de caractérisation qualitative ou quantitative de la rupture.

Le **modèle de Margolin** [MAR97a] et [MAR97b] est basé sur le même principe que le modèle de Chen. Seules les microfissures dites « aigues » sont considérées comme nocives, car lorsqu'elles

s'émoussent elles se transforment en cavités, contrecarrant ainsi l'amorçage des fissures pendant la nucléation. La propagation se résume donc à atteindre une valeur de contrainte seuil dépendante de la déformation plastique équivalente.

Ces modèles montrent que la dispersion des résultats expérimentaux reste difficile à appréhender. D'autres modèles ont été développés en se basant sur la méthode de **l'approche locale probabiliste**.

La **statistique de Weibull** est la méthode la plus souvent rencontrée dans la littérature. Cette méthode repose sur le principe de décomposition d'un volume global en n volumes élémentaires afin d'établir une probabilité de suivi P_R.

$$P_R = 1 - exp\left[-\int \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u}\right)^m \frac{dV}{V_0}\right]$$

Dans ce cadre la première hypothèse requise impose un matériau statistiquement homogène (même probabilité de trouver un défaut quel que soit le volume élémentaire observé). La seconde induit la ruine du volume global dès qu'il y a rupture de l'un des volumes élémentaires.

Le **modèle de Beremin** [BER83] est basé sur la statistique de Weibull. La probailité de rupture de Weibull ainsi reformulée en faisant l'hypothèse que le champs des contraintes à la pointe de fissure est équivalent à un champ HRR devient :

$$P_r = 1 - exp\left[-\frac{K_{IC}^4 B \sigma_0^{m_W - 4} C_m}{V_0 \sigma_u^m}\right]$$

Le modèle de Beremin a par la suite été enrichi par S.R. Bordet & al [BOR05a]. Le modèle obtenu est dit **basé sur une double condition nucléation & propagation.** Il suppose que les conditions de nucléation et de propagation doivent être satisfaites simultanément et que ce couplage n'est possible qu'à partir d'une certaine valeur de contrainte seuil. Ce critère a été confronté expérimentalement sur des éprouvettes axisymétriques entaillées AE et de flexion entaillées SENB [BOR05b]. Ce critère apparait comme particulièrement représentatif tant que le régime de rupture reste fragile, il devient trop conservateur lors de l'apparition de la déchirure ductile.

Le modèle de **Wallin** [WAL84] présente une approche statistique légèrement différente au modèle précédent où le calcul de la probabilité de rupture cumulée s'effectue à partir de la probabilité élémentaire, établie à partir de la connaissance du réseau de carbures. Ce modèle a par la suite été modifié pour prendre en compte l'effet de la température, la probabilité de rupture s'écrit alors :

$$P_r = 1 - exp\left[-\frac{B}{B_0}\left(\frac{K_I - K_{min}}{K_I - K_{0(\theta)}}\right)^4\right]$$

Pour conclure sur cette brève revue bibliographique associée à la rupture fragile par clivage, il apparait que les modèles développés sont efficaces. Ils tiennent compte de la dispersion des résultats expérimentaux. Ils sont en revanche tous mis en défaut pour modéliser une déchirure ductile ou une perte de confinement.

Méthodes et moyens associés à la rupture Ductile

Quatre méthodes d'analyse de la déchirure ductile des matériaux ont été considérées comme représentatives de la bibliographie [MAR99]. Elles peuvent être séparées en deux catégories, les méthodes globales et les méthodes locales. Elles étudient respectivement la rupture d'un point de vue macroscopique et microscopique.

Les méthodes Globales

Les méthodes globales sont : La méthode de l'intégrale « J », la méthode à deux paramètres et la méthode énergétique.

La méthode de l'intégrale J :

Les fondements de la méthode de l'intégrale J ont été donnés par J.R. Rice [RIC67]. J est l'intégrale d'un contour fermé entourant la pointe de fissure, cette intégrale est indépendante de ce contour et représente le travail d'ouverture des lèvres et la variation de l'énergie potentielle lors de l'extension de fissure.

L'intégrale J peut être reliée au taux de restitution d'énergie G défini par A. Griffith dans le cas d'un matériau élastique non linéaire [GRI21]. Sous l'hypothèse d'un chargement proportionnel, l'intégrale J permet d'étendre la théorie de A. Griffith aux matériaux élasto-plastiques.

D'un point de vue expérimental, il existe beaucoup de normes proposant une démarche d'identification de l'intégrale J. Ces démarches sont basées sur les relevés de force et d'ouverture des lèvres de fissure. Avec ces méthodes, un relevé en continue de la valeur d'extension de fissure n'est pas obligatoire, il permet juste de s'affranchir d'essais interrompus.

L'intégrale J est dépendante de la géométrie de l'échantillon testé, de la géométrie de la singularité et du type de sollicitation (la traction donne des valeurs de ténacité plus élevées que la flexion), ce qui rend son utilisation complexe.

Pour remédier à ce problème, le CTOD (Crack Tip Opening Displacement) [EIS91] relie l'amorçage de fissure, c'est-à-dire la taille de la zone d'émoussement en front de fissure, et l'intégrale « J » [ERN83]. Ces méthodologies apportent des résultats prometteurs mais conservent quelques lacunes.

En bilan, la méthode de l'intégrale J a l'avantage d'être utilisée dans une grande quantité de normes pour évaluer les grandeurs d'amorçage et de propagation, permettant ainsi des investigations rapides pour des cas simples. La difficulté à transférer les paramètres d'un cas à un autre représente cependant son inconvénient principal.

La méthode à deux paramètres :

La méthode à deux paramètres est une variante de l'intégrale J dans laquelle un deuxième paramètre est introduit afin d'interpréter les effets géométriques tels que par exemple le taux de triaxialité. Elles permettent ainsi de faciliter la transférabilité des paramètres d'un cas à un autre, mais elles ont régulièrement été mises en défaut et ne seront pas détaillées dans ce mémoire.

La méthode énergétique :

La méthode énergétique est basée sur l'estimation de l'énergie dissipée par la rupture. Les études traitant de l'amorçage ont montré leur efficacité, l'amorçage peut être caractérisé de manière satisfaisante par l'intégrale J si elle a été déterminée en fonction de la zone d'émoussement. Il existe en revanche que peu de propositions satisfaisantes dans l'étude de la propagation.

M.F. Kanninen s'appuie sur le taux de dissipation d'énergie généralisé défini à partir du travail d'ouverture des lèvres et de la variation d'énergie de déformation en cours de propagation [KAN79]. Lorsque la valeur de ces deux grandeurs atteint une valeur limite appelée R la propagation a lieu, R étant donc ici la valeur d'énergie caractérisant le processus de rupture. Mais dans cette étude la détermination du volume nécessaire au calcul de la variation d'énergie n'est pas clairement définie (validité de l'hypothèse de plasticité confinée), ce qui pénalise l'approche.

Q.S. N'GUYEN a proposé un bilan énergétique basé sur une étude thermodynamique mais uniquement pour les comportements élastiques [N'GUY80]. Ces travaux sont uniquement basés sur des considérations théoriques.

C.E. Turner propose une démarche proche mais plus expérimentale, le critère R représentant la variation d'énergie dissipée lors de la propagation, ce paramètre est équivalent au taux de restitution d'énergie de A. Griffith pour les matériaux fragiles [TUR90].

$$R = \frac{dE_{diss}}{dA} = \frac{d(E_{totale} - E_{el})}{dA} = \frac{dE_{pl}}{dA} + G_{fr}$$

A représente l'aire de la fissure, E les énergies, qu'elles soient totale, dissipée, élastique ou plastique et G_{fr} le taux de restitution d'énergie. Ce paramètre est décomposé en deux termes, l'un représentant l'énergie dissipée par la déformation et l'autre l'énergie dissipée par la rupture.

S. Marie montre comment calculer J et R à partir de la courbe force-déplacement d'ouverture (Figure 3-7) [MAR99]. Contrairement à J qui est défini pour l'ensemble du chargement, R ne prend en compte que la propagation. R diminue en cours d'essai et tend vers une valeur asymptotique caractéristique de la saturation de la plasticité du matériau.

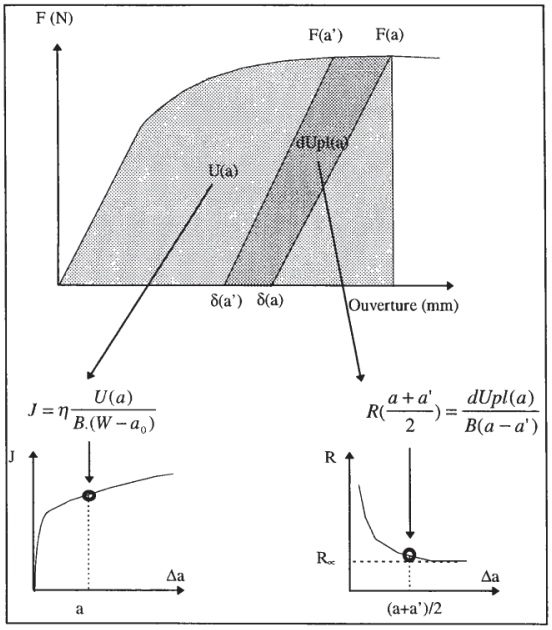


Figure 3-7 : Méthode de calcul de J et R à partir d'une courbe expérimentale de chargement.

Le problème principal de cette approche est de réussir à discerner l'énergie dissipée par la rupture de celle dissipée par la déformation. Plusieurs auteurs dont Turner ont proposé de décomposer R en trois paramètres (surfacique, volumique et de plasticité) ou encore de le définir à partir de la courbe J-Δa, mais ces approches ne permettent pas d'obtenir des résultats facilement transposables d'un cas à un autre [TUR90].

Une méthodologie numérique, proposée par S. Marie permet, d'identifier les paramètres d'amorçage à partir du CTOD puis ceux de propagation en discrétisant l'avancée de la fissure et, d'identifier localement les autres paramètres énergétiques [N'GUY80] [TUR90]. Son approche a été validée expérimentalement sur deux géométries d'éprouvettes puis sur une structure (tube fissuré) pour valider la transposition. Les résultats sont prometteurs bien que limités par les contraintes numériques de modélisation.

L'intérêt de cette méthode est donc de proposer des solutions simples gardant un sens physique important, ces solutions étant dépendantes de deux paramètres liés à la plasticité globale et au processus de rupture. La distinction entre ces paramètres et l'identification du paramètre de rupture reste cependant délicate.

Les méthodes Locales

Ces approches sont radicalement différentes. Effectivement, la compréhension des phénomènes de rupture à l'échelle microscopique consiste à modéliser la manière dont l'énergie est dissipée plutôt que l'énergie elle-même.

Ces méthodes sont particulièrement bien adaptées au problème de rupture ductile dont les principes ont été énoncés précédemment (figure 3-3). Dans la littérature une vaste quantité de modèles et d'études sont disponibles. Ces modèles peuvent être classés en trois catégories : Le couplage complet, le couplage faible et les modèles non couplés (non détaillés ici).

Couplage Complet (Comportement –Endommagement)

Les équations de comportement et d'endommagement sont liées. Une ou plusieurs variables mécaniques (composantes de la contrainte ou de la déformation) servent à calculer l'endommagement qui vient modifier les équations de comportement.

Un des modèles les plus utilisé dans la littérature est le modèle dit de Gurson [GUR77]. La variable d'endommagement de ce modèle f^* est appelée la fraction volumique de cavités dans le matériau, ce paramètre étant compris entre 0 et 1. A.L. Gurson propose à la base un potentiel appelé ϕ permettant de prendre en compte l'influence de cavités sphériques ou cylindriques. Par la suite de nombreux auteurs utiliseront uniquement l'approche sphérique.

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* q_1 \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - \left(1 + q_1 f^{*2}\right)$$

Le modèle a été enrichi par V. Tvergaard en intégrant les paramètres q_1, q_2 et q_3, offrant une plus grande capacité de représentation et la prise en compte des phénomènes de coalescence [TVE81].

Couplage Faible (semi-couplés) :

Dans ce cas, les équations de comportement servent à calculer l'endommagement mais ce dernier ne modifie pas directement les calculs de déformations et de contraintes, sauf lorsque le critère de rupture est atteint. Le couplage se fait en modifiant la géométrie de la structure par retrait des zones totalement endommagées, ou par changement des conditions aux limites dans le cas des techniques de relâchement de nœud.

Le modèle de T.J. Wang & al en est un bon exemple, le critère d'amorçage (basé sur le CTOD) est couplé avec un modèle d'endommagement local [WAN95]. Le critère d'amorçage en déplacement d'ouverture critique δ_c est donné par la relation suivante :

$$\delta_c = \frac{D}{C} r_c exp[-k(T_{stress})_c]$$

Bilan

L'intérêt majeur des modèles complets est leur potentiel à représenter des phénomènes particuliers et de posséder un bon sens physique. Les paramètres de ces modèles sont en revanche très difficiles à identifier et sont parfois sujet à controverse. Le tableau 3-1 regroupe les différents modèles étudiés dans le cadre de ces travaux [MAR99], [POQ97], [REN98] et [CAR00].

Tableau 3-1 : Regroupement de différentes sources bibliographiques proposant un modèle de rupture basée sur l'approche locale.

Comportement	Elastique	Elastoplastique	Fluage	Viscoplastique
Modèles complets		[AMA93] [BAU96] [BEN91] [BIL95] [DHA96] [LI94] [MUD87] [SAK91] [YI95] [WAN92a] [WAN92b] [XIA95]	[AYA94] [HOW94] [KAW96] [LEC74] [LIU94] [SES97]	[DYS77] [EAR87] [GON91] [HAU96] [HAY94] [HAY96] [LES90] [LIU96] [REM96] [ROU81] [SAA86] [TIE94] [GUR77] [TVE81] [NEE84]
Modèles semi-couples	[HEG96]	[KHE95] [WANG95]	[KUB79] [RAJ76]	[ARG96] [BEN88] [CAB93] [HAL80] [KRU94] [LES90] [LEV84] [LEV88] [MAA84] [MUR88] [PIQ89] [PIQ91]
Modèles non couplés	[SEW95]	[AMA86] [BER83] [D'ESC79] [RUG92]		[CON89] [LEE95] [LES90] [LOG96] [YOS85]

Dans cette partie les différentes méthodes applicables aux problèmes de rupture ont été présentées et les avantages et inconvénients des méthodes globales et locales ont été exposés.

La rupture sous sollicitation thermique

Dans les problèmes de défectologie associé au réchauffage, la sollicitation mécanique est principalement d'origine thermique. Cette sollicitation induit des contraintes thermomécaniques par le gradient thermique (différence de dilatation) et par les évolutions microstructurales (point de transformation).

M. Bethmont propose une méthode permettant d'étudier la rupture ductile d'un tube avec une entaille interne circonférentielle [BET90]. Le chargement de ce tube est complexe, il est soumis à une traction, une pression interne et un choc thermique. Les contraintes mécaniques (effort et

pression) permettent de respecter les conditions d'utilisation du tube, elles ne varient pas lors du choc thermique. Les travaux montrent que l'approche locale est efficace pour les sollicitations complexes de ce type et que le principal avantage de cette méthode est de pouvoir directement utiliser dans le modèle les paramètres identifiés par des essais de traction simple.

G. Sih & al proposent une méthode permettant d'étudier la propagation de fissures dans un matériau quelconque soumis à un gradient thermique [SIH86]. Pour cela des essais expérimentaux sur éprouvette type CCT sont réalisés et un modèle numérique est développé. La méthode d'étude utilisée est globale (énergétique et intégral « J ») et les changements de conditions du transfert thermique sont pris en compte. L'impact du gradient thermique a été explicité. La taille de la fissure est fonction du gradient thermique et la taille de fissure critique est directement liée à la vitesse d'application de ce gradient.

Un essai de compression sur éprouvette annulaire a été mis au point par [BRY86] puis par [GEN89] (figure 3-8). Lors de cet essai de l'eau chaude est injectée au centre de l'échantillon induisant un gradient thermique de l'ordre de 100°C. Dans le même temps une sollicitation mécanique de compression est appliquée, la composition de ces deux sollicitations provoquant la propagation d'une fissure préalablement réalisée.

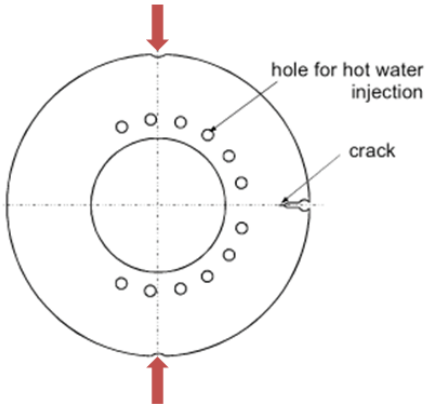


Figure 3-8 : Essais de compression sur anneau avec sollicitation thermomécanique [PRA07].

Bilan des méthodes expérimentales

Différentes géométries d'éprouvettes sont utilisées, le bilan donné en Figure 3-9 les regroupe selon les phénomènes à représenter (chargement monotone et mode I d'ouverture). Une information est donnée au niveau des températures d'essais utilisées.

La norme ASTM E399 donne la géométrie de l'éprouvette Compact Tension (CT) ainsi que les critères d'acceptation de ce type d'essais.

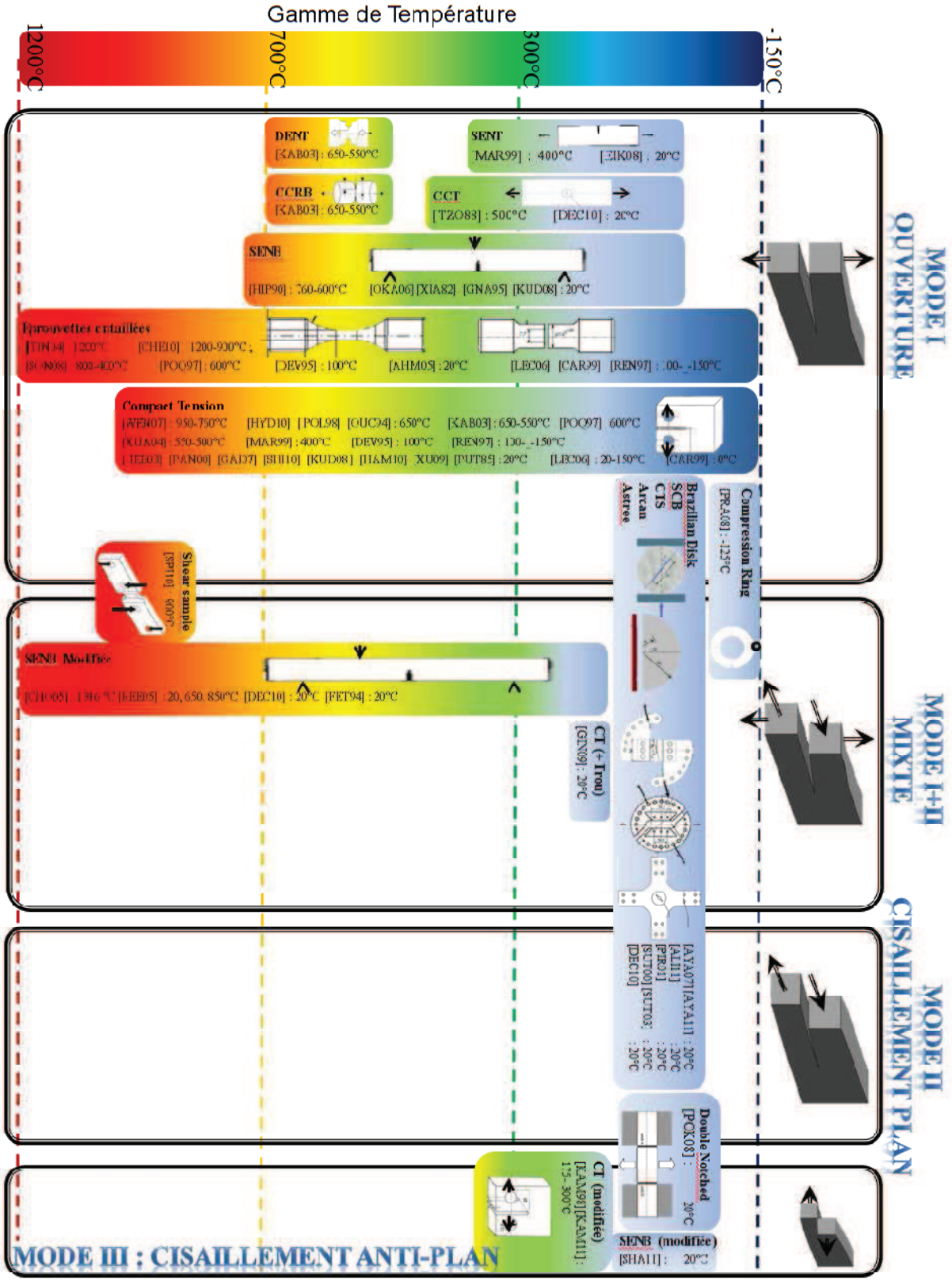


Figure 3-9 : Synoptique des différentes géométries d'éprouvettes utilisées dans la littérature pour caractériser la rupture des aciers. (Regroupement en fonction du mode de rupture et des températures d'applications).

En mode I d'ouverture, sept géométries d'éprouvettes sont utilisées. Le choix des géométries, se fait selon la sollicitation : CT pour traction et SENB pour Flexion. La possible présence d'un défaut initial, sa géométrie et enfin des similitudes avec la structure à représenter entrent aussi en compte dans ce choix.

Les échantillons sont généralement utilisés sur de vastes plages de températures. Les basses températures (inférieures à la température ambiante) peuvent être atteintes à l'aide de jets ou de bains de gaz réfrigérés ou le plus souvent à partir d'une enceinte climatique engendrant des champs de températures plus homogènes. Les moyens de chauffe possibles sont : Le chauffage résistif, l'induction et les sources convectives ou rayonnantes. Ils sont choisis selon les vitesses de chauffe visées.

L'analyse de la rupture en mode mixte (I+II ou I+III) se fait généralement à température ambiante. En effet, les géométries permettant de faire varier le rapport K_I/K_{II} sont délicates à mettre en température. L'utilisation d'une éprouvette plate entaillée, sollicitée en cisaillement dans laquelle l'axe de chargement est décalée permet une mise en charge mixte, [DEC10] réalise un travail similaire sur une éprouvette de flexion. Dans les travaux de S.V. Kamat & al, la géométrie de l'éprouvette normalisée CT est modifiée [KAM98].

Le rapport K_I/K_{II} obtenu des essais SENB modifiés est faible, ce qui limite son application. L'éprouvette CT modifiée (angle différent) empêche la réalisation d'une pré-fissuration par fatigue.

Il est important de noter par ailleurs que pour toutes les éprouvettes présentées, le sens de prélèvement des échantillons et la qualité de l'usinage réalisé ont une forte influence sur la précision des résultats.

3-2 Identification des propriétés de rupture.

Conception du banc d'essais de rupture.

Objectifs de l'étude

Dans cette partie, un essai permettant d'identifier les propriétés de rupture des nuances sélectionnées sera proposé. Sa conception s'appuie sur les revues bibliographiques, sur l'état de sollicitation identifié par le modèle thermomécanique et sur les anomalies composant la santé axiale des billettes.

Les campagnes d'essais étant relativement longues et couteuses, seule deux des quatre nuances sélectionnées seront testées (24CrMo4 et 13%Cr). Le comportement de ces deux nuances est cependant suffisamment représentatif des problématiques abordées dans cette étude.

L'état de sollicitation à cœur en traction triaxiale induit la prise en compte de différents modes de rupture, la rupture par ouverture et la rupture en mode mixte. La caractérisation de ces deux types de sollicitation nécessite une conception spécifique. En s'appuyant sur les travaux antérieurs [DEC10] [KAM98], il est envisageable de modifier la géométrie d'éprouvette standardisée (SENB ou CT) pour la solliciter en mode mixte (I+II ou I+III) tout en conservant un dispositif de chauffe unique.

L'éprouvette du type CT est bien adaptée au chauffage radiatif dans un four de laboratoire, cette géométrie a donc été privilégiée. Ce moyen de chauffe permet de plus d'imposer des vitesses de chauffes lentes.

L'analyse de l'état de sollicitation au cœur de la billette montre qu'il est intéressant d'identifier les propriétés à rupture de l'alliage de la température ambiante à la température du point de transformation austénitique. Des essais de 20 à 800°C ont donc été envisagés. La réalisation des essais au-delà de 400°C nécessite l'utilisation d'équipements spécifiques en cours d'acquisition Nous nous sommes donc concentrés sur des essais de 20 à 400°C correspondant à l'instant le plus critique de la chauffe. Le protocole d'essais choisi est similaire à celui des essais de traction, en termes de séquence thermique (figure 3-10).

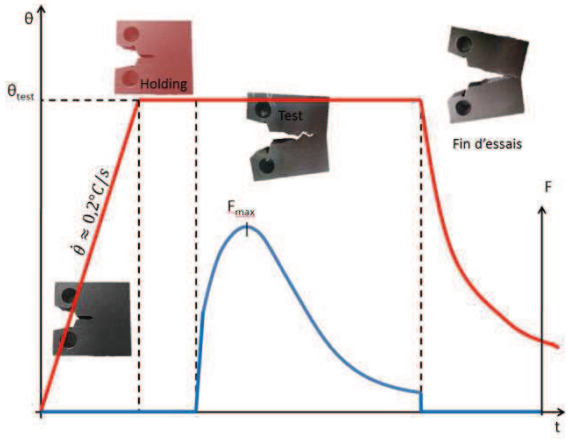


Figure 3-10 : Protocole des essais de rupture isotherme.

Les essais sont réalisés avec un pas de 100°C pour les échantillons en acier inoxydable et avec un pas de 200°C pour les échantillons en 24CrMo4. Une vitesse de traverse de 0.5mm/min est imposée pour obtenir une vitesse de déformation moyenne en pointe de fissure inférieure à $0.01s^{-1}$, en accord avec les essais de traction réalisés et la sollicitation quasi-statique induite par la chauffe.

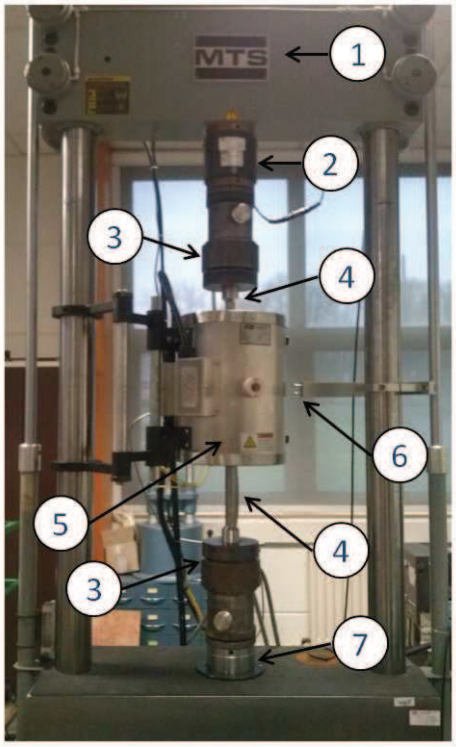
Les essais de rupture étant connus pour leur forte dispersion de résultats, cinq essais seront réalisés par température. Ce nombre pouvant être augmenté si la reproductibilité des essais est jugée insuffisante.

Banc d'essais développé

Le banc est monté sur machine hydraulique (MTS model 810) dimensionnée pour un effort maximal de 500kN. Cette machine peut travailler de manière cyclique ou monotone. La plateforme d'essais est équipée pour travailler à haute température, un système de refroidissement des mors ayant été mis au point par P. Liebart lors du développement du banc de fusion [LIE82]. Ce système permet aussi de protéger la cellule de force (50 kN ou 500kN suivant l'application).

Dans le cadre de cette étude, le laboratoire a fait l'acquisition d'un four ATS permettant de chauffer des échantillons de type CT25 (pour 25mm d'épaisseur) de la température ambiante à 1000°C. Un extensomètre Epsilon type COD résistant aux hautes températures (plage d'utilisation : 20-1200°C) est utilisé pour mesurer l'ouverture de la fissure.

Les axes, les mors à chape et les rallonges nécessaires ont été fabriqués en interne par le centre de recherche. Ils sont en 42CrMo4 traité pour obtenir une dureté minimale de 40HRC. La totalité de ces éléments sont représentés en figure 3-11.



1 Traverse
2 Cellule de force (500kN)
3 Fixation refroidie à l'eau
4 Rallonge
5 Four ATS
6 Support extensomètre
7 Vérin

Figure 3-11 : Banc d'essais mis au point pour les essais de rupture.

Zones de prélèvement des éprouvettes

Les éprouvettes ont été prélevées en fonction d'une possible disparité de microstructure des billettes, les barres en 24CrMo4 étant directement issues du procédé de coulée. L'orientation du prélèvement de ces éprouvettes est fonction de l'orientation des anomalies incriminées. La Figure 3-12 représente les positions en zone équiaxe et l'orientation des éprouvettes autorisant une fissuration dans le plan radial de la billette. Seule l'orientation est importante pour les échantillons de 13%Cr, la caractérisation de la santé axiale des billettes en acier inoxydable n'ayant montré qu'une seule zone métallurgique et aucune différence de comportement n'a été constatée en fonction de la zone de prélèvement lors des essais de traction.

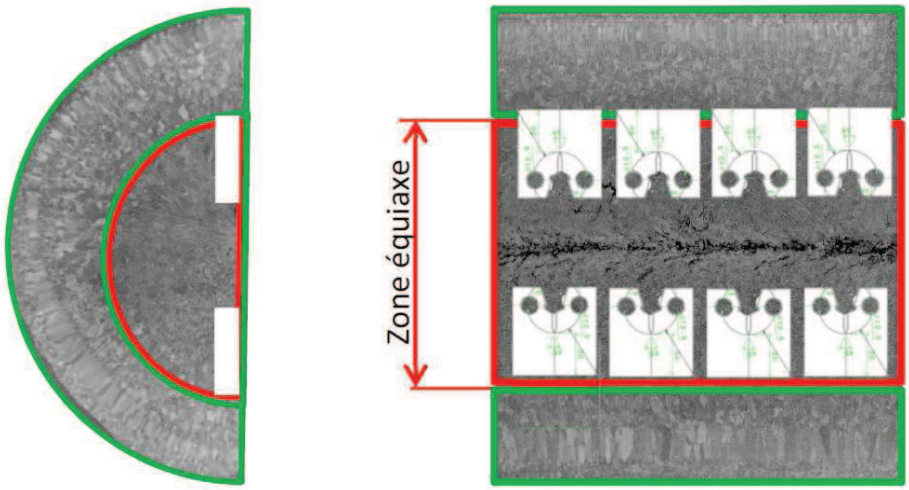
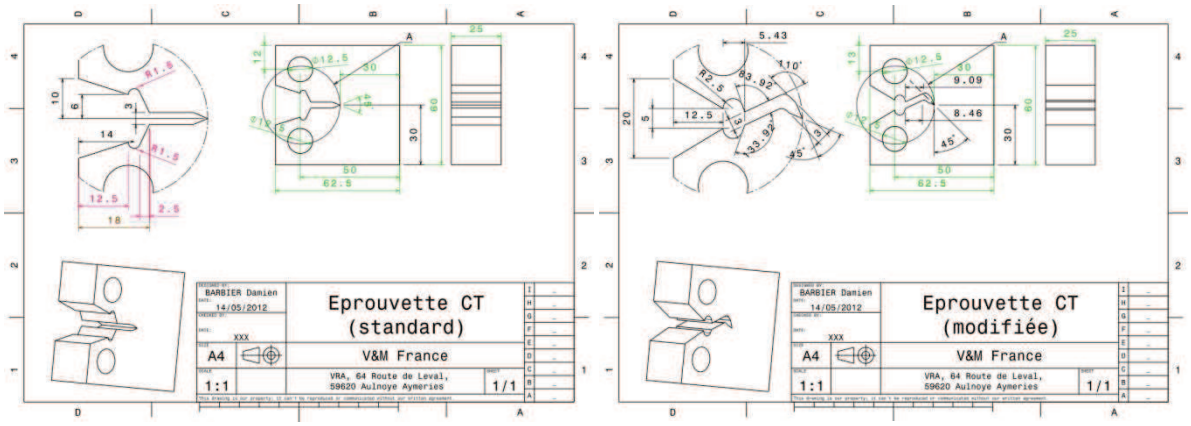


Figure 3-12 : Prélèvement des éprouvettes CT25 pour la caractérisation à la rupture des billettes.

Géométries réalisées

Deux géométries d'éprouvettes ont été réalisées pour identifier les propriétés à rupture des nuances (Figure 3-13). Dans la norme toutes les dimensions sont données en fonction de l'épaisseur choisie. Une épaisseur de 25mm a été choisie pour assurer une condition de déformation plane au centre de l'éprouvette. Un usinage est réalisé pour que le positionnement des cannes de l'extensomètre coïncide avec l'axe de chargement.



a) b)

Figure 3-13 : Plan des éprouvettes de caractérisation (a) mode I, b) mode I+II).

L'autre géométrie d'éprouvette est inspirée des travaux de S.W. Kamat & al [KAM98]. L'axe de fissuration des éprouvettes CT est modifié (Figure 3-13) pour suivre une propagation en mode mixte I+II.

Préparation des échantillons

L'usinage des échantillons destinés à ces essais a été particulièrement soigné pour assurer la reproductibilité des essais obtenus. Une rectification a été faite de façon à améliorer l'état de surface et à respecter la condition de parallélisme entre les deux faces.

Le rayon de fond d'entaille est crucial et délicat à réaliser, sa qualité de finition détermine les conditions de pré-fissuration. D'ailleurs, un usinage assez fin par électroérosion du rayon de fond d'entaille permettrait même de s'affranchir d'une pré-fissure par fatigue [GAL74] [KAM98].

Par précaution, des essais ont été réalisés pour évaluer la nécessité de pré-fissurer par fatigue les échantillons. La comparaison des déformées et des courbes effort-ouverture ont montré une différence de comportement (figure 3-14).

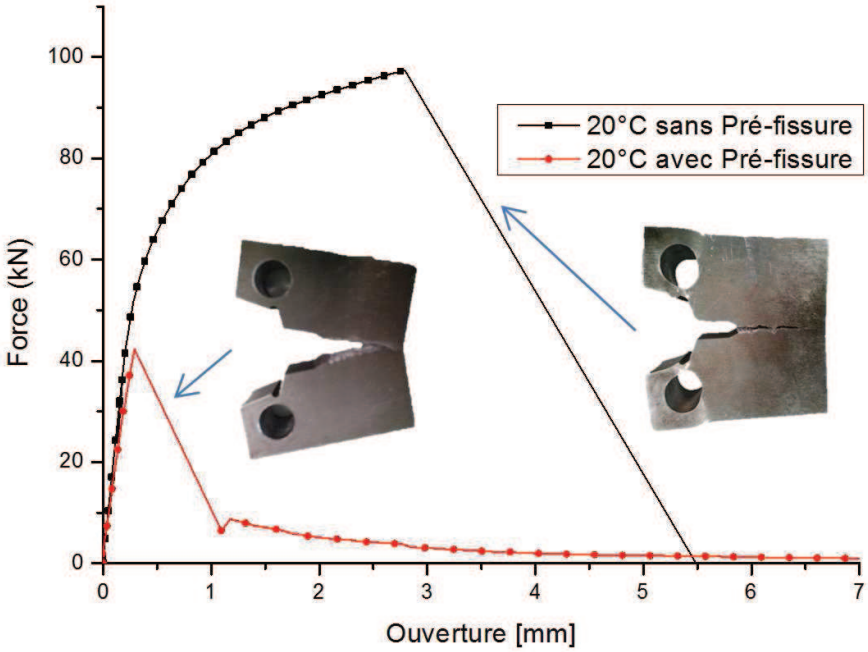


Figure 3-14 : Impact de la pré-fissuration sur les résultats des essais de rupture.

Toutes nos éprouvettes seront donc pré-fissurées par fatigue au centre de recherche sur une machine de traction cyclique INSTRON. Une procédure à variation de ténacité décroissante est utilisée à partir d'une loi logarithmique, cette loi dépend des dimensions courante et initiale de la fissure. La longueur de fissure finale attendue est de 2mm pour obtenir un rapport a/W compris entre 0,45 et 0,55 [ASTM – 99]. Les résultats de ces essais sont regroupés en annexe C, un essai de pré-fissuration représente ≈120000 cycles correspondant à un temps d'essais d'approximativement quatre heures.

Résultats 24CrMo4

Les faciès de rupture et les courbes d'effort en fonction du déplacement d'ouverture seront présentés dans cette partie. Les faciès sont obtenus en séparant volontairement en deux l'éprouvette après essai. Les courbes effort-déplacement sont présentées systématiquement pour chaque essai. Un deuxième graphique représente les valeurs moyennes et l'incertitude liées à ces essais. Ces courbes permettront de calculer les facteurs d'intensité de contraintes critiques et les taux de restitution d'énergie critiques.

Faciès de rupture

Une éprouvette est volontairement gardée intacte après essais, correspondant au « non réalisé » dans le tableau 3-2. Des macrographies sont réalisées pour chaque échantillon séparé en deux (Tableau 3-2). Les faciès se décomposent en trois zones (figure 3-15) : la pré-fissure de fatigue #1, la fissure obtenue lors de l'essai #2 et la zone fracturée après essais #3 (particulièrement visible pour les essais en température).

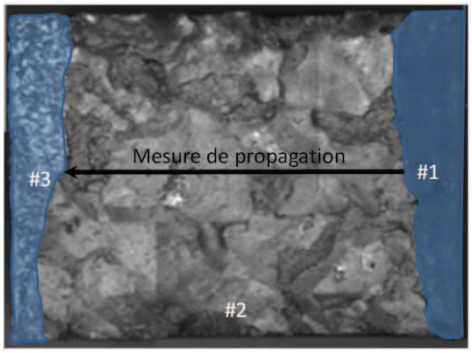


Figure 3-15 : Analyse des faciès de rupture du 24CrMo4.

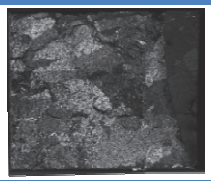
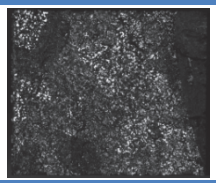
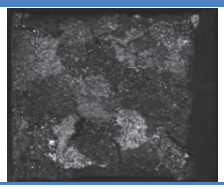
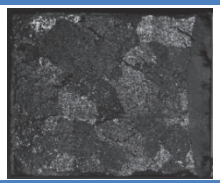
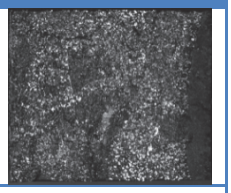
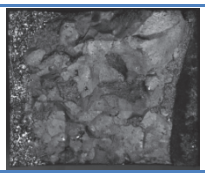
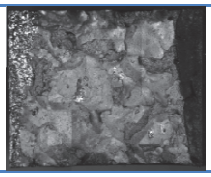
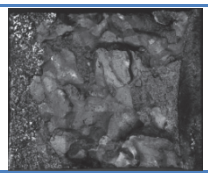
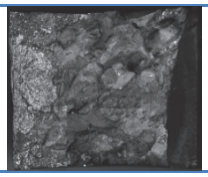
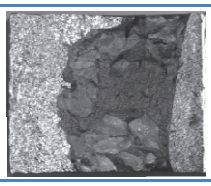
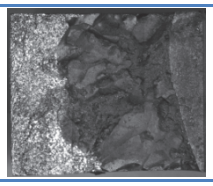
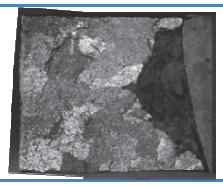
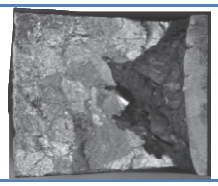
	16	17	20	22	27
20					
N°	19	21	23	25	26
200		Non Réalisé			
N°	11	13	14	28	12 et 15
400					Non Réalisé

Tableau 3-2 : Faciès de rupture des échantillons CT en 24CrMo4 en mode I.

L'analyse des faciès de la première zone montre que la pré-fissure de fatigue n'est pas tout à fait symétrique. Cette inégalité pouvant être causée soit lors des essais par la rupture progressive d'un des axes modifiant le chargement, soit par une différence de comportement propre aux échantillons (Brut de coulée, deux zones métallurgiques). Comme attendu, on peut observer que la résistance à la fissuration augmente fortement avec la température, les faciès de rupture passent d'une rupture totalement fragile à une rupture partiellement ductile.

Les deux types de faciès correspondant aux zones métallurgiques sont observables sur le tableau 3-2. Par exemple à 20°C, les éprouvettes 17 et 27 ont un faciès similaire aux éprouvettes de traction prélevées en zone équiaxe, alors que les autres sont similaires aux échantillons de zone basaltique.

Longueur de propagation

La longueur de fissure finale est mesurée sur l'éprouvette à la loupe binoculaire, cette mesure est effectuée au centre de l'éprouvette (figure 3-16) pour éviter les effets de bord. La figure 3-16 montre l'évolution de la propagation des fissures en fonction de la température. La propagation pour les échantillons de zone équiaxe est plus importante que celle des échantillons de zone basaltique.

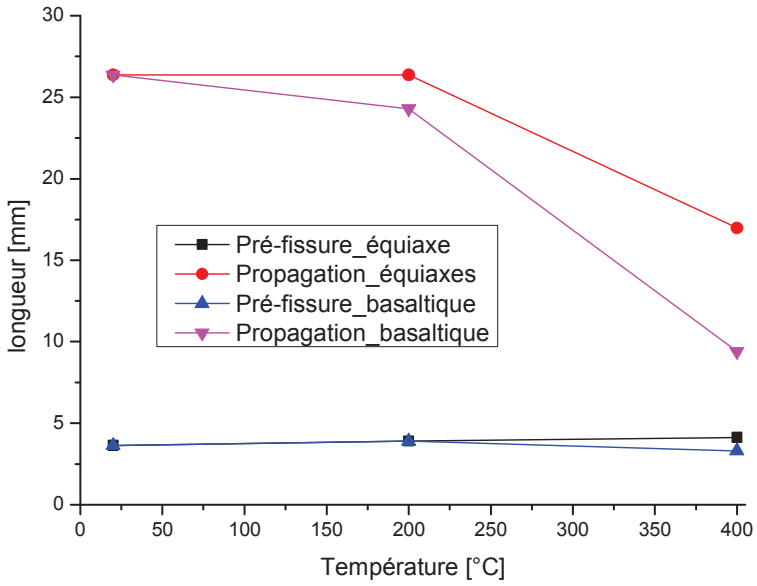


Figure 3-16 : Evolution de la propagation de fissure des échantillons en 24CrMo4 lors des essais de rupture.

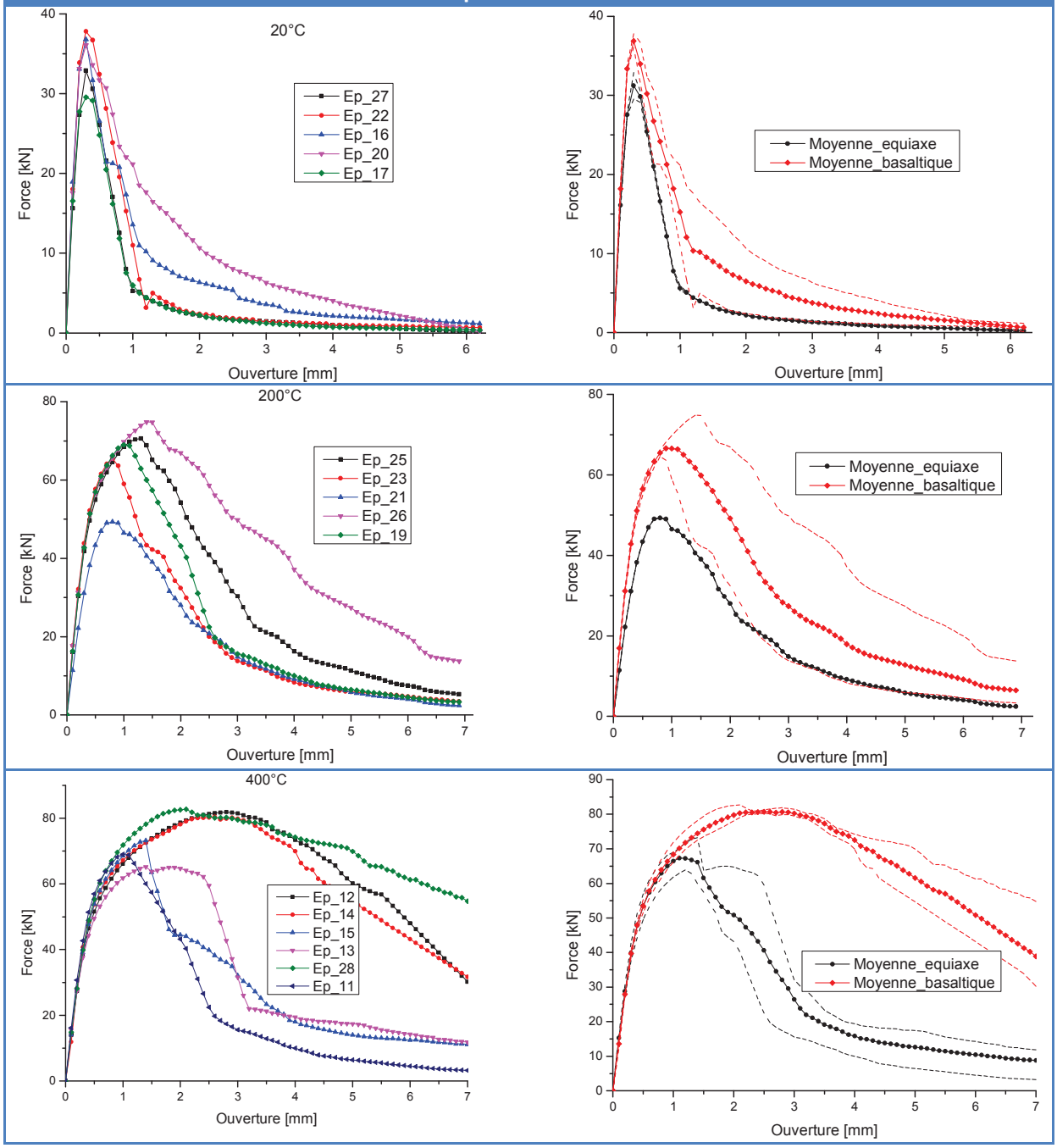
Courbe effort-déplacement

Les courbes de chaque essai sont tout d'abord présentées, la reproductivité n'est pas excellente mais jugée satisfaisante, il n'est pas nécessaire de réaliser des essais complémentaires (tableau 3-3). Une diminution de l'effort est constatée sur les échantillons présentant un faciès caractéristique de la zone équiaxe. Un deuxième graphique est réalisé présentant la valeur moyenne, minimale et maximale des courbes expérimentales en fonction de la zone de prélèvement.

La criticité accrue des échantillons équiaxe est donc parfaitement exposée sur ces courbes. Il apparait qu'en plus de se fracturer à un niveau de chargement inférieur, ces échantillons nécessitent moins de travail pour être rompus, l'aire sous la courbe moyenne étant nettement inférieur pour chaque température.

L'influence bénéfique de l'élévation de température est clairement exposée avec une augmentation significative des niveaux d'effort. A 400°C, l'apparition de plasticité est pressentie à partir du changement de régime de ces courbes. Le taux de plasticité étant également plus faible pour les échantillons équiaxes.

Tableau 3-3 : Courbes effort-déplacement des essais sur nuances 24CrMo4.



Facteur d'intensité de contrainte et taux de restitution d'énergie critique

Le facteur d'intensité de contrainte critique (K_{1C}) est le premier critère identifié à partir de ces essais. Son calcul s'effectue à l'aide de la relation suivante issue d'un document du CETIM.

$$K_{1C} = \frac{P_{crit}}{BW} \times \left(29.6 - 185.5\left(\frac{a}{W}\right) + 655.7\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 1017\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 638.9\left(\frac{a}{W}\right)^4\right)$$

Il dépend de la charge critique P_{crit} et des dimensions de l'éprouvette (a, B et W). La charge critique est identifiée à l'aide de la tangente à 95% de la pente élastique des courbes effort-déplacement.

Il est à noter que dans la littérature différentes formules sont utilisées pour le calcul de K_{1C}, les valeurs obtenues sont cependant très proches les unes des autres.

La démarche est en revanche uniquement applicable pour les essais sur matériau fragile, sans plasticité. Pour les matériaux ductiles, l'effort maximal est très différent de l'effort critique identifié par la tangente.

Le taux de restitution d'énergie critique G_{1C} est identifiable à partir des valeurs du facteur d'intensité de contrainte critique pour chaque température. Le centre de l'éprouvette pouvant être considéré dans un état de déformation plane, G_{1C} est directement dépendant de K_{1C}, du module d'Young et du coefficient de Poisson. Les valeurs obtenues sont regroupées dans le tableau 3-5.

$$K_{1C} = \sqrt{\frac{EG_{1C}}{1-\nu^2}}$$

Les valeurs de G_{1C} correspondant aux essais en température sont données à titre indicatif, les équations n'étant plus valides pour les essais avec apparition de plasticité (choix de la charge critique trop sévère pour l'application d'un critère). Les valeurs entre parenthèses (tableau 3-4) ont été déterminées à partir de l'effort maximal obtenu lors de l'essai.

Température $°C$	K_{1C} équiaxe $MPa.\sqrt{m}$	K_{1C} basaltique $MPa.\sqrt{m}$	G_{1C} équiaxe kJ/m^2	G_{1C} basaltique kJ/m^2
20	46,2	53,7	8,9	12
200	71,6	74,6 (86,5)	22,3	24,2 (32,5)
400	86,5 (104,4)	92,5 (122,3)	34,2 (49,8)	39,1 (68,38)

Tableau 3-4 : Valeurs de K_{1C} et G_{1C} pour les échantillons en 24crMo4 identifiées en fonction de la température. Valeur d'effort maximal entre parenthèses.

En dissociant les deux zones métallurgiques, les valeurs de K_{1C} et de G_{1C} en fonction de la température sont regroupées dans le tableau 3-4. Une sensibilité à la fissuration plus importante des échantillons équiaxes est clairement identifiable avec des valeurs globalement inférieures.

L'influence bénéfique de la température est également visible avec une augmentation significative de ces indicateurs.

Résultats 13%Cr

La démarche d'analyse des résultats de cette campagne d'essais est identique à celle du 24CrMo4. Les essais sont en revanche réalisés avec un pas de 100°C. Une comparaison avec les essais de fissuration en mode mixte sera faite.

Faciès de rupture

Les faciès de rupture des échantillons en mode I sont observés dans un premier temps. Les trois zones correspondant à la pré-fissuration, la fissuration et la rupture post-essais sont présentées (Tableau 3-5).

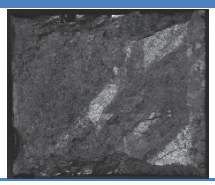
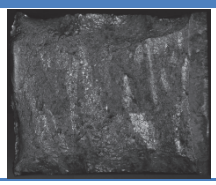
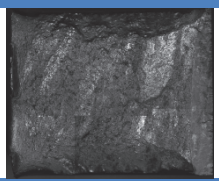
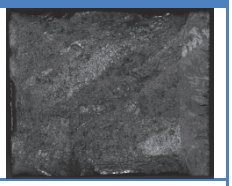
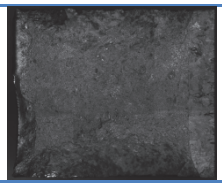
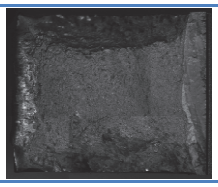
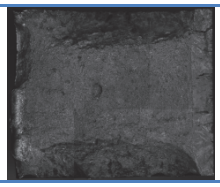
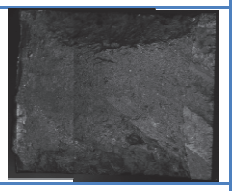
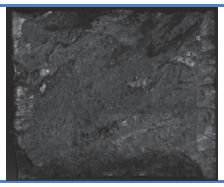
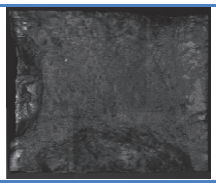
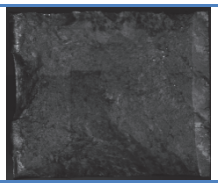
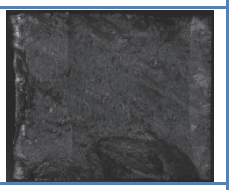
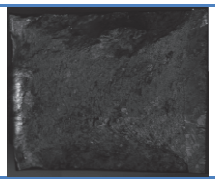
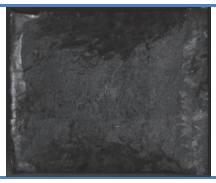
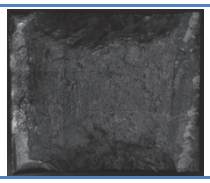
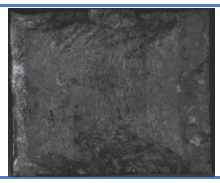
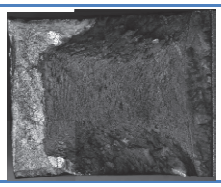
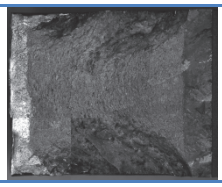
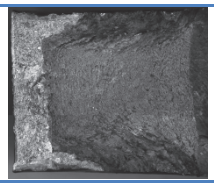
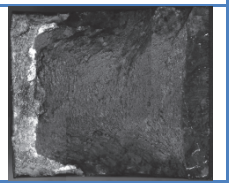
	11	12	13	15	16
20				Non Réalisé	
N°	10	18	19	20	21
100	Non Réalisé				
N°	14	22	23	24	25
200				Non Réalisé	
N°	17	26	27	28	29
300					Non Réalisé
N°	30	31	32	33	35
400				Non Réalisé	

Tableau 3-5 : Faciès de rupture des échantillons CT en 13%Cr en mode I (un seul faciès par éprouvette représenté).

La pré-fissure de fatigue est symétrique dans la quasi-totalité des cas, signe d'un comportement homogène des échantillons. La longueur de cette fissure est en revanche très variable d'un échantillon à l'autre.

L'impact de la température est nettement plus faible pour ces échantillons, des faciès purement fragiles sont observés à chaque température. La longueur de fissuration facilement identifiable pour les essais en température ne diminue que faiblement.

La reproductibilité des résultats est nettement meilleure pour ces échantillons avec des faciès similaires pour chaque température. Il n'est donc pas nécessaire de réaliser d'essais supplémentaires. Les effets de bord sont plus importants avec une modification du plan de fissuration induisant une rupture à 45° des faces des éprouvettes.

Le tableau 3-6 donne les faciès de rupture des éprouvettes de mode mixte sur éprouvettes pré-fissurées.

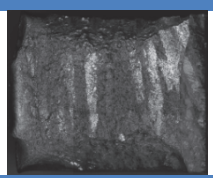
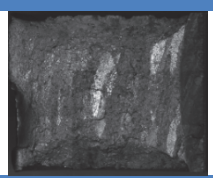
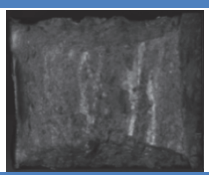
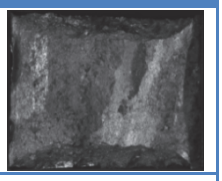
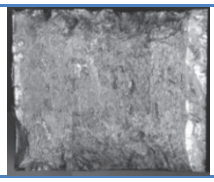
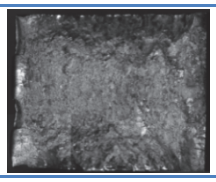
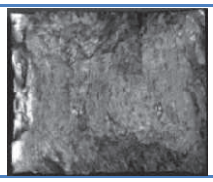
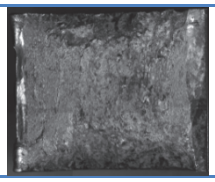
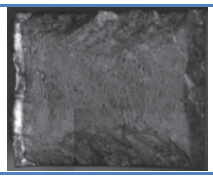
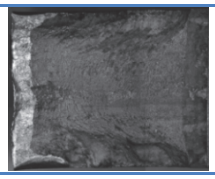
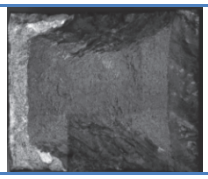
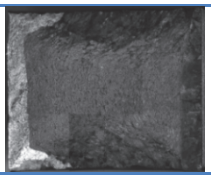
	1	2	3	4	5
20			Non Réalisé		
N°	6	7	8	9	12
200					Non Réalisé
N°	11	13	14	15	17
400					Non Réalisé

Tableau 3-6 : Faciès de rupture des échantillons CT en 13%Cr en mode I+II (Un seul faciès par éprouvette représenté).

Les faciès sont similaires aux échantillons de mode I, la pré-fissuration ne semblant pas avoir été réalisée correctement. Le plan de pré-fissuration est similaire aux éprouvettes standards en raison du dispositif d'essais, mais des essais de pré-fissuration par fatigue en mode mixte sont relativement complexes à mettre en place.

Longueur de propagation

Les longueurs finales de fissure sont mesurées en suivant le même protocole, les résultats sont similaires pour les deux types d'éprouvettes (figure 3-17), ce qui confirme la sollicitation en mode I des éprouvettes à géométrie modifiée.

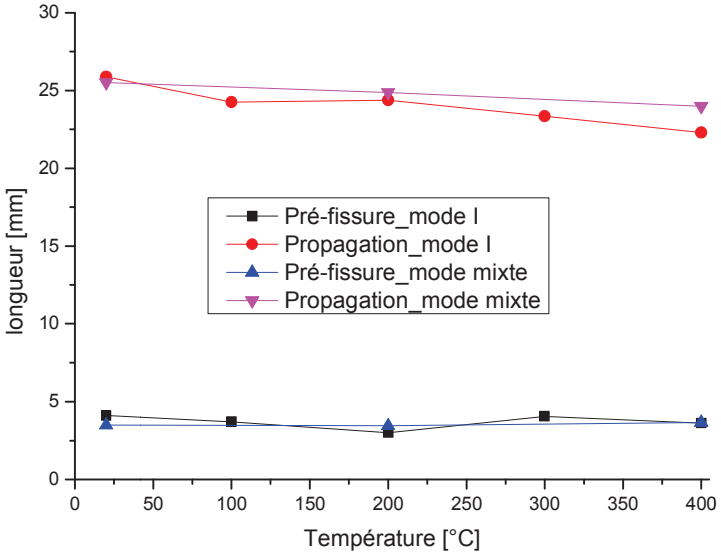
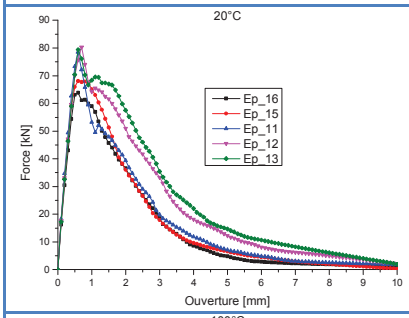
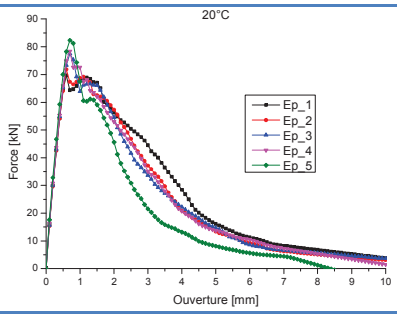
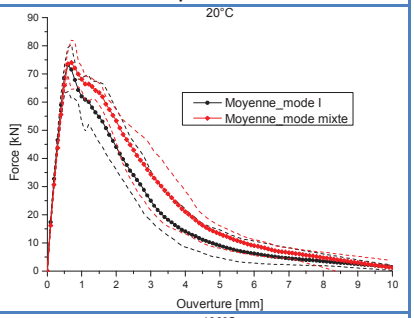
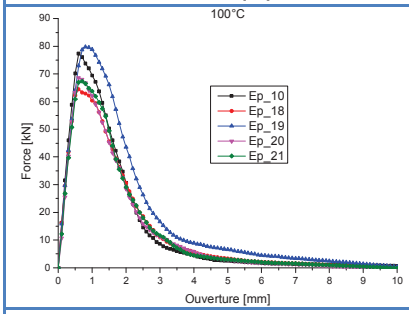
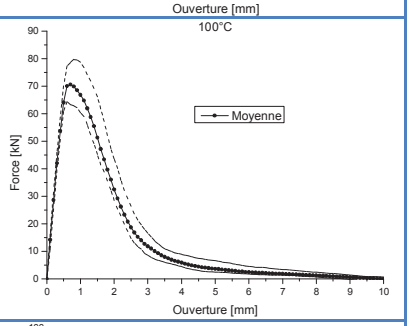
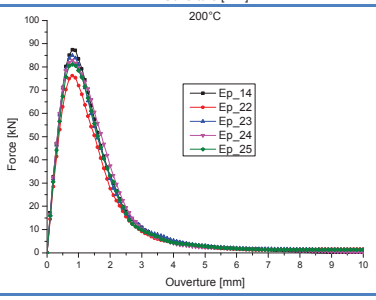
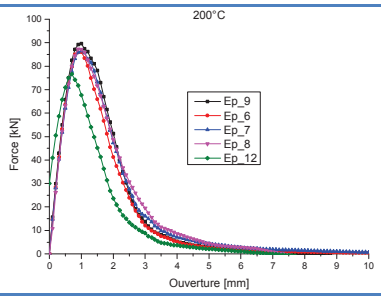
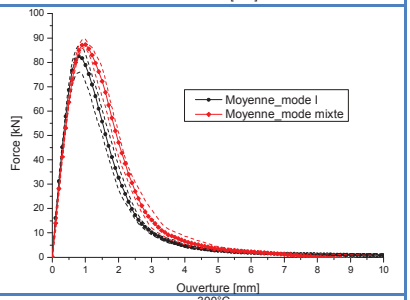
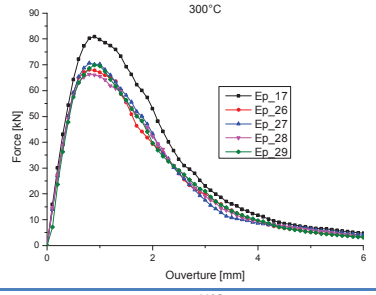
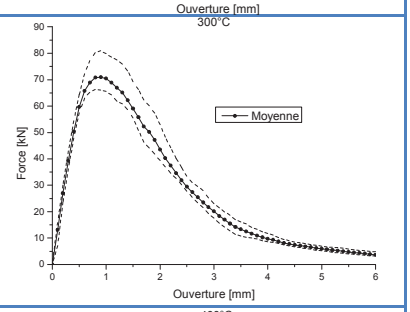
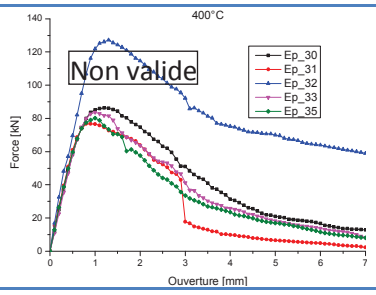
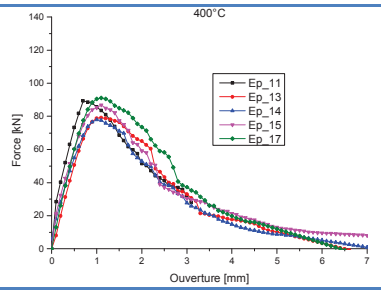
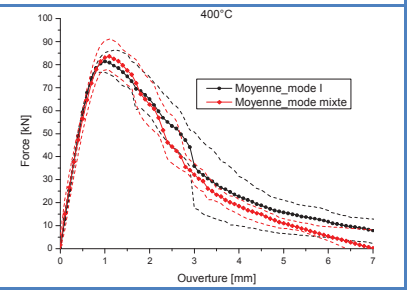


Figure 3-17 : Evolution de la propagation de fissure des échantillons en 13%Cr lors des essais de rupture.

Courbe effort/Déplacements

Le Tableau 3-7 présente les résultats des essais en mode I et en mode Mixte, ainsi qu'une comparaison entre les deux. La reproductibilité des essais est relativement bonne pour chaque température.

Tableau 3-7 : Courbes effort-déplacement des essais sur nuances 13%Cr.

Mode I	Mode mixte	Comparaison
		
	Non Réalisé	
		
	Non Réalisé	
		

La réponse en effort d'un échantillon en mode I rompu à 400°C est en revanche très différente, le niveau maximal d'effort atteint est de 50% (40kN) supérieur au niveau moyen. Cet essai est donc écarté de notre campagne de mesure. Un échantillon en mode mixte rompu à 200°C a également des résultats différents avec un décalage de la plage de mesure du déplacement causé par un mauvais positionnement des cannes de l'extensomètre.

Il est intéressant de noter que le niveau d'effort chute significativement pour les essais à 300°C avec une diminution de 12% (10kN), cette différence peut être causée par la métallurgie de cette nuance, cette température correspondant à la température de transformation de la martensite. L'augmentation de la résistance des échantillons avec la température permet par la suite de compenser cette chute.

La comparaison des deux types d'éprouvette montre également qu'il n'y a que très peu de différence de résultat avec des niveaux d'effort et de déplacement similaires.

Facteur d'intensité de contrainte et taux de restitution d'énergie critique

Les mêmes formulations sont utilisées pour le calcul de K_{1C} et de G_{1C}, la non apparition de la plasticité dans les courbes effort-déplacement de cette nuance permet d'obtenir des valeurs cohérentes (tableau 3-8). Les facteurs K_{1C} et G_{1C} des échantillons en mode mixte sont également calculés, comme le montre le tableau 3-8, il n'y a aucune différence de résultats.

Température $°C$	K_{1C} éprouvette standard $MPa.\sqrt{m}$	K_{1C} éprouvette modifiée $MPa.\sqrt{m}$	G_{1C} éprouvette standard kJ/m^2	éprouvette modifiée kJ/m^2
20	107,4	108,9	49	50,3
100	102,9	Non-calculé	46,1	Non-calculé
200	116,4	128,3	61,9	75,21
300	97	Non-calculé	45,3	Non-calculé
400	122,3	119,3	76,2	72,52

Tableau 3-8 : Valeurs de K_{1C} et G_{1C} pour les échantillons en 13%Cr identifiées en fonction de la température.

La température a comme attendu un effet positif sur la résistance de cette nuance, mais son impact est moins marqué. La chute de la réponse en effort à 300°C se répercute sur le facteur d'intensité contrainte et le taux de restitution d'énergie, cette mesure apparait comme un point critique de cette nuance.

Ces essais de rupture apportent les mêmes conclusions que les essais de traction (chapitre 2 et annexe A) sur les modes de rupture avec un faciès caractéristique de la rupture fragile. Les valeurs importantes de K1C couplées à la ductilité affichée des échantillons lors des essais de traction nous laissent en revanche penser que cet acier possède un mode de rupture mixte avec une initiation ductile précédant une propagation fragile.

3-4 Conclusions.

Ce chapitre a été consacré à la caractérisation des propriétés à la rupture de deux des nuances ciblées en chapitre 1. Les fondements de la mécanique de la rupture ont été rappelés et décrits dans une première partie. A partir de l'état de sollicitation identifié en chapitre 2, il apparaissait que le mode de sollicitation d'une billette peut être assimilé à deux modes de rupture : la rupture par ouverture mode I et de la rupture en mode mixte I+II.

La phénoménologie associée à la mécanique de la rupture en fonction de la température a ensuite été présentée classiquement suivant les trois domaines des courbes de résilience : Fragile, de transition et ductile.

Les méthodes caractérisant la rupture font l'objet de la deuxième partie. Les différents modèles visant à représenter les phénomènes de clivage tels que le modèle Weibull basé sur une approche statistique et les différentes approches de caractérisation de la déchirure ductile ont été présentés en précisant leurs forces et faiblesses.

Une courte revue bibliographique a été menée sur la problématique des chocs thermiques et des gradients thermiques dans un contexte de fissuration.

Les différents moyens expérimentaux envisageables ont ensuite été décrits et regroupés selon la géométrie d'éprouvette, des températures d'essais et du mode de rupture qu'ils permettent de représenter, soulignant en même temps les difficultés de mise en température des échantillons en mode mixte.

La deuxième partie de ce chapitre est consacré à la présentation des essais de rupture mis en place suite au développement d'un banc d'essais spécifique. Les campagnes d'essais présentées concernent deux nuances : 24CrMo4 et 13%Cr.

Le banc d'essais composé principalement d'un four résistif adapté aux essais sur éprouvette CT (taille de la chambre), d'un extensomètre type COD et de mors chape a été décrit. C'est la conception des mors à chapes et des rallonges en 42CrMo4 traité qui conditionne la température maximale d'utilisation. L'utilisation d'un four induit des vitesses de chauffe lentes représentatives des cycles de chauffe industriels.

L'orientation, la zone de prélèvement et les considérations sur l'usinage ont été spécifiés et décrits au regard de leur influence sur la qualité des résultats. Le sens de prélèvement est en effet primordial pour la représentation des anomalies sélectionnées et la précision des usinages, notamment celle du rayon de fond d'entaille, conditionne la reproductibilité des essais. Une phase de pré-fissuration, très couteuse en temps, s'est imposée pour cette campagne, les essais préliminaires sur éprouvettes non pré-fissurée ayant montré des différences de résultats significatives.

Les résultats ont été exposés suivant une démarche commune pour chaque nuance (24CrMo4 puis 13%Cr) comportant l'analyse systématique des faciès, de la propagation de fissure et des courbes effort-déplacement, et l'identification des paramètres de rupture K_{IC} et G_{IC}.

Les éprouvettes en 24CrMo4 étant issues de prélèvement sur une billette brute de coulée, les faciès présentent deux comportements en fonction de la zone métallurgique (équiaxe ou basaltique). L'élévation de température entraîne l'apparition de plasticité lors de la fissuration, cette plasticité étant plus importante pour les échantillons basaltiques. Les courbes effort-déplacement ont permis d'identifier le facteur d'intensité de contrainte critique et le taux de restitution d'énergie critique. Ces deux indicateurs révélant également une sensibilité plus importante des échantillons

équiaxes.

Des essais en mode I et en mode mixte I+II ont été réalisés sur le 13%Cr. La comparaison des faciès, de la propagation et des courbes effort-déplacement n'a montré aucune différence notable. Ce résultat est dû à un mode opératoire de pré-fissuration mal adapté au mode mixte.

Cette nuance présente des faciès et des courbes d'effort caractéristiques de la rupture fragile, l'identification des indicateurs K_{1C} et G_{1C} est donc plus aisée. Les valeurs importantes de K1C et la ductilité affichée des échantillons de traction semblent indiquer que cette nuance présente une rupture mixte avec un amorçage ductile précédant une propagation fragile. L'influence de la température sur ces échantillons est visible mais moins importante que pour les échantillons en 24CrMo4. Une diminution de la résistance de cette nuance est constatée à 300°C, cette diminution pouvant être reliée à des phénomènes métallurgiques.

Les résultats de ces essais permettent d'exposer les propriétés à la rupture de ces nuances avec une résistance plus importante du 13%Cr comparée au 24CrMo4. Ces résultats permettront d'identifier un critère de rupture adapté aux simulations de chauffe des billettes. La définition de ce critère ainsi que son application dans les modèles du cycle étant présentés dans le prochain chapitre.

Références bibliographiques

[AFNOR90] : Norme AFNOR. (1990). NF EN 10045-1. Matériaux métalliques : Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy.

[AHM05] : Ahmadi, A., & Zenner, H. (2005). Simulation of microcrack growth for different load sequences and comparison with experimental results. *International journal of fatigue*, *27*(8), 853-861.

[ALI11] : Aliha, M. R. M., & Ayatollahi, M. R. (2011). Mixed mode I/II brittle fracture evaluation of marble using SCB specimen. *Procedia Engineering*, *10*, 311-318.

[AMA86] : AMAR, E. et PINEAU, A. Application de l'approche locale de la rupture à l'étude de la transition Ductile-Fragile dans l'acier 16 MND 5. 1986.

[AMA93] : Amar, G., & Dufailly, J. (1993). Identification and validation of viscoplastic and damage constitutive equations. *European journal of mechanics. A. Solids*, *12*(2), 197-218.

[ARG96] : ARGENCE, Didier. (1996). *Endommagements couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial appliqué à un acier inoxydable austénitique.* Thèse de doctorat des mines de Paris.

[ASTM – 99] : Designation, A. S. T. M. (1997). E399-90. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. *1991 Annual Book of ASTM Standards*, *3*, 485-51.

[AYA94] : Ayari, M. L., Sun, B. K., & Hsu, T. R. (1994). A numerical analysis of cyclic creep fracture. *International journal of solids and structures*, *31*(7), 971-984.

[AYA07] : Ayatollahi, M. R., & Aliha, M. R. M. (2007). Fracture toughness study for a brittle rock subjected to mixed mode I/II loading. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*, *44*(4), 617-624.

[AYA11] : Ayatollahi, M. R., & Sistaninia, M. (2011). Mode II fracture study of rocks using Brazilian disk specimens. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*, *48*(5), 819-826.

[BAU96] : BAUVINEAU, Laurent. *Approche locale de la rupture ductile: application à un acier carbone-manganèse*. 1996. Thèse de doctorat des mines de Paris.

[BEN88] : Bensussan, P., Maas, E., Pelloux, R., & Pineau, A. (1988). Creep crack initiation and propagation: fracture mechanics and local approach. *Journal of pressure vessel technology*, *110*(1), 42-50.

[BEN91] : Benallal, A., Billardon, R., & Lemaitre, J. (1991). Continuum damage mechanics and local approach to fracture: numerical procedures. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, *92*(2), 141-155.

[BEN99] : Benzerga, A. A., Besson, J., & Pineau, A. (1999). Coalescence-controlled anisotropic ductile fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology*, *121*(2), 221-229.

[BER83] : Beremin, F. M., Pineau, A., Mudry, F., Devaux, J. C., D'Escatha, Y., & Ledermann, P. (1983). A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. *Metallurgical transactions A*, *14*(11), 2277-2287.

[BET90] : Bethmont, M., Rousselier, G., Kussmaul, K., Sauter, A., & Jovanovic, A. (1990). The method of "local approach of fracture" and its application to a thermal shock experiment. *Nuclear Engineering and Design*, *119*(2), 249-261.

[BIL95] : Bilby, B. A., Howard, I. C., Li, Z. H., & Sheikh, M. A. (1995). Some experience in the use of damage mechanics to simulate crack behaviour in specimens and structures. *International journal of pressure vessels and piping*, *64*(3), 213-223.

[BOR05a] : Bordet, S. R., Karstensen, A. D., Knowles, D. M., & Wiesner, C. S. (2005). A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation. *Engineering fracture mechanics*, *72*(3), 435-452.

[BOR05b] : Bordet, S. R., Karstensen, A. D., Knowles, D. M., & Wiesner, C. S. (2005). A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II: application to an offshore structural steel. *Engineering fracture mechanics*, *72*(3), 453-474.

[BRY86] : Bryan, R. H., Bass, B. R., Merkle, J. G., Pugh, C. E., Robinson, G. C., & Whitman, G. D. (1986). The heavy-section steel technology pressurized-thermal-shock experiment, PTSE-1. *Engineering fracture mechanics*, *23*(1), 81-97.

[CAB93] : Cabrillat, M. T., Oudelet, D. & Poette, C,. (1993). Comparison of different damage laws for creep-fatigue life assessment. SMIRT 12 stuttgart, parer n°E06/2, 173-177.

[CAR00] : CARASSOU, Sebastien. *Déclenchement du clivage dans un acier faiblement allié: rôle de l'endommagement ductile localisé autour des inclusions*. 2000. Thèse de doctorat des Mines de Paris.

[CHE96] : Chen, J. H., Wang, G. Z., & Wang, H. J. (1996). A statistical model for cleavage fracture of low alloy steel. *Acta materialia*, *44*(10), 3979-3989.

[CHE10] : Chéhab, B., Bréchet, Y., Véron, M., Jacques, P. J., Parry, G., Mithieux, J. D., ... & Pardoen, T. (2010). Micromechanics of high-temperature damage in dual-phase stainless steel. *Acta Materialia*, *58*(2), 626-637.

[CHO05] : Choi, S. R., Zhu, D., & Miller, R. A. (2005). Fracture behavior under mixed-mode loading of ceramic plasma-sprayed thermal barrier coatings at ambient and elevated temperatures. *Engineering fracture mechanics*, *72*(13), 2144-2158.

[CON89] : Contesti, E., & Cailletaud, G. (1989). Description of creep-plasticity interaction with non-unified constitutive equations: application to an austenitic stainless steel. *Nuclear engineering and design*, *116*(3), 265-280.

[CUR78] : Curry, D. A., & Knott, J. F. (1978). Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Metal Science*, *12*(11), 511-514.

[DEC10] : DECREUSE, Pierre-Yves. *Fissuration en mode mixte I+ II non proportionnel: approche expérimentale et modélisation de la plasticité*. 2010. Thèse de doctorat. École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan.

[D'ESC79] : D'ESCATHA, Y,& DEVAUX, J.C. (1979). Numerical study of initiation, stable crack growth, and maximum load, with a ductile fracture criterion based on the growth of holes. In *Elastic-plastic Fracture: A Symposium* (No. 668, p. 229). ASTM International.

[DEV95] : Devaux, J., Joly, P., & Leblond, J. B. (1995, October). Simulation by the local approach of ductile crack growth in a pressure vessel steel using an improved Gurson–Tvergaard model. In *21st MPA seminar*.

[DHA96] : Dhar, S., Sethuraman, R., & Dixit, P. M. (1996). A continuum damage mechanics model for void growth and micro crack initiation. *Engineering fracture mechanics*, *53*(6), 917-928.

[DYS77] : Dyson, B. F., & McLean, D. (1977). Creep of Nimonic 80A in torsion and tension. *Metal science*, *11*(2), 37-45.

[EAR87] : Earthman, J. C., & Nix, W. D. (1987). Simulations of stable crack propagation based on cavity growth by coupled diffusional and creep processes. *Acta Metallurgica*, *35*(7), 1475-1485.

[EIK08] : Eikrem, P. A., Zhang, Z. L., Østby, E., & Nyhus, B. (2008). Numerical study on the effect of prestrain history on ductile fracture resistance by using the complete Gurson model. *Engineering Fracture Mechanics*, *75*(15), 4568-4582.

[EIS91] : Eisele, U., & Roos, E. (1991). Evaluation of different fracture-mechanical< i> J</i>-integral initiation values with regard to their usability in the safety assessment of components. *Nuclear engineering and design*, *130*(3), 237-247.

[ERN83] : Ernst, H. A. (1983). Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth. *ASTM STP*, *803*, 191-213.

[FAL93] : Faleskog, J. (1993). An experimental and numerical investigation of ductile crack growth characteristics in surface cracked specimens under combined loading. *International journal of fracture*, *68*(2), 99-126.

[FET94] : Fett, T., Gerteisen, G., Hahnenberger, S., Martin, G., & Munz, D. (1995). Fracture tests for ceramics under mode-I, mode-II and mixed-mode loading. *Journal of the European Ceramic Society*, *15*(4), 307-312.

[GAI07] : Gaiech, Z., Kebir, H., Chambon, L., & Roelandt, J. M. (2007). Computation of fracture mechanics parameters for structures with residual stresses. *Engineering analysis with boundary elements*, *31*(4), 318-325.

[GAL74] : Galmiche, A., & Gasc, C. (1974). Influence comparée de différentes méthodes de préfissuration sur le comportement à la rupture des aciers. *Revue de Physique Appliquée*, *9*(4), 629-635.

[GEN89] : GENTY, A. Etude expérimentale et numérique de l 'amorçage et de l 'arrêt de fissure sous choc thermique, dans un acier faiblement allié (16MND5). *These de doctorat, Ecole des Mines de Paris*, 1989.

[GIN09] : Giner, E., Sukumar, N., Tarancón, J. E., & Fuenmayor, F. J. (2009). An Abaqus implementation of the extended finite element method. *Engineering fracture mechanics*, *76*(3), 347-368.

[GNA95] : Gnanamoorthy, R., Mutoh, Y., & Mizuhara, Y. (1995). Effects of chromium addition on the sustained-load cracking characteristics of gamma-base titanium aluminides. *Materials Science and Engineering: A*, *194*(1), 35-41.

[GON91] : Gong, Z. L., & Hsu, T. R. (1991). A constitutive model for metals subjected to cyclic creep. *Journal of mechanical design*, *113*(4), 419-424.

[GRI21] : Griffith, A. A. (1921). The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, *221*, 163-198.

[GUR77] : A.L. Gurson, 1977, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media.

[HAL80] : Hales, R. (1980). A QUANTITATIVE METALLOGRAPHIC ASSESSMENT OF STRUCTURAL DEGRADATION OF TYPE 316 STAINLESS STEEL DURING CREEP-FATIGUE. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, *3*(4), 339-356.

[HAM10] : HAMON, François. *Modélisation du comportement mécanique en fissuration d'alliages aéronautiques*. 2010. Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique-Poitiers.

[HAU96] : Haupt, A., Munz, D., Scheibe, W., Schinke, B., Schmitt, R., & Sklenicka, V. (1996). High temperature creep and cyclic deformation behaviour of AISI 316 L (N) austenitic steel and its modelling with unified constitutive equations. *Nuclear engineering and design*, *162*(1), 13-20.

[HAY94] : Hayhurst, D. R. (1994). The use of continuum damage mechanics in creep analysis for design. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, *29*(3), 233-241.

[HAY96] : Hayhurst, D. R. (1996). High-temperature design and life assessment of structures using continuum damage mechanics. In *IMECHE CONFERENCE TRANSACTIONS* (Vol. 2, pp. 399-410). MECHANICAL ENGINEERING PUBLICATIONS.

[HEE03] : Heerens, J., & Schödel, M. (2003). On the determination of crack tip opening angle, CTOA, using light microscopy and< i> δ</i>< sub> 5</sub> measurement technique. Engineering Fracture Mechanics, 70(3), 417-426.

[HEG96] : D. Hegen, Element-free Galerkin methods in combination with finite element approaches, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume 135, Issues 1–2, 15 August 1996, Pages 143-166.

[HEN97] : Henry, B. S., & Luxmoore, A. R. (1997). The stress triaxiality constraint and the< i> Q</i>-value as a ductile fracture parameter. Engineering Fracture Mechanics, 57(4), 375-390.

[HIP90] : Hippsley, C. A., Strangwood, M., & DeVan, J. H. (1990). Effects of chromium on crack growth and oxidation in nickel aluminide. *Acta metallurgica et materialia*, *38*(12), 2393-2410.

[HOW94] : Howard, I. C., Li, Z. H., & Bilby, B. A. (1994). DUCTILE CRACK GROWTH PREDICTIONS FOR LARGE CENTRE CRACKED PANELS BY DAMAGE MODELLING USING 3-D FINITE ELEMENT ANALYSIS. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, *17*(8), 959-969.

[HYD10] : Hyde, T. H., Saber, M., & Sun, W. (2010). Testing and modelling of creep crack growth in compact tension specimens from a P91 weld at 650 C. *Engineering Fracture Mechanics*, *77*(15), 2946-2957.

[IRW57] : Irwin, G. R. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J. appl. Mech.*

[KAB03] : KABIRI, Moulay Rachid. *Fissuration des aciers à haute température: effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation*. 2003. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[KAM98] : Kamat, S. V., Srinivas, M., & Rama Rao, P. (1998). Mixed mode I/III fracture toughness of armco iron. *Acta materialia*, *46*(14), 4985-4992.

[KAM11] : Kamat, S. V., Srinivas, M., & Rao, P. R. (2011). Effect of temperature on the mode I and mixed mode I/III fracture toughness of SA333 steel. *Materials Science and Engineering: A*, *528*(12), 4141-4146.

[KAN79] : Kanninen, M. F., Rybicki, E. F., Stonesifer, R. B., Broek, D., Rosenfield, A. R., Marschall, C. W., & Hahn, G. T. (1979). Elastic-plastic fracture mechanics for two-dimensional stable crack growth and instability problems. *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP*, *668*, 121-150.

[KAW96] : Kawai, M. (1996). Coupled creep-damage modelling for isotropic and kinematic hardening materials. *Creep and Fatigue: Design and Life Assessment at High Temperature*, *15*(17).

[KHE95] : Khen, R., & Altus, E. (1995). Effect of static mode on fatigue crack growth by a unified micromechanic model. *Mechanics of materials*, *21*(3), 169-189.

[KNO66] : Knott, J. F. (1966). Some effects of hydrostatic tension on the fracture behaviour of mild steel. *IRON STEEL INST J*, *204*(2), 104-111.

[KNO95] : Knott, J. F. (1995). Characteristic microstructural features of different types of fracture, The institute of material, Second Griffith conference, 3-14.

[KRU94] : Kruch, S., Prigent, P., & Chaboche, J. L. (1994). A fracture mechanics based fatigue-creep-environment crack growth model for high temperature. *International journal of pressure vessels and piping*, *59*(1), 141-148.

[KUB79] : Shiro, K., Kiyotsugu, O., & Keiji, O. (1979). An analysis of creep crack propagation on the basis of the plastic singular stress field. *Engineering Fracture Mechanics*, *11*(2), 315-329.

[KUD08] : Kudari, S. K., & Kodancha, K. G. (2008). On the relationship between J-integral and CTOD for CT and SENB specimens. *Fracture and Structural Integrity*, (6), pages-3.

[LEC74] : Leckie, F. A., & Hayhurst, D. R. (1974). Creep rupture of structures. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences*, *340*(1622), 323-347.

[LEC06] : LE CORRE, Vincent. *Etude de la compétition déchirure ductile: application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés*. 2006. Thèse de doctorat.

[LEE95] : Lee, S. B., & Miller, A. K. (1995). A phenomenological model for intergranular failure by r-type and wedge-type cavitation. *Journal of engineering materials and technology*, *117*(3).

[LES90] : LESNE, P. M., & SAANOUNI, K. (1990). Un modèle de dommage non local pour décrire la fissuration en fluage dans le cadre de la mécanique de l'endommagement. *La Recherche aérospatiale*, (1), 23-36.

[LEV84] : LEVAILLANT, Christophe. *Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage: description et interprétation physique des interactions fatigue-fluage-oxydation*. 1984. Thèse de doctorat.

[LEV88] : Levaillant, C., Grattier, J., Mottot, M., & Pineau, A. (1988). Creep and creep-fatigue intergranular damage in austenitic stainless steels: discussion of the creep-dominated regime. *Low-cycle fatigue. ASTM STP*, *942*, 414-437.

[LI94] : Li, Z. H., Bilby, B. A., & Howard, I. C. (1994). A study of the internal parameters of ductile damage theory. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, *17*(9), 1075-1087.

[LIE91] : LIEBAERT, Philippe. *Etude de la forgeabilité des aciers à haute température. Mise en œuvre d'essais de criquabilité*. Thèse de doctorat.

[LIU94] : Liu, Y., Murakami, S., & Kanagawa, Y. (1994). Mesh-dependence and stress singularity in finite element analysis of creep crack growth by continuum damage mechanics approach. *European journal of mechanics. A. Solids*, *13*(3), 395-418.

[LIU96] : Liu, Y., & Murakami, S. (1996). Creep crack growth analysis by use of a local approach incorporating perfect plasticity. *Creep and Fatigue: Design and Life Assessment at High Temperature*, *15*(17).

[LOG96] : Loghman, A., & Wahab, M. A. (1996). Creep damage simulation of thick-walled tubes using the θ projection concept. *International journal of pressure vessels and piping*, *67*(1), 105-111.

[MAA84] : MAAS, Elisabeth. *Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z 03-CN 17-13*. 1984. Thèse de doctorat.

[MAR97a] : Margolin, B. Z., Shvetsova, V. A., & Karzov, G. P. (1997). Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels—I. Local criterion for cleavage fracture. *International journal of pressure vessels and piping*, *72*(1), 73-87.

[MAR97b] : Margolin, B. Z., Karzov, G. P., & Shvetsova, V. A. (1997). Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels—II. Prediction of fracture toughness. *International journal of pressure vessels and piping*, *72*(1), 89-96.

[MAR99] : MARIE, Stephane. *Approche énergétique de la déchirure ductile*. 1999. Thèse de doctorat.

[McCLI68] : MCCLINTOCK, Frank A. A criterion for ductile fracture by the growth of holes. *Journal of Applied Mechanics*, 1968, vol. 35, p. 363.

[MIA95] : MIANNAY, Dominique P. *Mécanique de la rupture*. Éd. de Physique, 1995.

[MUD82] : MUDRY, F. Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés. *Thkse d'Etat, UniversitC de Technologie de Compikgne*, 1982.

[MUD87] : MUDRY, F. A local approach to cleavage fracture. *Nuclear Engineering and design*, 1987, vol. 105, no 1, p. 65-76.

[MUR88] : Murakami, S., Kawai, M., & Rong, H. (1988). Finite element analysis of creep crack growth by a local approach. *International journal of mechanical sciences*, *30*(7), 491-502.

[NAU99] : Naudin, C., Frund, J. M., & Pineau, A. (1999). Intergranular fracture stress and phosphorus grain boundary segregation of a Mn-Ni-Mo steel. *Scripta materialia*, *40*(9), 1013-1019.

[NEE84] : Needleman, A., & Tvergaard, V. (1984). An analysis of ductile rupture in notched bars. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *32*(6), 461-490.

[N'GUY80] : Nguyen, Q. S. (1980). Méthodes énergétiques en mécanique de la rupture. *Journal de mécanique*, *19*, 363-386.

[OKA06] : Okayasu, M., Chen, D., & Wang, Z. (2006). Experimental study of the effect of loading condition on fracture surface contact features and crack closure behavior in a carbon steel. *Engineering fracture mechanics*, *73*(9), 1117-1132.

[OUC94] : Ouchi, H., Kobayashi, J., Soya, I., & Okamoto, K. (1994). Fatigue crack growth in a high tensile strength steel in seawater and several other environments. *ISIJ international*, *34*(5), 451-459.

[PAN00] : Panontin, T. L., Makino, A., & Williams, J. F. (2000). Crack tip opening displacement estimation formulae for C (T) specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, *67*(3), 293-301.

[PER90] : Perrin, G., & Leblond, J. B. (1990). Analytical study of a hollow sphere made of plastic porous material and subjected to hydrostatic tension-application to some problems in ductile fracture of metals. *International Journal of Plasticity*, *6*(6), 677-699.

[PIQ89] : PIQUES, Roland. *Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique*. 1989. Thèse de doctorat.

[PIQ91] : Piques, R., Molinie, E., & Pineau, A. (1991). Comparison between two assessment methods for defects in the creep range. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, *14*(9), 871-885.

[PIR01] : Pirondi, A., & Dalle Donne, C. (2001). Characterisation of ductile mixed-mode fracture with the crack-tip displacement vector. *Engineering Fracture Mechanics*, *68*(12), 1385-1402.

[POK08] : Pokluda, J., Trattnig, G., Martinschitz, C., & Pippan, R. (2008). Straightforward comparison of fatigue crack growth under modes II and III. *International Journal of Fatigue*, *30*(8), 1498-1506.

[POL98] : POLVORA, Jean Paul. *Propagation de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique*. 1998. Thèse de doctorat.

[POQ97] : POQUILLON, Dominique. *Approche locale: Fissuration à haute température dans un acier inoxydable austénitique sous chargements thermomécaniques. Simulations numériques et validations expérimentales*. 1997. Thèse de doctorat.

[PRA07] : PRABEL, Benoit. *Modélisation avec la méthode X-FEM de la propagation dynamique et de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve REP*. 2007. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.

[PUT85] : Susil K. Putatunda, Interrelation between K, J and crack-tip-opening displacement for compact tension specimens, Materials Science and Engineering, Volume 78, Issue 2, March 1986, Pages 135-143.

[RAJ76] : Raj, R. (1976). Crack initiation in grain boundaries under conditions of steady-state and cyclic creep. *Journal of Engineering Materials and Technology*, *98*, 132.

[REE73] : Reed-Hill, R. E., & Abbaschian, R. (1973). *Physical metallurgy principles* (Vol. 267, No. 725, p. 192). Princeton: Van Nostrand.

[REE05] : Reed, P. A. S., Tucker, P. H., & Joyce, M. R. (2005). Effects of mixed mode loading on fatigue and creep–fatigue in SRR-99 single crystals. *Materials Science and Engineering: A*, *394*(1), 256-265.

[REM96] : Remy, L. “damage modelling in thermal mechanical fatigue”. Branco, C. M., Ritchie, R., & Sklenicka, V. (Eds.). (1996). *Mechanical behaviour of materials at high temperature* (Vol. 15). Springer.

[REN98] : RENEVEY, Stephane. *Approches globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié*. 1998. Thèse de doctorat.

[RIC67] : Rice, J. R. (1967). *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. BROWN UNIV PROVIDENCE RI DIV OF ENGINEERING.

[RIC69] : Rice, J. R., & Tracey, D. M. (1969). On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields∗. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *17*(3), 201-217.

[RIT73] : Ritchie, R. O., Knott, J. F., & Rice, J. R. (1973). On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *21*(6), 395-410.

[ROS83] : Rosenfield, A. R., Shetty, D. K., & Skidmore, A. J. (1983). Fractographic observations of cleavage initiation in the ductile-brittle transition region of a reactor-pressure-vessel steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *14*(9), 1934-1937.

[ROU81] : Rousselier, G. (1981). Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage. *Three-dimensional constitutive relations and ductile fracture.(A 83-18477 06-39) Amsterdam, North-Holland Publishing Co., 1981,*, 331-355.

[RUG92] : Ruggieri, C., 南二三吉, 豊田政男, 萩原行人, & 井上健裕. (1992). Local approach to notch depth dependence of CTOD results. *日本造船学会論文集*, (171), 493-499.

[SAA86] : Saanouni, K., Chaboche, J. L., & Bathias, C. (1986). On the creep crack growth prediction by a local approach. *Engineering Fracture Mechanics*, *25*(5), 677-691.

[SAK91] : Sakata, M. (1991). Ductile Fracture Behavior Near the Crack-Tip—An Overview of Recent Japanese Research. In *Fracture of Engineering Materials and Structures* (pp. 23-28). Springer Netherlands.

[SES97] : Sester, M., Mohrmann, R., & Riedel, H. (1997). A micromechanical model for creep damage and its application to crack growth in a 12% Cr steel. *ASTM special technical publication*, *1297*, 37-53.

[SEW95] : Seweryn, A., & Mróz, Z. (1995). A non-local stress failure condition for structural elements under multiaxial loading. *Engineering Fracture Mechanics*, *51*(6), 955-973.

[SHA11] : Sharma, R., Kamat, S. V., Srinivas, M., Singh, A. K., & Rao, P. R. (2011). Mixed mode I/III fracture toughness in extruded magnesium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, *528*(18), 5875-5882.

[SHI10] : Shi, J., Chopp, D., Lua, J., Sukumar, N., & Belytschko, T. (2010). Abaqus implementation of extended finite element method using a level set representation for three-dimensional fatigue crack growth and life predictions. *Engineering fracture mechanics*, *77*(14), 2840-2863.

[SMI66] : Smith, E. (1966). Physical basis of yield and fracture. In *Proc. Conf., Institute of Physics and Physical Society, Oxford, United Kingdom* (p. 36).

[SIH86] : Sih, G. C., & Chen, C. K. (1986). Growth of crack caused by temperature gradients with change in surface insulation. *Theoretical and applied fracture mechanics*, *5*(2), 101-107.

[SON08] : Sonoda, A., Kashiwagi, S., Hamada, S., & Noguchi, H. (2008). Quantitative Evaluation of Heat Crack Initiation Condition Under Thermal Shock. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, *2*(1), 128-136.

[SPI10] : Spitas, V., Spitas, C., & Michelis, P. (2010). A three-point electrical potential difference method for in situ monitoring of propagating mixed-mode cracks at high temperature. *Measurement*, *43*(7), 950-959.

[STR54] : Stroh, A. N. (1954). The formation of cracks as a result of plastic flow. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, *223*(1154), 404-414.

[SUT00] : Sutton, M. A., Deng, X., Ma, F., Newman Jr, J. C., & James, M. (2000). Development and application of a crack tip opening displacement-based mixed mode fracture criterion. *International Journal of Solids and Structures*, *37*(26), 3591-3618.

[SUT03] : Sutton, M. A., Reynolds, A. P., Yang, B., & Taylor, R. (2003). Mixed mode I/II fracture of 2024-T3 friction stir welds. *Engineering fracture mechanics*, *70*(15), 2215-2234.

[TIE94] Tie-Jun, W. (1994). Further investigation of a new continuum damage mechanics criterion for ductile fracture: experimental verification and applications. *Engineering fracture mechanics*, *48*(2), 217-230.

[TIN04] : Tinet, H., Klöcker, H., & Le Coze, J. (2004). Damage analysis during hot deformation of a resulfurised stainless steel. *Acta materialia*, *52*(13), 3825-3842.

[TUR90] : Turner, C. E. (1990). A Re-assessment of ductile tearing resistance, part I : the geometry dependence of J-R curves in fully plastic bending. PartII : energy dissipation rate and associated R-Curves on normalized axes. Fractures behaviour abd design of materials and structures, ECF 8, ED. D. Firrao, Vol. 2, EMAS, Warley, 933-949, 951-968.

[TVE81] : Tvergaard, V. (1981). Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions. *International Journal of Fracture*, *17*(4), 389-407.

[TZO88] : Tzou, D. Y., & Sih, G. C. (1988). Thermal/mechanical interaction of subcritical crack growth in tensile specimen. *Theoretical and applied fracture mechanics*, *10*(1), 59-72.

[WAL84] : Wallin, K., Saario, T., & Törrönen, K. (1984). Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel. *Metal Science*, *18*(1), 13-16.

[WAN92a] : Wang, T. J. (1992). Unified CDM model and local criterion for ductile fracture—I. Unified CDM model for ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, *42*(1), 177-183.

[WAN92b] : Wang, T. J. (1992). Unified CDM model and local criterion for ductile fracture—II. Ductile fracture local criterion based on the CDM model. *Engineering Fracture Mechanics*, *42*(1), 185-193.

[WAN95] : Wang, T. J., Li, D. J., Ma, F. S., & Kuang, Z. B. (1995). Influence of stress triaxiality on damage and crack tip opening displacement parameters for steels. *Theoretical and applied fracture mechanics*, *22*(2), 151-158.

[WEN07] : Wen, Z. X., & Yue, Z. F. (2007). Fracture behaviour of the compact tension specimens of nickel-based single crystal superalloys at high temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, *456*(1), 189-201.

[WU03] : Wu, S. J., & Knott, J. F. (2003). Effects of degradation on the mechanical properties and fracture toughness of a steel pressure-vessel weld metal. *International journal of pressure vessels and piping*, *80*(11), 807-815.

[XIA82] : Xiao, Y. G., & Huang, G. H. (1982). On the compatibility between< i> J</i>-Integral and crack opening displacement. *Engineering Fracture Mechanics*, *16*(1), 83-94.

[XIA95] : Xia, L., & Shih, C. F. (1995). Ductile crack growth-I. A numerical study using computational cells with microstructurally-based length scales. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *43*(2), 233-259.

[XU09] : Xu, S., Petri, N., & Tyson, W. R. (2009). Evaluation of CTOA from load vs. load-line displacement for C (T) specimen. *Engineering Fracture Mechanics*, *76*(13), 2126-2134.

[XUA04] : Xuan, F. Z., Tu, S. T., Ling, X., & Wang, Z. (2004). ON THE TIME-DEPENDENT MATERIAL FRACTURE TOUGHNESS AT HIGH TEMPERATURE.

[YAN03] : Yang, W. J., Lee, B. S., Huh, M. Y., & Hong, J. H. (2003). Application of the local fracture stress model on the cleavage fracture of the reactor pressure vessel steels in the transition temperature region. *Journal of nuclear materials*, *317*(2), 234-242.

[YI95] : Yi, S., Eripret, C., & Rousselier, G. (1995). Influence of defect shape on damage evolution and fracture behavior of ductile materials. *Engineering fracture mechanics*, *51*(3), 337-347.

[YOS85] : YOSHIDA, Mitsuhiko. *Endommagement intergranulaire de fluage dans un acier inoxydable 17 Cr-12 Ni: étude quantitative; rôle de la multiaxialité des contraintes*. 1985. Thèse de doctorat.

[ZEN48] : Zener, C. (1948). Fracturing of metals. *ASM, Cleveland*, *3*.

Simulation de la dégradation des billettes lors de la chauffe

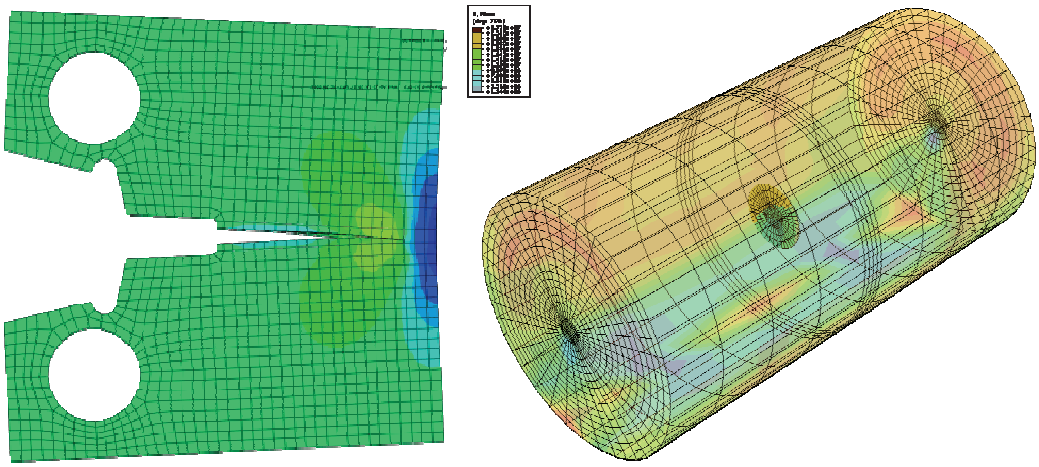
Chapitre 4

4-1 Etat de l'art de la prise en compte des singularités.

4-2 Identification du critère de rupture à partir des essais CT.

4-3 Résultats sur le modèle du cycle de chauffe.

4-4 Conclusions.



Résumé :

Le quatrième chapitre est destiné à la présentation des courbes de chauffe optimisées, ces courbes tenant compte des anomalies métallurgiques identifiées (chapitre 2) et des propriétés à la rupture (chapitre 3). Un état de l'art de la modélisation des singularités permettra de proposer une méthode de modélisation adaptée à notre étude. Un critère en accord avec cette méthode sera défini à partir des essais de rupture. Les simulations du cycle de chauffe avec la prise en compte des anomalies et de la propagation de celles-ci permettront de conclure sur ces travaux.

4-1 Etat de l'art de la prise en compte des singularités.

Comme expliqué en début de chapitre 2, les billettes comportent des anomalies métallurgiques et il est nécessaire de les prendre en compte dans les modélisations. D'un point de vue simulation numérique de nombreux travaux de recherche ont été menés dans ce domaine et une analyse de l'état de l'art est indispensable. Les avancés en termes de modélisation de fissures et de chemin de propagation peuvent être classées dans trois grandes catégories : Les méthodes issues de la méthode des éléments finis (MeF ou FeM) [ZIE91], les méthodes non-MeF et les méthodes basées sur la partition de l'unité.

Les méthodes basées sur la MeF.

Le relâchement des nœuds, illustré par la figure 4-1, consiste à bloquer les nœuds du trajet de la fissure. Lorsque le critère de rupture est atteint, la nouvelle position de la fissure est calculée et les nœuds correspondant sont relâchés. Le relâchement peut s'effectuer de différentes manières, le schéma le plus simple étant le relâchement instantané. Il consiste à faire décroitre linéairement la force dans le pas de temps [CAR00]. Les inconvénients majeurs de cette méthode sont de devoir connaitre au préalable le trajet de la fissure et de situer obligatoirement la fissure sur les nœuds. La mise en œuvre de ces méthodes est rendue très difficile pour des cas de fissuration en trois dimensions.

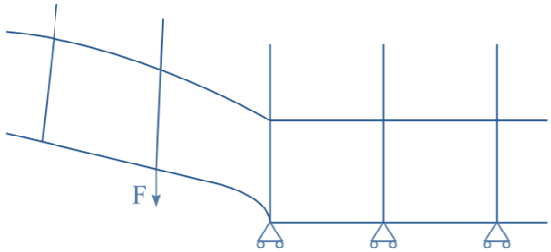


Figure 4-1 : Principe de la méthode de relâchement de nœuds sur maillage en pointe de fissure.

La méthode de remaillage a été développée en réponse à la nécessité d'avoir un maillage relativement fin aux frontières de la fissure. Elle consiste en la projection des grandeurs calculées aux nœuds d'un maillage sur les nœuds d'un nouveau maillage plus adapté aux nouvelles conditions de la singularité. La mise en place de cette méthode est délicate en raison de la complexité des algorithmes de remaillage. Cette projection entraine un déséquilibre des champs projetés et ceci même après une étape de rééquilibrage comme le prouve J.Réthoré [RET05]. Les inconvénients de la méthode de relâchement des nœuds sont conservés avec la libération de la nouvelle surface de fissure.

L'utilisation **d'élément finis « espace-temps »** peut être une alternative aux méthodes de remaillage. Avec ces éléments le temps est considéré de la même manière que les variables d'espace en remplaçant les schémas temporels par des approximations de type éléments finis ou encore de type Galerkin [TAI86], permettant ainsi de raffiner le maillage uniquement où et quand un indicateur de qualité juge nécessaire de le faire. A mi-chemin entre ces deux méthodes se situe la **« Moving element method »** proposé par T.Nishioka qui consiste à déplacer les nœuds des éléments proches de la fissure pour les faire correspondre à la nouvelle position de la fissure [NIS01].

La méthode **d'élimination d'éléments** attribue une valeur proche de zéro au module d'Young

des éléments satisfaisant le critère de rupture. Cette méthode de par sa simplicité est très utilisée dans le milieu industriel, elle est en revanche très grossière de par l'élimination d'éléments entrainant une dissipation superficielle d'énergie. Afin d'atténuer ce phénomène des auteurs ont proposé de faire dépendre la déformation à rupture du taux de restitution d'énergie, de la taille de maille et du volume de l'élément.

Les éléments cohésifs associés aux modèles d'interface endommageable sont basés sur le modèle de Dugdale-barenblatt [THE74]. En considérant une zone de transition, d'une longueur caractéristique en pointe de fissure, à l'intérieur de laquelle la séparation des surfaces est progressive, cette méthode est capable de relier les contraintes d'ouverture à l'ouverture elle-même (Figure 4-2). Cette méthode intéressante possède quelques inconvénients : la rigidité globale de la structure est modifiée par l'ajout de ces éléments, le trajet de la fissure doit être à priori connu et enfin cette méthode est fortement dépendante au maillage [XU94]. Une première amélioration apportée par [ZHO04] permet de réduire cette dépendance, une deuxième évolution des zones cohésives est de les introduire via une méthode de la partition de l'unité décrite dans la suite de ce chapitre.

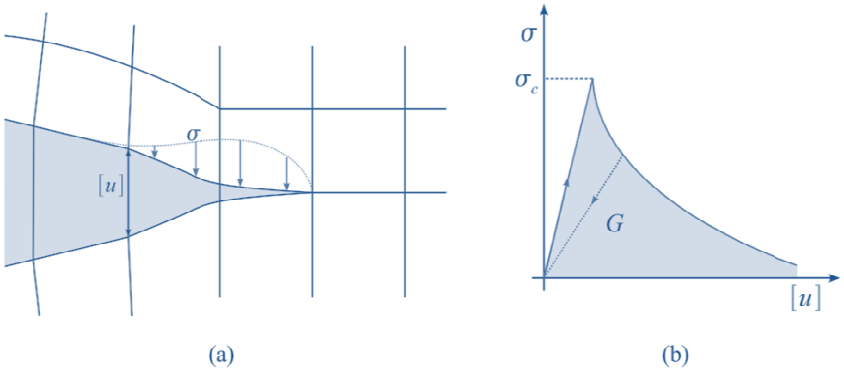


Figure 4-2 : Modèle des zones cohésives. (a) principe d'ouverture en pointe de fissure sur maillage, (b) Loi de comportement.

Les élements finis hybrides proposés par P. Tong [TON73] permettent de décrire les champs asymtotiques en pointe de fissure. La formulation de ces éléments est issue des travaux de T.H.Pian [PIA64]. La figure 4-3 représente un élément HCE (Hybrid Crack Element) à 9 nœuds, les déplacements ne sont interpolés que sur les faces de cet élément. Les champs intérieurs de contrainte et de déplacement sont alors vérifiés au sens faible. Cette méthode permet de réduire le nombre d'élements en pointe de fissure mais surtout de calculer avec précision les facteurs d'intensité de contraintes. En revanche toutes les difficultés associées au maillage sont conservées, cet élément étant attaché à la pointe de fissure.

Figure 4-3 : Un élément HCE à 9 nœuds pour représenter la pointe de fissure.

Les méthodes dites Non-MeF.

La méthode des éléments de frontières (BEM) consiste à exprimer le problème sous forme intégrale [SEE99] [ALB04]. Pour cela des solutions analytiques (fonctions de Green) correspondantes à des conditions aux limites particulières doivent être connues. Il est uniquement nécessaire de discrétiser le bord et les lèvres de la fissure, ce qui est un grand avantage. Cette méthode n'est applicable en revanche que sur des cas simples, l'analyse de cas complexes nécessitant la connaissance des fonctions de Green associées ou la discrétisation du volume de domaine (limitant ainsi l'intérêt de la méthode).

Les méthodes sans maillage (Meshless) ne raisonnent plus sur une partition de la géométrie en éléments, mais sur une représentation du volume par une densité de nœuds associés à des fonctions de poids (Figure 4-4). Les méthodes les plus utilisées sont la méthode « Smoothed Particule Hydrodynamics » (SPH) et la méthode « Element Free Galerkin » (EFG). De par leur nature, ces méthodes sont très efficaces pour traiter les problèmes de grandes déformations ou de fragmentation. Dans la littérature, des cas d'études associés à la mécanique de la rupture [BEL96] [DUF04], ou même d'interaction conjointe de méthodes Mef et BEM [ORG96] [KRY99] sont traités. Plus récemment une variante des méthodes sans maillage appelée « dynamique moléculaire » a fourni des résultats intéressants sur des cas de mécanique de la rupture dynamique. Cette méthode consiste à résoudre l'équilibre dynamique d'un grand nombre d'atomes interagissant via un potentiel d'attraction à identifier. C'est à partir de ce potentiel le comportement du milieu est défini [BUE06].

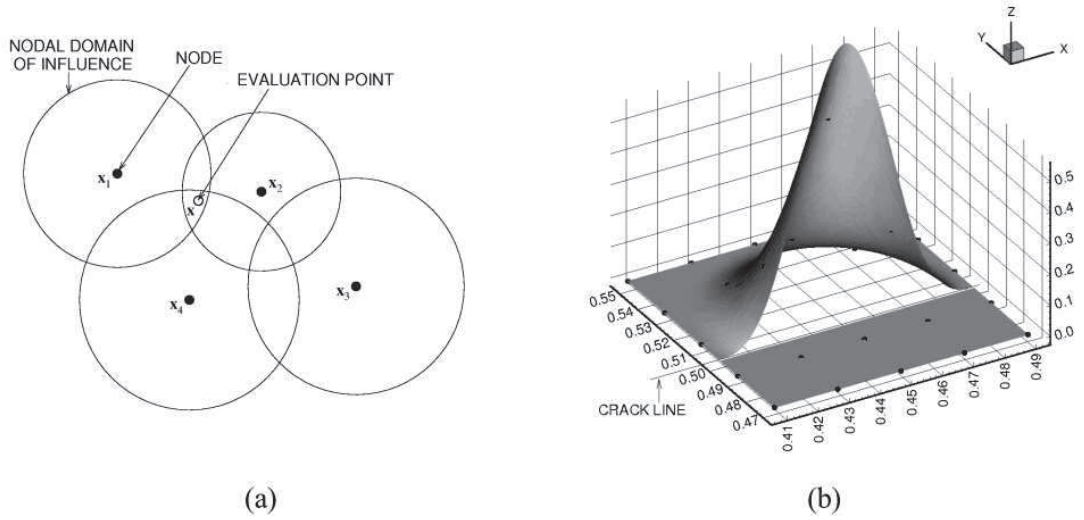


Figure 4-4 : Méthode sans maillage. (a) Représentation des nœuds et de leur zone d'influence, (b) représentation de la fonction de poids avec présence d'une fissure.

Les méthodes basées sur la partition de l'unité.

Le concept de la **partition de l'unité** (Partition of Unity Method) a été introduit par J.M.Melenk [MEL97] dans le but d'améliorer la qualité de la solution fournie en injectant des fonctions associées à la singularité dans la base de fonctions utilisées pour approximer le problème. Cette méthode est donc particulièrement bien adaptée aux problèmes traitant de singularités.

Une partition de l'unité de l'espace Ω est un ensemble de fonction $\{N_i\}$ qui vérifie la propriété essentielle ci-dessous.

$$\sum_i N_i\left(\underline{x}\right) = 1 \qquad \forall \underline{x} \in \Omega$$

En pratique on limite l'introduction de fonctions de la base d'enrichissement où cela est nécessaire pour des raisons de temps de calcul. Il est à noter qu'enrichir uniquement une partie du domaine revient à créer une couche d'éléments de transition pour lesquels une partie seulement des nœuds est enrichie. Le traitement de cette zone de transition doit être effectué avec soin pour garantir de bonnes propriétés de convergence de la solution [CHE03].

Basée sur la méthode de la partition de l'unité, la **méthode des éléments finis étendus** (« eXtended Finite Element Method ») fait des émules dans la communauté scientifique notamment pour des cas de fissuration très divers [BEL99] [DOL99]. Elle a conduit très rapidement à une utilisation dans le secteur industriel (moins de 10 ans !). Une étude comparative [SON08] permet d'expliciter les capacités de cette méthode (Figure 4-5) en la comparant, pour plusieurs cas tests, à la méthode d'élimination d'éléments et à celle des zones cohésives. Il est possible d'obtenir une solution de qualité malgré un maillage relativement grossier grâce à un choix judicieux de la base d'enrichissement. Cette méthode nécessite cependant des améliorations pour le cas d'une fissure courte. Les travaux de P.A.Guidault vont dans ce sens avec un couplage multi échelle avec la X-FeM [GUI05].

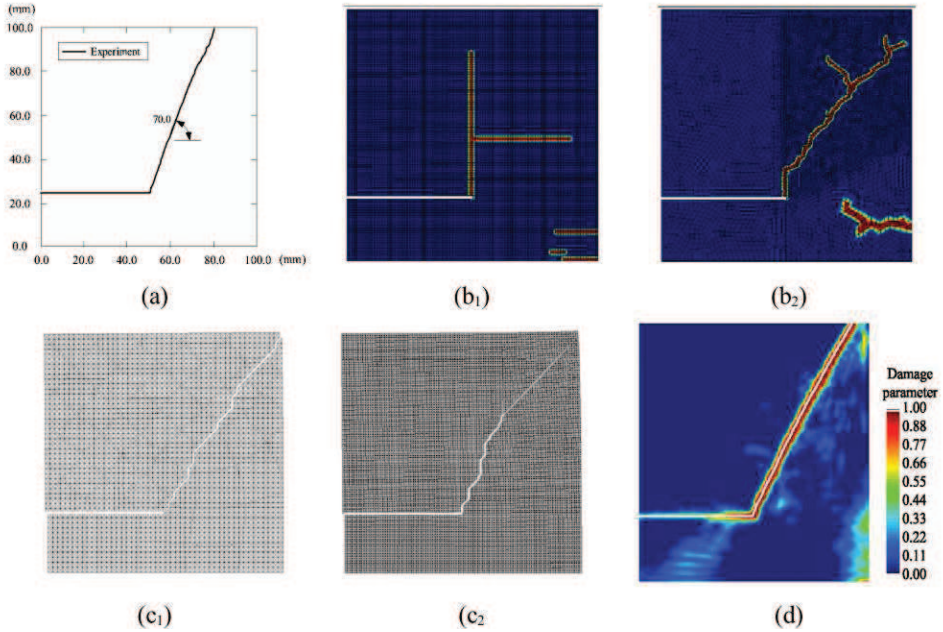


Figure 4-5 : Comparaison de méthodes numériques sur les essais de Kalthoff [SON08]. (a) Fissuration expérimentale, (b1) et (b2) Modélisation par méthode d'élimination d'éléments pour deux maillages différents, (c1) et (c2) Modélisation par la méthode des zones cohésives pour deux tailles de maille différentes, (d) Méthode X-FeM.

Une variante de la X-FeM est la G-FeM, pour **« Generalized finite element method »** qui est basée sur le même principe. Les objectifs sont cependant différents : La G-FeM met l'accent sur la qualité de l'espace engendré par la partition de l'unité et les fonctions d'enrichissement et donc sur

l'optimisation de la convergence, alors que la X-FeM mais l'accent sur la flexibilité offerte par la partition de l'unité sur la génération de maillage. Un bon exemple d'utilisation de la G-FeM est l'étude de cas contenant plusieurs centaines de singularités. La résolution dans ce cas s'effectue à partir de solutions numériques de problèmes élémentaires appelés « handbooks ». Ces Handbooks sont associés à des éléments grossiers contenant plusieurs trous. En résolvant une série de problèmes posés sur un domaine contenant ces trous, le problème général est résolu (figure 4-6).

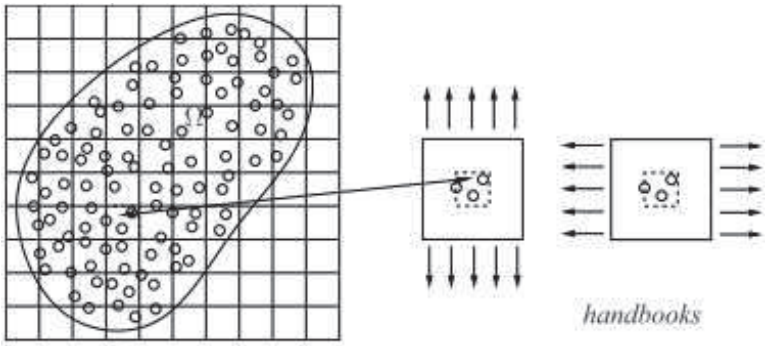


Figure 4-6 : Méthode G-FeM : Méthode de définitions des « handbooks » sur un élément de maillage.

Il existe enfin **d'autres méthodes basées sur la partition de l'unité**. Ces approches consistent à décomposer la modélisation du volume (continuum) de la modélisation de la zone de rupture (discontinuous part), c'est-à-dire que l'on associe les modèles de la mécanique des milieux continus au volume et le traitement de la fissure à la partition de l'unité. Les premiers cas traités par A. Simone [SIM03] prisés par G. Zi [ZI03] et R.D. Borst [BOR06], montrent l'intérêt d'une telle méthode ce qui permet de s'affranchir des problèmes liés aux éléments cohésifs tout en conservant leurs avantages.

Choix de la Méthodes des éléments finis enrichis (X-FeM).

La méthode a déjà prouvé son efficacité pour des problèmes similaires. Elle sera donc utilisée pour analyser l'impact des anomalies métallurgiques au travers du code Abaqus.

Basée sur la méthode de la partition de l'unité, la **méthode des éléments finis étendus** (« eXtended Finite Element Method ») provient d'une idée originale de T. Belytschko [BEL99] qui a introduit les champs asymptotiques solutions du problème d'une fissure dans un milieu élastique dans la base d'enrichissement (Figure 4-7).

$$\begin{cases} u_1(\underline{x}) = \frac{1}{2\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left[K_I \cos\frac{\vartheta}{2}(k-\cos\vartheta) + K_{II}\sin\frac{\vartheta}{2}(k+2+\cos\vartheta)\right] \\ u_2(\underline{x}) = \frac{1}{2\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left[K_I \sin\frac{\vartheta}{2}(k-\cos\vartheta) + K_{II}\cos\frac{\vartheta}{2}(k-2+\cos\vartheta)\right] \\ u_3(\underline{x}) = \frac{2}{\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}K_{III}\sin\frac{\vartheta}{2} \end{cases} \quad \text{avec : } k = \begin{cases} 3-4\nu & en\ déformation\ plane \\ \frac{3-\nu}{1+\nu} & en\ contrainte\ plane \end{cases}$$

$$\underline{u_i}(\underline{x}) = \sum_j F_j(\underline{x})u_{ij} \quad \text{où} \quad F_j(\underline{x}) = \sqrt{r}\begin{cases} \sin(\vartheta/2) \\ \sin(\vartheta/2)\sin(\vartheta) \\ \cos(\vartheta/2) \\ \cos(\vartheta/2)\sin(\vartheta) \end{cases}$$

Figure 4-7 : Formulation des champs de déplacements asymptotiques d'une fissure et de la base d'enrichissement mis en place par [BEL99].

A partir des travaux de J. Dolbow [DOL99] les opérations de remaillage sont complétement éliminées par l'ajout d'une fonction discontinue $H(\underline{x})$ dans la base d'enrichissement.

$$H(\underline{x}) = \begin{cases} +1 \; si \; \phi > 0 \\ -1 \; si \; \phi < 0 \end{cases}$$

Les travaux de M. Stolarska [STO01] ont permis de généraliser le repère local en pointe de fissure par l'utilisation d'un couple de fonctions de niveaux (appelées ϕ et ψ). Ces fonctions définissant implicitement le plan et le front de fissure (Figure 4-8). L'utilisation de ces fonctions de niveaux a été généralisée au cas tridimensionnel par A. Gravouil [GRA02] en résolvant des équations du type Hamilton-Jacobi.

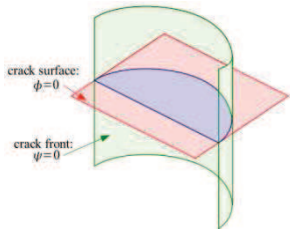


Figure 4-8 : Définition de la géométrie de la fissure à partir du couple de fonction de niveau.

Les principes de la formulation de l'enrichissement sont ici mis en pratique sur un cas simple cas à une dimension selon N. Moës. Cet exemple est décomposé en deux cas : le cas où la singularité est positionnée entre deux nœuds, et le cas où elle se situe sur un nœud (Figure 4-9).

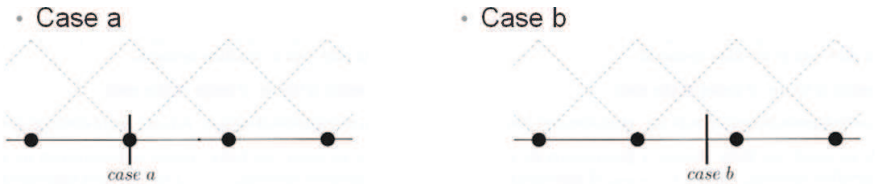


Figure 4-9 : Schéma des deux cas de l'exemple à une dimension.

Les équations des degrés de liberté sont données en figure 4-10 ainsi que l'impact sur la fonction de Heaviside. Elles montrent les différences de formulation de ces deux cas avec la nécessité de décomposer en deux le nœud où se situe la singularité (dans le cas a) et les nœuds de l'élément où se situe cette singularité (dans le cas b).

$$u = u_1 N_1 + u_2^- N_2^- + u_2^+ N_2^+ + u_3 N_3 \qquad u = u_1 N_1 + u_2 N_2 + u_3 N_3 + u_4 N_4 + a_2 N_2 H + a_3 N_3 H$$

$$u = u_1 N_1 + \langle u \rangle N_2 + [u] N_2 H(\underline{x}) + u_3 N_3$$

$$\langle u \rangle = \frac{u_2^- + u_2^+}{2}, \; [u] = \frac{u_2^- - u_2^+}{2}, \; N_2 = N_2^- + N_2^+$$

Figure 4-10 : Degrés de liberté et fonction dite de Heaviside associés à l'exemple à 1 dimension.

Il est à noter une particularité de cette formulation X-FeM lorsque le front de fissure se trouve à la frontière d'un nœud (par exemple le nœud 2) : La dimension « a_2 » correspondante devient très petite ce qui entraine des problèmes de convergence. Il est donc important de tenir compte de cette particularité lors de la réalisation du maillage de la pièce.

Par extension au cas général, l'équation bilan et le schéma de la stratégie d'enrichissement est exposé figure 4-11 avec un enrichissement différent pour les nœuds le long des lèvres de la fissure (en bleu, enrichis par la fonction $H\left(\underline{x_i}\right)$) et les nœuds composant l'élément où situe le front de fissure (en vert, enrichis par la fonction $F_j\left(\underline{x_i}\right)$) :

$$\underline{u}(\underline{x}) \cong \sum_i N_i(\underline{x}) \cdot \left(\underline{u_i} + H\left(\underline{x_i}\right) \cdot \underline{a_i} + \left(\sum_{j=1\ldots4} F_j\left(\underline{x_i}\right) \cdot \underline{b_{i,j}}\right)\right)$$

$$\text{Soit : } \underline{u}(\underline{x}) \cong \sum_i N_i(\underline{x}) \cdot \underline{q_i} \qquad \text{où } N_i = \{N_i,\ N_i H, N_i F_j\ \}$$

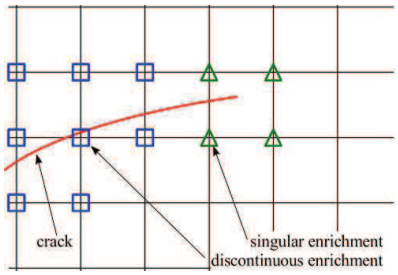


Figure 4-11 : Stratégie d'enrichissement des nœuds en deux dimensions.

Une deuxième considération est importante dans la modélisation de la singularité en X-FeM. Dans le cas de fissures débouchantes, il est important de représenter la singularité par-delà la face du bord libre, sinon la face du bord peut ne pas suivre l'ouverture de la singularité.

Il existe enfin deux types d'enrichissement de la base de données, l'enrichissement topologique ou géométrique. L'enrichissement topologique consiste à enrichir l'élément au front de fissure. L'enrichissement géométrique consiste à enrichir les éléments dans une zone donnée (Figure 4-12). Les résultats en termes de précision en fonction de la taille des éléments sont clairement différents (figure 4-12). Lorsque les dimensions des éléments sont importantes, les résultats sont identiques, en revanche plus la taille des éléments diminue plus les résultats de l'enrichissement topologique tendent ceux de la FeM, en effet l'élément enrichi devenant ainsi négligeable la modélisation se rapproche d'une simulation FeM classique. En revanche l'erreur des simulations avec enrichissement géométrique diminue fortement avec la taille d'éléments.

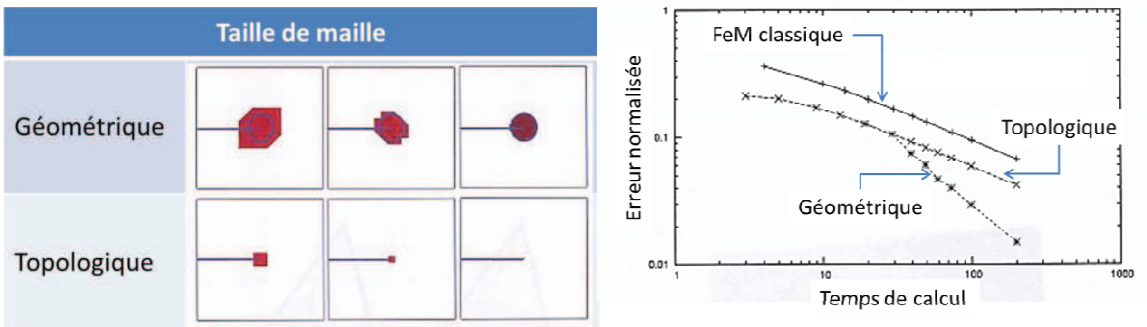


Figure 4-12 : Représentation et résultats des enrichissements topologiques et géométriques de la base éléments finis.

Comme expliqué en début de ce chapitre, la méthode des éléments finis enrichis est fréquemment utilisée dans la littérature. Il reste en revanche de nombreux axes de recherches en cours.

Le couplage des phénomènes physiques, comme la prise en compte de la microstructure ou encore de l'endommagement synonyme d'amorçage de fissure, reste une voie de recherche actuelle en X-FeM. Il renvoie notamment aux besoins de simulation de la rupture ductile.

Le modèle TLS de N. Moës [MOE11] est l'une des réponses les plus aboutie à ce jour. Ce modèle permet de coupler les variables d'endommagement et de rupture. La figure 4-13 montre les différentes formulations de ces grandeurs ainsi qu'un exemple numérique. Depuis sa mise en place ce modèle a déjà prouvé son efficacité sur des cas très différents.

Fracture	TLS Damage	Damage
$W(u,a)$	$\int_\Omega w(u,d(\phi))$	$\int_\Omega w(u,d)$
$G=-\frac{\partial W}{\partial a}$	$g=-\frac{\partial \int_\Omega w}{\partial \phi}$	$Y=-\frac{\partial w}{\partial d}$
$G\dot{a}$	$\int_{\Gamma_0} g\dot{\phi}$	$\int_\Omega Y\dot{d}$
$\dot{a}=\frac{\partial \psi^*(G)}{\partial G}$	$\dot{\phi}=\frac{\partial \psi^*(g)}{\partial g}$	$\dot{d}=\frac{\partial \psi^*(Y)}{\partial Y}$

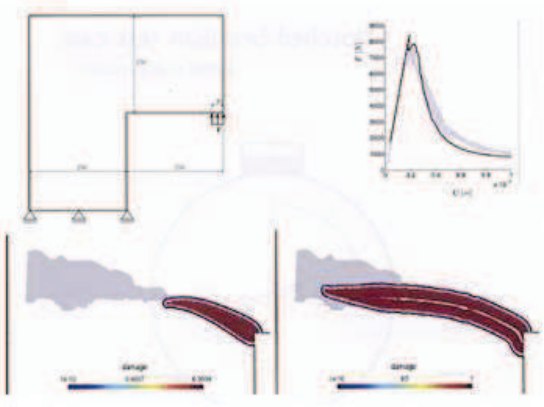


Figure 4-13 : Formulation du couplage endommagement/rupture du modèle TLS et exemples de résultats [BER12].

Il est à noter que malgré ses avancées, la méthode des éléments finis enrichis possède encore quelques limitations. La prise en compte des phénomènes thermomécaniques ne peut s'effectuer que de manière découplée, les cas de fissures branchées ou de multi-fissuration ne peuvent être étudiés et la présence de plasticité lors de la rupture est encore mal gérée.

4-2 Identification d'un critère à partir des essais de rupture.

L'objectif de cette partie est dans un premier temps de présenter les différents critères de rupture associés à la X-FeM implémentés dans le logiciel Abaqus, pour ainsi identifier dans un second temps un critère adapté à cette méthode et directement utilisable à la simulation du cycle de chauffe.

Les critères X-FeM sous Abaqus.

Les simulations par éléments finis enrichis sous Abaqus sont conformes à la formulation précédente et tiennentt compte des travaux de T. Belytschko [BEL99]. Les cas de fissuration avec plasticité confinée en charge monotone ou cyclique sont également représentables grâce aux travaux de T. Elguedj [ELG06].

Dans cette partie, l'objectif est de présenter les différents critères disponibles pour simuler l'initiation et la propagation de fissure dans la structure. En X-FeM sous Abaqus, deux méthodes d'implémentation sont disponibles : La méthode des lois « traction-séparation » basée sur les lois cohésives présentées précédemment et la méthode VCCT (« Virtual Crack Closure Technique »)

basée sur la mécanique de la rupture linéaire élastique (LEFM).

Six critères d'initiation, reposant sur des limites de contraintes ou de déformations sont disponibles pour la méthode « traction-séparation » (Tableau 4-1). Les valeurs entre crochets « ⟨ ⟩ » représentent les valeurs de contrainte ou de déformation positives calculées dans la simulation. Les valeurs à exposant « 0 » représentent les valeurs du critère. Lorsque le critère « f » satisfait : $1.0 \leq f \leq 1.0 + f_{tol}$, une nouvelle singularité est introduite ou la singularité existante est étendue, f_{tol} représentant une valeur de tolérance allouée pour la stabilité du calcul.

Tableau 4-1 : Critères de rupture basés sur les lois « traction-séparation » disponibles dans Abaqus.

Maximum principal Stress Criterion (MAXPS)	Maximum principal Strain Criterion (MAXPE)
$f = \left\{\frac{\langle \sigma_{max} \rangle}{\sigma_{max}^0}\right\}$	$f = \left\{\frac{\langle \varepsilon_{max} \rangle}{\varepsilon_{max}^0}\right\}$
Maximum nominal Stress Criterion (MAXS)	Maximum nominal Strain Criterion (MAXE)
$f = max\left\{\frac{\langle \tau_n \rangle}{\tau_n^0}, \frac{\tau_s}{\tau_s^0}, \frac{\tau_t}{\tau_t^0}\right\}$	$f = max\left\{\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^0}, \frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^0}, \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^0}\right\}$
Quadratic nominal Stress Criterion (QUADS)	Quadratic nominal Strain Criterion (QUADE)
$f = \left\{\frac{\langle \tau_n \rangle}{\tau_n^0}\right\}^2 + \left\{\frac{\tau_s}{\tau_s^0}\right\}^2 + \left\{\frac{\tau_t}{\tau_t^0}\right\}^2$	$f = \left\{\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^0}\right\}^2 + \left\{\frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^0}\right\}^2 + \left\{\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^0}\right\}^2$

Pour la propagation, avec cette méthode, différentes possibilités d'évolution de l'endommagement peuvent être utilisées. Une option de stabilisation est disponible pour aider à la convergence du calcul.

Il est possible de raisonner soit en déplacement effectif, soit en énergie de rupture pour représenter l'évolution d'endommagement. Le déplacement effectif représente l'écart entre les deux lèvres de la fissure où l'on considère qu'il y a rupture totale. L'énergie de rupture est basée sur le calcul de l'aire sous la courbe traction-séparation (Figure 4-14).

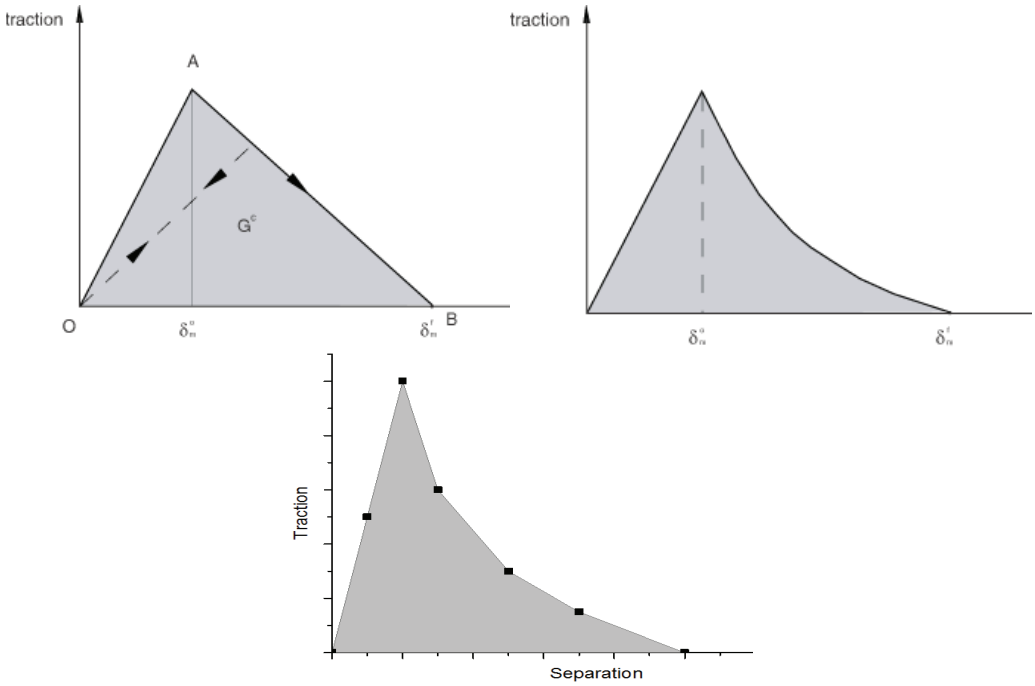


Figure 4-14 : Courbes traction-séparation pour un adoucissement linéaire a), exponentiel b) et tabulé c).

Trois possibilités d'adoucissement de l'endommagement sont possibles : Linéaire, exponentiel ou tabulé. Les valeurs tabulées sont directement définies par l'utilisateur, les adoucissements linéaire et exponentiel sont régis par les formulations données en Tableau 4-2, la variable D représentant l'endommagement et δ_m^o la valeur du critère représentant un déplacement limite :

Tableau 4-2 : Formulation liées à l'adoucissement de l'évolution d'endommagement.

Linéaire	$D = \dfrac{\delta_m^f(\delta_m^{max} - \delta_m^o)}{\delta_m^{max}(\delta_m^f - \delta_m^o)}$
Exponentiel	$D = 1 - \left\{\dfrac{\delta_m^o}{\delta_m^{max}}\right\}\left\{1 - \dfrac{1 - exp\left(-\alpha\left(\dfrac{\delta_m^{max} - \delta_m^o}{\delta_m^f - \delta_m^o}\right)\right)}{1 - exp(-\alpha)}\right\}$

Une autre option peut être utilisée dans le cas où plusieurs mécanismes d'endommagement sont pris en compte. Il est possible de choisir entre une dégradation maximale (seul le mécanisme le plus sévère est pris en compte) ou une dégradation multiplicative (les mécanismes interagissent entre eux par une formulation multiplicative).

La dernière option consiste à travailler en mode mixte et donc de prendre en compte les effets de cisaillement sur la réponse en fissuration. La prise en compte du mode mixte peut être choisie parmi trois formulations (Tabulée, Puissance et BK pour Benzeggagh-Kenane [BEN96]). La figure 4-15 montre un exemple de courbe traction-séparation à partir d'un critère en contrainte nominale, d'un adoucissement linéaire et d'un formalisme en mode mixte type BK.

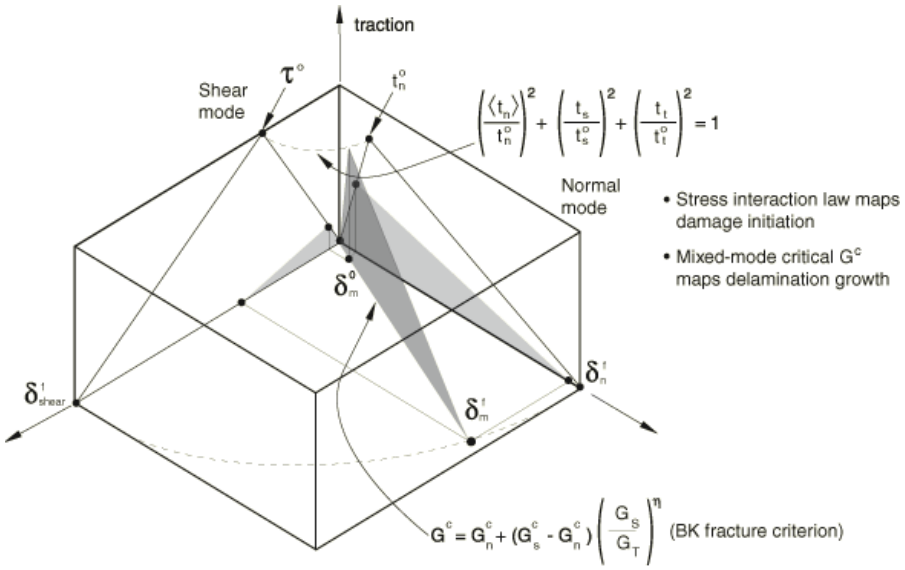


Figure 4-15 : Principe de l'évolution d'endommagement en mode mixte.

La seconde méthode (VCCT), est basée sur le même critère d'initiation « f » mais l'évolution ne peut être interprétée qu'en énergie de rupture. Les mêmes considérations sont effectuées au niveau de la stabilisation, de l'adoucissement et de la dégradation. En revanche, un autre critère de

mode mixte est disponible selon le critère de Reeder [REE02]. Les différents critères de mode mixte sont résumés dans le tableau 4-3, les variables G représentent les énergies de rupture.

Tableau 4-3 : Critères de rupture en mode mixte.

Type	Formalisme
Puissance	$\frac{G_{equiv}}{G_{equivC}} = \left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^{p_1} + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^{p_2} + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^{p_3}$
Benzeggagh-Kenane	$G_{equivC} = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC})\left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^n$
Reeder	$G_{equivC} = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC})\left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^n + (G_{IIIC} - G_{IIC})\left(\frac{G_{III}}{G_{II}+G_{III}}\right)\left(\frac{G_{II}+G_{III}}{G_I+G_{II}+G_{III}}\right)^n$

Des cas de fissuration traités avec les différents critères ont été testés afin de visualiser l'impact de chaque paramètre. Un modèle sur une structure simple a été mis au point, il permet une visualisation rapide des résultats (Figure 4-16). Les données matériaux utilisées sont celles d'un acier sollicité à température ambiante.

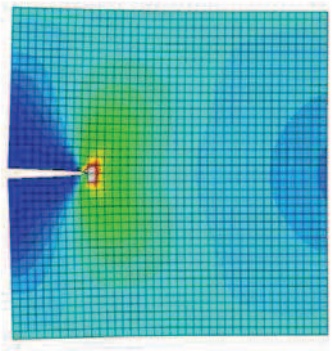


Figure 4-16 : Cas test des critères de rupture X-FeM sous Abaqus.

La comparaison des différents types de critère cohésifs (MAXPS, MAXS ou QUADS en contrainte et MAXPE, MAXE ou QUADE en déformation) sur ce cas test n'apporte que peu de différence, la propagation étant provoquée en mode d'ouverture « I ». L'utilisation des critères en contrainte est mieux adaptée en termes de stabilité et de convergence pour les cas où le comportement reste élastique lors de la fissuration. Les critères en déformation sont quant à eux mieux adaptés dans le cas d'une fissuration élasto-plastique.

L'analyse des impacts de la valeur de contrainte ou de déformation maximale utilisée sur la réponse en effort de la simulation test est explicitée en figure 4-17. Cette figure expose les courbes effort en fonction du déplacement d'ouverture lors de la rupture de l'échantillon du cas test. La valeur MAXPS impose le niveau d'effort maximal tandis que MAXPE définit la valeur d'ouverture pour laquelle la chute d'effort apparait, le niveau d'effort étant défini par les caractéristiques mécaniques du matériau.

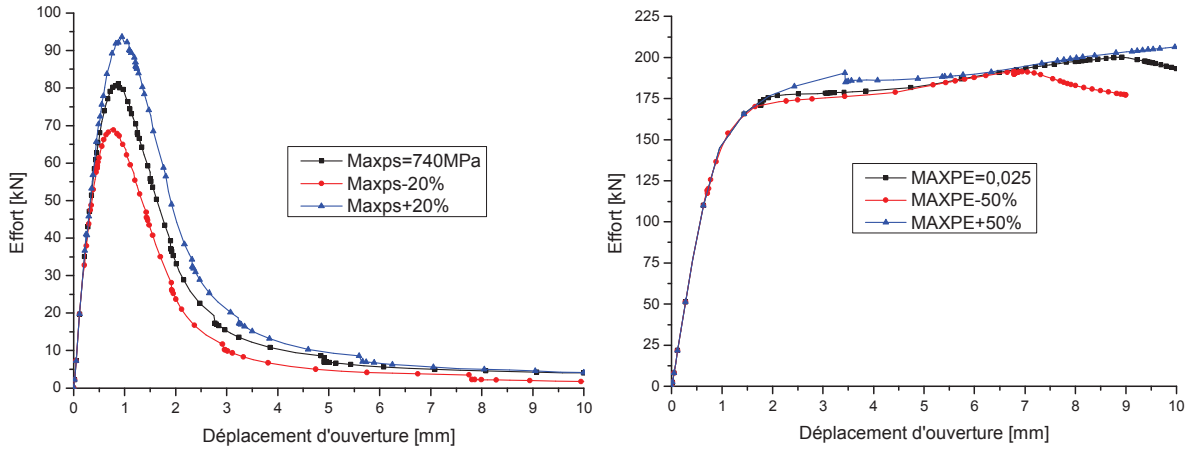


Figure 4-17 : Sensibilité des critères MAXPS et MAXPE sur la réponse en effort du cas test.

L'évolution d'endommagement est représentée par trois paramètres : La valeur de déplacement ou de taux de restitution d'énergie, le paramètre d'adoucissement et le mode de rupture. Le type de couplage entre dégradation maximale ou multiplicative n'est pas exposé ici et un seul critère est pris en compte pour plus de clarté. L'impact de chaque paramètre sera présenté uniquement pour le critère MAXPS.

L'impact de la valeur du déplacement critique et de l'énergie de rupture sur la réponse en effort est présenté en Figure 4-18. En accord avec la formulation, plus la valeur de critère est importante, plus le matériau a une forte résistance à la fissuration avec une augmentation de l'aire sous la courbe effort-déplacement.

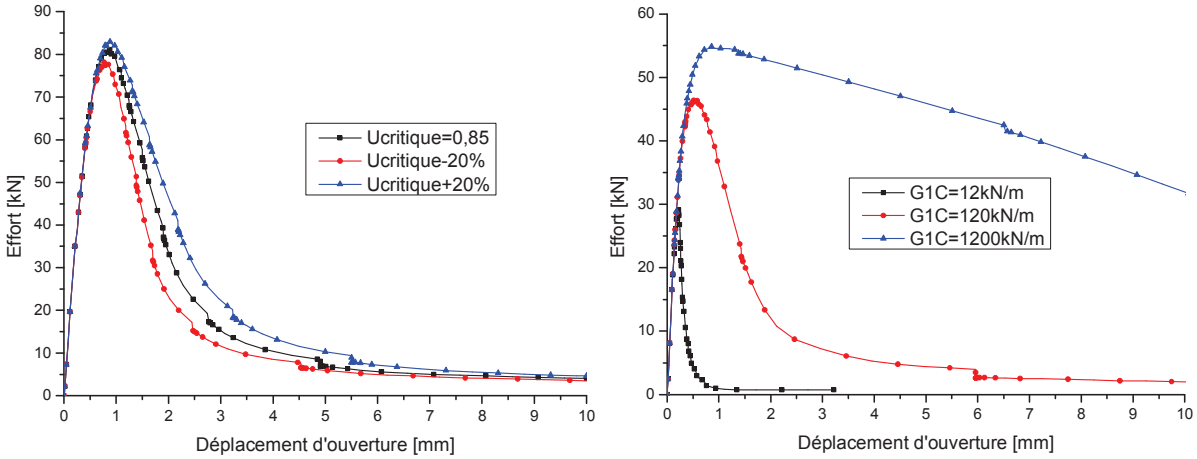


Figure 4-18 : Sensibilité de la réponse en effort au paramètre de l'évolution d'endommagement (déplacement critique et énergie de rupture critique).

Seul l'influence de l'adoucissement exponentiel a été étudiée (Figure 4-19), le format tabulé laissant trop de liberté à l'utilisateur. Sa valeur conditionne à la fois la vitesse de diminution du niveau d'effort en fonction du déplacement d'ouverture et le niveau d'effort maximal lors de la fissuration. Ce paramètre rend donc l'identification des paramètres de rupture plus difficile, surtout qu'il influe fortement la convergence des simulations.

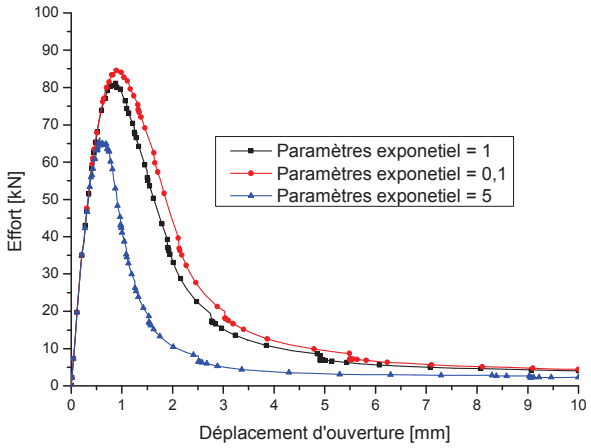


Figure 4-19 : Sensibilité au paramètre d'adoucissement exponentiel.

Enfin l'impact des critères en mode mixte ne seront pas présenté, les essais de rupture représentant ces modes n'ayant pas apportés de résultats concluants.

Les essais de rupture ayant montrés majoritairement un mode de rupture fragile, la fissuration peut être traitée de manière élastique et donc un raisonnement en contrainte du critère est plus adapté. Le critère MAXPS est donc choisi de par sa simplicité et son principe. L'évolution d'endommagement sera représentée par l'énergie de rupture, ce paramètre gardant un sens plus physique que le déplacement.

Mise en place d'un modèle numérique de l'essai

Comme expliqué précédemment, la méthode des éléments finis enrichis est déjà implémentée dans le code Abaqus. La mise en données s'effectue donc aisément. La première étape est de représenter la singularité, appelée « Seam » dans le code.

La propagation de fissure peut être désactivée afin de se concentrer sur l'impact propre de la morphologie des anomalies.

Différentes conditions de contact entre les lèvres de la fissure peuvent être définies [ELG06]. Dans notre cas, seule la non-pénétration des lèvres est prise en compte, aucun frottement n'est considéré (rupture par ouverture).

Les essais étant isothermes de par la faible vitesse de chauffe et le temps de maintien important. Les simulations sont menées en tenant compte uniquement du chargement mécanique quasi-statique.

Le modèle est réalisé en 3D et en 2D en tenant compte d'une condition de déformation plane au centre de l'éprouvette (Figure 4-20). La géométrie des éprouvettes est fidèlement représentée afin de relever avec précision les déplacements d'ouverture de fissure mesurés par l'extensomètre.

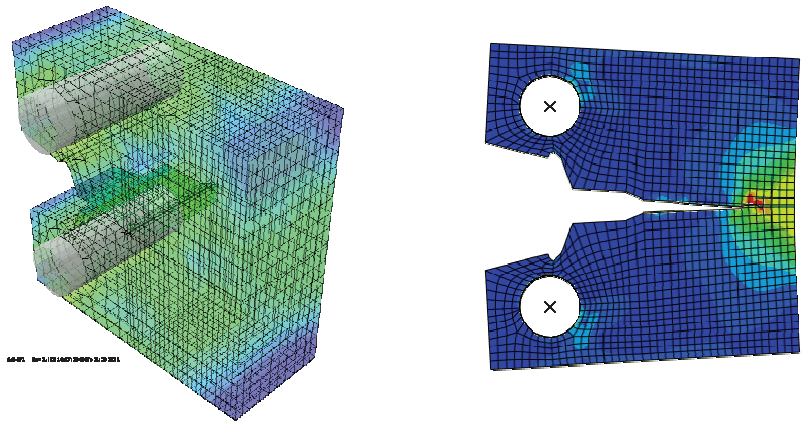


Figure 4-20 : Simulation numérique X-FeM, 3D et 2D de l'essai sur éprouvette CT.

Au niveau du maillage, les éléments pris en compte dans le code Abaqus avec enrichissement sont des éléments continus de 4 à 10 nœuds : CPE4 et CPS4 en 2D (déformation et contrainte plane) et C3D4 (tétraèdre avec fonction d'interpolation linéaire), C3D8 (parallélépipède avec fonction d'interpolation linéaire) et C3D10 (tétraèdre avec fonction d'interpolation quadratique) en 3D avec ou sans intégration réduite. Il est important d'enrichir uniquement les éléments « en contact » avec la singularité pour ne pas fortement augmenter le temps de calcul. Dans le code de calcul Abaqus, il est possible de définir un large domaine d'enrichissement dans lequel seuls les éléments impactés par la singularité seront enrichis au cours du calcul. La taille de maille est, le paramètre le plus important dans la corrélation entre simulation numérique et essais expérimentaux pour l'identification d'un critère. C'est essentiellement les dimensions des éléments rompus qui conditionne la précision des résultats, les critères étant évalués aux points d'intégration.

Des simulations numériques sur le modèle 2D avec différentes dimensions d'éléments finis ont été menés afin d'identifier une taille optimale (Figure 4-21). D'après les résultats, le choix s'est porté sur une taille d'éléments de 1.5mm, les résultats étant similaires à ceux obtenus avec des éléments de 2mm en terme d'effort, mais la propagation est plus fidèlement représentée. Ce choix représente un bon compromis entre précision des résultats et convergence du calcul.

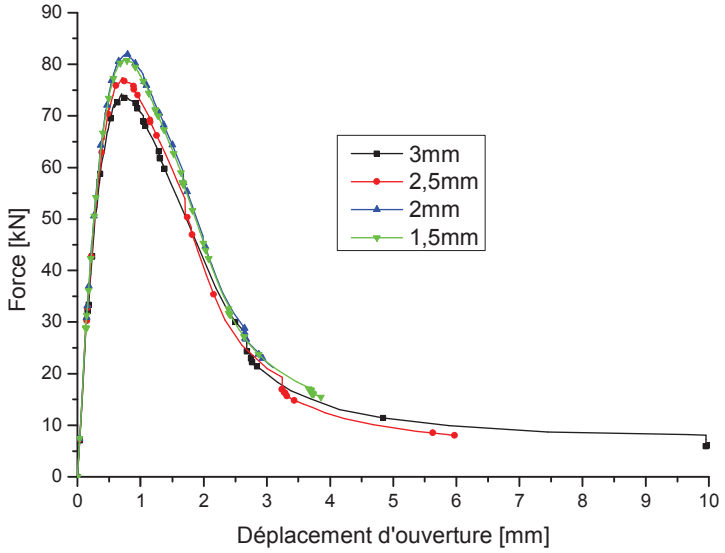


Figure 4-21 : Impact de la taille de maille sur la réponse en effort fonction du déplacement d'ouverture mesuré par l'extensomètre.

Résultats 24CrMo4 en mode I

Les différents critères disponibles ont été présentés précédemment, le critère MAXPS a été retenu en raison de sa simplicité et de son adéquation aux conditions de rupture. En effet, la rupture étant de type fragile à ces températures, un critère en contraintes est mieux adapté. La caractérisation de l'évolution d'endommagement est également nécessaire à la définition du critère, il a été choisi de raisonner en énergie de rupture G_f, cette grandeur ayant un plus grand sens physique. Deux paramètres sont donc nécessaires à la définition du critère.

La valeur de contrainte utilisée comme critère initial à la corrélation entre les essais de rupture et la simulation numérique est calculée à partir du critère énergétique de Griffith, σ_f. La valeur de contrainte sera ensuite ajustée numériquement afin d'obtenir une valeur d'effort maximale équivalente à celle des essais CT. L'énergie de rupture (G_f) est calculée à partir des courbes effort-déplacement expérimentales et de la mesure de propagation (figure 4-22).

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{E G_{1C}}{\pi a}}$$

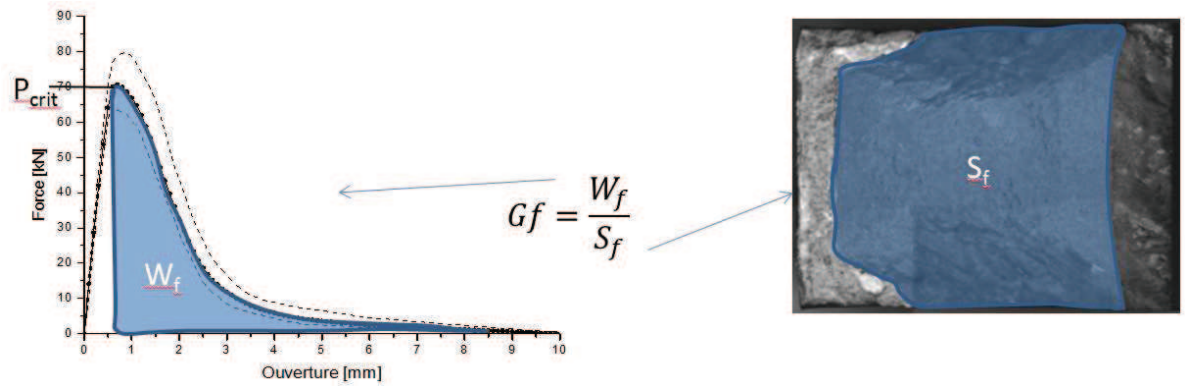


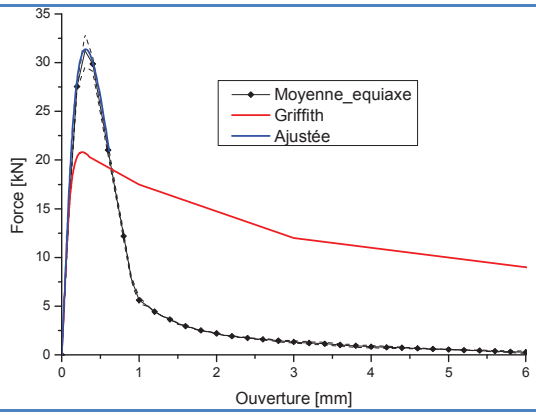
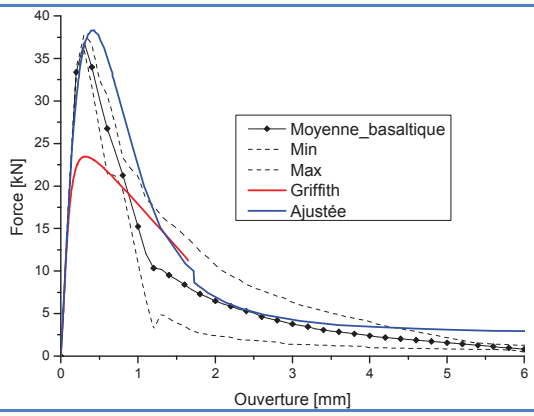
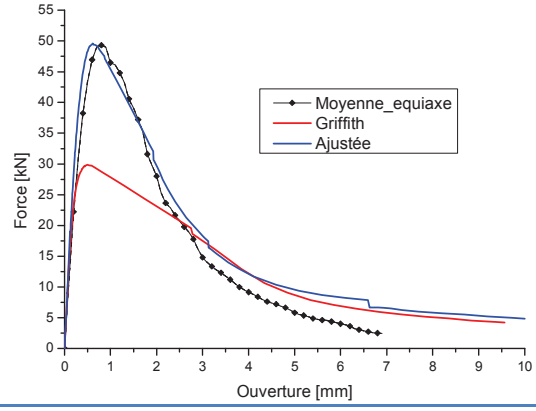
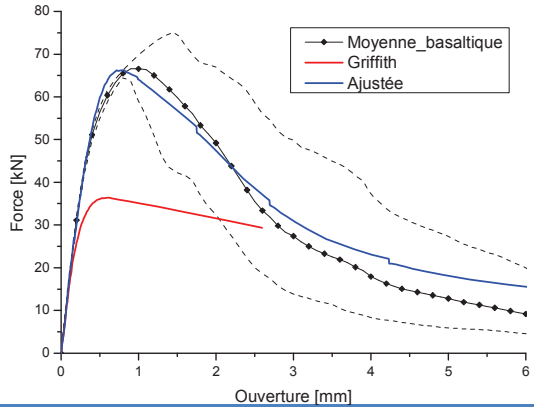
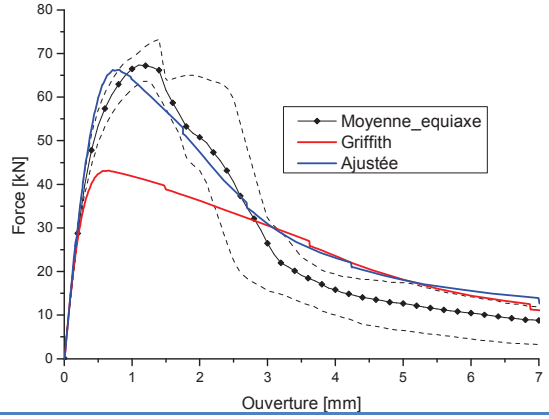
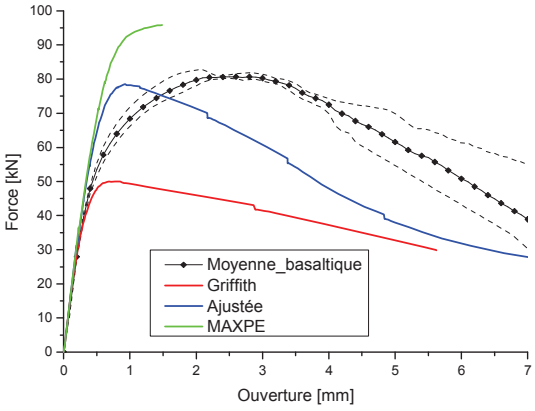
Figure 4-22 : Formule de la contrainte de rupture suivant Griffith (σ_f) et méthode de calcul de l'énergie de rupture (G_f).

Les résultats sont regroupés dans le tableau 4-4. La valeur de contrainte σ_f sous-estime bien entendu la valeur du critère. La corrélation est satisfaisante pour les essais à basse température avec la valeur du critère ajustée. La qualité de représentation chute en revanche progressivement avec l'élévation de température et donc l'apparition de plasticité.

Pour l'essai à 400°C sur les échantillons prélevés en zone basaltique, la plasticité est très importante et le critère en contrainte mal adapté. Dans ce cas, la simulation a été faite avec un critère en déformation (MAXPE) plus adapté. Les résultats obtenus (tableau 4-4) sont décevants, avec une surestimation importante du niveau d'effort et des difficultés de convergence importantes.

La surestimation de l'effort étant probablement provoquée par la taille de maillage utilisée et les problèmes de convergence liés aux principes de la X-FeM. L'utilisation de ce critère nécessite de nombreuses investigations pour être efficace. Il ne sera donc pas développé d'avantage, la plasticité n'apparaissant que sur quelques essais.

Tableau 4-4 : Confrontation du critère avec les résultats expérimentaux sur le 24CrMo4.

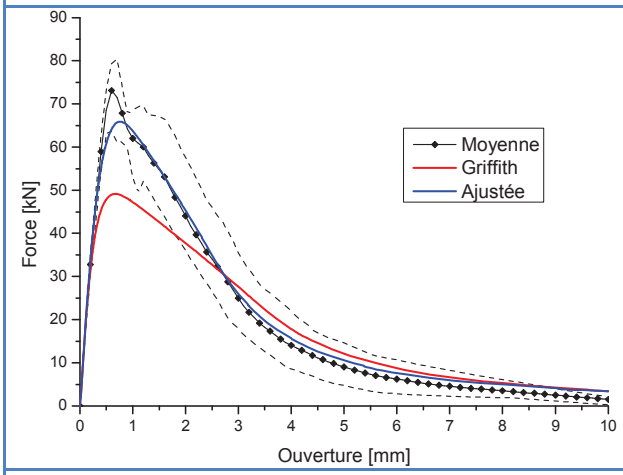
Equiaxe	Basaltique
20°C	
	
200°C	
	
400°C	
	

Résultats 13%Cr : en mode I

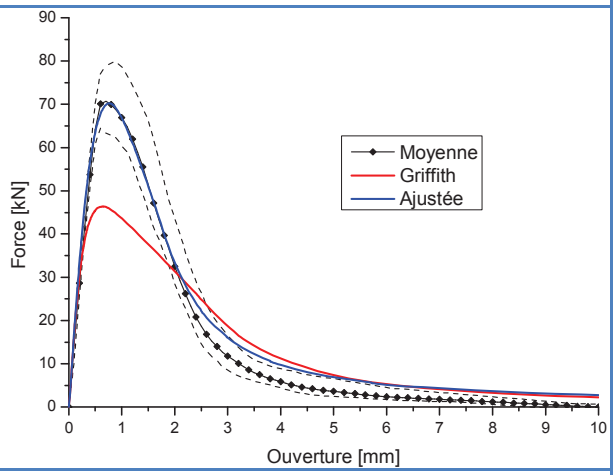
La méthode d'identification des paramètres du critère choisit est identique, les résultats sont regroupés dans le tableau 4-5. De par la non-apparition de plasticité lors des essais, la corrélation est extrêmement bonne comparée aux essais sur le 24CrMo4.

Tableau 4-5 : Confrontation du critère avec les résultats expérimentaux sur le 13%Cr.

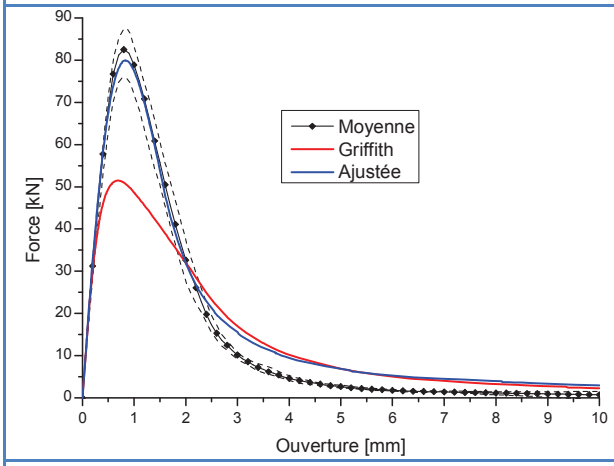
20°C



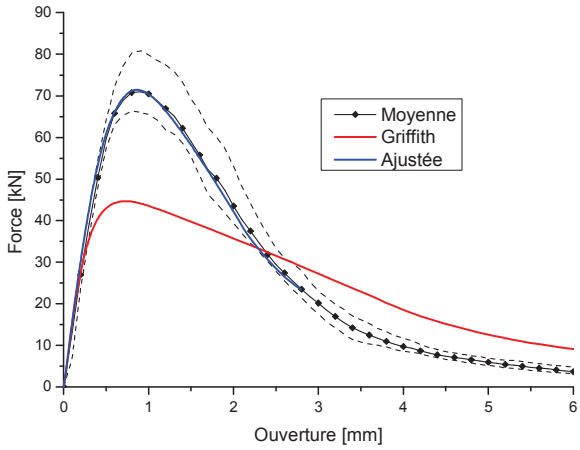
100°C



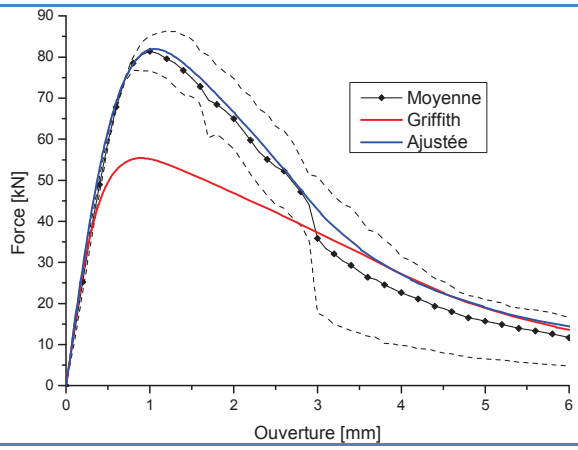
200°C



300°C



400°C



Bilan

La corrélation des essais de rupture avec les simulations numériques nécessaire à l'identification du critère a été présentée dans cette partie. La mise en donnée des modèles numériques 2D et 3D représentant l'essai a été exposée en tenant compte de la dépendance au maillage des simulations.

Le caractère quasi exclusivement élastique de la rupture des nuances étudiées mène à l'utilisation d'un critère type MAXPS.

La représentation de l'évolution d'endommagement repose sur une loi cohésive avec un raisonnement en énergie de rupture. Cette énergie est calculée à partir du travail obtenu (courbes effort-déplacement) et de l'évolution de la surface de propagation. Cette démarche apporte des résultats très prometteurs avec une corrélation quasi-parfaite pour les essais menés sur le 13%Cr. Avec l'apparition de plasticité, les essais en température sur la nuance 24CrMo4 sont en revanche beaucoup plus difficiles à représenter. Pour ces essais la valeur de Gf identifiée semble correcte malgré la difficulté à dissocier l'énergie de rupture et l'énergie de déformation [TUR90]. La différence de résultats constatée est imputée à l'inaptitude du critère pour décrire le régime élastoplastique de la propagation de fissure.

Il est à noter que des résultats similaires peuvent être obtenus avec un raisonnement en déplacement d'ouverture, ces deux raisonnements étant aisément transposables l'un vers l'autre.

Les valeurs de G_f et σ_f sont regroupés dans le tableau 4-6, elles seront utilisées dans les modèles de chauffe développés en chapitre 2. Ces valeurs ont en effet l'avantage de pouvoir être directement utilisées dans les simulations.

Tableau 4-6 : Valeur des paramètres du critère de rupture utilisé.

Température	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C
24CrMo4 zone équiaxes					
σ_f de Griffith (MPa)	164	--	241	--	351
σ_f ajustée (MPa)	275	--	435	--	620
G_f (N/mm)	44	--	218	--	365
24CrMo4 zone basaltique					
σ_f de Griffith (MPa)	181	--	291	--	412
σ_f ajustée (MPa)	340	--	620	--	750
G_f (N/mm)	83	--	356	--	708
Inoxydable 13%Cr					
σ_f de Griffith (MPa)	381	365	413	344	434
σ_f ajustée (MPa)	540	610	740	615	690
G_f (N/mm)	346	262	252	284	480

4-3 Résultats sur le modèle du cycle de chauffe.

Mise en données.

La mise en données est similaire à celle du modèle de l'essai CT, seule la nécessité de prise en compte des évolutions de température est différente. L'impact du gradient thermique se modélise en deux étapes. Tout d'abord le modèle élément finis classique est utilisé pour calculer les champs thermiques. Ces champs thermiques sont ensuite injectés dans le nouveau modèle X-FeM à l'aide de

champs prédéfinis. Un des avantages de cette méthode est qu'il n'est pas nécessaire d'avoir le même maillage pour la reproduction des champs de températures. On peut voir figure 4-23 qu'il n'y aucune différence de résultats notable entre le modèle thermomécanique (couplés) et le modèle X-FeM (découplés).

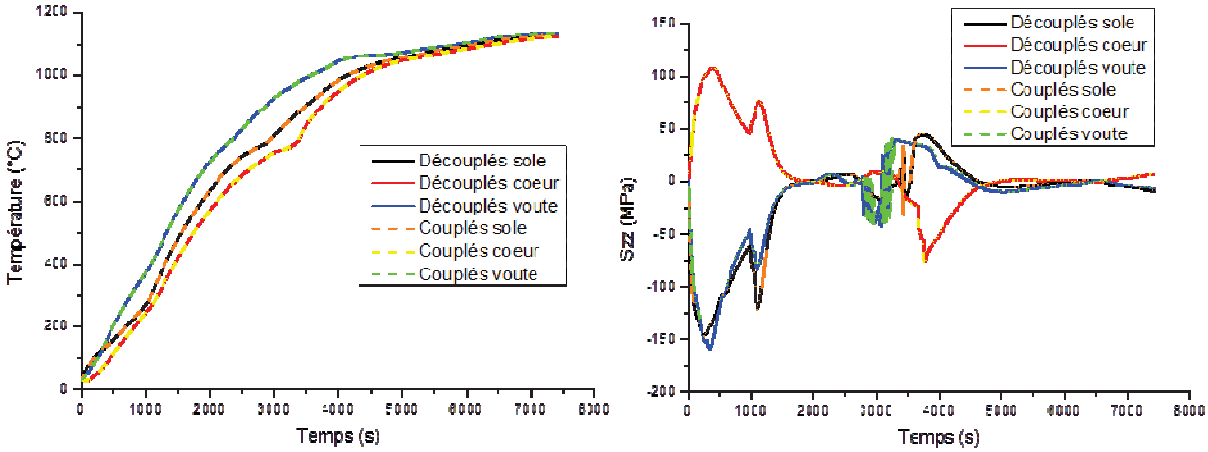


Figure 4-23 : Résultat thermique et mécanique des modèles thermomécaniques et X-FeM, mesures relevées aux points #1, #2 et #4.

Vérification de la fiabilité de la X-FeM au cycle de chauffe.

Une singularité est représentée dans un modèle thermomécanique classique afin de vérifier que le taux de déformation lors de la chauffe reste faible. Cette singularité est bornée par des éléments avec interpolation du second ordre pour plus de représentativité. La figure 4-24 présente le modèle éléments finis ainsi que la singularité.

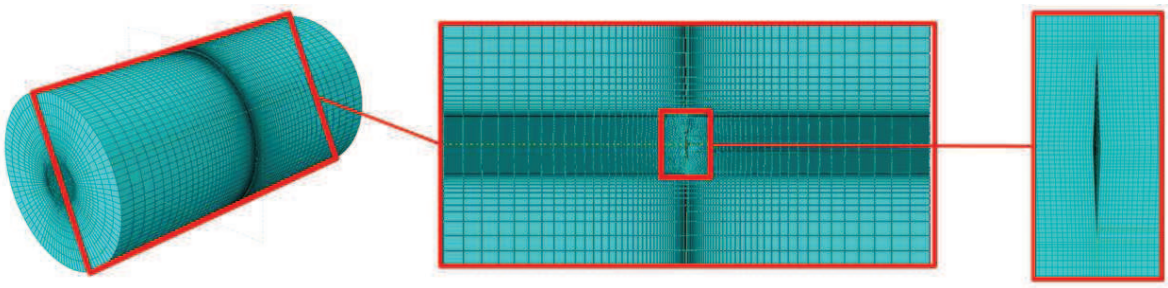


Figure 4-24 : Modèle éléments finis avec modélisation d'une singularité sous forme d'une fissure radiale (300000 éléments).

Ce modèle montre qu'en fin de cycle, la déformation plastique équivalente maximale engendrée par la chauffe est inférieure à 0,04, pour les éléments en front de fissure. Cette valeur maximale correspond au point de transformation (environ 750°C). Le cycle de chauffe n'étant qu'un procédé purement thermique, il était attendu que la déformation plastique soit faible.

A partir des examens métallurgiques présentés en chapitre 2, différentes anomalies ont été identifiées : Des fissures (axiales, radiales, en réseaux et sous cutanées) et des porosités. Ces anomalies sont représentées dans le tableau 4-7. Les dimensions, orientations et densités de ces anomalies ont été déterminées. Le tableau 4-7 montre la modélisation X-FeM de ces anomalies pour une billette Ø220mm. Dans le cas des fissures, plusieurs orientations ont été simulées indépendamment du nombre de singularités. Pour les fissures radiales cela revient à modéliser des criques en V, défaut également rencontré lors de l'analyse de la santé axiale.

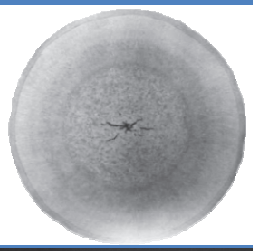
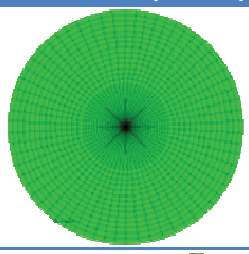
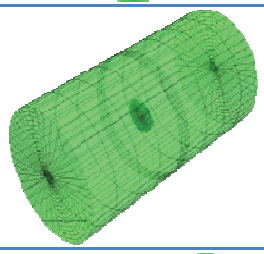
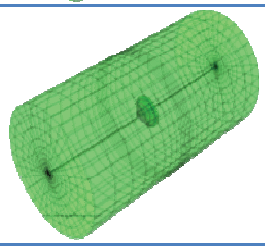
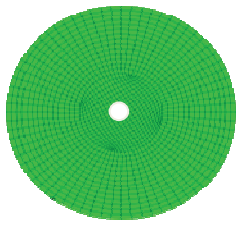
Anomalies	Réelles	Modélisées (X-FeM)
Fissure Axiale		
Fissure Radiale		
Fissure en V		
Porosité		

Tableau 4-7 : Modélisation en X-FeM pour une billette de ø220mm, des anomalies métallurgiques identifiées lors de l'analyse de santé axiale.

Les examens ont montré des réseaux de fissures axiales formant une étoile (tableau 4-7). Les simulations ont donc été réalisées avec un nombre de fissures variant de 1 à 8. La comparaison a été réalisée sur deux dimensions de billette : ø220mm et ø406mm pour voir l'influence de cette dimension.

Il a été choisi de simuler le réseau de porosités par un trou central de différentes dimensions selon la zone impactée. D'un point de vue industriel, des perçages à cœur des billettes sont réalisées de façon à améliorer la santé axiale. Les simulations envisagées pourront selon le diamètre du trou central correspondre à cet usinage.

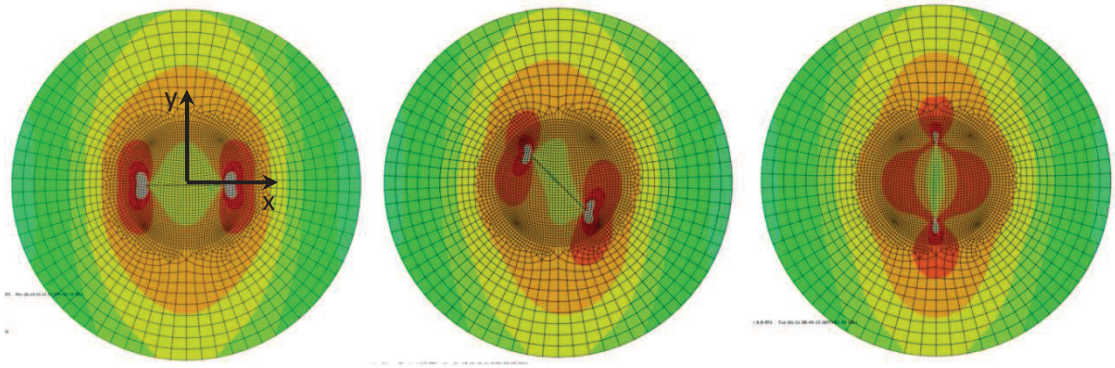
Les tailles de défauts pris en compte correspondant aux indices existants au VRA présentés en début de chapitre 2. Un indice de 0 correspond à une santé axiale parfaite, un indice de 5 correspond à une taille défaut supérieure ou égale à 50mm.

Résultats sans propagation.

Les résultats associés aux simulations du cycle de chauffe seront présentés en deux étapes : La première étape sans propagation permettant ainsi de conclure quant à la nocivité propre des anomalies identifiées en chapitre 2 en termes d'augmentation de contrainte. La seconde étape réalisée avec propagation en ajoutant le critère identifié (tableau 4-6) caractérisant l'impact des courbes de chauffe. A partir de leur impact, les courbes de chauffe pourront être optimisées.

L'impact des anomalies métallurgiques se mesure à partir de l'augmentation des contraintes principales sur un cycle identique par rapport à une billette considérée parfaite. Il suffit donc de comparer les contraintes principales du modèle thermomécanique avec ces nouvelles simulations X-FeM. L'impact des anomalies est similaire pour les deux dimensions de billette pris en compte (facteur d'augmentation identique).

Les premières simulations d'anomalies métallurgiques traitent **des fissures axiales**. Nous nous sommes intéressés tout d'abord à l'impact de leurs longueurs et de leur orientation. Seule l'influence sur les contraintes principales dans le repère global de la billette S_{11} et S_{22} est représenté (figure 4-26), l'impact sur la contrainte longitudinale est négligeable, cette contrainte étant dans le plan de la fissure. Une fissure simulée avec un angle de 0° correspond à un plan de fissuration horizontal lors de la chauffe (figure 4-25).



a) b) c)

Figure 4-25 : Orientation des anomalies simulées : a) 0° horizontale, b) 45° et c) 90° verticale.

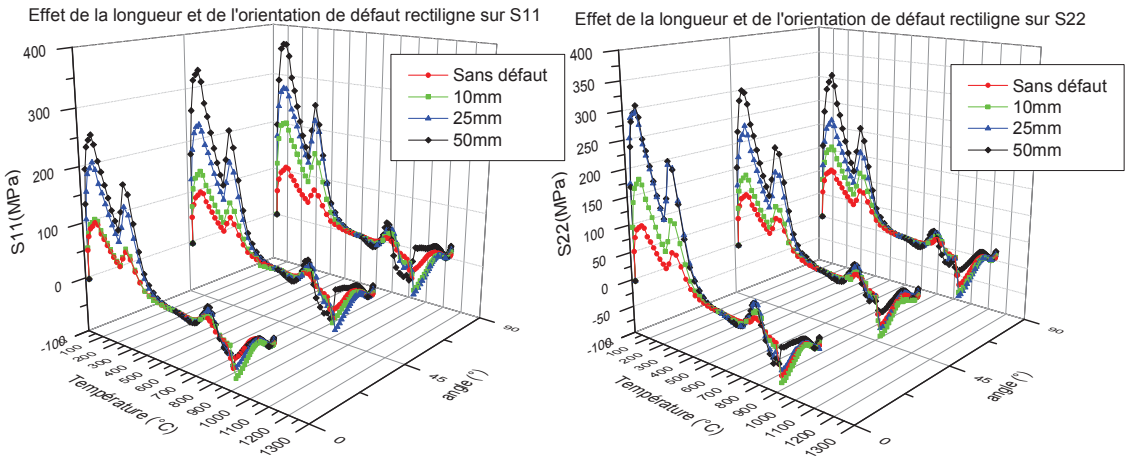


Figure 4-26 : Impact de l'orientation et de la longueur d'une anomalie métallurgique (fissure axiale) sur les contraintes principales.

On remarque tout de suite que plus une anomalie est importante plus la sollicitation mécanique est élevée. L'orientation de cette fissure est moins influente sur les niveaux de contraintes.

La suite de cette étude consiste à modéliser des réseaux de fissures, pour quantifier l'impact du nombre de singularités. Pour cela, les résultats de simulations avec deux fissures formant un « x » ou un « + » et d'une simulation avec quatre fissures formant une étoile ont été comparés aux résultats précédents (figure 4-27). Les valeurs de contraintes pour deux défauts représentent à la fois la configuration « x » et la configuration « + ».

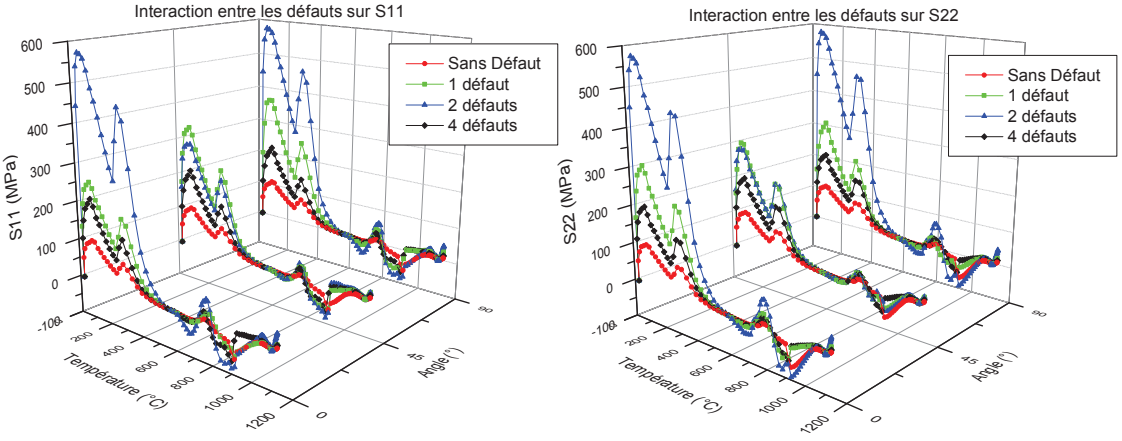


Figure 4-27 : Impact du nombre de fissures axiales sur l'augmentation des contraintes principales.

La figure 4-27 montre l'élévation de contraintes principales dans le repère global de la billette, il apparait que les fissures en configuration « + » n'ont pas le même impact que les fissures « x », ce qui est surprenant vis-à-vis de la géométrie d'une billette. En raisonnant dans un repère local au front de fissure, les résultats sont similaires. Deux tendances se distinguent : Il apparait une augmentation brutale de la contrainte lors de la présence de deux fissures puis au-delà de deux anomalies simulées, il apparait que ces fissures interagissent entres elles et que les contraintes sont plus homogènes dans la section.

La même démarche a été appliquée pour **les fissures radiales**. Le même constat est apporté sur l'influence de la taille de défaut (figure 4-29). Il est important de noter que les anomalies radiales entrainent une augmentation de la contrainte longitudinale, qui est déjà la contrainte la plus importante dans une billette sans défaut lors du cycle de chauffe.

D'un point de vue de l'orientation, les fissures parfaitement radiales sont les plus pénalisantes pour la contrainte longitudinale. On retrouve un résultat déjà constaté [SIH86], les anomalies positionnées radialement par rapport à la sollicitation sont les plus critiques.

Les fissures en V sont une variante des fissures radiales avec une orientation à 45° et l'impact de ces fissures est presque identique à celui des fissures radiales. Ces fissures en V sont plus représentatives des anomalies de coulée-continue rotative. Ce type de défaut a un impact non négligeable sur la répartition des contraintes de l'état de sollicitation.

Les simulations avec **un trou central** représentent le cas où la densité de porosités à cœur est importante. La présence de ce trou a elle aussi un effet négatif sur le comportement des billettes, cependant cet effet est nettement inférieur à celui des fissures. Ce résultat est cohérent avec la solution industrielle apportée par le VRA, lors d'une santé axiale très médiocre sur les billettes (porosité et fissure de grande dimension), un perçage central d'un diamètre suffisant pour effacer les anomalies est réalisé.

Résultats avec propagation.

La visualisation de la propagation s'effectue par l'ajout des valeurs du critère identifié dans le modèle du cycle de chauffe (tableau 4-6). Pour une simulation pertinente au niveau de la propagation, il a été choisi de simuler uniquement les billettes composées de fissures parfaitement radiales. Ce choix est établi à partir de la figure 4-28 montrant l'impact de chaque type de défaut en fonction de leur dimension. Le facteur d'augmentation de contrainte correspond au ratio entre les valeurs de contrainte d'ouverture à la frontière des anomalies et les valeurs de contrainte d'une billette parfaite. La fissure parfaitement radiale apporte pour chaque dimension, la plus grande augmentation de contrainte lors d'un cycle de chauffe.

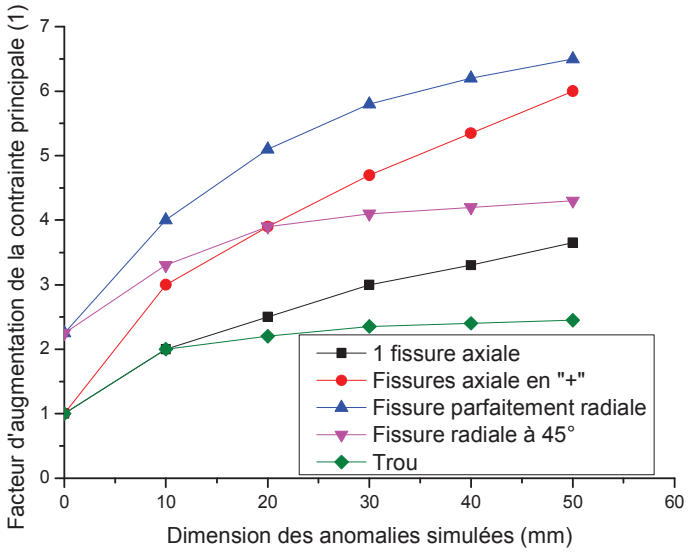


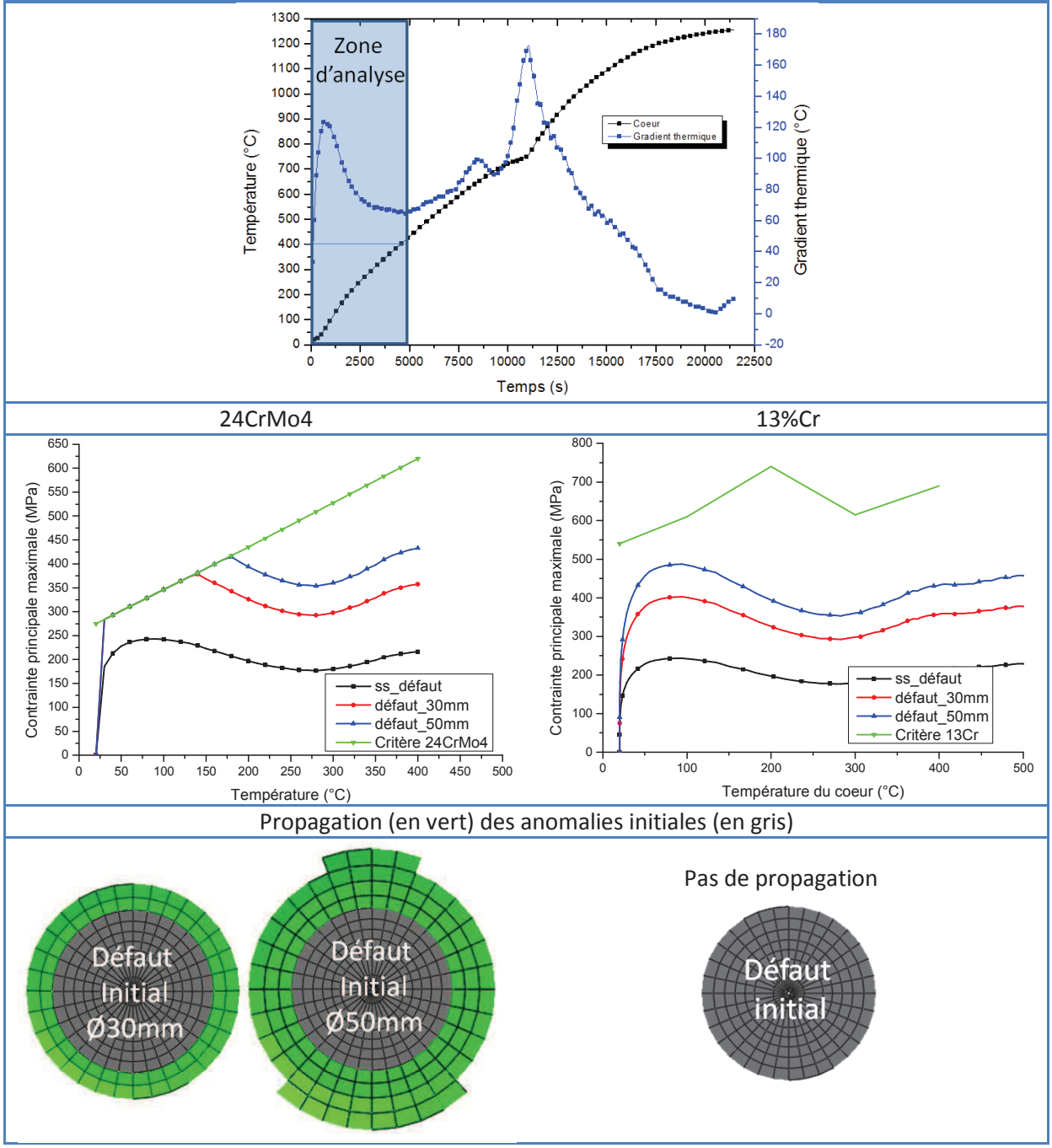
Figure 4-28 : Bilan de l'impact des défauts sur les contraintes cylindriques principales.

Le critère étant identifié à partir d'essais réalisés de 20 à 400°C, les conclusions sur la propagation des défauts ne seront établies que sur cette plage de température. Cette limitation n'étant pas très contraignante pour le 24CrMo4, cette nuance étant ductile à ces températures et le procédé de chauffe n'entrainant pas de plasticité, la billette ne peut plus être endommagée.

Les résultats seront issus des courbes de chauffes théoriques établies par le centre de recherche, ces courbes ayant un sens industriel. Les courbes représentant la sollicitation à cœur et la propagation des fissures radiales sont données en figure 4-29.

Ces simulations sont menées sur les deux nuances caractérisées à la rupture, et pour trois santés axiales : Une considérée parfaite, une composée d'une fissure radiale Ø30mm et une composée d'une fissure radiale Ø50mm.

Figure 4-29 : Propagation de fissure lors du cycle de chauffe théorique sur une billette Ø370mm.



Il apparait que ces deux nuances ont un comportement sensiblement différent à la chauffe (figure 4-29). Le 24CrMo4 présente des risques dès qu'un défaut radial est identifié, les anomalies de faible diamètre ne se propageant que très peu. Le 13%Cr lui ne présente aucune propagation et ce quelle que soit la taille et le type d'anomalies présentes.

La courbe de chauffe du 13%Cr semble être améliorable mais cette optimisation est risquée avec une augmentation de la sollicitation au-delà de cette plage de température (figure 4-30). Il semble, en revanche impossible en s'appuyant sur l'étude de sensibilité à la vitesse de chauffe (figure 2-25) présentée en chapitre 2, d'ajuster la courbe de chauffe pour que le critère de rupture du 24CrMo4 ne soit plus atteint. Le niveau global de la contrainte étant principalement causé par le choc thermique de l'enfournement.

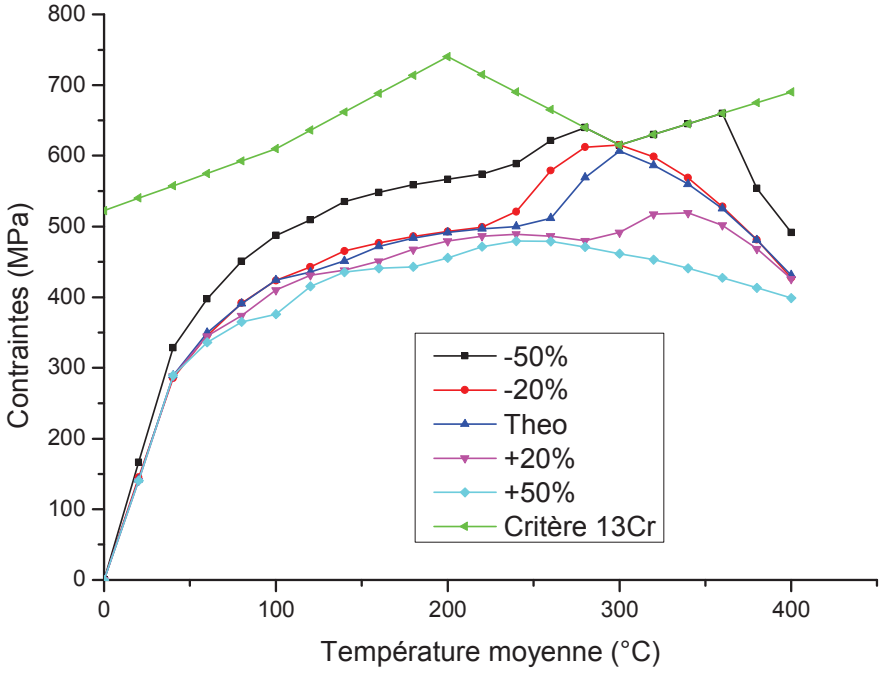


Figure 4-30 : influence de la vitesse de chauffe sur le risque de propagation. -50% représente la diminution du temps de traitement et donc l'augmentation de la cadence de fabrication.

La deuxième étude de sensibilité traitant de l'influence du diamètre des billettes a montré qu'une barre de plus grande dimension est plus résistante à la vitesse de chauffe avec des niveaux de contraintes plus faible malgré un gradient thermique identique (figure 2-25). Ces billettes de grande dimension sont en revanche plus sensibles au choc thermique dû à l'enfournement, avec une augmentation importante de la sollicitation mécanique lors des premiers instants du cycle de chauffe pouvant facilement entrainer la propagation d'anomalies.

A partir de ces résultats, il semble nécessaire de s'intéresser également au choc thermique causé directement par l'enfournement, et donc de s'intéresser à l'influence de la température d'enfournement des billettes. Une simulation a été réalisée avec une température initiale de 100°C. Les résultats figure 4-31, montrent bien la diminution de la sollicitation engendrée par la chauffe.

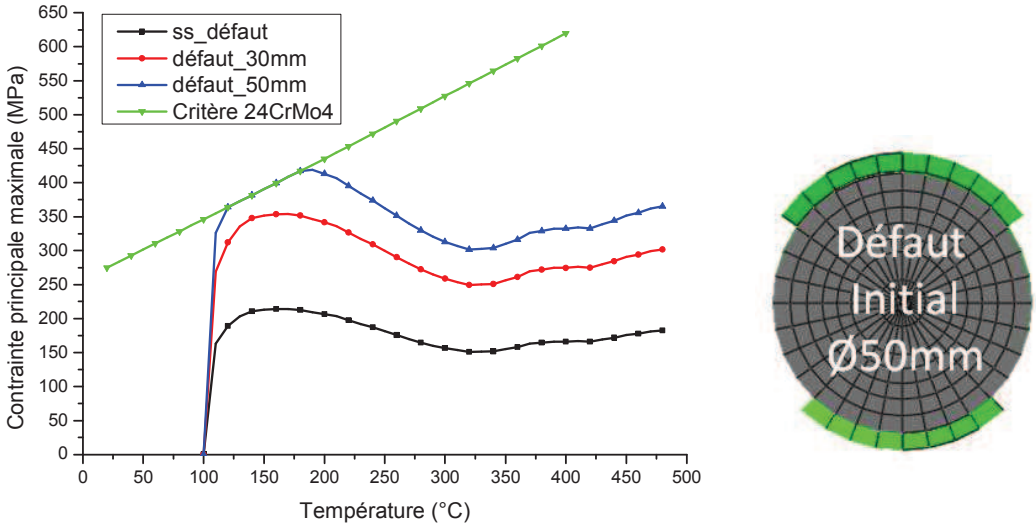


Figure 4-31: Sollicitation mécanique et propagation de défauts d'une billette en 24CrMo4 préchauffées à 100°C subissant un cycle thermique théorique.

Cette diminution de sollicitation expose bien l'intérêt de préchauffer les billettes. Les fours de préchauffage sont donc une excellente solution pour réduire la défectologie associée au choc thermique.

4-4 Conclusions.

Ce chapitre est consacré à l'optimisation des courbes de chauffe à partir du comportement à rupture des billettes et à la prise en compte des anomalies métallurgiques présentées dans les deux précédents chapitres. C'est ainsi qu'un état de l'art traitant de la prise en compte numérique de ces singularités a été présenté en première partie.

Les différentes méthodes ont été regroupées dans trois catégories et leurs avantages et inconvénients ont été présentés. Les inconvénients majeurs de ces méthodes sont : La nécessité de connaitre préalablement le trajet de fissuration et le manque de représentativité pour les méthodes associées à la méthode des éléments finis ; La relative complexité de mise en œuvre pour les méthodes dites Non-MeF et l'incapacité à représenter des fissures branchées ou d'échelles différentes à celle du domaine de fissuration pour les méthodes utilisant le concept de partition de l'unité.

La méthode des éléments finis enrichis ou étendus (X-FeM) associée au concept de partition de l'unité a été choisie dans le cadre de cette étude. Cette méthode est reconnue par la communauté scientifique pour son efficacité et sa facilité de mise en œuvre.

Le formalisme de base de cette méthode a été présenté permettant ainsi de mieux se rendre compte des modalités de modélisation à adopter. Il est notamment important d'éviter de rapprocher le front de fissure des nœuds des éléments dans un souci de convergence. De même le type d'enrichissement (topologique ou géométrique) a son importance ainsi que, dans le cas de fissures débouchantes, la singularité qui doit être représentée au-delà des limites du domaine pour une visualisation correcte.

Les thèmes de recherche actuels visant à améliorer cette méthode ont été exposés, ils consistent pour la plupart à coupler les phénomènes physiques comme l'initiation de fissure par endommagement et la propagation par X-FeM ou encore les phénomènes d'échelles par la prise en compte de la microstructure.

Un critère de rupture a été identifié en deuxième partie, il est issu des essais de rupture sur les échantillons CT25 et défini à l'aide de la méthode des éléments finis enrichis. L'utilisation de cette méthode pour la définition du critère permet une utilisation aisée dans les modèles du cycle de chauffe.

Les différents critères disponibles dans le code de calcul ont été décrits et des simulations numériques tests ont été effectuées. Il a été vérifié que les critères en contraintes sont mieux adaptés à la rupture élastique, alors que les critères en déformation sont applicables uniquement en élasto-plastique. L'influence de plusieurs paramètres sur les résultats selon les critères adoptés a également été exposée, permettant d'avoir une première idée sur le type de critère de rupture à identifier.

La mise en données du modèle a été présentée, avec notamment la dépendance au maillage des résultats. La précision du calcul en 2D et les difficultés de convergence du modèle 3D dû aux effets de bord ont conduit à majoritairement réaliser les simulations numériques en 2D.

Un critère type MAXPS avec une évolution énergétique a été identifié à chaque température, apportant des résultats très prometteurs pour un comportement fragile de l'alliage. La valeur de contrainte est définie numériquement et l'énergie de rupture est calculée à partir des résultats d'essais (faciès de rupture et courbe effort-déplacement).

La mise en place du modèle élément finis enrichis du cycle de réchauffage a été ensuite présentée, elle est similaire à la simulation de l'essai CT sauf au niveau de la prise en compte de la température. La limitation la plus contraignante pour notre étude est en effet l'incapacité de la X-FeM à traiter des problèmes thermomécaniques couplés. Des modèles purement thermiques ont donc été utilisés et les champs de température calculés ont été injectés dans les modèles X-FeM. Il a été montré que ce découplage entre température et contrainte n'entraine aucune différence de résultats.

L'utilisation de la X-FeM est conditionnée par une propagation de fissure avec des taux de plasticité faibles. Les modélisations montrent que les niveaux de plasticité en fin de réchauffage sont inférieur à 5% dans les conditions de chauffe les plus sévères, confortant ainsi l'usage de la X-FeM pour notre application.

Une comparaison FeM/X-FeM a été réalisé, il apparait que pour des résultats identiques, le temps de calcul est divisé par 10 pour le modèle X-FeM (FeM : ≈300000 éléments et ≈50h de temps de calcul, X-FeM : ≈25000 éléments et ≈4.5h de temps de calcul).

Des modélisations X-FeM des différentes anomalies répertoriées en début de chapitre 2 ont été présentées. Les tailles, orientations et densités d'anomalies ont été simulées et analysées.

Les résultats de ces simulations sont présentés, tout d'abord sans propagation, l'impact de ces anomalies se caractérisant par le facteur d'augmentation de contraintes principales, c'est-à-dire le rapport entre la valeur de contrainte avec la présence d'un défaut et la valeur de cette même contrainte sur une billette parfaite.

Il apparait que, indépendamment du type d'anomalies, plus la taille est importante plus elle a un impact négatif sur le comportement de la billette à la chauffe. Un concept de taille de défaut critique peut être donc pris en compte dans l'optimisation des courbes de chauffes. Les indices de 0 à 5 du VRA représentent une base de départ intéressante dans ce contexte.

Le rapport d'augmentation de contraintes principales est en revanche équivalent pour des diamètres de billettes différents. L'élévation de contrainte causée par la taille des anomalies peut donc être considérée identique suivant le diamètre des billettes.

Au niveau de l'influence de la densité des singularités représentées, il est important de considérer deux cas. Le premier où les anomalies sont proches mais pas directement en contact, il apparait que plus le nombre de défaut est important plus ils interagissent entre eux et l'augmentation maximale de contrainte diminue, ce qui induit un effet positif de la densité d'anomalies. En revanche dans le cas où les défauts s'entre coupent (fissure en « + » ou en « x »), la présence d'un second défaut permet une plus grande facilité d'ouverture du premier défaut et provoque ainsi une augmentation plus importante des contraintes principales.

Les simulations ont confirmé que plus un défaut de type fissure est orienté radialement par rapport au gradient thermique, plus il est critique.

La présence d'un réseau de porosité localisé au cœur de la billette représente l'anomalie la moins pénalisante en termes d'augmentation de contraintes. Il apparait que la réalisation d'un trou par usinage pratiqué industriellement soit une bonne solution pour réduire l'impact des défauts.

L'impact des principales anomalies étant maintenant connu, ce sont uniquement les défauts du type fissures parfaitement radiales qui sont considérées pour les simulations numérique avec propagation, ce type d'anomalies étant le plus critique. La visualisation de la propagation se fait à l'aide du critère identifié en deuxième partie de ce chapitre.

Les simulations menées ont montré qu'à cycle thermique équivalent, les billettes en 24CrMo4 ont plus de risque de s'endommager, cette dégradation ayant lieu au tout premier instant de la chauffe, causée par le choc thermique lié à l'enfournement. L'évolution des fissures radiales lors de ces cycles est en revanche faible avec une propagation de quelques millimètres.

Les billettes en 13%Cr ne présentent aucun risque de fissuration avec cette courbe de chauffe, il est néanmoins important de caractériser cette nuance sur une plus grande plage de températures avant d'ajuster la vitesse de chauffe. L'élévation de température n'a pas d'effet positif sur le comportement de ces billettes au chauffage.

L'impact du choc thermique ayant été souligné par ces résultats, une simulation a été réalisée avec une température d'enfournement de billette de 100°C. Elle a montré que cette préchauffe agit positivement sur la sollicitation de la billette lors de la chauffe, venant confirmer l'intérêt d'une mise en place d'un four de préchauffage.

Références bibliographiques

[ALB04] : Albuquerque, E. L., Sollero, P., & Aliabadi, M. H. (2004). Dual boundary element method for anisotropic dynamic fracture mechanics. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *59*(9), 1187-1205.

[BEL96] : Belytschko, T., Krongauz, Y., Organ, D., Fleming, M., & Krysl, P. (1996). Meshless methods: an overview and recent developments. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, *139*(1), 3-47.

[BEL99] : Belytschko, T., & Black, T. (1999). Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *International journal for numerical methods in engineering*, *45*(5), 601-620.

[BEN96] : Benzeggagh, M. L., & Kenane, M. (1996). Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology*, *56*(4), 439-449.

[BER12] : Bernard, P. E., Moës, N., & Chevaugeon, N. (2012). Damage growth modeling using the Thick Level Set (TLS) approach: Efficient discretization for quasi-static loadings. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, *233*, 11-27.

[BOR06] : Borst, R. D., Remmers, J. J., & Needleman, A. (2006). Mesh-independent discrete numerical representations of cohesive-zone models. *Engineering fracture mechanics*, *73*(2), 160-177.

[BUE06] : Buehler, M. J., & Gao, H. (2006). Dynamical fracture instabilities due to local hyperelasticity at crack tips. *Nature*, *439*(7074), 307-310.

[CAR00] : CARIN, Yann Tamim. *Modélisation de la propagation dynamique de fissure*. 2000. Thèse de doctorat de l'école nationale des ponts et chaussées.

[CHE03] : Chessa, J., Wang, H., & Belytschko, T. (2003). On the construction of blending elements for local partition of unity enriched finite elements. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *57*(7), 1015-1038.

[DOL99] : Dolbow, J. O. H. N., & Belytschko, T. (1999). A finite element method for crack growth without remeshing. *Int. J. Numer. Meth. Engng*, *46*, 131-150.

[DUF04] : Duflot, M. (2004). Application des méthodes sans maillage en mécanique de la rupture. *These présentée pour l'obtension du grade de Docteur en Sciences Applquées*.

[ELG06] : ELGUEDJ, Thomas. *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*. 2006. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.

[GRA02] : Gravouil, A., Moës, N., & Belytschko, T. (2002). Non-planar 3D crack growth by the extended finite element and level sets—Part II: Level set update. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *53*(11), 2569-2586.

[GUI05] : Guidault, P. A. (2005). *Une stratégie de calcul pour les structures fissurées: Analyse locale-globale et approche multiéchelle pour la fissuration* (Doctoral dissertation, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan).

[KRY99] : Krysl, P., & Belytschko, T. (1999). The Element Free Galerkin method for dynamic propagation of arbitrary 3-D cracks. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *44*(6), 767-80.

[MEL97] : J.M. Melenk, I. Babuška, The partition of unity finite element method: Basic theory and applications, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume 139, Issues 1–4, 15 December 1997, Pages 289-314.

[MOE11] : Moes, N., Stolz, C., Bernard, P. E., & Chevaugeon, N. (2011). A level set based model for damage growth: the thick level set approach. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *86*(3), 358-380.

[NIS01] : Nishioka, T., Tokudome, H., & Kinoshita, M. (2001). Dynamic fracture-path prediction in impact fracture phenomena using moving finite element method based on Delaunay automatic mesh generation. *International Journal of Solids and Structures*, *38*(30), 5273-5301.

[ORG96] : Organ, D. J. (1996). *Numerical solutions to dynamic fracture problems using the element-free Galerkin method* (Doctoral dissertation, Northwestern University).

[PIA64] : Pian, T. H. (1964). Derivation of element stiffness matrices by assumed stress distributions. *AIAA journal*, *2*(7), 1333-1336.

[REE02] : Reeder, J. R., Song, K., Chunchu, P., & Ambur, D. R. (2002, April). Postbukling and growth of delamination in composite plates subjected to axial compression. In *proceeding of the 43rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. Denver, AIAA-2002-1746*.

[RET05] : RÉTHORÉ, Julien. *Méthode éléments finis étendus en espace et en temps: application à la propagation dynamique des fissures*. 2005. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.

[SEE99] : Seelig, T., Gross, D., & Pothmann, K. (1999). Numerical simulation of a mixed-mode dynamic fracture experiment. *International journal of fracture*, *99*(4), 325-338.

[SIH86] : Sih, G. C., & Chen, C. K. (1986). Growth of crack caused by temperature gradients with change in surface insulation. *Theoretical and applied fracture mechanics*, *5*(2), 101-107.

[SIM03] : Simone, A., Wells, G. N., & Sluys, L. J. (2003). From continuous to discontinuous failure in a gradient-enhanced continuum damage model. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, *192*(41), 4581-4607.

[SON08] : Song, J. H., Wang, H., & Belytschko, T. (2008). A comparative study on finite element methods for dynamic fracture. *Computational Mechanics*, *42*(2), 239-250.

[STO01] : Stolarska, M., Chopp, D. L., Moës, N., & Belytschko, T. (2001). Modelling crack growth by level sets in the extended finite element method. *International journal for numerical methods in*

Engineering, *51*(8), 943-960.

[TAI86] : Tai, W. H., & Yang, B. X. (1986). A new microvoid-damage model for ductile fracture. *Engineering fracture mechanics*, *25*(3), 377-384.

[THE74] : Theocaris, P. S., & Gdoutos, E. E. (1974). The modified Dugdale-Barenblatt model adapted to various fracture configurations in metals. *International Journal of Fracture*, *10*(4), 549-564.

[TON73] : Tong, P., Pian, T. H. H., & Lasry, S. J. (1973). A hybrid-element approach to crack problems in plane elasticity. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *7*(3), 297-308.

[XU94] : Xu, X. P., & Needleman, A. (1994). Numerical simulations of fast crack growth in brittle solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *42*(9), 1397-1434.

[ZHO04] : Zhou, F., & Molinari, J. F. (2004). Dynamic crack propagation with cohesive elements: a methodology to address mesh dependency. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *59*(1), 1-24.

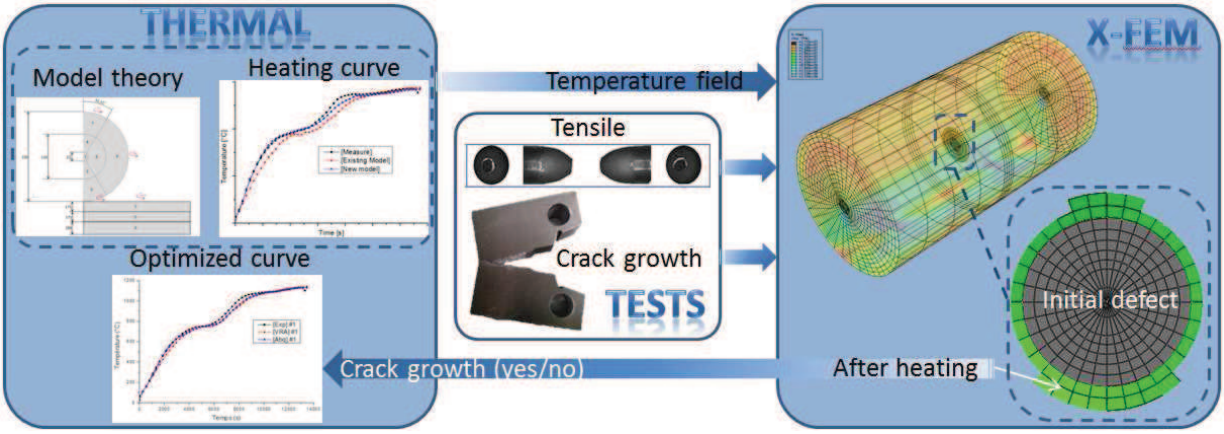
[ZI03] : Zi, G., & Belytschko, T. (2003). New crack-tip elements for XFEM and applications to cohesive cracks. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, *57*(15), 2221-2240.

[ZIE91] : Zienkiewicz, O. C., & Taylor, R. L. (1991), *The finite element method* (Vol. 1 & Vol. 2), McGraw Hill.

Chapitre 5 Conclusions & perspectives

5-1 Conclusions

5-2 Perspectives



5-1 Conclusions

Les travaux présentés dans ce mémoire concernent la sensibilité des billettes au gradient thermique causé par une étape de réchauffage. L'ensemble de la production du Groupe Vallourec a été présentée avec notamment les procédés considérés sensibles et la défectologie associée, c'est ainsi que la première hypothèse a été établie :

Les billettes issues du procédé de coulée continue sont composées d'un état métallurgique particulier comportant des anomalies et des phases spécifiques, c'est ainsi que le concept de santé axiale est introduit. Par la suite ces billettes subissent un gradient thermique induit par le cycle de chauffe. Ce gradient thermique provoquant une sollicitation thermomécanique qui dans des conditions spécifiques peut entrainer la dégradation de la billette, c'est le point critique de ces travaux. Comme l'endommagement de la barre est interne, il n'est pas détecté à cette étape mais lors du perçage du tube, le procédé de mise en forme agissant comme un révélateur.

Les motivations industrielles rattachées à cette hypothèse, sont donc la compréhension du procédé de chauffage des billettes et l'optimisation des courbes de chauffe dans un souci de productivité. Les verrous scientifiques se situent au niveau de la compréhension des phénomènes thermomécaniques et d'endommagements couplés provoqués par des hétérogénéités de température. Une méthode originale a été mise en place, elle se base sur une caractérisation expérimentale précise des billettes issues du procédé de coulée continue et sur des simulations numériques éléments finis et éléments finis enrichis du cycle de chauffe.

La caractérisation expérimentale des billettes issues de la coulée-continue et donc de l'état initial des produits passant dans le four de chauffe a été menée sur des échantillons de nuances sensibles, cette sensibilité ayant été constatée par expérience. Quatre nuances ont ainsi été sélectionnées : 24CrMo4, 42CrMo4, 100Cr6 et 13%Cr.

Les santés axiales typiques ont été identifiées à l'aide d'examens métallurgiques : Des radiographies axiales et des macrographies axiales et radiales. Elles révèlent les anomalies à cœur ainsi que la microstructure des échantillons. Le protocole de prélèvement des éprouvettes de caractérisation utilisées pour la suite de la campagne expérimentale est également défini à l'aide de cette analyse des zones métallurgiques.

Des essais de traction uni-axiaux menés à des températures correspondantes à la plage de fonctionnement des fours ont permis l'identification de différents marqueurs de ductilité fonction de la température et l'identification des caractéristiques mécaniques des nuances ciblées.

C'est ainsi que la criticité de ces nuances à basse température a été exposée par les indicateurs de ductilité géométrique et énergétique mis en place pour cette étude. Trois des nuances ciblées (24CrMo4, 42CrMo4 et 100Cr6) sont particulièrement peu ductiles en dessous de leur point de transformation austénitique.

Des modèles de lois de comportement ont également été identifiés à partir des essais de traction uni-axiaux. Sept modèles ont été envisagés pour chaque nuance et identifiés avec précision. Leurs représentativités à chaque température ont ensuite été comparées, permettant de définir le modèle le plus efficace. Ces modèles sont fort utiles à la mise en place des simulations numériques du cycle de chauffe.

Des essais de rupture mis en place à l'aide d'un banc d'essais spécialement conçu pour ces travaux ont été menés. Ils ont permis d'identifier les propriétés à la rupture en mode I de deux de ces nuances de 20 à 400°C : Le 24CrMo4 étant particulièrement critique et le 13%Cr ayant un comportement différent. Des essais en mode mixte ont été menés sur le 13%Cr mais en raison d'un mauvais protocole de pré-fissuration aucun résultat concluant n'a pu être apporté, la propagation de ces essais étant assimilable à celle des essais en mode I.

L'ensemble de ces campagnes expérimentales permet d'exposer une criticité accrue des billettes de coulée et surtout de la zone équiaxe avec des indicateurs de ductilité et de ténacité nettement plus faible que la zone basaltique.

La partie numérique éléments finis de la méthode s'appuie sur un calcul précis des champs thermiques lors de cycle de chauffe avec le développement d'un modèle purement thermique en accord avec les essais sur sites et les modèles existants au centre de recherche.

Cette simulation est basée sur la discrétisation des conditions de rayonnement et de convection permettant de s'affranchir de modélisations superflues (voute, sole, murs…). Les champs de température sont donc identifiés avec un temps de calcul intéressant tout en gardant un fondement physique avec la prise en compte des facteurs de forme réels. Les résultats de ce modèle comparés aux mesures sur sites ainsi qu'aux modèles existants sont particulièrement satisfaisants.

L'état de sollicitation des billettes a ensuite été calculé en ajoutant les modèles de loi de comportement identifiés à cette simulation. Le cœur des billettes est sollicité en traction suivant les trois directions en début de réchauffage puis en compression après le passage par le point de transformation. L'état de sollicitation est inversé au niveau de la peau des billettes.

Les premières constatations mécaniques liées au procédé de chauffe ont pu être faites. Il apparait donc que la défectologie interne des billettes est causée par le début du cycle de chauffe et qu'il est important de contrôler les vitesses de chauffe tant que le point de transformation n'est pas atteint. De plus il a été démontré d'après les essais de traction qu'à ces températures les nuances ciblées sont particulièrement fragiles, que la zone de sollicitation la plus sensible est le cœur de la billette là où la structure est équiaxe.

D'un point de vue procédé, une étude de sensibilité a montré que malgré une diminution importante de la vitesse de chauffe, il est très difficile de diminuer la sollicitation mécanique, le choc thermique causé par l'enfournement ne pouvant être supprimé.

La dégradation des billettes a ensuite été simulée à l'aide de la méthode des éléments finis enrichis (X-FeM) permettant la prise en compte des anomalies identifiées par les examens métallurgiques et leur propagation par l'ajout d'un critère de rupture identifié à partir des essais de rupture.

L'identification de ce critère a nécessité le développement d'un modèle X-FeM de l'essai de rupture. Un critère utilisant la contrainte principale maximale mieux adapté à la fissuration fragile a ainsi été choisi et identifié. Il est couplé avec une évolution énergétique de l'endommagement, cette valeur d'énergie étant déterminée à partir des données expérimentales. La précision des résultats est particulièrement élevée tant que la rupture a un comportement élastique. Les difficultés de la méthode des éléments finis enrichis à traiter les cas de fissuration avec plasticité ont été mis en

évidence par les simulations des essais à 400°C sur le 24CrMo4.

Les anomalies les plus critiques lors du cycle de chauffe ont tout d'abord été identifiées à l'aide de simulations X-FeM sans propagation. L'élévation de la contrainte principale maximale comparée à la sollicitation d'une billette sans défaut a montré que les fissures parfaitement radiales sont les plus critiques.

La propagation de ce type d'anomalies a ensuite été analysée avec l'ajout du critère identifié à partir des essais CT. Les résultats de ces simulations montrent que la nuance 24CrMo4 est la plus sensible à notre problématique avec une dégradation de la santé axiale dès qu'un défaut radial est présent, cette propagation ayant lieu aux tous premiers instants du cycle de chauffe. A noter que les billettes en 13%Cr ne s'endommagent pas à configuration identique.

Les résultats de ces simulations ont montré qu'en plus de la nocivité d'une vitesse de chauffe élevée, il est important d'avoir un contrôle des conditions d'enfournement. Une simulation avec une température d'enfournement plus élevée a montré le caractère positif de cette préchauffe, permettant ainsi de rappeler l'intérêt de la mise en place de four de préchauffage.

Ces travaux ont donc permis la compréhension du procédé de chauffage des billettes et ainsi l'optimisation de la productivité par l'ajustement des courbes de chauffe en fonction de la sollicitation mécanique qu'elles entraînent. Les démarches présentées sont directement extensibles à d'autres procédés de chauffe ou d'autres nuances. Ces travaux offrent donc des outils de gestion industrielle forts utiles pour le centre de recherche.

L'hypothèse mise en place en début d'étude a pu ainsi être vérifiée. Les moyens de caractérisation expérimentaux et les simulations numériques utilisés et développés pour expliciter les phénomènes thermomécaniques couplés aux phénomènes d'endommagement provoqués par les hétérogénéités de température ont montré leur efficacité. Ces moyens d'analyses et la méthode mise en place représentent de réelles avancées scientifiques dans l'analyse du chauffage des produits sidérurgiques.

5-2 Perspectives

La méthodologie mise en place détaillée dans ce mémoire permet de répondre à la problématique de Vallourec concernant l'étude de sensibilité aux gradients thermiques des billettes lors d'une phase de réchauffage et à valider l'hypothèse introduite au début de ce travail. Il reste néanmoins beaucoup de perspectives et possibilités d'améliorations.

Tout d'abord, d'un point de vue des essais expérimentaux, les essais de traction ont montré leur importance avec la définition d'indicateurs de ductilité, le potentiel du nouveau paramètre E% impose d'approfondir le travail effectué. La caractérisation par des modèles de lois de comportement de ces nuances sur de larges plages de températures semble également un axe de recherche intéressant. Seule des modèles empiriques ont été identifiés, des modèles phénoménologiques comme celui utilisé dans [CAB12] (référence en chapitre II) semblent par leur sens physique pouvoir apporter des réponses plus satisfaisantes, tout en étant plus complexes à identifier. La prise en compte des phénomènes de recristallisation peut également améliorer la représentation de la sollicitation mécanique des simulations numériques subie lors de la transformation métallurgique.

Les essais de rupture sur éprouvettes « Compact Tension » ont permis la définition d'un critère relativement pertinent sur la gamme de températures testées. Par la suite cette gamme de température peut être étendue en accord avec les modèles numériques, avec la réalisation d'essais de 500 à 800°C. Des équipements en alliage spécifique capables de supporter de fortes sollicitations mécaniques à haute température ont été commandés, des essais jusqu'à des températures de 1000°C pourront ainsi être menés. De nouveaux critères de ruptures ductiles ou de criquabilité pourront être identifiés.

Le suivi de la propagation de fissure en cours d'essai serait fort utile aux futures démarches, permettant d'optimiser la définition des critères choisis. De même, la prise en compte des différences de comportement de la billette en fonction des différentes microstructures présentes permettrait d'avoir un regard plus métallurgique sur la rupture des aciers.

La réalisation d'essais en mode mixte serait sur ce type d'éprouvette un très bon moyen d'analyse pour le laboratoire. Pour cela le protocole a besoin d'être ajusté avec la mise en place de moyen de pré-fissuration en mode mixte. Pour cela un dispositif pourrait être conçu en reprenant ce principe des essais ARCAN pour positionner l'éprouvette CT de façon à être sollicitée en mode mixte (Figure 5-1).

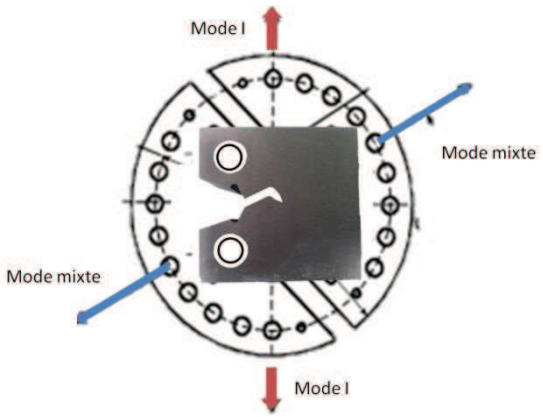


Figure 5-1: Dispositif de pré-fissuration d'éprouvette sous sollicitation en mode mixte.

Au niveau des simulations numériques, il n'est pas nécessaire de mettre en place des modélisations plus complexes du procédé de chauffe avec la représentation des éléments du four. Donc, les champs thermiques étant correctement identifiés dans les modèles thermique et thermomécanique. Il peut en revanche être intéressant d'identifier les valeurs du facteur de formes par d'autres méthodes que celle des cordes croisées de Hottel, comme la méthode de Monte-Carlo, dans laquelle les valeurs pourraient être identifiées par éléments.

Un couplage métallurgique permettrait au modèle thermomécanique de représenter avec précision le passage par le point de transformation austénitique et d'affiner les risques de propagation de défauts en peau extérieure de la billette. Des indicateurs sur les risques de brûlures ou de tailles de grains pourraient également être mis en place, cette démarche étant en cours d'élaboration au centre de recherche.

Les plus importantes améliorations numériques sont à apporter au modèle basé sur la méthode des éléments finis enrichis. Outre l'utilisation de nouvelles fonctions d'enrichissement qui peuvent augmenter la précision des simulations numériques suivant l'application modélisée, il est essentiel d'améliorer la partie concernant le critère d'initiation et de propagation.

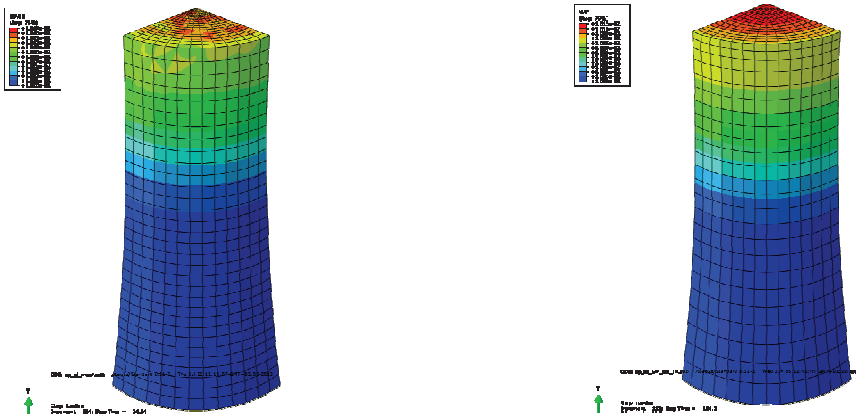
D'abord nous avons montré que l'utilisation de ces critères est fortement dépendante du maillage utilisé avec l'apparition de fissures dès que le critère est atteint sur un point de Gauss. Cette implémentation est d'autant plus dommageable que la X-FeM est peu dépendante du maillage. Des valeurs moyennes sur plusieurs éléments pourraient réduire la dépendance des critères.

Pour un meilleur couplage mécanique-métallurgique des simulations, des critères phénoménologiques de la rupture fragile pourraient enrichir la base de données des critères disponibles, avec notamment la prise en compte de la variabilité statistique des résultats.

La réalisation d'essais à des températures plus élevées nécessite la prise en compte de la plasticité par la X-FeM, ce thème de recherche est le plus entrepris ces dernières années. Il est possible à ce jour de traiter les cas de plasticité confinée mais nous sommes encore loin de pouvoir représenter facilement la rupture ductile par enrichissement de la base nodale, comme la conférence tenue à Lyon en septembre 2013 nous l'a montré.

Lors de ce projet de thèse une méthode basée sur le couplage entre endommagement ductile et fissuration par la méthode des éléments enrichis a été entreprise. Elle s'appuie sur le principe du modèle TLS présenté lors d'une formation réalisée à Lyon en septembre 2012 qui couple un modèle d'endommagement local avec la X-FeM. Nous avons choisi de représenter l'initiation de rupture ductile par le modèle GTN et de prendre en compte la coalescence implicitement par la X-FeM. Une subroutine utilisateur décomposée en deux parties a été éditée (annexe D). Premièrement le comportement est représenté par la routine CREEP qui permet de prendre en compte la partie nucléation et grossissement du modèle de Gurson et deuxièmement la coalescence par la routine UDMGINI.

Malheureusement, l'évolution de la fraction volumique de vide qui conditionne les propriétés mécaniques entraine des problèmes de convergence (figure 5-2). Des oscillations apparaissent entre différents point de Gauss d'un même élément, ce qui entraine la divergence du modèle avant même l'apparition de la fissuration. Le seul moyen de résoudre le problème à l'heure actuelle est de contraindre l'incrément de temps à être extrêmement faible pour limiter et même retarder les oscillations ($\Delta t_{max} = t_{essais}\ /10^{12}$) et ainsi faire apparaitre la propagation de fissure. Cette méthode réduit cependant l'intérêt majeur de la X-FeM de donner des résultats très rapidement.



a) b)

Figure 5-2 : Comparaison des résultats en termes de proportion de vides sur un cas test entre la Subroutine (a) et le modèle standard (b).

L'amélioration de la convergence de cette subroutine est essentielle pour prendre en compte plus facilement les cas de rupture ductile. Il faudra donc tester différents algorithmes permettant d'atténuer ou de supprimer ces oscillations.

La méthodologie mise en place permet avec succès d'optimiser les courbes de chauffe, mais elle n'en reste pas moins coûteuse en temps et surtout en nombre d'essais (qui ont un coût non-négligeable) à réaliser pour chaque nuance ou état métallurgique à caractériser. Il est donc très important de pouvoir affiner cette méthodologie ou même en développer une nouvelle permettant de réduire le coût de caractérisation des nuances. Cette réduction du coût passe soit par le développement de nouveaux essais moins couteux permettant d'identifier les propriétés mécaniques de ces nuances soit par la définition de critère identifiable avec moins d'essais.

Le calcul de la sollicitation mécanique provoquée par différents cycles de chauffe peut être ajouté aux modèles existants au centre de recherche, permettant ainsi de mettre en lumière les causes d'apparition de ces défauts. L'ajout du calcul mécanique dans les modèles « Online » apportera un indicateur de gestion de productivité en temps réel.

Dans notre étude les anomalies métallurgiques sont considérées comme des données d'entrée bornées aux conditions de fabrication actuelles. Il serait intéressant de coupler d'un point de vue industriel, les suivis des anomalies sur le procédé de coulée-continue et le four de chauffe. Et ainsi de pourvoir quantifier dans quelle mesure la chute de productivité induite par la réduction des dimensions des anomalies serait compensée par un gain de temps au cycle de chauffe. De plus, nous nous sommes concentrés sur le procédé de coulée-continue courbe, mais la santé axiale des billettes issues de la voie lingot pourrait être caractérisée afin de voir si cette santé axiale ne présente pas un meilleur potentiel à la résistance à la chauffe.

A plus court terme il est essentiel de mettre en place la notion de dimensions critiques des anomalies au centre de recherche, les indices existants sont une première étape, mais il semble opportun d'approfondir les démarches, par un suivi régulier de la dimension des anomalies par nuance afin de pouvoir mettre en place des outils statistiques.

Le procédé de perçage n'a pas été étudié, il parait pourtant essentiel de définir à partir de

quelles dimensions d'anomalies des défauts du type ID Ring peuvent apparaitre en fonction du type de défaut et des conditions de réglage du laminoir. Un regard pourrait également être porté au type de procédé utilisé pour la mise en forme, du moins à l'état de sollicitation pour ainsi définir la criticité de chaque procédé.

Dans le même thème, il a été exposé que le choc de l'enfournement ne peut être supprimé par la simple diminution de la vitesse de chauffe. L'intérêt de la préchauffe des billettes peut donc être analysé afin de définir avec précision quel couple de courbes « préchauffe/chauffe » donne les résultats optimum. Des premières simulations réalisées en fin de chapitre 4 démontrent l'impact de la température de préchauffe, mais l'affinage de ces paramètres doit également être réalisé en tenant compte de l'hétérogénéité (gradient thermique initial) de la billette entre le four de préchauffe et le four de chauffe et de la différence entre des courbes de chauffe standards et les courbes avec préchauffe.

Un regard sur l'impact énergétique de l'optimisation des courbes de chauffe n'a pu malheureusement être porté lors de notre étude, mais le suivi de la consommation lors de la fabrication avec les courbes optimisées définies avec notre méthodologie apporteront rapidement les informations nécessaires.

Enfin la poursuite des analyses sur l'ensemble des nuances doit être réalisée sur le long terme, afin de pouvoir définir des courbes de chauffe optimisées pour toute la gamme de production. Il parait donc intéressant de mettre en place des indicateurs permettant de définir si les autres nuances existantes ou développées à l'avenir nécessitent d'être complétement caractériser.

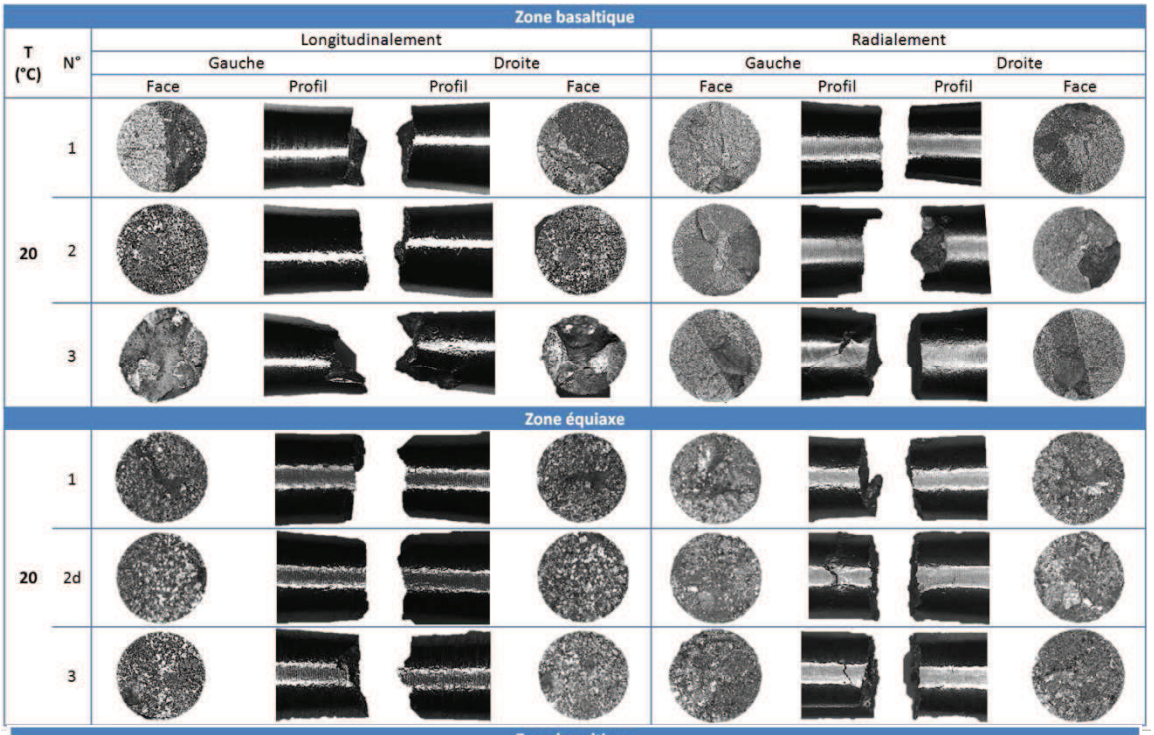
Sur le même registre, des nuances sont enfournées dans différents états métallurgiques selon l'étape de la chaîne de fabrication, c'est ainsi que l'acier inoxydable que nous avons étudié est adouci thermiquement alors qu'il peut également être directement chauffé à partir de son état martensitique. Cette différence d'état a un impact important sur les caractéristiques mécaniques de la nuance et donc un impact non négligeable sur sa capacité à résister au cycle de chauffe.

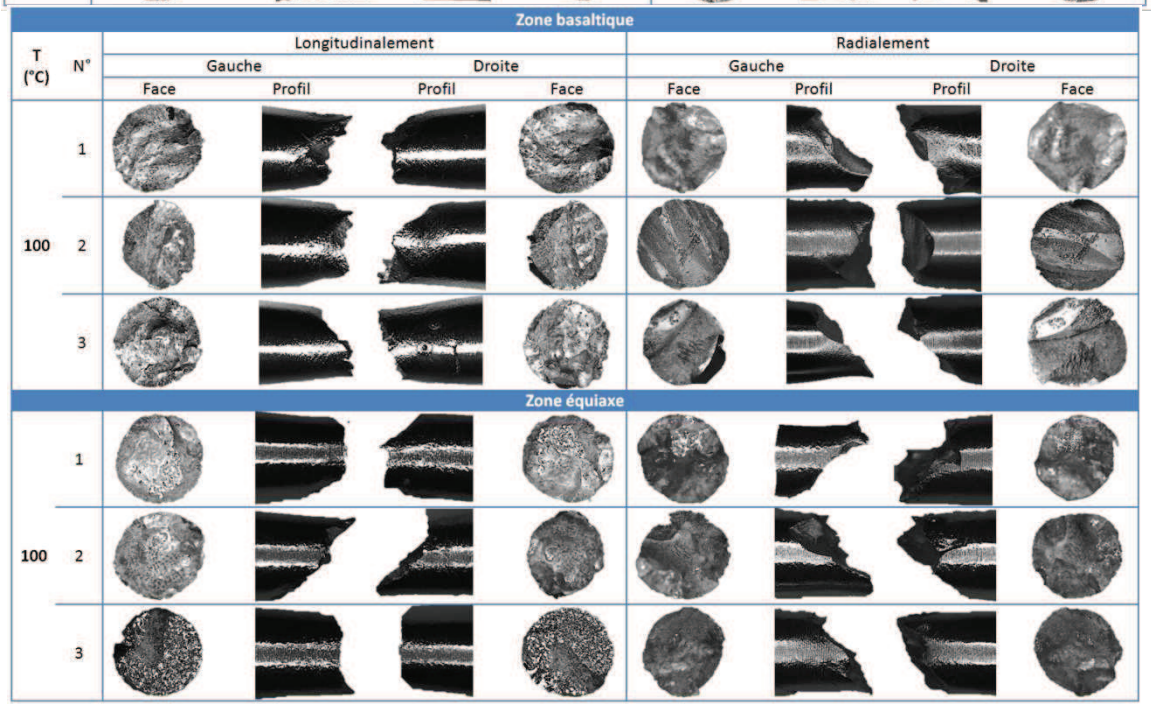
La caractérisation de la santé axiale est faite avec l'utilisation d'outils spécifiques tels que les radiographies. L'inconvénient majeur de ces outils de contrôle est qu'ils ne représentent qu'une projection de la section de l'échantillon. Les avancées dans le domaine de la tomographie 3D peuvent à ce jour permettre la caractérisation d'échantillons de quelques centimètres pour des coûts raisonnables alors que la caractérisation complète d'une billette semble encore financièrement irréalisable.

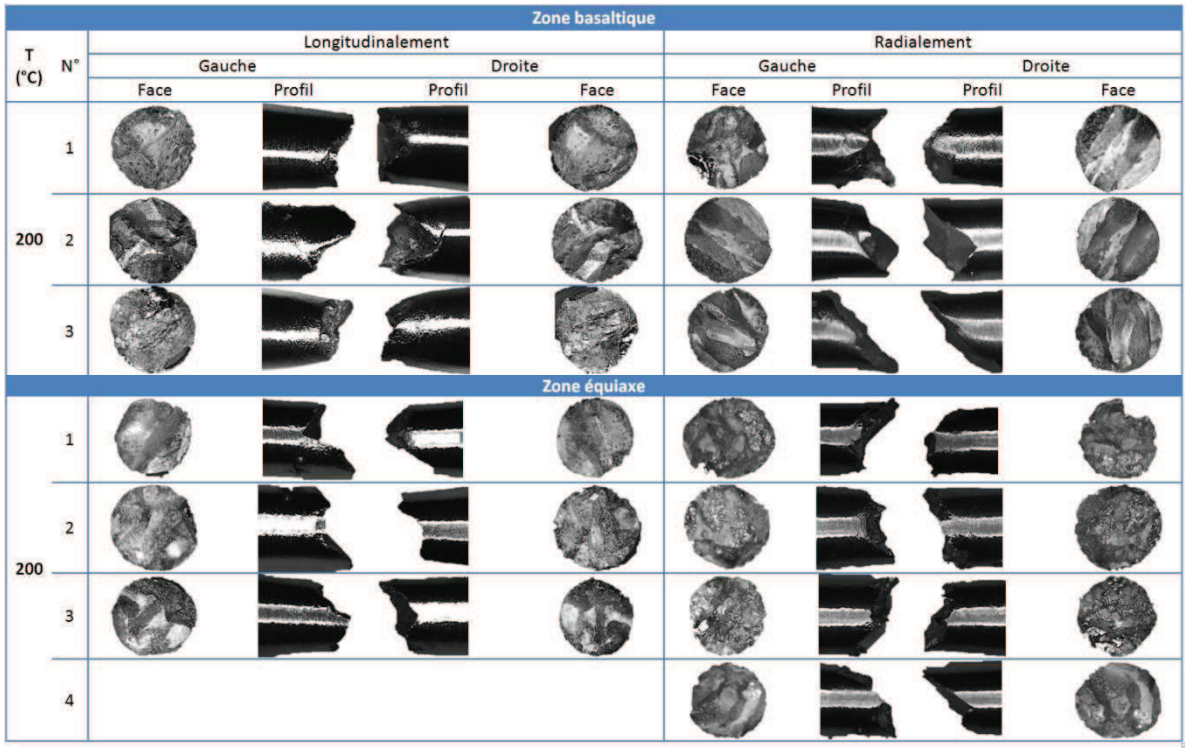
Résultats des essais de traction

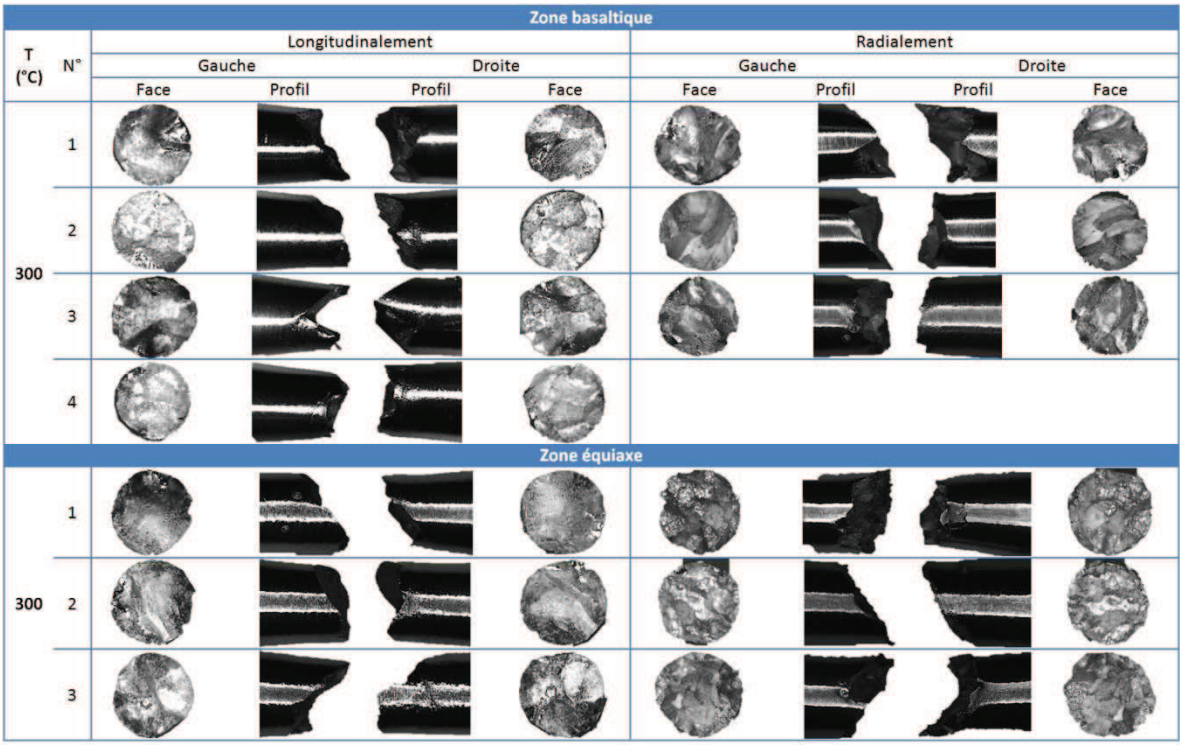
24CrMo4

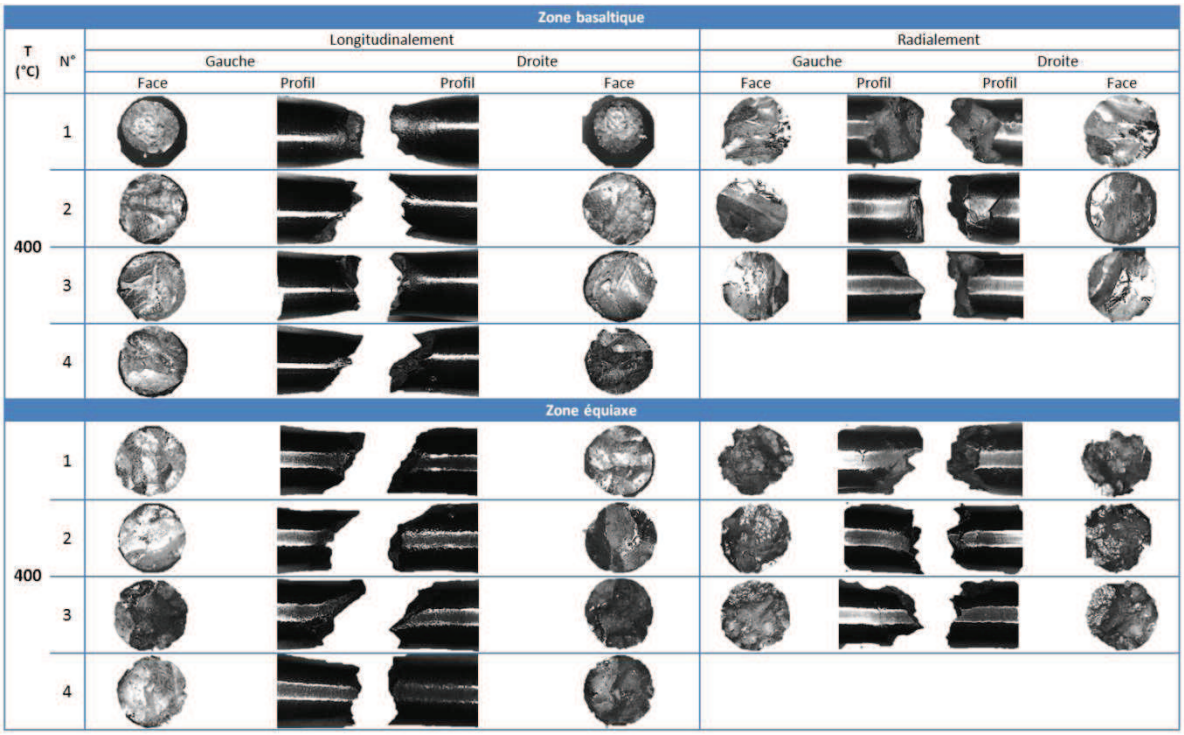
Photos des faciès de rupture :

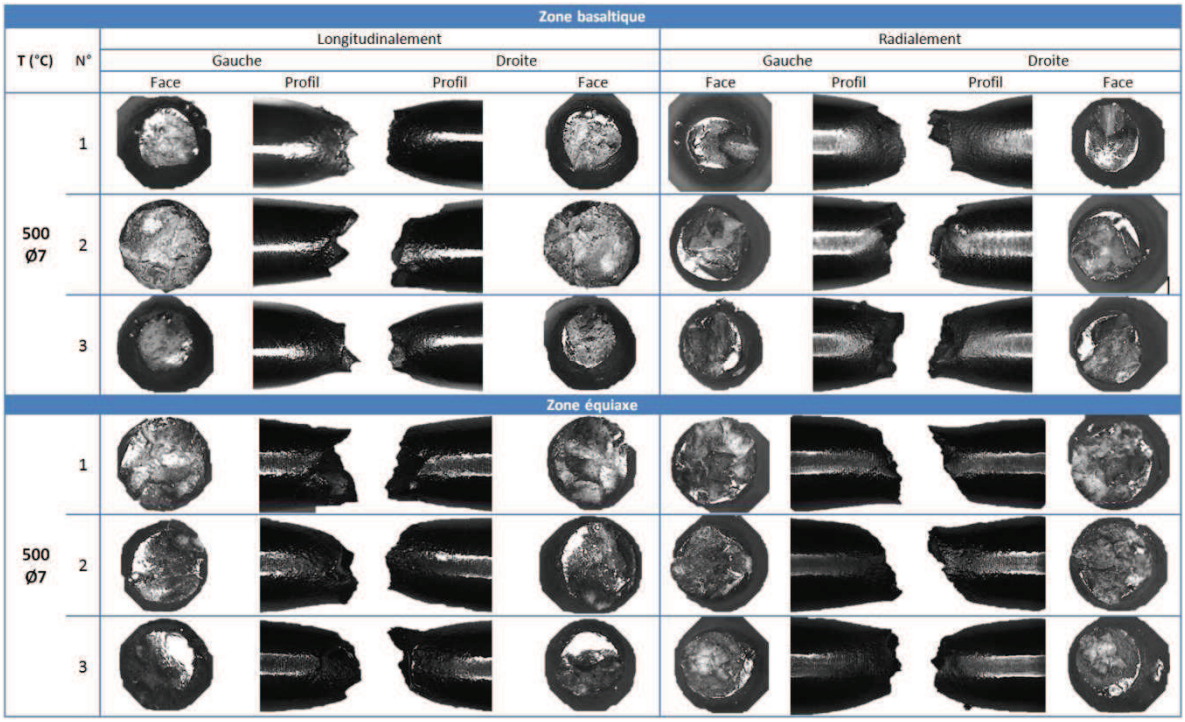


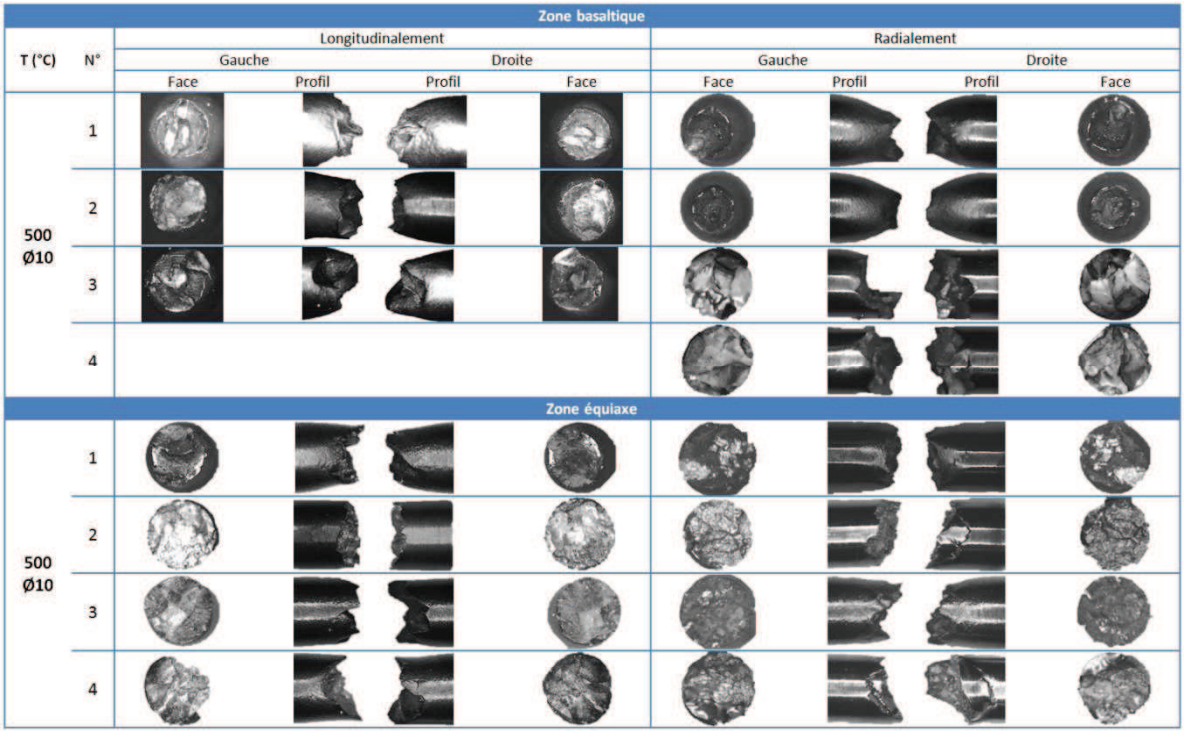


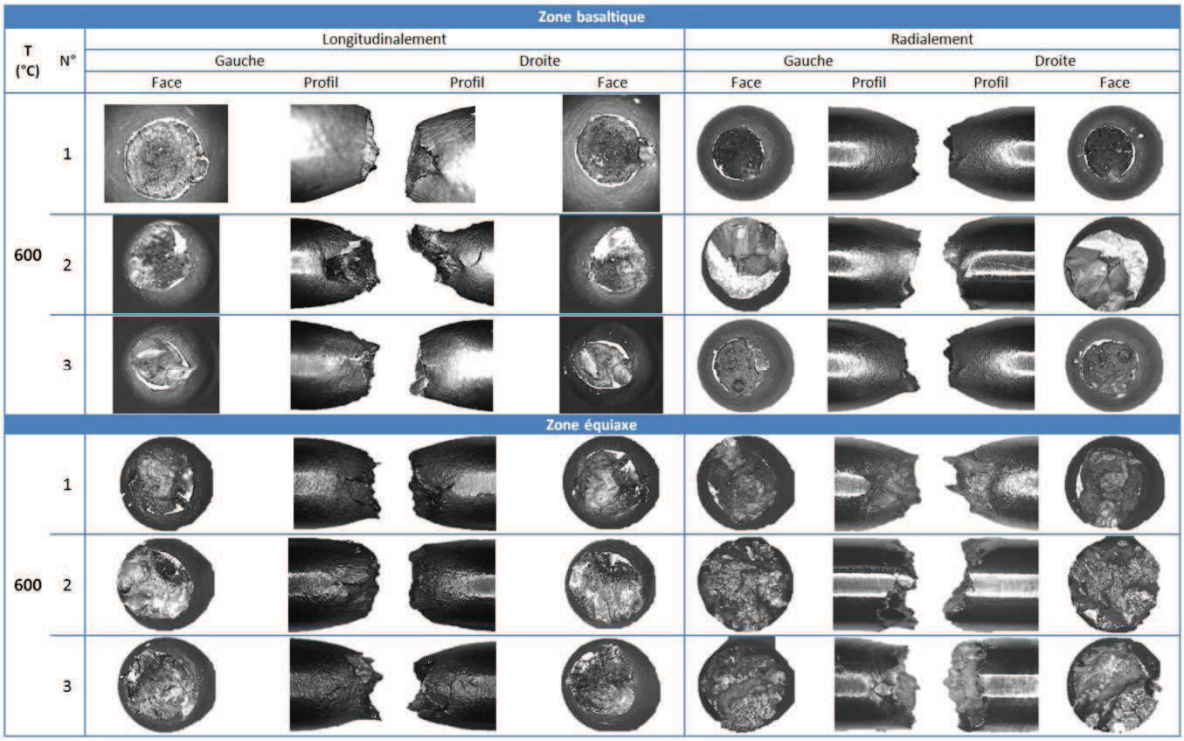

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
Face
Profil
Profil
Face
200
1
2
3
Zone équiaxe
200
1
2
3
4

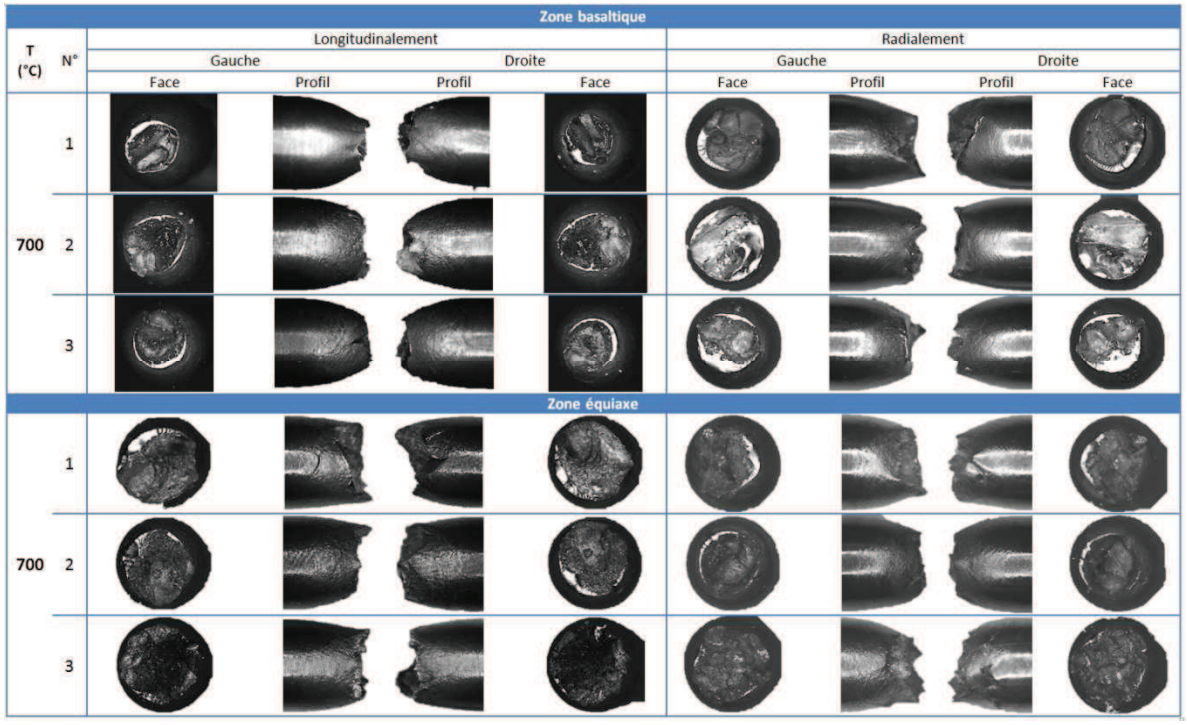

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
Face
Profil
Profil
Face
300
1
2
3
4
Zone équiaxe
300
1
2
3

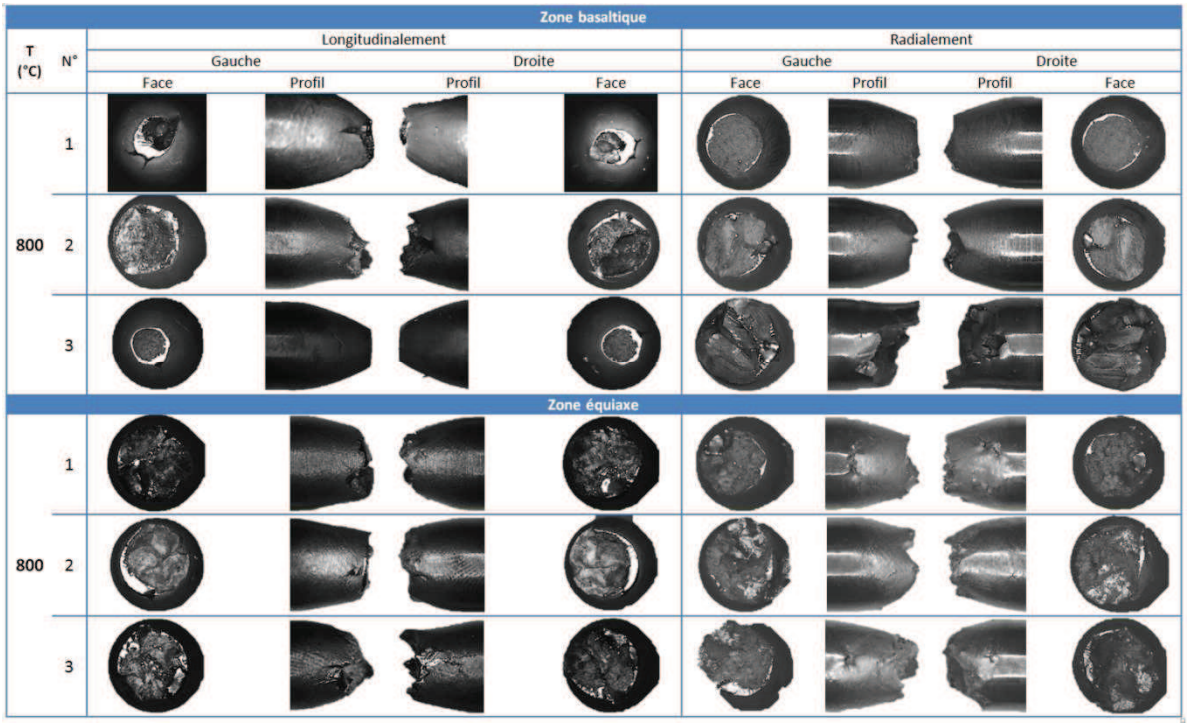

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
400
1
2
3
4
Zone équiaxe
400
1
2
3
4

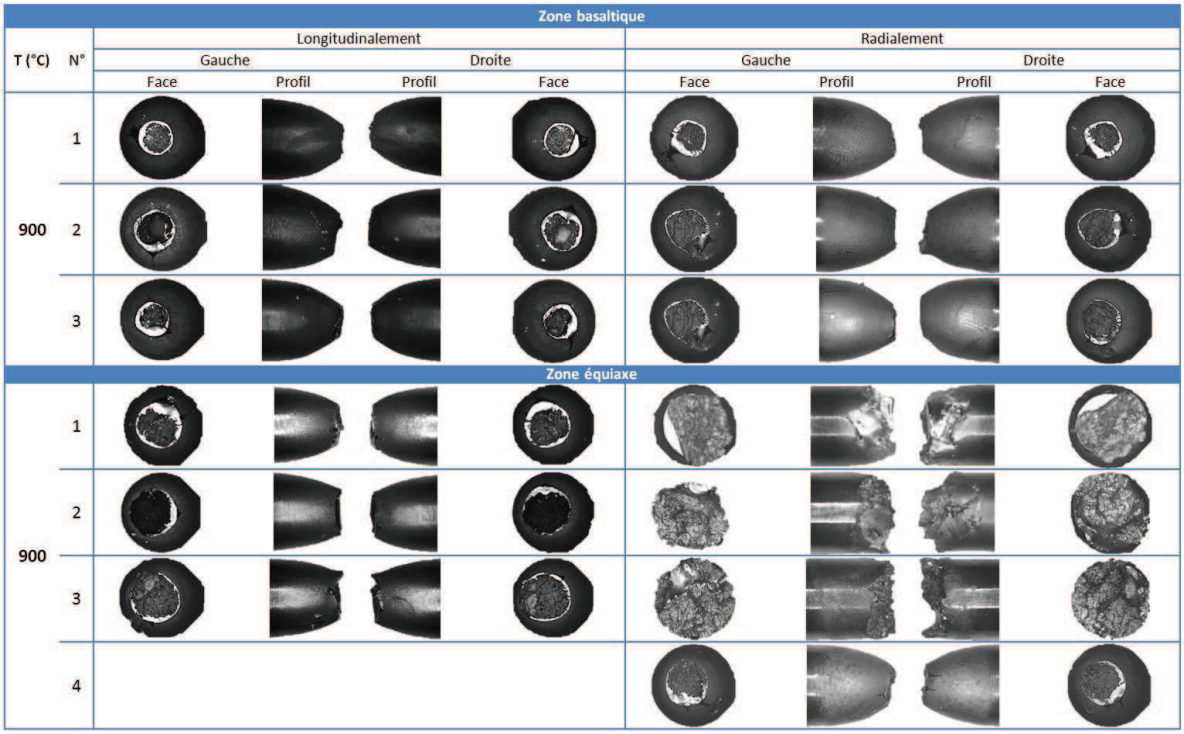

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
500 Ø7
1
2
3
Zone équiaxe
500 Ø7
1
2
3

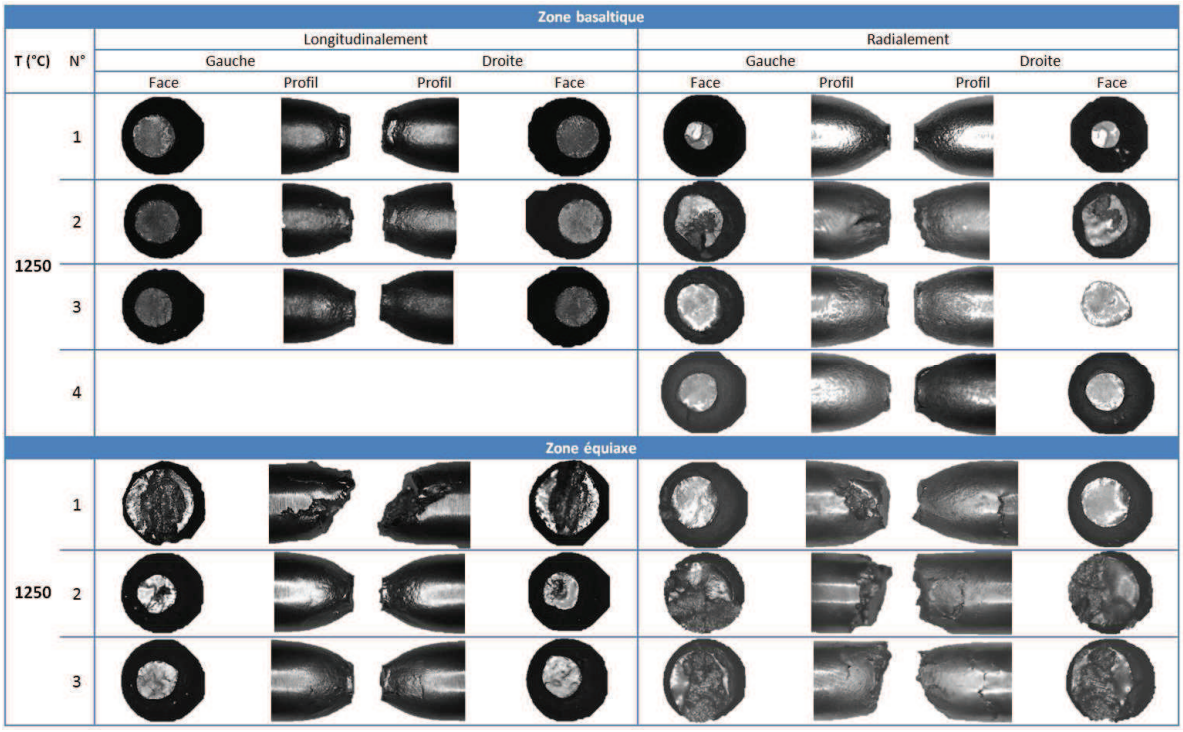

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
500 Ø10
1
2
3
4
Zone équiaxe
500 Ø10
1
2
3
4


Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
600
1
2
3
Zone équiaxe
600
1
2
3

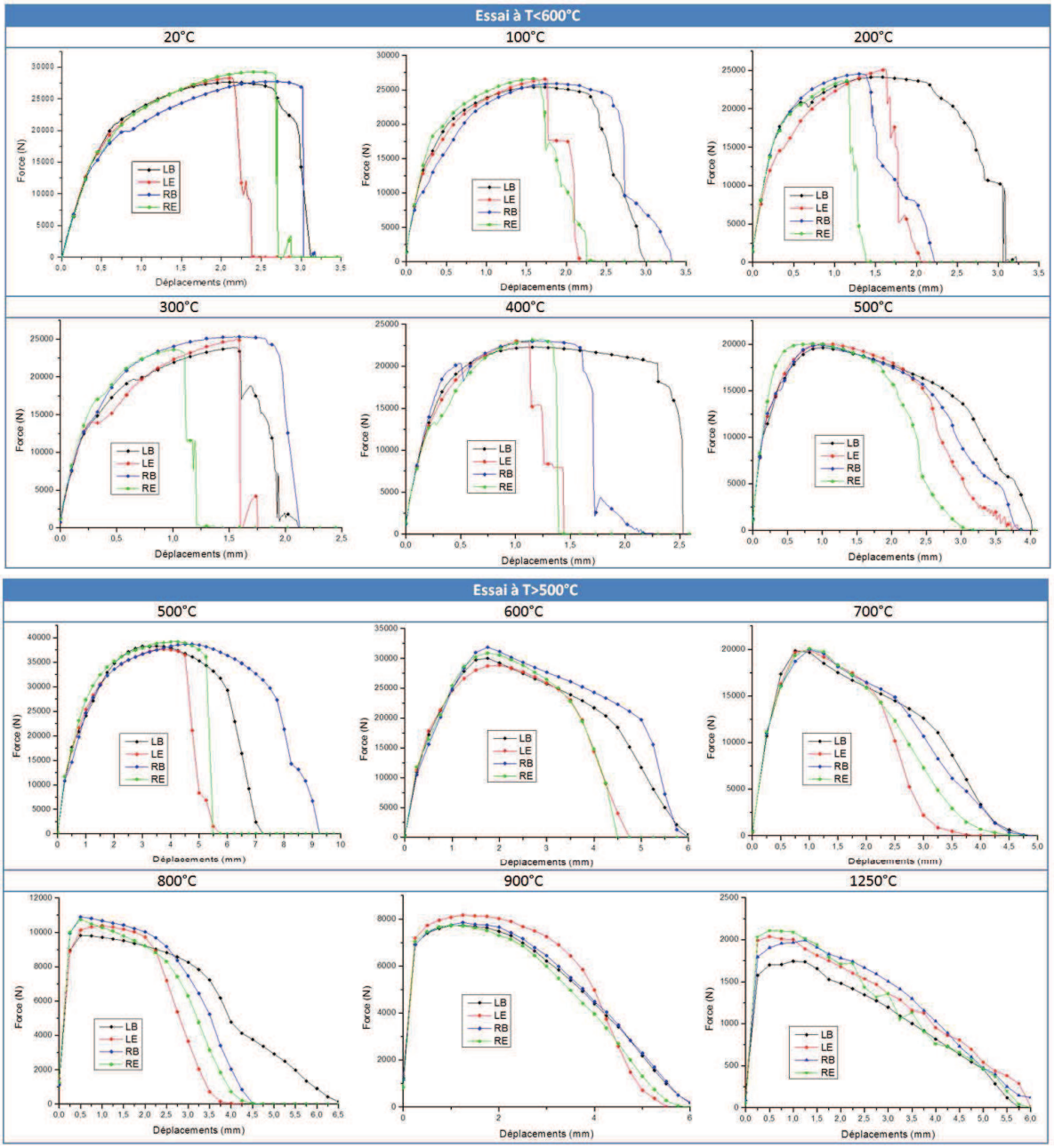

Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
700
1
2
3
Zone équiaxe
700
1
2
3


Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
800
1
2
3
Zone équiaxe
800
1
2
3


Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
900
1
2
3
Zone équiaxe
900
1
2
3
4


Zone basaltique
T (°C)
N°
Longitudinalement
Radialement
Gauche
Droite
Face
Profil
Profil
Face
1250
1
2
3
4
Zone équiaxe
1250
1
2
3

Courbes effort/déplacement longitudinal :



Légendes

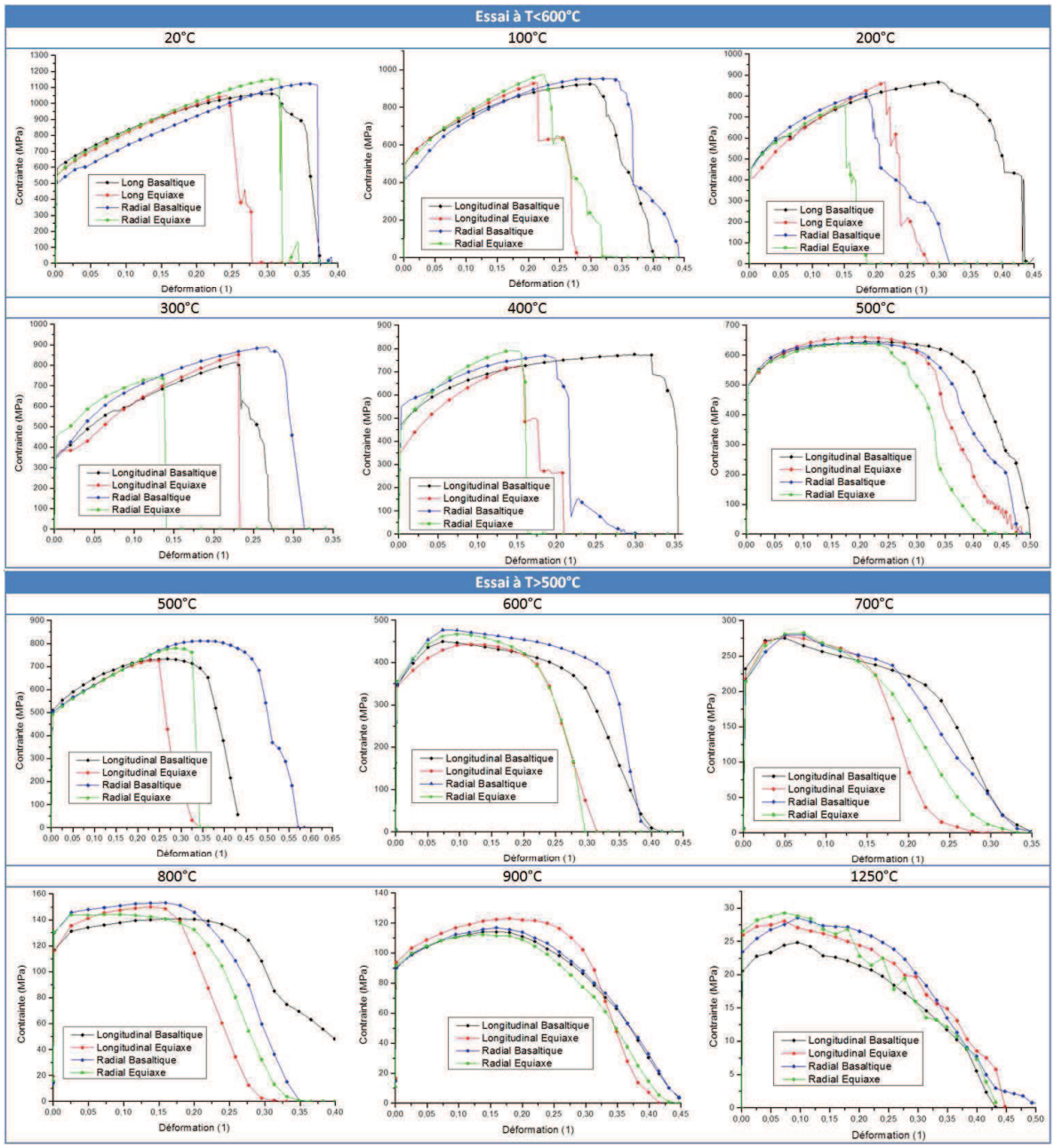
LB : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone basaltique.

LE : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone équiaxe.

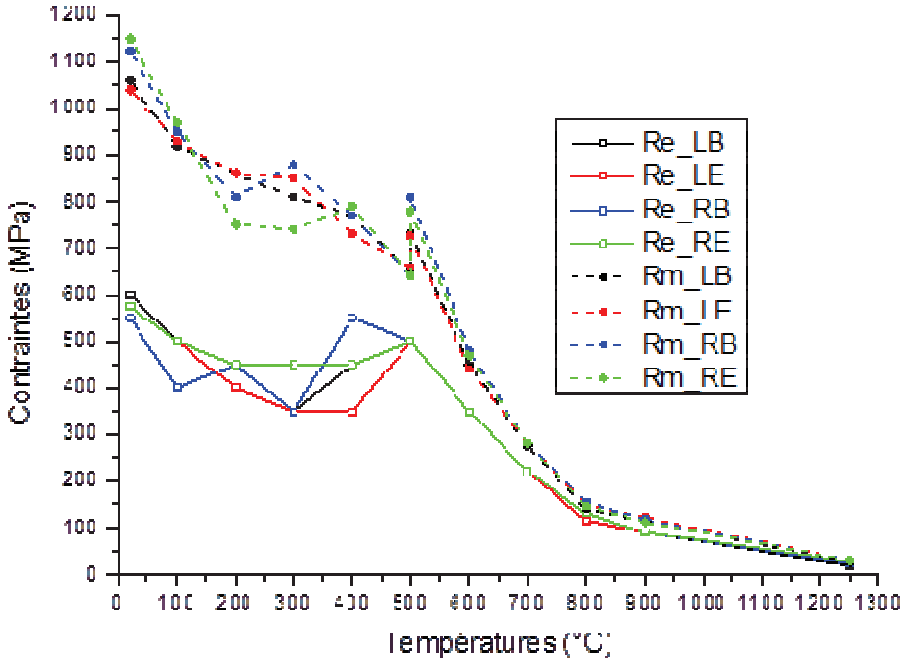
RB : Eprouvettes prélevées dans le sens radial et en zone basaltique.

RE : Eprouvettes prélevées dans le sens radial et en zone équiaxe.

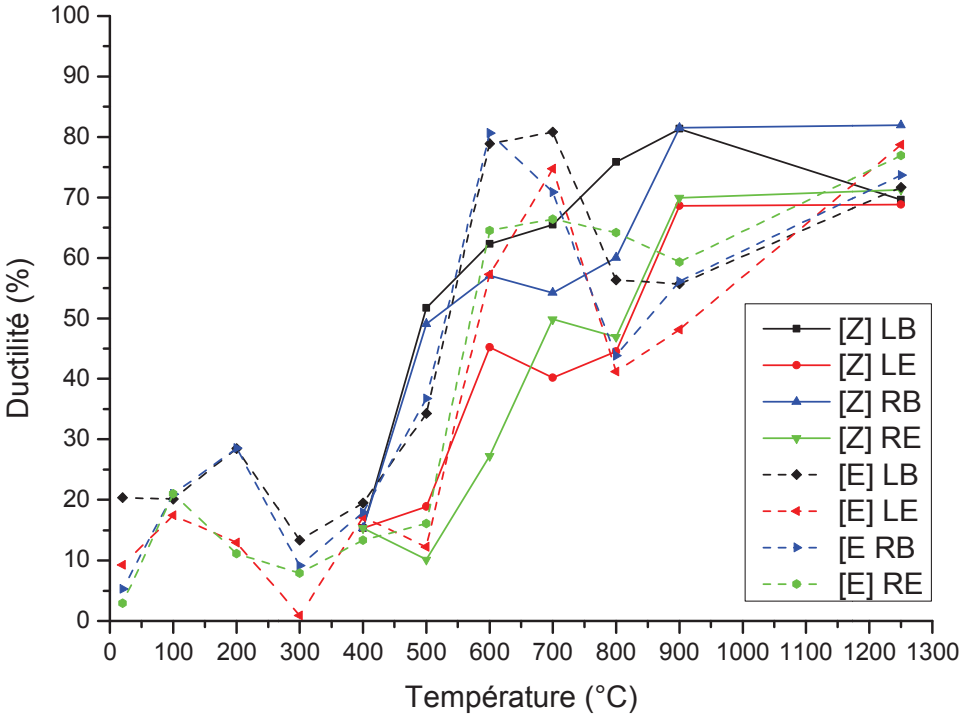
Courbes contrainte/déformation rationnelle :



Données mécanique associées :

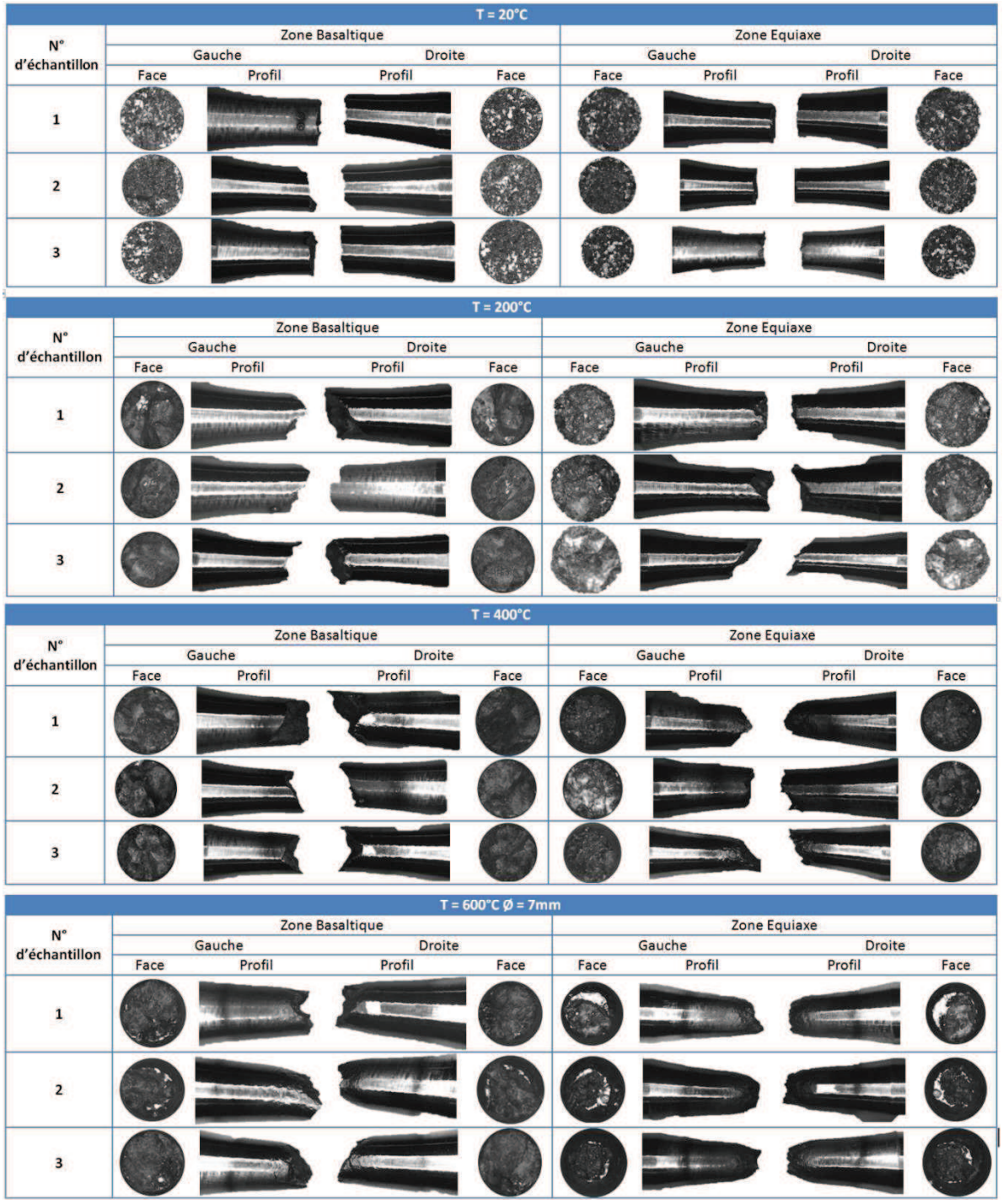


Indicateurs de ductilité (énergétique et géométrique) :



42CrMo4

Photos des faciès de rupture :

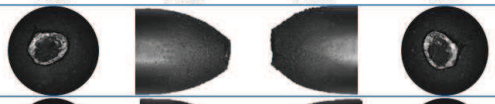
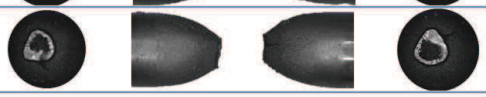


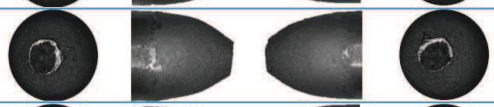
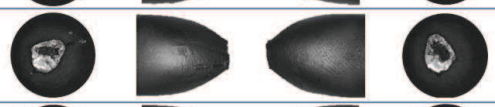
T = 600°C Ø = 10mm								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

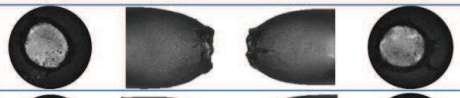
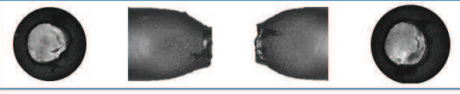
T = 700°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 800°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

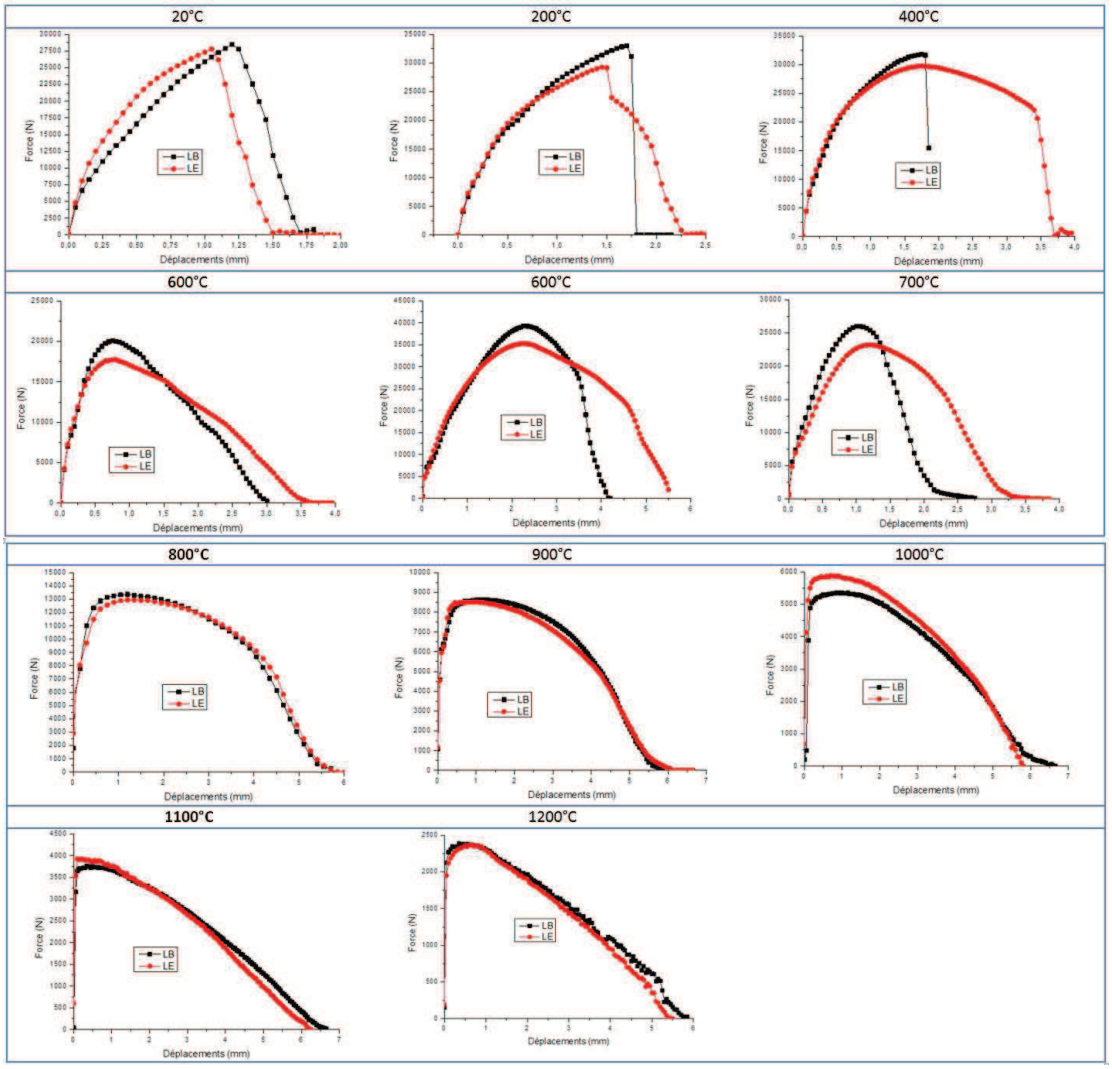
T = 900°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1000°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1100°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1200°C					T = 1200°C			
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

Courbes effort/déplacement longitudinal :

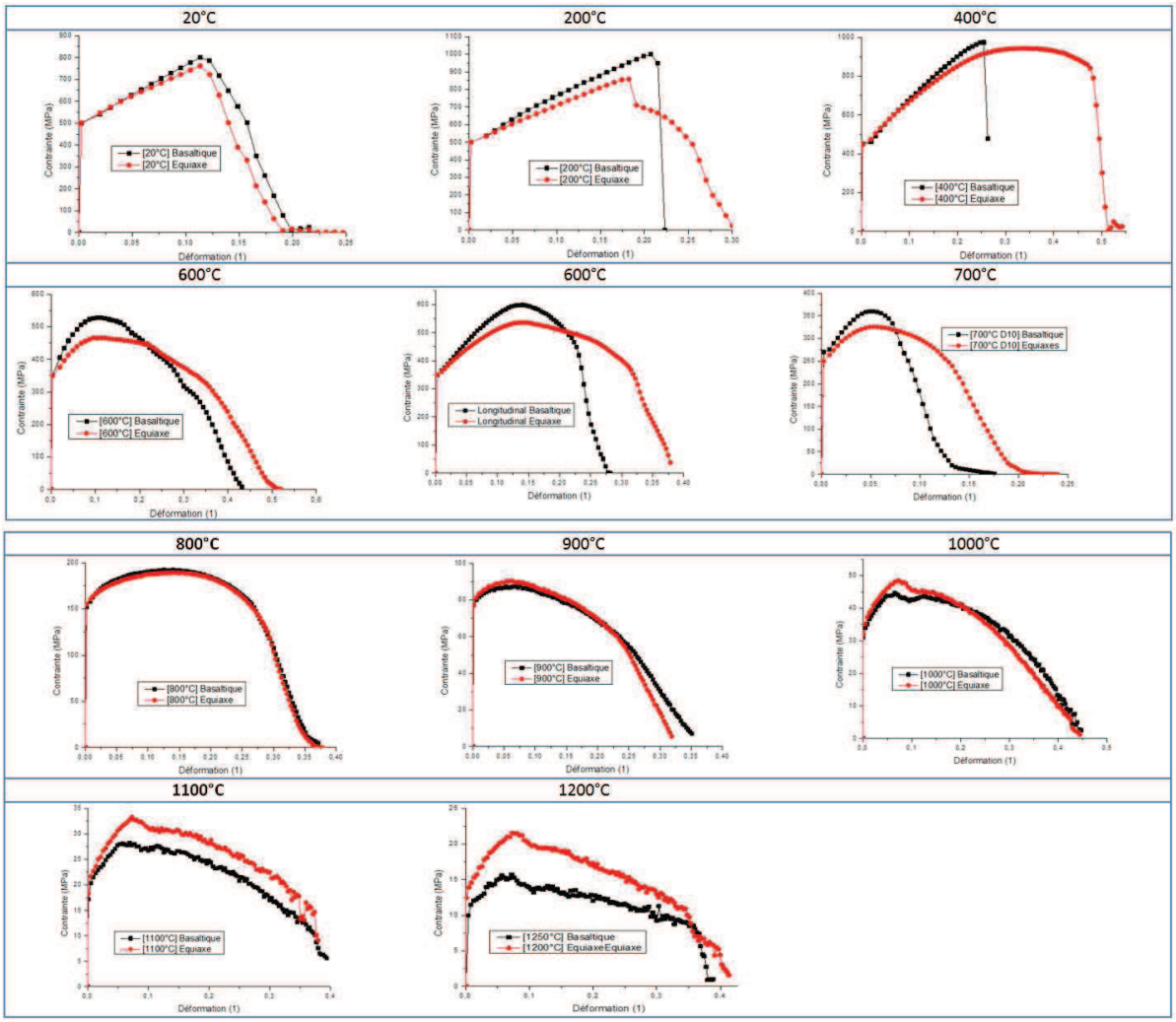


Légendes

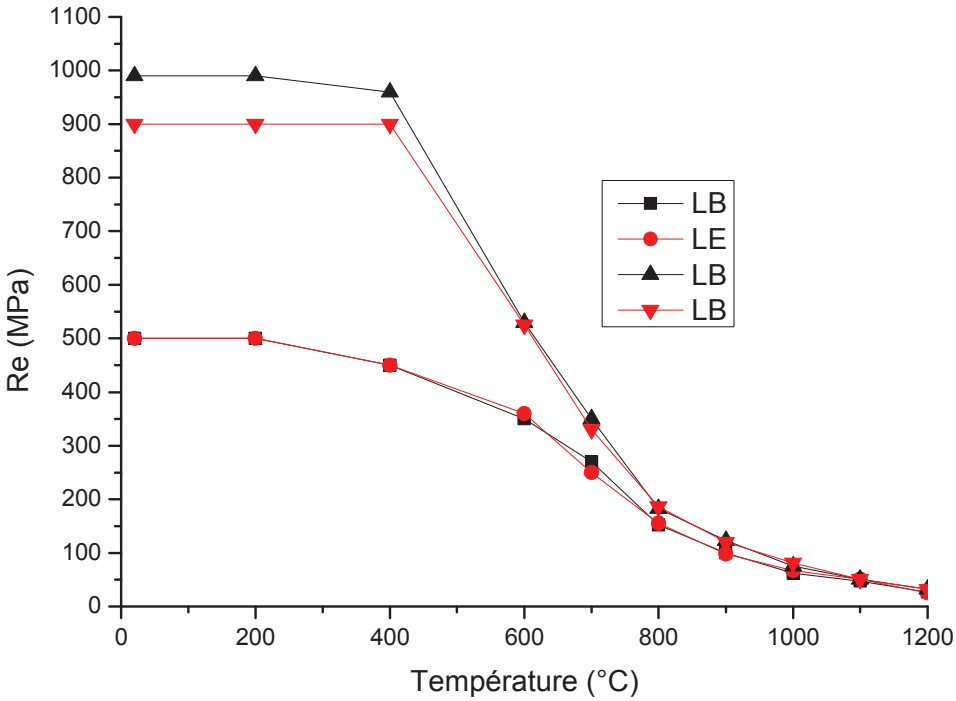
LB : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone basaltique.

LE : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone équiaxe.

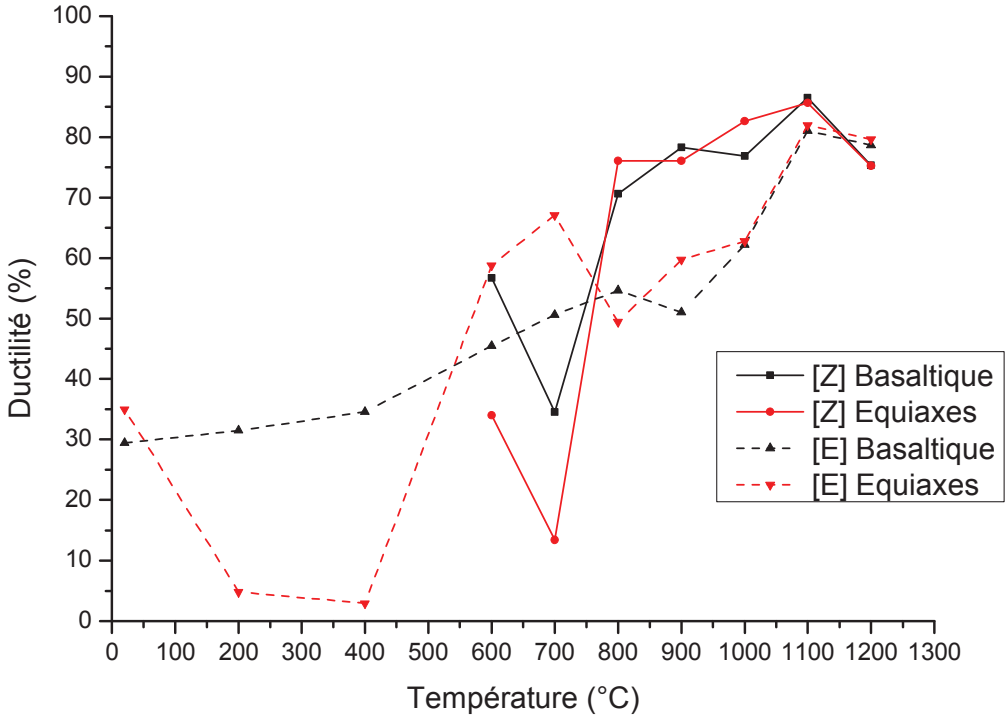
Courbes contrainte/déformation rationnelle :



Données mécanique associées :



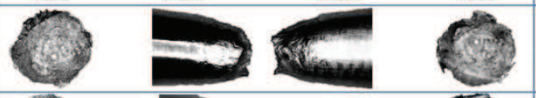
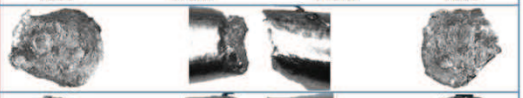
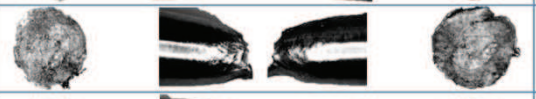
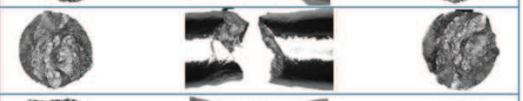
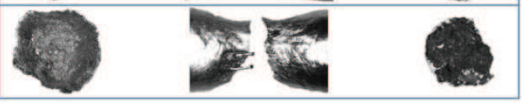
Indicateurs de ductilité (énergétique et géométrique) :



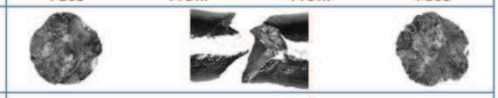
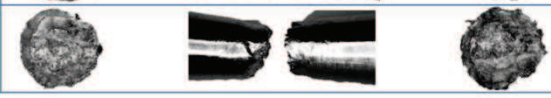
Acier inoxydables 13%Cr

Photos des faciès de rupture :

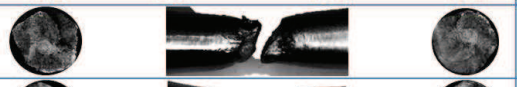
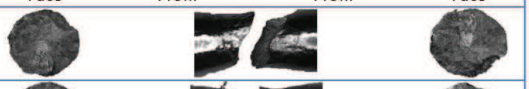
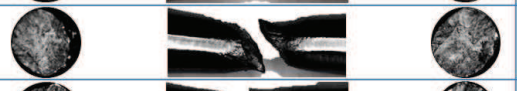
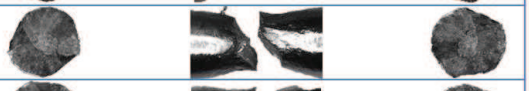
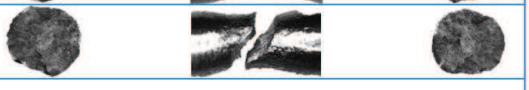
T = 20°C

N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

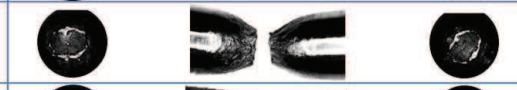
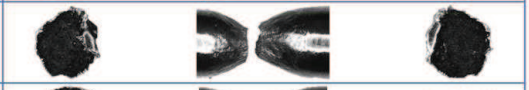
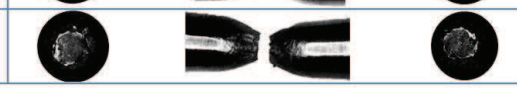
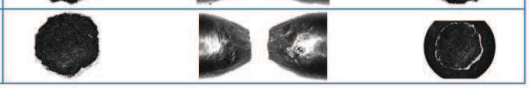
T = 200°C

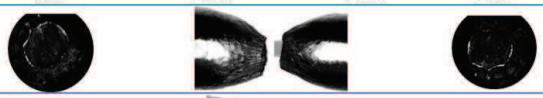
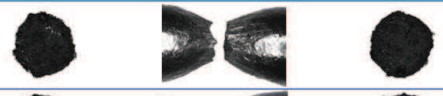
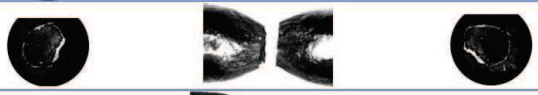
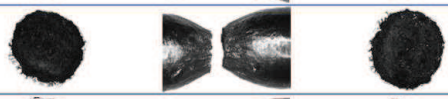
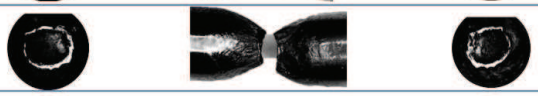
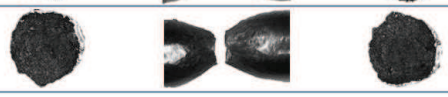
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

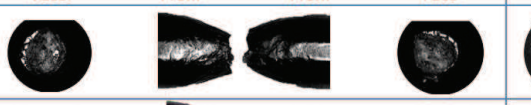
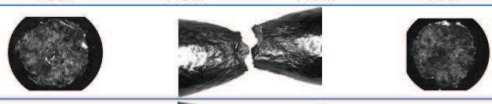
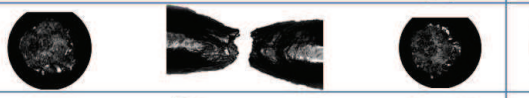
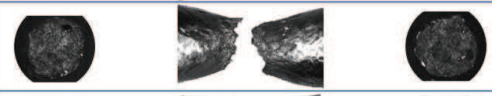
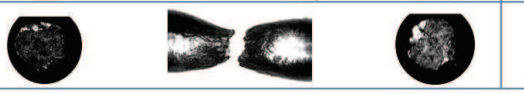
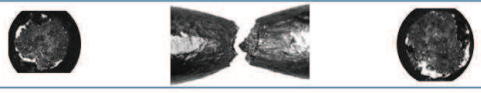
T = 400°C

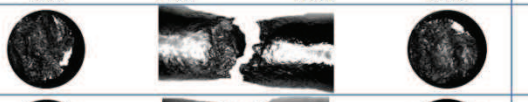
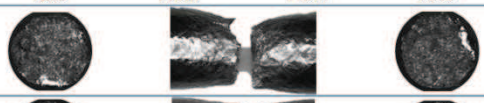
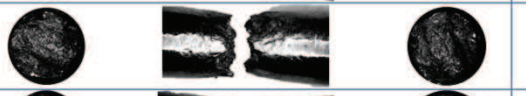
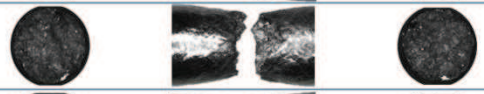
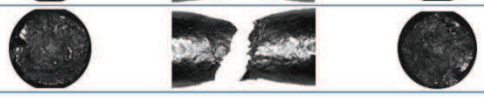
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								
4								

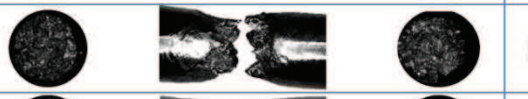
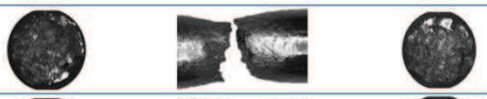
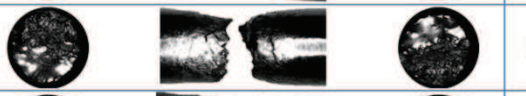
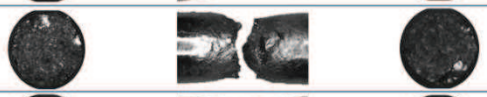
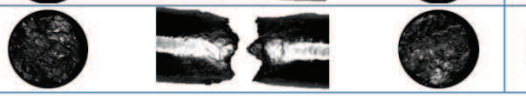
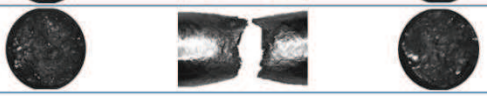
T = 600°C Ø = 7mm

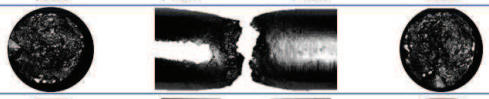
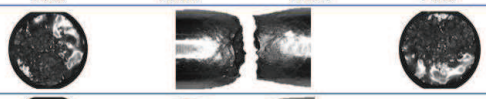
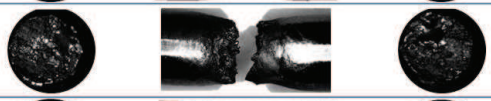
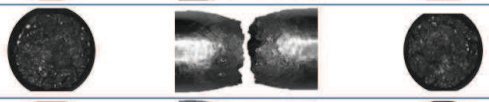
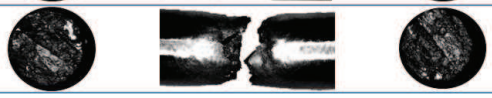
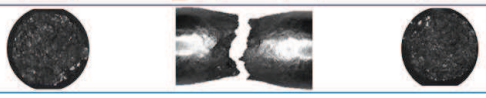
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

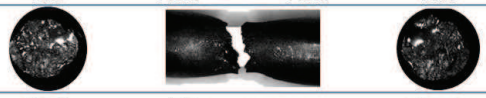
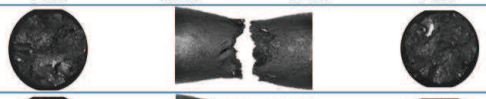
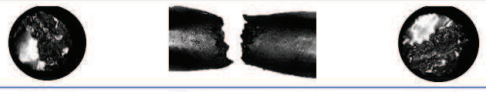
T = 600°C Ø = 10mm								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 700°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 800°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

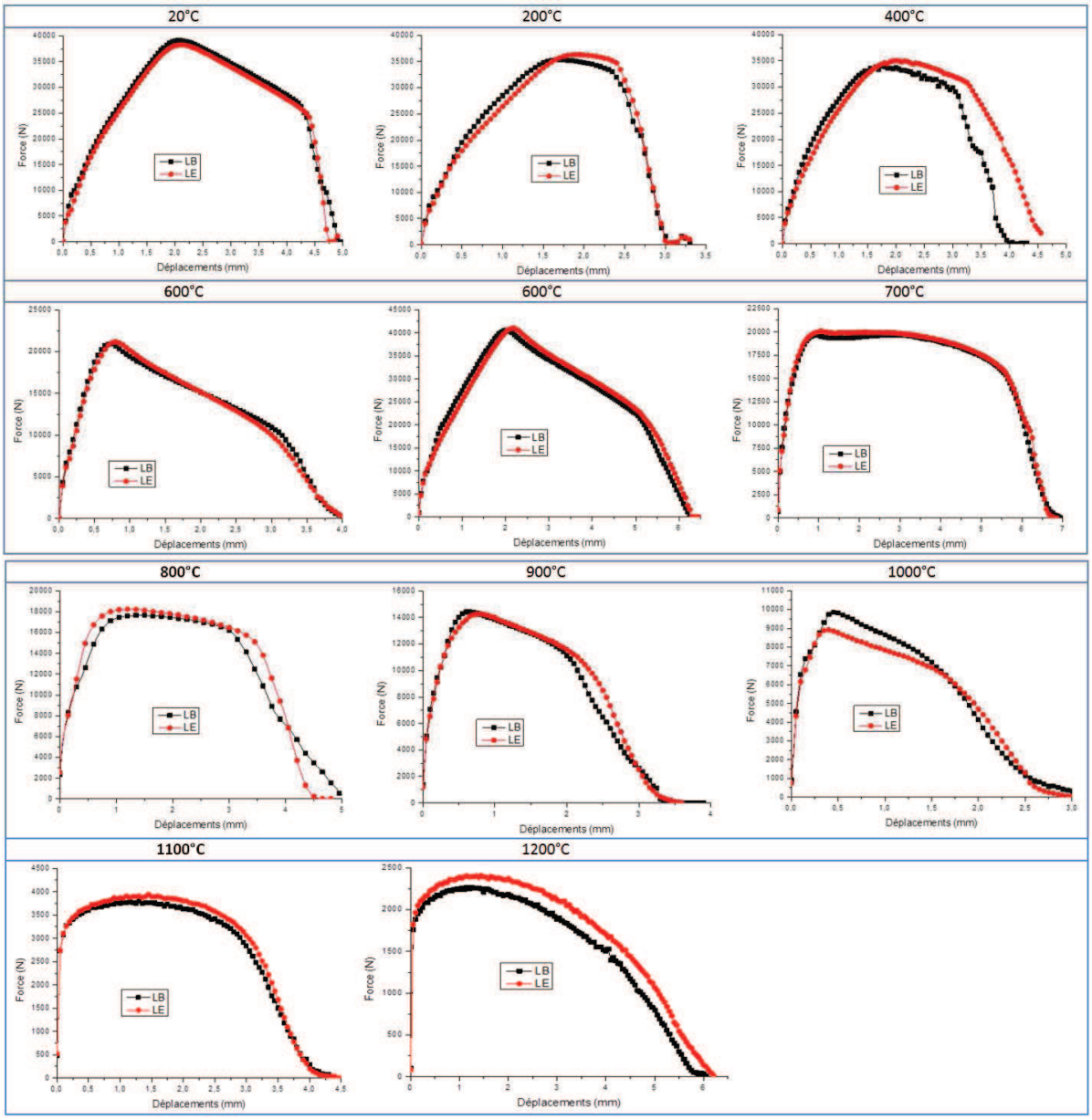
T = 900°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1000°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1100°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1200°C					T = 1200°C			
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

Courbes effort/déplacement longitudinal :

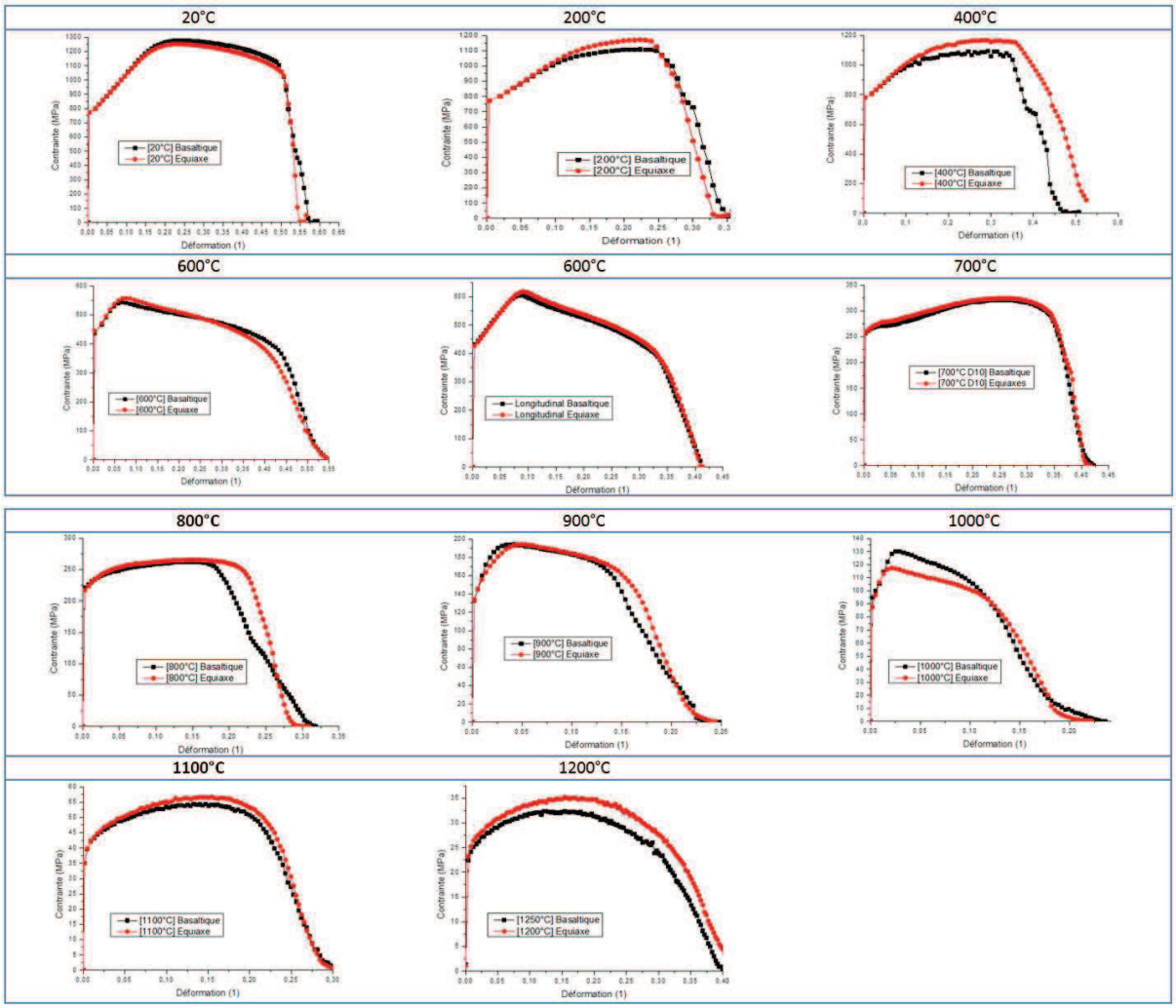


Légendes

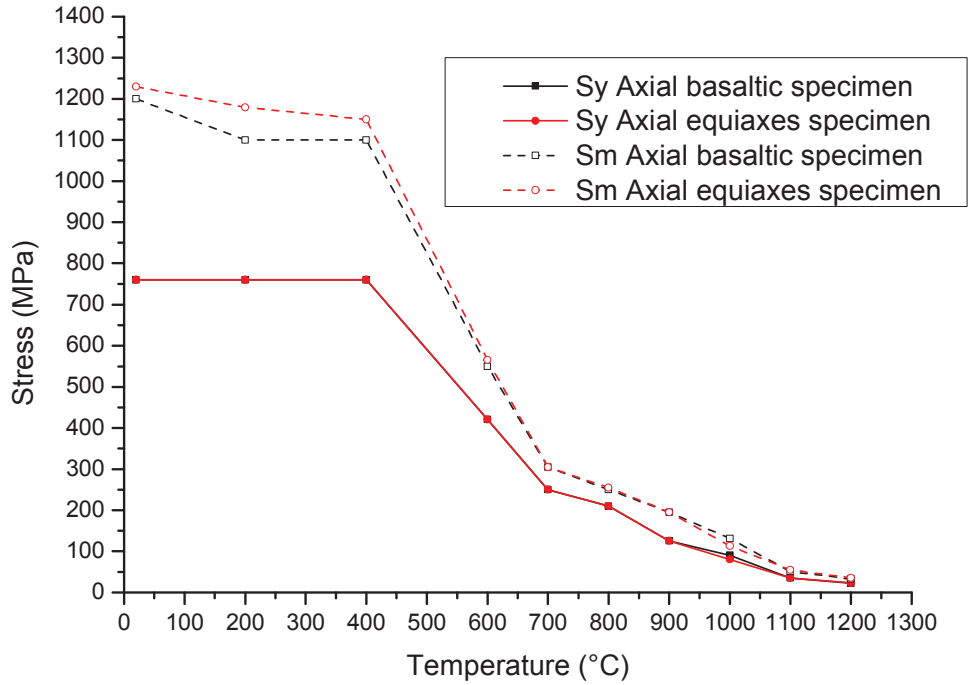
LB : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone basaltique.

LE : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone équiaxe.

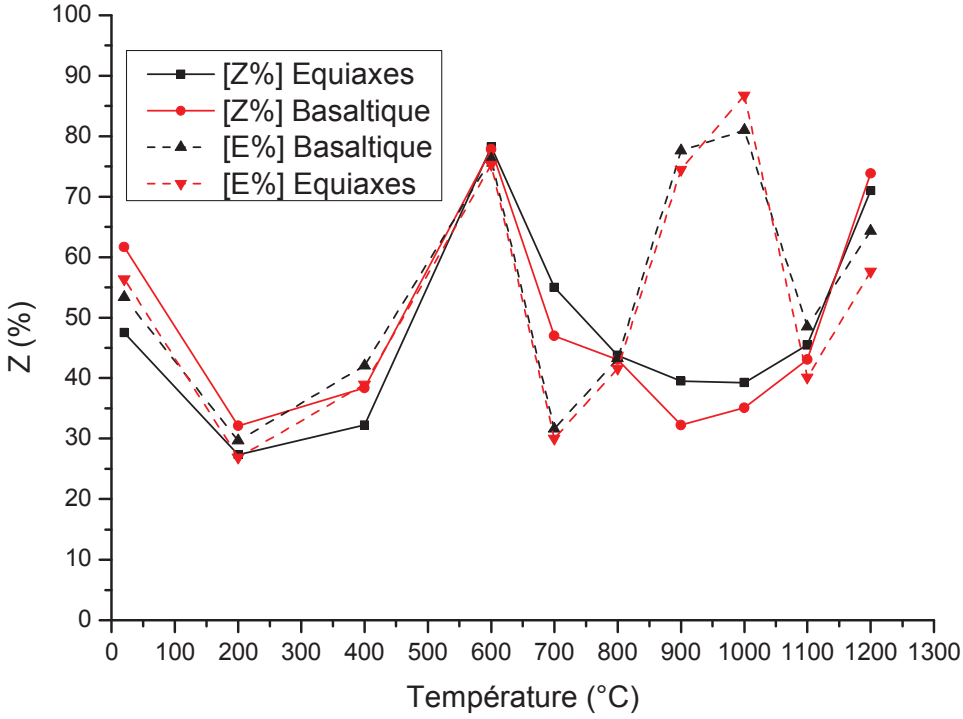
Courbes contrainte/déformation rationnelle :



Données mécanique associées :

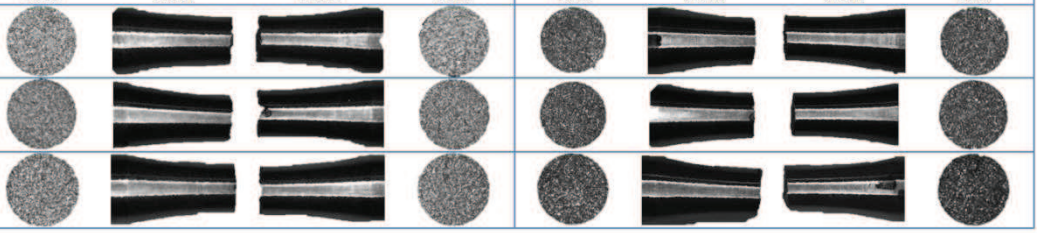
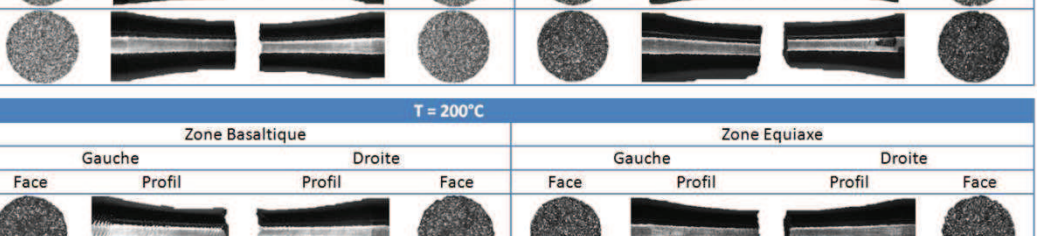


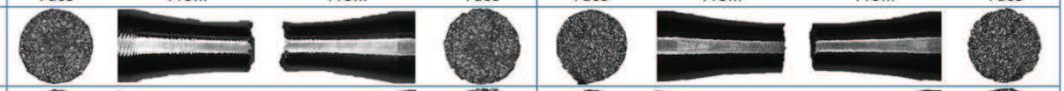
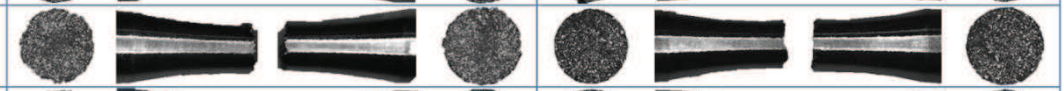
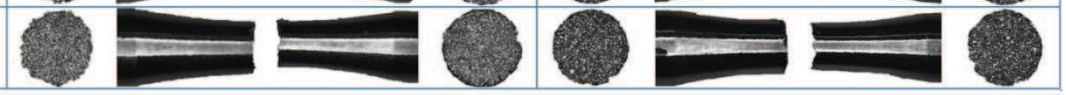
Indicateurs de ductilité (énergétique et géométrique) :

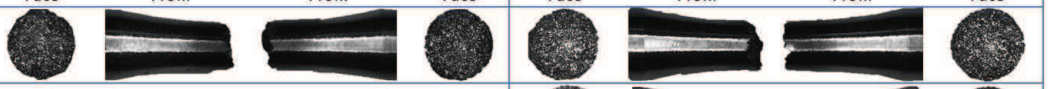
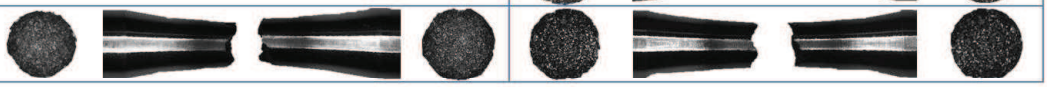


100Cr6

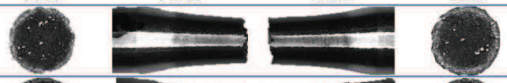
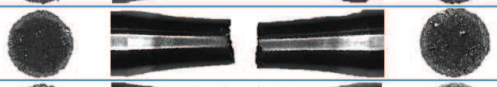
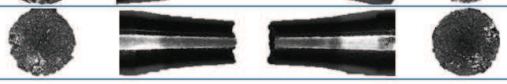
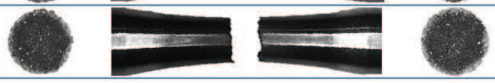
Photos des faciès de rupture :

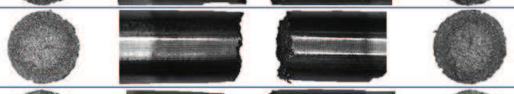
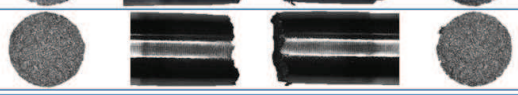
T = 20°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

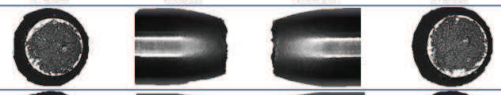
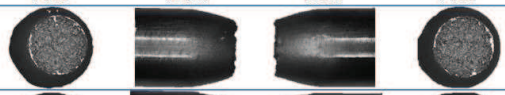
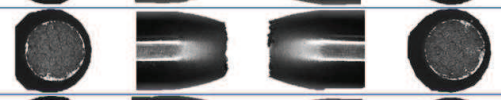
T = 200°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

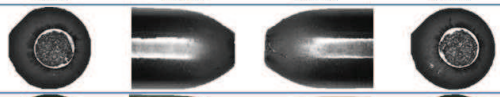
T = 400°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

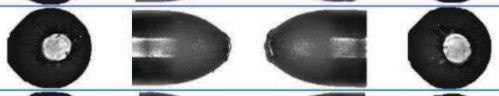
T = 600°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

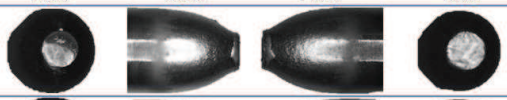
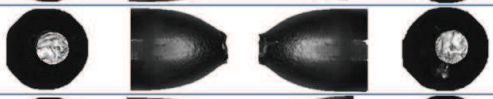
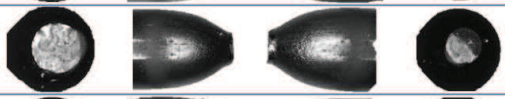
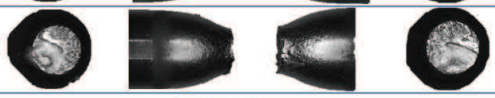
T = 700°C Ø = 7mm								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

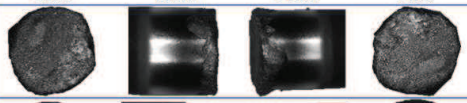
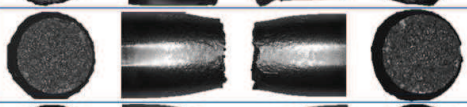
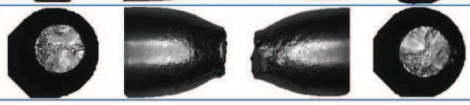
T = 700°C Ø = 10mm								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 800°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

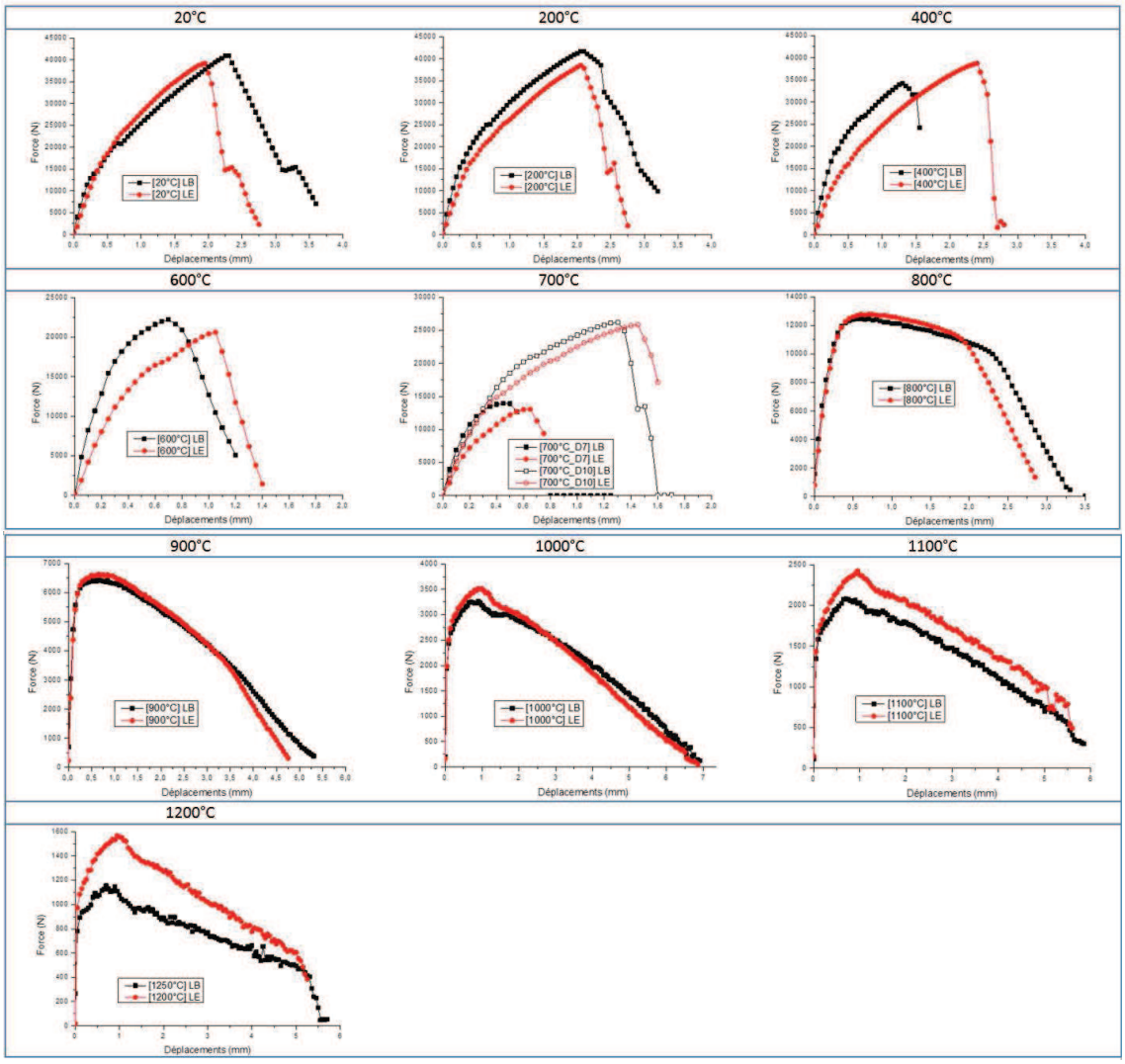
T = 900°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1000°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1100°C								
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

T = 1250°C					T = 1200°C			
N° d'échantillon	Zone Basaltique				Zone Equiaxe			
	Gauche		Droite		Gauche		Droite	
	Face	Profil	Profil	Face	Face	Profil	Profil	Face
1								
2								
3								

Courbes effort/déplacement longitudinal :

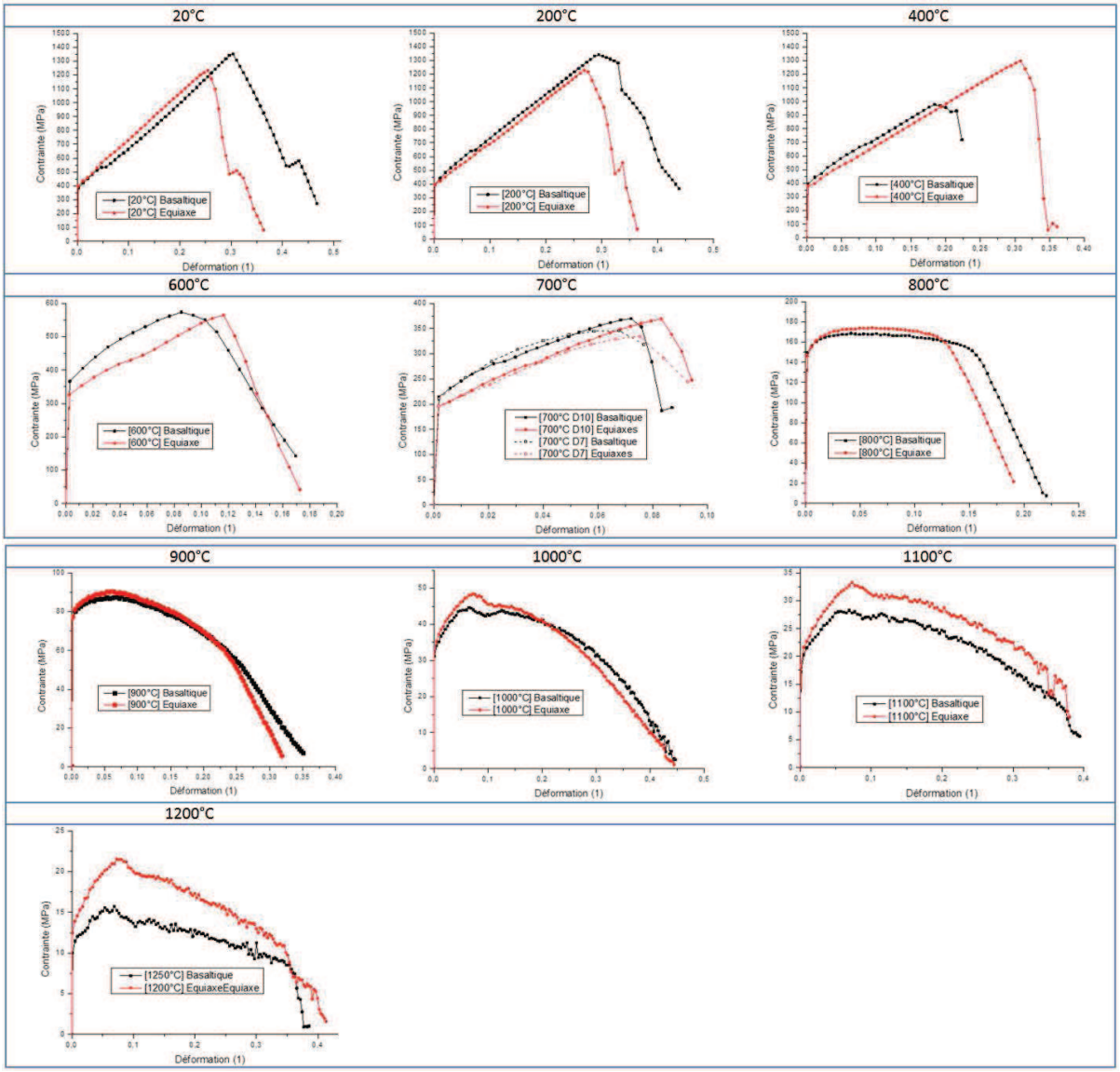


Légendes

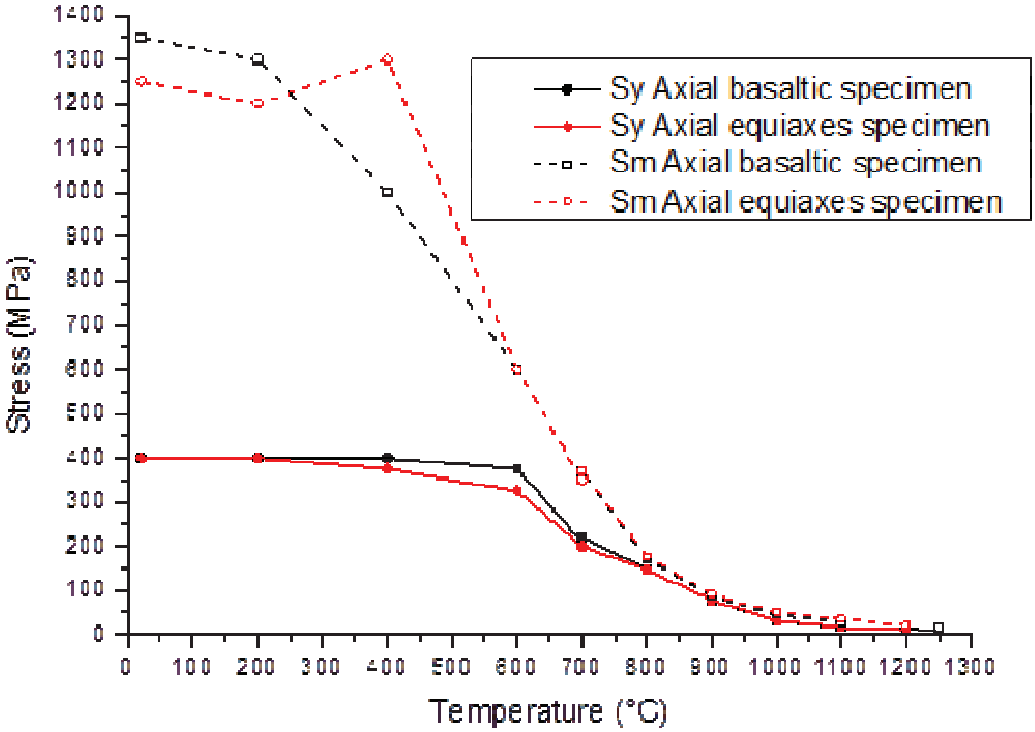
LB : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone basaltique.

LE : Eprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et en zone équiaxe.

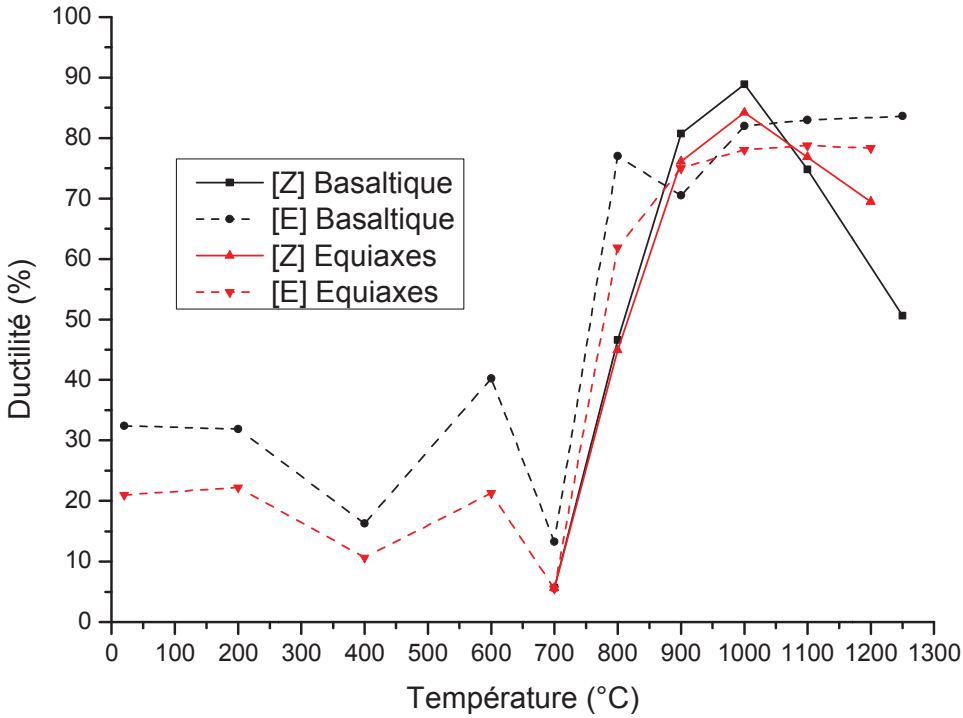
Courbes contrainte/déformation rationnelle :



Données mécanique associées :



Indicateurs de ductilité (énergétique et géométrique) :



Modèles de lois de comportement

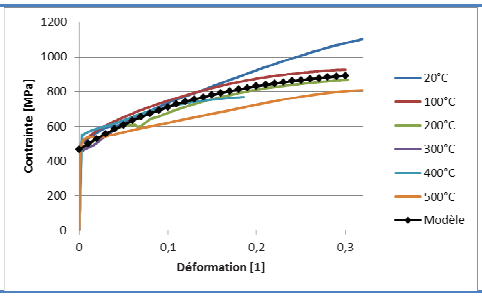
24CrMo4

Voce

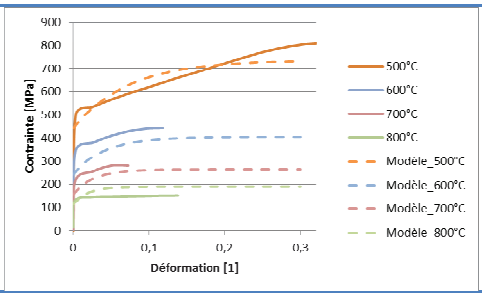
N°	Auteurs	Formulation
[1]	Voce	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(T) + \left(\sigma_{y0}(T) - \sigma_s(T)\right) e^{-n(T)\varepsilon}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Voce		
σ_{y0}	465	12	1,2
$\sigma_s(T)$	950	20	1,67
$b(T)$	7	500	5000
$\dot{\varepsilon}_0$	0,01	0,01	0,01
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314

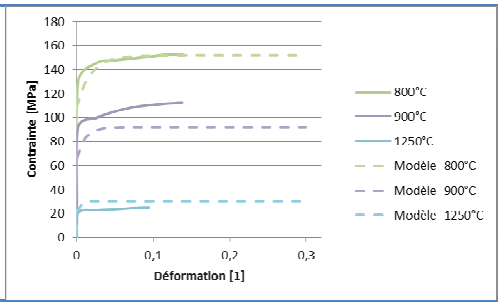
Gamme 1 : 20-500°C



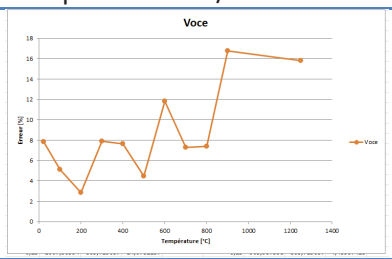
Gamme 2 : 500-800°C



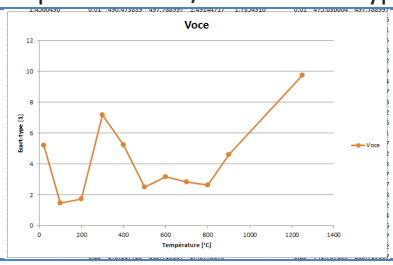
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

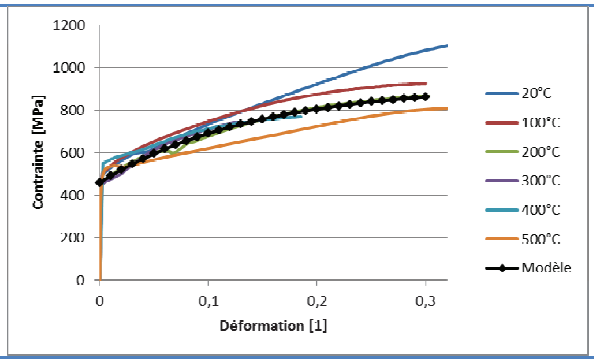


Voce modifiée par Lurdos

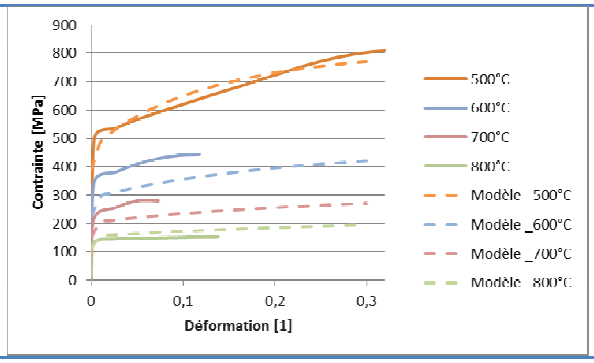
N°	Auteurs	Formulation
[2]	Voce $_{\text{by Lurdos}}$	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + \left(\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon},T) - \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + A(\dot{\varepsilon},T) \times \varepsilon^{b(\dot{\varepsilon},T)}\right)e^{-n(\dot{\varepsilon},T)\varepsilon}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Voce_lurdos		
σ_{y0}	230	0,24	0,002
$\sigma_s(\dot{\varepsilon},T)$	460	0,5	0,017
$b(\dot{\varepsilon},T)$	3,5	0,004	0,02
$A(\dot{\varepsilon},T)$	0	0,1	0,02
$n(\dot{\varepsilon},T)$	0,12	0,0001	0,0001
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314
m_{VL}	0,15	0,9	1

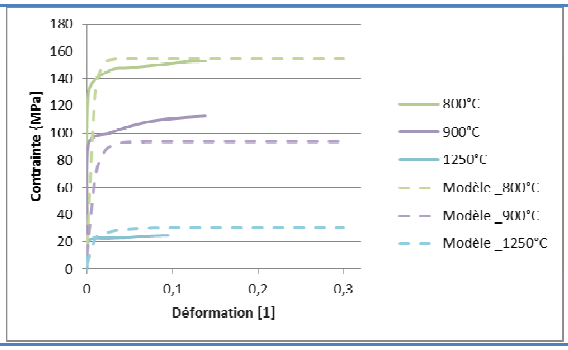
Gamme 1 : 20-500°C



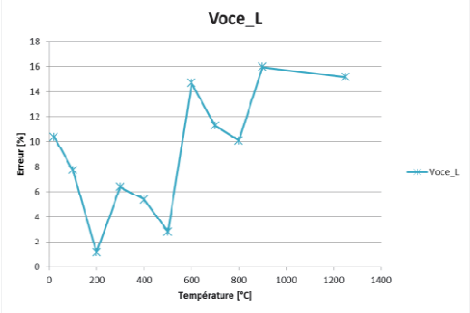
Gamme 2 : 500-800°C



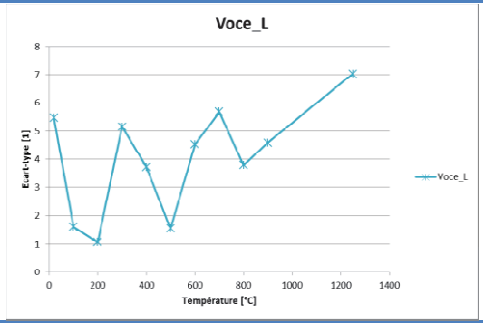
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

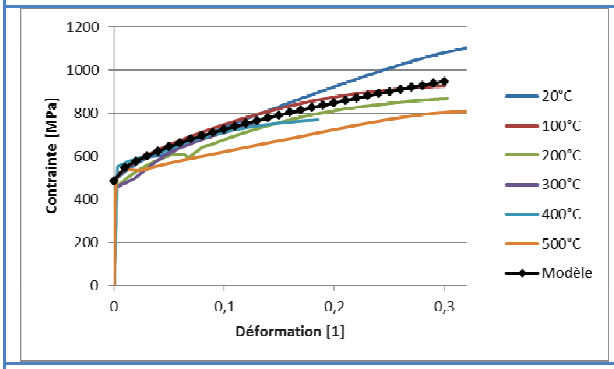


Johnson-Cook

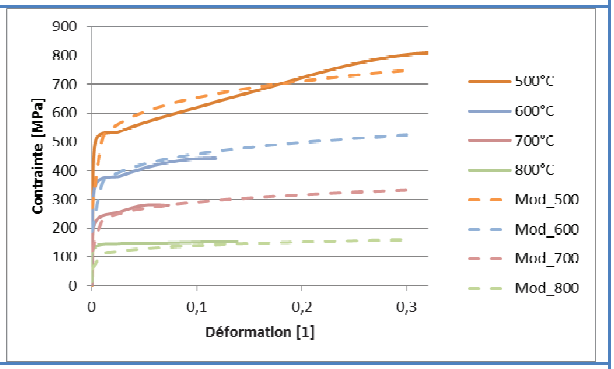
N°	Auteurs	Formulation
[3]	Johnson-Cook	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)=\left(\sigma_{y0}+K_{JC}\varepsilon^{n_{JC}}\right)\left[1+Cln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^{\nu_{JC}}\right]$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Johnson-Cook		
σ_{y0}	485	400	175
K_{JC}	950	900	280
n_{JC}	0,6	0,2	0,2
C	0	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{JC}	0,13	0,7	0,3
T_0	20	400	700
T_m	1500	900	1400

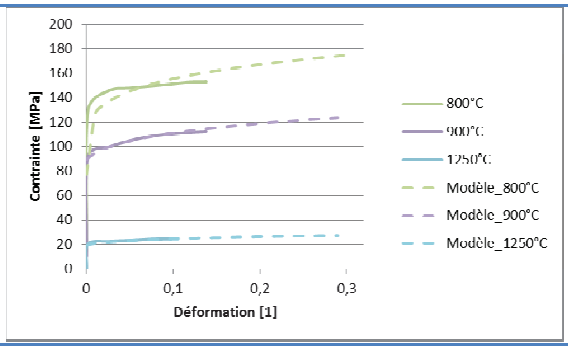
Gamme 1 : 20-500°C



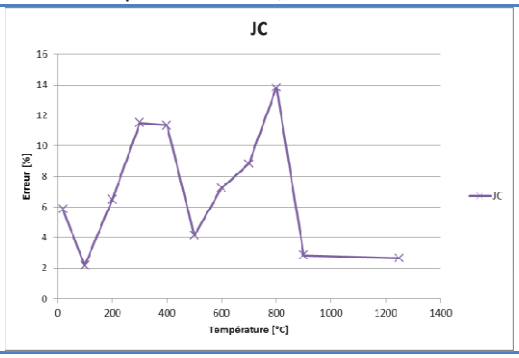
Gamme 2 : 500-800°C



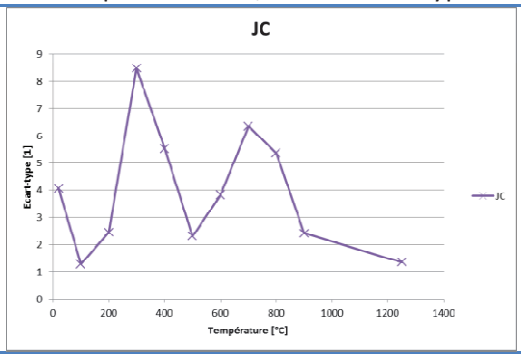
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

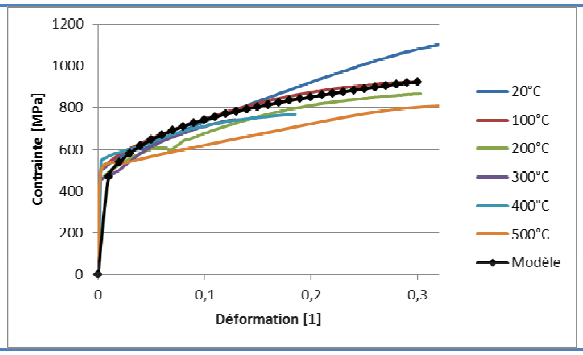


Hansel-Spittel

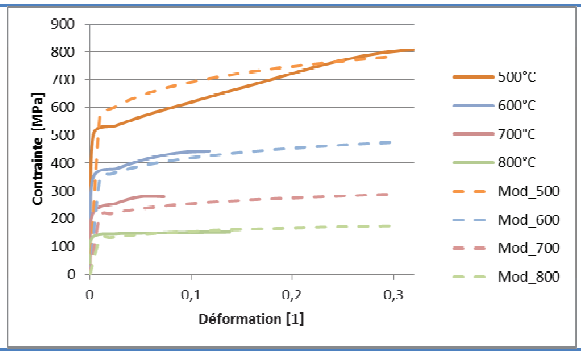
N°	Auteurs	Formulation
[4]	Hansel-Spittel	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{HS}\varepsilon^{n_{HS}} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{HS}} e^{m_1 T}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Hansel-Spittel		
K_{HS}	1175	11000	4700
n_{HS}	0,2	0,12	0,08
m_4	0	0,001	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{HS}	0	0	0
m_1	0	-0,005	-0,004

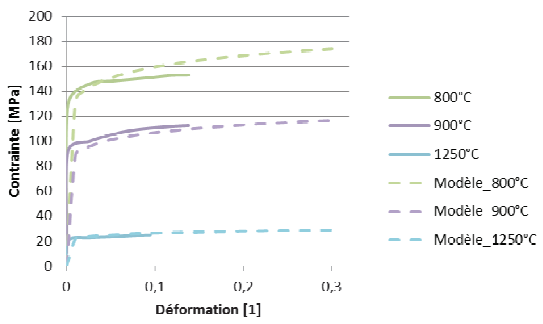
Gamme 1 : 20-500°C



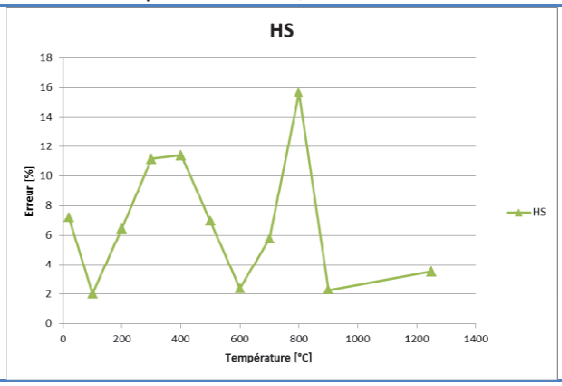
Gamme 2 : 500-800°C



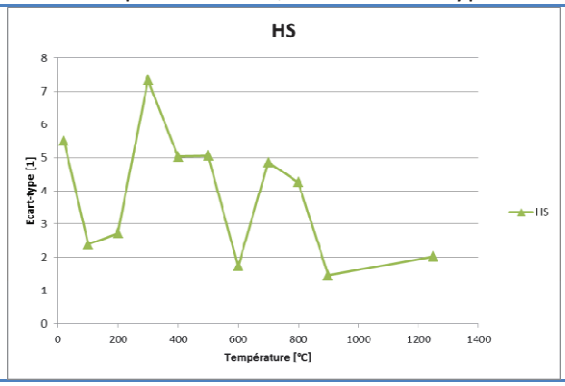
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

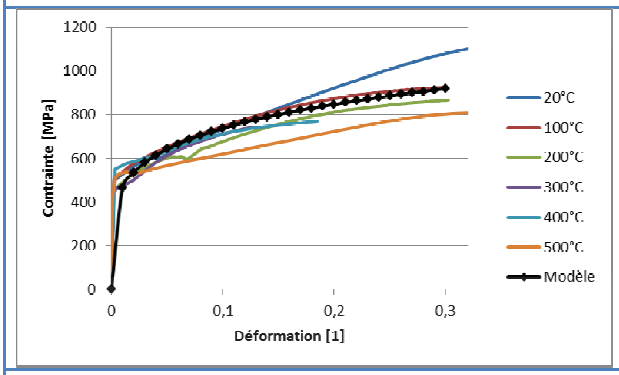


Norton-Hoff

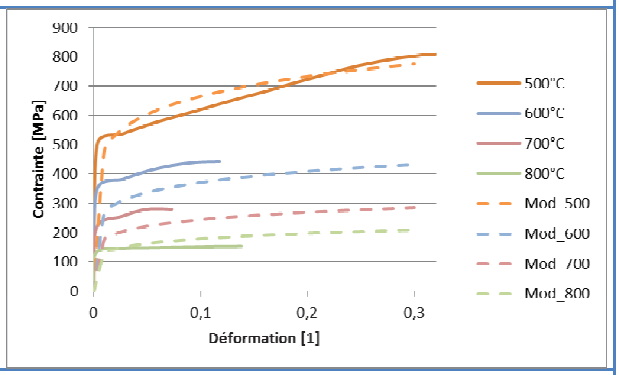
N°	Auteurs	Formulation
[5]	Norton-Hoff	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sqrt{3}K_{NH}\varepsilon^{n_{NH}}\left(\sqrt{3}\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{NH}} e^{\frac{\beta}{T}}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Norton-Hoff		
K_{NH}	675	16	1,05
n_{NH}	0,2	0,14	0,1
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{NH}	0	0	0
β	0	1750	3800

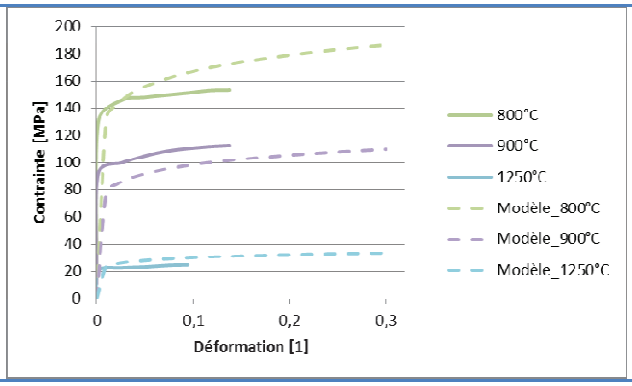
Gamme 1 : 20-500°C



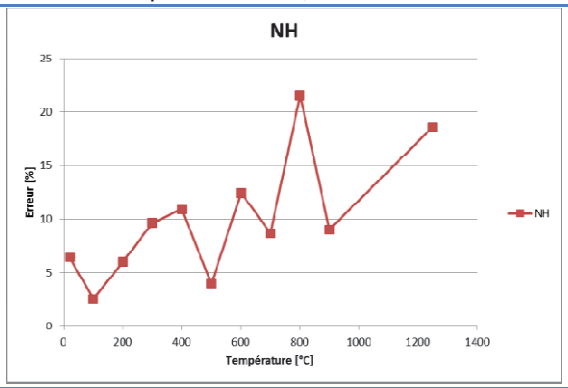
Gamme 2 : 500-800°C



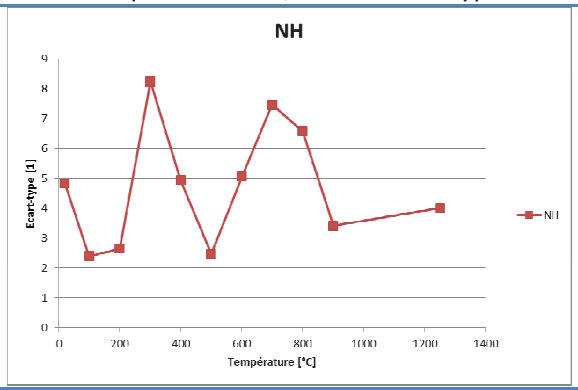
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

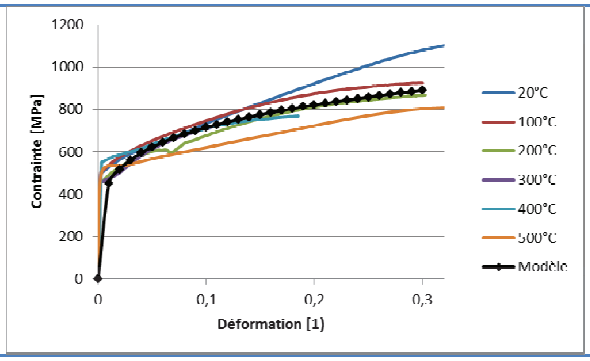


Ramberg-Osgood

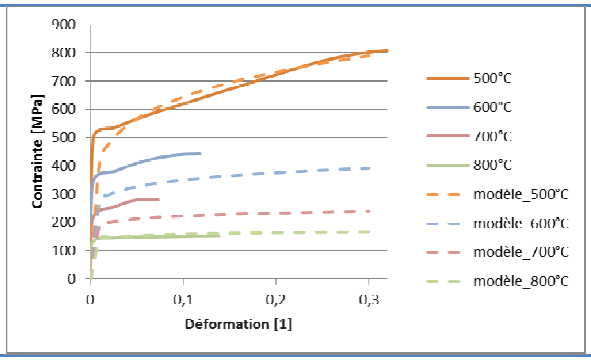
N°	Auteurs	Formulation
[6]	Ramberg-Osgood	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_{y0}(T)\left(\frac{\varepsilon \times E(T)}{\alpha(T) \times \sigma_{y0}(T)}\right)^{\frac{1}{n(T)}}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Ramberg-Osgood		
σ_{y0}	480	15	1,6
$E(T)$	210000	6300	650
$\alpha(T)$	6	0,5	0,055
$n(T)$	5	200	2000
Q	0	15000	30000
R	8,314	8,314	8,314

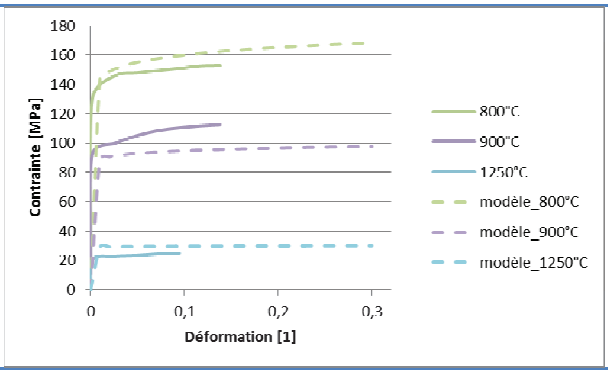
Gamme 1 : 20-500°C



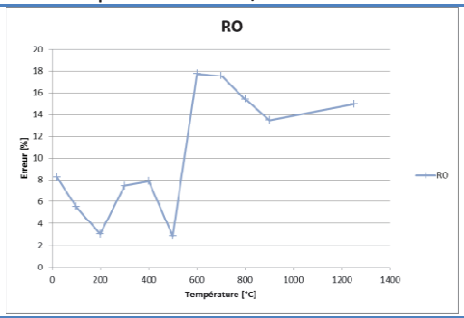
Gamme 2 : 500-800°C



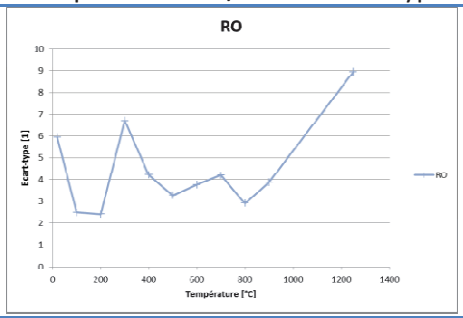
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

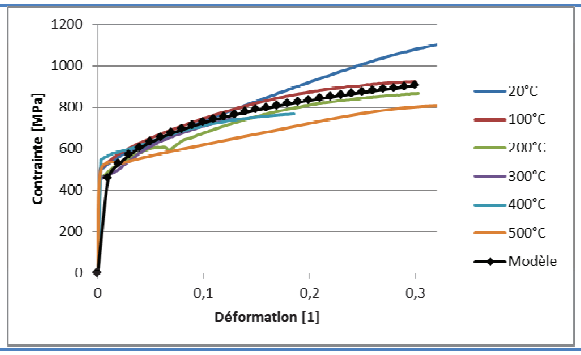


Power-Law

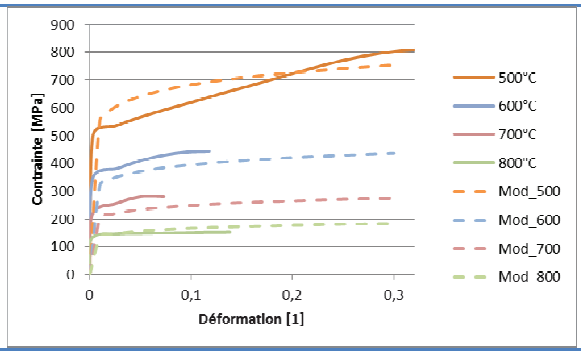
N°	Auteurs	Formulation
[7]	Power-law	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{Pl}\varepsilon^{n_{PL}}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{PL}}\left(\frac{T}{T_0}\right)^{-\nu}$

Paramètre	20-500°C	500-800°C	800-1250°C
	Power-Law		
K_{Pl}	1150	1,05E+11	3,9E+13
n_{PL}	0,2	0,09	0,07
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0
ν	0	3	3,9

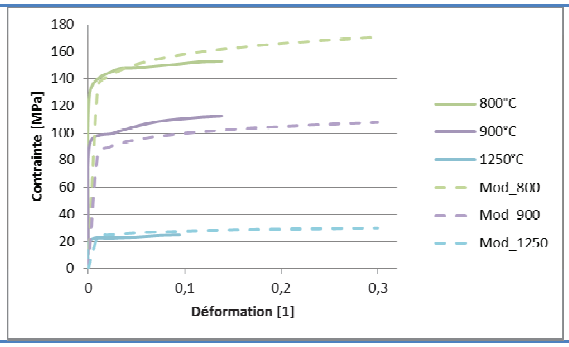
Gamme 1 : 20-500°C



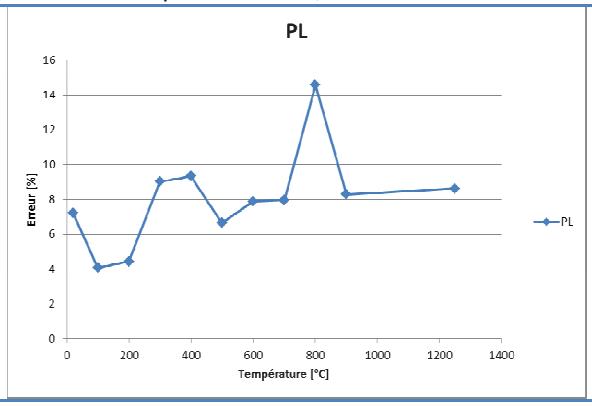
Gamme 2 : 500-800°C



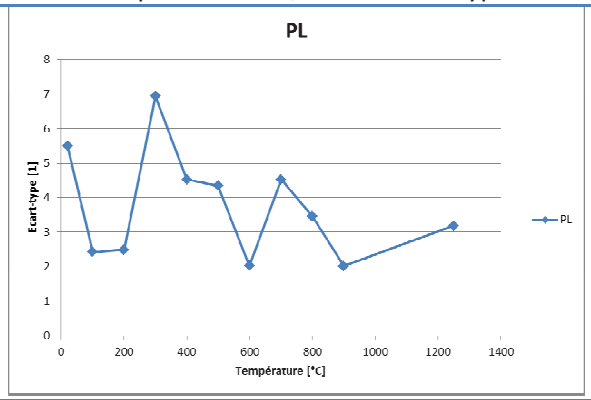
Gamme 3 : 800-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type



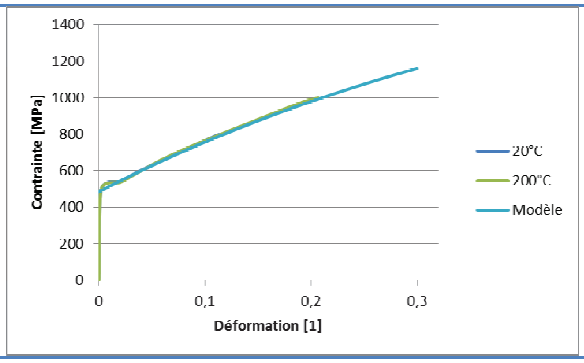
42CrMo4

Voce

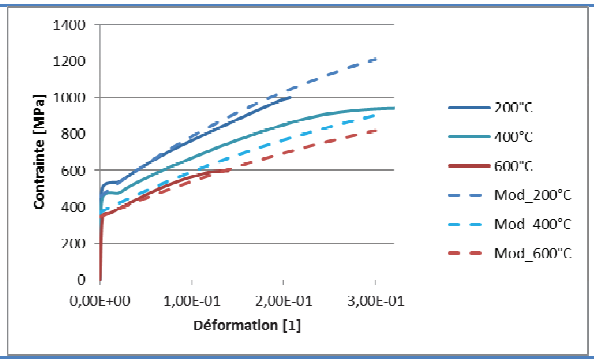
N°	Auteurs	Formulation
[1]	Voce	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(T) + \left(\sigma_{y0}(T) - \sigma_s(T)\right) e^{-n(T)\varepsilon}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
		Voce		
σ_{y0}	485	300	11	0,9
$\sigma_s(T)$	1982	1125	26	1,3
$b(T)$	2	2	0,35	0,9
$\dot{\varepsilon}_0$	0,01	0,01	0,01	0,01
Q	0	700	15000	34000
R	8,314	8,314	8,314	8,314

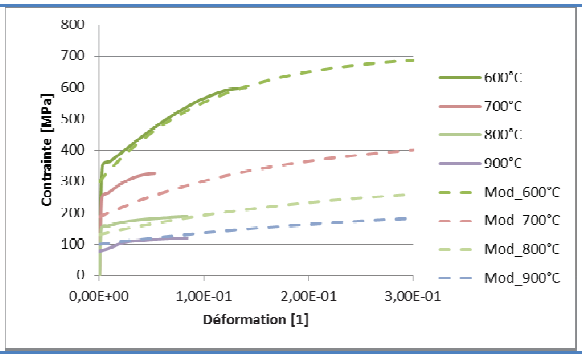
Gamme 1 : 20-200°C



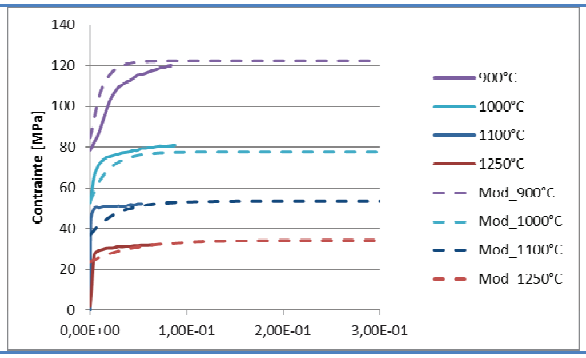
Gamme 2 : 200-600°C



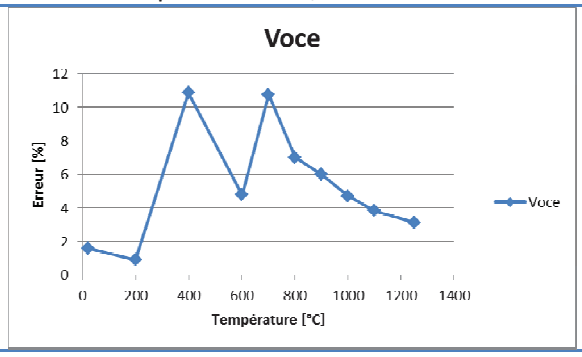
Gamme 3 : 600-900°C



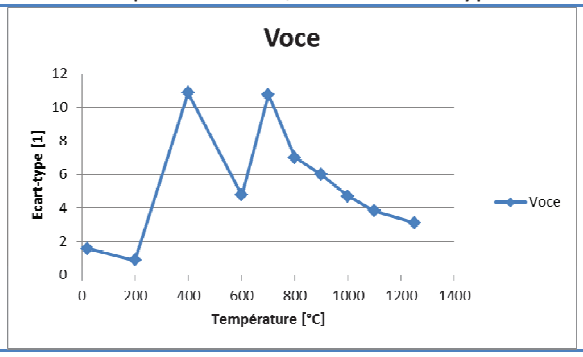
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

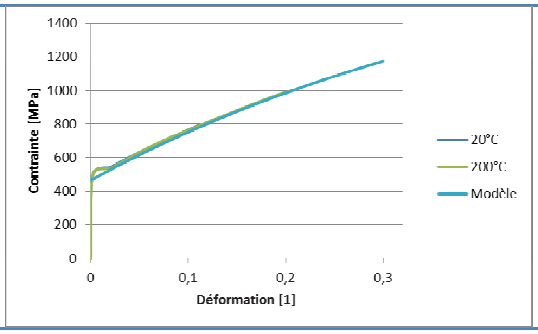


Voce modifiée par Lurdos

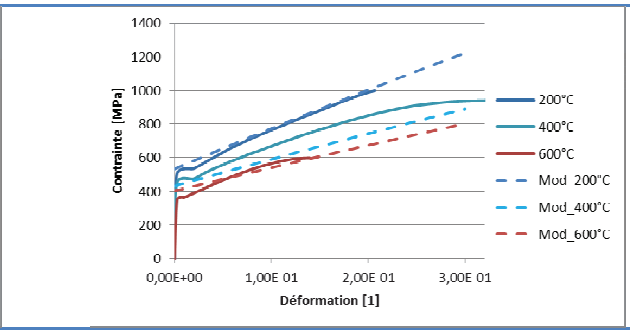
N°	Auteurs	Formulation
[2]	Voce $_{\text{by Lurdos}}$	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + \left(\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon},T) - \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + A(\dot{\varepsilon},T) \times \varepsilon^{b(\dot{\varepsilon},T)}\right)e^{-n(\dot{\varepsilon},T)\varepsilon}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
		Voce_lurdos		
σ_{y0}	465	35000	2600	90
$\sigma_s(\dot{\varepsilon},T)$	1982	400000	9500	120
$b(\dot{\varepsilon},T)$	2.1	29	20	150
$A(\dot{\varepsilon},T)$	0	0	0	0
$n(\dot{\varepsilon},T)$	0,12	0,12	0,12	0,12
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
Q	0	700	15000	34000
R	8,314	8,314	8,314	8,314
m_{VL}	0	1	1,25	0,9

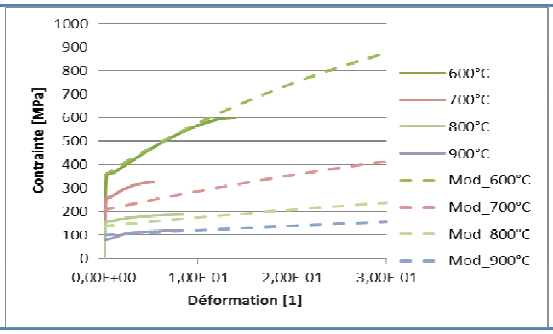
Gamme 1 : 20-200°C



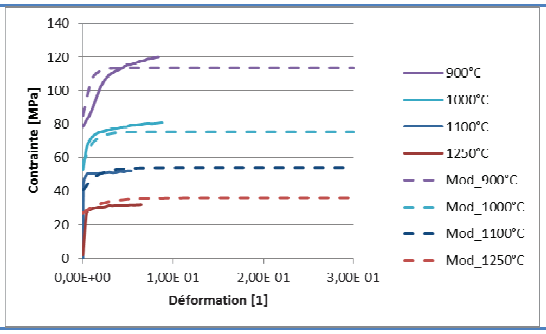
Gamme 2 : 200-600°C



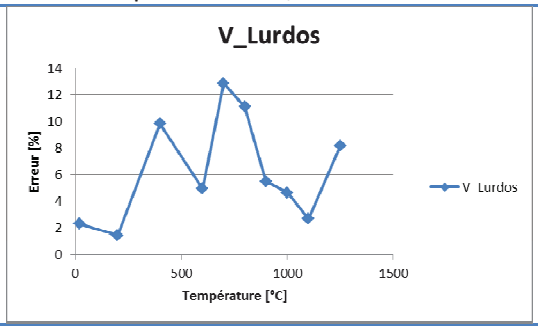
Gamme 3 : 600-900°C



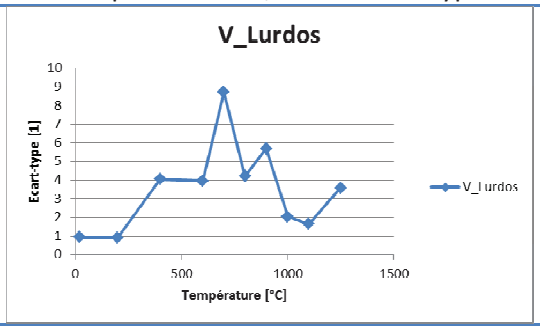
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

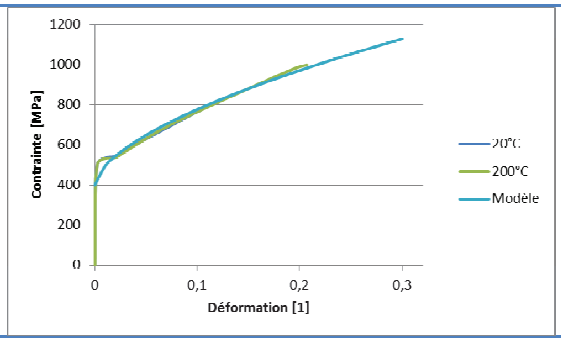


Johnson-Cook

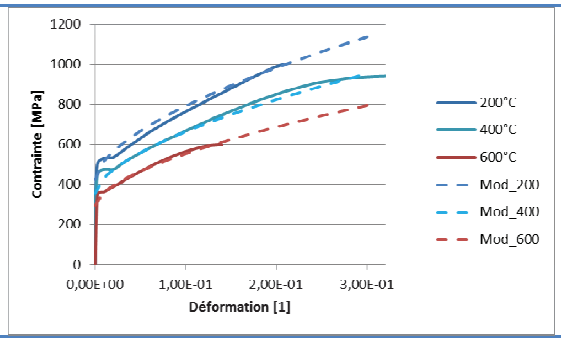
N°	Auteurs	Formulation
[3]	Johnson-Cook	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)=\left(\sigma_{y0}+K_{JC}\varepsilon^{n_{JC}}\right)\left[1+C ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^{v_{JC}}\right]$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
	Johnson-Cook			
σ_{y0}	400	780	420	60
K_{JC}	1500	2700	1200	430
n_{JC}	0,6	0,6	0,6	0,1
C	0	0	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{JC}	0,13	0,5	0,9	0,25
T_0	20	-273	500	700
T_m	1500	2000	1000	1500

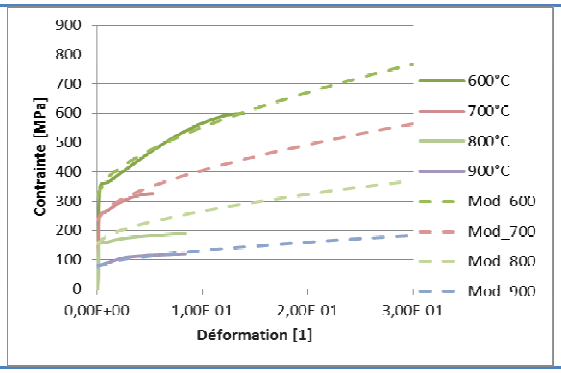
Gamme 1 : 20-200°C



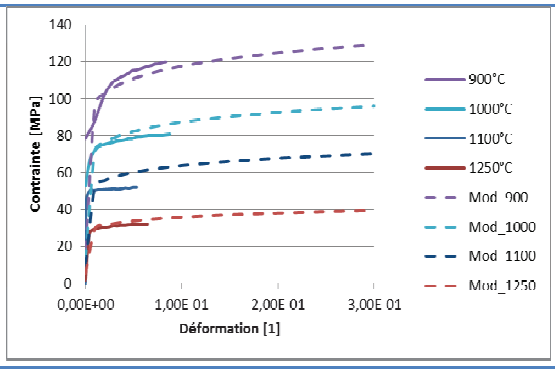
Gamme 2 : 200-600°C



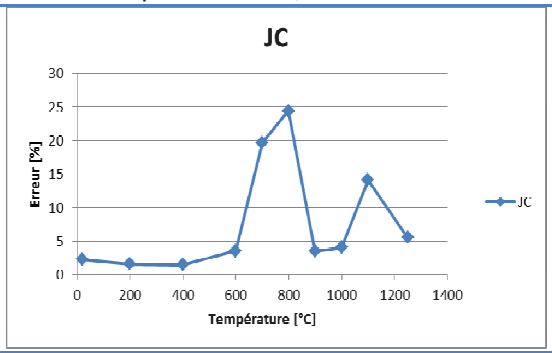
Gamme 3 : 600-900°C



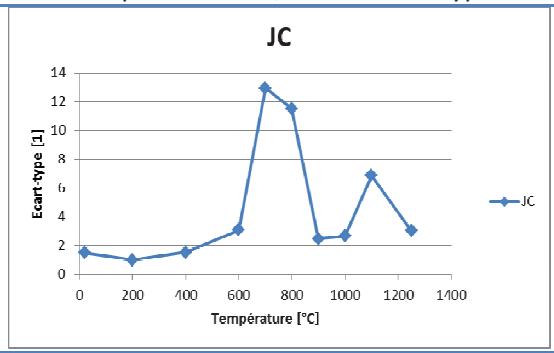
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

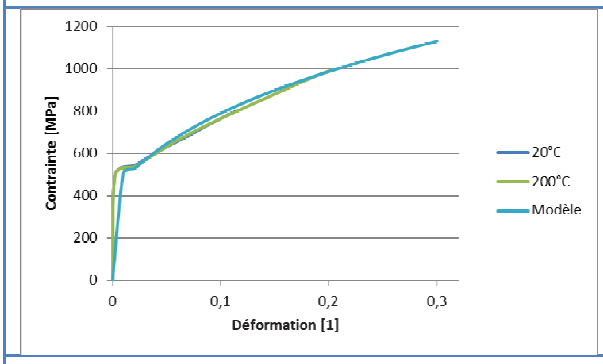


Hansel-Spittel

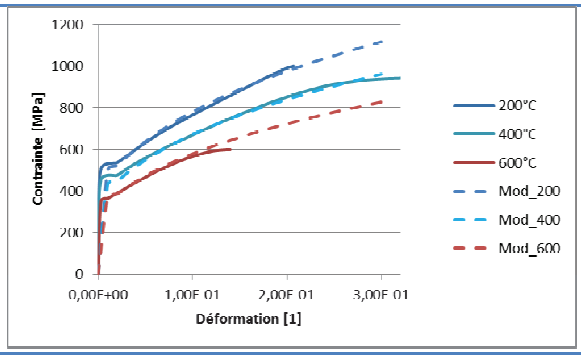
N°	Auteurs	Formulation
[4]	Hansel-Spittel	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{HS}\varepsilon^{n_{HS}} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{HS}} e^{m_1 T}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
	Hansel-Spittel			
K_{HS}	1700	1950	15000	3150
n_{HS}	0,35	0,35	0,27	0,06
m_4	0,004	0,004	0,002	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{HS}	0	0	0	0
m_1	0	-0,00075	-0,0045	-0,0035

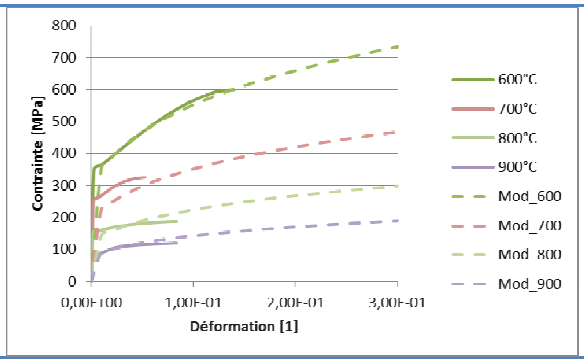
Gamme 1 : 20-200°C



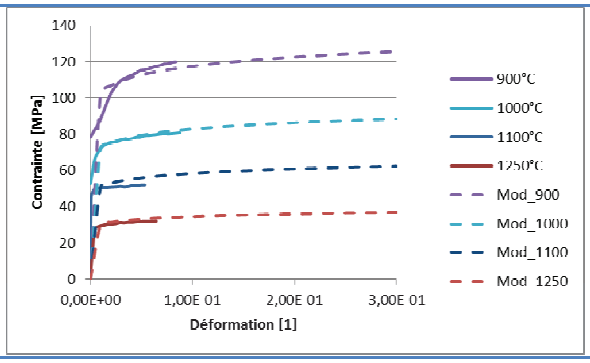
Gamme 2 : 200-600°C



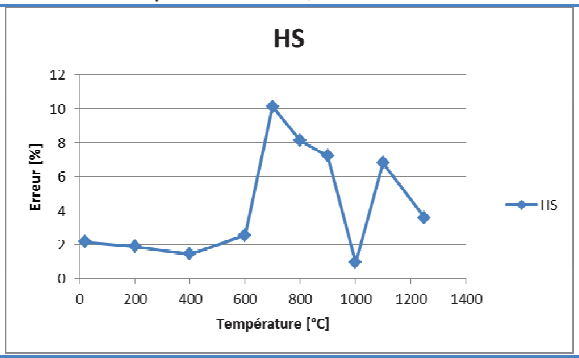
Gamme 3 : 600-900°C



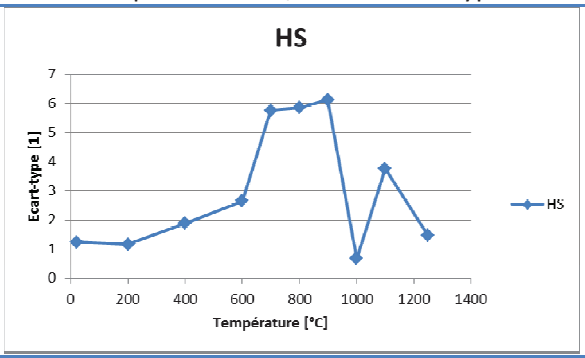
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

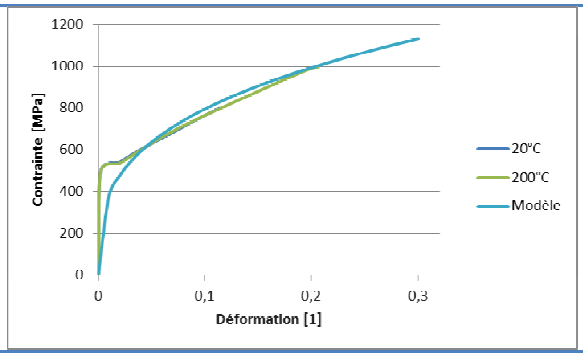


Norton-Hoff

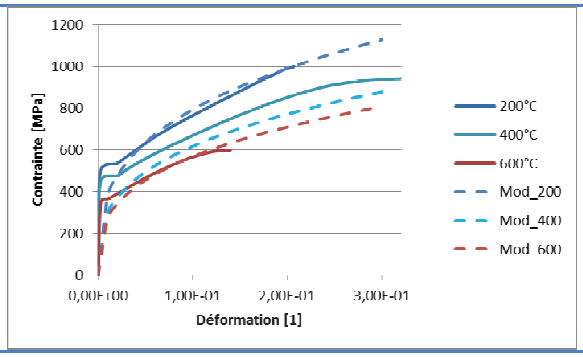
N°	Auteurs	Formulation
[5]	Norton-Hoff	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sqrt{3}K_{NH}\varepsilon^{n_{NH}}\left(\sqrt{3}\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{NH}} e^{\frac{\beta}{T}}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
	Norton-Hoff			
K_{NH}	960	580	8	0,93
n_{NH}	0,32	0,32	0,2	0,06
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{NH}	0	0	0	0
β	0	100	2500	4000

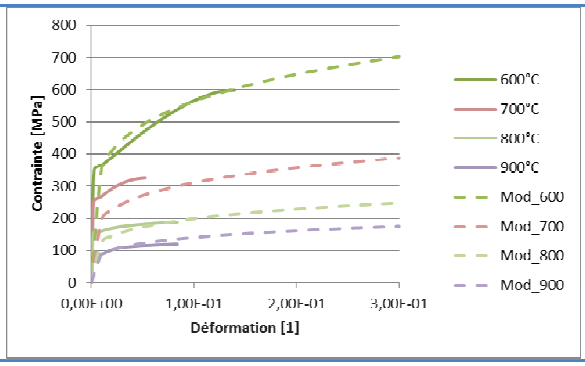
Gamme 1 : 20-200°C



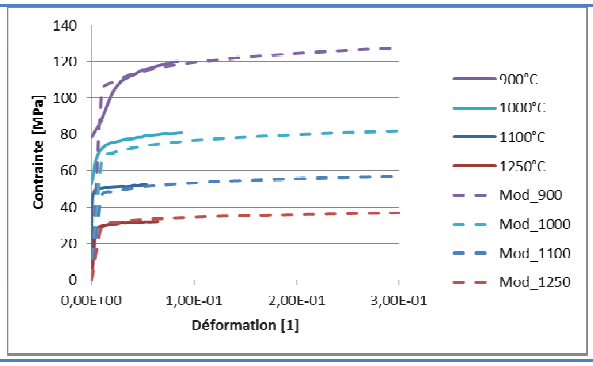
Gamme 2 : 200-600°C



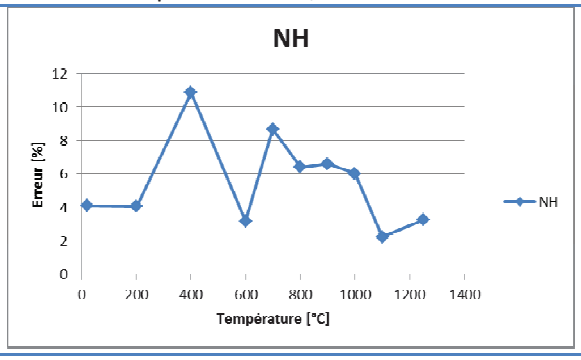
Gamme 3 : 600-900°C



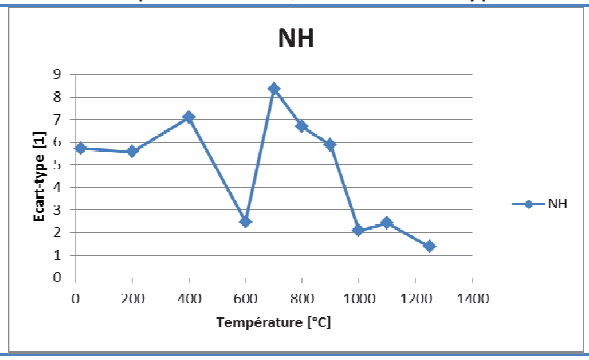
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

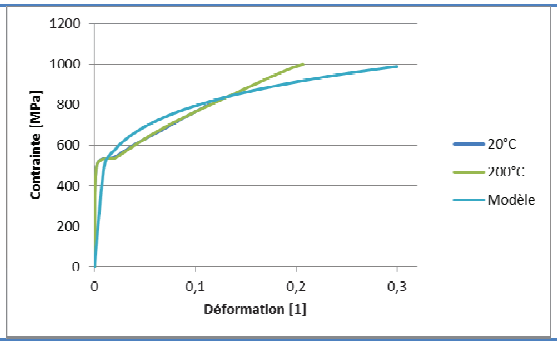


Ramberg-Osgood

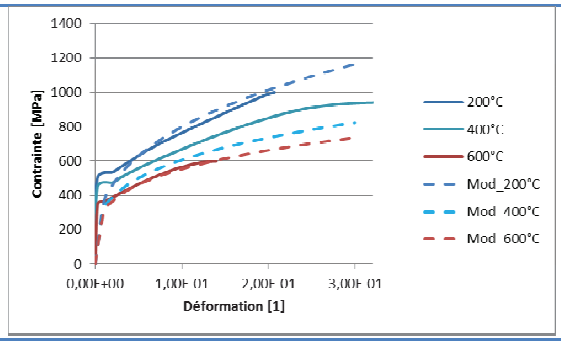
N°	Auteurs	Formulation
[6]	Ramberg-Osgood	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_{y0}(T)\left(\frac{\varepsilon \times E(T)}{\alpha(T) \times \sigma_{y0}(T)}\right)^{\frac{1}{n(T)}}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
	Ramberg-Osgood			
σ_{y0}	465	275	10,1	0,9
$E(T)$	210000	135000	30000	65
$\alpha(T)$	3,1	4,9	0,1	100
$n(T)$	0,2	0,225	0,01	0,0003
Q	0	700	15000	34000
R	8,314	8,314	8,314	8,314

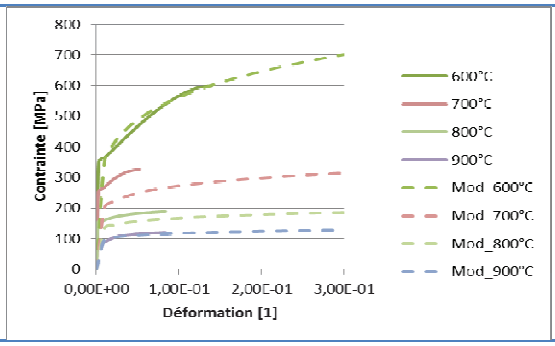
Gamme 1 : 20-200°C



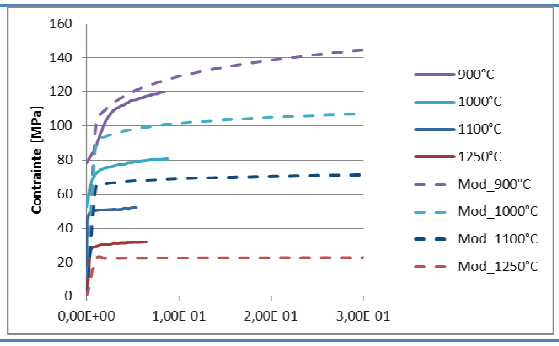
Gamme 2 : 200-600°C



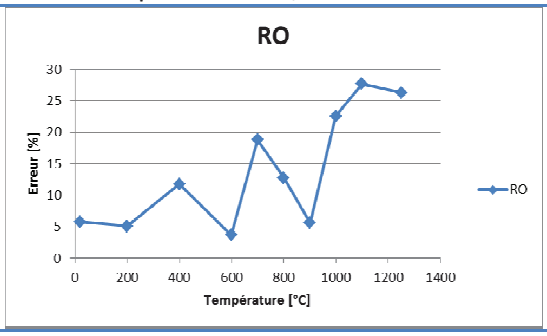
Gamme 3 : 600-900°C



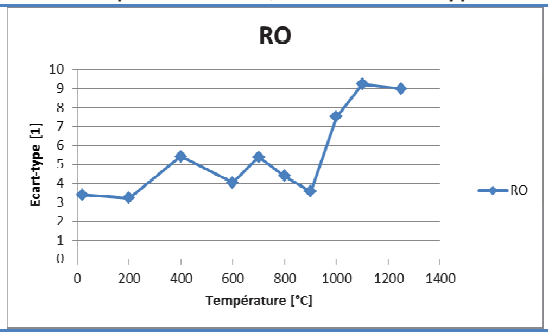
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

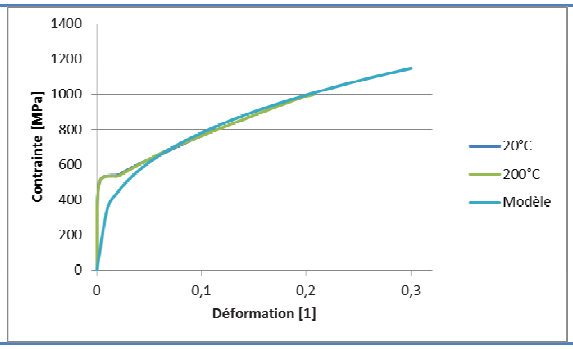


Power-Law

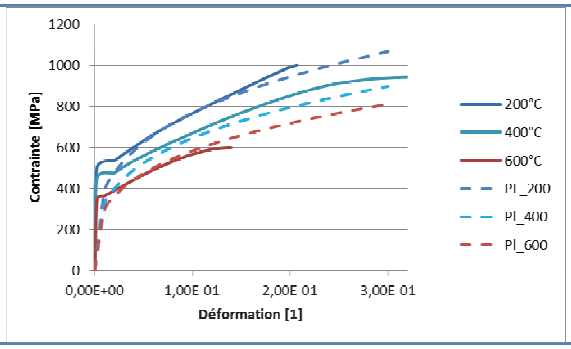
N°	Auteurs	Formulation
[7]	Power-law	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{Pl}\varepsilon^{n_{PL}}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{PL}}\left(\frac{T}{T_0}\right)^{-\nu}$

Paramètre	20-200°C	200-600°C	600-900°C	900-1250°C
		Power-Law		
K_{Pl}	1750	5750	4,6E+12	4,5E+13
n_{PL}	0,35	0,3	0,2	0,2
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0	0
ν	0	0,25	3,5	3,9

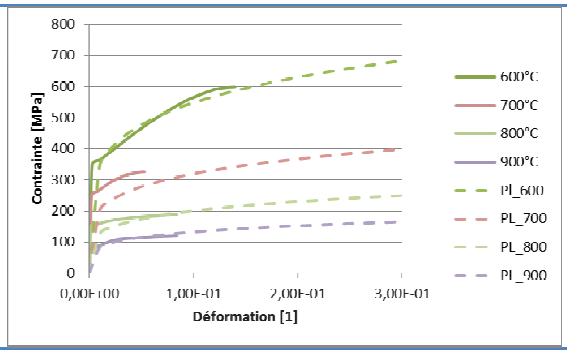
Gamme 1 : 20-200°C



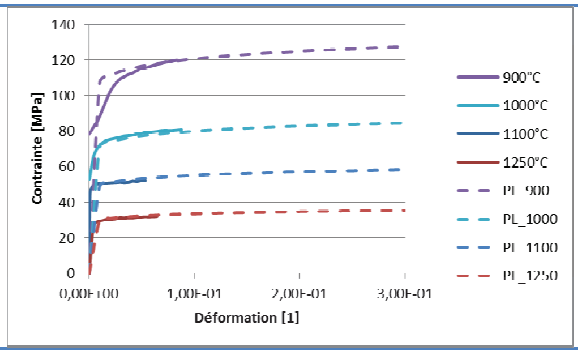
Gamme 2 : 200-600°C



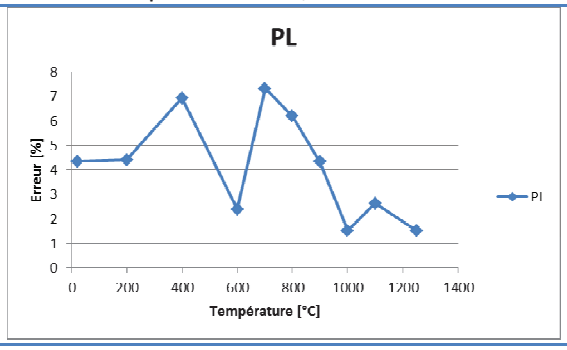
Gamme 3 : 600-900°C



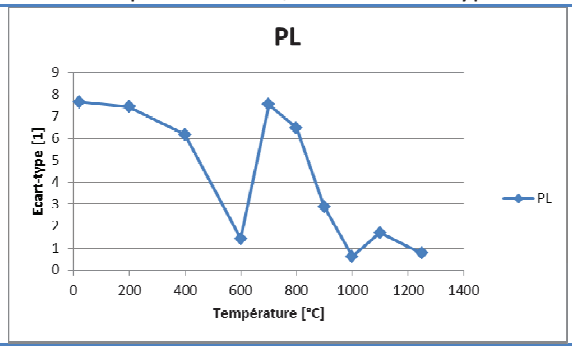
Gamme 4 : 900-1250°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type



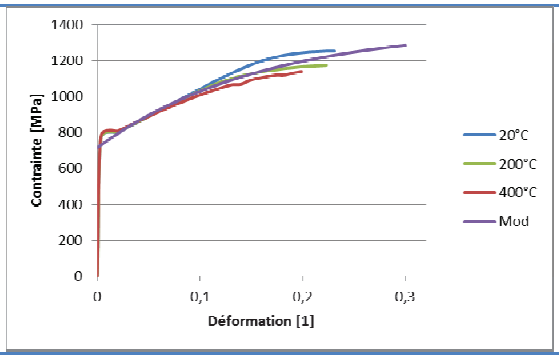
Acier inoxydable 13%Cr

Voce

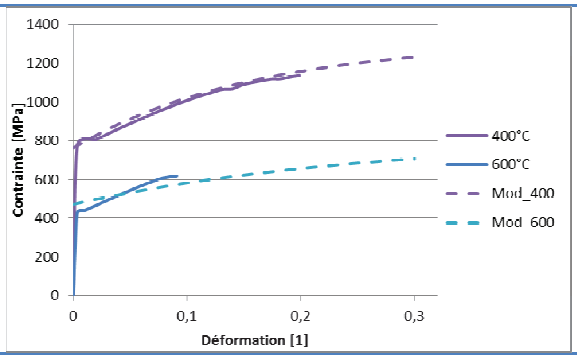
N°	Auteurs	Formulation
[1]	Voce	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(T) + \left(\sigma_{y0}(T) - \sigma_s(T)\right) e^{-n(T)\varepsilon}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
		Voce		
σ_{y0}	714	18000	2550	20
$\sigma_s(T)$	1385	31000	5500	30
$b(T)$	6,3	150	30	15
$\dot{\varepsilon}_0$	0,01	0,01	0,01	0,01
Q	0	4800	14000	48500
R	8,314	8,314	8,314	9,314

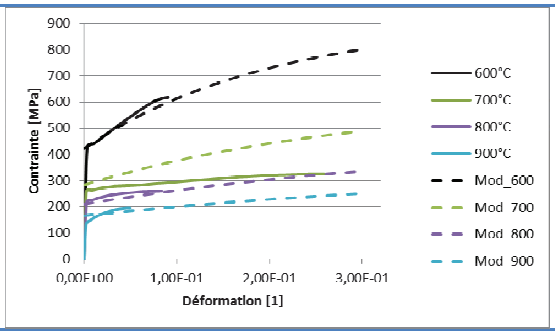
Gamme 1 : 20-400°C



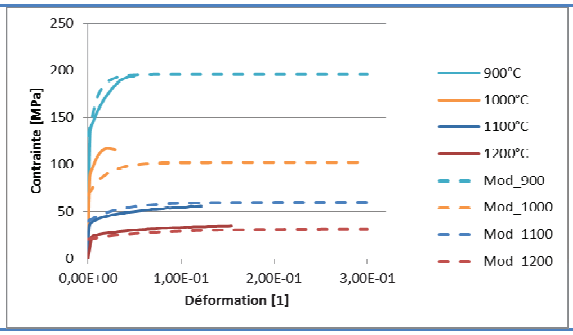
Gamme 2 : 400-600°C



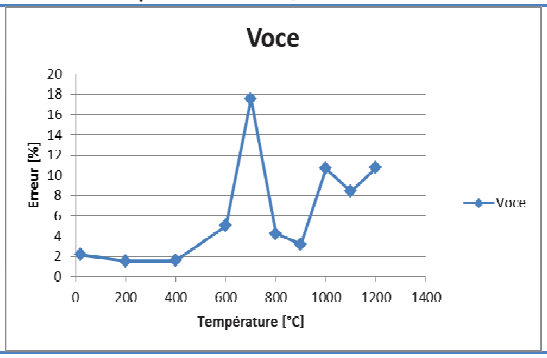
Gamme 3 : 600-900°C



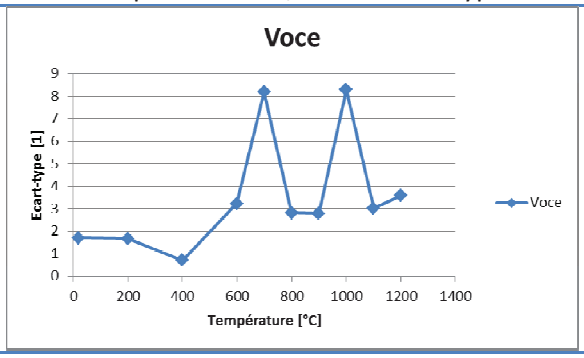
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

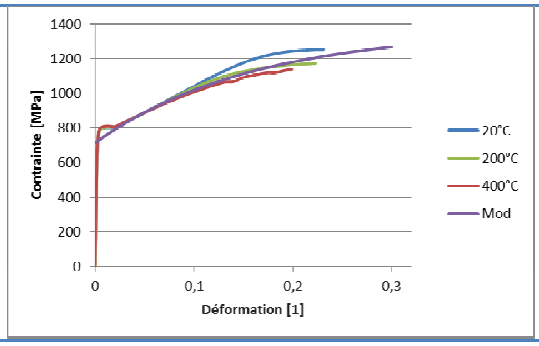


Voce modifiée par Lurdos

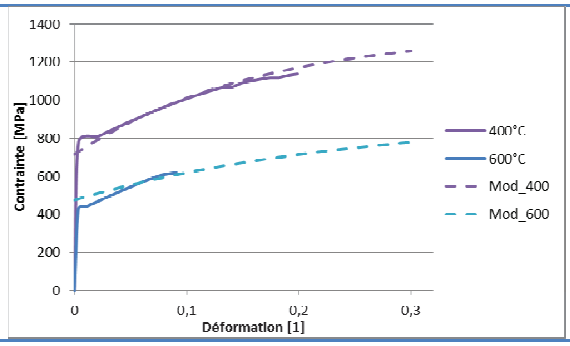
N°	Auteurs	Formulation
[2]	Voce $_{\text{by Lurdos}}$	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + \left(\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon},T) - \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + A(\dot{\varepsilon},T) \times \varepsilon^{b(\dot{\varepsilon},T)}\right)e^{-n(\dot{\varepsilon},T)\varepsilon}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Voce_lurdos			
σ_{y0}	714	10500	3200	20
$\sigma_s(\dot{\varepsilon},T)$	1365	20000	6500	30
$b(\dot{\varepsilon},T)$	6,3	90	40	15
$A(\dot{\varepsilon},T)$	0	0	0	0
$n(\dot{\varepsilon},T)$	0,12	0,12	0,12	0,12
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
Q	0	4800	14000	48500
R	8,314	8,314	8,314	8,314
m_{VL}	0	0,85	1,1	1

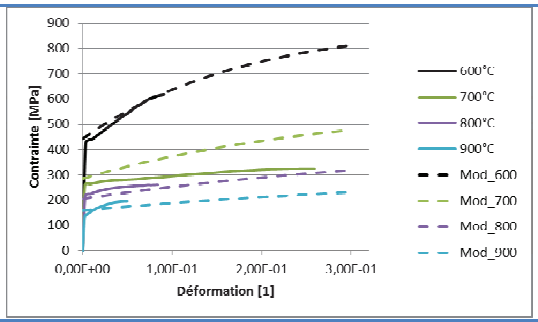
Gamme 1 : 20-400°C



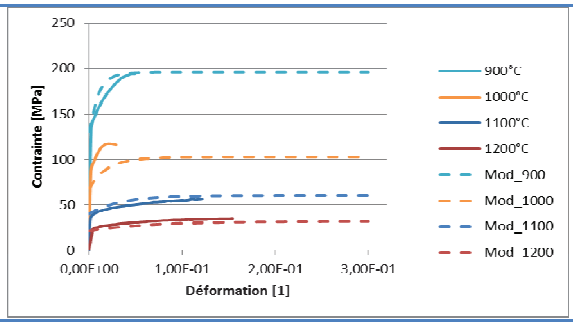
Gamme 2 : 400-600°C



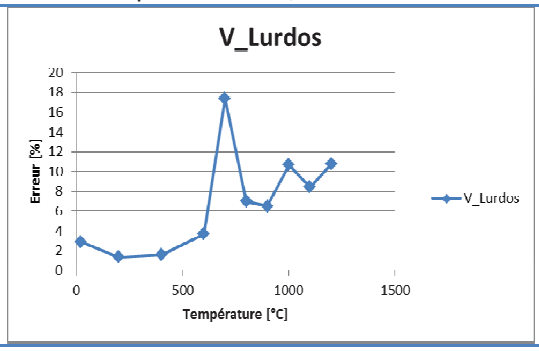
Gamme 3 : 600-900°C



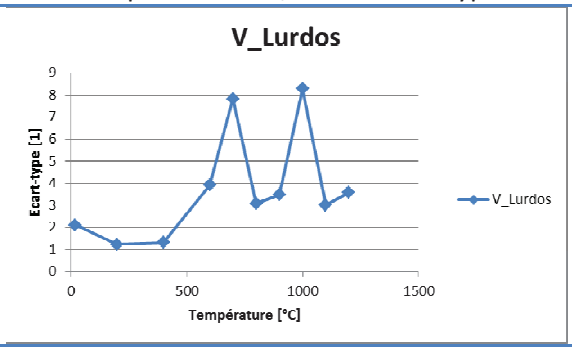
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

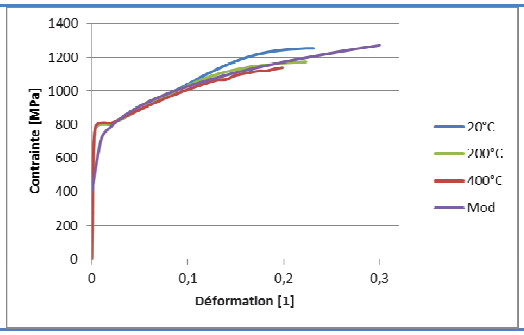


Johnson-Cook

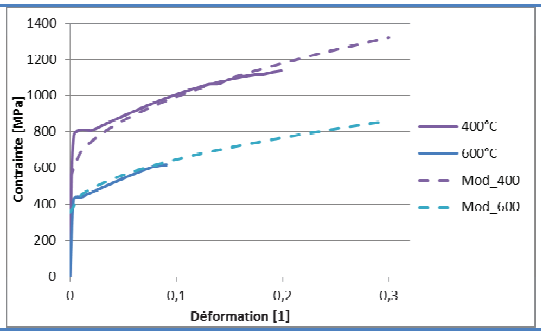
N°	Auteurs	Formulation
[3]	Johnson-Cook	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)=\left(\sigma_{y0}+K_{JC}\varepsilon^{n_{JC}}\right)\left[1+Cln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^{\nu_{JC}}\right]$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Johnson-Cook			
σ_{y0}	400	3200	170	80
K_{JC}	1250	8300	675	200
n_{JC}	0,3	0,5	0,2	0,2
C	0	0	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{JC}	0,13	0,1	0,3	0,6
T_0	20	200	600	900
T_m	1500	1500	2000	1300

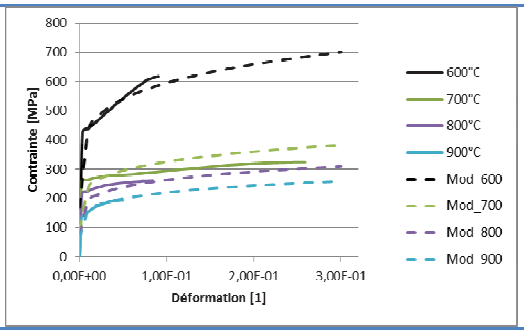
Gamme 1 : 20-400°C



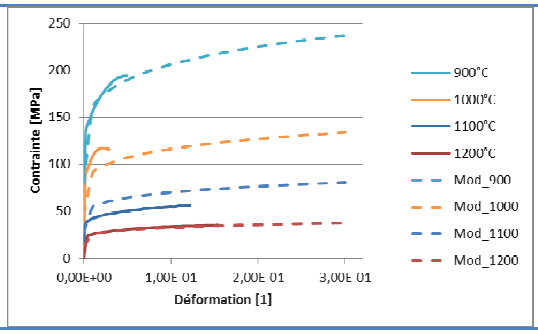
Gamme 2 : 400-600°C



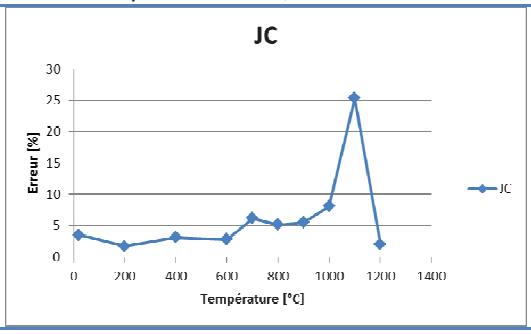
Gamme 3 : 600-900°C



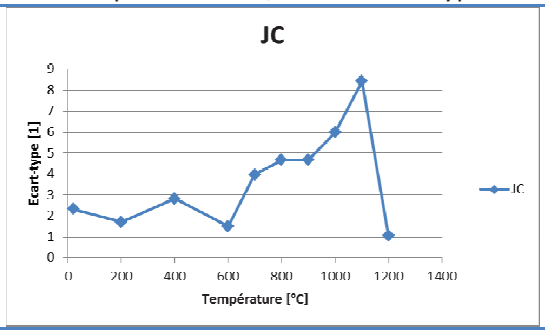
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

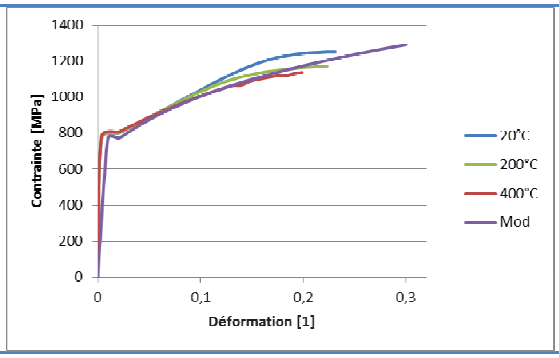


Hansel-Spittel

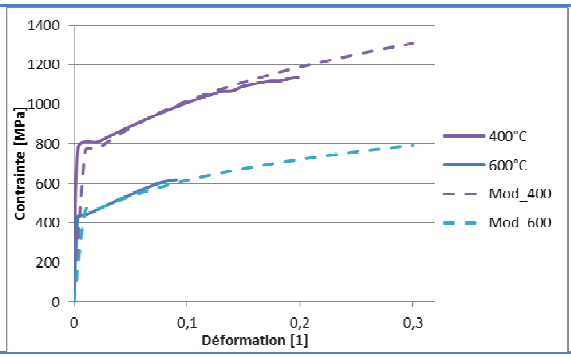
N°	Auteurs	Formulation
[4]	Hansel-Spittel	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{HS}\varepsilon^{n_{HS}} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{HS}} e^{m_1 T}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Hansel-Spittel			
K_{HS}	1725	4750	5400	22500
n_{HS}	0,25	0,25	0,135	0,1
m_4	0,0035	0,00325	0,001	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{HS}	0	0	0	0
m_1	0	-0,0025	-0,00325	-0,005

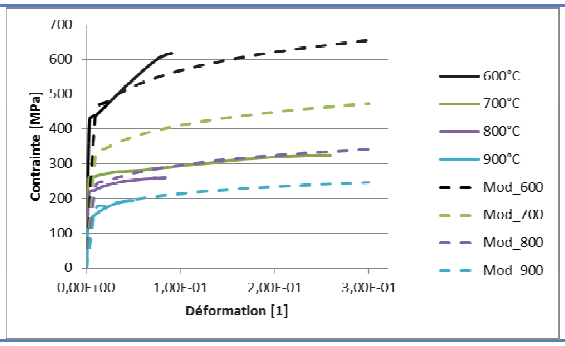
Gamme 1 : 20-400°C



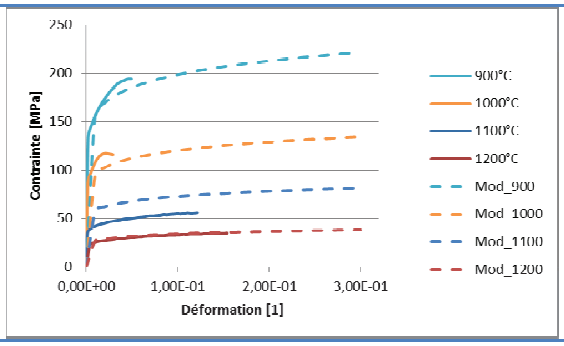
Gamme 2 : 400-600°C



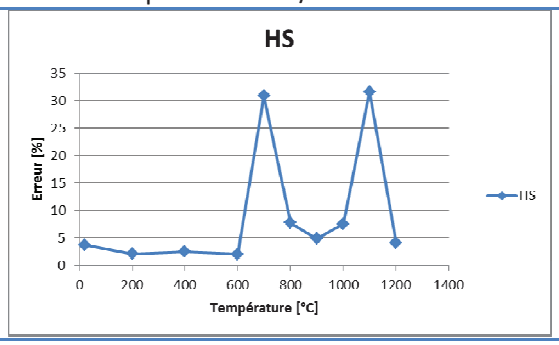
Gamme 3 : 600-900°C



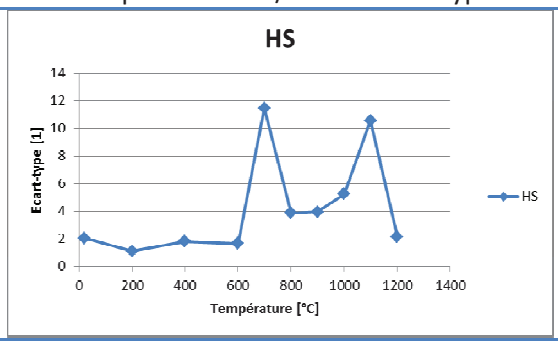
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

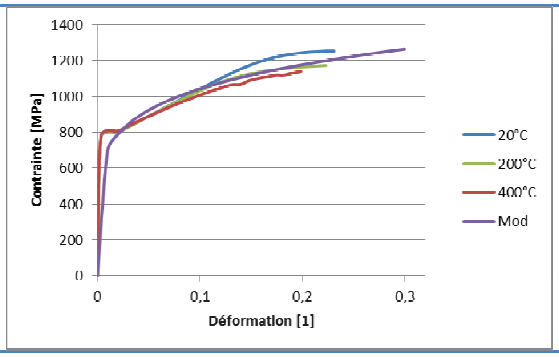


Norton-Hoff

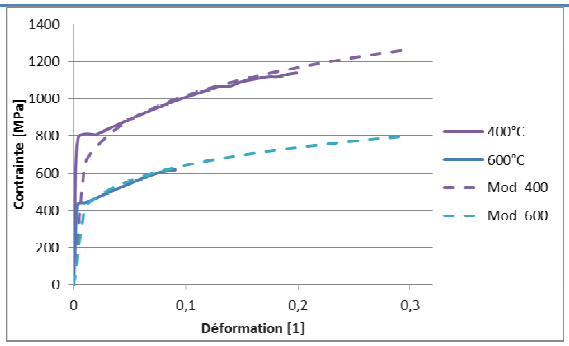
N°	Auteurs	Formulation
[5]	Norton-Hoff	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sqrt{3}K_{NH}\varepsilon^{n_{NH}}\left(\sqrt{3}\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{NH}} e^{\frac{\beta}{T}}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Norton-Hoff			
K_{NH}	900	235	23	0,24
n_{NH}	0,175	0,2	0,13	0,1
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{NH}	0	0	0	0
β	0	550	1800	5800

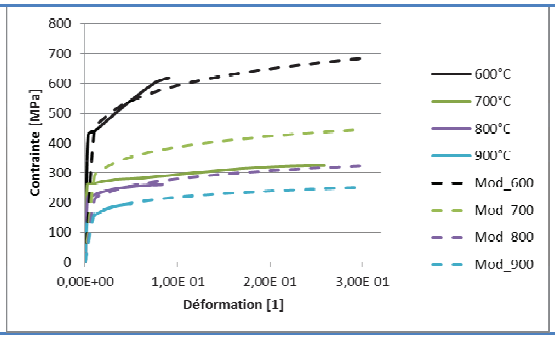
Gamme 1 : 20-400°C



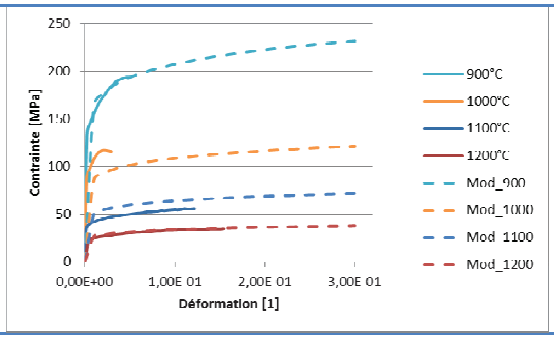
Gamme 2 : 400-600°C



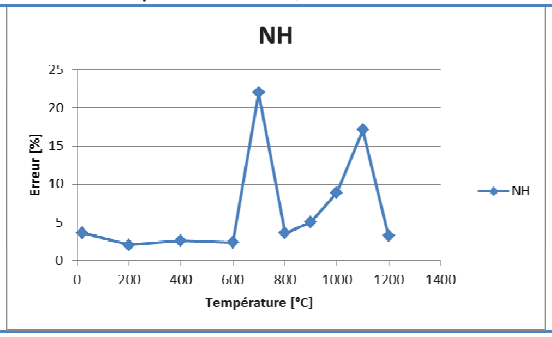
Gamme 3 : 600-900°C



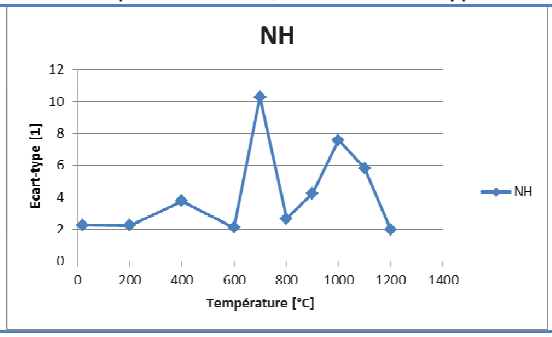
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

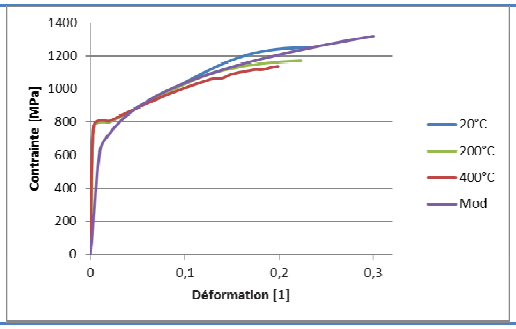


Ramberg-Osgood

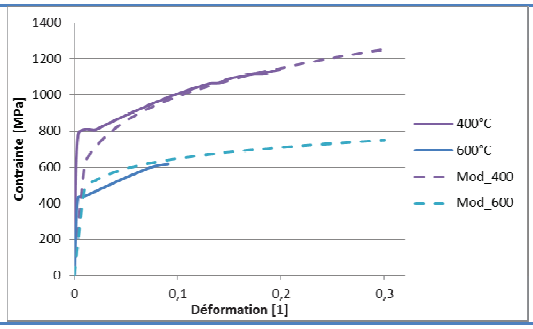
N°	Auteurs	Formulation
[6]	Ramberg-Osgood	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_{y0}(T)\left(\frac{\varepsilon \times E(T)}{\alpha(T) \times \sigma_{y0}(T)}\right)^{\frac{1}{n(T)}}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Ramberg-Osgood			
σ_{y0}	1019	230	30	0,22
$E(T)$	210000	48000	7500	72
$\alpha(T)$	19	4,5	0,5	0,0005
$n(T)$	0,22	0,05	0,01	0,0001
Q	0	4800	14000	48500
R	8,314	8,314	8,314	8,314

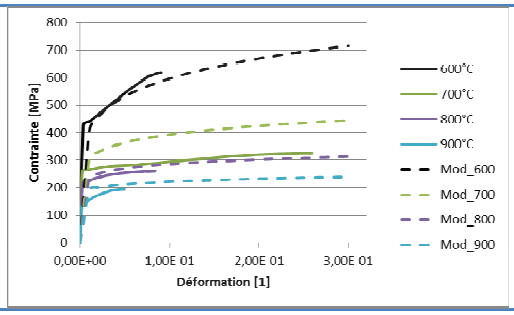
Gamme 1 : 20-400°C



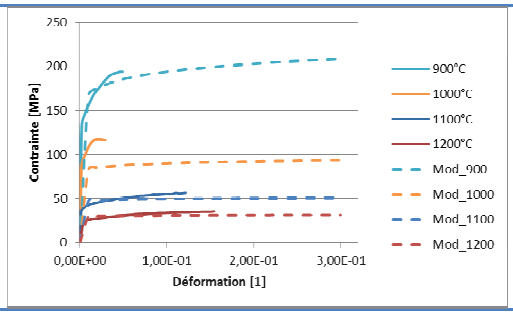
Gamme 2 : 400-600°C



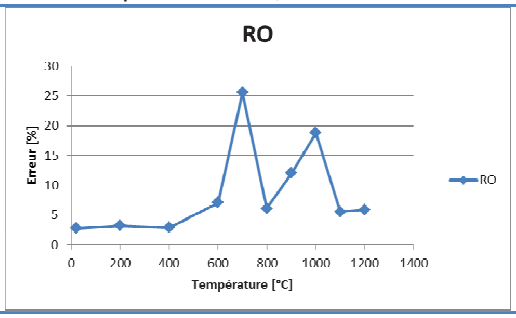
Gamme 3 : 600-900°C



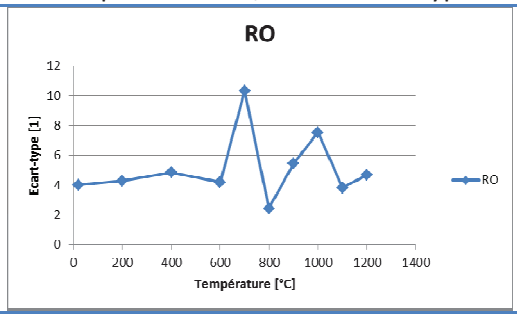
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

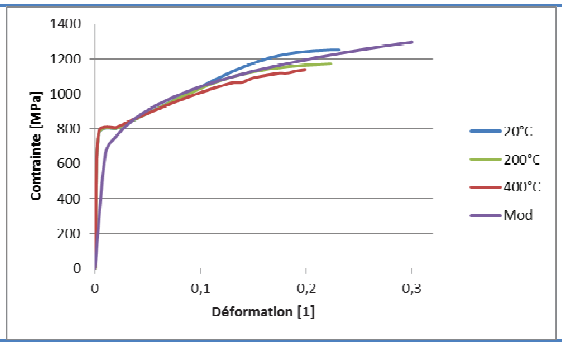


Power-Law

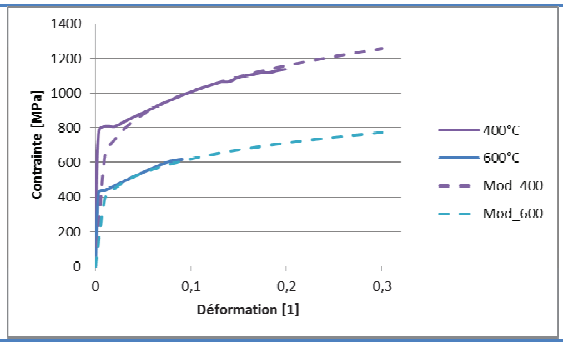
N°	Auteurs	Formulation
[7]	Power-law	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{Pl}\varepsilon^{n_{PL}}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{PL}}\left(\frac{T}{T_0}\right)^{-\nu}$

Paramètre	20-400°C	400-600°C	600-900°C	900-1200°C
	Power-Law			
K_{Pl}	1650	2,12E+6	6,5E+9	1,3E+23
n_{PL}	0,2	0,2	0,1	0,1
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0	0
ν	0	1,2	2,5	7

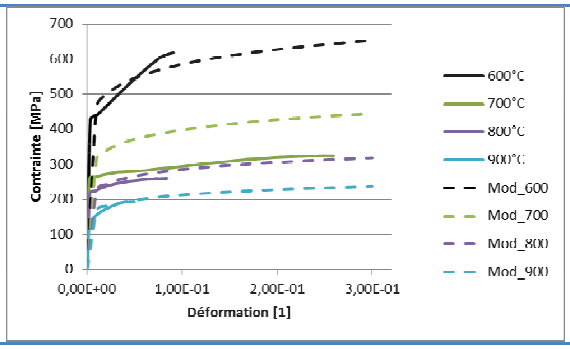
Gamme 1 : 20-400°C



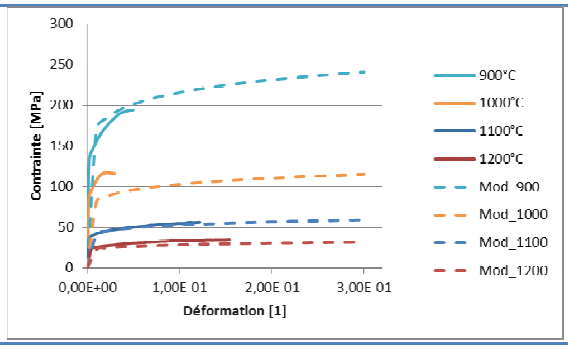
Gamme 2 : 400-600°C



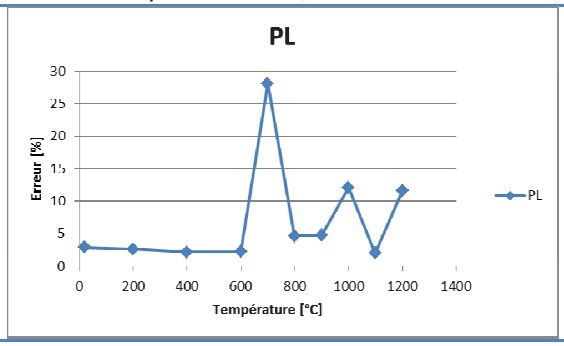
Gamme 3 : 600-900°C



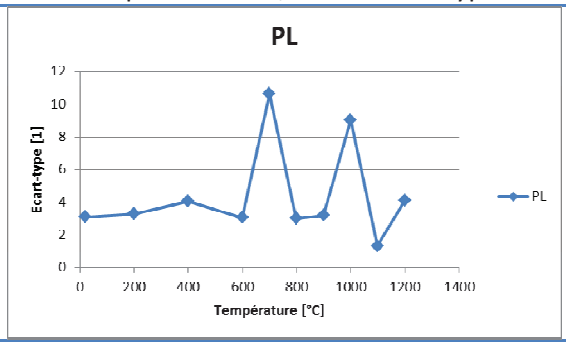
Gamme 4 : 900-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type



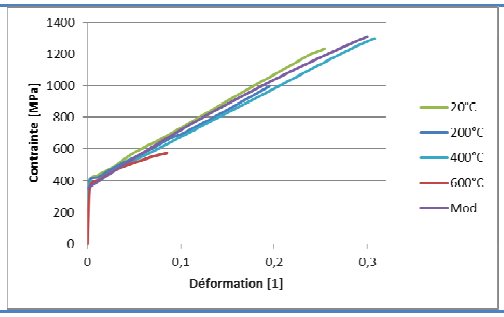
100Cr6

Voce

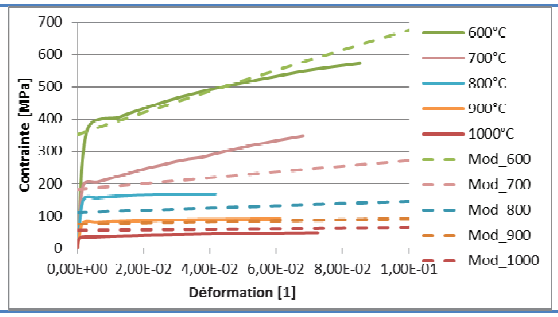
N°	Auteurs	Formulation
[1]	Voce	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(T) + \left(\sigma_{y0}(T) - \sigma_s(T)\right) e^{-n(T)\varepsilon}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Voce		
σ_{y0}	350	350	175
$\sigma_s(T)$	3000	2800	4500
$b(T)$	1,5	1,5	1,5
$\dot{\varepsilon}_0$	0,01	0,01	0,01
Q	0	23000	24000
R	8,314	8,314	8,314

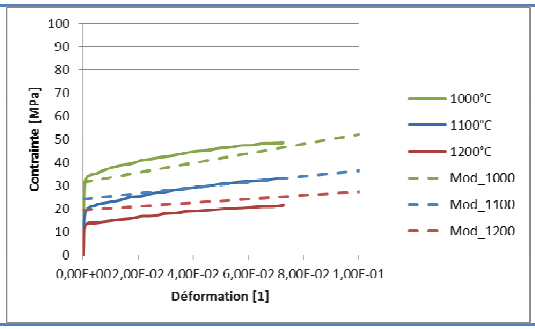
Gamme 1 : 20-600°C



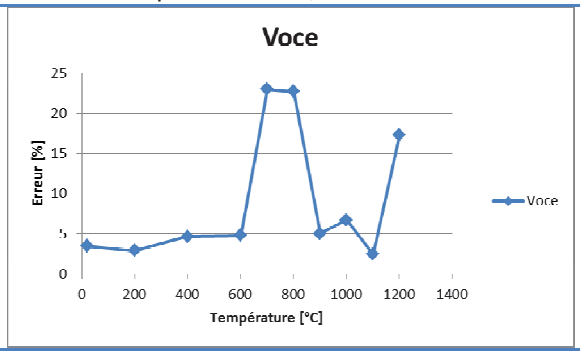
Gamme 2 : 600-1000°C



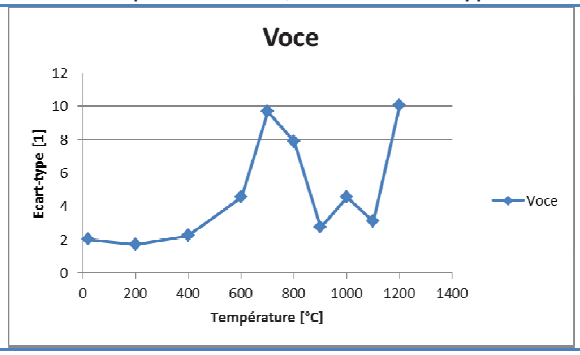
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

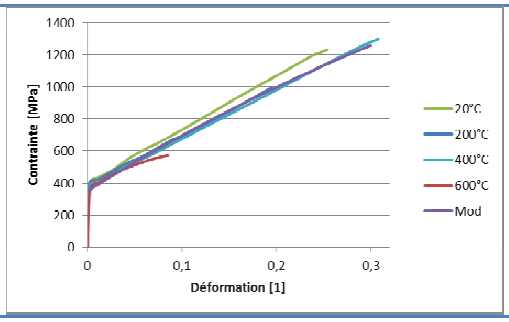


Voce modifiée par Lurdos

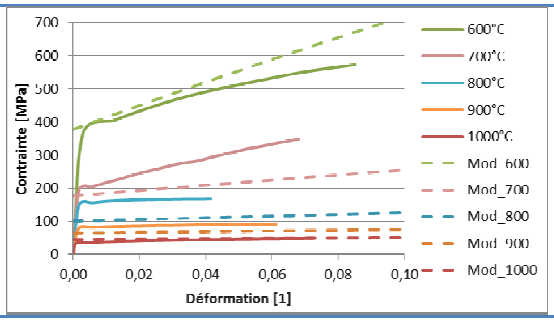
N°	Auteurs	Formulation
[2]	Voce $_{\text{by Lurdos}}$	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + \left(\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon},T) - \sigma_s(\dot{\varepsilon},T) + A(\dot{\varepsilon},T) \times \varepsilon^{b(\dot{\varepsilon},T)}\right)e^{-n(\dot{\varepsilon},T)\varepsilon}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Voce_lurdos		
σ_{y0}	350	375	430
$\sigma_s(\dot{\varepsilon},T)$	3000	2800	4000
$b(\dot{\varepsilon},T)$	1,4	1,5	14
$A(\dot{\varepsilon},T)$	0	0	0
$n(\dot{\varepsilon},T)$	0,12	0,12	0,12
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
Q	0	23000	24000
R	8,314	8,314	8,314
m_{VL}	0	1,15	1,5

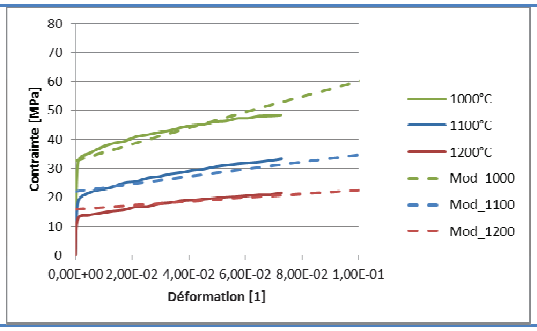
Gamme 1 : 20-600°C



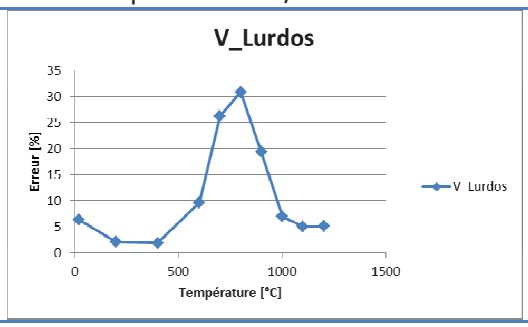
Gamme 2 : 600-1000°C



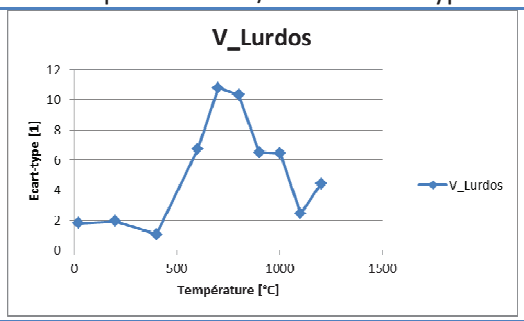
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

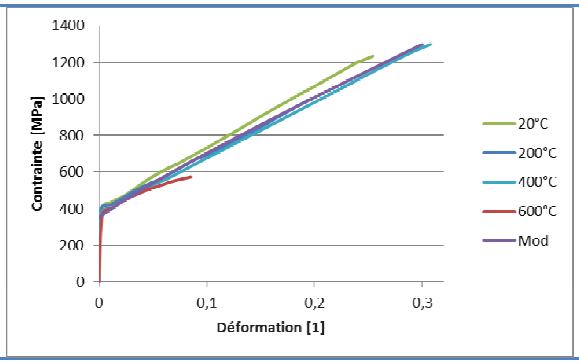


Johnson-Cook

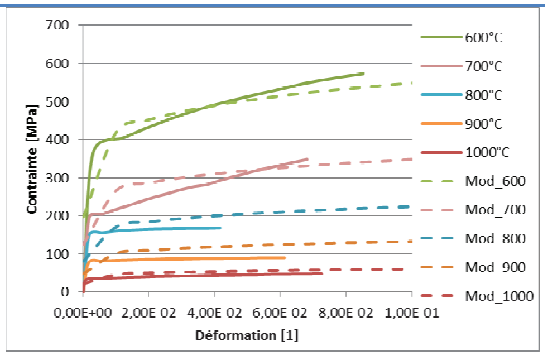
N°	Auteurs	Formulation
[3]	Johnson-Cook	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)=\left(\sigma_{y0}+K_{JC}\varepsilon^{n_{JC}}\right)\left[1+Cln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^{v_{JC}}\right]$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Johnson-Cook		
σ_{y0}	350	1200	60
K_{JC}	2800	3400	250
n_{JC}	0,9	0,2	0,3
C	0	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{JC}	0,13	0,1	0,4
T_0	20	500	700
T_m	1500	1100	1400

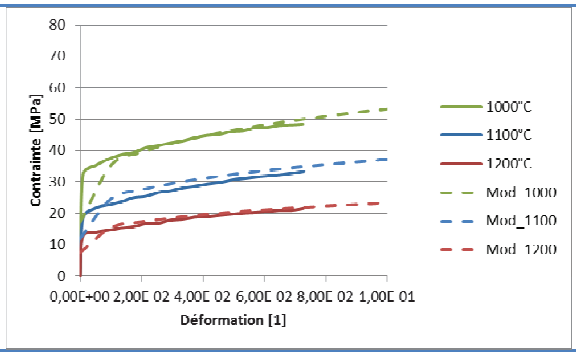
Gamme 1 : 20-600°C



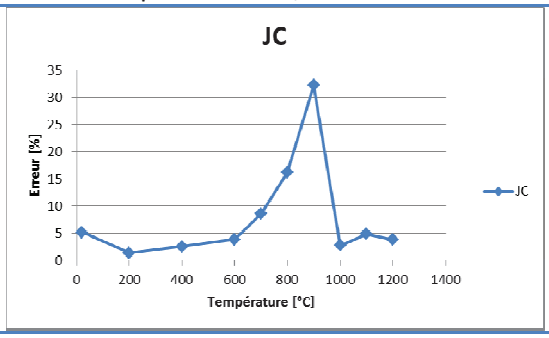
Gamme 2 : 600-1000°C



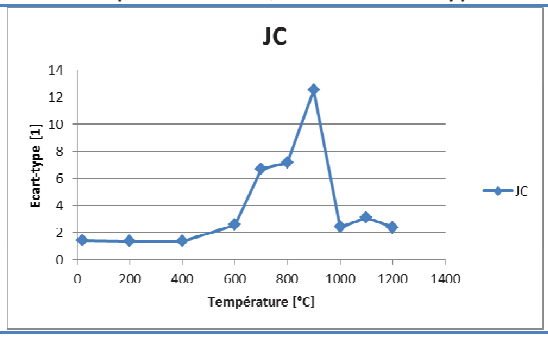
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

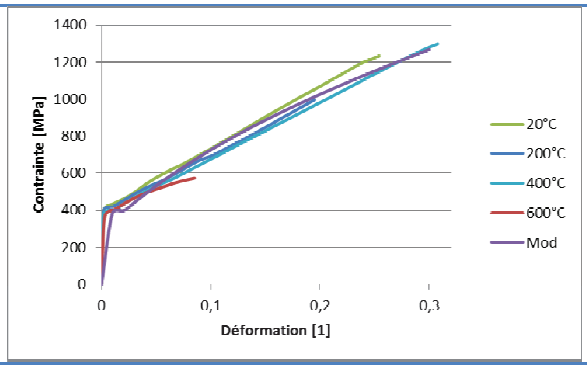


Hansel-Spittel

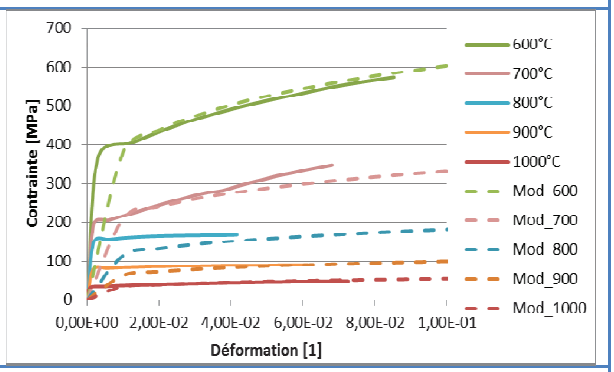
N°	Auteurs	Formulation
[4]	Hansel-Spittel	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{HS}\varepsilon^{n_{HS}} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{HS}} e^{m_1 T}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Hansel-Spittel		
K_{HS}	2400	35000	4400
n_{HS}	0,55	0,2	0,19
m_4	0,007	0	0
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{HS}	0	0	0
m_1	0	-0,006	-0,004

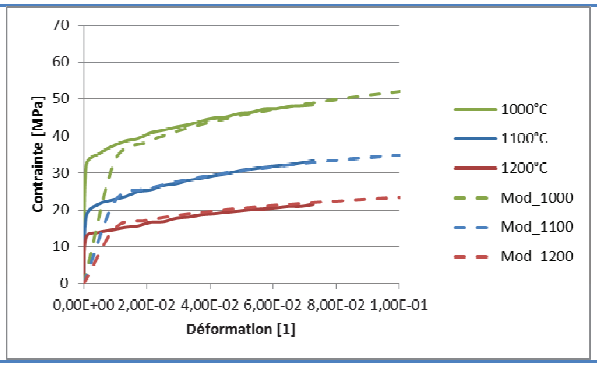
Gamme 1 : 20-600°C



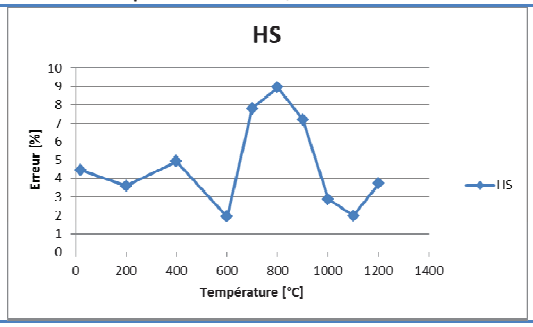
Gamme 2 : 600-1000°C



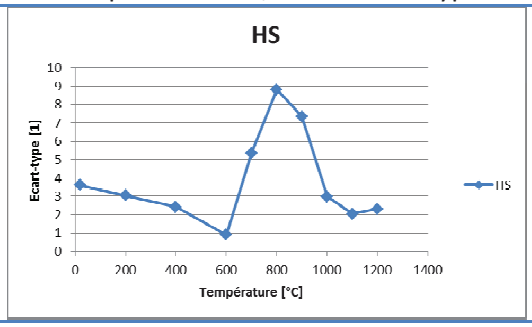
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

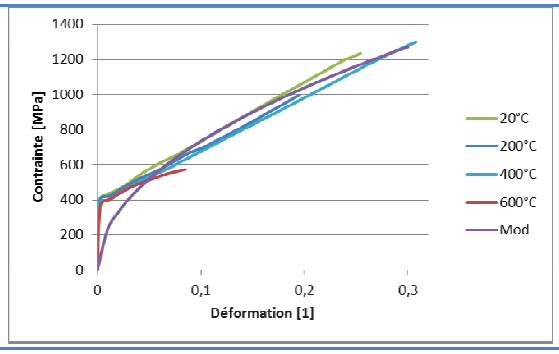


Norton-Hoff

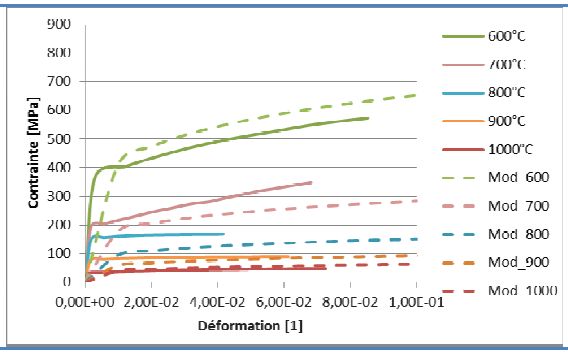
N°	Auteurs	Formulation
[5]	Norton-Hoff	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)=\sqrt{3}K_{NH}\varepsilon^{n_{NH}}\left(\sqrt{3}\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{NH}}e^{\frac{\beta}{T}}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Norton-Hoff		
K_{NH}	1340	1,75	0,33
n_{NH}	0,5	0,2	0,2
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{NH}	0	0	0
β	0	3500	5000

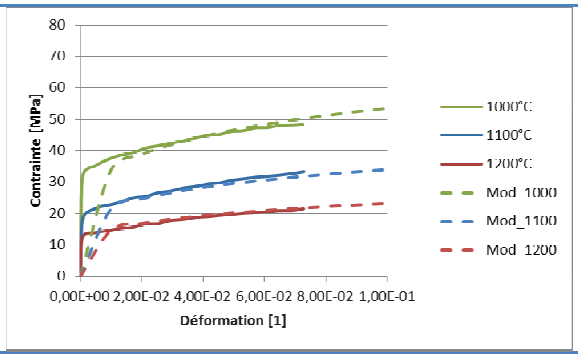
Gamme 1 : 20-600°C



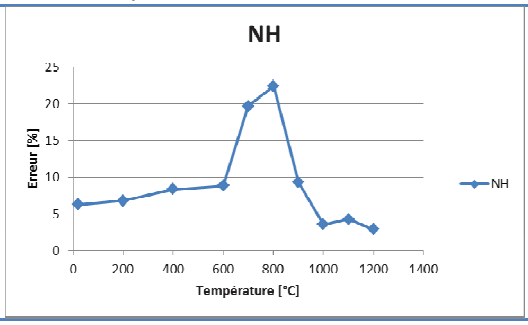
Gamme 2 : 600-1000°C



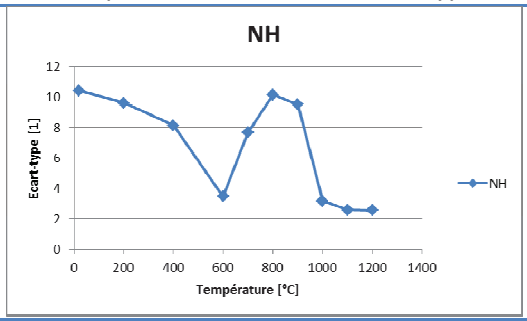
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

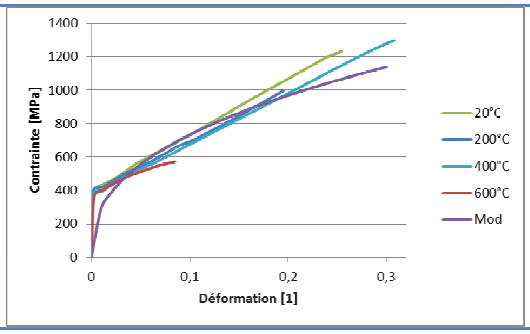


Ramberg-Osgood

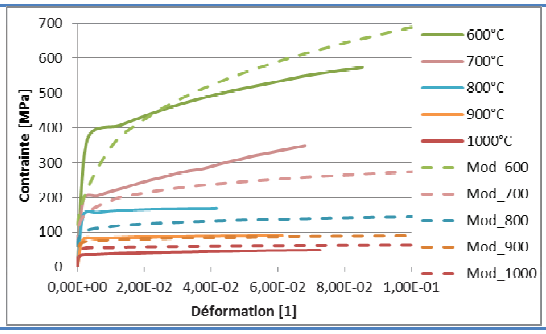
N°	Auteurs	Formulation
[6]	Ramberg-Osgood	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = \sigma_{y0}(T)\left(\frac{\varepsilon \times E(T)}{\alpha(T) \times \sigma_{y0}(T)}\right)^{\frac{1}{n(T)}}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Ramberg-Osgood		
σ_{y0}	400	3,2	0,8
$E(T)$	210000	2000	1800
$\alpha(T)$	11,5	0,05	0,005
$n(T)$	0,4	0,003	0,009
Q	0	23000	24000
R	8,314	8,314	8,314

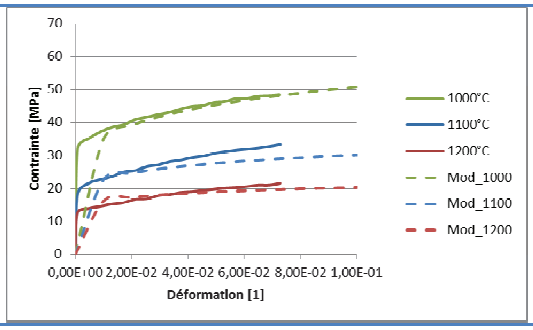
Gamme 1 : 20-600°C



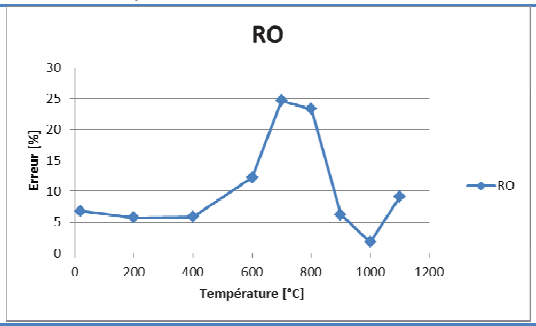
Gamme 2 : 600-1000°C



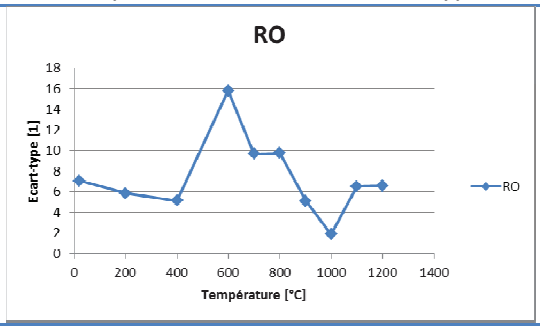
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type

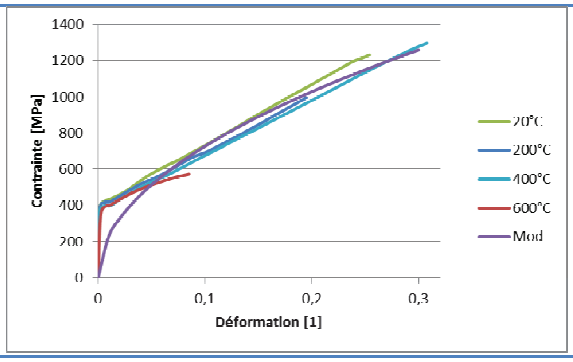


Power-Law

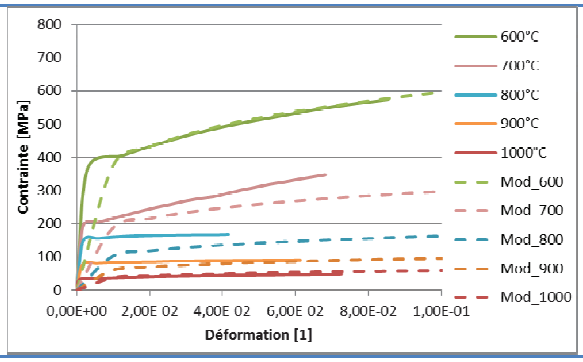
N°	Auteurs	Formulation
[7]	Power-law	$\sigma_y(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T) = K_{Pl}\varepsilon^{n_{PL}}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m_{PL}}\left(\frac{T}{T_0}\right)^{-\nu}$

Paramètre	20-600°C	600-1000°C	1000-1200°C
	Power-Law		
K_{Pl}	2300	3E+15	3E+15
n_{PL}	0,5	0,2	0,2
$\dot{\varepsilon}_0$	0,0001	0,0001	0,0001
m_{PL}	0	0	0
ν	0	4,5	4,5

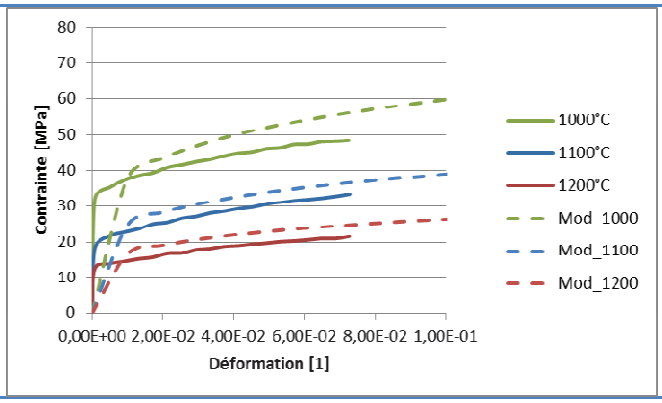
Gamme 1 : 20-600°C



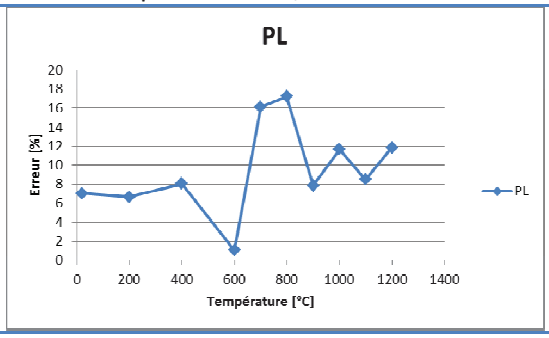
Gamme 2 : 600-1000°C



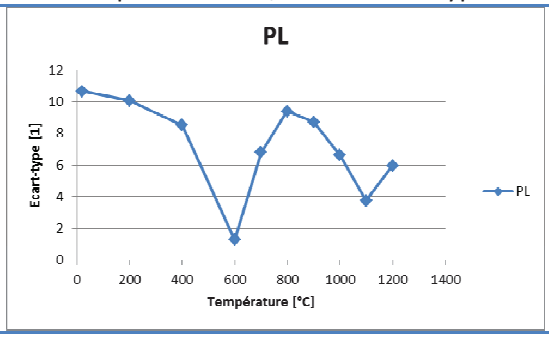
Gamme 3 : 1000-1200°C



Comparaison EXP/NUM : erreur



Comparaison EXP/NUM : écart-type



Résultats des essais de rupture

24CrMo4

Pré-fissurations éprouvettes CT25 sur machine INSTRON 8502					
Arrêt du test à longueur de fissure = 2.5mm					
n° épr.	Fréquence (Hz)	ΔK (MPa√m)	Nb de cycles	Durée du test (h)	Observations
18	15	15	493000	9,13	ΔK trop faible
"	15	19	945000	17,50	ΔK trop faible
"	15	25	55000	1,02	Rupture d'un axe
"	15	25	13850	0,26	ΔK trop élevé
22	15	20	132237	2,45	
20	15	20	143647	2,66	
24	15	20	121909	2,26	
19	15	20	106212	1,97	
21	15	20	127638	2,36	
17	15	20	119622	2,22	
16	15	20	116497	2,16	
15	15	20	124269	2,30	
14	15	20	111119	2,06	
13	15	20	134069	2,48	
12	15	20	125750	2,33	
11	15	20	157814	2,92	
23	15	20	142263	2,63	
26	15	20	125816	2,33	
25	15	20	131397	2,43	
28	15	20	112666	2,09	
27	15	20	132642	2,46	
30	15	20	120081	2,22	
29	15	20	120081	2,22	

Inoxydable 13%Cr

Pré-fissurations éprouvettes CT25 sur machine INSTRON 8502						
Arrêt du test à longueur de fissure = 2.5mm						
n° épr.	Fréquence (Hz)	ΔK (MPa√m)	Nb de cycles	Durée du test (h)	COD max (mm)	Observations
1	15	20	108917	2,02		
2	15	20	96739	1,79		ΔK trop élevé
3	15	18	169688	3,14		
4	15	18	157988	2,93		
5	15	18	221202	4,10		
6	15	18	141142	2,61		
7	15	18	147338	2,73		
8	15	18	157420	2,92		
9	15	18	166893	3,09		
10	15	18	129207	2,39		1.25W=62.6
11	15	18	115824	2,14		1.25W=62.6
12	15	18	114481	2,12		1.25W=62.5
13	15	18	107947	2,00		1.25W=62.5/62.6
14	15	18	125055	2,32		1.25W=62.65/62.85
15	15	18	126543	2,34		1.25W=62.5
16	15	18	134819	2,50		1.25W=62.5
17	15	18	133269	2,47		1.25W=62.55
18	15	18	152463	2,82		1.25W=62.65/62.75
19	15	18	115562	2,14		1.25W=62.5
20	15	18	134957	2,50		1.25W=62.7
21	15	18	133756	2,48		1.25W=62.6/62.7
22	15	18	134017	2,48		1.25W=62.65/62.8
24	15	18	101741	1,88		1.25W=62.5
25	15	18	122609	2,27		1.25W=62.5
26	15	18	123745	2,29		1.25W=62.6/62.7
27	15	18	118206	2,19		1.25W=62.55
28	15	18	158475	2,93		1.25W=62.55
29	15	18	138633	2,57		1.25W=62.55
30	15	18	118401	2,19		1.25W=62.55
31	15	18	129832	2,40		1.25W=62.6/62.7
32	15	18	131441	2,43		1.25W=62.5/62.6
33	15	18	128495	2,38		1.25W=62.4
34	15	18	129135	2,39		1.25W=62.5
35	15	18	134657	2,49		1.25W=62.55
36	15	18	96045	1,78		1.25W=62.5
37	15	18	146378	2,71		1.25W=62.45/62.55
38	15	18	142271	2,63		1.25W=62.55
39	15	18	160965	2,98		1.25W=62.5
40	15	18	140988	2,61	0,155	1.25W=62.5/62.6
41	15	18	156101	2,89	0,161	1.25W=62.7
42	15	18	127469	2,36	0,149	1.25W=62.5

Pré-fissurations éprouvettes CT25 sur machine INSTRON 8502						
Arrêt du test à longueur de fissure = 2.5mm						
n° épr.	Fréquence (Hz)	ΔK (MPa√m)	Nb de cycles	Durée du test (h)	COD max (mm)	Observations
43	15	18	129416	2,40	0,155	1.26W=62.5
44	15	18	140031	2,59	0,152	1.25W=62.45
45	15	18	127696	2,36	0,150	1.25W=62.65/62.85
46	15	18	148658	2,75	0,150	1.25W=62.5
47	15	18	148340	2,75	0,154	1.25W=62.45
48	15	18	145035	2,69	0,150	1.25W=62.4
49	15	18	116697	2,16	0,150	Rupture d'un axe
50	15	18	148919	2,76	0,151	1.25W=62.65/62.85
51	15	18	139699	2,59	0,152	1.25W=62.5
52	15	18	136455	2,53	0,150	1.25W=62.65/62.75
53	15	18	141890	2,63	0,153	1.25W=62.45
54	15	18	158913	2,94	0,151	1.25W=62.45
55	15	18	140303	2,60	0,153	1.25W=62.35
56	15	18	124787	2,31	0,150	1.25W=62.5
57	15	18	150863	2,79	0,153	1.25W=62.5
58	15	18	120237	2,23	0,152	1.25W=62.3/62.4
59	15	18	140624	2,60	0,153	1.25W=62.55/62.65
60	15	18	129104	2,39	0,158	1.25W=62.45
61	15	18	141885	2,63	0,151	1.25W=62.5
62	15	18	150206	2,78	0,152	1.25W=62.65
63	15	18	135286	2,51	0,150	1.25W=62.55/62.6
64	15	18	112432	2,08	0,155	1.25W=62.7
65	15	18	110604	2,05	0,156	1.25W=62.6
66	15	18	144094	2,67	0,147	1.25W=62.5
67	15	18	122170	2,26	0,152	1.25W=62.45
68	15	18	130435	2,42	0,153	1.25W=62.45
69	15	18	128127	2,37	0,149	1.25W=62.5
70	15	18	116188	2,15	0,148	1.25W=62.705/62.85
71	15	18	133057	2,46	0,158	
72	15	18	123909	2,29	0,152	
73	15	18	109345	2,02	0,151	
74	15	18	123943	2,30	0,151	
75	15	18	121510	2,25	0,152	
76	15	18	112962	2,09	0,146	
77	15	18	120741	2,24	0,153	
78	15	18	122880	2,28	0,153	
79	15	18	132325	2,45	0,151	
80	15	18	125445	2,32	0,152	

Inoxydable 13%Cr en mode mixte

Pré-fissurations éprouvettes CT25 sur machine INSTRON 8502						
Arrêt du test à longueur de fissure = 2.5 mm						
n° épr.	Fréquence (Hz)	ΔK (MPa√m)	Nb de cycles	Durée du test (h)	COD max (mm)	Observations
1	15	18	149150	2,76	0,107	1.25W=62.55
2	15	18	143054	2,65	0,099	1.25W=62.45
3	15	18	159006	2,94	0,106	1.25W=62.60
4	15	18	206540	3,82	0,100	1.25W=62.60
5	15	18	173389	3,21	0,100	1.25W=62.60
6	15	18	116563	2,16	0,106	1.25W=62.60
7	15	18	144590	2,68	0,114	1.25W=62.50
8	15	18	156186	2,89	0,109	1.25W=62.55/62.60
9	15	18	189938	3,52	0,115	1.25W=62.60
10	15	18	176738	3,27	0,100	1.25W=62.55/62.60
11	15	18	186575	3,46	0,101	1.25W=62.50/62.60
12	15	18	143931	2,67	0,116	1.25W=62.60
13	15	18	184115	3,41	0,109	1.25W=62.60
14	15	18	180889	3,35	0,112	1.25W=62.60
15	15	18	172587	3,20	0,104	1.25W=62.60
16	15	18	180339	3,34	0,091	1.25W=62.50
17	15	18	150327	2,78	0,103	1.25W=62.50
18	15	18	172897	3,20	0,109	1.25W=62.50
19	15	18	149271	2,76	0,094	1.25W=62.60
20	15	18	186778	3,46	0,094	1.25W=62.60
21	15	18	106810	1,98	0,100	1.25W=62.60
22	15	18	133705	2,48	0,106	1.25W=62.60
23	15	18	151333	2,80	0,101	1.25W=62.55
24	15	18	181159	3,35	0,105	1.25W=62.60
25	15	18	176856	3,28	0,099	1.25W=62.65
26	15	18	201240	3,73	0,108	1.25W=62.60
27	15	18	152425	2,82	0,106	1.25W=62.65
28	15	18	136985	2,54	0,105	
29	15	18	179420	3,32	0,102	
30	15	18	164828	3,05	0,104	1.25W=62.55/62.60
31	15	18	134786	2,50	0,095	1.25W=62.50/62.60
32	15	18	100000?	########	0,122	Problème machine
33	15	18	152928	2,83	0,097	1.25W=62.55
34	15	18	163622	3,03	0,099	1.25W=62.55
35	15	18	183439	3,40	0,107	1.25W=62.50
36	15	18	169235	3,13	0,110	1.25W=62.50
37	15	18	187019	3,46	0,103	1.25W=62.55
38	15	18	218166	4,04	0,108	1.25W=62.50
39	15	18	267292	4,95	0,113	1.25W=62.50
40	15	18	166367	3,08	0,105	1.25W=62.55
41	15	18	176832	3,27	0,109	1.25W=62.50

Pré-fissurations éprouvettes CT25 sur machine INSTRON 8502						
Arrêt du test à longueur de fissure = 2.5mm						
n° épr.	Fréquence (Hz)	ΔK (MPa√m)	Nb de cycles	Durée du test (h)	COD max (mm)	Observations
42	15	18	188879	3,50	?	0 Sur extenso
43	15	18	159235	2,95	0,096	1.25W=62.55/62.65
44	15	18	154147	2,85	0,105	1.25W=62.60
45	15	18	180045	3,33	0,083	1.25W=62.55
46	15	18	181285	3,36	0,112	1.25W=62.55/62.60
47	15	18	148773	2,76	0,089	Rupture d'un axe
48	15	18	?	#######	0,068	Problème machine
49	15	18	183212	3,39	0,117	1.25W=62.55
50	15	18	188649	3,49	0,098	1.25W=62.55
51	15	18	126860	2,35	0,107	1.25W=62.50
52	15	18	159393	2,95	0,117	1.25W=62.55
53	15	18	148661	2,75	0,108	1.25W=62.55
54	15	18	145526	2,69	?	0 sur extenso
55	15	18	128933	2,39	0,107	1.25W=62.60
56	15	18	176152	3,26	0,113	1.25W=62.50
57	15	18	175106	3,24	0,115	1.25W=62.60

Subroutine de couplage GTN+X-FeM

```
C ======================================================================
C   CREEP SUBROUTINE - ABAQUS/Standard
C
C   WRITTEN BY:      Damien BARBIER + Emmanuel DESDOIT
C   CREATED:         23 06 2013
C   MODIFIED:        23 06 2013
C ======================================================================
C
      SUBROUTINE CREEP(DECRA,DESWA,STATEV,SERD,EC,ESW,P,QTILD,
     >   TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,TIME,DTIME,CMNAME,LEXIMP,LEND,
     >   COORDS,NSTATV,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      CHARACTER*80 CMNAME
C
      DIMENSION DECRA(5),DESWA(5),STATEV(*),PREDEF(*),DPRED(*),
     >          TIME(3),COORDS(*),EC(2),ESW(2)
      REAL*8 K, N, NU, Q1, Q2, Q3, F0, FC, Ff, Ffb, FS, MAXITR,
     >  CVTOL, SyS, Sy0, PHI0, fra, DEEpl, dLambda, dPhidP, dPhidQ
C
C ======================================================================
C       DECLARE CONSTANTS
C ======================================================================
C
      K=906.
      N=0.06
C      NU=1.65

      Q1=1.25
      Q2=1.0
      Q3=Q1*Q1
      F0=0.01
      FC=1
      Ff=1
      Ffb=(Q1+((Q1*Q1)-Q3)**0.5)/Q3

      MAXITR=20
      CVTOL=1e-010
      temp3=10.0
C
C ======================================================================
c       Updating variables
C ======================================================================
C
C     Updating DECRA
      IF (LEND.EQ.0) THEN
         DECRA(1)=STATEV(4)
         DESWA(1)=STATEV(7)
         IF(LEXIMP.EQ.1) THEN
            DECRA(4)=STATEV(5)
            DECRA(5)=STATEV(6)
            DESWA(4)=STATEV(8)
            DESWA(5)=STATEV(9)
         ENDIF
      ELSE
C
```

```
C ======================================================================
C       fra max for current value of FS*****
C ======================================================================
C
      framax=log(((1.+Q3*FS*FS)/(2.*Q1*FS))+sqrt((((1.+Q3*FS*FS)
     >        /(2.*Q1*FS))*((1.+Q3*FS*FS)/(2.*Q1*FS)))-1))
C
C ======================================================================
C       EVALUATE CURRENT VALUE FOR YIELD CRITERION*****
C ======================================================================
C
      Sy0=STATEV(1)
      if (Sy0.LT.1.e-6) then
         Sy0=1.e-6
      end if
      fra=-1.5*Q2*P/Sy0
      if (fra.GT.framax) then
         fra=framax
      end if
      PHI0=(QTILD*QTILD)+(2.*Q1*FS*cosh(fra)-(1.+Q3*FS*FS))*Sy0*Sy0
C
C ======================================================================
C       CHECK IF YIELDING OCCURS
C ======================================================================

      IF (PHI0.LE.0.) THEN
C ======================================================================
c       no new yielding
C ======================================================================
        SyS=Sy0
        DECRA(1)=0.
        DESWA(1)=0.
        FS=FS
        IF(LEXIMP.EQ.1) THEN
            DECRA(4)=0.
            DESWA(4)=0.
            DECRA(5)=0.
            DESWA(5)=0.
        End if
      ELSE
C ======================================================================
c       Computation of current effective stress (sigma star)
C ======================================================================
        SyS=QTILD
        if (SyS.LT.1.e-6) then
            SyS=1.e-6
        end if
        COUNTR = 0
        Do While (Abs(temp3).GT.CVTOL)
          COUNTR = COUNTR + 1
          fra=-1.5*Q2*P/SyS
          if (fra.GT.framax) then
             fra=framax
          end if
C
          temp3=QTILD*QTILD+(2.*Q1*FS*cosh(fra)-(1.+Q3*FS*FS))*SyS*SyS
          temp4=3.*Q2*P*Q1*FS*sinh(fra)
```

```
     >          +(2.*Q1*FS*cosh(fra)-(1.+Q3*FS*FS))*2.*SyS
                res2 = temp3 / temp4
                SyS = SyS - res2
                If (COUNTR.GT.MAXITR) Then
c                  write(*,*) 'no cv in SyS at inc', KINC,'temp3=',temp3
c     >                ,'SyS=',SyS
C                  write(106,*) "Coucou"
                   Exit
                End If
              End do
c
c             Compute DEEpl
              IF (SyS.LT.Sy0) THEN
                 SyS=Sy0
C               write(*,*)
C     >          'WARNING: Evaluated SyS is lower than Sy0 => forced equal'
              ENDIF
              DEEpl=(SyS-Sy0)/N*(SyS**(1.-N)/K)**(1./N)
c
c             Compute DLAMBDA
              fra=-1.5*Q2*P/SyS
              if (fra.GT.framax) then
                 fra=framax
              end if
c             !!!! What if SyS = 0. + abs(P) or not abs(P)
              dPhidP=-3.*Q1*Q2*FS/SyS*sinh(fra)
              dPhidQ=(2.*QTILD)/(SyS*SyS)
              dLambda=((1-FS)*SyS*DEEpl)/(p*(dPhidP)+QTILD*(dPhidQ))
c
c             Update DECRA, DESWA
              DECRA(1)=dLambda*dPhidQ
              DESWA(1)=-dLambda*dPhidP
              IF(LEXIMP.EQ.1) THEN
              DECRA(4)=-(2.*(1-FS)*DEEpl*QTILD*((-sinh(fra)/P)
     >          -((1.5*Q2/SyS)*cosh(fra))))/(3.*Q1*Q2*FS*P
     >          *(sinh(fra)*sinh(fra)))
               DECRA(5)=(((1.-FS)*2.*DEEpl)/(p*3.*Q1*Q2*FS*sinh(fra)))
     >          -((1-FS)*SyS*DEEPl/(2*QTILD*QTILD))
               DESWA(4)=((1-FS)*SyS*SyS*DEEpl)/(P*P)
               DESWA(5)=-((1.-FS)*SyS*SyS*DEEpl*3.*Q1*Q2*FS*sinh(fra))
     >          /(QTILD*QTILD*QTILD)
              End if
            End if
c             Update FS
              STATEV(10)=STATEV(10)+ (1. - FS)*DESWA(1)
C
            END IF
c
c           Update STATEV
C
            STATEV(3)=SyS
            STATEV(4)=DECRA(1)
            STATEV(7)=DESWA(1)
            IF (LEND.EQ.1) THEN
               STATEV(5)=DECRA(4)
               STATEV(6)=DECRA(5)
               STATEV(8)=DESWA(4)
```

```
         STATEV(9)=DESWA(5)
      ENDIF
      STATEV(11)=FS
      STATEV(12)=FT
      STATEV(13)=P
      STATEV(14)=fra
      STATEV(15)=Sy0
      STATEV(16)=PHI0
      STATEV(17)=COUNTR
      STATEV(18)=DEEpl
      if (SyS.LT.1.e-6) then
         SyS=1.e-6
      end if
      STATEV(19)=STATEV(19)+abs(P)*DEEpl/((1-FS)*SyS)

      RETURN
      END
C ======================================================================
C     USDFLD subroutine
C ======================================================================
      SUBROUTINE USDFLD(FIELD,STATEV,PNEWDT,DIRECT,T,CELENT,
     >   TIME,DTIME,CMNAME,ORNAME,NFIELD,NSTATV,NOEL,NPT,LAYER,
     >   KSPT,KSTEP,KINC,NDI,NSHR,COORD,JMAC,JMATYP,MATLAYO,LACCFLA)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      CHARACTER*80 CMNAME,ORNAME
      CHARACTER*3  FLGRAY(15)
      DIMENSION FIELD(NFIELD),STATEV(NSTATV),DIRECT(3,3),
     >          T(3,3),TIME(2)
      DIMENSION ARRAY(15),JARRAY(15),JMAC(*),JMATYP(*),COORD(*)
C
      STATEV(2)=STATEV(1)
      STATEV(1)=STATEV(3)
      FIELD(1)=STATEV(1)
      IF ((NOEL.EQ.1).AND.(NPT.EQ.1)) THEN
C         WRITE(*,*) "USDFLD", KSTEP, KINC, STATEV(1)
      ENDIF
C
      RETURN
      END
C
C ======================================================================
C     SDVINI subroutine
C ======================================================================
      SUBROUTINE SDVINI(STATEV,COORDS,NSTATV,NCRDS,NOEL,NPT,
     > LAYER,KSPT)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      DIMENSION STATEV(NSTATV),COORDS(NCRDS)
C
      STATEV(1)=0.
      STATEV(2)=0.
      STATEV(3)=0.
      STATEV(4)=0.
      STATEV(5)=0.
```

```
      STATEV(6)=0.
      STATEV(7)=0.
      STATEV(8)=0.
      STATEV(9)=0.
      STATEV(10)=0.
      STATEV(11)=0.
      STATEV(12)=0.
      STATEV(13)=0.
      STATEV(14)=0.
      STATEV(15)=0.
      STATEV(16)=0.
      STATEV(17)=0.
      STATEV(18)=0.
      STATEV(19)=0.
C
      RETURN
      END
C
C ======================================================================
C     UEXTERNALDB subroutine
C ======================================================================
      SUBROUTINE UEXTERNALDB(LOP,LRESTART,TIME,DTIME,KSTEP,KINC)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      DIMENSION TIME(2)
C
c      IF (LOP.EQ.0 .OR. LOP.EQ.4) THEN
c        OPEN(106, FILE='TOTO.txt', STATUS='UNKNOWN')
c      END IF
c      WRITE(106,*) "UEXTDB", KSTEP, KINC, LOP
C
c      IF (LOP.EQ.3) THEN
c        CLOSE(106, STATUS='KEEP')
c      END IF
C
      RETURN
      END
C
C ======================================================================
C   UDMGINI SUBROUTINE - ABAQUS/Standard
C
C   WRITTEN BY:      Damien BARBIER
C   CREATED:         23 01 2013
C   MODIFIED:        23 01 2013
C ======================================================================
C
C ======================================================================
C Interface de la routine
C ======================================================================
C
      subroutine udmgini(findex,nfindex,fnormal,ndi,nshr,ntens,props,
     1 nprops,statev,nstatev,stress,strain,strainee,lxfem,time,dtime,
     2 temp,dtemp,predef,dpred,nfield,coords,noel,npt,layer,kspt,kstep,
     3 kinc,kdircyc,kcyclelcf,timecyc,sse,spd,scd,svd,smd,jmac,jmatyp,
     4 matlayo,laccfla,celent,drot,ori)
c
```

```
      include 'ABA_PARAM.INC'
C
      dimension findex(nfindex),fnormal(ndi,nfindex),coords(*),
     1 stress(ntens),strain(ntens),strainee(ntens),props(nprops),
     2 statev(nstatev),predef(nfield),dpred(nfield),time(2),jmac(*),
     3 jmatyp(*),drot(3,3),ori(3,3)
C
      character*3 FLGRAY(15)
C
      dimension ps(3), an(3,3), ARRAY(15),JARRAY(15)
      ps(1)=0.0
      ps(2)=0.0
      ps(3)=0.0
C
C ====================================================================
C Calcul de la rupture par évolution de f (abaqus documentation)
C ====================================================================
C


      FT=STATEV(10)
      If (STATEV(10).LE.0) Then
       FS = F0
       FT = F0
       STATEV(10) = F0
      Else if (STATEV(10).LE.FC) Then
       FS = FT
      Else
       FS = FC + (Ffb-FC)/(Ff_FC) * (STATEV(10) - FC)
       if (FT.GT.Ff) then
         FS=Ffb
       end if
      End If
C
C ====================================================================
C Calcul du plan de fissuration
C ====================================================================
C
      call sprind(stress,ps,an,1,ndi,nshr)
      sig1 = ps(1)
      kmax=1
      do k1 = 2, ndi
         if(ps(k1).gt.sig1) then
            sig1 = ps(k1)
            kmax = k1
         end if
      end do
C
      do k1 = 1, ndi
         fnormal(k1,1) = an(kmax,k1)
      end do
C
C ====================================================================
C END OF UDMGINI SUBROUTINE
C ====================================================================
      return
      end
```

Etude de la sensibilité des billettes au gradient thermique lors des opérations de réchauffage

Résumé

Dans le cadre des opérations de perçage, les billettes en acier subissent un réchauffage de la température ambiante à une température d'environ 1250°C. Au cours de ce réchauffage, le gradient de température dans les billettes entraîne la détérioration de la santé axiale de celles-ci et est à l'origine de l'apparition de défauts sur le tube formé.

Une méthodologie d'analyse des mécanismes à l'origine de ces défauts a été mise en place. Elle se base sur la caractérisation de la santé axiale par essais rhéologiques permettant d'établir des indicateurs de ductilité et par des examens métallurgiques identifiant les défauts internes.

L'étude de la sollicitation thermomécanique induite par le réchauffage du produit est analysée à l'aide de simulations numériques par éléments finis et les zones de sollicitations critiques associées au procédé sont identifiées.

La caractérisation des anomalies observées sur les billettes est ensuite faite à partir d'essais de fissuration et de simulations numériques X-FeM. L'implémentation d'un critère de rupture en contrainte dans la simulation du cycle de chauffe a permis de définir les valeurs de gradient thermique limite et les courbes de chauffe optimales.

Les analyses montrent que les conditions de chauffe en début de cycle thermique ont une forte influence sur la santé axiale des billettes. Les résultats de ces travaux conduisent à des solutions concrètes pour l'amélioration de la productivité.

Mots clés

Défectologie à chaud, Gradient thermique, Essais rhéologiques, Ruptures fragile et ductile, Méthodes des éléments finis enrichis.

Sensitivity of round bars on thermal gradient billets during a reheating process.

Summary

As part of the piercing operations, billets undergo a reheating process from room temperature to a temperature of about 1250°C. During this heating, the thermal gradient in the billet leads to a deterioration of the axial health and is responsible of the initiation of defects on the formed tube.

A methodology for the analysis of the mechanisms at the origin of these defects has been established. It is based on first, the characterization of the axial health with hot rheological tests to establish some indicators of ductility and second, on metallurgical analyses to identify the internal defects.

Then finite element simulations have been performed to study the thermo-mechanical loadings induced by heating. Critical solicitation zones of the product during the processes have been identified.

Finally a characterization of the observed defects into the billets has been led coupling cracks growth tests and X-FeM numerical simulations. The implementation of the experimental stress failure criterion, in the simulation of the heating cycle allows to obtain good values of thermal gradient boundary curves and leads to optimal heating curves.

The analysis shows that the conditions at the beginning of the reheating process have a strong influence on the axial health of the billets. The results of these studies lead to friendly industrial solutions for improving productivity.

Keywords

Hot defectology, Thermal gradient, rheological tests, Brittle and ductile fractures, Enriched Finite elements method.