HAL
open science

Étude du comportement mécanique et tribologique des aciers austénitiques au manganèse : application aux cœurs de voies ferroviaires

Ridha Harzallah

To cite this version:

Ridha Harzallah. Étude du comportement mécanique et tribologique des aciers austénitiques au manganèse : application aux cœurs de voies ferroviaires. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2010. Français. NNT : 2010ENMP0036 . pastel-00539563

HAL Id: pastel-00539563

https://pastel.hal.science/pastel-00539563

Submitted on 24 Nov 2010

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

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

École doctorale n°364 : Sciences Fondamentales et Appliquées

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité " Science et Génie des Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Ridha HARZALLAH

le 05 Novembre 2010

ETUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE ET TRIBOLOGIQUE DES ACIERS AUSTENITIQUES AU MANGANÈSE : APPLICATION AUX COEURS DE VOIES FERROVIAIRES

Directeurs de thèse : **Eric FELDER et Saïd HARIRI**
Co-encadrement de la thèse : **Anne MOUFTIEZ**

Jury

M. Zitouni AZARI, Professeur des universités, Ecole National d'Ingénieurs de Metz	Rapporteur
Mme. Caroline RICHARD, Professeur des universités, Polytech Tours	Rapporteur
M. Eric FELDER, Maitre de recherche, CEMEF, Mines ParisTech	Directeur de thèse
M. Saïd HARIRI, Professeur des écoles des Mines, DTPCIM, Ecole des Mines de Douai	Directeur de thèse
M. Jean-Pierre MAUJEAN, Responsable R&D, Outreau Technologie	Examinateur
Mme. Anne MOUFTIEZ Enseignant chercheur, DTPCIM, Ecole des Mines de Douai	Examinateur

T H È S E

MINES ParisTech
CEMEF - CNRS UMR 7635
Rue Claude Daunesse - BP 207, 06904 Sophia Antipolis cedex - France

Avant-propos

Ce travail de thèse a été réalisé aux laboratoires du Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF) de l'école des Mines de Paris et du Département de Technologie des Polymère et Composites et Ingénierie Mécanique (DTPCIM) de l'école des Mines de Douai en collaboration avec Outreau Technologie du groupe Manoir Industrie et Eurotunnel.

Je remercie M.Zitouni AZARI, professeur des universités de l'école National d'Ingénieur de Metz, d'avoir présidé mon jury de thèse et accepter d'être le rapporteur de ce travail.

Je remercie également Mme Caroline RICHARD, professeur des universités du Polytech Tours, qui a accepté d'être le rapporteur de ce travail.

Mes plus vifs remerciements vont à mes deux directeurs de thèse, M. Eric FELDER et M.Saïd HARIRI, professeurs des écoles des Mines de Paris et de Douai, sans qui ce travail n'aurait pu aboutir.

J'adresse mes plus sincères remerciements à Mme Anne MOUFTIEZ, enseignant-chercheur au laboratoire de métallurgie de l'Ecole des Mines de Douai, pour avoir suivi mon travail aux quotidiens.

Je remercie également M. Jean-Pierre MAUJEAN, responsable de Recherche et Développement à OT, qui m'a suivi en tant que tuteur industriel.

Mes remerciements vont aussi à M. Patrick FLAHAUT, enseignant-chercheur au laboratoire de métallurgie de l'Ecole des Mines de Douai, pour m'avoir fait partager son expérience sur la métallurgie et donné de très précieux conseils.

Ma reconnaissance s'adresse également à Suzanne JACOMMET et Bernard TRIGER pour leur aide précieuse en métallographie, Gilbert FIORUCI pour les essais mécaniques, Alain LE FLOC'H, Francis FOURNIER pour la conception des pièces.

Je remercie sincèrement toutes les personnes qui m'ont aidé de près ou de loin et qu'il m'a été agréable de côtoyer, tout d'abord à Sophia-Antipolis puis à Douai : Marc et toute l'équipe, Simon, Lionel, Jordy, les membres du groupe SET, Stéphane, Bernard, Feiyi et tous les autres.

Je remercie chaleureusement mes amis et ma famille pour m'avoir encouragée durant ces trois années. Enfin, je ne pourrais jamais autant remercier mes parents qui m'ont toujours suivi dans mes choix et encouragé.

Sommaire

Introduction générale…….…….....7

Chapitre 1 : Contexte scientifique et industriel : Les cœurs de voie.....11

Introduction…….....12

1.1. Contexte industriel…….….....12

1.1.1. Définition des cœurs de voie …….....12

1.1.2. Sollicitations des cœurs de voie…….….....15

1.2. Réalisation des cœurs de voie…….....15

1.2.1. Conception…….…….....15

1.2.2. Fabrication.…….....16

1.2.3. Nuance actuelle ……...…….…….....17

1.2.3.1. Composition chimique……...…..…….....17

1.2.3.2. Microstructure avant TTH……..……..….....17

1.2.3.3. Microstructure après TTH……..……....….....18

1.2.3.4. Stabilité thermique de la microstructure……...…..…..……....19

1.2.4. Critères d'acceptation ……..……...….....20

1.2.4.1 Essai de résistance aux chocs……....….....21

1.2.4.2 Essais de soudabilité.…….….....23

1.2.4.3 Contrôle non destructifs du cœur de voie…….……..……..24

1.3. Caractéristiques et propriétés d'utilisation actuelle…….……...….....25

1.3.1. Caractérisation d'un cœur de voie neuf……...…….....25

1.3.1.1. Avant usinage…..……...….....….....25

1.3.1.2. Après usinage……..……...….....….....26

1.3.2. Endommagements en service et examen de cœurs de voie rebutés.….....26

1.3.2.1. Observations générales…….……..……..…..…26

1.3.2.2. Examen d'un cœur de voie utilisé par Eurotunnel.……...…….....30

1.3.2.3. Examen d'un cœur de voie utilisé par le réseau Anglais....….....32

1.4. Maintenance.....….....32

1.4.1. Description……..….....33

1.4.2. Examen d'un cœur de voie rechargé…….....33

Conclusion…….....34

Chapitre 2 : Les aciers austénitiques au manganèse……...…….....37

Introduction…….....38

2.1 L'acier Hadfield…….....38

2.1.1 Composition chimique…….....38
2.1.2 Caractérisation mécanique…….....41
2.1.2.1 Etude du comportement mécanique durant l'essai de traction……..41
2.1.2.2 Mécanismes de l'écrouissage …….....43
2.1.2.3 Dureté…….....45
2.1.3 Réponse aux sollicitations de surface…….....46
2.1.4 Utilisation dans le domaine ferroviaire…….....48
2.1.4.1 Contact roue/rail, roue/cœur de voie……48
2.1.4.2 Résistance à l'usure et à la fatigue de contact par roulement ……...50
2.2 Optimisation des propriétés des aciers Hadfield…….....51
2.2.1 Durcissement dans la masse……51
2.2.2 Durcissement de surface……...53
2.2.2.1 Le traitement par grenaillage……54
2.2.2.2 Le durcissement par explosion……..54
2.2.2.3 Contraintes dans une pièce grenaillée ou traitée à l'explosif……55
2.2.3 Durcissement par écrouissage des aciers austénitiques au manganèse……55
Conclusion…….....59

Chapitre 3 : Développement de nouvelles nuances : Caractérisations métallurgique et étude du comportement mécanique.....61
Introduction…….....63
3.1 Développement de nouvelles nuances…….....63
3.1.1 Introduction…….....63
3.1.2 Élaboration des nouvelles nuances…….....64
3.1.3 Composition chimique et nuances retenues…….....65
3.1.4 Microstructure et dureté initiale…….....68
3.1.4.1 Observation par analyse EBSD…….....68
3.1.4.2 Taille de grains…….....69
3.1.4.3 Dureté……..…….....70
3.1.5 Conclusion partielle.....71
3.2 Etude du comportement mécanique…….....71
3.2.1 Comportement en traction…….....72
3.2.1.1 Méthode de dépouillement de l'essai de traction…….....73
3.2.1.2 Courbes contraintes-déformations…….....76

3.2.2 Comportement en compression…….....82
3.2.2.1 Courbes contraintes-déformations …….....83
3.2.2.2 Comparaison traction-compression…….....86
3.2.3 Evolution de la microstructure…….....88
3.2.3.1 Nuance standard…….....88
3.2.3.2 Les nouvelles nuances…….....91
3.2.4 Durcissement…….....93
3.2.4.1 Nuance standard…….....93
3.2.4.2 Nouvelles nuances…….....95
3.2.5 Étude de la rupture…….....97
3.2.5.1 Analyse des déformations et des contraintes à la rupture ……97
3.2.5.2 Analyse des modes de rupture…….....99
3.2.5.3 Analyse des faciès de rupture…….....101
3.2.6 Essais de rupture par chocs…….....105
3.2.6.1 Résilience…….....105
3.2.6.2 Comparaison aux essais de traction…….....105
Conclusion…….....106

Chapitre 4 : Etude du comportement tribologique des Fe-Mn…….....109
Introduction…….....111
4.1 Résistance à la fatigue de contact par roulement.....111
4.1.1 Présentation de l'essai de roulement.....112
4.1.1.1 Tribomètre rotatif et montage d'essai.....112
4.1.1.2 Choix des paramètres d'essais.....114
4.1.1.3 Description des mesures.....114
4.1.1.4 Effet de l'usinage des éprouvettes – Caractérisation de l'état initial..115
4.1.2 Effet du nombre de cycles de roulement.....115
4.1.2.1 Durcissement en surface……..115
4.1.2.2 Evolution de l'état de surface……..118
4.1.2.3 Durcissement en coupe……120
4.1.2.4 Evolution de la microstructure……123
4.1.3 Influence de la vitesse de roulement.....127
4.1.3.1 Effet sur la nuance standard.....127
4.1.3.2 Effet sur les nouvelles nuances.....129

4.1.4 Effet de la force appliquée sur la nuance standard.....131
4.1.4.1 Durcissement en coupe.....131
4.1.4.2 Evolution de la microstructure.....132
4.1.5 Conclusion partielle…..... 133
4.2 Résistance aux sollicitations par chocs et glissement.....135
4.2.1 Présentation des essais..... 135
4.2.1.1 Présentation du banc d'essai de chocs et glissement.....135
4.2.1.2 Présentation des essais…..... 136
4.2.1.3 Choix des paramètres d'essais.....138
4.2.2 Simulation numérique du contact pion-disque.....142
4.2.2.1 Description du modèle de simulation.....142
4.2.2.2 Présentation et analyse des résultats numériques.....145
4.2.2.3 Conclusion partielle.....148
4.2.3 Résultats et interprétation.....149
4.2.3.1 Évolution de la zone de contact..... 149
4.2.3.2 Perte de masse..... 154
4.2.3.3 Évolutions microstructurales..... 156
4.2.3.4 Comparaison avec un acier à rail.....160
4.2.3.5 Essais complémentaires.....164
4.2.4 Discussion des résultats……166
4.2.5 Conclusion partielle.....167
Conclusions.....168

Conclusion générale et perspectives.....171
Annexe.....177
Références bibliographique.....199

Introduction générale

Le réseau ferré a beaucoup évolué ces dernières années. Il joue un rôle très important dans le domaine du transport dans le monde et notamment en France. Ceci se traduit par un réseau ferroviaire de plus en plus saturé. Les pièces constituant les voies (rails, cœurs de voie…) subissent des sollicitations de plus en plus élevées : nombre de trains, densité de trafic, vitesses et chargement plus élevées. Ainsi les opérations de maintenance sur les voies sont plus nombreuses et engendrent des pertes économiques considérable pour les exploitants du réseau.

Le projet TTSA (Track Train System Availability - disponibilité de l'infrastructure ferroviaire) recherche et teste des solutions susceptibles d'optimiser la disponibilité de l'infrastructure ferroviaire : prolonger la durée de vie des rails, des soudures, aiguillages et cœurs de voies. Ce projet s'inscrit dans le cadre du pole de compétitivité i-Trans. Il regroupe des industriels et des laboratoires de recherche. Le pilotage d'ensemble est assuré par Eurotunnel. L'intérêt d'Eurotunnel pour ce projet est lié à la densité du trafic sur son réseau qui est parmi les plus importantes au monde.

Notre étude concerne les cœurs de voie. Ce sont des pièces de grandes dimensions qui constituent la partie centrale des aiguillages ferroviaires. Ces pièces sont fabriquées par fonderie en acier austénitique au manganèse de nuance Hadfield. La structure austénitique de cet acier permet d'avoir en service la formation à la surface d'une zone fortement durcie capable de résister aux sollicitations mécaniques. Malgré leur très grande résistance aux chocs et à l'usure, ils peuvent présenter des défaillances en service d'origines multiples, avec pour conséquence une perturbation de l'exploitation, le ralentissement du trafic… et par suite une perte de temps et d'argent très importante. L'objectif de cette étude est d'améliorer la fiabilité et la durabilité des cœurs de voie : par changement de leur composition chimique, on vise ainsi à améliorer la résistance à l'usure des zones les plus sollicitées de la pièce tout en conservant une bonne résistance aux chocs et à la fatigue.

Cette étude est réalisée dans le cadre d'une collaboration entre les Ecoles des Mines de Paris (CEMEF) et de Douai (DTPCIM) en partenariat avec Outreau Technologies (groupe Manoir Industrie), leader européen dans le domaine des cœurs de voie, et Eurotunnel, le propriétaire et le gestionnaire du réseau ferroviaire du tunnel sous la Manche.

Le manuscrit débute par un premier chapitre intitulé « Contexte scientifique et industriel ». Dans ce chapitre, on présente en détail les cœurs de voie depuis la fabrication jusqu'à la mise en place et leurs endommagements en service, en passant par les tests de validation de ces pièces effectués à l'échelle industrielle. Ce chapitre précise ainsi les problèmes rencontrés actuellement et le contexte de cette étude.

Le deuxième chapitre intitulé « Les aciers austénitiques au manganèse Fe-Mn » est consacré à la présentation des aciers austénitiques au manganèse et aux tentatives d'amélioration de leurs performances. Ce chapitre est une synthèse bibliographique des travaux effectués sur ce type de matériaux. Il décrit les propriétés et les limites de ces aciers et les possibilités d'amélioration.

Le troisième chapitre intitulé « Développement de nouvelles nuances : caractérisation métallurgique et étude du comportement mécanique » est composé de deux parties. On présente d'abord les matériaux de l'étude selon trois points de vue : leur composition chimique, leurs microstructures et leurs caractéristiques de base à savoir la dureté et la microdureté. On détermine ensuite, par des essais de traction, compression et résilience les propriétés mécaniques de la nuance actuelle de l'acier des cœurs de voie et des matériaux développés dans le cadre de cette étude.

On complète la caractérisation des différentes nuances par l'étude de leur comportement tribologique. Cette partie fait l'objet du quatrième chapitre intitulé « Etude du comportement tribologique des Fe-Mn». Dans ce chapitre on fait le lien entre microstructure, propriétés mécaniques, fatigue de contact et endommagement sous chocs et glissement. Au cours de ce chapitre, nous présentons en détail les deux types de sollicitations imposées : roulement et chocs-glissement. Cette présentation est importante pour la compréhension du déroulement des essais et nous permet également d'introduire les différents paramètres utilisés pour chaque type d'essai. Dans une première partie, les résultats des essais de résistance à la fatigue de contact en roulement des différentes nuances sont présentés, un premier classement des diverses nuances est établi. Dans la deuxième partie, la résistance à l'usure par chocs et glissement nous permet de sélectionner la nuance qui présente la meilleure résistance à l'usure.

On termine par une conclusion générale et des perspectives ouvertes par ce travail.

Chapitre 1

Contexte scientifique et industriel : Les cœurs de voie

Introduction…….....12
1.5. Contexte industriel…….....12
1.5.1. Définition des cœurs de voie …….....12
1.5.2. Sollicitations des cœurs de voie…….....15
1.6. Réalisation des cœurs de voie…….....15
1.6.1. Conception…….....15
1.6.2. Fabrication.…….....16
1.6.3. Nuance actuelle ……...…….....17
1.6.3.1. Composition chimique……...…….....17
1.6.3.2. Microstructure avant TTH……..……...….....17
1.6.3.3. Microstructure après TTH……..……....….....18
1.6.3.4. Stabilité thermique de la microstructure……...…..…...……....19
1.6.4. Critères d'acceptation ……..……...….....20
1.2.4.1 Essai de résistance aux chocs……....….....21
1.2.4.2 Essais de soudabilité.…….....23
1.2.4.3 Contrôle non destructifs du cœur de voie…….……..……..24
1.7. Caractéristiques et propriétés d'utilisation actuelle…….……...….....25
1.7.1. Caractérisation d'un cœur de voie neuf……...…….....25
1.7.1.1. Avant usinage…..……...….....….....25
1.7.1.2. Après usinage……..……...….....….....26
1.7.2. Endommagements en service et examen de cœurs de voie rebutés.….....26
1.7.2.1. Observations générales…….……..……...…..…26
1.7.2.2. Examen d'un cœur de voie utilisé par Eurotunnel.……...…….....30
1.7.2.3. Examen d'un cœur de voie utilisé par le réseau Anglais....….....32
1.8. Maintenance.....….....32
1.8.1. Description……..….....33
1.8.2. Examen d'un cœur de voie rechargé…….....33
Conclusion…….....34

Introduction

Ce premier chapitre a pour but de présenter le contexte scientifique et industriel de l'étude, dont l'objectif est d'améliorer la tenue en service des cœurs de voie. Y seront définis les cœurs de voie (conception, fabrication, contrôle, sollicitation, caractéristiques initiales et maintenance). Ensuite, seront abordées les limites de ces pièces dans leur conception actuelle par la caractérisation des endommagements observés en service.

1.1 Contexte industriel

1.1.1 Définition des cœurs de voie

Les cœurs de voie (figure 1.1) sont des pièces moulées monobloc de grandes masse (1 à 3 t) et dimensions (3 à 12 m) (tableau 1.1), en acier austénitique au manganèse de nuance Hadfield. Ils constituent la partie centrale des aiguillages ferroviaires (figure 1.2). Ce sont parmi les pièces les plus sollicitées du réseau ferroviaire. La figure suivante présente quelques exemples de cœurs de voie réalisés par Outreau Technologie (OT), pour les réseaux ferroviaires interurbains ou citadins (métro, RER).

Figure 1.1 : Exemples de cœurs de voie. a. Cœurs conventionnels à pointe fixe : des cœurs de croisement pour trains, RER…, b. Berceaux à pointe mobile : des cœurs de croisement pour les réseaux à grande vitesse (TGV, Eurostar) et c. Pistes : des cœurs de croisement pour les réseaux de métro combinant pneu et roue en acier[1]

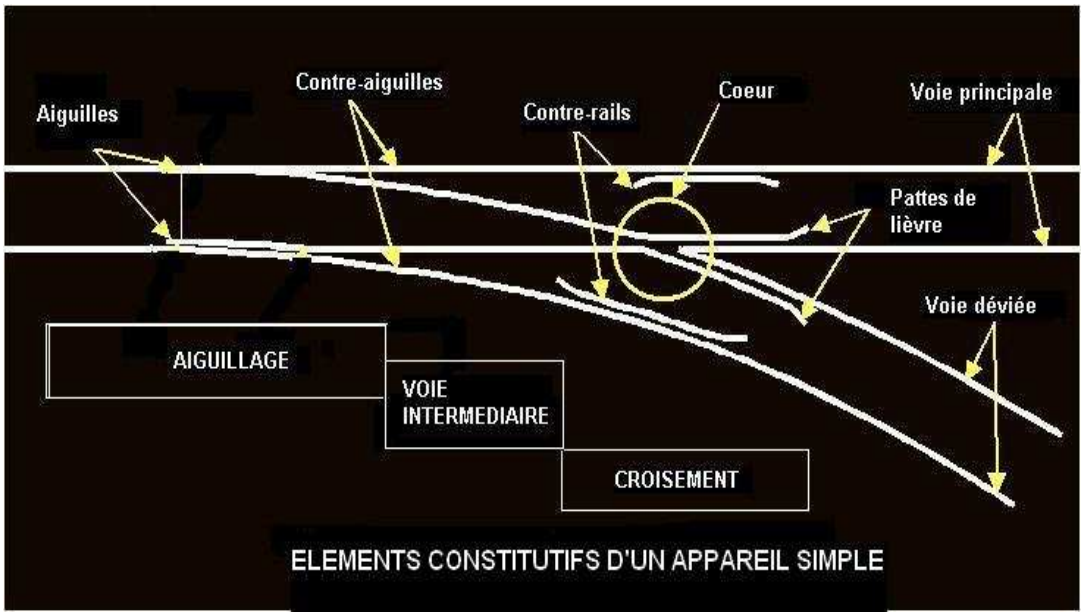


Figure 1.2 : les éléments constitutifs d'un appareil d'aiguillage simple [1]

Ils sont installés dans la voie selon les différentes configurations données par la figure 1.3.

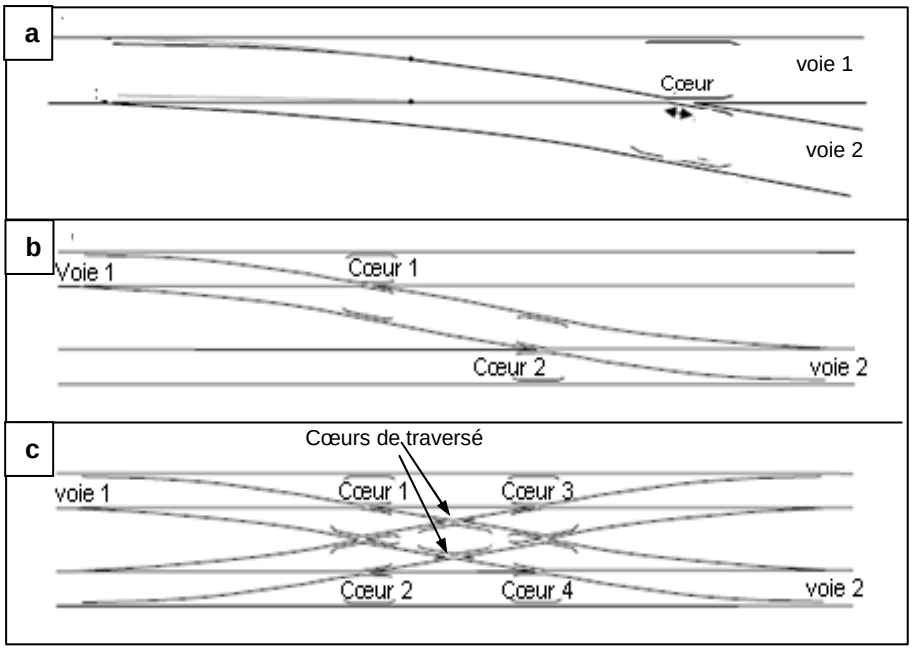


Figure 1.3 : les différentes configurations des aiguillages [2]

La zone de transfert sur un cœur de voie (figure 1.4.a) est la zone la plus sollicitée. Cette zone est constituée de 3 parties (figure 1.4.b) :

- Pointe du cœur : partie du cœur en forme de V qui supporte la roue. C'est la partie centrale du cœur.

- Pattes de lièvre : files extérieures du cœur qui supportent et guident les roues à travers la lacune.
- Lacune : zone dans laquelle la file de roulement est interrompue.

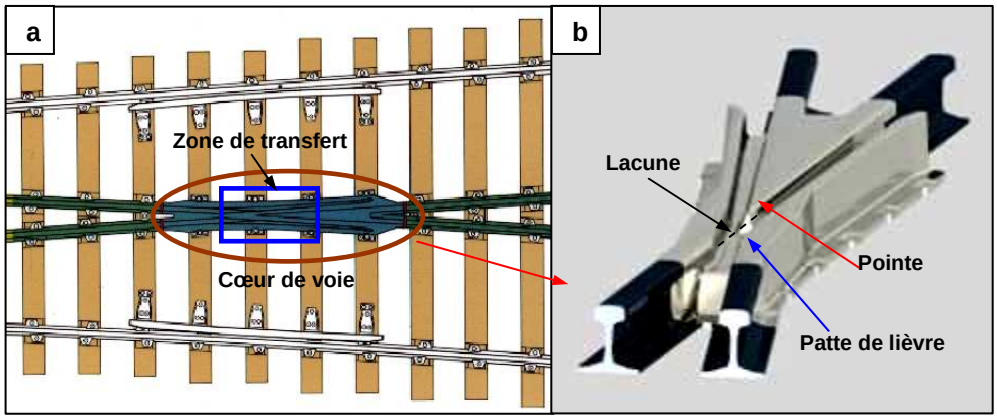


Figure 1.4 : La zone du cœur de voie la plus sollicitée (cœur à pointe fixe). a. zone de transfert, b. pointe, patte de lièvre et lacune.

Le tableau 1.1 précise la taille de ces pièces et la quantité de matière coulée, ainsi que la masse finale de la pièce. En effet, selon le type du cœur de voie, la masse de la matière coulée varie de 1.3 à 4 t, pour des masses finales variant entre 0.9 et 2.8 t.

Type	petit	moyen	grand
Longueur (m)	3	6	12
Masse de la matière coulée (kg)	1325	1715	3950
Masse finale du cœur (kg)	865	1225	2850

Tableau 1.1 : Les différents types de cœur de voie

Il existe d'autres techniques pour réaliser des cœurs de voie comme par exemple les cœurs mécano-soudés ou en rails assemblés, mais la technique de fonderie présente de nombreux avantages :

- Une durée de vie plus importante en raison d'une conception plus simple, sans soudure et avec peu d'assemblage;
- La possibilité de réaliser par moulage des formes complexes adaptées et optimisées par rapport aux sollicitations en service;
- L'emploi d'un alliage métallique, l'acier à 13% de manganèse et 1,2 % de carbone, dit acier Hadfield. Cet acier est de structure austénitique cubique à faces centrées. Il possède la double particularité d'offrir un bon comportement en voie lié à la grande ductilité

intrinsèque de ce matériau et une bonne résistance à l'usure induite par l'écrouissage superficiel consécutif aux passages répétés des trains.

1.1.2 Sollicitations des cœurs de voie

A titre indicatif, le trafic sur un réseau ferré comme EUROTUNNEL est très important, et varié : passage des trains de voyageurs, des TGV, des navettes de transports de véhicules et des trains de marchandises. Le passage répété des roues des voitures de trains se traduit par des sollicitations cycliques engendrant des chocs et des frottements, avec comme conséquences potentielles des usures prématurées et des phénomènes de fatigue. Il faut noter que la force exercée par le passage d'une roue sur le cœur de voie atteint 250 kN, avec un nombre de cycles estimé à 10^7 (subi avant la première opération de maintenance).

Le trafic ferroviaire interurbain impose à ces pièces des sollicitations très variées et élevées :

- Trains pouvant aller jusqu'à 280 km/h (TGV).
- Fréquence : trafic cumulé pouvant atteindre 20.10^5 kN/jour.
- Charge à l'essieu jusqu'à 250 kN.

Dans des conditions environnementales très variables :

- Variations de température saisonnières : grosses chaleurs de l'été, froid de l'hiver
- Variations hygrométriques : pluie, neige,
- Agressions mécaniques : sable…, chimiques : sel...

Il est ainsi très difficile d'établir un chargement « typique » pour les cœurs de voie en général. Du reste, le véritable chargement d'un cœur de voie, même faisant l'objet d'un suivi régulier, dans une configuration connue, n'est pas une donnée connue, même si certains travaux récents de la littérature ont visé à l'évaluer (cf.chapitre 2).

1.2 Réalisation des cœurs de voie

1.2.1 Conception

La conception joue un rôle très important dans la fiabilité d'un cœur de voie, d'où le soin apporté par le bureau d'études dans la définition de la géométrie des pièces. Les principales grandeurs géométriques, à savoir la longueur et l'angle d'ouverture du cœur de voie, le rayon de cintrage et le profil du rail sont fournis par le client. Ces grandeurs influent sur les sollicitations du cœur : plus l'angle de croisement du cœur de voie est grand, plus le

choc lors du transfert de charge est important. Cet angle est caractérisé par sa tangente qui peut varier entre 0,0336 et 0,785 environ. Soit un angle de 1,97° à 38,13°.

Une fois le dessin des pièces réalisé avec toutes les coupes et les vues nécessaires, le plan passe ensuite au bureau des méthodes, où l'épaisseur des pièces est recalculée afin d'avoir une chronologie de solidification satisfaisante (orientée vers les masselottes), puis la conception d'un modèle complet est effectuée : pièce avec masselottes et canaux de coulée.

1.2.2 Fabrication

La première étape de fabrication d'un cœur de voie est la création du modèle (en bois ou en résine). Ce modèle permet ensuite la réalisation d'un moule à l'aide d'un mélange de sable et de résine placé dans un châssis. Une fois le moule prêt, il est rempli par le métal liquide (four à arc, température de coulée égale à 1450 °C). Après refroidissement, la pièce est extraite du moule, et on ôte les résidus de sables, les masselottes et les réseaux de coulée. Dans le même moule, quatre barreaux attenants à la pièce de longueur 240 mm et de section carrée (30 mm de côté) sont coulés, permettant le contrôle des propriétés finales (cf. plus loin).

Ces pièces (cœurs de voie et barreaux témoins) subissent un traitement thermique d'homogénéisation par hypertrempe (TTH) suivant le cycle donné par la figure 1.5. Ce traitement consiste en une montée en température jusqu'à 930°C à raison de 120°C/heure avec maintien de 30 minutes à cette température, puis montée plus rapide à 1080°C, à raison de 150°C/heure avec maintien de 15 min à cette température. Ensuite une trempe à l'eau froide est réalisée.

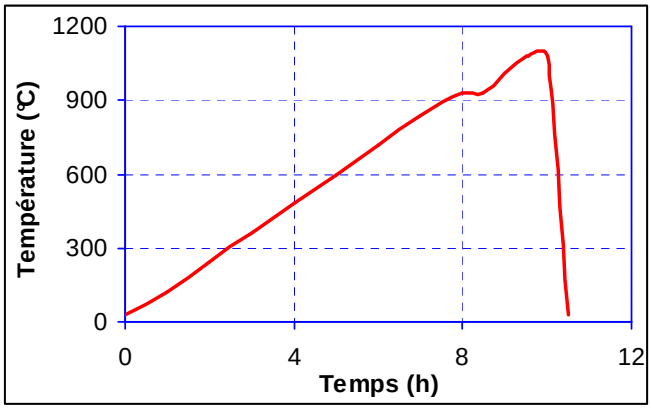


Figure 1.5 : Cycle de traitement thermique de la pièce après démoulage

Après ce traitement, les pièces présentent des déformations nécessitant des opérations de redressage qui sont effectuées sur des presses de grandes dimensions. Ces opérations comportent des manipulations très délicates du fait des grandes dimensions des pièces. Après le redressage, les pièces passent à l'atelier d'usinage pour subir diverses opérations : fraisage de la semelle, usinage des flancs de guidage et de la table de roulement du cœur par rabotage. La dernière opération est le soudage des antennes de rails au cœur par étincelage.

1.2.3 Nuance actuelle

1.2.3.1 Composition chimique

La nuance d'acier utilisée, depuis plus d'un demi-siècle, pour la fabrication des cœurs de voie est la nuance GX120Mn13 (selon la norme ISO 13521). Cette nuance est dans la gamme d'acier Hadfield. Elle a subi des améliorations et des corrections au cours des années afin de limiter les problèmes dus à l'élaboration (oxydation, retassures…). A titre d'exemple, la composition chimique donnée par le tableau 1.2 (pourcentage en masse) correspond aux échantillons examinés ci-après.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	N_{ppm}	Ti
1.138	0.46	12.89	0.033	0.008	0.18	0.06	0.18	0.006	0.06	--	--

Tableau 1.2 : Composition chimique type de l'acier actuel de cœur de voie : GX120Mn13

1.2.3.2 Microstructure avant TTH

L'observation de la microstructure de l'acier des cœurs de voie est effectuée sur des ronds de 10 mm de diamètre, prélevés dans les barreaux provenant de la même coulée que le cœur de voie industriel (barreaux témoins), et ont subi différents types de traitement thermique. La structure de l'acier Hadfield, à l'état brut de coulée, est révélée par un polissage mécanique [Annexe 1] et une attaque au Nital (à 4%) (figure 1.6).

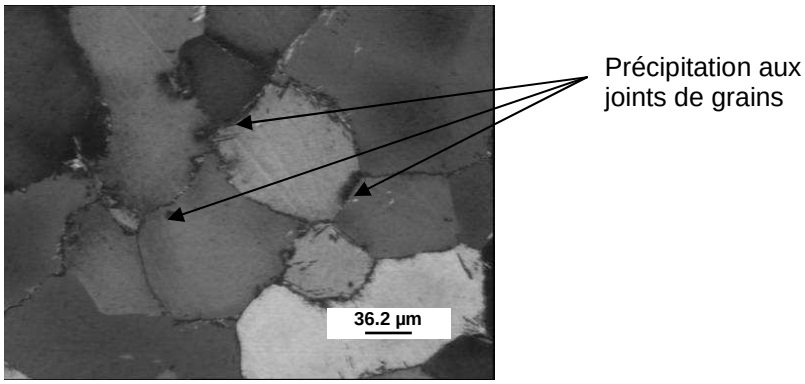


Figure 1.6 : Observation de la microstructure avant TTH (microscopie optique après attaque Nital).

C'est une structure dendritique constituée d'austénite, avec des grains qui ont une taille de l'ordre de 100 µm, de carbures complexes de fer et de manganèse et d'autres produits de décomposition de l'austénite qui confèrent à l'acier une grande fragilité. Ces autres constituants forment un réseau aux joints de grains de l'austénite à cause de la ségrégation lors de la solidification et du refroidissement peu rapide dans le moule.

Dans cet état, les propriétés mécaniques sont très médiocres et la résistance aux chocs très faible. D'où la nécessité du traitement thermique d'hypertrempe, afin de remettre les éléments des carbures en solution. Ceci permet en outre d'uniformiser la concentration de l'austénite en fer, carbone, manganèse et de tous les autres éléments.

1.2.3.3 Microstructure après TTH

L'observation de la microstructure après TTH, suite à un polissage mécanique et attaque chimique au Nital (figure 1.7), montre une structure austénitique contenant de gros grains, de taille de l'ordre de 300 µm supérieure à celle obtenue juste après solidification: cet alliage ne subissant pas de changement de structure, la taille des grains ne peut donc que croître au cours du TTH. A faible temps d'attaque, on devine les vestiges d'une structure dendritique sur toute la surface des échantillons. L'observation de la surface d'échantillon avec un agrandissement 50, montre la présence de plusieurs zones présentant différents contrastes.

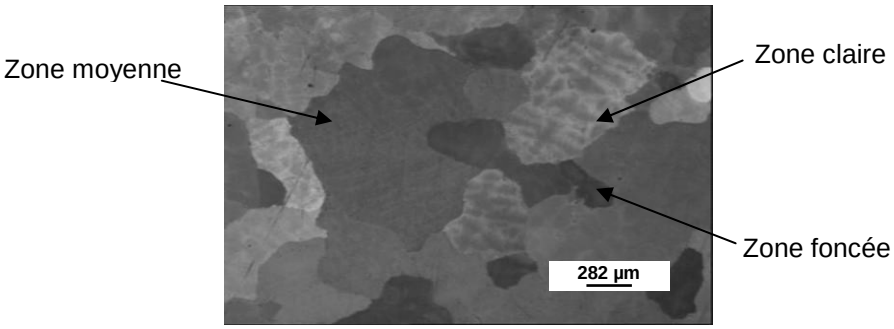


Figure 1.7 : Observation de la microstructure après TTH (microscopie optique après attaque Nital).

Couleur de zone (optique)	HV (0.2N)	Couleur de zone (MEB)	% C (indicatif)	% Mn
Moyenne	220	Moyenne	1,65	12,66
Foncée	237	Foncée	2,71	14,7
Claire	241	Claire	2,94	12,42

Tableau 1.3 : Composition chimique et microdureté des diverses zones révélées par l'attaque au Nital de l'acier actuel de cœur de voie après TTH : attention : les zones de même contraste en optique et au MEB peuvent ne pas coïncider.

Les mesures de la microdureté de chaque zone révèlent une légère variation des valeurs mesurées (tableau 1.3). L'analyse EDS au MEB montre que la variation de la microdureté est associée à une variation de la composition chimique, essentiellement des teneurs en carbone et en manganèse (tableau 1.3). Ces résultats suggèrent que la dureté augmente avec la teneur en carbone.

Nous avons pratiqué une attaque électrolytique pour compléter notre examen microstructural. Le manque d'information sur le type de bain de polissage électrolytique utilisé pour ce type de matériau nous a poussés à tester plusieurs bains d'attaque [Annexe 1]. Les meilleurs résultats (figure 1.8) ont été obtenus avec une attaque dans un bain composé de 95 mL d'éthanol et 5 mL d'acide nitrique refroidi à 10°C pendant 30 s sous une tension de 11 Volts. L'attaque révèle les vestiges de la structure dendritique et les joints de grains.

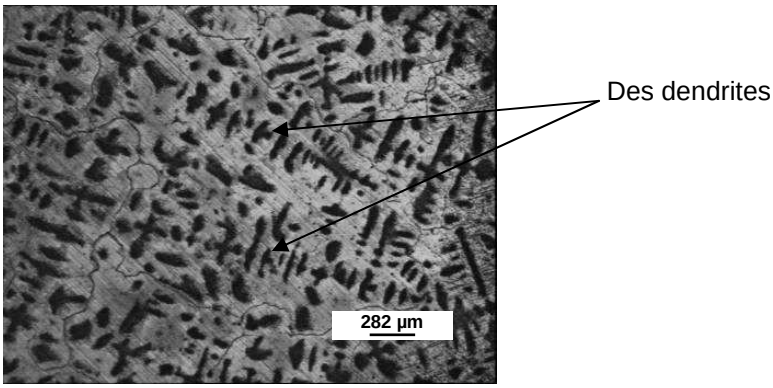


Figure 1.8 : Structure de la nuance après TTH révélée par polissage électrolytique,

En conclusion, ces examens montrent que malgré sa durée, le traitement thermique n'efface pas totalement les hétérogénéités de composition chimique induites par la solidification. Par ailleurs, la rémanence de fins carbures aux joints de grains reste possible, bien que les examens microstructuraux ne les mettent pas en évidence. Cet aspect peut conditionner sans doute la ductilité de l'alliage. Nous n'avons pas poussé plus loin l'examen microstructural, préférant nous concentrer sur la mesure des propriétés mécaniques.

1.2.3.4 Stabilité thermique de la microstructure

Les cœurs de voie étant susceptible de s'échauffer localement de manière significative lors des sollicitations en service, ou lors de leur rechargement (meulage, soudage), il est intéressant d'étudier l'effet d'une augmentation de température sur leur microstructure. Pour mémoire, selon la littérature [4], pour un acier Hadfield hypertrempé, un « revenu » d'une heure à 300 ou 400°C limite les transformations (précipitation de cémentite) aux joints de

grains. En revanche, un revenu de 5 h à 400°C favorise la précipitation de cémentite aciculaire à l'intérieur des grains, et de troostite (structure en lamelles très minces constituée de ferrite et de cémentite orientées selon certains plans du réseau de l'austénite) ; ces deux constituants fragilisent l'acier [4].

Nous avons effectué à titre exploratoire différents traitements de « revenu » dans un four de laboratoire sur des échantillons de cœur de voie « neuf », afin de vérifier si les cinétiques de transformation de l'austénite connues pour des maintiens à différentes températures à partir d'une mise en solution à haute température restaient valables après le traitement d'hypertrempe. Les évolutions les plus importantes sont constatées pour une température de traitement de 600°C et un temps de maintien de 3 heures suivi d'une trempe à l'eau**.** La valeur de la microdureté mesurée après ce traitement est de l'ordre de 430 $HV_{0.2}$**.** Cette dureté comparée à 220 $HV_{0.2}$ à l'état initial, révèle une évolution microstructurale très importante. La figure 1.9 présente la structure à cœur de l'échantillon traité. On voit en effet une structure constituée d'austénite résiduelle, de carbures aciculaires et de nodules de troostite ou perlite très fine qui ont précipité aux joints de grains. La mesure des caractéristiques magnétiques sur cet échantillon montre que la quantité de ferrite présente est de l'ordre de 10 %.

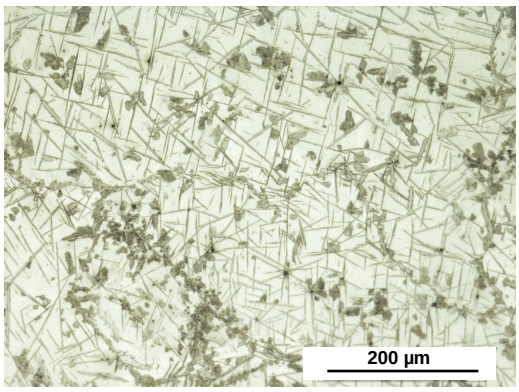


Figure 1.9 : Structure du G X120Mn13 hypertrempé après revenu à 600°C ; dureté 430 HV.

1.2.4 Critères d'acceptation

Différents essais sont effectués afin de vérifier les caractéristiques du cœur de voie. On contrôle systématiquement à l'aide des barreaux témoins l'analyse chimique (par spectrométrie). De même on contrôle la résistance à la flexion et la soudabilité, incluant l'aptitude au rechargement.

1.2.4.1 Essai de résistance aux chocs

Cet essai permet le contrôle de la qualité du traitement thermique par pliage par chocs répétés d'un barreau (longueur 200 mm, section carrée de w=h=30 mm de côté). On lui imprime avant essai par déformation plastique une encoche cylindrique (rayon de courbure de l'ordre de 1,5 mm). Le barreau ne doit pas se rompre, ni présenter de fissures supérieures à 10 mm (soit 1/3 de l'épaisseur) après 3 chocs produits par la chute d'une masse M=50 kg d'une hauteur H=3 m (figure 1.10).

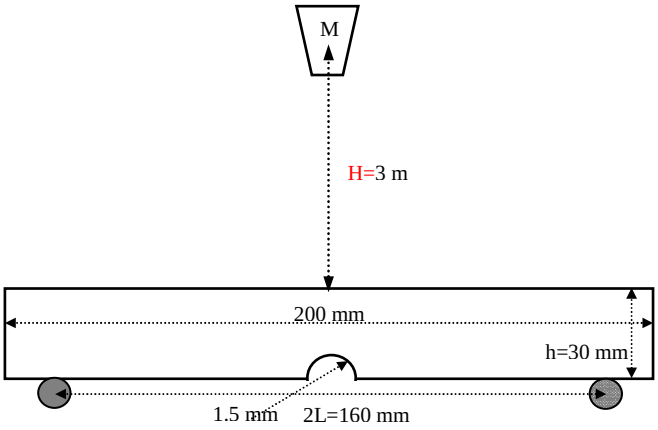


Figure 1.10 : Essai de pliage par chocs

L'objectif de cet essai est de vérifier que l'alliage présente une ductilité minimale. Il est donc intéressant d'analyser plus en détail les conditions de sollicitation et le comportement mécanique de l'alliage. L'énergie d'un impact lors de cet essai est W_1=M'gH=4,4 kJ. Cette énergie sert à déformer plastiquement l'éprouvette comme en témoigne l'évolution de l'angle des deux bras de l'éprouvette (tableau 1.4).

Nombre de chocs	1	2	3	4	5	6
Angle des bras de l'éprouvette=180-2α	162	145	128	112	98	87
ε_{max} (%) ~	5,9	11,8	18,2	25,2	32,5	39,5

Tableau 1.4 Evolution de l'angle de pliage de l'éprouvette α avec le nombre de chocs:

Les mesures de la dureté avec des forces de 0,2 N et de 10 N, dans le plan de symétrie de l'éprouvette après 6 chocs (figure 1.11), montrent un durcissement très important sur les fibres externe et interne, parties les plus déformées. On retrouve la dureté initiale du matériau au cœur de l'échantillon, sur la fibre neutre. On remarque que les valeurs mesurées sous une

faible charge d'indentation sont plus élevées que celles mesurées sous une forte charge (effet de taille d'empreinte déjà relevé sur cet alliage par Collette et al. [5]).

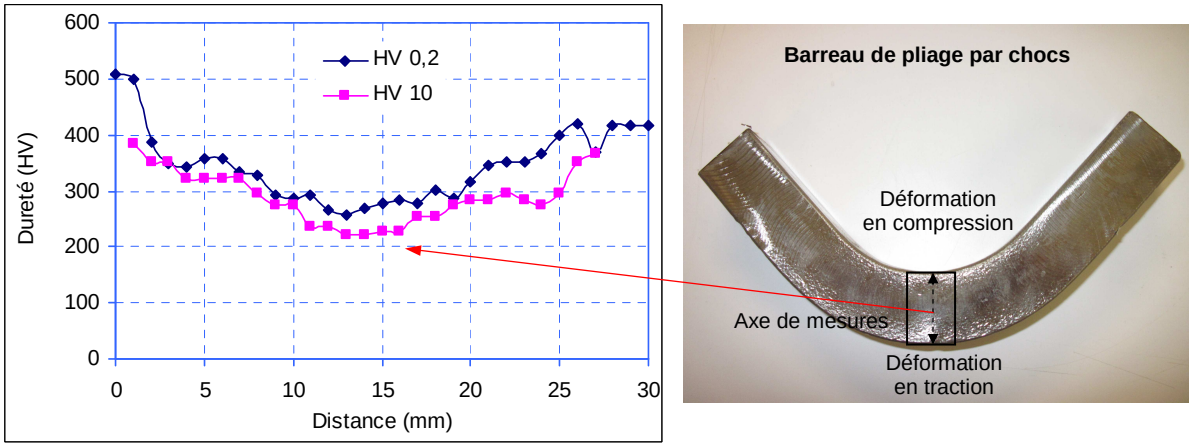


Figure 1.11 : Durcissement dans la zone déformée après 6 chocs

Une analyse des conditions de déformation de l'éprouvette (figure 1.10) a été effectuée. Pour cet acier, la contrainte évolue linéairement avec la déformation (cf. chapitre 3) au-delà de la limite élastique. En recentrant la loi de comportement en (σ_e,ε_e), considérons que son mode de déformation est identique à celui d'une éprouvette élastique. Les formules classiques de la flexion élastique [Annexe 2] donnent alors, en supposant le demi-angle de pliage α petit, son rayon de courbure maximal R_{max}, sa flèche, f et la déformation maximale des fibres externes :

$$\begin{cases} R_{\max} = \dfrac{L}{2}\cot\alpha \\ f = \dfrac{2L}{3}\tan\alpha \end{cases} \Rightarrow \varepsilon_{\max} = \frac{h}{2R_{\max}} = \frac{h}{L}\tan\alpha \qquad (1.1)$$

Selon ces formules, on observe une évolution quasi-linéaire de la déformation avec le nombre de chocs, atteignant après le troisième choc, la valeur ε_{max}=18 % (tableau 1.4), valeur sans doute très approximative, mais montrant une déformation très significative de l'éprouvette. Pour les chocs suivants, la valeur élevée de α rend encore plus incertaine l'application de ces formules. L'extrapolation linéaire donne après 6 chocs ε_{max}=36 %.

La vitesse initiale d'impact est de V_0= $(2gH)^{1/2}$=7,7 m.s^{-1} ; la vitesse de la masse décroît au cours de l'impact et tombe à 0 à la fin. La durée de l'impact et la vitesse de déformation valent donc, en première approximation :

$$\Delta t \approx \frac{f}{V_0/2} = \frac{2f}{V_0} \Rightarrow \dot{\varepsilon} \approx \frac{\varepsilon_{\max}}{\Delta t} = \frac{3}{4}\frac{V_0 h}{L^2} \qquad (1.2)$$

On en déduit que, pour le premier impact, la vitesse de déformation est de l'ordre de 27 s^{-1}.

Le coude de pliage est assez marqué et on peut tenter d'interpréter simplement l'évolution de l'angle de pliage 2α avec le nombre de chocs (tableau 1.4). Assimilons l'éprouvette à une plaque, de largeur w, d'épaisseur h et constituée d'un corps rigide-parfaitement plastique, de contrainte d'écoulement σ_0. Son pliage nécessite le moment [6] :

$$M = \sigma_0 \frac{bh^2}{4} \tag{1.3}$$

L'énergie de pliage W pour un angle 2α vaut donc : $W=2\alpha M$. La formule (1.3) permet d'estimer l'ordre de grandeur de la contrainte d'écoulement moyenne du coude de pliage σ_0 pour chaque choc (figure 1.12). Si on laisse de côté la valeur relative au premier pliage, peut être peu représentative du fait de l'incertitude sur l'angle de pliage, on voit que la contrainte moyenne évolue régulièrement et dépasse 800 MPa pour le dernier choc, comportement en accord qualitatif avec le durcissement révélé par les microduretés effectuées sur l'éprouvette après 6 chocs.

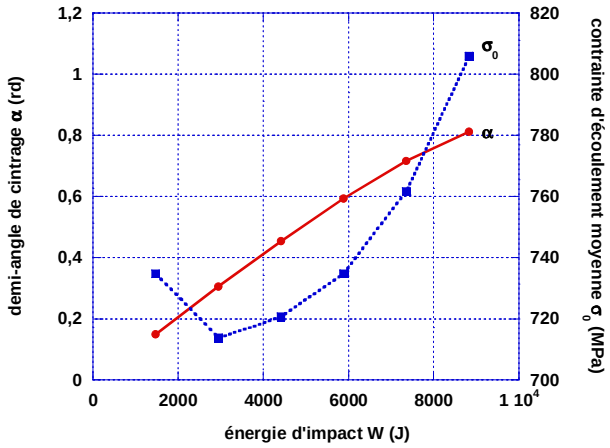


Figure 1.12 : Evolution avec l'énergie d'impact du demi-angle de pliage et de la contrainte d'écoulement moyenne du coude de pliage.

Les deux analyses (déformation, contrainte) adoptent des hypothèses rhéologiques très différentes. Leurs résultats sont donc à prendre avec des réserves. Nous pourrons évaluer leur pertinence à l'aide des résultats de traction (chapitre 3).

1.2.4.2 Essais de soudabilité

L'aptitude au rechargement des cœurs de voie est vérifiée par la réalisation d'un cordon de rechargement suivie d'un ressuage. En effet, si la microstructure résultant du

traitement thermique d'hypertrempe n'est pas bonne, l'opération de soudage provoque des fissurations en zone affectée thermiquement.

Pour les cœurs de voie à antenne soudée, il est nécessaire d'insérer une pièce de composition chimique intermédiaire entre le cœur et le rail car leurs structures métallurgiques sont très différentes. Un coupon constitué de 3 parties (un élément de cœur de voie, un insert (en acier inoxydable 18/10) et un élément de rail) est réalisé à cet effet, sa longueur totale est comprise entre 1.18 et 1.19 m. La longueur de l'insert est de 10 à 20 mm. La qualité de cet assemblage (soudage par étincelage) est vérifiée par ressuage, suivi d'un essai de pliage quasi-statique. Cet essai consiste à plier à l'aide d'un vérin le coupon déposé sur deux appuis (figure 1.13). La distance entre les appuis de soutien du coupon est de 1 m. La vitesse de descente du vérin est comprise entre 0,1 et 1 mm/s et la force de compression maximale est égale à 2500 kN. La soudabilité est jugée satisfaisante si, après essai, l'éprouvette supporte une charge supérieure ou égale à 850kN avec une flèche de 28 mm sans se rompre.

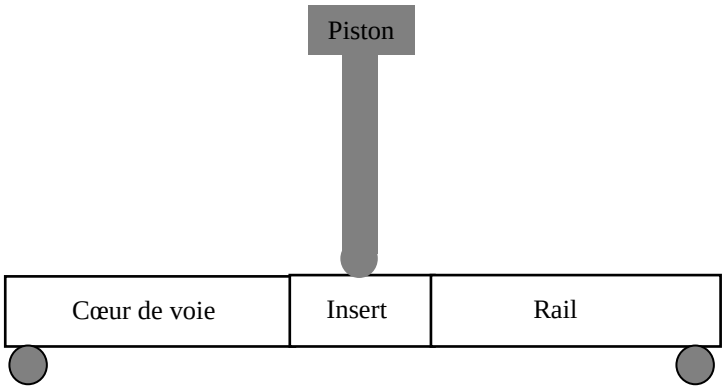


Figure 1.13 : Essai de pliage statique sur coupon trimétallique

1.2.4.3 Contrôles non destructifs du cœur de voie

D'autres contrôles du produit sont utilisés tels que : la radiographie pour le contrôle de la santé interne des pièces. Ce contrôle se fait avec le rayonnement d'une source de cobalt (ou iridium) radioactif après moulage et traitement thermique. Il permet la détection des défauts dans les pièces (criques, retassures, porosités…).

Le ressuage, utilisé pour contrôler les opérations de soudage, est également mis en œuvre désormais pour contrôler la qualité de l'usinage de la table de roulement.

1.3 Caractéristiques et propriétés d'utilisation actuelle

Dans ce paragraphe sont caractérisées les différentes étapes de la fabrication d'un cœur de voie ainsi que l'évolution des propriétés en service.

1.3.1 Caractérisation d'un cœur de voie neuf

1.3.1.1 Avant usinage

Un cœur de voie a été examiné après traitement thermique et hypertrempe à l'eau. L'observation d'un échantillon obtenu par coupe transversale d'un cœur hypertrempé non usiné montre la présence de deux zones (figure 1.14) :

- une zone superficielle perturbée et de dureté élevée : 380 HV;
- une zone sous-jacente moins dure : 280 HV environ.

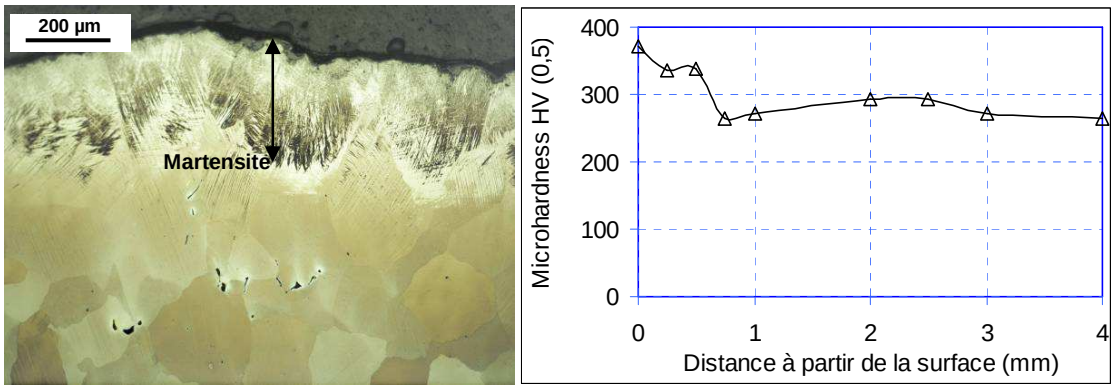


Figure 1.14 : Structure d'un cœur hypertrempé non usiné : présence d'une couche superficielle décarburée et partiellement transformée en martensite.

Cette différence de dureté s'explique classiquement dans la littérature [4] par la présence de martensite dans la zone superficielle, cette dernière résultant de la décarburation induite par le traitement thermique. En effet, le carbone étant un fort stabilisateur de l'austénite (cf. chap. 2), la diminution de sa teneur favorise la transformation martensitique lors de l'hypertrempe. Cependant, l'épaisseur affectée par la décarburation s'étend bien au-delà de la surface transformée en martensite. Un profil de décarburation typique fait état d'une teneur en carbone de l'ordre de 0,8% à 1 mm en-dessous de la surface brute de fonderie et ne retrouve la valeur nominale de 1,2% qu'entre 2,5 et 3 mm en-dessous de la surface brute de fonderie. Les autres éléments d'alliage quant à eux restent à leur teneur nominale dans cet intervalle.

1.3.1.2 Après usinage

Suite au traitement d'hypertrempe et aux opérations de redressage, les cœurs de voie sont usinés afin de leur donner leur forme finale. L'observation et la mesure de la microdureté en coupe transversale d'un échantillon de cœur neuf montrent que lorsqu'il est correctement réalisé l'usinage n'affecte guère la microstructure (quelques bandes de déformation sont visibles), et provoque une augmentation de la dureté limitée à environ 350 HV (profondeur affectée de 1 mm).

Toutefois, lorsque le meulage n'est pas suffisant pour enlever la totalité de la couche décarburée, l'écrouissage dû au passage des outils de coupe dans la zone décarburée provoque la formation de martensite qui peut engendrer des fissures (d'abord intergranulaires, puis se propageant parallèlement à la surface en mode transgranulaire). Dans le cas qui est présenté sur la figure 1.15, la teneur en carbone à 0,1 mm sous la surface usinée est de 0,9%, et elle n'atteint la valeur nominale qu'à 1 mm environ sous la surface usinée. La dureté superficielle est alors beaucoup plus élevée (de l'ordre de 650 HV). Ce type de défaut est susceptible de provoquer des avaries rapides lors de la mise en service. D'où la nécessité de contrôler par ressuage la qualité de l'usinage de la table de roulement.

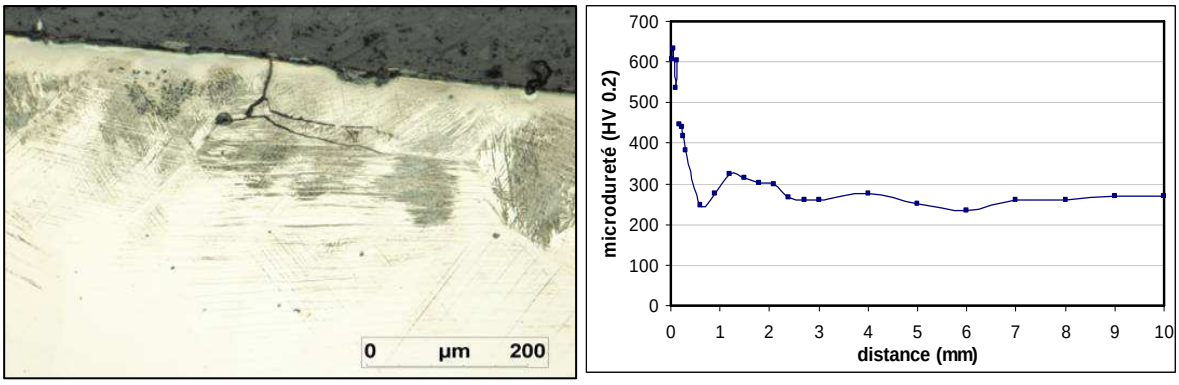


Figure 1.15 : Observation de la microstructure et filiation de microdureté d'un cœur de voie rebuté avant mise en service (microscopie optique).

1.3.2 Endommagements en service et examen de cœurs de voie rebutés

Après cette brève description des cœurs de voie neufs, on passera en revue les endommagements observés en service.

1.3.2.1 Observations générales

Au cours de leur fonctionnement, les cœurs de voie subissent des forces très importantes, exercées par les roues des voitures de trains qui se traduisent par des sollicitations engendrant des endommagements. Ces endommagements dépendent :

- des conditions d'utilisation des cœurs de voie (charge à l'essieu, vitesse, fréquence de passage, profil et degré d'usure des roues). Le sens de circulation détermine la localisation de la zone endommagée (en pointe ou en talon, voir figure 1.4.b).
- des propriétés du matériau : la compacité du matériau brut de fonderie, les modifications superficielles du matériau, le durcissement, les contraintes résiduelles induites soit par les traitements thermiques après coulée, soit par le traitement de finition par usinage.

Malgré les très gros progrès réalisés notamment en fonderie, des améliorations peuvent être proposées, dans ce domaine.

Deux modes d'endommagements sont rencontrés généralement dans la zone de transfert du cœur de voie. Dans cette zone, des dégradations importantes se manifestent sur la pointe et la patte de lièvre (figure 1.4) telles que :

- L'usure qui se traduit par le changement de la géométrie par l'écrasement plastique de la matière, l'affaissement de la table de roulement et/ou la formation de bourrelets latéraux.
- La fissuration en surface et l'écaillage qui sont liés à des contraintes « alternées » élevées : phénomène de fatigue en interaction avec la déformation plastique et le durcissement important de l'acier (qui peut s'initier sur des défauts du matériau induits en fonderie ou durant l'usinage, ou tout simplement par suite de l'endommagement de service).

L'usure est rencontrée essentiellement dans la zone de transfert du fait de la diminution de la surface de contact et du phénomène de choc lors du passage des roues du train de la patte de lièvre vers la pointe ou inversement. En fait, le contact roue/cœur de voie est de type roulement avec glissement, le choc étant dû à la perte de contact entre la pointe et la patte de lièvre (lacune). Plusieurs paramètres conditionnent l'intensité du choc :

- l'angle de croisement α : plus l'angle de croisement du cœur de voie est grand, plus le choc est important ;
- la vitesse du convoi ;
- le profil des roues (roues neuve ou roue usée) ;
- le poids supporté par les roues.

Dans le cas du réseau TGV il n'y a pas de problème de choc du fait que le transfert se fait d'une manière continue. En effet, pour ces trains, les cœurs de voie sont de type cœur à pointe mobile, c'est-à-dire constitués d'un « berceau » et d'une pointe qui supprime la zone de lacune en venant s'appliquer directement sur la patte de lièvre lors du passage du train.

Ceci permet d'assurer un contact et un guidage permanents, tant latéralement que verticalement.

Les principales formes des modifications et endommagements subis par les cœurs de voie en service sont illustrées par les figures 1.16.a à 1.16.e.

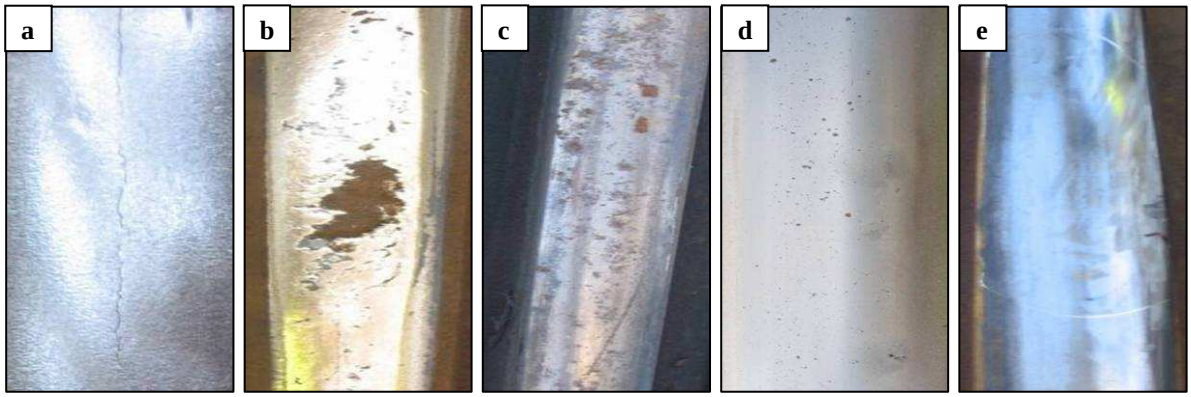


Figure 1.16 : Les différents endommagements rencontrés sur des cœurs de voie en service (Photos Anne Mouftiez, octobre 2007).

a. fissure longitudinale qui s'est propagée tout au long de la surface.

b. usure et déformation très importantes dans la zone la plus sollicitée (sens d'attaque de la voie en pointe).

c. phénomène d'écaillage et fissuration en dessous de la surface. Décollement de particules de matière en surface formant des écailles dues à une usure par fatigue.

d. crapaud dû le plus souvent à des inclusions sous-cutanées (soit de fonderie, soit résultant de piqûres).

e. phénomène d'affaissement de la table de roulement dû à une déformation plastique de la matière très importante (souvent favorisé par un manque de compacité de la pièce de fonderie).

L'austénite constitutive de l'acier des cœurs de voie est soumise à des contraintes répétées et élevées dues au roulement des convois et aux chocs successifs dans la zone de transfert au niveau de la pointe et de la patte de lièvre. La dureté des couches superficielles est ainsi considérablement augmentée (500 à 600 HV, voire plus) et bien supérieure à celle relevée après rupture sur une éprouvette de traction (HV~450, cf. chap. 3). L'écrouissage ainsi observé témoigne d'une déformation plastique élevée. Chaque fois que l'acier Hadfield peut supporter sans fissuration la déformation imposée, il en résulte un durcissement plus important [4].

La figure 1.17 présente la microstructure et le durcissement en coupe des échantillons qui ont été prélevés sur une pièce remplacée suite à l'apparition d'une fissure longitudinale le long de la zone de roulement (figure 1.16.a). Cette figure montre que :

- Le premier échantillon (figure 1.17.a) présente une fissure qui se propage à partir de la surface en suivant les joints de grains (rupture intergranulaire). A 0,6 mm de la surface, cette fissure passe à travers les grains (rupture transgranulaire). La microdureté atteint une valeur dans la zone de propagation de la fissure environ trois fois supérieure à la dureté à cœur. En dessous de cette zone, la dureté diminue, et rejoint la valeur initiale à plus de 4 mm de profondeur. Ceci montre l'importance de l'épaisseur de la couche écrouie sous l'effet du passage des trains.
- Sur le deuxième échantillon (figure 1.17.b), on observe une fissure qui démarre de la surface et bifurque dans les deux sens. Cette déviation pourrait être expliquée par le type de rupture : il semble que la fissure commence à partir de la surface et suit les joints de grains. La dureté en surface est comparable à celle mesurée sur le premier échantillon. La différence du mode de propagation de fissure pourrait être due à plusieurs facteurs comme l'emplacement de l'échantillon prélevé dans le cœur de voie, le niveau de sollicitation…

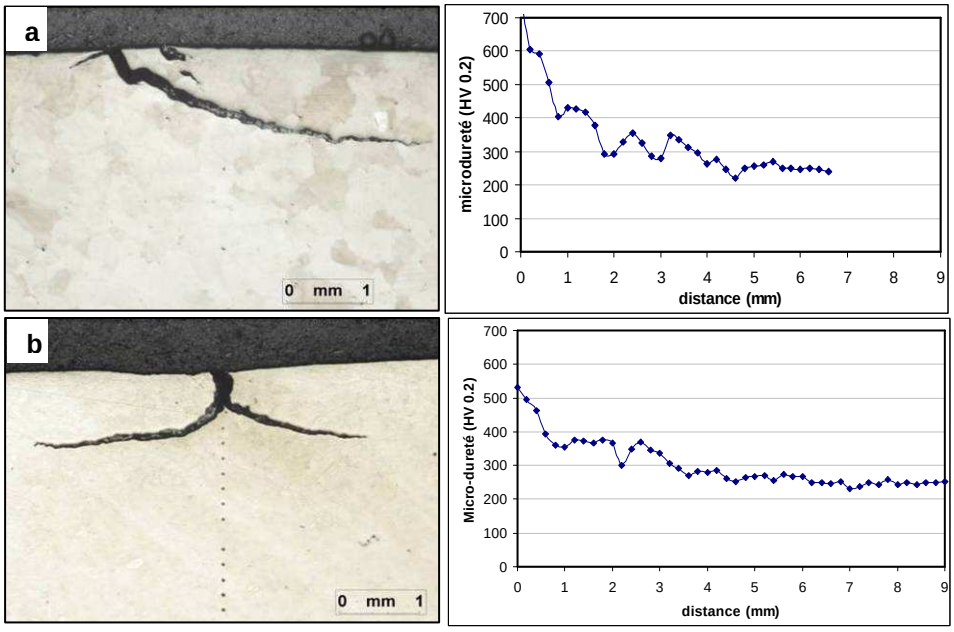


Figure 1.17 : Observation de la microstructure et de la filiation de microdureté des échantillons d'un cœur de voie endommagée. a. Echantillon 1, b. Echantillon 2.

D'après la littérature [4], la dureté maximale de la couche écrouie augmente linéairement avec la contrainte de contact appliquée. Une fissure de fatigue pourrait s'amorcer en surface, la zone la plus écrouie et endommagée, et se propager vers l'intérieur, puis changer de direction pour se propager parallèlement à la surface. La fissure pourrait démarrer sur un défaut de surface ou au niveau d'un joint de grain.

1.3.2.2 Examen d'un cœur de voie utilisé par Eurotunnel

Les données de trafic fournies par Eurotunnel permettent l'évaluation des sollicitations des cœurs de voie sur ce réseau. En effet, Eurotunnel a 3 types de trains :

- Navettes : 90 % du tonnage ; 350 à 380 navettes/jour, 22,5 t/essieu ; Nombre d'essieux de 144 par navette y compris les deux motrices. Transport de poids lourds, voitures et autocars à 140 km/h
- Eurostars pour le transport des passagers à 160 km/h, avec une charge de 11 t/essieu, qui représente 6 à 7 % du tonnage total, la fréquence est de 25 Eurostars/jour.
- Trains de marchandises roulant à 120 km/h, ils représentent 3% de tonnage, avec une fréquence de 10 trains/jour avec une charge de 17,5 t/essieu.

Le trafic de navettes étant dominant, on peut estimer que, en 6 mois (durée approximative avant une opération de maintenance (rechargement)), si le trafic est sensiblement uniforme sur toute l'année, le nombre de chocs subis par les cœurs de voie du tunnel est 182x350x144~10^7 cycles avec à chaque fois une force normale au moins égale à P=22,5/2=11,25 tf.

L'examen d'un cœur de voie utilisé par Eurotunnel a été effectué. Ce cœur (figure 1.18.a), qui présente une perte de matière sous la forme d'un écaillage important en bordure de la table de roulement, n'a pas été rechargé, mais il a été remplacé après 2 ans de service. Des échantillons ont été découpés dans le sens transversal de la zone fissurée (figure 18.b).

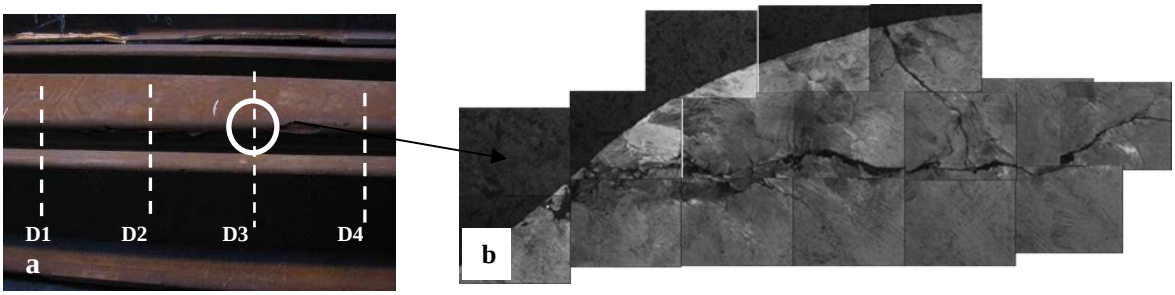


Figure 1.18: Observation d'un cœur de voie présentant de l'écaillage. a. zone endommagée et b. observation en microscopie optique d'un échantillon en coupe transversale.

Ces échantillons montrent la présence de fissures qui commencent en surface en suivant les joints de grains, puis se propagent soit en suivant les joints de grains (intergranulaire) soit à travers les grains (transgranulaire). La microstructure présente des grains peu ou très déformés avec des bandes de déformation (bandes de glissement ou mâcles).

La figure 1.19 présente l'évolution de la microdureté à partir de la surface de roulement, en coupe transversale des échantillons prélevée selon la configuration présentée par la figure 18.a. Les valeurs de microdureté mesurées à 20 mm du bord de l'échantillon (loin de la zone fissurée) varient entre 400 et 600 HV (2 à 3 fois la dureté du matériau après le TTH). Ceci montre que les contraintes appliquées en service affectent une très grande épaisseur de la pièce.

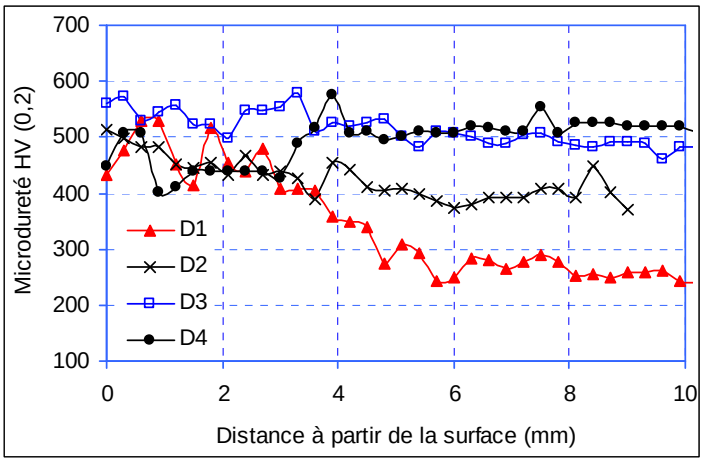


Figure 1.19: évolution de la microdureté en profondeur sur des échantillons des cœurs de voie de la figure 1.18.

On voit que le durcissement en dessous de la surface est équivalent pour tous les échantillons. En revanche, la profondeur affectée augmente en s'approchant de la fissure et devient équivalente de part et d'autre de la fissure. Cette profondeur peut atteindre 20 mm selon la zone analysée.

Il est assez facile de justifier l'ordre de grandeur de la profondeur des zones affectées par le contact. Le fort écrouissage observé montre que la pression de contact excède largement la limite d'élasticité du matériau, au moins en début d'utilisation. Supposons que cette pression de contact soit de l'ordre de la dureté initiale HV_0=2.1 GPa du matériau et, de ce fait, induise l'écoulement plastique permanent. Pour un contact roue-cœur circulaire, le rayon de contact a serait [6]:

$$a \approx \sqrt{\frac{P}{\pi HV_0}} = 4.1mm \qquad (1.4)$$

La zone plastique s'étend sur une profondeur de l'ordre de 2a, soit 8 mm environ. On est bien dans les ordres de grandeur observées, même si ce raisonnement est très sommaire et ne tient compte ni de la géométrie effective des pièces, ni de la rhéologie de l'acier.

1.3.2.3 Examen d'un cœur de voie utilisé par le réseau anglais

Il s'agit d'un cœur de voie utilisé sur le réseau anglais et présentant une fissure longitudinale en surface. Il a été remplacé après 6 mois de service (figure 1.20.a). La coupe transversale de la zone endommagée (figure 1.20.b), montre que la fissure qui commence à partir de la surface bifurque dans les deux sens à l'intérieur de la pièce. L'examen de l'échantillon montre que la structure est austénitique sans défauts majeurs de fonderie. Les mesures de microdureté montrent que la zone affectée est moins profonde que celle observée sur d'autres cœurs endommagés (6 mm) avec une dureté maximale en extrême surface de l'ordre de 500 $HV_{0.2}$. Ces observations suggèrent que cette fissure est le résultat d'un écrouissage important dû à un chargement trop élevé. Il s'est avéré que le profil d'usinage du cœur n'était pas adapté, induisant d'importantes contraintes tangentielles suite à un changement local de trajectoire de la roue. La modification de ce profil d'usinage a permis de résoudre le problème.

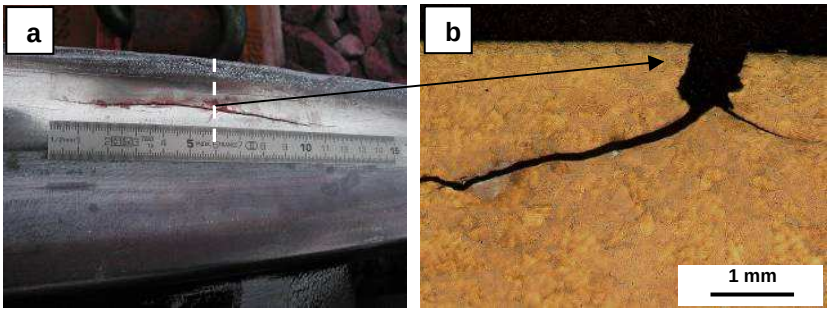


Figure 1.20: Observation d'un cœur de voie présentant une fissure en surface. a. zone endommagée et b. observation en microscopie optique de la coupe transversale

L'endommagement des cœurs de voie est donc lié à des mécanismes complexes et interactifs faisant intervenir la déformation plastique (qui modifie la géométrie et les propriétés mécaniques de la pièce), la fatigue et l'abrasion sous l'effet des forces normale et tangentielle (poids, frottement, force centrifuge, choc) appliquées cycliquement au cœur.

1.4 Maintenance

Les cœurs de voie constituent un des éléments les plus sensibles de la voie ; à ce titre, ils génèrent des opérations de maintenance d'autant plus coûteuses que la perturbation de trafic liée à ces opérations est plus importante. La surveillance de ces composants est constante, mais la maintenance reste plus curative que préventive. En fait, la dégradation d'un cœur de voie dépend des sollicitations imposées par le passage des convois, d'où la difficulté de prédire le niveau de dégradation [7].

1.4.1 Description

Les opérations de maintenance se composent essentiellement d'un meulage, pour éliminer les zones endommagées, suivi d'un rechargement par un alliage de nuance et structure proches de la nuance de base et d'un remeulage à la géométrie souhaitée.

L'opération de rechargement proprement dite d'un cœur de voie s'effectue par soudage. L'épaisseur du rechargement varie entre 5 et 15 mm en fonction de l'endommagement de la pièce. Il faut noter que le nombre d'opérations de rechargement ne doit pas dépasser 3 durant le cycle de vie de la pièce : en effet, le retour d'expérience montre que les modifications structurales consécutives à 3 réchauffements de la microstructure de base sont suffisantes pour induire des fissurations en provenance de la sous-couche, suite à la réparation. L'intervention demande entre 6 et 8 heures d'immobilisation de trafic ; il faut en effet enlever l'humidité, cureter la pièce, contrôler par ressuage l'état de l'affouillement, recharger, meuler, et de nouveau contrôler par ressuage la table de roulement après meulage. Dans le cas d'un défaut majeur (fissure ou usure très importante) et/ou un emplacement stratégique dans la voie, le cœur peut être remplacé immédiatement. Toutefois, et c'est un des avantages des cœurs moulés en acier au manganèse par rapport aux cœurs assemblés en acier perlitique, la détection de fissure n'entraîne pas nécessairement une intervention d'urgence, sauf s'il y a un risque de perte de la portée de roulement, car les fissures se propagent beaucoup moins vite dans les aciers au manganèse que dans les aciers perlitiques.

1.4.2 Examen d'un cœur de voie rechargé

L'endommagement d'un cœur de voie fortement rechargé (rechargement à 13%Mn-1%C), utilisé par la SNCF, a été étudié. Ce cœur a été remplacé après 10 ans de fonctionnement à cause de l'usure importante dans la zone de transfert et en particulier en patte de lièvre (figure 1.21.a). La coupe transversale d'un échantillon de la patte de lièvre présenté par la figure 1.21.b, montre la couche de rechargement déposée au-dessus du métal de base.

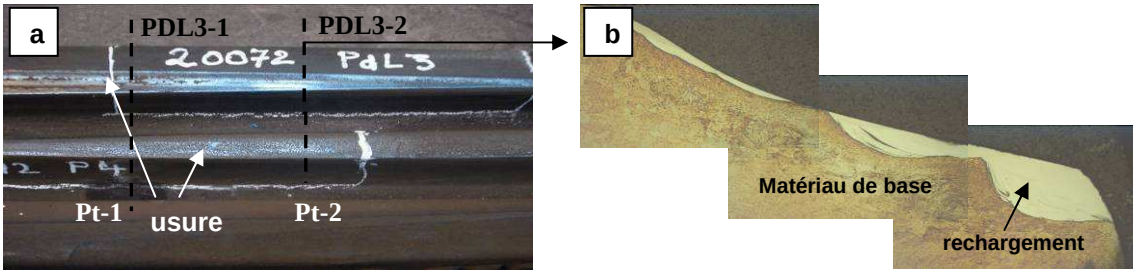


Figure 1.21 : Observation d'un cœur de voie présentant de l'usure en surface. a. zone endommagée et b. observation en microscopie optique d'un échantillon en coupe transversale.

Pour ce cœur de voie (figure 1.21), des mesures de microdureté ont été effectuées sur des échantillons prélevés en coupe transversale de la pointe (Pt-1 et Pt-2) et de la patte de lièvre (PDL3-1 et PDL3-2) et présentés par la figure 1.22. L'évolution en profondeur à partir de la surface de roulement est comparable entre les différents échantillons avec une moyenne équivalente de l'ordre de 450 HV pour Pt-1, Pt-2 et PDL3-1. La moyenne des microduretés mesurées varie en fonction de la zone de prélèvement. Ainsi on remarque que l'échantillon PDL3-2 prélevé sur la patte de lièvre possède la plus faible niveau de dureté (390HV). Ces différences de dureté peuvent s'expliquer par les différences de chargement des zones analysées. Plus la zone est chargée plus la dureté est élevée.

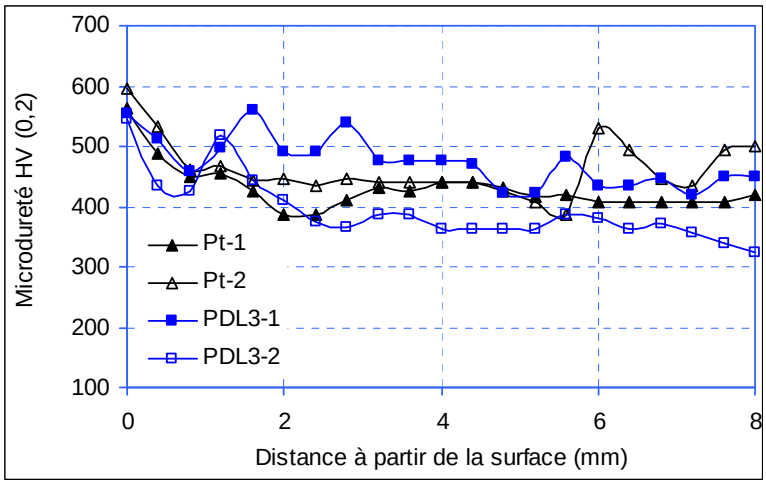


Figure 1.22: Evolution de la microdureté en coupe sur des échantillons du cœur de voie endommagé (figure 1.21)

Conclusion

Ce premier chapitre décrit le contexte scientifique et industriel de notre étude. Après avoir défini les cœurs de voies (fabrication, utilisation,…), nous nous sommes intéressés à la caractérisation macro et microscopique d'endommagements observés sur les cœurs de voie en service. Plusieurs cœurs de voie ont été ainsi caractérisés, mais il reste difficile de connaître le chargement subi en service. En effet, on peut avoir des sollicitations de type roulement, glissement et chocs, lesquelles conduisent à différents types d'endommagements tels que l'écrouissage, l'écaillage et la fissuration ou l'usure « douce ».

Afin d'augmenter la durée de vie de ces pièces, un vaste éventail de solutions possibles sont envisageables :

- Les traitements de surface : traitement mécanique, chimique ou autre…, cette solution a été écartée dans un premier temps, du fait que ce type de traitement affecte la couche

superficielle de la pièce ce qui pourrait favoriser sa fragilisation en service en reportant les déformations liées aux premiers passages des trains en sous-couche. De ce point de vue, le traitement de durcissement superficiel à l'explosif, utilisé aux Etats–Unis sur des réseaux où la charge à l'essieu est plus importante, semble efficace. Il en sera question dans le chapitre suivant.

- Le traitement thermique : est une solution qui peut s'avérer intéressante dans le cadre d'un dépôt de revêtement ou d'une nouvelle nuance. En revanche, pour la nuance actuelle, le traitement thermique est optimisé au mieux et le champ d'intervention paraît limité.
- La géométrie des pièces : en jouant sur la géométrie des pièces on peut contrôler la zone de contact et par conséquent les zones de concentration de contraintes. Cette solution reste à l'étude chez l'industriel car elle nécessite des échanges avec les clients. Elle n'entre pas dans le cadre de ce travail.
- Amélioration du matériau : c'est la solution retenue dans ce travail. En effet, la nuance actuelle est utilisée depuis plus d'un siècle et elle n'a pas subi beaucoup de développements. Bien qu'elle remplisse sa fonction, elle présente désormais des limites avec l'augmentation du trafic (poids et fréquence), ainsi que les nouveaux éléments environnant les cœurs de voie (traverses en béton, bogies avec suspensions, etc…). Il est nécessaire de rechercher une nuance qui présente de meilleures propriétés mécaniques, notamment de résistance à l'usure.

Chapitre 2

Les aciers austénitiques au manganèse

Introduction…….....38
2.1 L'acier Hadfield…….....38
2.1.1 Composition chimique…….....38
2.1.2 Caractérisation mécanique…….....41
2.1.2.1 Etude du comportement mécanique durant l'essai de traction……..41
2.1.2.2 Mécanismes de l'écrouissage …….....43
2.1.2.3 Dureté…….....45
2.1.3 Réponse aux sollicitations de surface…….....46
2.1.4 Utilisation dans le domaine ferroviaire…….....48
2.1.4.1 Contact roue/rail, roue/cœur de voie……48
2.1.4.2 Résistance à l'usure et à la fatigue de contact par roulement ……...50
2.2 Optimisation des propriétés des aciers Hadfield…….....51
2.2.1 Durcissement dans la masse……51
2.2.2 Durcissement de surface……...53
2.2.2.1 Le traitement par grenaillage……54
2.2.2.2 Le durcissement par explosion……..54
2.2.2.3 Contraintes dans une pièce grenaillée ou traitée à l'explosif……55
2.2.3 Durcissement par écrouissage des aciers austénitiques au manganèse……55
Conclusion…….....59

Introduction

Après une présentation du contexte scientifique et industriel de notre étude, nous aborderons dans ce chapitre l'acier austénitique au manganèse, en particulier l'acier Hadfield utilisé actuellement pour la fabrication des cœurs de voie. La deuxième partie de ce chapitre est consacrée aux développements récents exposés dans la littérature pour les aciers austénitiques au manganèse, qu'il s'agisse d'améliorations proposées dans le contexte ferroviaire ou bien dans d'autres domaines.

L'acier austénitique au manganèse est connu depuis un siècle. A. Pourcel en a perfectionné l'élaboration, mais on leur a donné le nom d'aciers Hadfield, car R. A. Hadfield en a entrepris l'étude systématique dès 1878 [4]. Cet acier est connu pour sa capacité extraordinaire de durcissement sous l'effet de certaines sollicitations telles que les chocs répétés ou les forces de frottement. Le comportement de cet acier n'est pas simple. En effet, initialement, il n'est ni très dur, ni très doux [5], il est sensible au phénomène de ségrégation et ne présente une structure purement austénitique qu'à la suite d'un traitement d'hypertrempe, comme les aciers inoxydables bas carbone X5CrNi18.10.

2.1 L'acier Hadfield

2.1.1 Composition chimique

Les cœurs de voie sont des pièces moulées en acier austénitique au manganèse de nuance Hadfield, dont la composition chimique type est donnée par le tableau 2.1 [8]. Le manganèse et le carbone sont les principaux éléments d'alliage d'un acier austénitique au manganèse : ils assurent la formation de la phase austénitique cubique à faces centrées (cfc) γ par hypertrempe depuis la phase austénitique haute température. Combiné avec le manganèse, le carbone influence beaucoup les caractéristiques de l'austénite, c'est-à-dire sa résistance et sa limite élastique. La stabilité de l'austénite croît avec la teneur en carbone, mais la ductilité globale de l'alliage diminue quand cette dernière dépasse 1.2 % par suite de formation de précipités que l'on ne peut totalement remettre en solution. La teneur en manganèse n'a pas un grand effet sur la limite élastique ; en revanche il augmente la résistance et la ductilité. Pour avoir une bonne ténacité et une bonne ductilité de l'austénite, il faut que la teneur en manganèse soit supérieure à 10 % [4].

Tofaute et Linden [5] ont montré que l'acier Hadfield peut avoir une structure austénitique à la température ambiante lorsque l'indice Mn_{eq}, fonction des teneurs en Mn et C, vérifie :

$$Mn_{eq}=(\%Mn) +13(\%C) \geq 17 \quad (2.1)$$

Les autres éléments d'alliage peuvent être rajoutés pour les raisons suivantes :

- Obtenir un durcissement de la solution solide γ par précipitation.
- Améliorer la résistance à l'usure.
- Augmenter la stabilité de l'austénite, c'est-à-dire diminuer la vitesse critique de trempe pour l'obtention de la phase austénitique, retarder la décomposition de l'austénite durant la déformation plastique ou un abaissement de température.

Les éléments d'addition ont pour effet d'améliorer les propriétés, notamment mécaniques, de ce matériau. En effet, l'ajout de chrome augmente la limite élastique et par suite la résistance à l'usure et à la déformation en service, sans nuire à la ténacité tant que sa teneur ne dépasse pas 2.5%. Le molybdène a le même effet que le chrome sur la limite élastique, et stabilise l'austénite vis-à-vis de la précipitation de carbures. En revanche, il favorise la transformation martensitique des austénites métastables. Des éléments tels que le titane et le vanadium peuvent produire un affinement de la taille des grains et par suite améliorent la résistance à l'usure et à la fatigue [8]. Le silicium permet une bonne désoxydation de cet acier, ainsi que d'améliorer sa fluidité à l'état fondu. Le phosphore a des effets néfastes sur la ductilité à chaud quand sa teneur dépasse 0.06%. Le nickel quant à lui est ajouté principalement en vue d'améliorer la soudabilité de l'alliage par son influence gammagène [9].

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0.95-1.3	0.65	11.5-14	0.05	0.03	0.5	0.75	1.75	0.045	0.3

Tableau 2.1 : Composition chimique type de l'acier Hadfield [8].

Les propriétés mécaniques sont directement liées à la composition chimique. Pour ce type d'acier, le rapport Mn/C doit être supérieur à 11, sinon, des carbures se forment dans les joints de grains et à l'intérieur de ceux-ci. Le métal est alors plus résistant avant écrouissage mais aussi plus fragile [5]. Cette condition s'écrit :

$$Mn \geq 11(\%C) \quad (2.2)$$

Les relations (2.1) et (2.2) définissent un domaine optimal de composition chimique des aciers Hadfield (figure 2.1). On note que l'acier actuel de cœur de voie se situe près de la

frontière définie par la relation (2.2), ce qui explique la nécessité du traitement thermique d'hypertrempe. D'autres auteurs [4, 10], indiquent que, quelle que soit la vitesse de refroidissement de l'alliage au moment de son élaboration, des carbures se forment dès que la teneur en carbone atteint 1%, rendant le traitement thermique d'hypertrempe nécessaire.

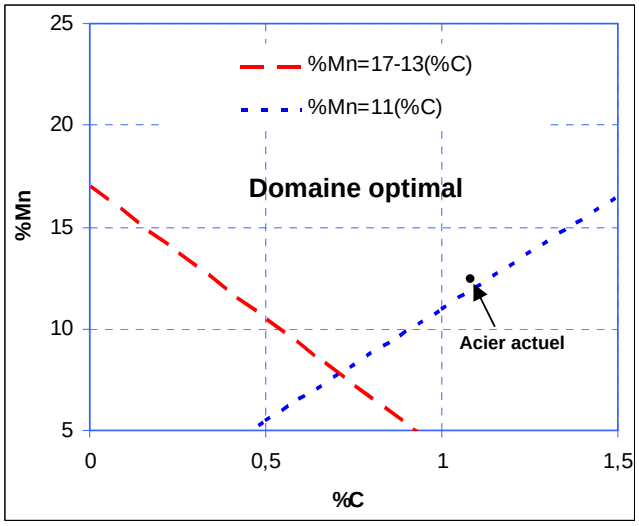


Figure 2.1 : Domaine de composition optimale selon les équations (2.1) et (2.2) des aciers Hadfield : l'acier de cœur de voie actuel se situe près de la frontière définie par (2.2).

La structure à haute température de l'alliage Fe-Mn dépend essentiellement de la proportion relative de manganèse, élément γ-gène qui étend le domaine austénitique γ. Les autres éléments présents dans l'alliage ont un caractère α-gène ou γ-gène. Parmi les éléments γ -gènes, outre le manganèse, on retrouve le nickel, le carbone, le cuivre et l'azote. Parmi les éléments α-gènes, outre le chrome, on retrouve le silicium et le molybdène ; le niobium, le titane et le tungstène sont des éléments réputés carburigènes.

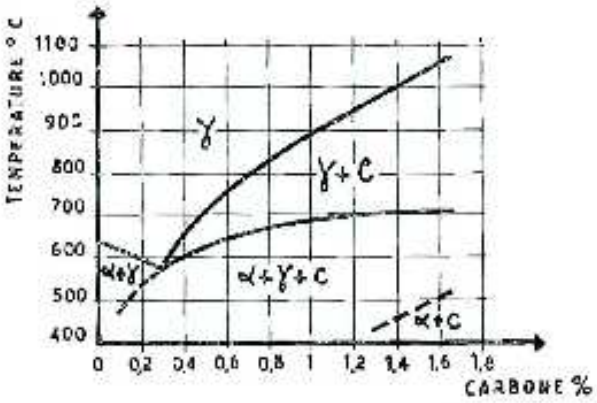


Figure 2.2 : Diagramme d'équilibre des aciers à 13% Mn [11]

Ces aciers sont constitués en majeure partie d'austénite métastable. En effet, comme le montre la figure 2.2, on ne peut retrouver à la température ambiante 100% d'austénite qu'après un refroidissement rapide. Dans le cas d'un refroidissement insuffisamment rapide, on voit que la structure sera constituée de cémentite – ferrite – austénite ou cémentite – ferrite suivant la teneur en carbone de l'alliage [11].

Suivant son degré de stabilité, fixé par sa composition chimique, l'austénite peut se transformer partiellement en martensite α lorsque le matériau est soumis à un écrouissage suffisant ou à un abaissement de la température. La formation de la martensite α (structure cubique centrée) ne se fait pas, en général, directement à partir de l'austénite, mais par l'intermédiaire de la formation préalable de martensite ε à structure hexagonale compacte qui, contrairement à la martensite α, n'est pas ferromagnétique [4].

Après un traitement thermique d'hypertrempe (TTH), à la température ambiante, les aciers Hadfield présentent une structure austénitique cubique à faces centrées réputée stable vis-à-vis de la transformation martensitique (d'origine thermique ou mécanique), qui permet d'obtenir en service la formation à la surface d'une zone durcie capable de résister aux sollicitations mécaniques [11]. Le traitement thermique des cœurs de voie (chap. 1) garantit l'obtention d'une structure austénitique propre, sans précipités. En effet, le traitement thermique a pour effet de dissoudre et mettre en solution les éléments carburigènes et d'éviter la formation de carbures aux joints de grains qui fragiliseraient la pièce. Les propriétés physiques de l'acier Hadfield sont données par le tableau 2.2.

Point de fusion (°C)	1350
Masse volumique à 20 °C ($kg.m^{-3}$)	7900
Conductivité thermique à 20 °C ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	0.02
Résistivité électrique à 20 °C (Ω.m)	70
Chaleur spécifique à 20 °C ($J.kg^{-1}$)	0.14
Retrait après solidification (mm/m)	25

Tableau 2.2 : Propriétés physiques de l'acier Hadfield [8].

2.1.2 Caractérisation mécanique

2.1.2.1 Etude du comportement mécanique durant l'essai de traction

L'essai de traction a été abondamment utilisé pour étudier les propriétés mécaniques des alliages Fe-Mn [4,5, 8-16]. Le tableau 2.3 présente les propriétés mécaniques d'un acier Hadfield déduites d'un essai de traction réalisé à faible vitesse et 20 °C. Ce matériau est

caractérisé par une résistance mécanique élevée, un écrouissage important et une ductilité très élevée, ce qui lui donne une ténacité et une résilience (~2.35 MJ/m^2 [17]) élevées.

Résistance à la rupture (MPa)	650 – 1000
Limite élastique (MPa)	320 - 400
Module d'élasticité (GPa)	196 - 203
Allongement (%)	30 - 65
Striction (%)	30 - 40

Tableau 2.3 : Ordre de grandeur des propriétés de traction à faible vitesse de déformation et 20°C d'un acier Hadfield (Dureté Brinell 170-220) [8].

Lors d'un essai de traction (figure 2.3), la phase d'allongement uniforme de cet acier est très étendue, et la contrainte de rupture n'est atteinte qu'après un allongement considérable et sans striction apparente. La valeur élevée de l'allongement uniforme au cours d'un essai de traction est due à la forte capacité d'écrouissage des Fe-Mn : au-delà de la limite élastique, la contrainte est une fonction linéaire de la déformation, dont la pente $d\sigma/d\varepsilon$ est constante et élevée ~ 2,7 GPa, (figure 2.3). Ce comportement est très différent de celui de la majorité des alliages métalliques dont le taux de consolidation $d\sigma/d\varepsilon$ décroît fortement quand la déformation croît. Contrairement aux aciers très durs et aux aciers mi-durs, l'acier Hadfield constitue un cas intermédiaire où la montée de la courbe de traction n'atteint la contrainte de rupture qu'après un allongement considérable ; il cumule ainsi les conditions optimales d'une déformabilité élevée associé à un fort durcissement [5]. Cette forte capacité de consolidation explique notamment leur bonne emboutissabilité [4], ainsi que leur bonne résistance aux chocs répétés et à l'usure.

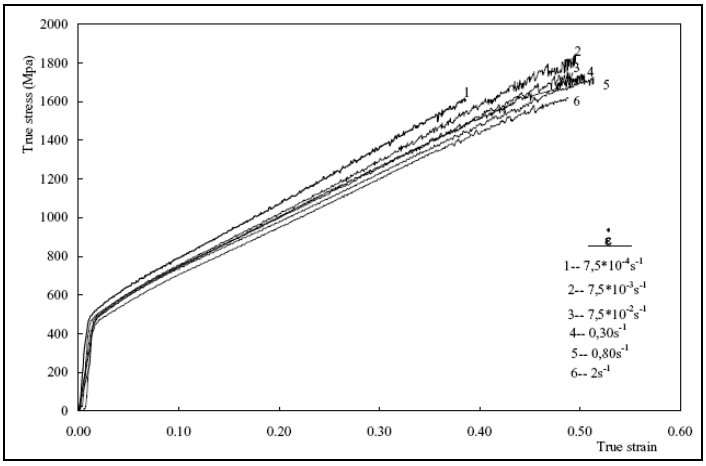


Figure 2.3 : Effet de la vitesse de déformation, entre 10^{-4} et 2 s^{-1}, sur la courbe contrainte-déformation à 20°C d'un acier Hadfield corroyé [12].

Plusieurs auteurs [4, 12] rapportent l'influence négative de la vitesse de sollicitation sur le comportement en traction de l'acier Hadfield. En effet, une augmentation de la vitesse de déformation peut se traduire non pas par une augmentation de la contrainte d'écoulement pour un allongement donné, mais au contraire par une augmentation de l'allongement pour une contrainte d'écoulement donnée. Ceci est illustré par les courbes contrainte-déformation d'un acier Hadfield pour différentes vitesses de déformation sur la figure 2.3 [12].

On y observe, en outre, des instabilités plastiques sur toute la gamme de vitesse étudiée à température ambiante : la contrainte évolue en dents de scie (*serrated flow*, phénomène Portevin-Le Chatelier) à partir d'un certain taux de déformation. Ce comportement a également été rapporté par d'autres auteurs [4, 13], et attribué au phénomène de vieillissement dynamique [13]. Il semble se produire entre l'ambiante et environ 250°C, pour des vitesses de déformation comprises entre 10^{-4} et 10^{-2} s^{-1}.

L'influence de la température d'essai sur les propriétés mécaniques en traction a été étudiée par les mêmes auteurs [4, 12]. Ils observent que le taux d'écrouissage reste élevé jusqu'à des températures de l'ordre de 300°C. A partir de 400°C, la rupture est précédée par un phénomène de striction que l'on n'observait pas auparavant.

La rupture est brutale et se fait par cisaillement selon un plan incliné de 45° sur l'axe de traction (mode 2 de rupture) aux températures allant de l'ambiante jusqu'à environ 250°C. L'étude micro-cartographique des surfaces de rupture révèle des faciès de « clivage ductile », constitués de zones planes parsemées de cupules de très faible dimension.

Par ailleurs, il a été observé que, dans le cas de pièces de fonderie, la taille de grain a une influence importante sur l'allongement à rupture et par conséquent sur les propriétés en traction. Un gros grain favorise un fort allongement, mais une résistance mécanique plus faible [4]. Au contraire, dans le cas d'alliages corroyés, il n'a pas été observé d'influence de la taille de grains sur l'allongement à rupture.

2.1.2.2 Mécanismes de l'écrouissage.

L'étude de Collette et al. [5] a permis de définir le caractère essentiel des aciers Hadfield : à l'état hypertrempé ils sont plutôt mous, à l'état écroui, ils n'ont pas une résistance exceptionnelle de décohésion. Mais ils ont une capacité d'écrouissage élevée et qui se maintient tout au long de la déformation, grâce à un ensemble de mécanismes compliqués faisant intervenir en premier lieu une très faible mobilité des dislocations. Les atomes de

carbone en insertion dans l'acier Hadfield, dont la teneur atomique est assez importante (environ 5%), seraient à l'origine de fortes interactions avec les champs de contraintes des dislocations, tout en restant « liés » aux atomes de manganèse les environnant sur le réseau austénitique [13-15] ce qui expliquerait, au moins en partie, la faible mobilité des dislocations, ainsi que les instabilités plastiques sur les courbes de traction. Un autre argument, complémentaire, évoque la faible valeur de l'énergie de faute d'empilement de ces aciers, de l'ordre de 20 mJ/m^2 [16], qui permet la dissociation des dislocations, les rendant également peu mobiles. Cette faible mobilité des dislocations limite les processus de restauration, ce qui a pour effet de conserver un taux d'écrouissage élevé [17-18], et favorise un mécanisme de déformation par maclage [12], produisant un durcissement du type Hall-Petch, les joints de macles se comportant, au même titre que des joints de grains, comme autant d'obstacles au mouvement des dislocations [19]. La faible mobilité des dislocations serait également à l'origine de l'apparition des faciès de « clivage ductile », et de l'importante résistance à la rupture par cisaillement.

Certains auteurs [5] observent que la capacité d'écrouissage de cet alliage dépend du mode de sollicitation. En effet, à partir de 5 % de déformation environ, le module d'écrouissage $d\sigma/d\varepsilon$ est 30 % plus important en compression qu'en traction. Ce phénomène a été attribué dans un premier temps à la formation de martensite ε, qui se produit par glissement local des plans denses de la structure cubique à faces centrées de sorte de former l'empilement hexagonal compact, suivi par une contraction de cet empilement hexagonal compact [20]. Elle est donc réputée plus dense que l'austénite initiale et serait donc favorisée par la compression. L'incrément de consolidation serait dû soit à cette martensite hexagonale, soit à de la martensite α, se formant à partir de la martensite ε [21]. Toutefois, même si elle est attestée pour d'autres compositions d'aciers au manganèse [22], la formation de martensite à partir de la composition standard de l'acier Hadfield reste un objet de débat, les premières observations de phase α ayant été réalisées sur des échantillons potentiellement décarburés ou dans des zones fortement ségrégées [4, 15, 23]. Désormais, la différence de comportement entre traction et compression est attribuée à la formation de textures différentes ([111] en traction et [110] en compression) [4, 24-27]. En effet, de nombreux travaux effectués sur des monocristaux d'acier Hadfield indiquent que le taux d'écrouissage et le mécanisme de déformation plastique dépendent fortement de l'orientation du cristal par rapport à la sollicitation [28-30].

Un certain nombre de travaux se sont attachés à essayer de déterminer entre les deux mécanismes de déformation plastique, à savoir glissement de dislocations et maclage, lequel apportait le plus fort durcissement et dans quel ordre ils se produisaient. Les travaux de Karaman et al [28-30] sur les monocristaux d'acier Hadfield ont montré que selon les conditions d'orientation des grains par rapport à la sollicitation, le maclage peut survenir en tout début de déformation plastique sans s'accompagner d'un durcissement notable, comme il peut se produire plus tard avec un durcissement important. Dans des échantillons polycristallins, il a également été observé que la taille de grain a une forte influence sur la survenue du maclage. D'autres auteurs ont essayé de supprimer le maclage soit par élévation de la température, soit par addition d'aluminium, qui a pour effet d'augmenter l'énergie de faute d'empilement et par conséquent de rendre les dislocations plus mobiles. Dans le premier cas, le taux d'écrouissage ne diminue pas car la précipitation de carbures, qui se produit à partir de 170°C vient compenser l'absence de joints de macles comme obstacle au mouvement des dislocations. Dans le deuxième cas [24-27], c'est l'organisation des dislocations en parois de haute densité de dislocations qui contribue à la conservation d'un important taux de consolidation.

Grace à cette variété de mécanismes durcissants, le taux d'écrouissage des aciers Hadfield reste élevé dans un grand intervalle de température jusqu'à 300°C.

2.1.2.3 Dureté

La valeur de la dureté mesurée par indentation dépend considérablement des conditions d'essai. Ainsi la dureté Vickers HV de l'état hypertrempé est de l'ordre de 360 pour une force P= 10 N, décroît pour des forces supérieures, se stabilisant à HV 220 environ pour P>50 N [5]. Il s'agit de l'effet de taille réputé croissant avec la capacité d'écrouissage du matériau et donc marqué pour ce type d'acier. A noter que la valeur obtenue aux forces élevées semble un peu supérieure à celle déduite de la théorie de Tabor [7] : $HV \sim 3\sigma$ (0.09).

Des mesures de la dureté à 500 N ont été effectuées par Collette et al. [5] sur des échantillons écrouis par compression à 20°C. Ces résultats vérifient la théorie de Tabor [7] : la dureté augmente linéairement avec la déformation comme dans l'essai de compression, passant de 220 à 600 pour un échantillon comprimé de 50 % environ, la pente $dHV/d\varepsilon$ étant égale en première approximation à 3 fois la pente d'écrouissage $d\sigma/d\varepsilon$ en compression.

Les mêmes auteurs [5] ont mis en évidence un fait remarquable en comparant la dureté mesurée par indentation et la dureté rayure [31]. La largeur de la rayure est nettement plus faible pour l'acier Hadfield écroui, de dureté HV 530, que dans une martensite Ni-Cr-Mo de dureté Vickers plus élevée : HV 630. Ce résultat pourrait s'expliquer par le fait que la déformation subie par le matériau en rayure est beaucoup plus élevée que celle imposée par l'indentation [31]. La grande résistance à la rayure de l'acier Hadfield s'expliquerait par le fait qu'il conserve aux déformations élevées une très forte capacité d'écrouissage, supérieure à celle de la martensite.

La combinaison de ces propriétés avec le taux d'écrouissage très élevé explique que l'emploi des aciers Hadfield sera indiqué dans les cas suivants ;

- Nécessité d'encaisser des chocs (résilience élevée) avec un durcissement progressif et important à l'endroit des impacts (pièces soumises à des chocs répétés) ;
- Déformation locale dans une couche superficielle devant ensuite résister à une force d'arrachement tangentielle (pièce d'usure).

Leur résistance à la décohésion n'étant pas extraordinaire, on comprend que les aciers Hadfield résistent bien mieux dans le cas de sollicitations sous des contraintes de compression, qui évitent les amorces locales de décohésion qui pourraient se produire sous traction.

2.1.3 Réponse aux sollicitations de surface

Bien que les aciers Hadfield et autres aciers austénitiques au manganèse soient principalement utilisés dans des applications mettant en œuvre leur grande résistance à l'usure (ou peut-être justement pour cette même raison), il existe finalement dans la littérature peu d'études concernant leur comportement sous sollicitation de contact, hormis l'étude de la résistance à l'abrasion qui est un peu éloignée des sollicitations des cœurs de voie. Pourtant la dureté atteinte en service par les couches superficielles dépasse nettement celle obtenue par écrouissage lors d'un essai de traction. Les travaux de Collette et al. [5] indiquent notamment que la dureté Vickers de la zone superficielle d'éprouvettes écrouies par chocs est de l'ordre de 500, et celle d'éprouvettes écrouies par frottement (galets roulant l'un sur l'autre) dépasse 800. Notons que cette sollicitation semble la plus proche de celle subie par les cœurs de voie en service, ce qui montre que la résistance à l'usure de ces pièces est sans doute due à ce durcissement important.

- S. Bahattacharyya [32] a réalisé des essais de roulement avec glissement avec et sans lubrifiant sur une machine d'usure Amsler (tribomètre à deux disques rotatifs en contact) sur un acier Hadfield (12Mn-1.2C). Il observe que la vitesse d'usure, même sans lubrification est très faible et comparable à celle d'aciers à outils traités thermiquement. Toutefois, il constate qu'une augmentation de la vitesse de glissement diminue légèrement la vitesse d'usure, ainsi que la profondeur affectée par les bandes de déformation, sans trouver d'explication physique à ce résultat. La dureté en surface est un peu plus élevée à l'issue de l'essai à la plus forte vitesse, mais augmente moins rapidement que dans l'essai à la plus faible vitesse. Les produits d'usure sont des poudres d'oxydes de fer noir (Fe_2O_3 et Fe_3O_4) sans fragment métallique.
- Jost et al. [33] ont réalisé des essais d'usure pion-disque et montré que le frottement écrouit la surface et forme une fine couche très dure, riche en micro-macles dans le cas d'austénites stables (telles que l'acier Hadfield), ou en martensite dans le cas d'austénites métastables. La dureté superficielle est d'autant plus élevée que l'austénite est peu stable, et la profondeur affectée d'autant moins importante. L'épaisseur de la couche de martensite augmente avec la force normale et l'instabilité de l'austénite, conduisant à de la fissuration et de l'écaillage.
- Des essais d'impact répétés ont été réalisés par Petrov et al. [15], qui observe une amorphisation de la couche superficielle. D'autres auteurs cités par Maratray indiquent que des impacts répétés influencent surtout l'état de contraintes résiduelles superficielles de l'acier Hadfield, qui passe en compression à un niveau de l'ordre de 500 MPa quel que soit le profil de contraintes initial. Le fait que ces contraintes superficielles de compression soient compensées en sous-couche par des contraintes de traction est susceptible de provoquer des endommagements de type écaillage ou effritement. En revanche ce même type de sollicitation est susceptible de conduire des austénites métastables à la rupture brutale par suite de l'augmentation de volume provoquée par la transformation martensitique.
- Dans le cas de sollicitation par roulement [4] les contraintes de contact répétées apportent un durcissement des couches superficielles qui se stabilise environ autour de 2000 cycles. Toutefois, le profil de la courbe de dureté des pièces est différent de celui des couches durcies par d'autres types de sollicitations, telles que le glissement pur ou l'abrasion. En effet, la dureté atteint une valeur maximale au dessous de la surface de roulement. Cette valeur est d'ailleurs plus faible que celle obtenue dans les autres modes de sollicitation, et elle augmente linéairement avec la contrainte appliquée [4].

Une fissure de fatigue peut s'amorcer au niveau du maximum de contrainte et se propager vers l'intérieur, puis changer alors de direction pour se propager parallèlement à la surface de roulement, mais à une distance plus importante que celle où se trouve la contrainte maximale de cisaillement. La limite d'endurance en roulement est de l'ordre de 2000 MPa pour l'acier Hadfield.

2.1.4 Utilisation dans le domaine ferroviaire

2.1.4.1 Contact roue/rail, roue/cœur de voie

Les contraintes en service (contact roue/rail ou roue/cœur de voie) sont essentiellement normales aux surfaces de contact (figure 2.4). Cependant, elles coexistent avec des contraintes de cisaillement (cissions) orientées selon différentes directions et qui jouent sans doute un rôle important dans le développement de la fissuration. Ces contraintes de contact répétées durcissent les couches superficielles des cœurs, le processus atteignant la limite de fatigue si l'usure ne peut éliminer la couche superficielle endommagée [4].

Plusieurs études du contact roue rail ont été réalisées [36-39]. Selon ces travaux, la pression de contact roue/rail est égale à 1000 MPa dans le cas où la roue est neuve. En revanche, si la roue est usée, la pression de contact diminue et varie entre 500 et 700 MPa. Kapoor et al. [36] ont étudié l'effet de la rugosité de surface sur la déformation plastique des rails. Ils ont montré par des essais expérimentaux et par calcul de la pression de contact (contact disque/disque) que plus la surface est rugueuse, plus la pression de contact est élevée, et par suite la déformation plastique importante. Il faut noter que la surface de contact roue/rail est une ellipse, tandis que celle crée par le contact disque/disque est une ligne. Xiaoyu et al [38] ont modélisé le contact roue/rail, pour déterminer les effets de la vitesse du train et de son poids sur l'usure des rails. Ils ont montré les différences entre le contact de Hertz et la modélisation statique et dynamique du contact. En effet, plus la vitesse et le chargement sont importants, plus les résultats (pression de contact) divergent (surestimation) de ceux déterminés par la théorie de Hertz.

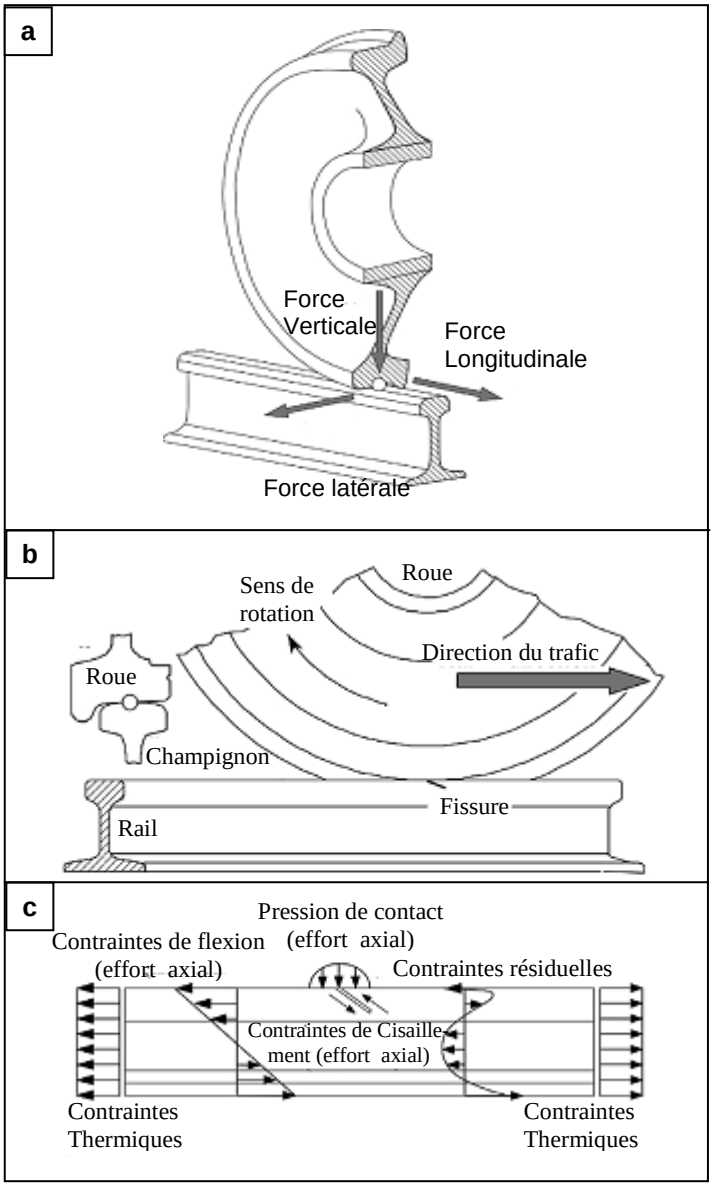


Figure 2.4 : Contact roue/rail : a. forces appliquées, b. configuration de contact et c. Distribution de la pression de contact et des contraintes longitudinale dans le rail. [35].

Seuls Wiest et al. [40-42] ont abordé le problème de contact roue/cœurs de voie. Ils ont calculé la pression de contact maximale par la théorie de Hertz modifiée pour un contact roue/rail et roue/pointe de cœur de voie pour un chargement de 80 KN, et montrent une évolution très importante de ces valeurs avant et après endommagement. En effet, à l'état initial la pression maximale est de l'ordre de 4000 MPa sur la pointe d'un cœur de voie et elle descend jusqu'à 1800 MPa après endommagement ; pour un contact roue/rail neuf, elle est égale à 1100 MPa et ne dépasse pas 700 MPa après endommagement. Cette variation est due à l'augmentation de la surface de contact et la perte de la géométrie initiale au cours du temps. Ils ont montré par modélisation dynamique du contact [41], que la pression de contact sur la pointe du cœur est 2 à 4 fois celle déterminée quand le contact est statique. La modélisation

d'un chargement de 80 KN appliquée par la roue à 160 Km/h, produit une force de réaction verticale de 220 KN sur le cœur de voie, ce qui donne une pression de contact de 1140 MPa et une contrainte de Von Mises égale à 500 MPa. Des mesures de la force verticale sur différentes configurations de voies confirment ces valeurs [41].

2.1.4.2 Résistance à l'usure et à la fatigue de contact par roulement

Dans la plupart des travaux dans le domaine ferroviaire, seule l'usure lors du contact roue/rail a été étudiée. Des essais de laboratoire ont été utilisés afin de sélectionner le matériau des roues ou des rails. Peter et al. [43] ont constaté que l'utilisation d'un acier type R350 au lieu de R260 permet une diminution importante de la valeur de l'usure et de la fatigue de contact. D'autres solutions ont été explorées. Satoh et al. [44] ont montré l'effet du meulage des rails qui permet d'avoir un meilleur état de surface et d'éliminer les aspérités qui sont à l'origine de la rupture en fatigue et ainsi augmenter la durée de vie de ces pièces. Franklin et al. [45] ont montré que le revêtement laser des rails permet un gain de la résistance à l'usure. Leurs résultats ont été confirmés par des essais à l'échelle réelle.

La fatigue de contact par roulement est largement étudiée dans la littérature notamment pour optimiser le choix du matériau des rails de chemin de fer [46-51]. Dans ces études, la résistance à la fatigue de contact par roulement de plusieurs matériaux pour rail a été testée sur des bancs d'essais de type disque/disque. D'autres travaux [52-53] ont été consacrés à l'étude de l'effet de paramètres tels que l'état de surface et la géométrie de contact du couple roue-rail sur leur résistance à la fatigue de contact. Des études plus récentes [54-55] ont abordé le problème de la fatigue de contact par roulement dans des cas plus généraux, en intégrant d'autres paramètres tels que l'endommagement et les contraintes résiduelles.

Les résultats de telles études, notamment de l'influence de la rugosité ou de l'état de surface sur la résistance à l'usure, peuvent probablement être étendus au cas des cours de voie. Cependant leur comportement rhéologique particulier nécessiterait de les quantifier par des études dédiées. Il en va de même pour la résistance à la fatigue de contact par roulement de cet acier qui est extrêmement peu documentée.

2.2 Optimisation des propriétés des aciers Hadfield

Un certain nombre de pistes ont été explorées afin d'améliorer la résistance à l'usure des aciers Hadfield dans le cadre de leur emploi « traditionnel » dans le ferroviaire ou les pièces d'usure. L'idée la plus ancienne a été d'introduire dans la composition de l'alliage des éléments carburigènes tels que le chrome, le molybdène, le vanadium ou le titane afin de favoriser un durcissement par précipitation, susceptible d'augmenter la résistance mécanique et la résistance à l'usure, même si cela se faisait, au moins partiellement, au détriment de la ténacité [56-73]. Une autre voie s'est concentrée sur l'amélioration des propriétés de surface par traitement mécanique (grenaillage, durcissement par explosion) [4, 74].

Par ailleurs, d'autres voies ont consisté à faire varier la teneur en manganèse et en carbone des aciers austénitiques au manganèse afin d'explorer l'étendue de leurs possibilités. Les austénites métastables, à teneur en manganèse plus faible que celle de l'acier Hadfield, sont connues depuis longtemps et durcissent en subissant la transformation martensitique. Dernièrement, la recherche, notamment dans le secteur de l'automobile, de bons compromis résistance mécanique/ténacité a suscité de nombreuses études sur des austénites au manganèse, en général plus riches en manganèse et moins riches en carbone que l'acier Hadfield, se déformant par effet TRIP (transformation induced plasictity) ou TWIP (twinning induced plasticity). La littérature [75-94], mentionne le développement d'alliages ayant pour composition chimique de base 20% de Mn et 0.6% C qui se caractérisent par une grande formabilité avec des caractéristiques mécaniques très élevées, dues aux multiples mécanismes de déformations présents lors des sollicitations. Ces différents développements sont présentés dans ce qui suit.

2.2.1 Durcissement dans la masse

L'acier Hadfield ne subit pas de transformation de structure au cours du refroidissement, ni au cours du chauffage. C'est un acier austénitique dont la température de transformation martensitique est en dessous de la température ambiante sous les effets conjugués du carbone et du manganèse. Le grain d'austénite ne peut pas être régénéré par traitement thermique et sa taille dépend essentiellement de la température de coulée et de la vitesse de refroidissement dans le moule : plus la température de coulée est élevée et la vitesse de refroidissement faible, plus le grain de l'austénite est grossier.

Le traitement d'hypertrempe est le traitement thermique typique appliqué à ces différentes nuances. Pour éviter le grossissement des grains, le séjour à la température de

trempe doit être réduit au strict nécessaire pour chauffer la pièce à cœur et assurer la dissolution de la cémentite [8]. On observe, cependant, que certains carbures apparus lors de la solidification sont très stables. Ces carbures, de type M-C, appelés carbures primaires, ne se remettent pas en solution.

Si l'on fait subir à l'acier Hadfield ainsi traité un revenu à des températures croissantes dans un laps de temps croissant, on augmente sa dureté par décomposition partielle de l'austénite. Cette décomposition s'amorce tout d'abord aux joints de grains par la formation de carbures de fer et de manganèse, puis continue toujours aux joints de grains par l'apparition de précipités aciculaires, pour se terminer enfin par la formation de nodules de troostite, tandis que les précipités aciculaires se développent en direction de l'intérieur des grains [11]. Cette solution n'est pas envisageable du fait de la fragilité du matériau.

L'écrouissage provoque la formation de défauts divers (joints de macle, défauts d'empilement, dislocations) qui accélèrent la transformation au cours du revenu entre 120 et 220°C [5]. Ils favorisent considérablement la germination à l'intérieur des grains et la transformation débute par le développement de nombreux précipités fins parallèles aux lignes de glissement. Du fait de ces phénomènes de précipitations, le revenu durcit l'alliage, mais le rend plus fragile [8].

Les éléments d'addition modifient la cinétique de précipitation des carbures [56-73], et la présence de ces derniers dans le produit fini peut résulter d'une mise en solution insuffisante lors de l'homogénéisation, ou bien d'un refroidissement trop lent suite à cette mise en solution ou encore d'un revenu post hypertrempe.

Le chrome, le vanadium et le titane qui favorisent la précipitation de carbures ont tous un effet négatif sur la ténacité, et nécessitent des traitements thermiques complexes afin de limiter ce défaut. L'effet du vanadium sur la résistance à l'usure de l'acier Hadfield a par exemple été étudié par Silman et al. [59], Richardson et al. [60] et Smith et al. [28]. Ces auteurs ont constaté que le matériau obtenu est très dur mais très fragile, du fait de la formation de carbure de vanadium dans les joints de grains, ce qui nécessite un deuxième traitement thermique à 950°C en plus du TTH standard, afin qu'ils précipitent dans les grains. Richardson et al. [58] ont montré que l'ajout de 0.2 à 0.4% V à un acier Hadfield à 12% Mn et 1.2% C, a pour effet d'affiner la taille des grains, réduire la concentration de phosphore aux joints des grains et former une grande quantité de carbures, nitrures et carbonitrures qui augmentent la dureté du matériau, mais ceci n'est possible qu'après un traitement thermique

pendant 6 heures à 1200°C. Le titane est réputé former le même type de microstructure, et il a été montré que par ailleurs, une teneur de 0.25% diminue la formation de criques à chaud.

Le molybdène, au contraire des éléments précédents, retarde la précipitation des carbures. Les études faites par Arnson et al. [61] pour expliquer l'effet remarquable du molybdène (élément alphagène fortement carburigène), ont montré que cet élément retarde la transformation de l'austénite à haute teneur en manganèse, favorise le développement de fins carbures globulaires dispersés, augmente la dureté et empêche la formation de carbure aciculaire et de perlite particulièrement aux joints de grains aux vitesses de refroidissement des pièces de fonderie. Il inhibe pour une teneur moyenne en manganèse la formation de perlite et de carbures et améliore les propriétés mécaniques [62]. Certains auteurs ont même suggéré qu'une teneur en molybdène suffisante permettrait de s'abstenir de traitement thermique post coulée, nécessaire à l'obtention d'une ténacité suffisante. Gouin [63] a présenté une comparaison entre des aciers de nuance Hadfield avec et sans Mo et avec ou sans TTH. Ses résultats montrent que la résistance à l'usure de l'acier avec 1% Mo sans TTH est comparable à celle de l'acier Hadfield standard avec TTH.

Un certain nombre de travaux [64-68] ont mis en évidence l'effet durcissant de l'azote en solution solide notamment pour les aciers inoxydables austénitiques. La littérature fait état notamment d'une tentative réalisée sur la composition standard de l'acier Hadfield [68]. L'azote a pour effet d'augmenter notablement la limite élastique de l'alliage. Toutefois le matériau enrichi en azote est obtenu en petite quantité, par diffusion à l'état solide, et le procédé semble surtout adapté pour augmenter les performances de couches déposées par rechargement.

2.2.2 Durcissement de surface

Hormis l'aspect rechargement évoqué précédemment, la littérature ne fait guère état que de durcissement par traitement mécanique de la surface des pièces en acier Hadfield. Plusieurs techniques peuvent être utilisées telles que le grenaillage, le durcissement par explosion, le martelage…[4]. Un procédé de moletage suivi de galetage [69] a été proposé vers la fin des années 1970, mais il ne s'applique aisément qu'à des géométries de type arbre ou fil/ruban.

2.2.2.1 Le traitement par grenaillage

Le traitement par grenaillage permet d'atteindre des valeurs de micro–dureté de l'ordre de 800 HV (0.1 N) à la surface et 500 HV (0.1 N) à 250 µm en dessous de la surface traitée d'un acier Hadfield à 12 % Mn (figure 2.5.a); la résistance à l'usure de l'acier en est améliorée (figure 2.5.b). Cette dureté augmente avec la vitesse d'impact des grenailles et l'instabilité de l'austénite [4]. Le même niveau de durcissement en surface peut être atteint suite à une sollicitation de frottement, mais l'épaisseur de la couche affectée est moins importante et la dureté inférieure [4]. A noter que le même effet est observé sur des aciers contenant moins de manganèse et que leur résistance à l'usure est supérieure, du fait de la transformation martensitique qui se produit en surface sous l'effet de l'écrouissage.

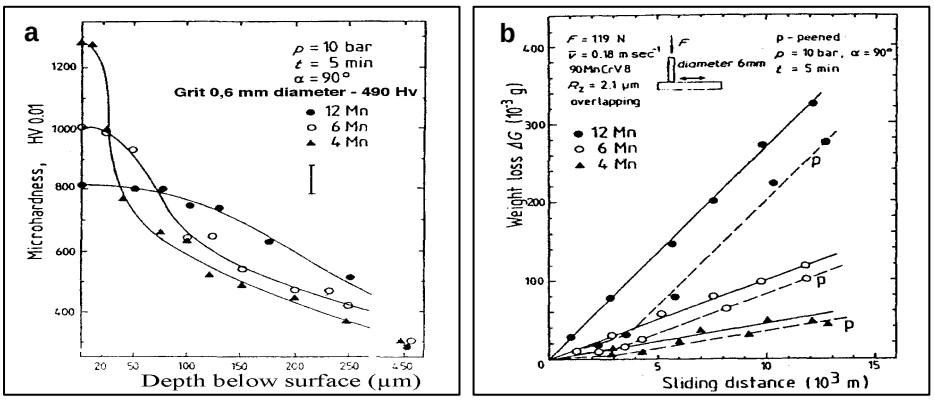


Figure 2.5 : Effet du grenaillage d'aciers au Mn [4]. a. la dureté de la surface, b. la résistance à l'usure.

Le traitement de grenaillage n'est guère utilisé dans le domaine du ferroviaire, puisqu'il n'affecte qu'une fine couche superficielle, la partie sous-jacente restant molle. C'est donc la sous-couche qui subit une déformation plastique plus importante.

2.2.2.2 Le durcissement par explosion

Le durcissement par explosion est une technique très utilisée sur les cœurs de voie aux Etats-Unis. Le traitement consiste à déposer une couche d'explosif sur la surface à traiter. L'onde de choc créée par l'explosion durcit fortement la couche superficielle de la zone traitée, sans entraîner d'importantes modifications de la géométrie.

Dans la littérature on ne trouve pas de résultats d'essais de durcissement par explosion sur l'acier Hadfield. En revanche, les travaux de Fouilland et al [74], portant sur un acier inoxydable type 316L, montrent l'influence de ce type de traitement sur la charge à la rupture et la résistance à la fatigue.

Les réseaux ferroviaires aux États-Unis sont principalement des réseaux de transport de fret avec des charges importantes (35 tonnes par essieu) et des vitesses de convois faibles. Pour ne pas avoir de déformations lors des premiers passages des trains, les pièces utilisées subissent des traitements de pré-durcissement par explosion afin d'augmenter leur dureté. En Europe, la capacité de durcissement des aciers au Mn sous les charges appliquées, le type de transport (charge moins importante qu'aux Etats-Unis, mais vitesse plus élevée) et le coût élevé de ces traitements à l'explosif font qu'ils ne sont pas utilisés. Par contre sans traitement de pré-durcissement, la pièce se durcit progressivement et elle résiste mieux aux sollicitations. Le profil de dureté engendré par le passage des trains est très proche de celui obtenu sur des pièces durcies par explosion [4].

2.2.2.3 Contraintes dans une pièce grenaillée ou traitée à l'explosif

Considérons un acier Hadfield hypertrempé écroui par durcissement à l'explosif ou par grenaillage. L'acier écroui par explosif est sous contrainte de tensions biaxiales tandis que l'acier grenaillé est sous contraintes de compression biaxiales. Les contraintes de tension de l'acier durci par explosif décroissent rapidement après quelques chocs (entre 100 et 500) [11]. Par contre, l'intensité des contraintes résiduelles des aciers hypertrempés et grenaillés (compressives) augmente rapidement, alors qu'en sous-couche se développent des contraintes de traction, susceptibles d'engendrer des départs de fissure. La mise en place de contraintes résiduelles de compression ne semble donc pas opportune dans le contexte de sollicitations par chocs. Dans le cas de contact roulant, le durcissement à l'explosif engendre de petits défauts de surface réputés nuire à la limite d'endurance en roulement (car favorisant le départ de fissures) [4].

2.2.3 Durcissement par écrouissage des aciers austénitiques au manganèse.

La capacité d'écrouissage remarquable des aciers austénitiques au manganèse a fait l'objet de nombreuses études cherchant à mettre en évidence les mécanismes permettant d'obtenir de telles propriétés. Un grand nombre d'observations ont été effectuées, mettant en évidence, en fonction des compositions chimiques et des conditions d'essai, toutes sortes de mécanismes de plasticité : déplacement de dislocation avec formation de cellules ou de parois de haute densité de dislocations, mâclage, transformation martensitique ε ou α.

Les travaux de Rémy et Pineau [75, 76], puis de S. Allain et al. [77-79] ont eu pour objet de corréler l'apparition ou la prédominance d'un mécanisme par rapport à un autre en fonction de l'énergie de faute d'empilement (EFE) du matériau, cette dernière étant sensible à la fois à la composition chimique de l'alliage et à la température (elle augmente avec la température). Leurs observations sur des aciers de composition chimique de base contenant environ 20% de Mn et 0.6% de C ont permis d'établir une carte d'isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement en fonction de la composition chimique à 300K (figure 2.6). Y sont également reportées les compositions chimiques limites pour les deux types de transformation martensitiques proposées par d'autres auteurs [80].

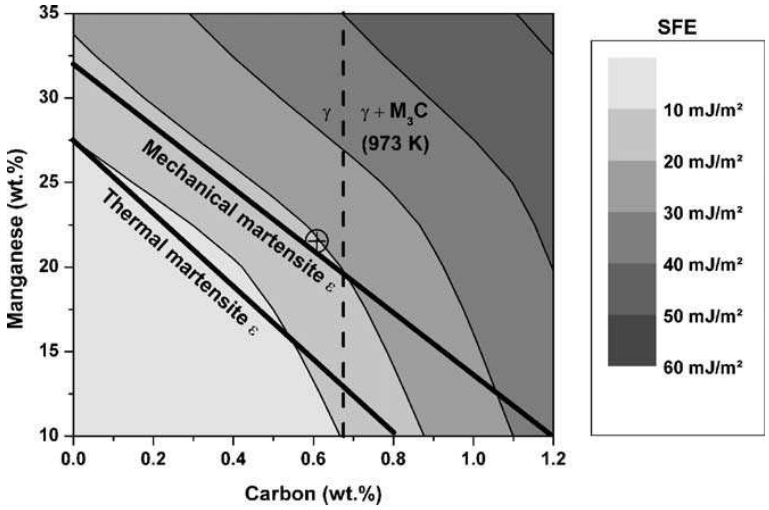


Figure 2.6 : Isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement du système Fe-Mn-C [77]

Ces auteurs indiquent que tant que l'énergie de faute d'empilement est suffisamment basse, le mécanisme prédominant est la transformation martensitique γ (cfc – austénite) →ε (hc - martensite) → α (cc – martensite) ou effet TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), puis lorsqu'elle augmente un peu, le maclage ou effet TWIP (*Twining Induced Plasticity*), et enfin le glissement de dislocations. Comme ils ont étudié des compositions chimiques légèrement différentes (Fe-20Mn-4Cr-0.5C dans le cas de Rémy et Pineau, et Fe-22Mn-0.6%C dans le cas de Allain), les valeurs limites entres les différents domaines varient également. Dans une étude récente, Barbier et al. [81] ont étudié l'évolution de la microstructure d'un acier à 22% Mn et 0.6% C après l'essai de traction (à 20°C), ils ont constaté le développement du maclage sur toute la zone déformée.

Par ailleurs, Dumay et al. [82] ont déterminé par un modèle thermomécanique l'effet des éléments d'addition sur l'énergie de fautes d'empilement sur les aciers Fe-Mn-C et en

particulier Fe-22Mn-0.6C. Ils ont montré que l'aluminium et le cuivre augmentent l'énergie de faute d'empilement, contrairement au chrome et au silicium qui la diminuent.

Ces résultats ont été complétés par un certain nombre de travaux visant à quantifier le taux d'écrouissage associé à chacun des mécanismes de déformation plastique. De nombreux essais ont notamment été réalisés sur des austénites au manganèse alliées à l'aluminium afin de diminuer, voire de supprimer le phénomène de maclage par élévation de l'énergie de faute d'empilement [83-86]. Il a été observé que pour une composition chimique nominale standard de l'acier Hadfield, l'ajout d'aluminium augmente la limite élastique mais diminue la contrainte et la déformation à la rupture. Le phénomène de « peau d'orange » diminue quand la quantité d'aluminium rajouté augmente [86]. Ceci est dû au changement du mécanisme de déformation, on passe d'un mécanisme de déformation par maclage pour un acier Hadfield standard à un mécanisme de glissement de dislocations en ajoutant de l'aluminium [85]. Selon Canadinc et al. [83], l'aluminium augmente le coefficient d'écrouissage de l'acier Hadfield.

Plusieurs modèles physiques ont été développés [79, 81, 82, 87] ; Bouaziz et al. [87] ont étudié l'influence de l'effet TWIP et de la taille de grains sur l'écrouissage d'un acier à 0.6%C et 22% Mn, ils ont montré que plus la taille des grains est faible, plus la limite élastique (effet Hall-Petch classique) et la résistance à la rupture sont élevées. Par ailleurs, Ueji et al. [88] indiquent que pour un acier TWIP de composition chimique Fe-31Mn-3Al-3Si, un affinement de la taille de grain limite le phénomène de maclage (et donc l'allongement à rupture) sans diminuer le taux d'écrouissage.

Grassel et al. [89] ont étudié l'effet du silicium et de l'aluminium sur les propriétés mécaniques des aciers Fe - (15-30) Mn (figure 2.7). Ils ont remarqué que les aciers Fe-20Mn-3Si-3Al-0.4C et Fe-25Mn-3Si-3Al-0.3C présentent le meilleur compromis entre allongement et résistance, le premier par un effet TWIP, le second par un effet TRIP.

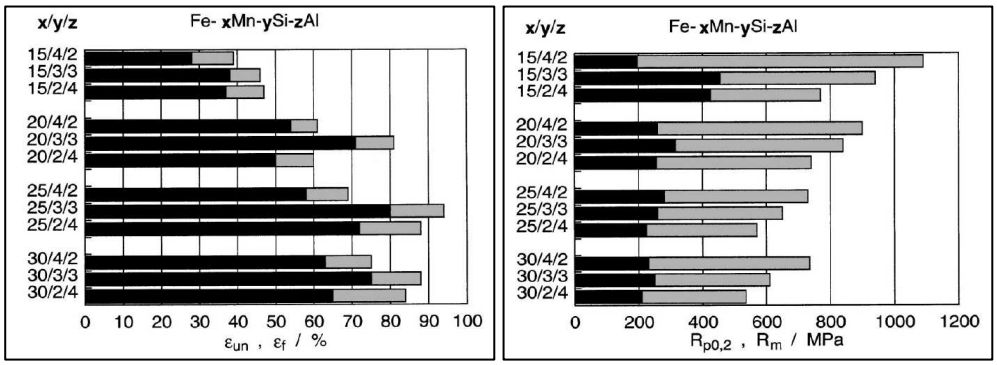


Figure 2.7 : Propriétés des aciers $FeMn_xSi_yAl_z$ [89].

Dans les deux cas, comme indiqué sur la figure 2.8 pour l'acier TWIP entre 1 et 150s^{-1}, la contrainte et l'allongement augmentent avec la vitesse de déformation, puis y deviennent insensibles pour une vitesse supérieure. Le taux d'écrouissage, ainsi que l'allongement à rupture restent sensiblement les mêmes quel que soit le mécanisme de déformation plastique.

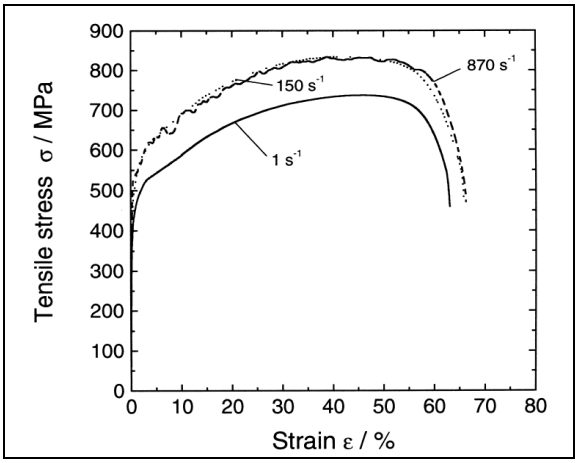


Figure 2.8 : Effet de la vitesse de déformation, entre 1 et 870 s^{-1} sur un acier Fe-20Mn-3Si-3Al-0.4C [89].

La principale différence réside dans une limite élastique et une résistance mécanique légèrement moindres pour l'acier TWIP qui possède une teneur en manganèse supérieure à celle de l'acier TRIP.

Des aciers Fe-Mn-Al-C ont été développés pour réaliser des structures cryogéniques du fait de leur bonne résistance, rigidité et faible coût [90-94]. Oh et al. [90] ont étudié des aciers 19Mn-5Cr-(0-5)Al-0.25C. Ils ont montré que le mode de déformation de ces aciers varie avec l'augmentation de la teneur en aluminium et par conséquent l'EFE, passant de la transformation martensitique au maclage mécanique et enfin au glissement de dislocations. Ils ont montré que l'allongement est très important (65%) pour un 3.5% Al, du fait de la présence de maclage et de la transformation martensitique α. En revanche, la quantité d'aluminium ajoutée ne doit pas dépasser 4 % : au delà de cette quantité, il y aura formation de ferrite qui diminue la ténacité du matériau.

Huang et al. [93] ont testé un acier à 22% Mn, 2% Si et Al avec et sans Niobium (0.017%). Ce matériau présente les deux types de transformation TWIP et TRIP en fonction de la température. L'ajout de Nb augmente l'énergie de faute d'empilements, ce qui retarde la transformation en martensite ε et favorise l'augmentation de l'allongement et la diminution de la résistance en traction pour l'acier TWIP.

Conclusion

Cette partie a fait le point sur la composition chimique des aciers austénitiques au Mn, notamment la nuance Hadfield, ainsi que sur leurs propriétés mécaniques, telle que la contrainte d'écoulement plastique, la ductilité, la dureté, la résistance au choc et à l'usure. Leur comportement se caractérise par une limite d'élasticité assez faible, mais une très forte capacité d'écrouissage en traction, la compression renforçant encore cette capacité d'écrouissage extraordinaire. Il en découle une valeur de résistance élevée, des ténacités élevées et une bonne résistance au frottement et aux chocs qui expliquent leur utilisation comme matériau de cœurs de voie. Plusieurs mécanismes responsables du durcissement ont été identifiés : carbone en solution solide limitant le déplacement des dislocations, formation de macles, transformation martensitique ε et α et précipitation de carbures. Par ailleurs l'influence de différents éléments d'alliage a été examinée, à la fois sur le plan des propriétés mécaniques macroscopiques, ainsi que sur celui des mécanismes de déformation.

Ces données mettent en évidence la grande sensibilité des austénites au manganèse dans l'élaboration de matériaux présentant de bons compromis résistance /ductilité.

Ces éléments bibliographiques vont être exploités dans le chapitre suivant afin d'élaborer de nouvelles solutions matériau susceptible de répondre à la problématique industrielle.

Chapitre 3

Développement de nouvelles nuances : Caractérisations métallurgique et étude du comportement mécanique

Introduction…….....63
3.1 Développement de nouvelles nuances…….....63
3.1.1 Introduction…….....63
3.1.2 Élaboration des nouvelles nuances…….....64
3.1.3 Composition chimique et nuances retenues…….....65
3.1.4 Microstructure et dureté initiale…….....68
3.1.4.1 Observation par analyse EBSD…….....68
3.1.4.2 Taille de grains…….....69
3.1.4.3 Dureté……..…….....70
3.1.5 Conclusion partielle.....71
3.2 Etude du comportement mécanique…….....71
3.2.1 Comportement en traction…….....72
3.2.1.1 Méthode de dépouillement de l'essai de traction…….....73
3.2.1.1.a Mesure avec extensomètre…….....73
3.2.1.1.b Relation entre déplacements des traverses et extensomètre ..74
3.2.1.1.c Correction de raideur élastique…….....75
3.2.1.1.d Comparaison des deux méthodes de dépouillement……...76
3.2.1.2 Courbes contraintes-déformations…….....76
3.2.1.2.a Nuance standard…….....77
3.2.1.2.b Autres nuances……..…….....78
3.2.2 Comportement en compression…….....82
3.2.2.1 Courbes contraintes-déformations …….....83
3.2.2.1.a Nuance standard…….....83
3.2.2.1.b Les nouvelles nuances…….....84
3.2.2.2 Comparaison traction-compression…….....86
3.2.3 Evolution de la microstructure…….....88

3.2.3.1 Nuance standard…….....88
3.2.3.2 Les nouvelles nuances…….....91
3.2.4 Durcissement…….....93
3.2.4.1 Nuance standard…….....93
3.2.4.2 Nouvelles nuances…….....95
3.2.5 Étude de la rupture…….....97
3.2.5.1 Analyse des déformations et des contraintes à la rupture ……97
3.2.5.1.a Nuance standard…….....97
3.2.5.1.b Les autres nuances…….....98
3.2.5.2 Analyse des modes de rupture…….....99
3.2.5.2.a La nuance standard…….....99
3.2.5.2.b Les autres nuances…….....100
3.2.5.3 Analyse des faciès de rupture…….....101
3.2.5.3.a La nuance standard…….....101
3.2.5.3.b Les autres nuances…….....103
3.2.6 Essais de rupture par chocs…….....105
3.2.6.1 Résilience…….....105
3.2.6.2 Comparaison aux essais de traction…….....105
Conclusion…….....106

Introduction

La première partie de ce travail nous a permis de décrire les caractéristiques générales des aciers austénitiques au manganèse. Tous ces aciers ont en commun une structure austénitique, donc cubique à faces centrées et une grande capacité d'écrouissage. En revanche, les mécanismes de déformation et la résistance à l'usure sont fortement liés à la composition chimique. L'influence des éléments d'additions sur les propriétés mécaniques et la résistance à l'usure de ce type de matériau a été confirmée.

Pour répondre à l'objectif de ce travail, des nouvelles nuances ont été élaborées et étudiées. La première partie de ce chapitre est consacré à la présentation des nuances proposées : élaboration, composition chimique et microstructure. Dans la deuxième partie de ce chapitre, on s'intéresse à leurs propriétés mécaniques.

3.1 Développement de nouvelles nuances

3.1.1 Introduction

Suite à l'étude des données de la littérature et connaissant les caractéristiques mécaniques de la nuance actuelle, il est apparu nécessaire d'explorer les possibilités d'utilisation de nouveaux alliages, pour mieux répondre à notre objectif.

Deux pistes s'offrent à nous :

- La première piste consiste à modifier la composition chimique de l'acier Hadfield dans le but de stabiliser suffisamment l'austénite pour ne pas avoir besoin de traitement thermique d'hypertrempe (TTH). En effet, les contraintes thermiques et les déformations engendrées par ce dernier nécessitent des opérations de redressage dont l'effet n'est certes pas connu, mais n'est probablement pas favorable à la tenue en service. Sans parler du gain en coût de production (que l'on peut estimer à environ 30%) on supprimerait ainsi au moins partiellement des contraintes résiduelles dont l'effet sur le fonctionnement de la pièce est difficile à maîtriser. En termes de composition chimique, cet objectif se traduit par la recherche d'une austénite plus stable, en jouant sur les teneurs en Mn et C et notamment sur le rapport Mn/C.

- La deuxième piste consiste à modifier la composition chimique de la nuance standard par ajout d'éléments d'alliage afin d'augmenter sa résistance à l'usure par dispersion de précipités, tout en conservant ses bonnes propriétés mécaniques et notamment sa ductilité. La difficulté réside alors dans la maîtrise de l'endroit où les précipités vont se former et à

ce titre la littérature fait état de la nécessité de traitements thermiques complexes. Dans ce contexte on ne s'autorisera que le TTH « standard » en vue d'optimiser les propriétés mécaniques obtenues par l'ajout de ces éléments, si nécessaire. En termes de composition chimique, deux voies différentes ont été explorées. D'un côté l'ajout de Ti et V réputés précipiter à haute température et affiner les grains a été mise en œuvre. De l'autre, on a également testé l'ajout conjoint de V et N, dont les effets intéressants en solution solide ont été mentionnés dans la littérature, mais qui peuvent aussi se combiner pour former des précipités.

En termes de caractéristiques mécaniques, l'objectif est de trouver une nuance d'acier au manganèse qui présente de « bonnes » propriétés à forte vitesse de sollicitation :

- Obtenir un durcissement suffisant pour limiter l'évolution géométrique induite par la déformation plastique.
- Maintenir une ductilité suffisante pour limiter la fissuration et l'écaillage (attention à la composition des joints de grains : éviter la formation des carbures).

Il s'agit donc de trouver le meilleur compromis entre ces deux modes d'évolution de la géométrie du cœur de voie : un cœur trop mou deviendra impropre à l'usage du fait de sa déformation plastique excessive, un cœur trop dur du fait d'un écaillage trop rapide.

3.1.2 Élaboration des nouvelles nuances

Dans le cadre défini par les deux voies d'amélioration choisie, la variété des nuances à étudier peut être très importante. Le coût prohibitif des essais sur site nous amène à une solution plus modeste, au moyen d'essais de laboratoire effectués sur des coulées de petite taille. Les conditions d'élaboration sont très importantes et leur influence est primordiale sur les propriétés du produit final. Ainsi les paramètres tels que : température de coulée, vitesse de coulée…sont à contrôler avec précision. Ces points seront surveillés pour toutes nos coulées.

Les matériaux étudiés ont été élaborés à deux échelles différentes, selon le même principe. Une partie de ces matériaux a été élaborée à l'échelle industrielle, dans un four à arc avec une capacité totale de 8 T et une masse coulée d'environ une tonne [Annexe 3]. Une autre partie a été élaborée à l'échelle de laboratoire dans un four à induction de capacité égale à 150 kg avec une masse coulée de 30 à 50 kg (figure 3.1).

Dans les deux cas, l'opération commence par le chargement du creuset en matières premières préalablement préparées et pesées, une montée en température jusqu'à 1550°C (la fusion complète nécessite un chauffage pendant au moins 2 heures à cette température). Une fois le métal fondu, des prélèvements sont effectués afin de vérifier la composition chimique et de la corriger si nécessaire. Lorsque la température de coulée est atteinte et après une stabilisation à 1450°C, le métal liquide est basculé dans la poche de coulée ; ensuite, le métal liquide est versé dans le moule.

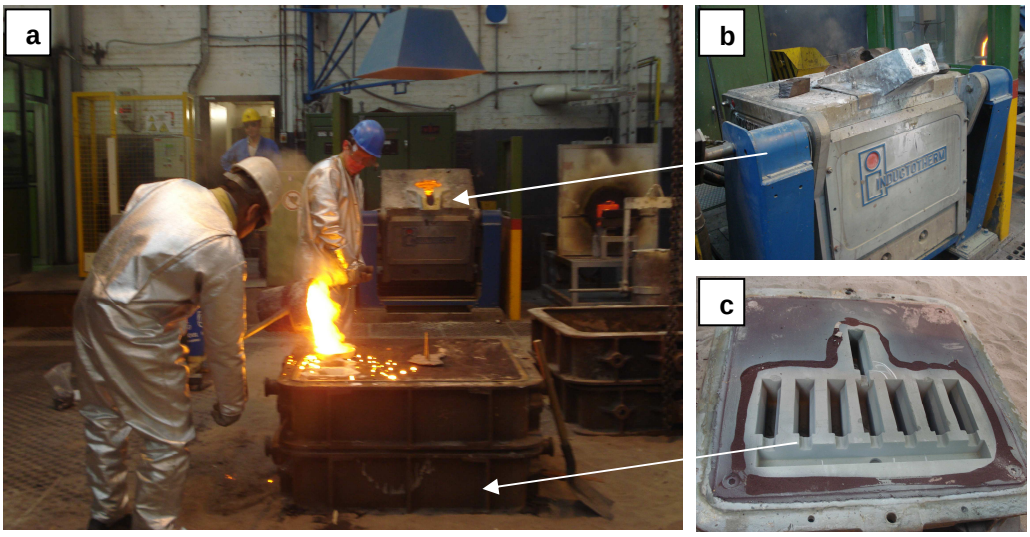


Figure 3.1 : Opération de coulée au laboratoire a. remplissage du moule, b. Four à induction et c. Partie inférieure du moule

3.1.3 Compositions chimiques et nuances retenues

Au total 12 nouvelles nuances ont été réalisées. Les compositions chimiques (pourcentage en masse) obtenues par spectrométrie pour les différentes nuances sont données par les tableaux 3.1 et 3.2. Il est nécessaire de souligner la difficulté de contrôler avec précision le rendement d'addition de certains éléments. En effet, malgré le contrôle de composition effectué juste avant la coulée, les résultats ne sont pas toujours conformes aux attentes. C'est le cas notamment pour le Ti.

Des essais de caractérisation initiaux, semblables à ceux pratiqués pour qualifier la nuance actuelle (pliage par chocs et soudabilité), ont été effectués. Suite aux résultats de ces essais, seules 5 nuances ont été retenues (tableau 3.1). Ces nuances sont désignées par les lettres A, B, C, D et E. Notons que la nuance E a subi le TTH.

Tableau 3.1 : Composition chimique des nuances retenues. (Les lettres I ou L indiquent le mode d'élaboration industrielle ou laboratoire)

Tableau 3.2 : Composition chimique des nuances non retenues

L'interprétation des résultats des essais effectués sur les nuances non retenues (tableau 3.2) a permis d'affiner la composition chimique pour aboutir aux nuances retenues. En effet, malgré leur fragilité, ces nuances nous ont permis de recaler notre composition chimique. Les conclusions tirées sont les suivantes :

- Nous avons vu que l'ajout de vanadium a un effet positif sur la dureté qui augmente avec la quantité du vanadium (nuances I-L). En revanche sa teneur ne doit pas dépasser 0.1% afin d'avoir une structure austénitique sans carbure aux joints de grains. Il faut noter que même après un traitement thermique, ces nuances ne présentent aucune amélioration par rapport à l'état brut de coulée, du fait de la difficulté de dissoudre les carbures de vanadium présents aux joints de grains.
- La teneur en azote, malgré son effet positif sur la stabilité de l'austénite [4], doit être limitée au strict minimum (<400 ppm), au risque d'avoir une mauvaise réaction avec les autres éléments et par la suite la formation de bulles à l'intérieur de la pièce (nuances G-H).
- La teneur en carbone ne doit pas dépasser 0.8 % pour une nuance à 20% Mn. Dans le cas contraire, le matériau est trop fragile brut de coulée et ne présente aucun intérêt pour notre application si l'on cherche à se passer du traitement thermique.

Les nuances retenues peuvent être aussi présentées selon la figure 3.2.

Figure 3.2.: Composition chimique des nunaces de l'étude

3.1.4 Microstructure et dureté initiale

3.1.4.1 Observation par analyse EBSD

La structure des nuances retenues (morphologie et taille des grains) a été étudiée par EBSD (Electron Back Scatter Diffraction ou diffraction des électrons rétrodiffusés). L'EBSD est une technique d'analyse de surface utilisable en Microscopie Electronique à Balayage (MEB) qui permet d'accéder à l'orientation cristallographique de la matière. Les modalités d'application de cette technique à ces aciers sont données en Annexe 1.

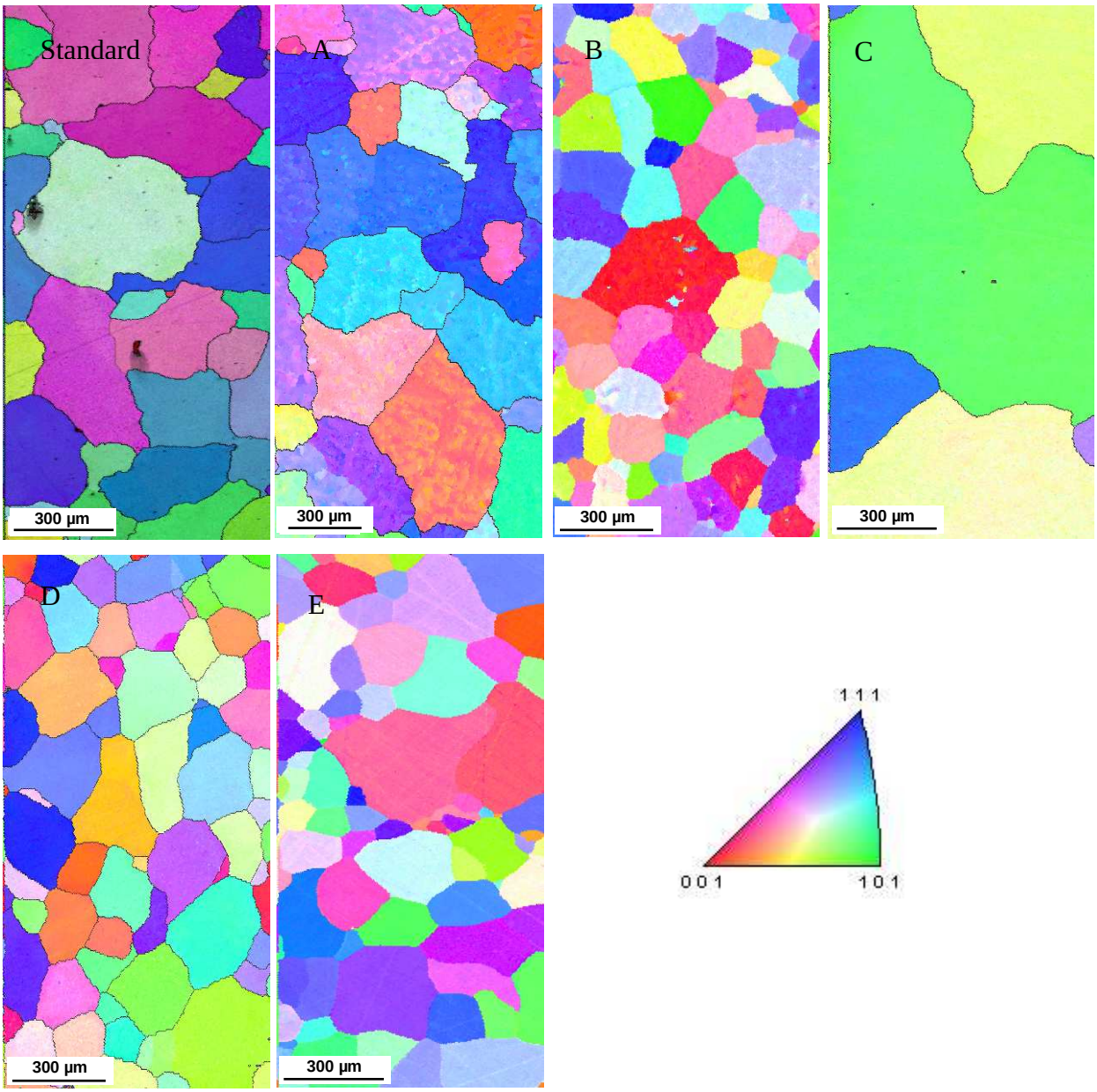


Figure 3.3 : Microstructure par analyse EBSD et légende des couleurs des orientations cristallographique.

Sur la figure 3.3 sont présentées les cartes d'analyses EBSD des différentes nuances étudiées. Les échantillons ont été prélevés en coupe longitudinale de la zone non déformée (la

tête) des éprouvettes de traction. Les couleurs correspondent à l'orientation cristallographique des grains précisée par la légende. On peut distinguer, à partir de ces cartes, une différence remarquable de la taille des grains en fonction de la nuance étudiée. On observe qu'il ne semble pas y avoir d'orientation préférentielle, et que les nuances A et B sont plus sensibles au phénomène de ségrégation.

3.1.4.2 Taille de grains

La taille de grains affecte beaucoup les propriétés mécaniques d'un matériau. Plus les grains sont fins, plus le matériau est dur et sa résistance à la fatigue est meilleure. Pour affiner la taille de grain il faut d'une part favoriser la germination de l'austénite dans le métal liquide. Ceci peut être fait :

- Par ajout d'éléments tels que le chrome et le vanadium qui sont capables de former des noyaux de carbure dans le bain de métal [5].
- En augmentant le mouvement du métal liquide de sorte de briser les cristaux en train de grossir afin de multiplier le nombre de germes.
- Dans le cas des pièces moulées, en abaissant la température de moulage. La température de coulée est donc le paramètre le plus important à contrôler afin d'obtenir des grains fins [8].
- Par augmentation de la vitesse de refroidissement : moule plus conducteur, pièces plus petites.

D'autre part il faut limiter le séjour à haute température une fois que la solidification est terminée.

Dans notre étude, la taille de grains a été déterminée à partir des cartes EBSD. Ce choix des cartes EBSD est dû au fait qu'avec cette méthode on a un plus grand champ d'observation et un contraste qui permet de distinguer les grains plus facilement. Le temps d'acquisition important de ce type de cartes, ne permet pas de faire une mesure très exhaustive. Toutefois, cela permet d'établir une classification des nuances selon leur taille de grains moyenne.

Dans ce contexte l'ajout de vanadium (nuance B) a été efficace pour l'affinement du grain, mais à l'évidence, ce n'est pas le seul paramètre influent (nuance D et E).

L'histogramme (figure 3.4) illustre bien la différence entre les tailles de grains mesurées sur les différentes nuances. À partir de ce graphique, on peut voir que l'objectif d'affiner les grains par rapport à la nuance standard est atteint, sauf pour les nuances A et C. La taille moyenne de grains des nuances B, D et E est inférieure à celle de la nuance standard et de la nuance A.

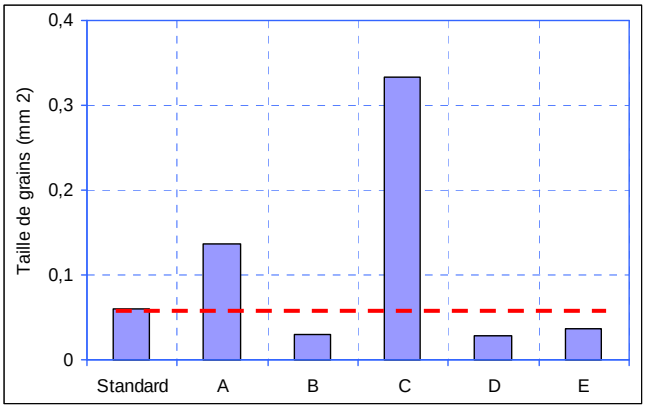


Figure 3.4: taille de grains

3.1.4.3 Dureté

Les duretés initiales respectivement sous une force de 30 kgf (HV 30) et de 200 gf (HV 0.2), ont été mesurées sur toutes les nuances de l'étude.

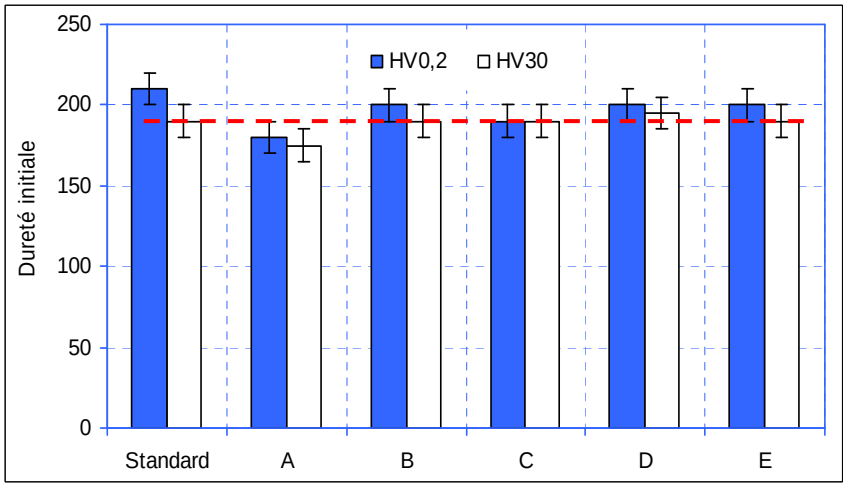


Figure 3.5 : Dureté initiale

La figure 3.5 montre une comparaison des valeurs mesurées sur chaque nuance. On voit que la dureté initiale est comparable entre les différentes nuances et que la microdureté de la nuance standard est la plus élevée. Il faut cependant remarquer que la dureté mesurée à force plus élevée est inférieure à celle mesurée à faible force, mais cette différence est très faible pour les nuances A et C de tailles de grain les plus élevées (supérieures à 150 µm). On

note que la longueur de la diagonale des empreintes est de l'ordre de 44 et 235 µm pour les deux forces utilisées, soit en dessous ou comparables à la taille moyenne des grains. Ceci confirme le fait que la microdureté est une mesure locale, en revanche, la dureté est plus représentative pour une comparaison globale.

La dureté initiale ne nous permet pas d'établir un classement entre les nuances. En effet, les valeurs mesurées sont à peu près équivalentes. En revanche, on peut supposer que l'affinement des grains aura un effet positif sur le comportement mécanique, la résistance à l'usure et à la fatigue de contact.

3.1.5 Conclusion partielle

Différentes nuances d'aciers au manganèse ont été élaborées. Leur dureté est comparable à celle de la nuance standard, leur taille de grain est plus faible. Ils ont passé avec succès les tests de pliage par chocs et de soudabilité (chap. 1). La suite de ce chapitre est consacrée à la comparaison des propriétés des nouvelles nuances par rapport à la nuance standard.

Dans une première étape leur comportement a été caractérisé par des essais mécaniques de laboratoire : essai de traction, essai de compression. Des mesures de microdureté et des examens de la microstructure ont été réalisés. L'ensemble de ces résultats permet de statuer sur l'évolution favorable ou non des caractéristiques des nouvelles nuances.

3.2 Etude du comportement mécanique

Cette partie est consacrée à l'étude du comportement mécanique des aciers des cœurs de voie. L'étude a démarré par des essais mécaniques classiques effectués d'abord sur la nuance actuelle de l'acier des cœurs de voie (GX120Mn13). Il s'agit de caractériser le comportement mécanique de ce matériau et étudier les liens avec sa microstructure et sa composition chimique. On aura ainsi des éléments de discussion des performances possibles des nouvelles nuances. Le matériau étant soumis durant l'utilisation à des sollicitations intenses et de courte durée, on s'attachera à discuter l'évolution du comportement avec la vitesse de déformation.

Les essais de caractérisation les plus courants sont : la traction, la torsion et la compression. Les essais suivants ont été mis en œuvre :

- L'essai de traction : il permet une caractérisation fine de l'écrouissage jusqu'à des vitesses de déformation équivalentes allant jusqu'à 10 s^{-1} environ.
- L'essai de compression : il permet d'atteindre des déformations supérieures, dans une gamme comparable de vitesse de déformation. Mais l'identification des paramètres de la loi de comportement est plus compliquée à réaliser puisqu'elle nécessite une procédure de lubrification permettant de limiter le frottement à un niveau faible.

Les moyens suivant ont été utilisé pour caractériser les éprouvettes avant et après essais :

- L'essai de microdureté Vickers (HV) : il permet, entre autres, d'étudier l'état présentés de de diverses régions de l'éprouvette à diverses étapes : après traitement thermique, usinage, essai mécanique, et notamment de préciser les hétérogénéités du matériau. Tous les essais ont été réalisés avec une pyramide Vickers et une force de 2 N appliquée durant 5 s. Pour rappel, selon Tabor [7], pour un métal ayant subi une déformation uniaxiale ε, sous une contrainte uniaxiale σ, il existe une relation entre la dureté HV et le couple (σ, ε) donnée par : $HV = 3\sigma\ (\varepsilon + 0{,}1)$. La vitesse de déformation durant l'essai est $\dot{\varepsilon} \sim 0.1/5 = 0{,}02\ s^{-1}$. Les valeurs reportées sont la moyenne des résultats de 3 essais.
- La Microscopie Optique (MO) permet la visualisation, l'observation et la comparaison de la microstructure d'un matériau dans différents états : état initial, après traitement thermique, après sollicitations mécaniques…
- L'observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) permet l'observation des faciès de rupture et de la microstructure à un grossissement plus important. Elle permet aussi avec le module EDS de faire l'analyse chimique d'une zone de la microstructure. Le module EBSD permet la détermination de l'orientation des grains.

3.2.1 Comportement en traction

L'étude du comportement mécanique de l'acier des cœurs de voie a démarré par l'essai de traction afin de caractériser l'écrouissage et la ductilité de ce matériau à différentes vitesses de déformation. La partie utile de l'éprouvette a une longueur initiale L_0=21 mm et un rayon initial R_0=2 mm. La machine d'essai est une machine hydraulique Dartec, pourvue d'un système capable d'asservir l'actionneur en position ou en force. Un système d'acquisition permet de stocker les signaux des capteurs permettant de mesurer en fonction du temps (t) :

- La position du vérin lié à la tête mobile de l'éprouvette, ce qui correspond à son allongement apparent (ΔC)
- La force appliquée (F)
- L'allongement réel de l'extensomètre Δl (longueur initiale l_0= 10 mm). L'extensomètre n'est utilisable qu'à faible vitesse de traction et jusqu'à un allongement de 15 %.

Les vitesses de déformation sont variables et dépendent à la fois de la vitesse de traverse V, maintenue constante, et de la longueur de l'éprouvette. La machine sur la quelle ont été effectué les essais de traction permet d'atteindre une vitesse de déformation initiale $\dot{\varepsilon} \sim V / L_0$ de l'ordre de 10 s^{-1}. Les valeurs de vitesses de déformation reportées sont de l'ordre de grandeur des valeurs initiales. Nous allons présenter en détail la démarche utilisé pour le dépouillement des essais, car il est important pour les aciers au manganèse qui sont réputés avoir de grandes capacités de déformation en traction (chap. 2).

3.2.1.1 Méthode de dépouillement de l'essai de traction

Nous considérons un encastrement parfait des têtes de l'éprouvette dans les mors de la machine. La contrainte axiale est considérée comme homogène dans le corps de l'éprouvette, et la longueur initiale L_0 parfaitement connue. Ceci suppose que l'usinage des éprouvettes est parfait avec un bon état de surface sans bavure, ni variation importante de la section. La courbe rationnelle de traction à pour équation: $\sigma = f(\varepsilon)$

Avec :

σ : la contrainte vraie (en MPa) donnée par $\sigma = F/S = \sigma_n * (1+A)$

σ_n : contrainte nominale ($\sigma_n = F/S_0$)

Où S_0 et S sont respectivement la section de la zone utile avant et après déformation

ε : la déformation rationnelle de traction donnée par $\varepsilon = Ln(A+1) = Ln(c/c_0)$

Avec $A = \Delta c / c_0$ et $\Delta c = c - c_0$

Où c_0 est la longueur initiale entre deux repères placés sur la partie calibrée de l'éprouvette et c la longueur finale.

Les expressions précédentes supposent que $c_0 = l_0$ et c la longueur à l'instant t. Il faut signale que le déplacement des traverses ΔC de la machine est différents de celui mesuré par le capteur sur l'éprouvette Δc.

Afin de définir une méthode simple de dépouillement de l'essai, on va

- d'abord évaluer la mesure par extensomètre à différentes vitesses,

- puis utiliser la méthode de calibration (Δl, ΔC) et évaluer sa pertinence
- et enfin tester une méthode approchée de correction.

3.2.1.1.a Mesure avec extensomètre

La mesure est limitée à 15 % d'allongement relatif. Pour ne pas risquer d'endommager l'extensomètre, une fois cette valeur atteinte, l'extensomètre est démonté et l'essai est poursuivi jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La figure 3.6 montre la courbe rationnelle obtenue avec l'extensomètre dans les cas d'un essai quasi statique (0,007 s^{-1}) et d'un essai à une vitesse 10 fois supérieure : 0,07 s^{-1}.

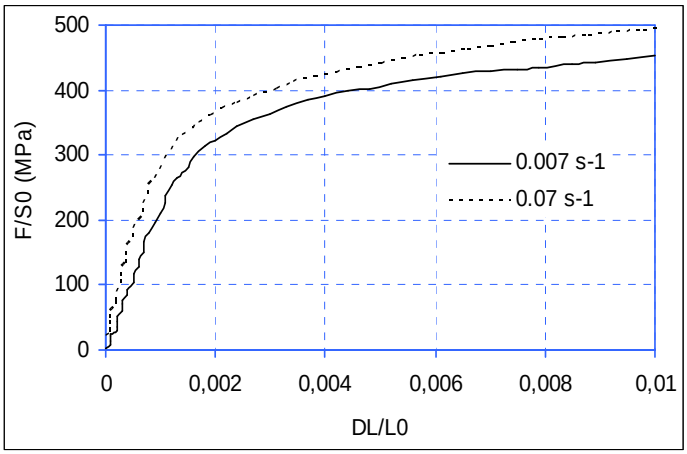


Figure 3.6 : Contrainte nominale en fonction de la déformation mesurée par l'extensomètre.

La détermination du module d'élasticité montre que les valeurs mesurées par l'extensomètre sont correctes seulement pour la plus faible vitesse. En effet, ce module est égal à 220 GPa et il passe à 320 GPa pour $\dot{\varepsilon}$ = 0,07 s^{-1} ; l'extensomètre n'est effectivement utilisable qu'à la plus faible vitesse pour déterminer le module d'Young.

3.2.1.1.b Relation entre déplacements des traverses et extensomètre

Les valeurs du déplacement mesuré par l'extensomètre en fonction du déplacement de la traverse sont affectées par la vitesse de déformation (figure 3.7). L'évolution de ces valeurs peut être représentée par une courbe de tendance de la forme Y = aX - b, avec b = 0,2 et a = 0,48 pour $\dot{\varepsilon}$ = 0,007 s^{-1} et a = 0,47 pour $\dot{\varepsilon}$ = 0,07 s^{-1}.

Il faut noter que la non superposition des courbes pose problème, puisqu'il n'est pas possible de les établir pour des vitesses supérieures. Elle confirme pour des déplacements plus importants les limites de l'extensomètre mises en évidence plus haut dans le domaine des très

petits déplacements. Par ailleurs, il n'y a aucune garantie que l'extrapolation de ces courbes aux déformations supérieures donne des résultats corrects.

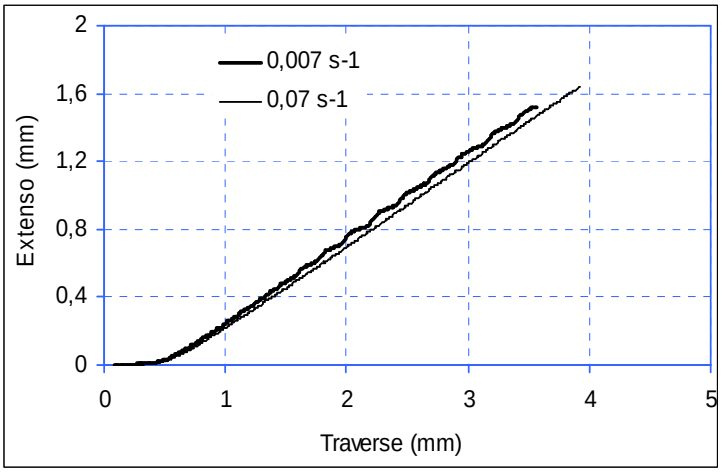


Figure 3.7 : Déplacement mesuré par l'extensomètre en fonction du déplacement de la traverse.

3.2.1.1.c Correction de raideur élastique

Lors de l'essai de traction la courbe reliant la contrainte nominale au déplacement de la traverse présente un domaine linéaire très étendu. On remarque que le déplacement dans le domaine linéaire représenté par Δ1 sur la courbe (figure 3.8) est très important par rapport à celui obtenu pour un comportement du matériau. Ceci peut s'expliquer par le fait qu'il existe une différence entre le déplacement de la traverse et le déplacement longitudinal réel de l'éprouvette. Pour remédier à ce problème on doit corriger le ΔL. Si K est la pente de la partie initiale, la correction consiste à affecter à σ_n l'allongement $\Delta L=\Delta C-\sigma_n/K$ (figure 3.8).

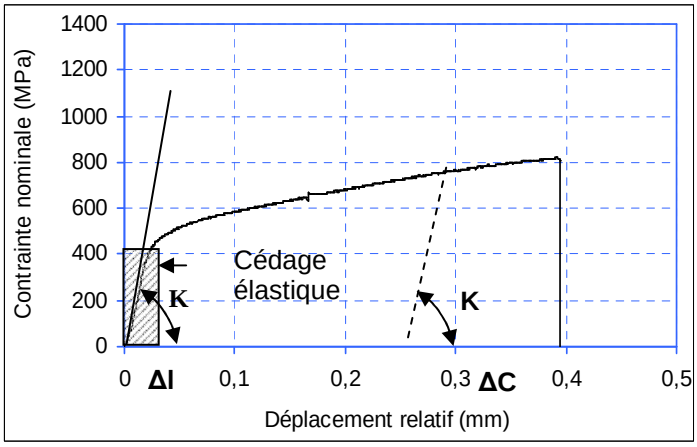


Figure 3.8 : Contrainte nominale en fonction du déplacement relatif.

La comparaison entre les courbes contrainte vraie - déformation rationnelle obtenues avant et après correction par la raideur élastique (figure 3.9), montre un assez faible décalage

après correction. En fait, la courbe de traction avant correction présente surtout une surestimation de la valeur de déformation à la rupture obtenue à partir des mesures du déplacement de la traverse (0,3 contre 0,33 environ).

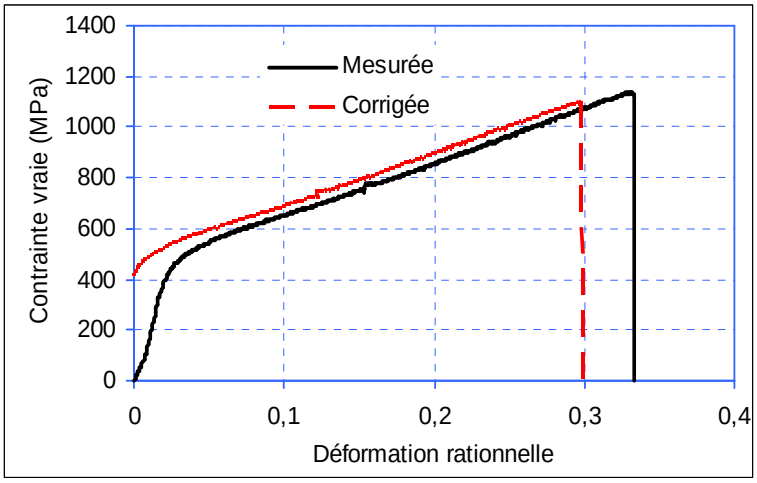


Figure 3.9 : Courbe de traction obtenue avant et après correction par la raideur élastique (0,007 s^{-1}).

3.2.1.1.d Comparaison des deux méthodes de dépouillement

La figure 3.10 présente les courbes de traction à très basse vitesse obtenues par les deux méthodes de dépouillement. On observe que dans le domaine exploitable directement par l'extensomètre (0-14 % environ), les deux courbes sont très voisines. Au-delà, l'extrapolation des données issues de l'extensomètre via la courbe (Δl, ΔC) donne toujours une courbe voisine de la courbe obtenue par correction du (cédage) élastique apparent, mais conduit à un allongement à la rupture plus grand. Le dépouillement de l'essai de traction sera donc effectué par la méthode de correction par la raideur élastique apparente.

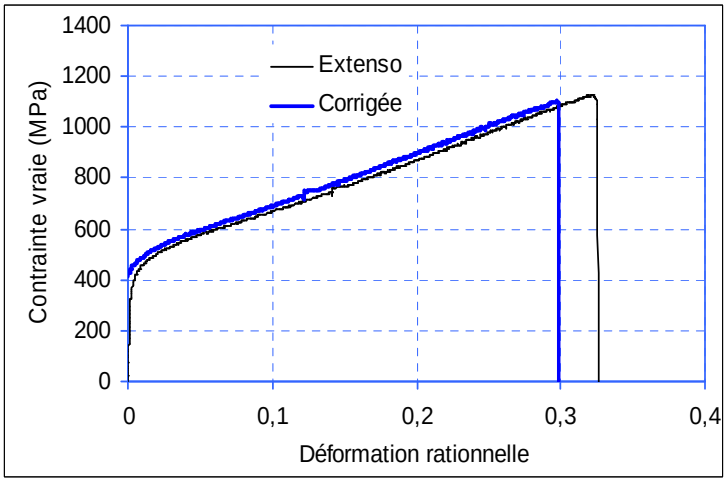


Figure 3.10 : Courbe de traction par les deux méthodes de dépouillement (0,007 s^{-1}).

3.2.1.2 Courbes contraintes-déformations

Cette partie donne les résultats obtenus en traction, pour les différentes nuances et vitesses d'essais. Les mêmes vitesses ont été utilisées pour toutes les nuances. Les courbes contraintes-déformations obtenue grâce au dépouillement indiqué ci-dessus sont présentées et analysées dans ce qui suit.

3.2.1.2.a Nuance standard

La figure 3.11 présente les courbes rationnelles de traction du GX120Mn13 (TTH) pour différentes vitesses de déformation, de 0,0047 s^{-1} jusqu'à 7 s^{-1}. On constate que la contrainte et surtout la déformation à la rupture augmentent avec la vitesse de déformation. Conformément à la littérature [5], les courbes présentent un écrouissage linéaire et élevé (environ 2 GPa) et la rupture semble brutale sans apparition d'une striction marquée (pas de décroissance du taux de consolidation). En revanche, on n'observe pas véritablement d'instabilités plastiques en oscillations (ou *serrated flow*), contrairement à Bayraktar et al.[12], qui ont pourtant effectué leurs essais dans une gamme comparable de vitesses et de températures. Remarquons toutefois qu'ils ont utilisé des éprouvettes en acier Hadfield corroyé, et non moulé, et que les instabilités plastiques se développent surtout au-delà d'un taux de déformation de 35%, ce qui est supérieur à la déformation à rupture pour la plupart de nos essais.

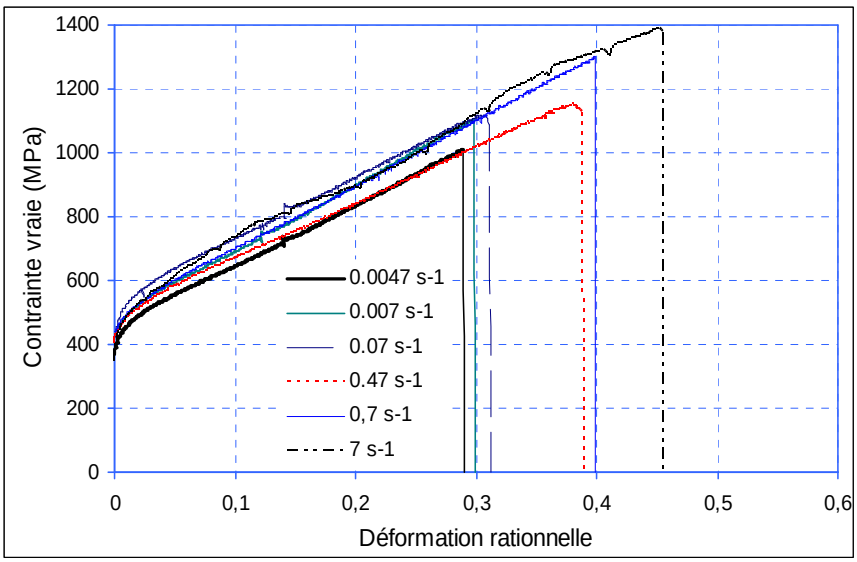


Figure 3.11 : Courbes rationnelles de traction du G X120Mn13 pour différentes vitesses de déformation

. Dans ce contexte, une élévation modérée de température devrait donc produire une faible diminution de la contrainte d'écoulement, ce qui a été confirmé par un essai effectué à

100°C [Annexe 4]. On note à ce sujet que le mode de déformation de l'éprouvette est isotherme à très faible vitesse, mais tend à devenir adiabatique à forte vitesse et que l'augmentation observée de la contrainte montre que l'effet durcissant de la vitesse est supérieur à l'effet adoucissant de l'échauffement. Pour vérifier cet effet thermique nous avons soudé des thermocouples fins sur l'éprouvette pour mesurer l'évolution de la température durant l'essai de traction. Ces mesures ont en effet révélé un échauffement à forte vitesse de l'ordre de 70°C, valeur proche de celle prévue par la théorie [Annexe 5].

La nature des mécanismes de déformation sera discutée plus loin. Un point de vue de type mécanique mérite quelques développements. Selon l'analyse classique on considère qu'une striction localisée se développe lorsque la force de traction F passe par un maximum. Pour cet alliage la position de ce maximum est déterminée en supposant un écrouissage linéaire : $S=\sigma_y+K\varepsilon$, avec σ_y la limité d'élasticité et K le module d'écrouissage.

$$F = \sigma A \quad avec \begin{cases} A = A_0 \exp(-\varepsilon) \\ \sigma = \sigma_y + K\varepsilon \end{cases} \Rightarrow \left(\frac{dF}{d\varepsilon}\right)_{\varepsilon=\varepsilon_M} = 0$$

$$\Rightarrow K\exp(-\varepsilon_M) - \left(\sigma_y + K\varepsilon_M\right)\exp(-\varepsilon_M) = 0$$

$$\Rightarrow \varepsilon_M = 1 - \frac{\sigma_y}{K}$$

A titre indicatif, pour la plus forte vitesse de déformation, σ_y~500 MPa et K~2 GPa ; on a donc ε_M~0,75 : il est donc normal de ne pas observer de striction localisée.

3.2.1.2.b Autres nuances

Les mêmes essais ont été effectués avec les autres nuances. L'étude des courbes de traction (figures 3.12 et 3.13) montre une évolution monotone et croissante de la contrainte et de la déformation à la rupture avec la vitesse de déformation.

Cette évolution est comparable pour toutes les nuances en acier au manganèse, mais semble plus marquée pour les nuances A, B et C qui présentent une ductilité et une contrainte à rupture nettement plus faibles à faible vitesse, mais une ductilité qui se rapproche de celle de la nuance standard aux hautes vitesses. Cependant leur taux d'écrouissage demeure plus faible (environ 1,60 GPa).

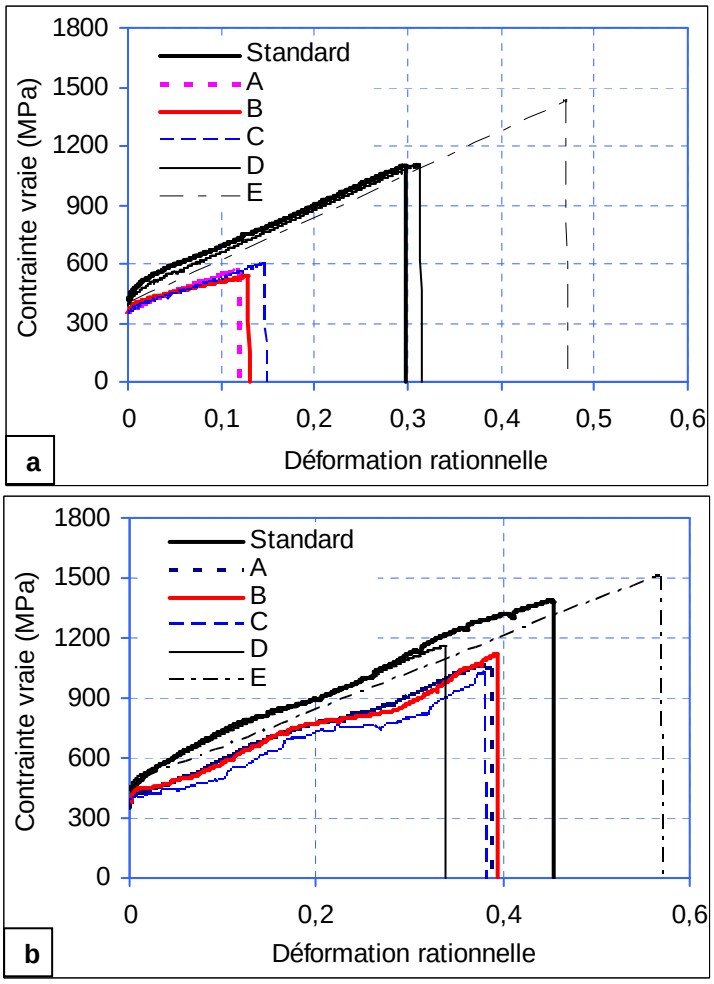


Figure 3.12 : Courbes rationnelles de traction pour les différentes nuances : a. à faible vitesse de déformation et b. à grande vitesse de déformation

La comparaison des résultats montre que la nuance E, qui a une composition chimique proche de la nuance D, mais a subi le TTH contrairement à la nuance D, présente le meilleur comportement quelle que soit la vitesse de déformation. On remarque aussi que :

- À faible vitesse (0,007 s^{-1}) : le classement dans l'ordre croissant par rapport aux contraintes et aux déformations à la rupture est le suivant : d'abord les nuances A, B et C, puis la nuance standard, la nuance D et plus loin la nuance E. Avec un comportement quasiment identique entre le standard et le D.
- À grande vitesse (7 s^{-1}), le classement devient : d'abord la nuance D, puis les nuances A, B et C, et enfin la nuance standard et la nuance E, avec un gain en déformation de l'ordre de 30%.
- La nuance D est peu sensible à la vitesse de déformation.

- La nuance E présente une évolution linéaire à grande vitesse de déformation, ce qui n'est pas le cas pour les autres nuances, qui présentent des fluctuations à forte vitesse de déformation.

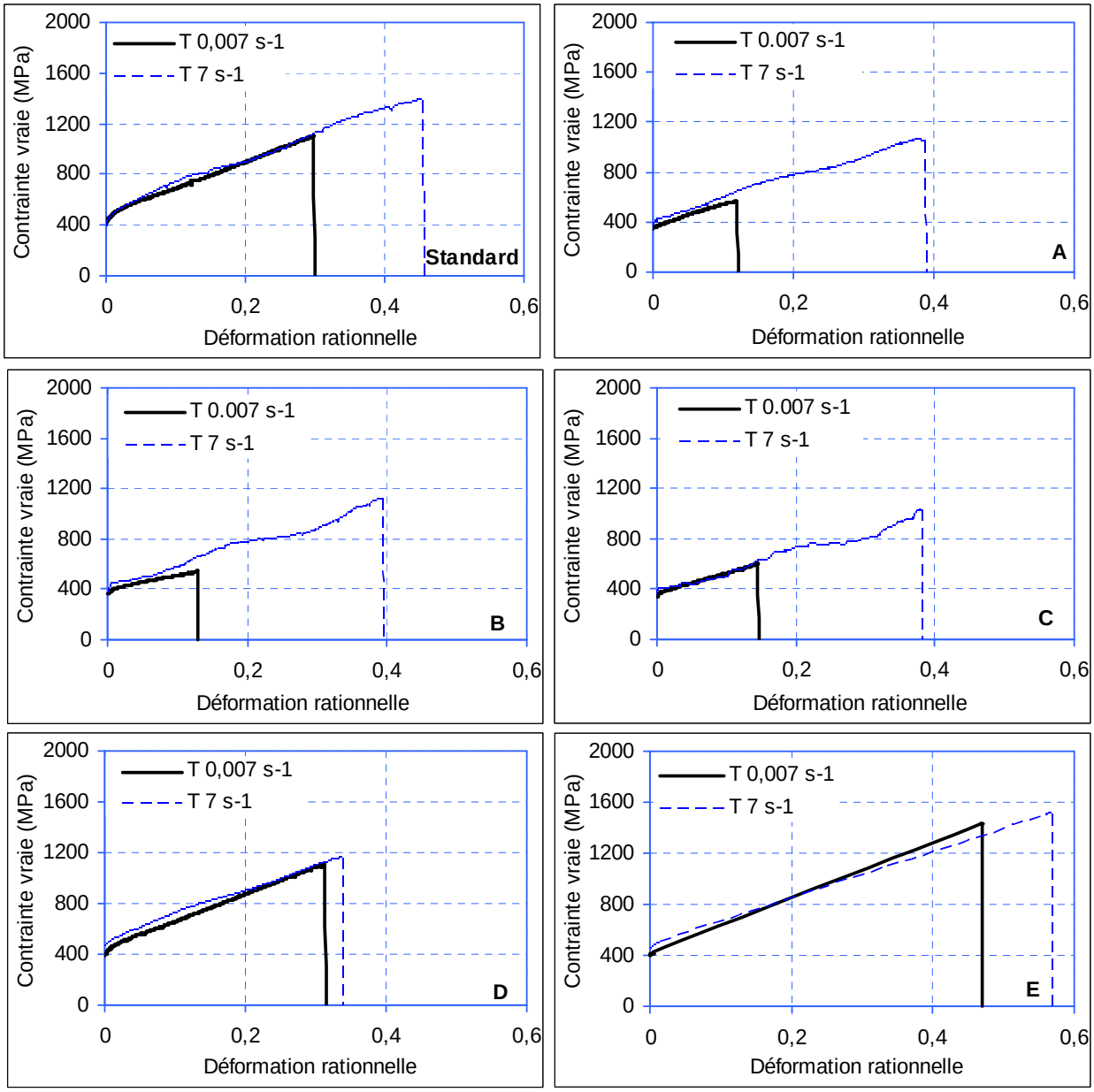


Figure 3.13 : Courbes rationnelles de traction pour les différentes nuances à faible et à grande vitesses de déformation.

Ce classement se retrouve de manière encore plus nette lorsqu'on représente les contraintes à la rupture en fonction des déformations à la rupture (figure 3.14). Tous les points sont situés au voisinage d'une ligne unique faiblement courbée qui est la courbe d'écrouissage de l'austénite : sa courbure est peut être l'effet de l'échauffement décrit précédemment. On remarque que les points les plus élevés de B et C ne sont pas sur cette ligne. La position des

points dépend de la composition chimique et de la vitesse de déformation ; la nuance E est celle qui permet d'atteindre les fortes contraintes et déformations, et on trouve juste au-dessous la nuance standard.

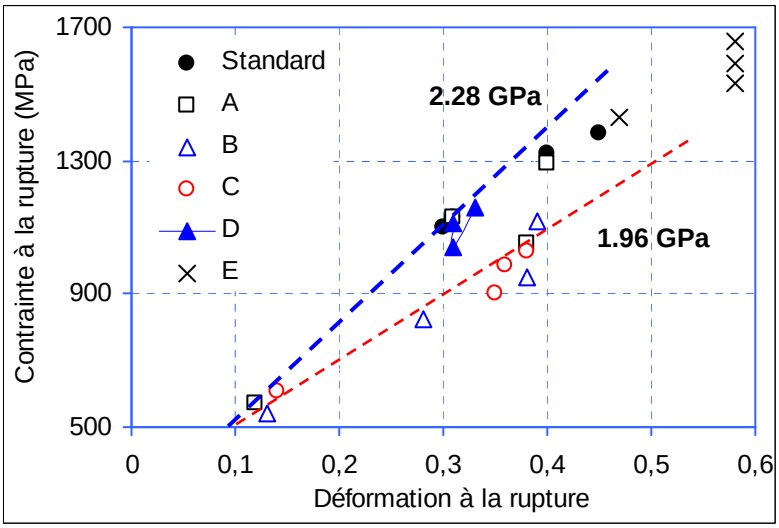


Figure 3.14 : Déformations et contraintes à la rupture des diverses nuances aux diverses vitesses de déformation

Le tableau 3.3 regroupe les caractéristiques mécaniques des différentes nuances déterminées à partir des essais de traction quasi-statique. Ce tableau permet de conclure les points suivants :

- Les nuances standard et D sont identiques, avec l'avantage pour la nuance D d'être obtenue sans TTH.
- σe et dσ/dε sont bien corrélés avec la teneur en carbone, ce qui indique l'influence prépondérante du carbone en solution solide sur le mode de durcissement de ces aciers.
- La nuance C présente les plus faibles caractéristiques mécaniques du fait de sa taille de grains trop importante par rapport aux autres nuances.

Nuance	σe	σr	εr	dσ/dε
Standard	415	1100	0,3	206
A	367	570	0,12	170
B	360	540	0,13	160
C	360	608	0,14	150
D	400	1136	0,31	211
E	390	1429	0,47	180

Tableau 3.3 : Caractéristiques mécaniques des différentes nuances

3.2.2 Comportement en compression

A notre connaissance, l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement de l'acier Hadfield en compression n'a pas été évoqué dans la littérature. Dans cette partie on étudie l'effet de ce paramètre sur le comportement en compression de l'acier standard et des nouvelles nuances élaborées.

Les essais de compression ont été effectués sur la même machine (Dartec). Ils permettent d'imposer une déformation importante et ceci pour différentes vitesses d'application. L'essai consiste à écraser un cylindre entre deux plateaux plats. Les cylindres ont un diamètre initial de 8 mm et une hauteur initiale h_0=12 mm (figure 3.15).

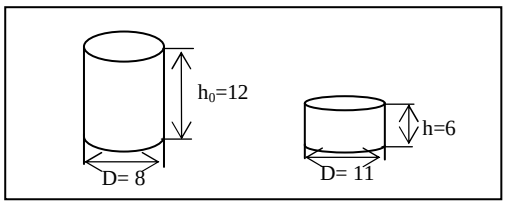


Figure 3.15 : Eprouvette avant et après compression.

Ces dimensions d'éprouvette sont choisies pour éviter le flambage et ne pas dépasser les capacités de la machine d'essai. On impose une réduction de hauteur de 50 % à diverses vitesses d'écrasement V (imposées constantes) : la vitesse de déformation augmente en cours de l'essai et la valeur donnée est la valeur initiale V/h_0. Un lubrifiant solide a été déposé sur les plateaux et les surfaces planes de l'éprouvette afin de minimiser le frottement et homogénéiser la déformation de l'éprouvette.

Le principal inconvénient de l'essai de compression réside dans le fait qu'il est pratiquement impossible de s'affranchir de l'hétérogénéité des déformations. En effet, le frottement sur les plateaux limite la déformation radiale et l'éprouvette prend la forme d'un tonneau. Ce problème a été fortement atténué par l'utilisation d'un lubrifiant spécifique.

Figure 3.16 : Forme de l'éprouvette après compression de l'acier GX120Mn13

La figure 3.16 montre la forme de l'éprouvette après essai de compression de la nuance standard. Après essai, l'éprouvette a la forme d'un cylindre de forme plus au moins régulière. Le phénomène de peau d'orange est observé sur toute la partie latérale de l'éprouvette.

Cette forme d'éprouvette a été observée sur la plupart des nuances testées, sauf sur la nuance C, où nous avons observé une ovalisation de l'éprouvette due à la formation d'une bande de cisaillement macroscopique après chaque essai quelle que soit la vitesse de déformation (figure 3.17). Cette forme est due probablement à la taille des grains de cette nuance qui est la plus grande.

Figure 3.17 : Forme de l'éprouvette de la nuance C après compression

3.2.2.1 Courbes contraintes-déformations

3.2.2.1.a Nuance standard

Le dépouillement classique suppose la déformation homogène dans l'éprouvette. Après écrasement l'éprouvette conserve effectivement une forme cylindrique, à la forte rugosité de surface près (figure 3.16). La contrainte de compression augmente avec la déformation (figure 3.18), mais cette croissance, d'abord linéaire comme en traction, se ralentit et devient parabolique aux déformations élevées. Cette contrainte dépend de la vitesse de déformation, mais son effet à la plus forte déformation (0,6) est inverse de celui observé en traction à plus faible déformation. En effet, à la plus faible vitesse de déformation (0,008 s^{-1}), la contrainte maximale atteint environ 1800 MPa. Chaque fois que la vitesse de déformation est multipliée par 10, la contrainte diminue de 100 MPa pour atteindre 1500 MPa à 8 s^{-1}.

Il est possible que le ralentissement apparent de l'écrouissage aux déformations élevées soit au moins partiellement induit par l'échauffement croissant de l'éprouvette. Cet échauffement tendant à augmenter avec la vitesse de déformation du fait de la diminution de la quantité de chaleur transmise aux plateaux de compression. Seule une analyse numérique poussée, combinée à des essais effectués à diverses températures, permettrait de déterminer

les vraies courbes contrainte-déformation à température et vitesse de déformation données, notamment aux déformations les plus élevées où température et vitesse de déformation sont nettement différentes des valeurs initiales. Les courbes obtenues donnent simplement leur ordre de grandeur.

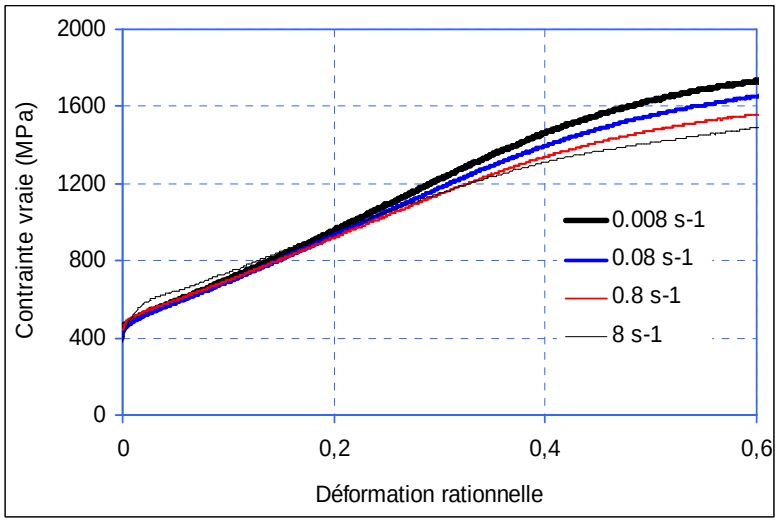


Figure 3.18 : Courbes rationnelles de compression de la nuance standard pour différentes vitesses de déformation.

3.2.2.1.b Les nouvelles nuances

Le niveau de contrainte atteint dépend de la déformation, de la vitesse de déformation et de la composition chimique. Les évolutions de la contrainte avec la déformation et la vitesse de déformation sont qualitativement équivalentes, en revanche, les valeurs maximales atteintes sont différentes (figures 3.19 et 3.20 et Annexe 6).

- Le comportement en compression des nuances D et E est très proche de celui de la nuance standard avec la même forme d'éprouvette après essai. Les figures 3.19 et 3.20 montrent bien la superposition des courbes de compression de ces deux nuances avec celles de la nuance standard pour chaque vitesse de déformation.
- Les nuances A, B et C présentent un comportement nettement différent de celui de la nuance standard en compression avec des valeurs de contraintes maximales plus faibles. Rappelons qu'une ovalisation de l'éprouvette de la nuance C a été observée après chaque essai (figure 3.17).

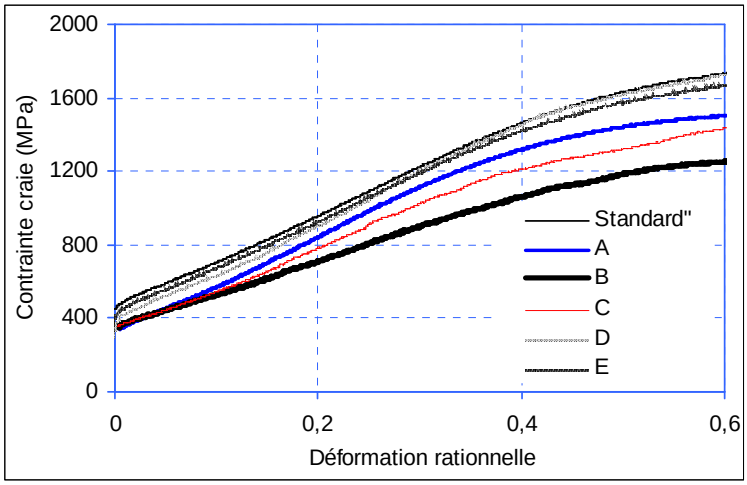


Figure 3.19: Courbes rationnelles de compression des différentes nuances à faible vitesse de déformation

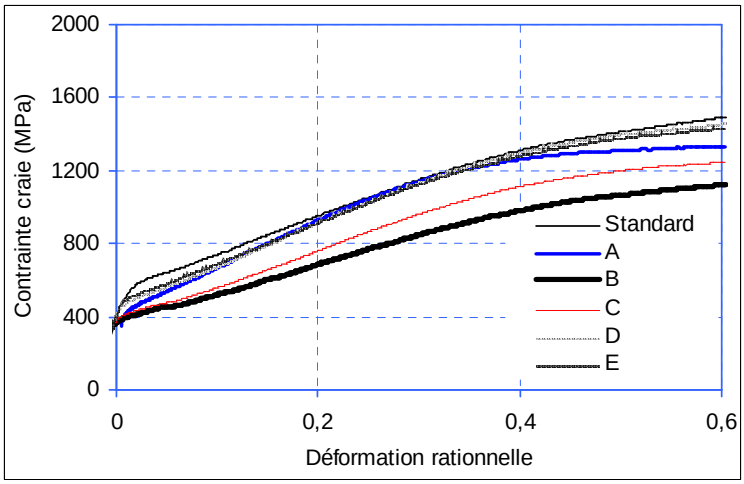


Figure 3.20 : Courbes rationnelles de compression des différentes nuances à grande vitesse de déformation

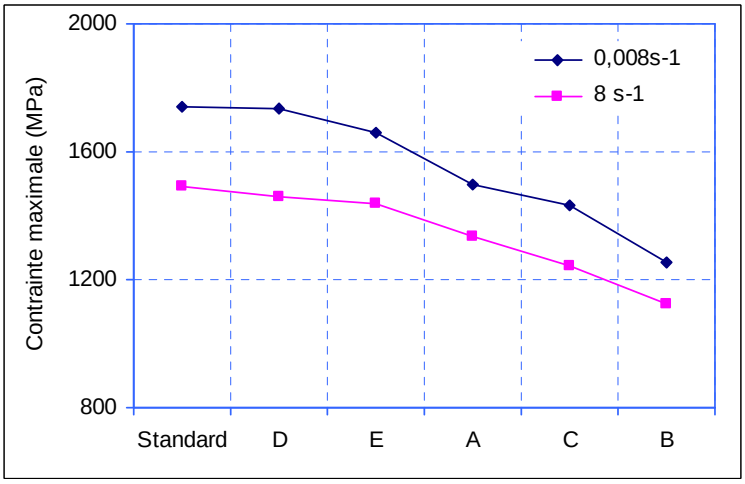


Figure 3.21 : Contraintes maximales à faible et à grande vitesse de déformation en compression

La valeur de la contrainte maximale mesurée à 60 % de déformation est représentée sur la figure 3.21. On remarque que pour la même vitesse de déformation, les valeurs enregistrées pour la nuance standard et les nuances D et E sont très proches et plus élevées que celles pour les nuances A, B et C. On voit aussi un effet marqué de la vitesse de déformation sur la contrainte avec un écart à peu près constant de l'ordre de 300 MPa.

3.2.2.2 Comparaison traction-compression

Les courbes de traction et de compression à faible et à grande vitesse de déformation des diverses nuances sont présentées par les figures 3.22 et 3.23.

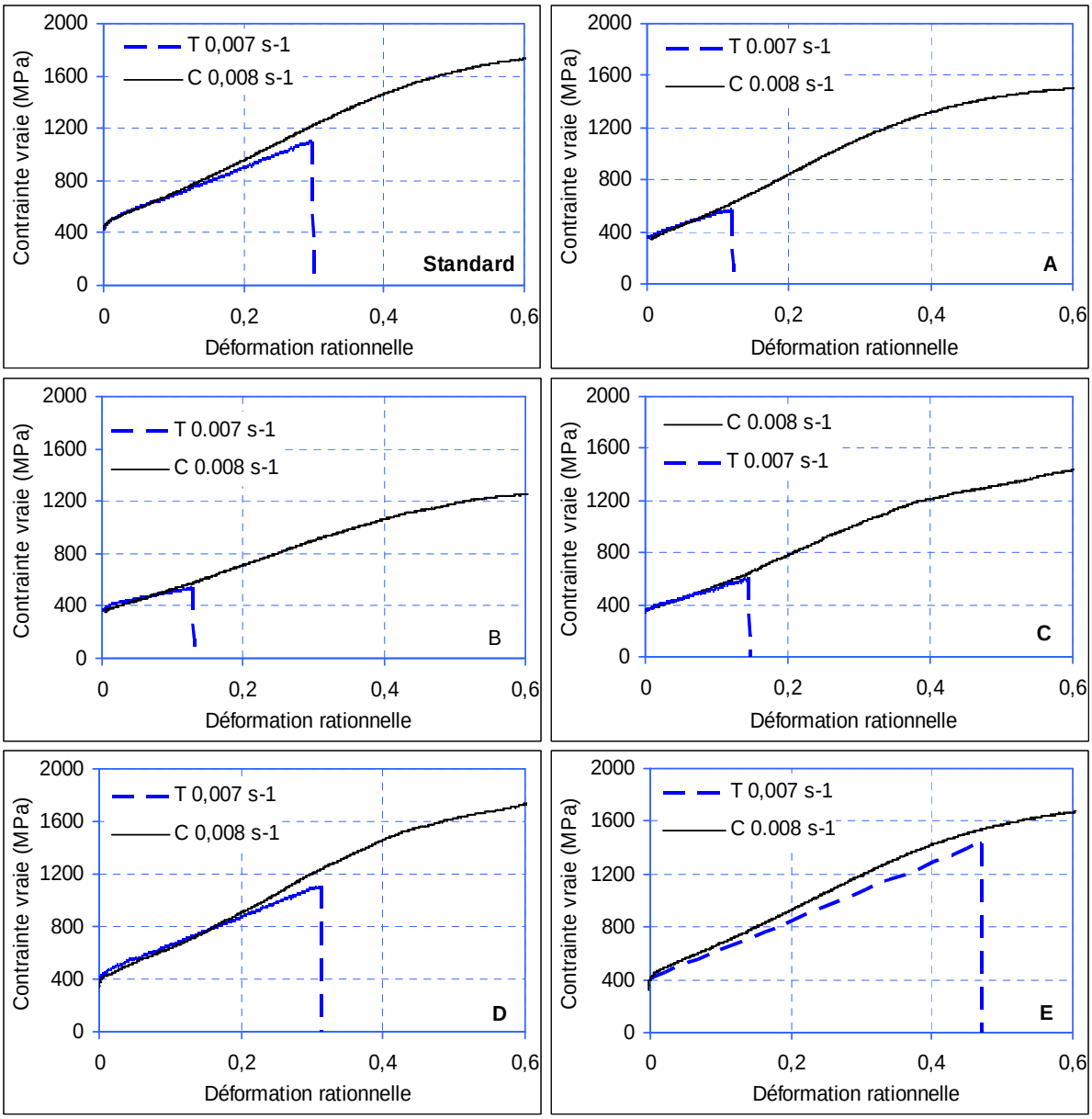


Figure 3.22 : Comparaison traction-compression à faible vitesse de déformation

Conformément à la littérature, on observe, à faible vitesse de déformation, que la contrainte en compression devient supérieure à celle en traction au-delà d'une déformation de l'ordre de 10 à 15%. Auparavant, les deux courbes sont bien confondues.

A la vitesse la plus élevée, on remarque surtout que l'évolution de l'écrouissage en traction n'est plus linéaire, mais présente de larges oscillations, sauf pour la nuance E. En revanche, ce type de modification n'affecte pas l'allure des courbes de compression, dont l'écrouissage linéaire dans un premier temps, devient parabolique aux déformations les plus élevées.

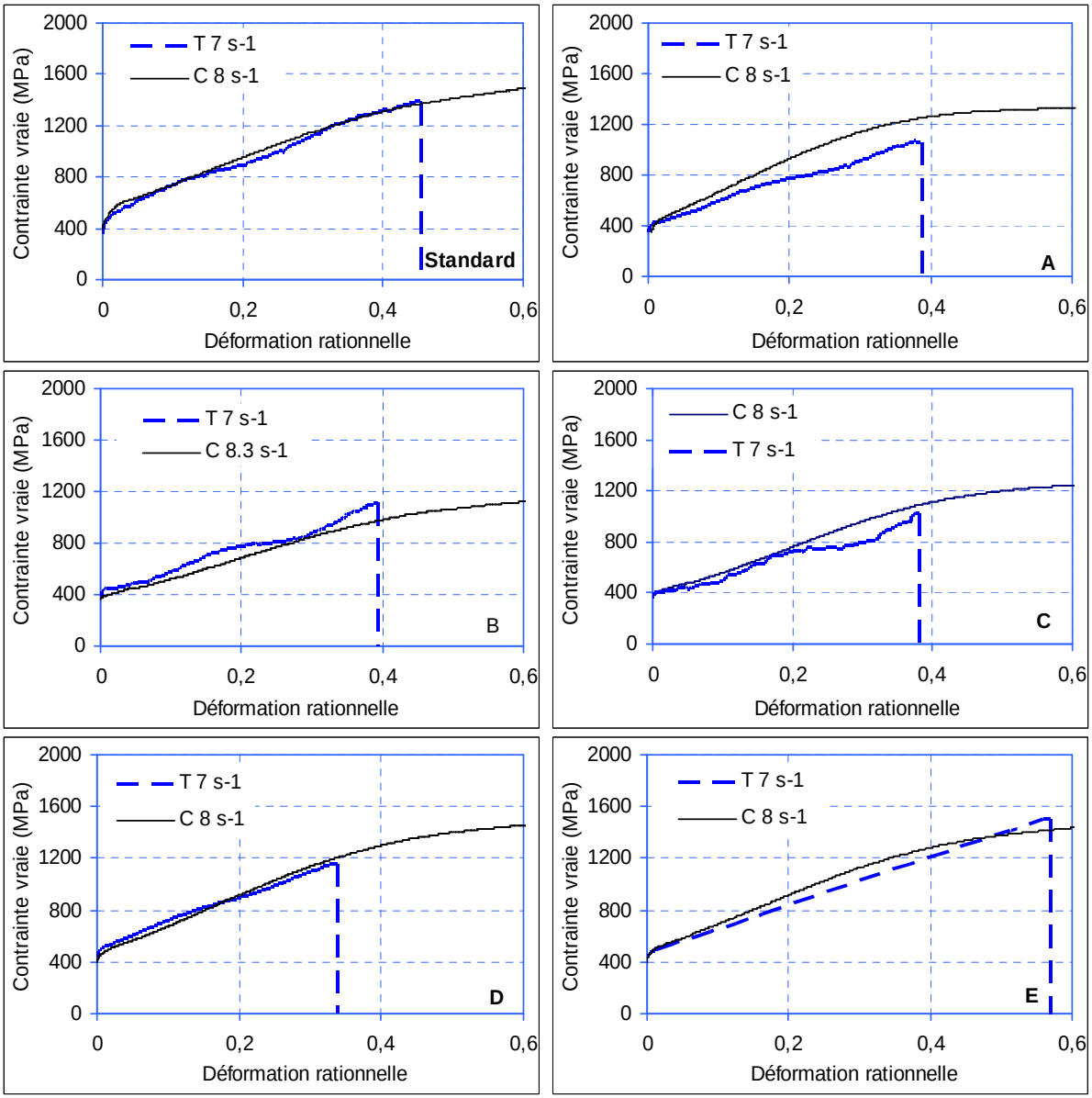


Figure 3.23: Comparaison traction-compression à grande vitesse de déformation

Dans tous les cas, les valeurs très proches en traction et en compression indiquent que l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte à rupture, dont on a observé qu'elle était différente en fonction du mode de sollicitation, résulte surtout de la différence de taux de déformation atteint lors des deux types d'essais.

Jusqu'à une certaine valeur de déformation, l'augmentation de la vitesse de sollicitation se traduit par une augmentation de la contrainte d'écoulement, indiquant la prépondérance de mécanismes de déformation activés thermiquement ; tandis qu'au-delà, la tendance s'inverse, ce qui peut être dû soit à l'échauffement produit en cours d'essai, conduisant à un adoucissement, soit à une modification des mécanismes de déformation mis en œuvre.

L'examen des modifications microstructurales se produisant pendant les essais devrait nous permettre d'approfondir cette discussion.

3.2.3 Evolution de la microstructure

3.2.3.1 Nuance standard

L'observation par microscopie optique en coupe longitudinale du corps de l'éprouvette déformée en traction (figure 3.24.a), montre la présence de « bandes de déformation » parallèles et de grains allongés selon l'axe de traction.

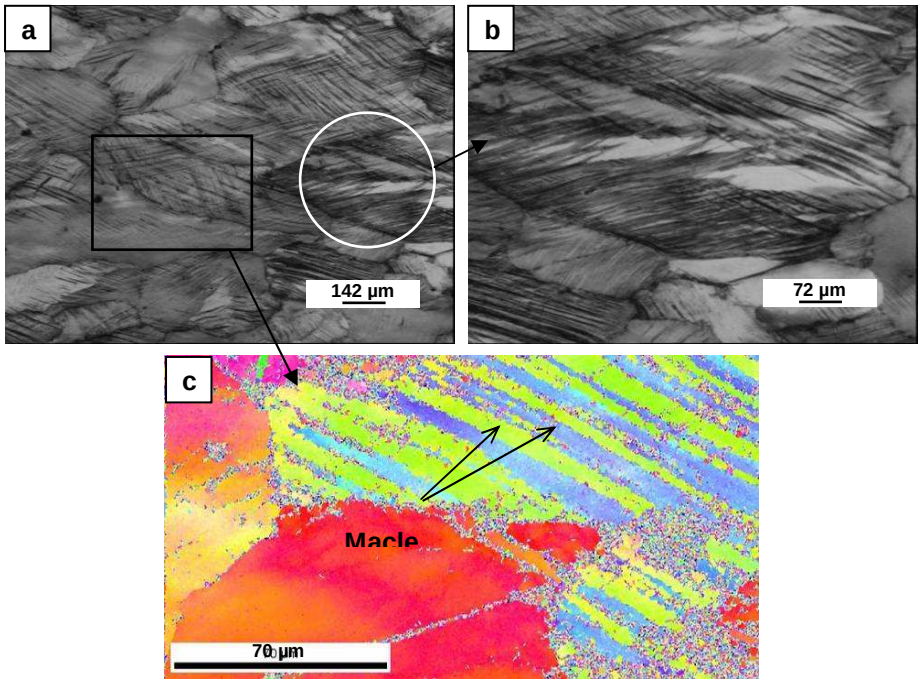


Figure 3.24 : Microstructure en coupe longitudinale de l'éprouvette de traction : a, b. microscopie optique et c. analyse EBSD.

On note aussi la présence de quelques grains pas ou peu déformés essentiellement à faible vitesse de déformation. Ceci prouve que l'on ne peut pas considérer le métal comme isotrope, point normal du fait de la taille relativement grande des grains : l'anisotropie du métal dépend directement de la grosseur du grain [11]. Ces observations sont homogènes sur l'ensemble du corps de l'éprouvette, sauf juste sous la surface de rupture, où l'allongement des grains et la quantité de bandes de déformation sont plus importants. Par ailleurs, l'augmentation de la vitesse de déformation se traduit aussi par une quantité plus importante de bandes de déformation.

L'analyse EBSD est utilisée afin de déterminer la nature des bandes de déformation. En effet, s'il s'agit de bandes de glissement, il ne doit y avoir qu'une faible désorientation entre les parties cristallines de part et d'autre des lignes. En revanche, si la désorientation est de l'ordre de 60°, il est vraisemblable que ces lignes parallèles délimitent des macles. Cette analyse permet de mettre en évidence la présence de macles dans l'éprouvette de traction déformée à la plus faible vitesse (figure 3.24.c). Il faut cependant remarquer que toutes les bandes de déformation visibles en microscopie optique ne sont pas désorientées d'une valeur comprise dans la gamme recherchée (ici 55°-65°), et que de plus, dans les grains ne présentant pas de bandes de déformation, on peut observer des moirés correspondant à de faibles désorientations. Ceci indique que selon toute vraisemblance, il existe aussi des zones déformées par glissement de dislocations. L'occurrence de l'un ou l'autre mode de déformation doit essentiellement dépendre de l'orientation des grains par rapport à l'axe de sollicitation.

Toutefois, le déplacement des dislocations étant thermiquement activé, la contrainte nécessaire pour assurer leur glissement augmente sans doute assez fortement avec la vitesse de déformation. Le maclage nécessitant une plus faible activation thermique devrait être favorisé par l'augmentation de la vitesse de déformation. Ceci pourrait d'ailleurs expliquer l'augmentation conjointe de ductilité : l'endommagement du matériau par maclage est plus faible que par formation de dislocations.

L'analyse EBSD des différents zones de l'éprouvette de traction en coupe longitudinale après déformation à une vitesse $\dot{\varepsilon}$ =7 s^{-1} (figure 3.25), montre une évolution de la microstructure de la tête jusqu'à la zone de rupture : de gros grains de différentes orientations sont observés en tête de l'éprouvette, comparables à ce qui a été observé sur un échantillon à l'état initial ce qui montre qu'il n'y a pas de déformation dans cette zone. Au-delà, les caractéristiques microstructurales sont relativement homogènes jusqu'à la surface de

rupture. Au milieu de l'éprouvette (figure 3.25.c) et dans la zone de rupture (figure 3.25.d), on voit à la fois des grains qui ne présentent aucun changement, et des grains avec des bandes désorientées d'environ 60°. L'analyse EBSD indique que le pourcentage de macles varie selon la zone analysée. En effet, il est égal à 14.5% à 5.5 mm de la rupture (figure 3.25.c), augmente à 19.7% à 1.5 mm (figure 3.25.d), et enfin diminue à 6% à 500 µm de la rupture. Ces valeurs permettent difficilement de conclure quant à l'augmentation du taux de maclage en fonction de la vitesse de déformation. En effet, si le nombre de macles augmente et que leur taille diminue (ce qui est susceptible d'arriver lorsque la déformation augmente), l'indexation des zones bien cristallisées est plus délicate, donc le nombre de zones identifiées comme des macles diminue tandis que le nombre de joints augmente, faisant ainsi artificiellement diminuer le taux de maclage, tel qu'il est calculé ici.

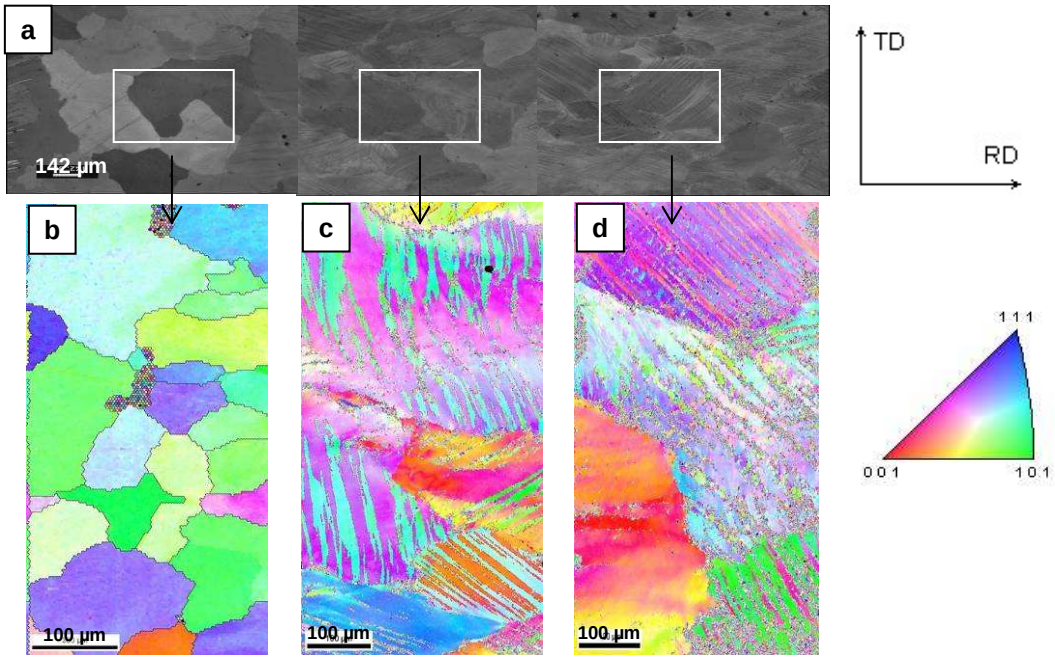


Figure 3.25 : Evolution de la microstructure en coupe longitudinale de l'éprouvette de traction à 7 s^{-1}.

a. microscopie optique, b. analyse EBSD de la tête, c. analyse EBSD à 5.5 mm de la rupture et d. analyse EBSD à 1.5 mm de la rupture

L'observation en microscopie optique des éprouvettes de compression (figure 3.26) montre la présence de nombreuses lignes de déformation orientées dans toutes les directions, mais le plus souvent dans la direction perpendiculaire à l'axe de déformation. La microstructure est relativement homogène, hormis à proximité des surfaces.

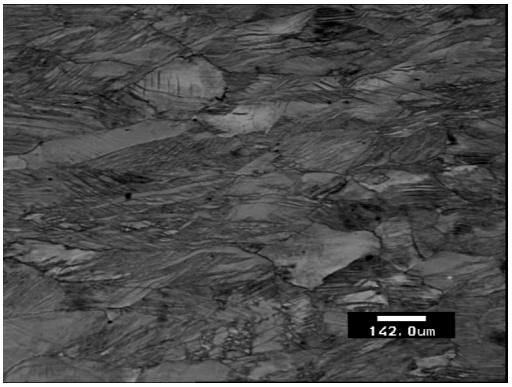


Figure 3.26 : Microstructure en coupe de l'éprouvette de compression

L'examen en EBSD des éprouvettes de compression n'a pas donné de résultats probants, l'écrouissage étant trop important pour parvenir à déterminer l'orientation des parties cristallines entre les bandes de déformation.

Par ailleurs, et conformément à la littérature pour les aciers Hadfield, la diffraction des rayons X n'a pas permis de mettre en évidence de constituant martensitique, quels que soient la vitesse ou le taux de déformation.

3.2.3.2 Les nouvelles nuances

Les cartes d'analyse EBSD des éprouvettes de traction après rupture à faible et à grande vitesse de déformation pour les différentes nuances de l'étude sont présentées en annexe 7. La première remarque à faire sur ces observations est la variation d'indice de confiance IC selon la nuance. En effet, chaque nuance réagit différemment à la méthode de préparation (type de polissage, attaque chimique,…) qui a été optimisée sur la nuance standard, mais a été appliquée directement sur les autres nuances : de ce fait, elle n'est pas optimale. Malgré le faible IC, nous avons réussi à déterminer les orientations des bandes parallèles dues à la déformation des grains. Les mesures montrent que ces bandes sont des macles. En revanche, le faible indice de confiance ne nous permet pas de conclure avec certitude si le maclage est le mécanisme principal de déformation de ces matériaux.

Une hypothèse simplificatrice consisterait à considérer que le déplacement des dislocations est suffisamment gêné pour que plusieurs dislocations ne puissent glisser sur le même plan de sorte de produire des bandes de cisaillement visibles en microscopie optique. Ainsi, les bandes parallèles seraient toutes des macles, et les grains présentant seulement des moirés ou des variations de coloration seraient ceux déformés par glissement. Mais dans un

produit moulé, la différence de coloration à l'intérieur des grains peut également être due à des variations de composition chimique, et par ailleurs, rien ne permet d'exclure que certains grains soient correctement orientés pour que des bandes de cisaillement visibles soient produites par glissement de dislocations. Aussi, il paraît peu raisonnable de corréler les mécanismes de déformation aux seules observations en microscopie optique.

A partir des cartes EBSD de la zone déformée à 5 mm de la rupture et à l'aide du logiciel d'acquisition, nous avons déterminé le pourcentage de macles à faible et à grande vitesse de déformation pour chaque nuance. Cette valeur représente le pourcentage de joints dont la désorientation est comprise entre 55° et 65°. Naturellement, ce pourcentage ne caractérise que schématiquement l'intensité du mode déformation par maclage des alliages. En effet, et bien que la zone analysée soit toujours de même taille, le nombre de joints peut varier fortement d'une zone à l'autre, notamment en fonction de la taille de grains (nombre de joints de grains), mais aussi de l'intensité de la déformation. Ces résultats sont reportés dans le tableau 3.4. À partir de ce tableau et de la figure 3.12 on peut tirer les conclusions suivantes :

- Le pourcentage élevé de macles à faible vitesse de déformation des nuances standard et D pourrait expliquer leur plus grande ductilité par rapport aux autres nuances.
- Pour la plupart des autres nuances, sauf la nuance C, l'augmentation de la vitesse de déformation induit une augmentation du maclage, augmentation qui pourrait être à l'origine de leur meilleure ductilité à grande vitesse de déformation. L'allure oscillante de la courbe d'écrouissage à forte vitesse de déformation en traction pourrait d'ailleurs être due à l'occurrence de maclage précoce, dès le début de la déformation, comme cela a pu être observé par Karaman et al. [28-30] sur les monocristaux d'acier Hadfield orientés convenablement. Notons toutefois que si cet accroissement est très marqué pour les nuances A et B, il est plus faible pour la nuance E. Il est par ailleurs difficile d'interpréter le cas singulier de la nuance C.

Vitesse de déformation	0,007 s^{-1}	7 s^{-1}
Standard	53	61
A	15	41
B	10	80
C	19	9
D	46	45
E	14	17

Tableau 3.4 : Pourcentage de macles dans la zone déformée en traction à 5 mm de la rupture

Cette corrélation maclage/ductilité semble raisonnable, car le maclage induit des défauts, les joints de macle de faible énergie et endommagement, alors que le glissement est assuré par les dislocations qui s'accumulent pour former des micro-fissures. Mais cette tentative de corrélation est difficile à préciser et reste très qualitative comme nous venons de le voir.

La diffraction des rayons X n'a pas non plus mis en évidence de constituant martensitique dans les nuances A et E, quels que soient les vitesses et taux de déformation. D'après le graphe d'isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement de la figure 3.2, les différentes nuances se situent ainsi :

- la nuance standard se trouve dans une gamme comprise entre 30 et 40 mJ/m², au-dessus de la composition chimique limite pour la transformation martensitique ε, il est donc normal qu'on n'observe pas cette transformation.
- la nuance E aurait une énergie de faute d'empilement comprise entre 20 et 30 mJ/m², et se trouverait à la limite de la composition chimique conduisant à la transformation martensitique ε.
- la nuance A aurait une énergie de faute d'empilement encore plus basse, comprise entre 10 et 20 mJ/m², et se trouverait entre les deux compositions chimiques limites pour les transformations martensitiques ε et α.

L'absence de martensite α est donc tout à fait cohérente avec ce modèle.

3.2.4 Durcissement

3.2.4.1 Nuance standard

La microdureté mesurée en coupe longitudinale des éprouvettes de traction après rupture (figure 3.27), évolue progressivement sur toute la zone déformée jusqu'à atteindre sa valeur initiale dans les têtes des éprouvettes. Elle présente de fortes fluctuations induites par les hétérogénéités microstructurales.

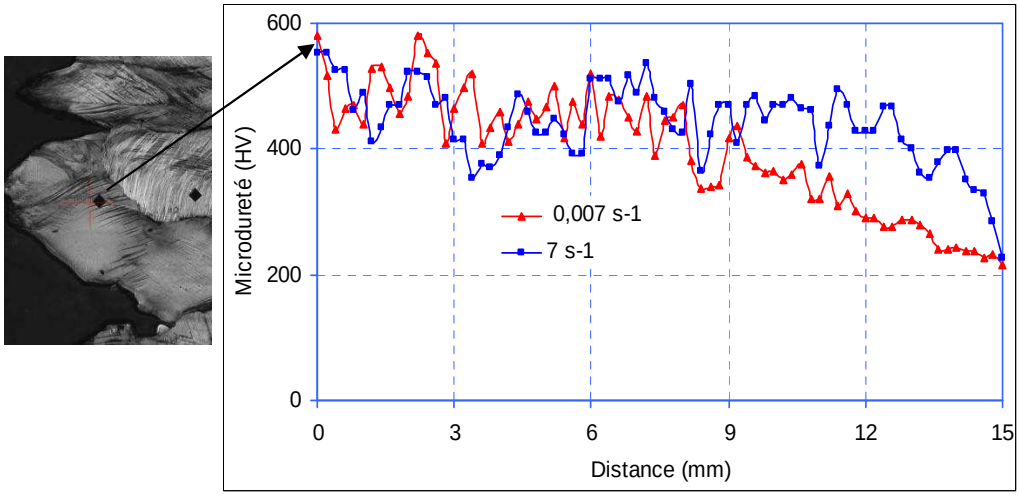


Figure 3.27 : Comparaison de l'évolution de la microdureté dans la zone déformée à deux vitesses différentes.

Que ce soit à faible ou à forte vitesse de déformation, la microdureté croît depuis les têtes de l'éprouvette jusqu'à la surface de rupture. La déformation à la rupture augmente avec la vitesse de déformation, toutefois la mesure en coupe longitudinale ne permet pas de mettre en évidence d'évolution de la dureté liée à la vitesse, hormis une plus grande homogénéité du durcissement dans le corps de l'éprouvette. L'existence d'un gradient de dureté pour l'éprouvette déformée à plus faible vitesse pourrait indiquer la présence d'une striction diffuse, d'un endommagement plus localisé.

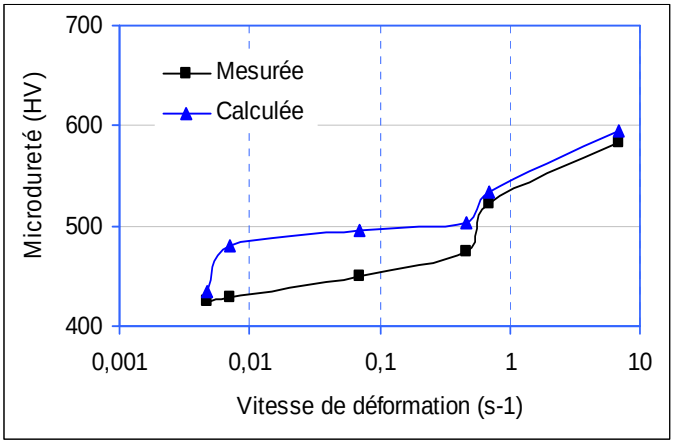


Figure 3.28 : Évolution de la microdureté dans la surface de rupture en fonction de la vitesse de déformation

La figure 3.28 présente l'évolution avec la vitesse de déformation de la microdureté HV de la surface de rupture en traction. C'est la moyenne de 3 mesures effectuées normalement à la surface de rupture avec une force de 2 N appliquée durant 5 s. La dispersion de 20HV est due sans doute principalement aux hétérogénéités microstructurales. La microdureté mesurée augmente régulièrement avec la vitesse de déformation, ce qui confirme

bien l'augmentation de la ductilité de l'alliage avec la vitesse de déformation. Par ailleurs, on l'a estimée avec la relation de Tabor [7] : $HV \sim 3\sigma(\varepsilon_r + 0.1)$. La contrainte σ à ($\varepsilon_r$+0,1) est obtenue à partir de la courbe de compression à la plus faible vitesse de déformation, ε_r étant la déformation déterminée à partir de l'aire de la section rompue. La valeur calculée est en bon accord avec la valeur mesurée, compte tenu des diverses incertitudes.

En compression, où la déformation atteinte est plus importante, la mesure de microdureté suivant l'axe vertical (figure 3.29) entre les deux surfaces d'appui de l'éprouvette (pas de 200 µm sur une longueur de 6 mm) montre que les valeurs pour la plus faible vitesse de déformation sont les plus hétérogènes, alors qu'aux fluctuations près, elles sont sensiblement constantes aux autres vitesses, avec une moyenne de 550 ± 20 HV. Cette valeur est cohérente avec les valeurs de microdureté mesurées suivant l'axe horizontal passant par le centre de l'échantillon, et avec la dureté calculée selon le modèle de Tabor. Le mode de lubrification semble moins efficace à la plus faible vitesse d'écrasement, en revanche, la vitesse de déformation semble ne pas avoir une grande influence sur la dureté.

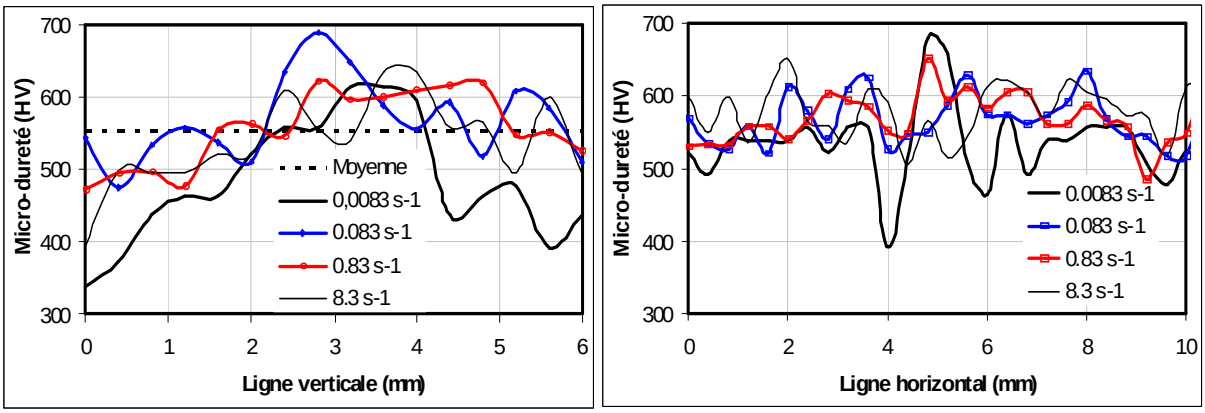


Figure 3.29 : Filiation de microdureté de l'éprouvette de compression suivant ses deux axes.

3.2.4.2 Nouvelles nuances

Le durcissement en traction a été mesuré pour les différentes nuances. La figure 3.30 présente la comparaison des valeurs moyennes de mesures sur chaque nuance à faible et à grande vitesse de déformation. On remarque que la valeur moyenne augmente avec la vitesse de déformation mais elle reste très proche sauf pour les nuances A, B et standard où la différence est significative. En comparant les différentes nuances, on voit que seule la nuance E présente un durcissement supérieur à celui de la nuance standard à faible vitesse de déformation. En effet, la moyenne obtenue sur la nuance E est de 490 HV contre une

moyenne est de 460 HV sur la nuance standard, puisque la déformation à la rupture est plus élevée.

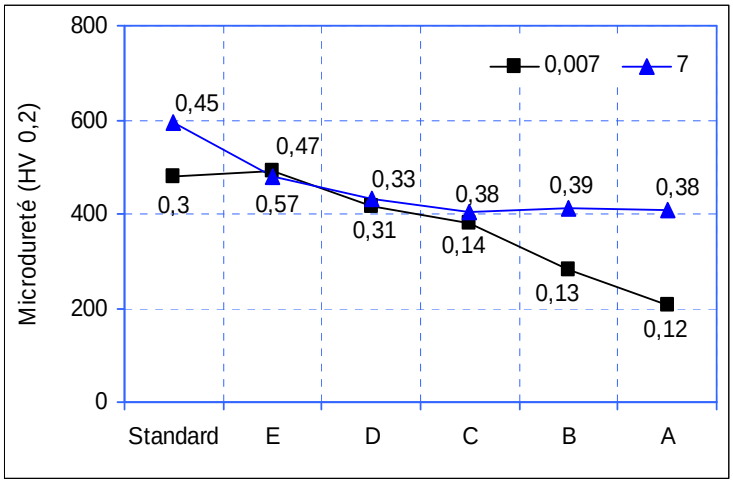


Figure 3.30 : Durcissement à faible et à grande vitesse de déformation en traction (HV0.2). (Les valeurs indiquées à coté des points correspondent à l'allongement à rupture).

Remarque : à forte vitesse, la nuance E se déforme là encore davantage que le standard mais sa dureté est plus faible, peut être l'échauffement en cours d'essai a-t-il provoqué un adoucissement. De même, les allongements à rupture des nuances A, B et C à forte vitesse de déformation sont plus importants que ceux de la plupart des nuances (sauf E) à faible vitesse. Or leur dureté n'est pas plus élevée. Ceci peut être à rapprocher de leur plus faible teneur en carbone.

Contrairement aux mesures effectuées sur les éprouvettes de traction, la valeur moyenne de durcissement suivant l'axe vertical des éprouvettes de compression (figure 3.31) est à peu près équivalente entre les différentes nuances. Ceci pourrait être expliqué par le niveau de déformation atteint en compression qui est équivalent pour toutes les nuances. La nuance standard présente malgré tout une dureté un peu plus élevée à l'instar de sa contrainte maximale. On remarque aussi que la vitesse de déformation n'a pas d'effet significatif sur le durcissement en compression.

Le niveau de dureté est lié à la quantité résiduelle de défauts (dislocations, joints de macles) ayant permis la déformation plastique lors de l'essai de traction ou de compression, et à l'efficacité de ces défauts pour bloquer la déformation plastique provoquée par l'essai de dureté. En première approche, il semble donc raisonnable que la dureté augmente principalement avec le taux de déformation. Toutefois, on constate que ce n'est pas

nécessairement le cas lorsque l'on compare les nuances entre elles. La teneur en carbone interstitiel semble avoir également une influence non négligeable, au moins tant que l'écrouissage n'est pas trop important, indiquant par là que si la déformation par maclage est attestée par les examens EBSD, la déformation par glissement de dislocations existe également.

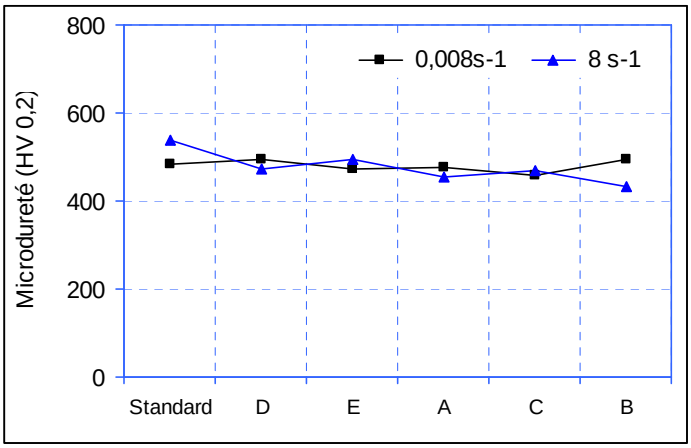


Figure 3.31 : Durcissement à faible et à grande vitesse de déformation en compression

3.2.5 Etude de la rupture

3.2.5.1 Analyse des déformations et des contraintes à la rupture

3.2.5.1.a Nuance standard

L'étude et la détermination de la déformation à la rupture appliquée à la nuance standard a été effectuée. La déformation à la rupture est estimée par trois méthodes :

- A partir de la courbe de traction,
- Par la mesure du diamètre de la section rompue
- Par l'aire S_R de la section rompue mesurée, après enrobage et polissage, à l'aide du logiciel d'analyse d'image Visilog lié au microscope optique.

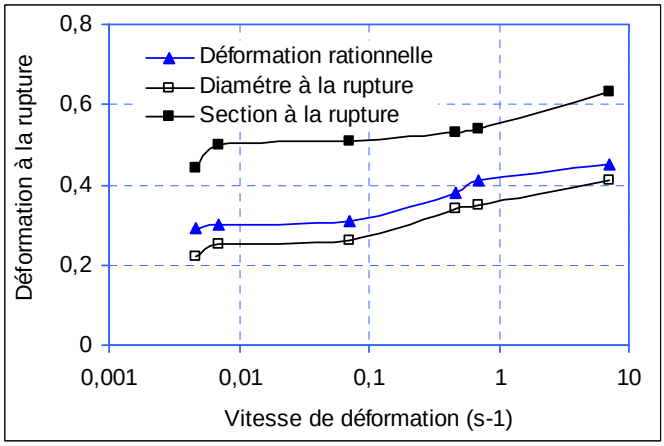


Figure 3.32 : Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la vitesse de déformation

Les déformations sont calculées par la formule $\varepsilon_R = Ln(S_0 / S_R)$. L'examen des valeurs (figure 3.32) montre que les déformations obtenues à partir de la courbe de traction et la mesure du diamètre à la rupture sont assez voisines ce qui confirme la validité de notre méthode de dépouillement de l'essai. En revanche, la déformation déterminée à partir de la section à la rupture est nettement plus élevée que celles obtenues par les deux premières méthodes. Ceci suggère que la rupture est précédée d'une striction très localisée, due sans doute au développement de l'endommagement interne, se traduit par une assez forte réduction locale du diamètre de la surface de rupture, et résulte en une augmentation de la déformation indépendante de la vitesse, de l'ordre de 20 %. Toutes les méthodes de mesure donnent la même tendance : la déformation à la rupture du GX120Mn13 augmente fortement avec la vitesse de déformation. Dans la suite, nous ne considérerons que la déformation à la rupture déduite de la courbe contrainte-déformation.

3.2.5.1.b Les autres nuances

La résistance et la ductilité d'un matériau dépendent fortement de sa composition chimique. La figure 3.33 présente une comparaison de la déformation à la rupture entre les différentes nuances à faible et à grande vitesse de déformation.

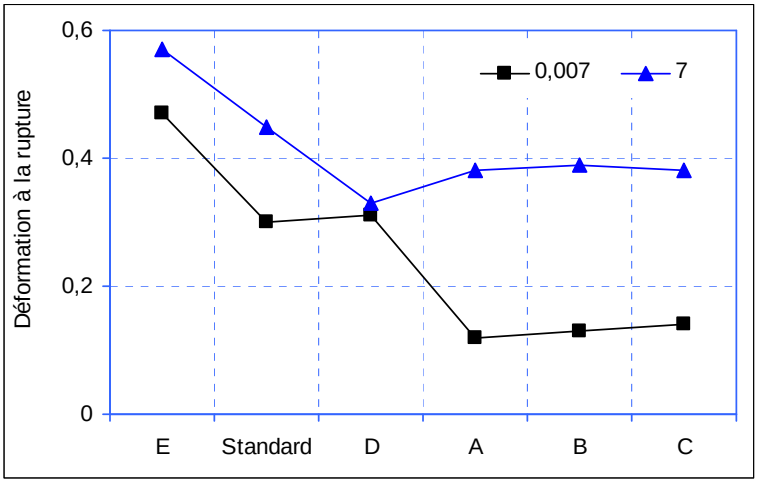


Figure 3.33 : Comparaison de la déformation à la rupture à faible et à grande vitesse de déformation

On remarque une évolution importante entre faible et grande vitesse de déformation sauf pour la nuance D. La comparaison entre les nuances montre un regroupement des nuances A, B et C autour des mêmes valeurs quelle que soit la vitesse de déformation. En revanche, les valeurs enregistrées pour la nuance E sont beaucoup plus élevées.

On observe la même tendance en comparant les valeurs de contraintes à la rupture (figure 3.34), avec un écart plus faible entre les nuances. La nuance E dépasse la nuance standard en contrainte et déformation à la rupture. Tandis que les nuances A, B, C et D donnent des résultats relativement plus faibles que la nuance standard.

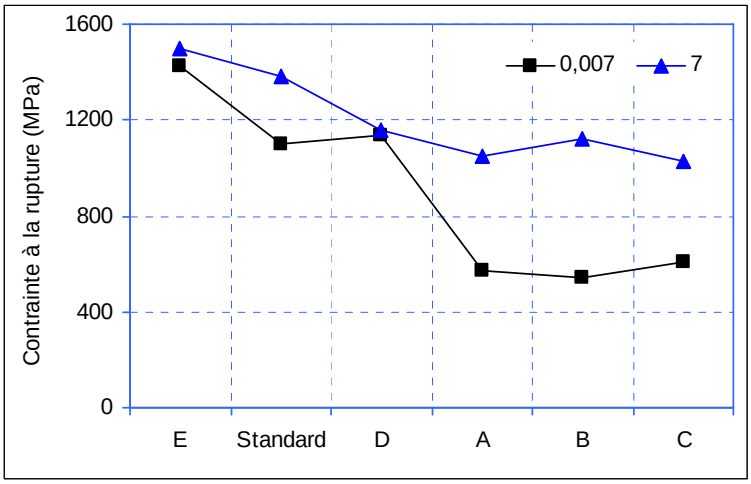


Figure 3.34 : Comparaison de la contrainte à la rupture à faible et à grande vitesse de déformation

3.2.5.2 Analyse des modes de rupture

3.2.5.2.a La nuance standard

La surface de la zone utile de l'éprouvette après rupture a un aspect blanchâtre et très rugueux. L'aspect de la surface dépend de la vitesse de déformation :

- A la plus faible vitesse, la surface de rupture est normale à l'axe de traction (mode 1). La surface des éprouvettes (figure 3.35.a) montre la présence de nombreuses fissures largement ouvertes.
- L'augmentation de la vitesse de déformation a deux effets : la surface de rupture est à 45° de l'axe de traction (mode 2) et les fissures sont moins profondes et moins ouvertes (figure 3.35.b).

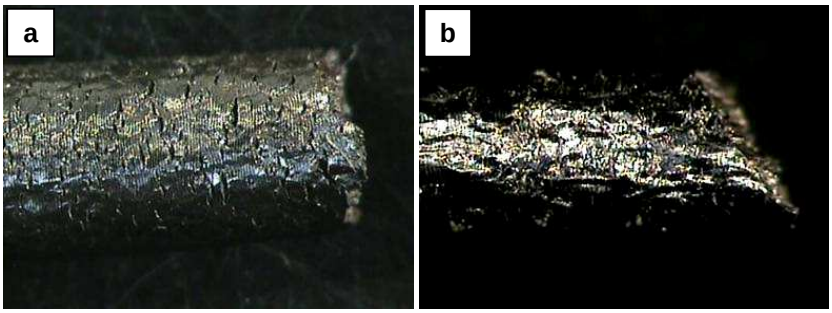


Figure 3.35 : Observation de la surface de l'éprouvettes X120Mn12 après rupture : a. 0.007 s^{-1} et b. 7 s^{-1}

Des observations de l'aspect extérieur de l'éprouvette de traction après rupture à fort grossissement (MEB) (figure 3.36) montrent que les stries d'usinage sont visibles avec des bandes de déformation en surface à faible vitesse de déformation (figure 3.36.a). On observe davantage de bandes de déformation débouchant en surface et les amorces de rupture sont moins profondes avec l'augmentation de la vitesse de déformation (figure 3.36.b).

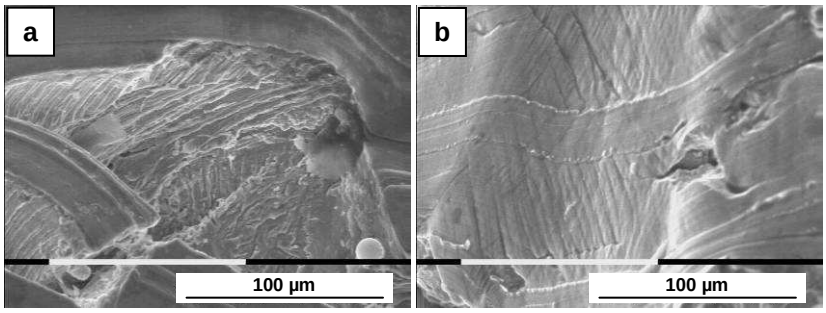


Figure 3.36 : Observation au MEB de la surface de l'éprouvette après rupture : a. 0.007 s^{-1} et b. 7 s^{-1}

3.2.5.2.b Les autres nuances

La comparaison de l'aspect extérieur des éprouvettes de traction des différentes nuances après rupture, montre une différence qui semble être liée à la microstructure initiale du matériau. En effet, plus la taille de grains est faible, plus le phénomène de « peau d'orange » est marqué. L'aspect de l'éprouvette de la nuance C, qui a les grains les plus gros, confirme l'effet de taille de grain sur l'apparition de ce phénomène.

Sur la dépendance des modes de rupture de la vitesse de déformation, nous avons obtenu les résultats suivants (figure 3.37) :

- Pour la nuance standard et la nuance B, le mode de rupture change avec la vitesse de déformation. Il passe du mode 1 obtenu à faible vitesse de déformation à un mode 2 obtenu aux grandes vitesses.
- Pour les nuances A, C et E, la rupture est observée avec un mode 2 quelle que soit la vitesse de déformation.
- Pour la nuance D, la rupture se produit en mode 1 quelle que soit la vitesse de déformation.
- Il est délicat de conclure quant à l'existence ou non de striction. Il semble malgré tout que l'éprouvette E, à la plus forte vitesse de déformation, ayant subi une déformation supérieure à 50%, présente un endommagement un peu plus localisé que les autres.

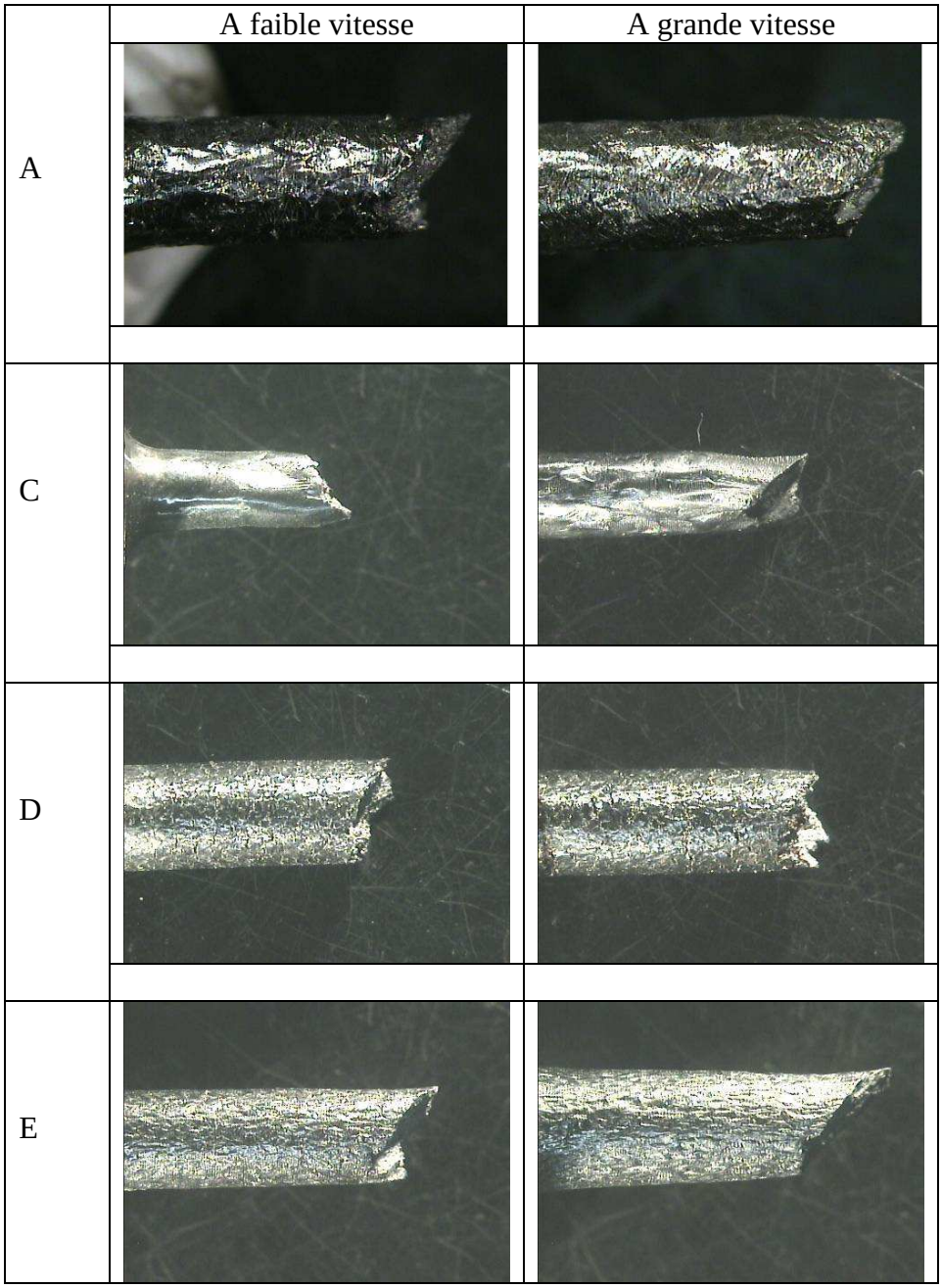


Figure 3.37 : Comparaison de la surface des éprouvettes après rupture : a. 0.007 s^{-1} et b. 7 s^{-1}

3.2.5.3 Analyse des faciès de rupture

3.2.5.3.a La nuance standard

L'observation des faciès de rupture au Microscope Electronique à Balayage (MEB), d'une éprouvette rompue à 0,007 s^{1} est présentée figure 3.38. Cette figure montre qu'après environ 30 % d'allongement, la rupture est globalement intergranulaire / interdendritique. Selon les zones, on peut observer des cupules ou des bandes de déformation, ces dernières affleurant à la surface de fissure internes se produisant en cours d'endommagement, comme on peut le voir sur la figure 3.39.

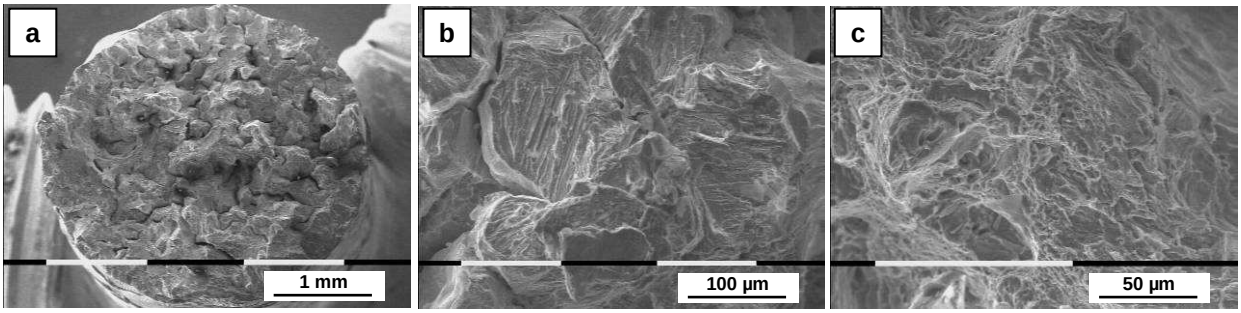


Figure 3.38: Observation à différentes échelles des faciès de rupture du X120Mn12 au MEB. a. 0.007 s^{-1}

La coupe transversale dans la zone de rupture (figure 3.39) de la nuance standard à 0.007 s^{-1}, montre la présence de bandes de déformation sur toute la surface ainsi que des fissures se développant aux joints interdendritiques, par coalescence de décohésions originellement sphériques.

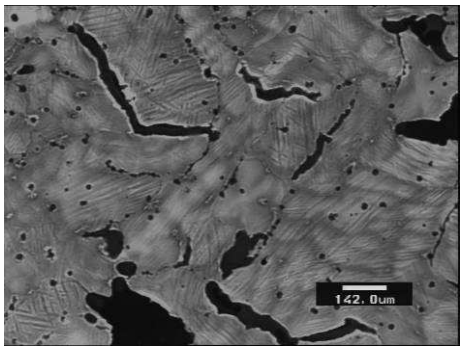


Figure 3.39 : Observation de la coupe transversale de l'éprouvette dans la zone de rupture

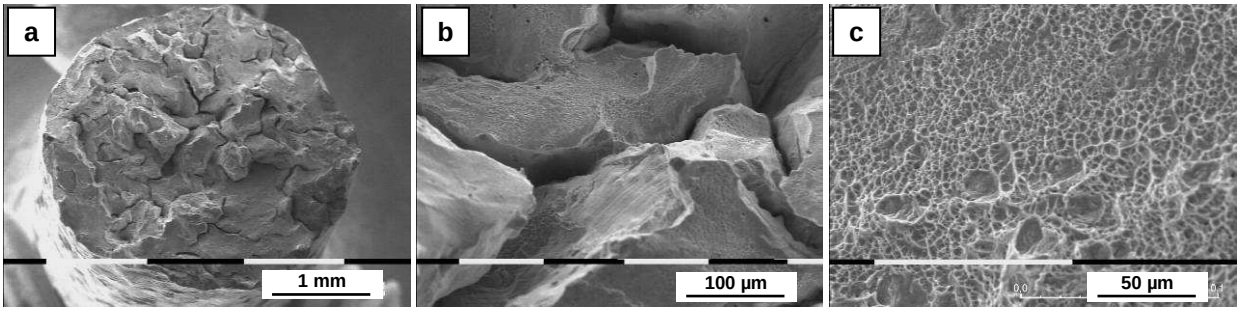


Figure 3.40 : Observation à différentes échelles des faciès de rupture du X120Mn12 au MEB à 7 s^{-1}

L'augmentation de la vitesse de déformation ne modifie pas fondamentalement ces caractéristiques (figure 3.40). En effet, la rupture est toujours intergranulaire / interdendritique, avec des bandes de glissement et des cupules ; mais on observe aussi des zones plus "lisses" constituées en fait de toutes petites cupules. Ces zones sont caractéristiques d'un phénomène de rupture par « clivage ductile », pour employer l'expression utilisée par Collette et al [5] afin de décrire ce type de faciès avec peu de

plastification localisée (par suite de la difficulté des dislocations à se déplacer et donc à s'accumuler contre des obstacles). Ceci explique aussi l'absence de striction, et la diminution du nombre de fissures par rapport à la plus faible vitesse.

3.2.5.3.b Les autres nuances

Les observations au MEB des faciès de rupture des différentes nuances sont présentées par la figure 3.41. Ces observations révèlent les points suivants :

- Pour la plupart des nuances, l'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par la disparition du relief interdendritique au profit de larges plages de clivage ductile, ce qui indique que le déplacement des dislocations est plus limité. Ceci confirme l'influence connue de la vitesse de déformation sur le glissement et, par suite, que la déformation plastique doit être davantage accommodée par maclage.
- La nuance C présente des cupules plus larges, du fait de la présence de carbures complexes à l'intérieur des grains, liée à sa composition chimique particulière.
- La nuance D présente une rupture nettement intergranulaire quelle que soit la vitesse de déformation, par suite de la présence de carbures aux joints de grains. C'est ce qui explique que sa ductilité n'augmente pas avec la vitesse de déformation.

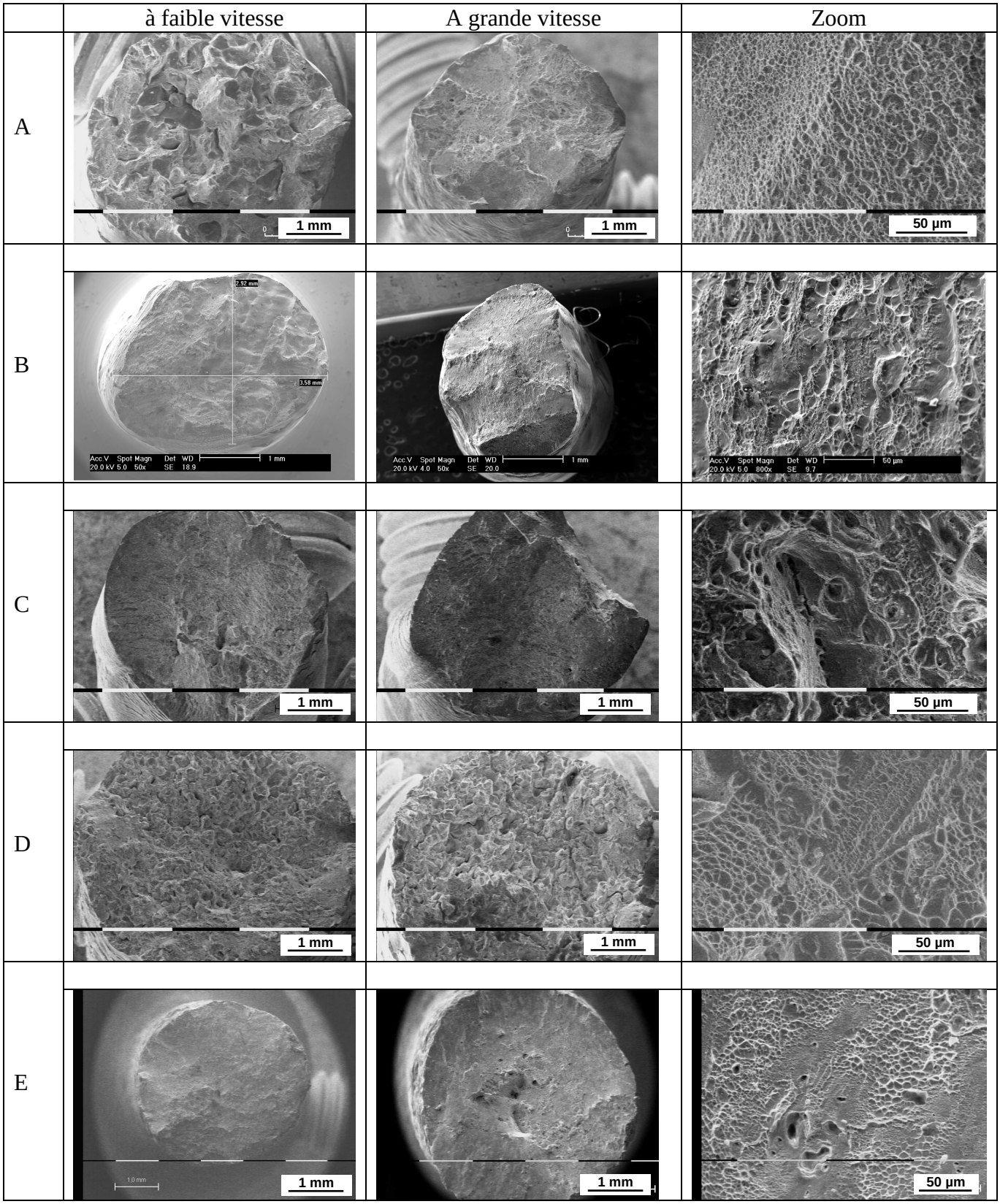


Figure 3.41 : Observation de faciès de rupture des différentes nuances.

3.2.6 Essais de rupture par chocs

Afin de compléter les essais de caractérisation, nous avons mené une campagne d'essais de résilience selon la norme NF EN 10045-1. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes normalisées de longueur 55 mm et de section carrée de 10 mm de côté, comportant au milieu de la longueur une entaille en V à 45°, de profondeur 2 mm avec un rayon en fond d'entaille de 0,25 mm. La vitesse au moment de l'impact est de 5m/s, soit une vitesse de déformation de 10 s^{-1}.

3.2.6.1 Résilience

Les valeurs de résilience (figure 3.42) confirment les résultats des essais de traction à grande vitesse de déformation et nous permettent d'établir un premier classement des différentes nuances. Pour cette raison, l'essai de résilience sera le deuxième critère de sélection des nuances après l'essai de pliage par chocs réalisé à l'échelle industrielle par OT.

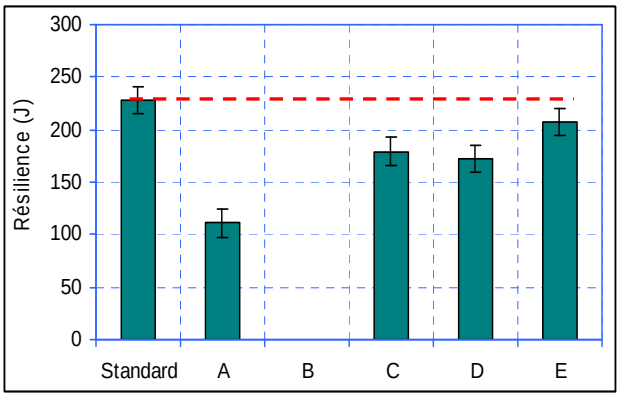


Figure 3.42 : Valeur moyenne de la résilience pour les différentes nuances

Si l'on cherche à traduire en valeur de résilience, le critère minimal de la flexionpar chocs, on voit qu'au delà de 100 J, le matériau pourrait être considéré comme acceptable pour utilisation dans les cœurs de voie. En revanche, si ce nouveau critère doit également refléter un bon comportement mécanique, le matériau doit avoir une résilience qui dépasse 200 J. En effet les nuances qui présentent le meilleur comportement en traction et en compression sont les nuances Standard et la nuance E.

3.2.6.2 Comparaison aux essais de traction

Les figures 3.43 et 3.44 présentent l'énergie de rupture en fonction de la déformation à la rupture et de l'énergie de rupture en traction. Ces figures montrent une faible corrélation

entre déformation à la rupture en traction et énergie de rupture : l'essai de résilience donne donc une information complémentaire.

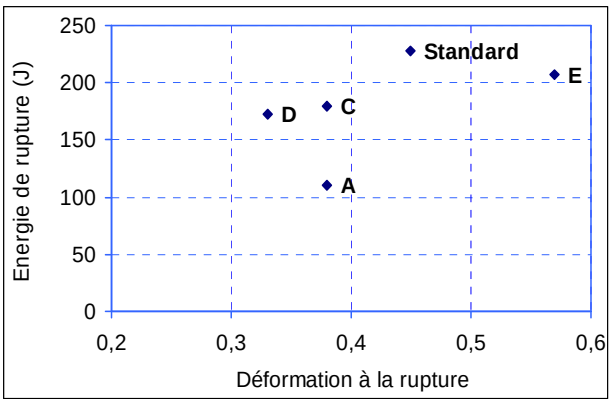


Figure 3.43 : Energie de rupture en fonction de la déformation à la rupture en traction à forte vitesse pour les différentes nuances

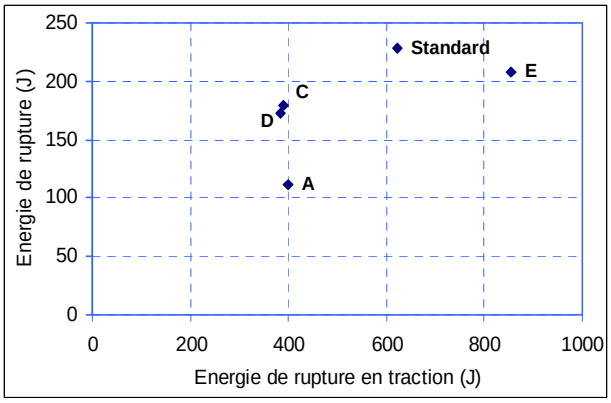


Figure 3.44 : Energie de rupture en fonction de l'énergie de rupture en traction à forte vitesse pour les différentes nuances

Conclusions

Les propriétés mécaniques de l'acier actuel des cœurs de voie ont été étudiées par différents essais mécaniques : traction, compression, résilience. Ces essais ont confirmé les données de la littérature, à savoir que la nuance d'acier Hadfield GX120Mn13, se caractérise par une très forte capacité d'écrouissage en traction, la compression renforçant, mais de manière plus lente, encore cette capacité d'écrouissage extraordinaire. On a montré que sa déformation est principalement assurée par le maclage et les systèmes de glissement.

Ce comportement a été comparé à celui des nouvelles nuances élaborées dans le cadre de cette étude. Les essais confirment que certaines nuances présentent des caractéristiques mécaniques très comparables à celles de la nuance actuelle, notamment une très bonne ductilité à grande vitesse de sollicitation. Ces essais montrent aussi que les propriétés mécaniques de ces aciers sont très affectées par la vitesse de déformation et le niveau de

déformation. En traction, la contrainte et la ductilité augmentent avec la vitesse ; cet effet semble en rapport avec le développement du maclage. Par contre, aux fortes déformations induites par compression, la contrainte diminue quand la vitesse de déformation augmente et son évolution avec la déformation est plus lente. Une partie de cet affaiblissement de l'écrouissage en compression est très certainement due à l'évolution de la température de l'éprouvette en cours d'essai ; il n'est pas exclu en outre que certaines différences entre traction et compression soient dues à des différences d'histoire thermique et d'endommagement.

Les résultats obtenus mettent l'accent en particulier sur la grande capacité de durcissement de ces aciers : la dureté à la rupture en traction dépasse 450HV et elle est en moyenne égale à 550HV après une compression de 50 %, points très important pour leurs performances tribologiques.

Nous allons présenter dans le chapitre suivant, les résultats d'étude du comportement tribologique de ces matériaux, avec pour objectif, la détermination de la nuance qui présente le meilleur compromis entre propriétés mécaniques et tribologiques.

Chapitre 4

Etude du comportement tribologique des Fe-Mn

Introduction…….....111
4.1 Résistance à la fatigue de contact par roulement.....111
4.1.1 Présentation de l'essai de roulement.....112
4.1.1.1 Tribomètre rotatif et montage d'essai.....112
4.1.1.2 Choix des paramètres d'essais.....114
4.1.1.3 Description des mesures.....114
4.1.1.4 Effet de l'usinage des éprouvettes – Caractérisation de l'état initial..115
4.1.2 Effet du nombre de cycles de roulement.....115
4.1.2.1 Durcissement en surface……..115
4.1.2.2 Evolution de l'état de surface……..118
4.1.2.2.a Nuance standard..……..118
4.1.2.2.b Examen comparatif des nouvelles nuances……..119
4.1.2.3 Durcissement en coupe……120
4.1.2.3.a Nuance standard..……..120
4.1.2.3.b Examen comparatif des nouvelles nuances……..121
4.1.2.4 Evolution de la microstructure……123
4.1.2.3.a Nuance standard..……..124
4.1.2.3.b Examen comparatif des nouvelles nuances……..126
4.1.3 Influence de la vitesse de roulement.....127
4.1.3.1 Effet sur la nuance standard.....127
4.1.3.2 Effet sur les nouvelles nuances.....129
4.1.4 Effet de la force appliquée sur la nuance standard.....131
4.1.4.1 Durcissement en coupe.....131
4.1.4.2 Evolution de la microstructure.....132
4.1.5 Conclusion partielle…..... 133
4.2 Résistance aux sollicitations par chocs et glissement.....135
4.2.1 Présentation des essais..... 135
4.2.1.1 Présentation du banc d'essai de chocs et glissement.....135
4.2.1.2 Présentation des essais…..... 136
4.2.1.3 Choix des paramètres d'essais.....138

4.2.2 Simulation numérique du contact pion-disque.....142
4.2.2.1 Description du modèle de simulation.....142
4.2.2.1.a Géométrie globale et maillage du modèle.....142
4.2.2.1.b Interaction et conditions aux limites.....144
4.2.2.1.c Matériaux et loi de comportement……144
4.2.2.2 Présentation et analyse des résultats numériques.....145
4.2.2.2.a Contact sans glissement.....145
4.2.2.2.b Contact avec glissement.....146
4.2.2.3 Conclusion partielle.....148
4.2.3 Résultats et interprétation.....149
4.2.3.1 Évolution de la zone de contact..... 149
4.2.3.1.a Nuance standard.....145
4.2.3.1.b Comparaison avec les nouvelles nuances.....152
4.2.3.2 Perte de masse..... 154
4.2.3.2.a Nuance standard.....155
4.2.3.2.b Comparaison avec les nouvelles nuances.....156
4.2.3.3 Évolutions microstructurales..... 156
4.2.3.3.a Nuance standard.....156
4.2.3.3.b Les autres nuances.....158
4.2.3.4 Comparaison avec un acier à rail.....160
4.2.3.4.a Évolution de la surface de contact.....160
4.2.3.4.b Évolution de la largeur de contact.....161
4.2.3.4.c Évolution de la perte de masse.....162
4.2.3.4.d Durcissement.....163
4.2.3.4.e Microstructure.....163
4.2.3.5 Essais complémentaires.....164
4.2.4 Discussion des résultats……166
4.2.5 Conclusion partielle.....167
Conclusions.....168

Introduction

Lors du passage des roues de trains sur les cœurs de voies, ceux-ci sont soumis en plus des efforts normaux, à des sollicitations de contact, du type frottement et chocs. Nous avons abordé l'étude du comportement de l'acier Hadfield à des sollicitations de type roulement, glissement et chocs par deux approches :

1. Première approche : étude de la fatigue de contact en roulement
2. Deuxième approche : étude de la résistance aux chocs et glissement

Cette étude s'appuie sur les résultats de la partie comportement mécanique et les complète dans le domaine des dégradations par roulement, chocs et glissement.

- L'étude de la fatigue de contact a été effectuée par des essais de roulement sur un tribomètre rotatif. Les relations entre déformation et durcissement ont été étudiées. Après roulement, la microdureté est mesurée en surface et en coupe longitudinale des éprouvettes, pour observer le durcissement et l'évolution de la microstructure induite par le roulement.
- Pour l'étude de la résistance aux chocs et glissement, une machine d'essai spécifique a été conçue et réalisée. Les essais sur cette machine ont permis d'étudier le comportement des matériaux à des sollicitations de type chocs avec ou sans glissement important. Cette machine a pour but de simuler, en laboratoire, les sollicitations (chocs et glissement) exercées sur un cœur de voie en service. Comme sur les cœurs de voie, les résultats sont donc tributaires d'une compétition plus ou moins importante entre le durcissement et l'usure.

A notre connaissance il n'y a pas dans la littérature d'article étudiant le comportement des aciers Hadfield sous de telles sollicitations.

4.1 Résistance à la fatigue de contact par roulement

Cette partie de l'étude concerne l'essai de roulement. On présente tout d'abord la procédure expérimentale et les moyens de caractérisation utilisés, puis les résultats des essais en étudiant l'effet des différents paramètres sur la microstructure finale.

4.1.1 Présentation de l'essai de roulement

L'essai de roulement avec micro-glissement consiste à appliquer une force normale P sur une éprouvette axisymétrique roulant autour de son axe entre deux pistes de roulement. Cet essai permet d'étudier l'effet sur le matériau (déformation, durcissement…) des paramètres suivants : la force normale, la durée du contact et la vitesse de rotation. On étudie tout d'abord l'effet de la durée de contact pour une force normale fixée, égale à 700 N. Ceci correspond à une pression moyenne de Hertz de l'ordre de 2200 MPa. La vitesse de rotation de l'éprouvette est fixée à 275 tr/min. L'essai est réalisé sur le tribomètre rotatif du Cemef [95] qui est présenté brièvement.

4.1.1.1 Tribomètre rotatif et montage d'essai

Le tribomètre rotatif du Cemef (figure 4.1.a) comprend deux pistes de frottement. La piste inférieure est entraînée en rotation par un moteur électrique, la piste supérieure peut se translater suivant l'axe vertical à l'aide d'un vérin pneumatique. Ce vérin permet de mettre en contact les deux pistes avec les éprouvettes par application d'une force de serrage F qui détermine la pression de contact. La force de serrage, le couple résistant et le déplacement du plateau supérieur sont mesurés à l'aide de capteurs.

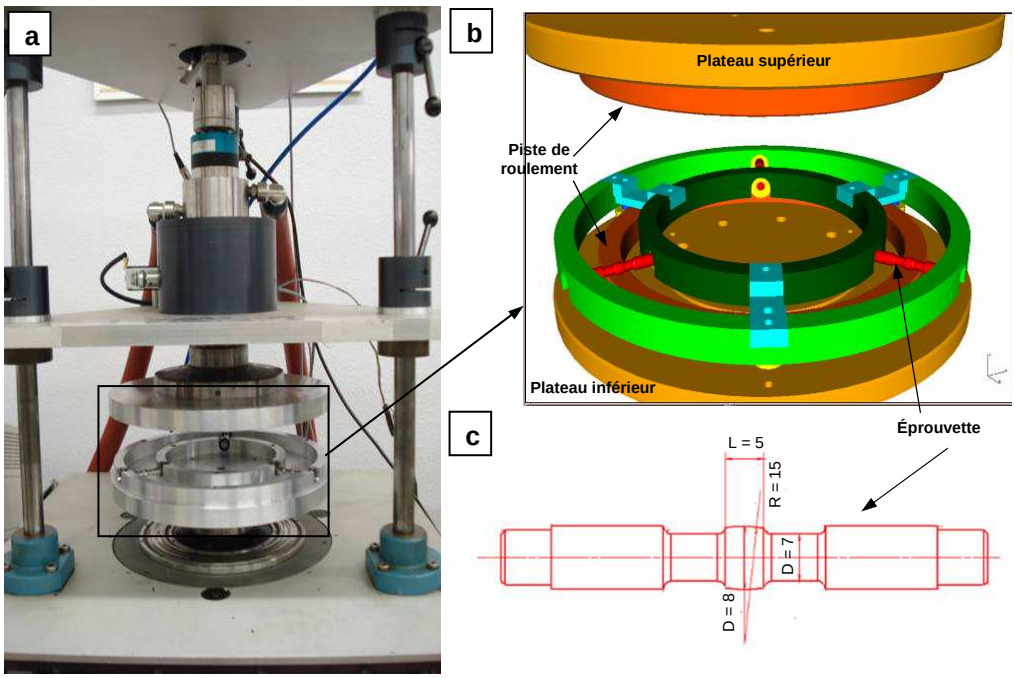


Figure 4.1 : a. Tribomètre rotatif [95], b. Schéma du montage d'essai de roulement, c. Géométrie des éprouvettes de roulement.

Le “montage“ d’essai (figure 4.1.b) est composé de deux plateaux et d’un porte échantillon :

- Le plateau supérieur supporte une piste de roulement en 100Cr6 trempé et rectifié.
- Le plateau inférieur supporte la deuxième piste de roulement, de même nature.
- Le porte échantillon contient 3 éprouvettes cylindriques. Le choix de trois éprouvettes a plusieurs intérêts ; garantir l’équilibre des deux plateaux lors du contact, permet d’assurer la reproductibilité de l’essai et tester trois éprouvettes en un seul essai.

La géométrie de la zone de contact de l’éprouvette (figure 4.1.c) a été choisie afin d’avoir un contact initialement ponctuel et un écoulement de matière par déformation plastique. Chaque éprouvette est montée sur deux roulements à billes, ce qui lui permet de tourner librement autour de son axe sous l’effet de la rotation de la piste inférieur d’une vitesse de 10 tr/min et du contact avec la piste supérieur (figure 4.2). La vitesse linéaire périphérique de l’éprouvette vaut environ 115 mm/s. Le nombre de cycle est calculé à partir du rapport ; R/r (R : rayon de la piste et r : rayon de l’éprouvette, de la vitesse de rotation et du temps de l’essai.

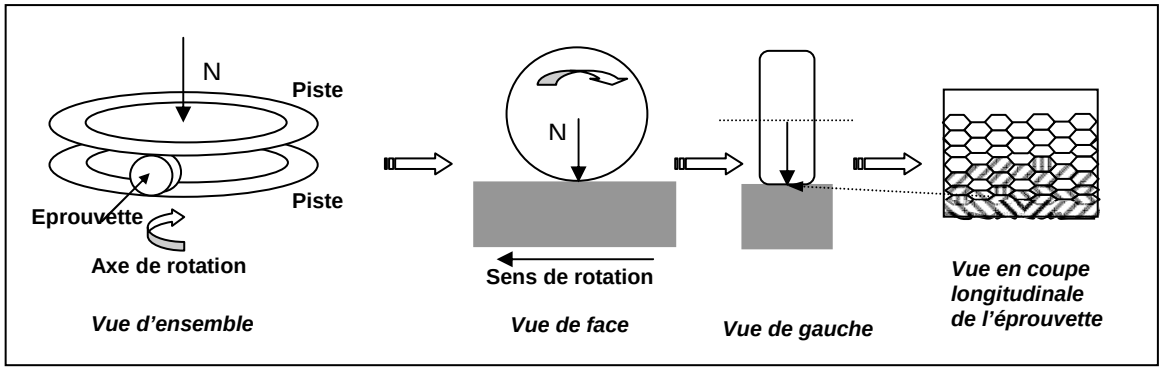


Figure 4.2 : Schéma de principe du contact éprouvette-pistes de roulement.

La vérification de la coplanéité des pistes a été effectuée au moyen de papier pression Fuji qui permet d’évaluer la zone de contact des trois éprouvettes. La figure 4.3 présente la zone de contact de l’éprouvette avec la piste de roulement observée au microscope optique après essai. La longueur de cette zone (dans la direction normale à la vitesse de roulement) où ont disparu les stries d’usinage est au stade initial de l’ordre de 2 mm.

4.1.1.2 Choix des paramètres d'essais

Les paramètres des essais sont les suivants :

- Pour toutes les nuances les mesures ont été réalisées systématiquement à $0{,}5.10^5$, 1.10^5 et $1{,}5.10^5$ cycles.
- Une vitesse V_1= 275 tr/min a été retenue pour tous les essais, sauf pour $1{,}5.10^5$ cycles où deux vitesses V_1 et V_2=1375 tr/min ont été testées. La variation de la vitesse nous permet de déterminer l'effet de la fréquence de sollicitation sur le comportement de ces matériaux.
- Une force de contact notée F_1 égale à 700N a été appliquée sur toutes les nuances. Des essais complémentaires sur la nuance standard ont été réalisés sous une force F_2 = 0,5. F_1.

La théorie de Hertz fournit une pression moyenne initiale de contact P_1~2,2 GPa ; cette valeur est purement indicative, mais assez réaliste. En effet, elle est nettement supérieure à la limite d'élasticité du matériau (cf. Chap. 2), mais l'éprouvette est brute d'usinage et présente une dureté superficielle HV~4,2-5,2 GPa, comme nous allons le voir. Pour toutes les nuances nous avons retenu les paramètres suivants : V1 = 275 tr/min, F = 700N et 3 nombres de cycles.

Remarque : Ce moyen d'essai (figure 4.1) n'est pas destiné à reproduire exactement les efforts engendrés pendant le passage d'un train, mais à aider à caractériser la fatigue de roulement de ce matériau, telle qu'elle peut se produire dans certains cas extrêmes ou certaines parties du cœur de voie.

4.1.1.3 Description des mesures

Des observations et des mesures de microdureté ont été effectuées en surface. Un essai conduisant à 150 mille cycles est décomposé généralement en 9 étapes successives, et après chaque étape, on mesure la longueur de contact (figure 4.3.a) et la dureté sous une force de 2N dans la zone la plus sollicitée, sur la même éprouvette. On détermine ainsi l'évolution du durcissement en surface et la longueur de contact en fonction du nombre de cycles.

Des coupes métallographiques sont ensuite effectuées et on détermine la filiation de microdureté sous des charges de 2 et 0,25 N en coupe longitudinale des éprouvettes (figure 4.3.b) à 50, 100 et 150 mille cycles (trois éprouvettes différentes pour chaque essai). Ceci

permet d'étudier l'effet du nombre de cycles sur le durcissement en profondeur et sur la microstructure.

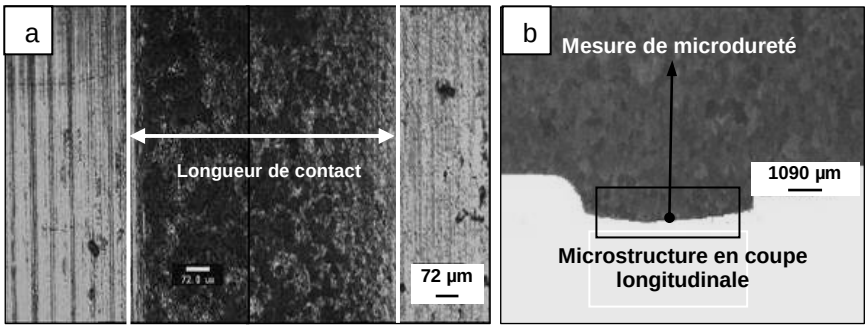


Figure 4.3 : Mesures : a. Longueur de contact et b. microdureté en coupe longitudinale.

4.1.1.4 Effet de l'usinage des éprouvettes – Caractérisation de l'état initial

La figure 4.4 fournit les filiations de microdureté après usinage. On remarque que la profondeur affectée par l'usinage est comparable, mais que la dureté superficielle est légèrement différente selon la nuance. En effet, la profondeur affectée est de 400 µm, en revanche la microdureté en surface varie entre 420 et 520 HV. Cette légère différence d'une nuance à l'autre peut être attribuée aux conditions d'usinage. En fonction de la dureté initiale du matériau, les paramètres d'usinage retenus diffèrent légèrement (vitesse de coupe et avance selon le matériau).

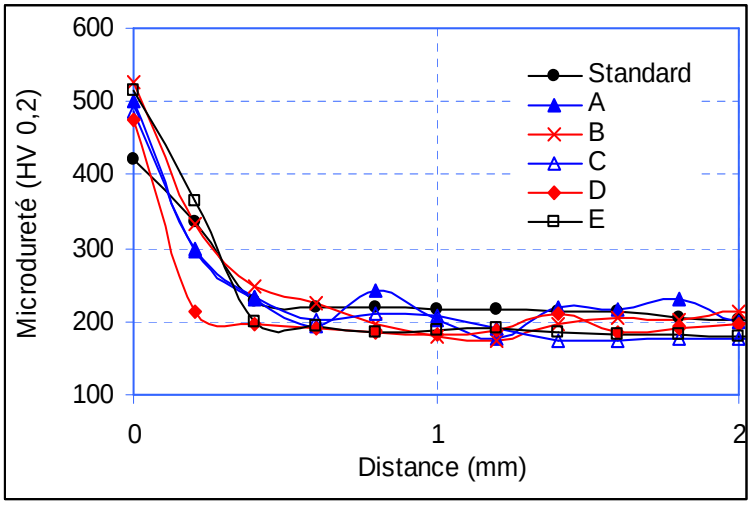


Figure 4.4 : Effet de l'usinage sur le durcissement en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement

4.1.2 Effet du nombre de cycles de roulement

4.1.2.1 Durcissement en surface

Le nombre de cycles est le paramètre principal d'étude de la fatigue de contact en roulement. En effet, pour la même force normale appliquée (700N par éprouvette) et une

vitesse de rotation de l'éprouvette V_1 égale à 275 tr/min, la nuance standard présente un fort durcissement superficiel. Ce durcissement s'accompagne d'une augmentation de la longueur de contact qui augmente avec le nombre de cycles. La figure 4.5 montre que la dureté superficielle et la longueur de contact augmentent d'abord très rapidement durant les 15 mille premiers cycles, puis plus graduellement au-delà. Après 150 mille cycles, la dureté superficielle est de l'ordre de 1000 HV, soit plus de 4 fois la valeur initiale, alors que la longueur de contact atteint sa valeur limite.

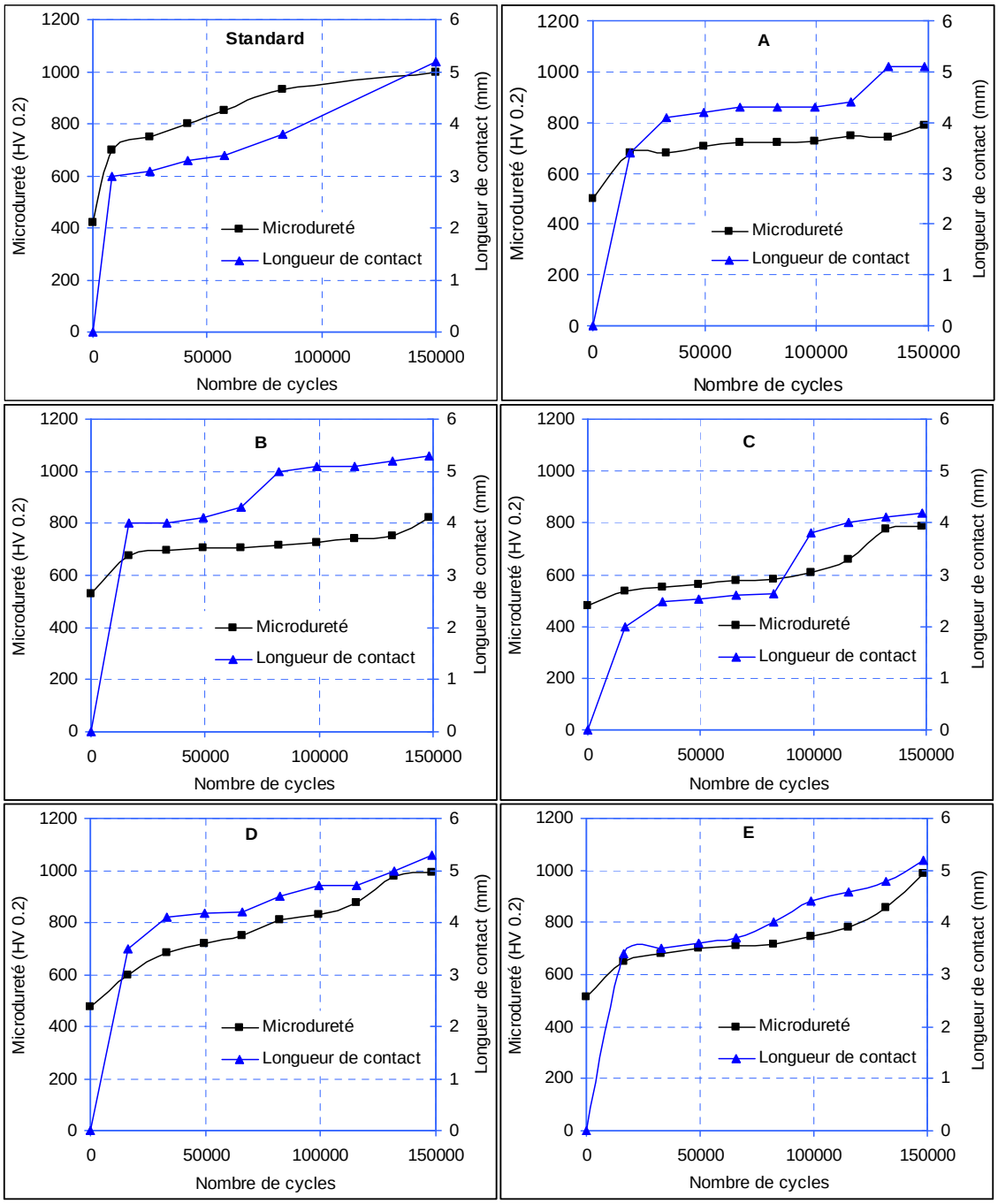


Figure 4.5 : Evolution de la microdureté en surface et de la longueur de contact en fonction du nombre de cycles (V=275 tr/min ; F=700 N).

La longueur de contact et le durcissement en surface dépendent fortement du nombre de cycles mais aussi du matériau testé. La figure 4.5 présente une comparaison des différentes nuances (figure 4.5). Ainsi on montre que :

- Jusqu'à $0{,}5.10^5$ cycles, l'évolution de la longueur de contact est importante pour toutes les nuances avec des valeurs plus élevées pour les nuances A, B et D. Ensuite, cette évolution est presque comparable entre $0{,}5.10^5$ et $1.\ 10^5$ cycles. Enfin, après 1.10^5 cycles, le même niveau de déformation en surface est atteint sur toutes les nuances, sauf la nuance C où la longueur de contact est la plus faible. Curieusement, cet endommagement plus faible est accompagné d'un durcissement moins important (800 HV) que celui des autres nuances.
- La dureté en surface des nuances A, B et C évolue entre 450 HV à l'état initial et 800 HV après $1{,}5.10^5$ cycles. Cette valeur est stable entre $0{,}5.10^3$ et $1.\ 10^5$ cycles, en revanche, elle augmente rapidement selon la nuance entre 1.10^5 et $1{,}5.10^5$ cycles. La phase de stabilité de la dureté pourrait correspondre sur ces nuances à une phase d'écaillage fin limitant le durcissement.
- Les nuances D et E présentent une évolution du durcissement en surface comparable, avec des valeurs de dureté équivalentes à celles enregistrées sur la nuance standard à $1{,}5.10^5$ cycles.

La dureté superficielle des différentes nuances en fonction de la longueur de contact présentée sur la figure 4.6, montre que pour la même longueur de contact, la dureté en surface de la nuance standard est beaucoup plus élevée que celles mesurées sur les autres nuances.

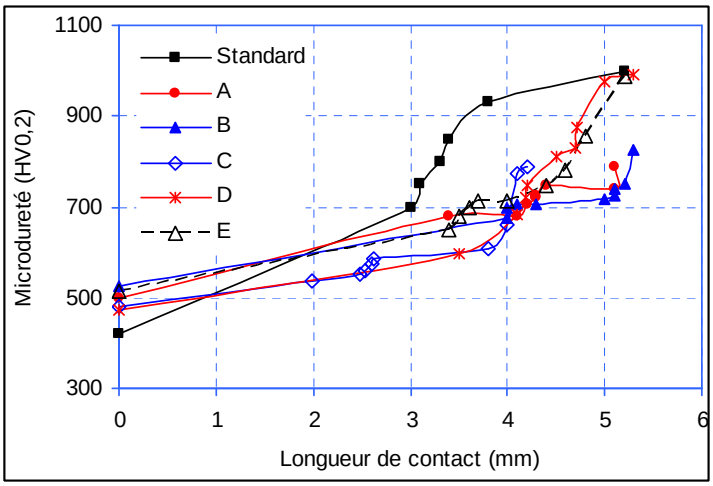


Figure 4.6 : Evolution de la microdureté en surface en fonction de la longueur de contact pour les différentes nuances (V=275 tr/min ; F=700 N).

Cette présentation nous permet de classer les nuances par rapport à leur résistance au roulement. En effet, la nuance standard présente le meilleur comportement, suivie de très près

des nuances D et E. Ensuite on trouve la nuance C et enfin les nuances A et B qui présentent un comportement identique avec une déformation plus importante et un durcissement plus faible.

Il faut remarquer, par ailleurs, que la dureté obtenue par l'essai de roulement est nettement supérieure, pour toutes les nuances, à celles obtenues par les essais de traction et de compression. Le durcissement étant, pour toutes les nuances, bien corrélé avec le taux de déformation, cette observation confirme que la déformation mise en œuvre dans l'essai de roulement est nettement supérieure à celles obtenues par les essais classiques.

4.1.2.2 Evolution de l'état de surface

4.1.2.2.a Nuance standard

La surface de contact a été observée au microscope optique avant et après essai de roulement (figure 4.7). Au début, la surface présente des stries d'usinage, ces stries commencent à disparaitre après les premiers cycles de contact avec la piste de roulement. Plus le nombre de cycles augmente, plus ces stries s'écrasent et la zone de contact s'agrandit sur une longueur plus importante.

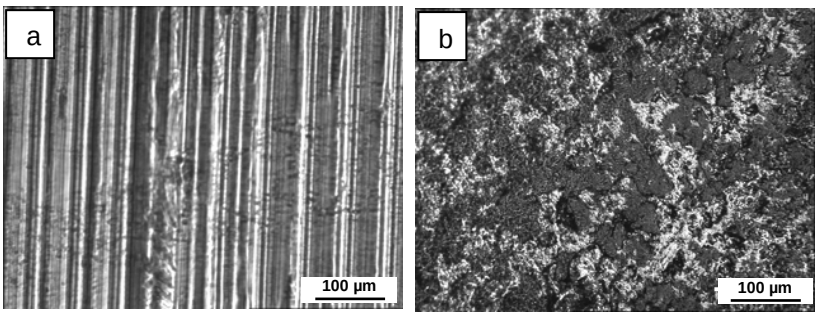


Figure 4.7 : Observation de la surface de contact en microscopie optique a. État initial et b. après 1,5.10^5 cycles (F=700 N ; V=275 tr/min).

La formation de poudre d'oxyde d'acier noir a été observée sur la piste de roulement, sans fragment métallique apparent. Aucun signe d'usure n'a été remarqué sur la piste de roulement, ce qui montre que cette poudre métallique est le résultat d'usure de l'éprouvette d'essais. Ceci rejoint les observations faites par Bahattacharyya.et al. [20] sur l'usure de l'acier Hadfield.

L'observation de la surface de contact au Microscope Electronique à Balayage (MEB) après 1,5.10^5 cycle (figure 4.8), montre un aspect « spongieux », comportant des microvides. Il s'agirait de micro-écaillages dus à la fatigue de contact, car les micro-vides observés à la

surface ont une taille comparable à celle des très fines particules déposées sur la piste de roulement après 150 mille cycles de roulement.

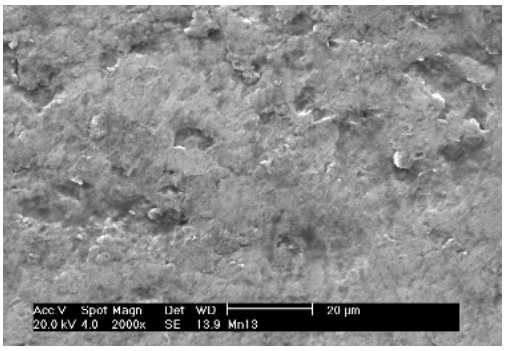


Figure 4.8 : Observation de la surface de contact au MEB après 150 mille cycles (F=700 N ; V=275 tr/min).

Ce micro-écaillage de faible amplitude confirme la capacité extraordinaire de l'acier Hadfield à accommoder les grandes déformations.

4.1.2.2.b Examen comparatif des nouvelles nuances

Le même phénomène de micro-écaillage a été observé sur les différentes nuances de l'étude. À la fin des essais à $1{,}5.10^5$ cycles, les surfaces de frottement des différentes nuances ont été observées au MEB avant que les éprouvettes soient découpées pour les observations en coupe. Les résultats de ces observations sont présentés sur la figure 4.9. Il n'y a pas de différence fondamentale entre les aspects des surfaces endommagées par roulement des différentes nuances d'acier austénitique au manganèse.

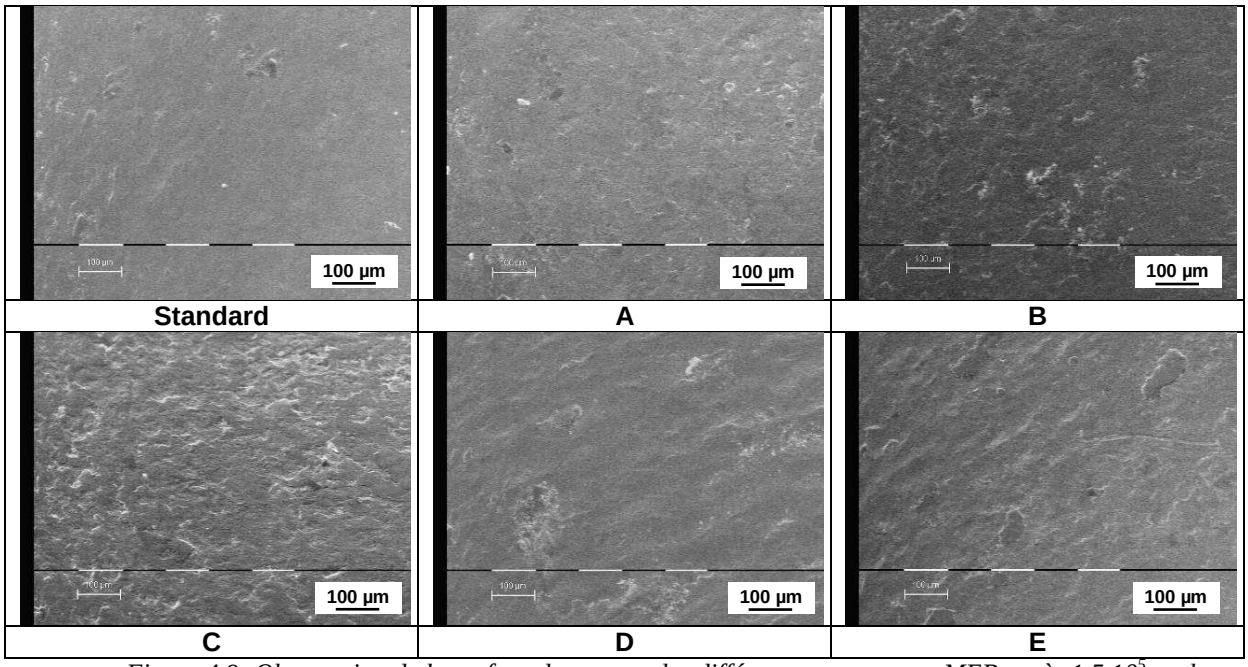


Figure 4.9: Observation de la surface de contact des différentes nuances au MEB après $1{,}5.10^5$ cycles (F=700 N ; V=1375 tr/min).

4.1.2.3 Durcissement en coupe

L'importante déformation subie en surface est accompagnée d'une modification de la microstructure (cf 1.4) et d'un durcissement important en dessous de la surface de contact. Les figures 4.10 et 4.11 présentent l'évolution de ce durcissement à partir de la surface jusqu'au cœur de l'éprouvette sous différentes forces de mesures, pour l'état initial (brut d'usinage), à $0{,}5.10^5$, $1.\ 10^5$ et $1{,}5.\ 10^5$ cycles.

4.1.2.3.a Nuance standard

L'examen des éprouvettes en acier Hadfield amène les remarques suivantes :

- à l'état initial, l'éprouvette est affectée au voisinage de sa surface par l'usinage avec une dureté superficielle de l'ordre de 400 $HV_{0,2}$ et une profondeur affectée de l'ordre de 400 µm. Le durcissement obtenu est du même ordre que celui observé sur un échantillon de cœur de voie après usinage (environ 350 $HV_{0,5}$) mais l'épaisseur de la couche affectée est bien plus faible (de l'ordre de 1 mm pour le cœur de voie). Ceci est dû aux différences des conditions d'usinage, qui sont beaucoup plus agressives lors de l'usinage des cœurs de voie. Cette augmentation de la dureté en surface s'explique par l'écrouissage très important du matériau engendré par l'usinage [4].
- Après $0{,}5.10^5$ cycles, la dureté en surface est égale à 800 HV (deux fois celle de l'état initial en surface et à peu près quatre fois la dureté à cœur), on retrouve la dureté de l'état d'élaboration à une épaisseur de 0,8 mm. Cette dureté en surface continue d'augmenter avec le nombre de cycles et atteint une valeur très élevée : 1000 HV après $1{,}5.10^5$ cycles. Il faut toutefois signaler qu'en coupe les valeurs relevées à une distance de 0,1 mm de la surface sont plus faibles que les valeurs obtenues par indentation normale de la surface.
- A partir de la surface et jusqu'à 0,5 mm de profondeur, les valeurs de microdureté mesurées sous une force de 0,25 N sont plus élevées que celles relevées sous une force de 2 N. Cet effet de taille, classiquement observé sur ces alliages [5], est marqué dans cette zone du fait, entre autres, du gradient d'écrouissage important de la couche superficielle.
- Le capteur de déplacement vertical ne détecte pas d'écrasement plastique significatif de l'éprouvette. Ceci suggère que ce très fort durcissement serait surtout dû à un cisaillement superficiel pouvant s'accumuler du fait de l'absence de perte de matière par abrasion, le glissement étant de très faible amplitude (micro-glissements).
- La profondeur de la couche affectée semble inchangée. Un grossissement de la courbe montre qu'à mi-épaisseur, la dureté diminue, ce qui suggère un léger écrasement de la

zone écrouie sur elle-même. La déformation semble donc se concentrer au voisinage de la surface et pourrait être suivie d'un écaillage.

4.1.2.3.b Examen comparatif des nouvelles nuances

Les résultats des essais de roulement effectués sur les différentes nuances, montrent une évolution du durcissement en coupe comparable à celle de la nuance standard, avec en général des valeurs plus faibles. On constate que :

- Les valeurs mesurées à $1{,}5.10^5$ cycles à 10 µm de la surface sont beaucoup plus élevées pour la nuance standard avec une valeur moyenne de 1000 $HV_{0,025}$; viennent ensuite les nuances E et B avec une valeur de l'ordre de 750 $HV_{0,025}$, et enfin, les autres nuances avec des valeurs en moyenne égales à 650 $HV_{0,025}$.
- Dans le même temps, la profondeur affectée ne varie guère d'une nuance à l'autre. Elle est de l'ordre de 1 mm environ.
- Les valeurs de microdureté $HV_{0,2}$ mesurées entre 200 µm et 800 µm en dessous de la surface de contact, pour les nuances A et D n'évoluent guère en fonction du nombre de cycles.
- Les valeurs de dureté en coupe des nuances D et E sont comparables à celles observées sur la nuance standard sous la plus forte charge. En revanche sous la plus faible charge, il semble que le durcissement de la nuance D diminue rapidement sous la surface.
- Les différents profils de microdureté ont été chaque fois obtenus sur une éprouvette différente. Ceci peut en partie expliquer l'hétérogénéité des valeurs mesurées en coupe, notamment certaines évolutions qui peuvent sembler incohérentes avec l'augmentation du nombre de cycles. En effet, comme on l'a remarqué lors des essais de traction et de compression, pour un même niveau de contrainte, certains grains se déforment fortement et d'autres présentent peu ou pas de déformation, en fonction de leur orientation cristalline. Il en va nécessairement de même d'une éprouvette à l'autre.

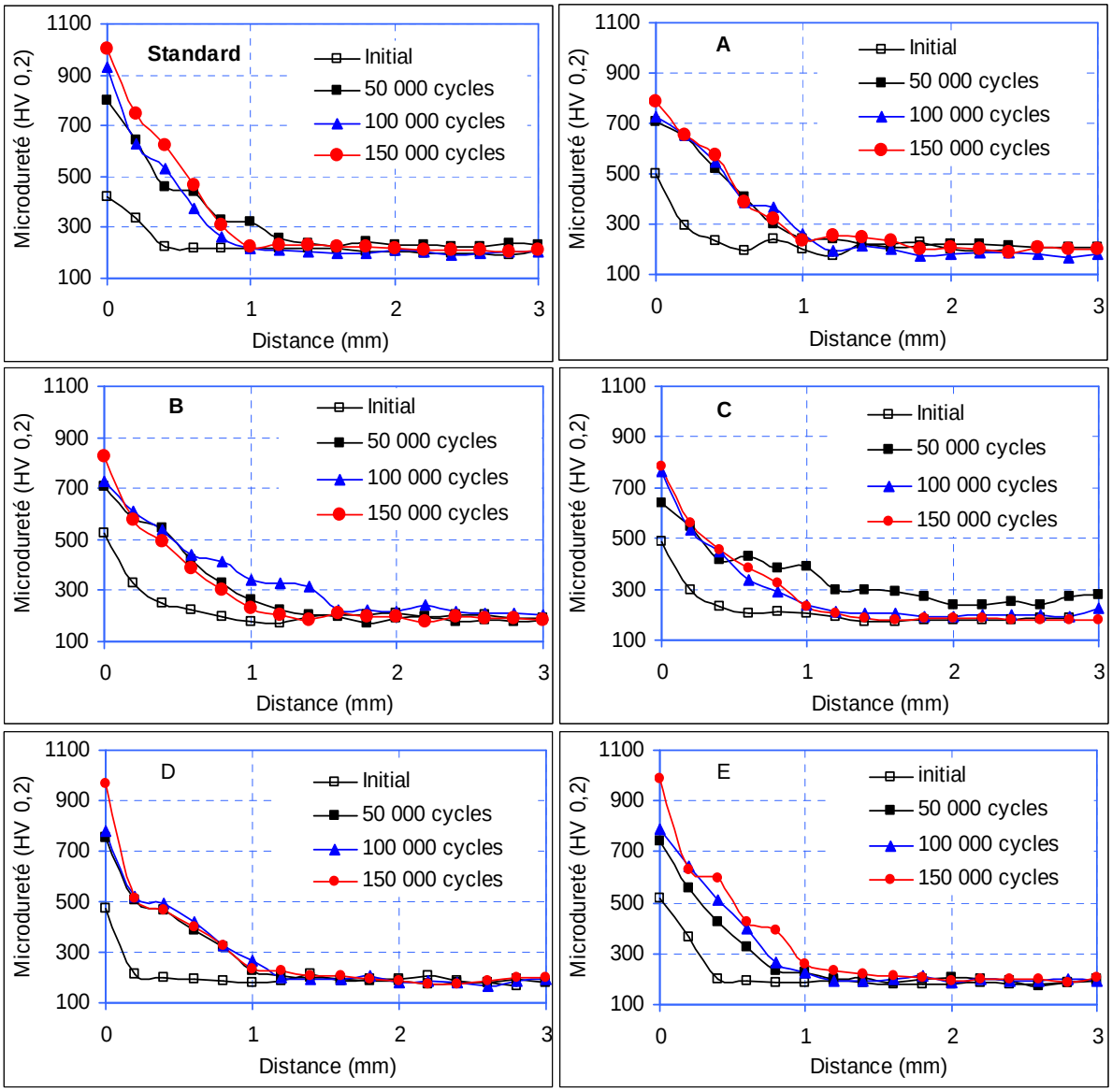


Figure 4.10 : Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement. a. pour une force de 2 N (le point 0 est obtenu par indentation normale à la surface)

Remarque : On note que sur les cœurs de voie (chap. 1), les duretés de surface après utilisation sont plus faibles (inférieures à 700 $HV_{0,2}$) que celle obtenue par les essais de roulement (1000 $HV_{0,2}$). Ces valeurs finales sont peut être limitées par un écaillage ou une perte de matière par usure en surface en service.

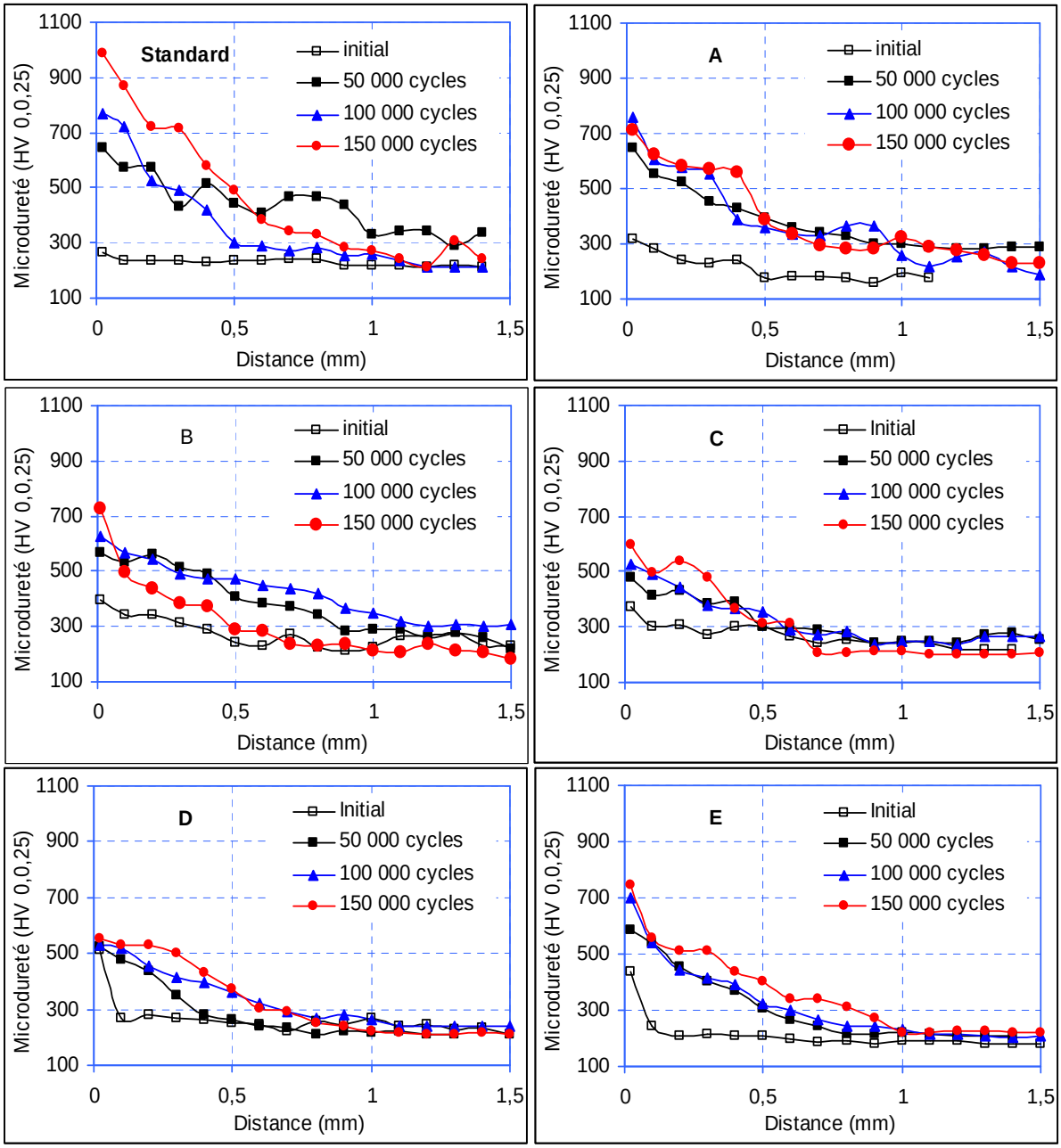


Figure 4.11 : Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement zoom près de la surface avec une force de 0,25 N (le point 0 est ici obtenu par indentation sur coupe près de la surface). Roulement sous F=700 N et V=275 tr/min.

4.1.2.4 Evolution de la microstructure

L'observation de la microstructure du bord des échantillons a été faite en coupe longitudinale après attaque chimique au Nital (4%). Elle montre une forte évolution à partir de l'état initial (après usinage) avec le nombre de cycles de roulement.

4.1.2.4.a Nuance standard

A l'état initial, la couche superficielle de la nuance standard présente quelques lignes de déformation créées par l'usinage (figure 4.12). Leur nombre augmente avec le nombre de cycles, jusqu'à la formation d'une couche très perturbée, alors qu'en parallèle la microdureté mesurée en surface augmente constamment (figure 4.5).

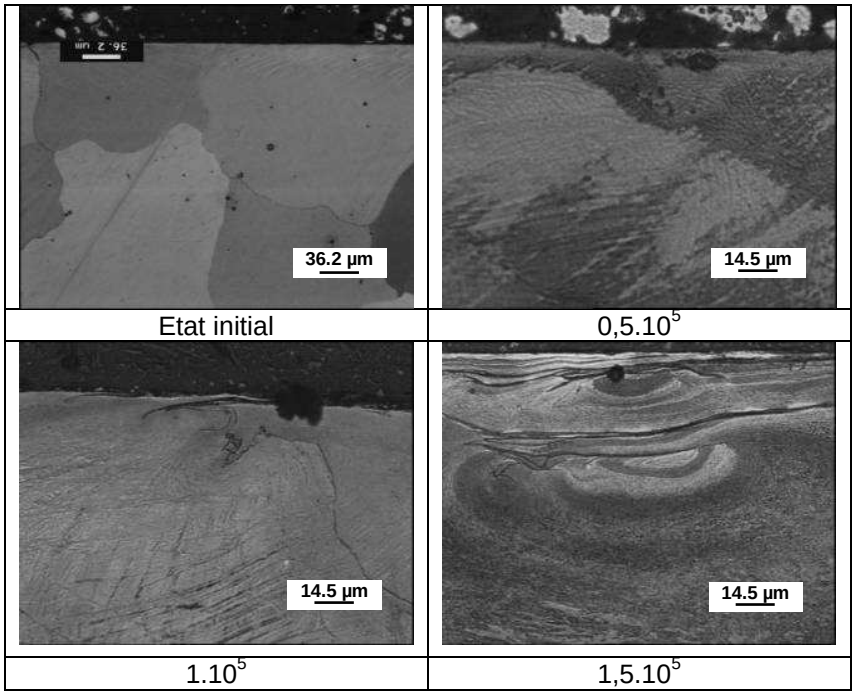


Figure 4.12 : Evolution de la microstructure avec le nombre de cycles de roulement (F=700 N ; V= 275 tr/min).

Après $1{,}5.10^5$ cycles (figure 4.13 a et c) on peut distinguer deux zones superficielles modifiées par le roulement :

- Une première zone, située juste sous la surface et d'environ 200 µm d'épaisseur. Elle est très perturbée, ce qui traduit un très fort corroyage du matériau. On trouve également des microfissures dans la zone de contact.
- Une deuxième zone d'épaisseur de l'ordre de 400 µm : elle présente des grains très déformés avec des bandes de déformation dans la zone sous jacente à la zone perturbée, puis des grains moins déformés. C'est cette deuxième zone qui est représentative des microstructures et des niveaux de dureté observés sur les cœurs de voie usagés. On peut donc supposer qu'elle a subi des sollicitations comparables.

La coupe transversale de la même zone (figure 4.13.b), montre des fissures partant de la surface et se propageant à l'intérieur de la pièce. Ces fissures sont typiques de la fatigue de contact par roulement [4].

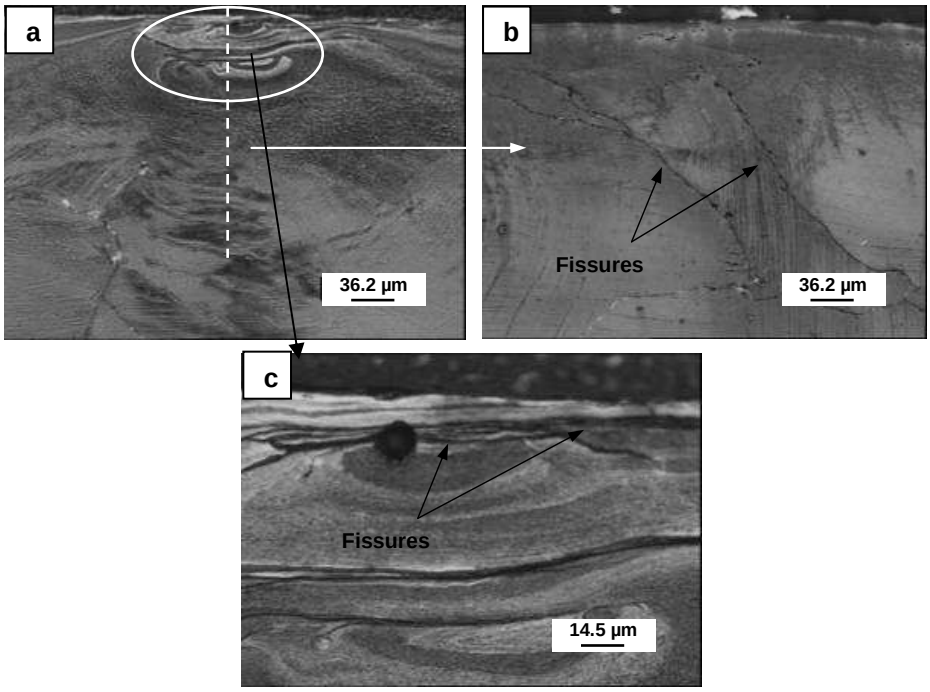


Figure 4.13 : Microstructure de l'éprouvette de roulement à 1,5.10^5 cycles (F= 700 N ; V= 275 tr/min) : a, c. coupe longitudinale et b coupe transversale.

Etant donné les difficultés d'indexation rencontrées sur les éprouvettes de compression dont le taux de déformation est « seulement » de 0,6, conduisant à une dureté de 550 HV, l'analyse EBSD des éprouvettes de roulement paraît a priori difficile.

Menée en coupe longitudinale sur l'éprouvette de roulement après 0,1.10^5 cycles, l'analyse EBSD met en évidence l'effet du roulement sur la structure du bord de l'échantillon en dessous de la surface de roulement (figure 4.14.c). Sur une profondeur affectée de 300 à 400 µm, on identifie des macles au début de leur formation (désorientation de l'ordre de 60°) et des moirés à l'intérieur des grains correspondant à des désorientations de 5° à 14° qui pourraient correspondre à des lignes de glissement. La même analyse permet d'observer que la zone affectée par le roulement est plus épaisse que celle affectée par l'usinage (figure 4.14.b) : cette dernière est inférieure à 50 µm et dépourvue de macles.

Dès qu'on atteint 0,25.10^5 cycles de roulement, l'analyse EBSD ne permet pas d'identifier la microstructure juste en dessous de la surface de roulement (figure 4.14.d). En effet, la surface très écrouie ne permet pas l'indexation. Si l'on s'en réfère à la littérature [4], cette zone pourrait présenter une forte densité de micro-macles, densité qui diminue en

dessous de cette surface. On observe toutefois que la transition entre cette zone très écrouie et le reste du matériau est très brutale.

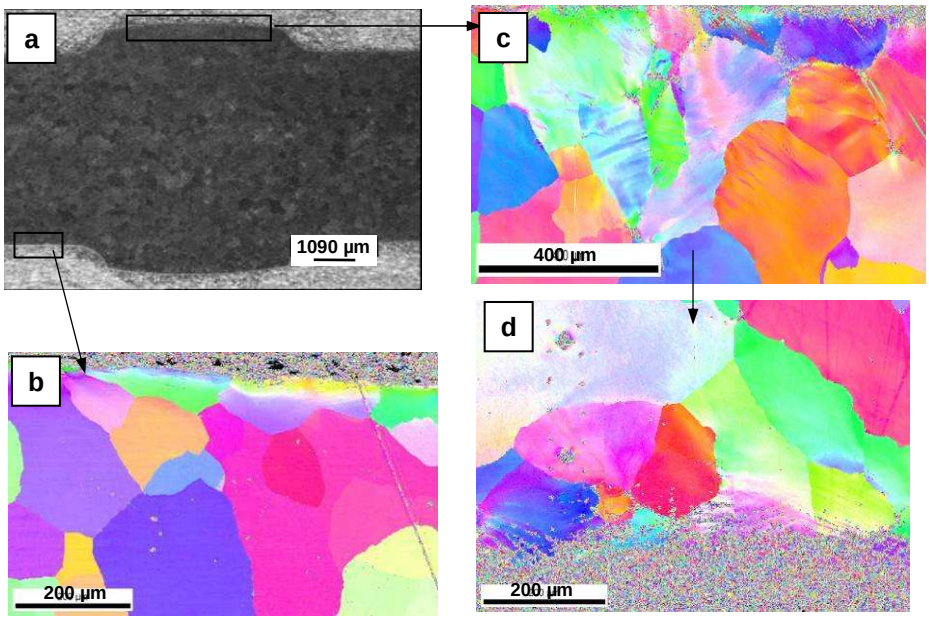


Figure 4.14 : Analyse EBSD de la zone déformée par roulement du X120Mn12 a. éprouvette de roulement, b. zone affecté par usinage, c. zone déformée à 0,1.10^5 cycles et d zone déformée à 0,25.10^5 cycles

Comme lors des essais classiques de traction et en compression, l'analyse EBSD met en évidence la présence de macles suite à l'essai de roulement. Toutefois il n'est pas possible d'identifier complètement les mécanismes de déformation, surtout juste sous la zone de contact, dans la partie fortement corroyée.

4.1.2.4.b Examen comparatif des nouvelles nuances

L'examen métallographique des éprouvettes de roulement pour les différentes nuances à différents nombres de cycles a été effectué [Annexe 8]. Une évolution de la couche superficielle très perturbée avec le nombre de cycle a été observée sur toutes les nuances. La figure 4.15 met en évidence l'effet du roulement après 1,5.10^5 cycles.

La déformation et la profondeur de la couche superficielle affectée, telle que l'on peut l'observer sur les micrographies, dépendent de la nuance testée (figure 4.15). En effet, si la profondeur de la zone affectée des nuances D et E est comparable, elle paraît nettement supérieure à celle de la nuance standard. En revanche, la nuance A semble présenter une déformation moins localisée et par suite une zone affectée plus épaisse. Les nuances C et B sont comparables entre elles.

Pourtant les mesures de microdureté n'ont pas mis en évidence de variation importante des profondeurs affectées par la déformation. Il est vraisemblable que la taille et l'orientation des grains ont une influence non négligeable sur l'aspect métallographique de la zone déformée.

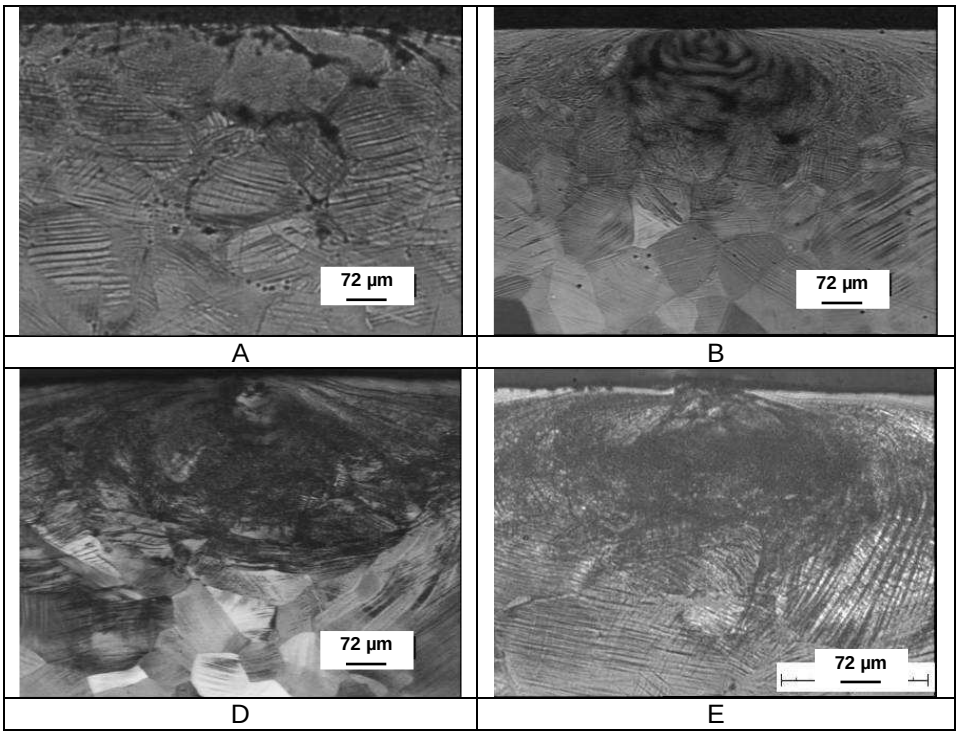


Figure 4.15: évolution de la microstructure en fonction de la nuance du matériau à 1,5.10^5 cycles. (F= 700 N ; V= 275 tr/min)

4.1.3 Influence de la vitesse de roulement

Dans cette partie l'influence de la vitesse de roulement a été étudiée. En effet, lors des essais de traction, comme de compression, l'effet non négligeable de la vitesse de déformation sur le comportement des austénites au manganèse a été montré. Pour vérifier l'existence ou non de cet effet aux très forts taux de déformation obtenus lors de l'essai de roulement, nous avons mené des essais avec deux vitesses V_1=275 tr/min et une vitesse V_2 =5V_1.

4.1.3.1 Effet sur la nuance standard

Pour la nuance standard, la vitesse de rotation a un effet non négligeable sur le comportement en roulement. En effet, pour le même nombre de cycles (1,5.10^5 cycles) réalisés sous une force identique (700 N) et avec une vitesse de roulement 5 fois plus élevée, l'acier présente une microdureté (figure 4.16) plus élevée sur la surface extérieure. Cette

microdureté diminue en profondeur et devient plus faible que celle obtenue avec la vitesse initiale V_1.

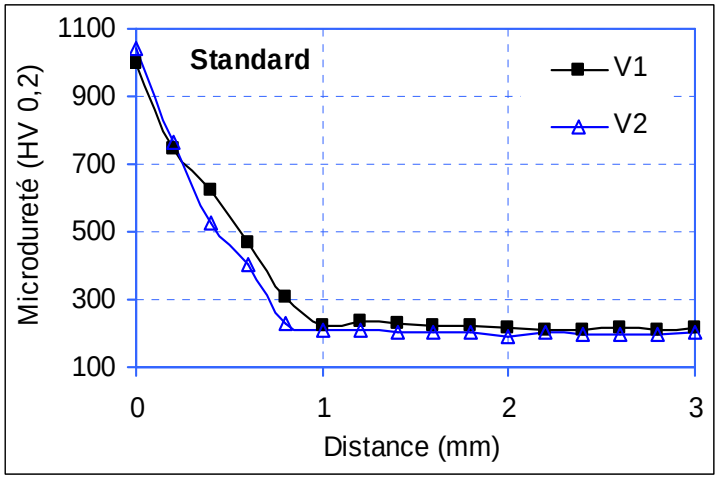


Figure 4.16: Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement après 1,5.10^5 cycles réalisés aux vitesses V_1= 275 tr/min et V_2= 1375 tr/min (F=700 N)

Les mesures de microdureté sous une force plus faible (HV0.025) (figure 4.17) montrent que la dureté mesurée est plus élevée à forte vitesse d'environ 200 HV en surface, et de 100 HV à 300 µm de la surface. Cette microdureté passe ensuite en dessous de celle mesurée pour la vitesse V_1. Le durcissement est donc plus élevé avec V_2=5V_1 mais se concentre davantage au voisinage de la surface : l'augmentation de vitesse décale d'une valeur sensiblement constante et positive la filiation de microdureté sur les 300 premiers microns.

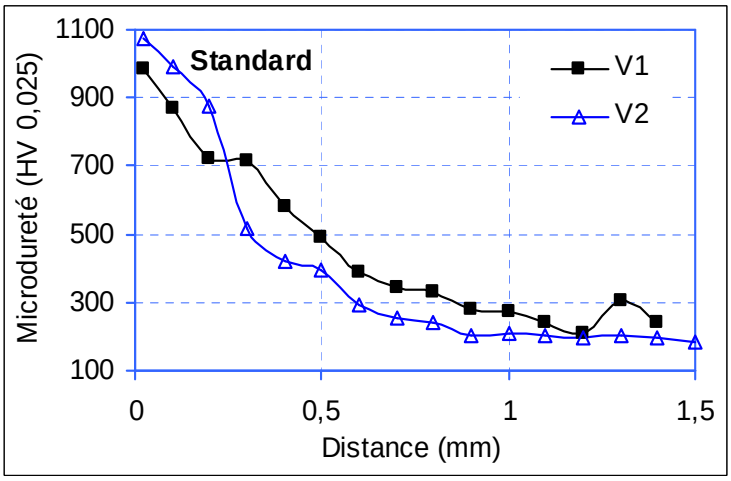


Figure 4.17: Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement après 1,5.10^5 cycles réalisés aux vitesses V_1= 275 tr/min et V_2= 1375 tr/min (F=700 N)

Cet effet de la vitesse de roulement est cohérent avec le comportement mécanique observé aux grandes déformations en compression. La contrainte maximale augmente avec la déformation, mais diminue quand la vitesse de déformation augmente. Ici, comme la contrainte est fixée par la force normale, l'augmentation de la vitesse de roulement augmente la vitesse de déformation et induirait une augmentation de la déformation et par conséquent du durcissement au voisinage de la surface.

Il est toutefois difficile d'estimer cette déformation pour les raisons suivantes : la déformation en compression a été limitée à 60% avec HV 550 ; en compression la contrainte n'évolue plus linéairement avec la déformation ; les modes de sollicitation sont différents : monotones en compression, cyclique en roulement.

L'effet de la vitesse de roulement sur la microstructure est présenté par la figure 4.18. On remarque un corroyage très important sous la surface de contact avec la vitesse de roulement la plus élevée. La couche affectée est plus large. En revanche, la profondeur affectée est comparable, ce qui a été déjà confirmé par les mesures de microdureté en coupe (figure 4.16).

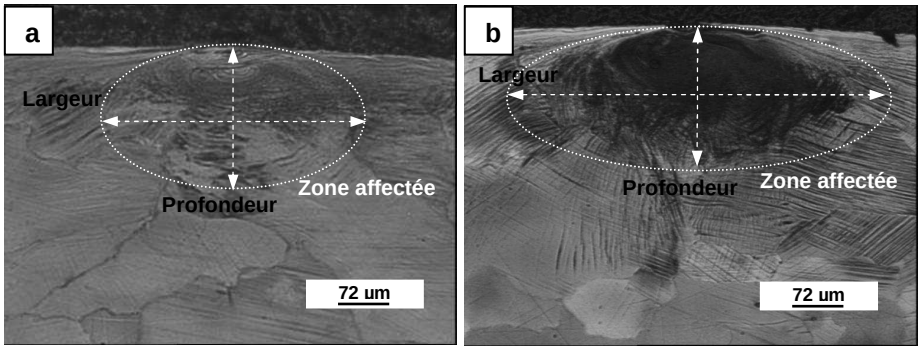


Figure 4.18 : Effet de la vitesse de roulement sur la microstructure en coupe à 1,5.10^5 cycles (F= 700 N) ; a. V1= 275 tr/min et b. V1= 1375 tr/min.

4.1.3.2 Effet sur les nouvelles nuances

La comparaison de l'effet de la vitesse de roulement sur le durcissement des différentes nuances (figure 4.19), montre que :

- L'effet de la vitesse de roulement sur la nuance A est comparable à celui de la nuance standard.
- La nuance B est très affectée par la vitesse de roulement, avec le décalage du profil de microdureté d'une valeur de +100 HV sur toute la partie étudiée.

- La variation de la vitesse de roulement semble ne pas affecter le durcissement des nuances C, D et E. En effet, les valeurs mesurées sont quasiment identiques pour les deux vitesses de roulement.

Remarque : il n'a pas été observé de différence significative entre les filiations de microdureté mesurées sous une force de 2 N et celles mesurées sous une force de 0,25N.

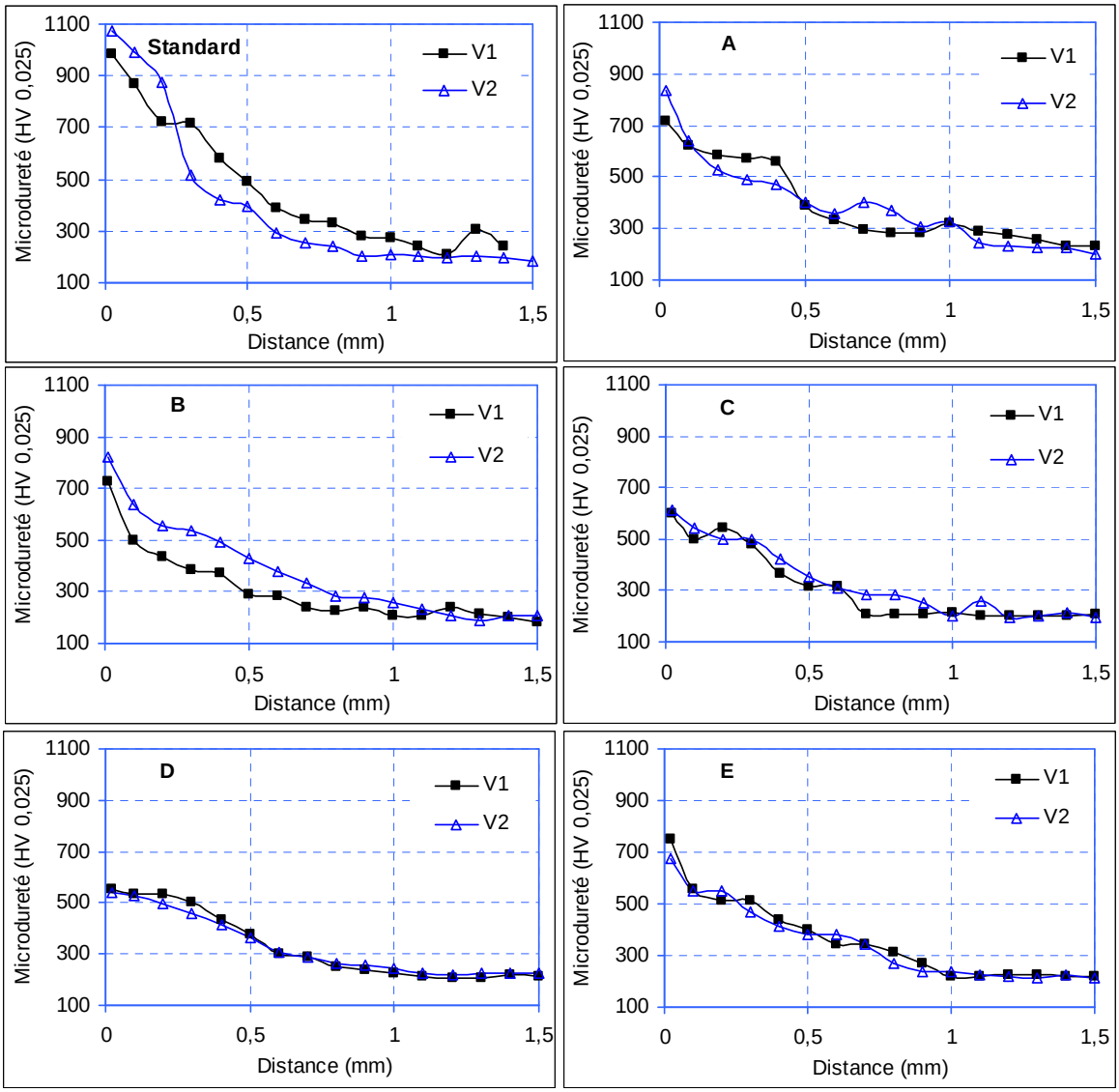


Figure 4.19 : Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement, après 1,5.10^5 cycles réalisés aux vitesses V_1= 275 tr/min et V_2= 1375 tr/min (F=700 N)- zoom près de la surface avec une force de 0,25 N (le point 0 est ici obtenu par indentation sur coupe près de la surface

Les observations de la microstructure en microscopie optique indiquent que, quelle que soit la nuance testée, la zone superficielle est très affectée par la vitesse de roulement

(figure 4.20). Le passage d'une vitesse V_1 à une vitesse V_2 5 fois plus élevée a davantage perturbé la zone superficielle en-dessous de la surface de contact. Cet effet est plus marqué sur la nuance Standard et sur la nuance B avec une zone affectée plus profonde, ce qui est confirmé par les mesures de microdureté dans cette zone (figure 4.19). Pour les autres nuances, on observe plutôt un élargissement de la zone perturbée, qui ne se traduit pas sur les filiations de dureté en profondeur.

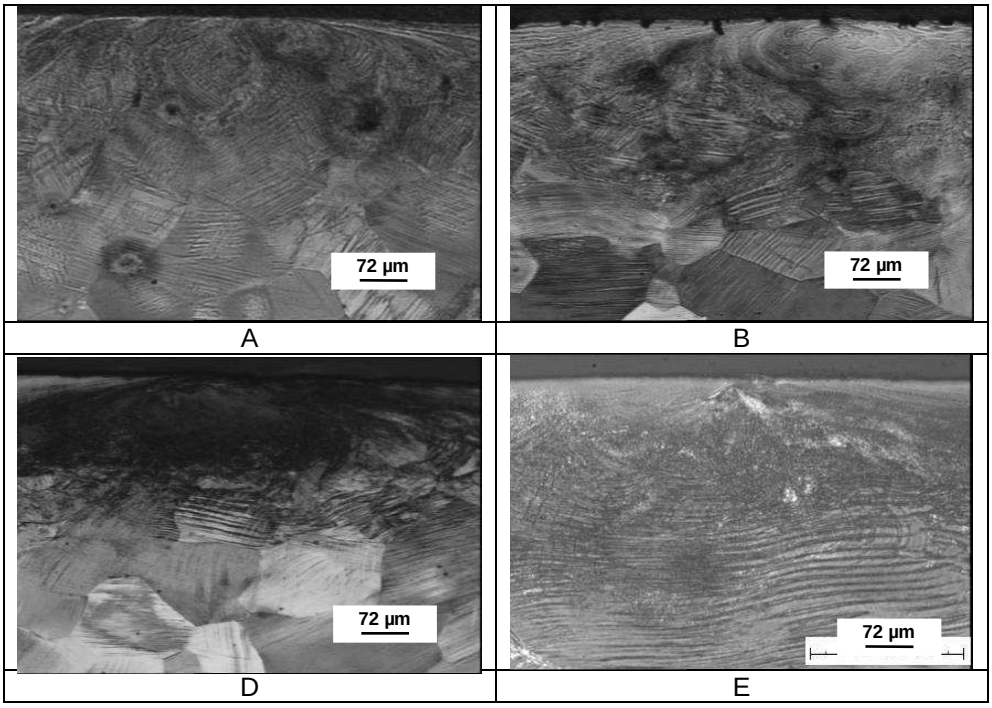


Figure 4.20 : Effet de la vitesse sur la microstructure finale après 1,5.10^5 cycles pour différents nombre de cycles en fonction du type de matériau (V_2=1375 tr/min, F=700N) (microscopie optique)

L'influence de la vitesse de roulement se traduit différemment de celle de la vitesse de déformation en traction ou en compression pour la plupart des nuances. Ceci peut être lié au fait que la déformation en roulement est cyclique et non monotone, ou que le taux de déformation atteint est déjà très élevé. Cet essai permet de mettre en évidence les nuances qui ont encore une capacité de durcissement, donc de déformation, en l'occurrence les nuances standard et B.

4.1.4 Effet de la force appliquée sur la nuance standard

4.1.4.1 Durcissement en coupe

Des essais complémentaires sur la nuance standard ont été effectués afin de voir l'effet de la force appliquée sur le comportement de la nuance actuelle de l'acier des cœurs de voie.

Ces essais ont été effectués avec $1{,}5.10^5$ cycles, une vitesse de roulement V_2 = 1375 tr/min. Deux chargement ont été étudiés, l'un avec la force F_1 = 700N et l'autre avec $F_2 = 0{,}5.F_1$.

La figure 4.21 montre l'évolution de la microdureté en coupe longitudinale de l'éprouvette de roulement pour les deux forces. Cette comparaison confirme le fait que sous une force plus importante la déformation et par suite le durcissement sont plus importants, avec un décalage de la filiation de microdureté d'à peu près 200 HV vers le haut pour une force deux fois plus élevée. En revanche, la profondeur de la zone affectée semble peu varier avec la force.

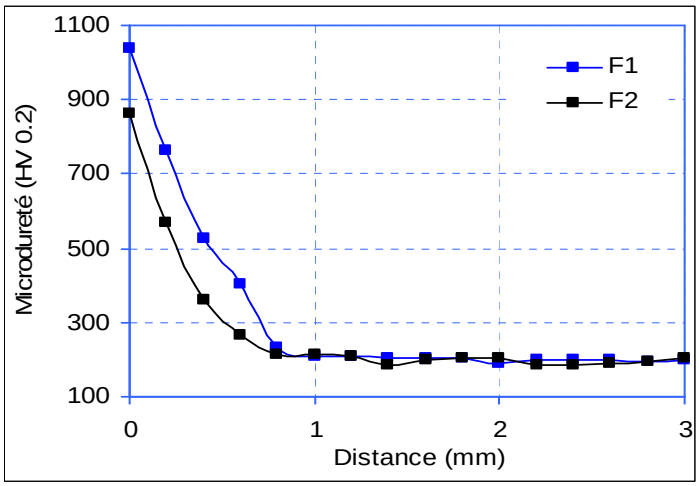


Figure 4.21 : Evolution de la microdureté à partir de la surface en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement après $1{,}5.10^5$ cycles réalisés aux forces F_1 = 700 N et F_2 = 350 N (V_2= 1375 tr/min)

4.1.4.2 Evolution de la microstructure

L'observation de la microstructure en coupe longitudinale des éprouvettes sous les deux forces F_1 et F_2 (figure 4.22) confirme les mesures de microdureté. À faible chargement la zone en dessous de la surface de contact n'est pas trop affectée par le roulement (figure 4.22.a). L'observation de la même zone à fort grossissement (figure 4.22.c) montre la couche superficielle très écrouie. Son épaisseur (30 µm) est beaucoup plus faible que celle mesurée sous une force F_1 (qui est de l'ordre de 200µm (figure 4.22.b)).

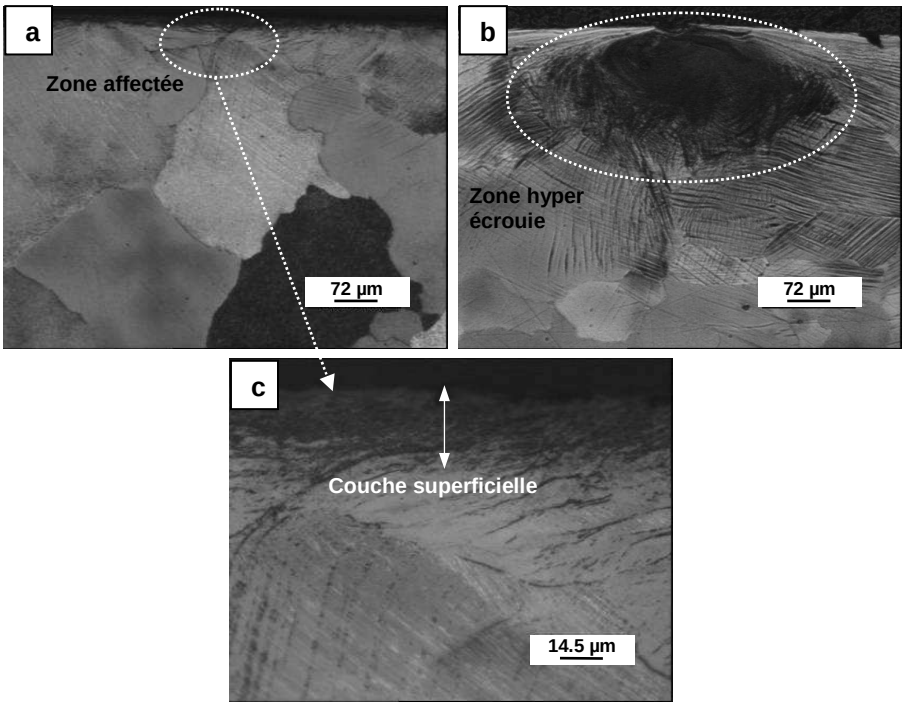


Figure 4.22 : Microstructure de l'éprouvette de roulement à 1,5.10^5 cycles (V_2= 1375 tr/min) :
a. Observation globale, c. zoom de la zone déformée à F_2= 350 N et b. zone affectée à F_2= 700 N.

Ces résultats confirment notre choix de travailler à fort chargement afin de solliciter fortement le matériau et d'accélérer le processus d'endommagement. Il est probable que pour obtenir avec la force F_2 le même niveau de déformation que celui obtenu avec la force F_1, il faudra faire des essais à un nombre de cycle beaucoup plus important, ce qui rend les essais beaucoup plus longs à mettre en œuvre.

4.1.5 Conclusion partielle

L'ensemble de ces résultats montre que le roulement sous une force appliquée affecte d'une façon très importante la microstructure de la pièce et sa dureté sur une épaisseur plus ou moins importante. La dureté superficielle augmente avec le nombre de cycles, la force et la vitesse appliquée. L'épaisseur de la couche superficielle très perturbée (zone 1) évolue aussi de la même façon. L'aspect des zones déformées près de la surface (en dessous de la couche superficielle la plus perturbée) évoque celui des cœurs de voie endommagés.

Le tableau 4.1 regroupe les résultats des essais de roulements obtenus à 1,5.10^5 cycles. Il est difficile de tirer des conclusions, car nous ne connaissons pas le comportement optimal en roulement d'un acier de cœur de voie. Nous pouvons toutefois faire l'hypothèse qu'il doit se durcir fortement pour limiter la déformation plastique et que la couche hyperécrouie ne doit

pas être trop épaisse pour minimiser la perte de matière par écaillage. Dans cette optique, on peut établir le classement indicatif suivant, en privilégiant l'aspect dureté :

- La nuance standard semble présenter le meilleur comportement avec la plus grande dureté superficielle et une épaisseur de couche affectée moyenne.
- Les nuances D et E ont une dureté comparable à celle de la nuance standard mais une zone affectée plus épaisse. La similitude de comportement de ces deux nuances est probablement due à leurs compositions chimiques très proches.
- La nuance B présente un assez bon comportement en roulement, et semble, comme la nuance standard, conserver une capacité de déformation supérieure à celle des autres nuances. Sa dureté superficielle est plus faible que celle de la nuance standard, D et E, mais l'épaisseur de sa zone affectée est comparable à celle de la nuance standard. Cette bonne résistance pourrait s'expliquer par la très faible taille des grains de cette nuance.
- Enfin, les nuances A et C présentent la plus faible dureté, avec des épaisseurs de couche affectée très différentes, inférieure (A) ou supérieure (C) à celle de la nuance standard.

On rappelle que la nuance standard et celle dénommée E ont subi un traitement thermique d'hypertrempe, les autres n'ont pas subi ce traitement.

Nuances	Standard	A	B	C	D	E
HV surface	1000	787	824	787	990	987
Epaisseur couche hyper écrouie (µm)	140	80	150	200	200	180
Epaisseur totale couche écrouie (µm) $HV>HV_{initial}+100$	800	1000	500	600	600	800
Largeur de la couche écrouie (µm)	400	1000	500	600	800	800

Tableau 4.1 : Caractéristiques des couches endommagées par roulement après 1,5 10^5 cycles (vitesse V_1, 700N)

4.2 Résistance aux sollicitations par chocs et glissement

Les cœurs de voie sont sollicités en roulement, glissement et chocs. Il est donc indispensable d'étudier le comportement des matériaux choisis à ces sollicitations et en particulier leur résistance aux chocs et aux glissements. Des essais ont donc été effectués sur un banc d'essai spécialement conçu et réalisé à cet effet. On présente dans cette partie les essais réalisés et les résultats obtenus. Dans un premier temps, nous nous sommes attachés à caractériser le comportement de la nuance standard, ensuite, nous avons comparé et discuté les résultats obtenus sur les différentes nuances, afin de sélectionner la nuance qui présente le meilleur comportement.

4.2.1 Présentation des essais

4.2.1.1 Présentation du banc d'essai de chocs et glissement

L'étude de la résistance aux sollicitations de type chocs et glissement a été réalisée sur une machine (figure 4.23) qui met en contact de manière cyclique un pion en acier à tester avec un disque en matériau très dur (100Cr6 trempé).

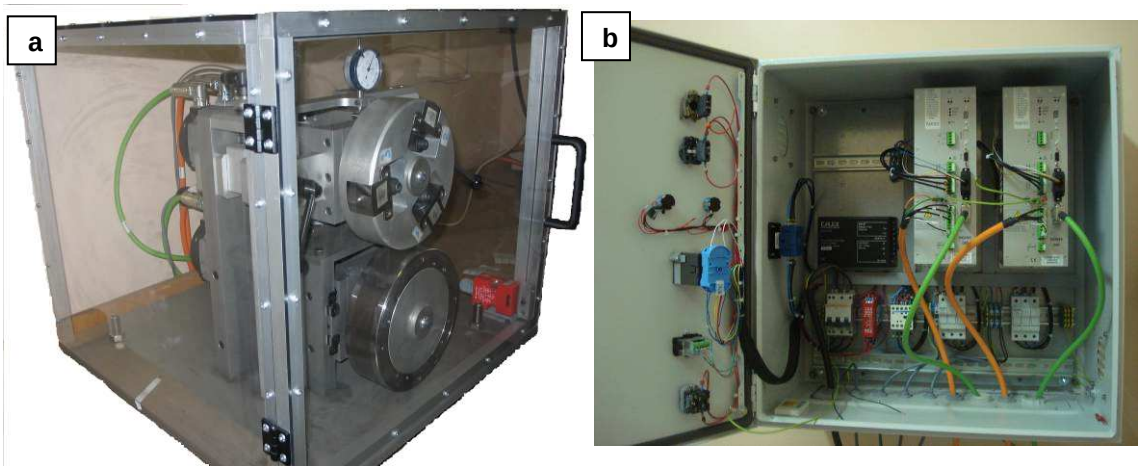


Figure 4.23 : a. Machine d'essai vue d'ensemble et b. Partie commande.

La machine est composée de deux disques, chacun en rotation avec une vitesse contrôlée. Le pion, inséré dans un logement du premier disque (disque du haut), dispose d'un certain intervalle de déplacement radial, lui permettant « d'émerger » de quelques mm (longueur d'interférence maximale) de la surface du disque quand il n'est pas en contact avec le disque antagoniste (disque du bas). La force centrifuge vient appliquer les pions contre le disque antagoniste ; l'intensité de cette force normale de contact est ajustable avec la masse

du pion et la vitesse de rotation. La différence de vitesse de rotation des deux disques permet de régler la vitesse de glissement.

Le disque supérieur contient 3 échantillons, le choix de 3 échantillons a un double intérêt : équilibrer la machine et tester 3 nuances différentes à la fois.

Pour nos essais, la première étape consiste à régler les vitesses des moteurs à vide (contrôle de la rotation des disques sans les pions). Une fois les vitesses de rotation fixées, les pions (ensembles masselotte + échantillon) sont mis en place, après mesure des masses des pions et de leur longueur d'interférence maximale qui sont effectuées avant chaque essai. L'interférence effective entre les pions et le disque inférieur est réglée par une molette, un comparateur et des manettes de blocage. Ce réglage va conditionner les paramètres de contact (angle d'attaque, longueur,...). La dernière étape avant de lancer l'essai est de fixer la durée de l'essai qui va déterminer le nombre de cycles.

4.2.1.2 Présentation des essais

La campagne d'essais a démarré par la réalisation de la machine qui a comporté les étapes suivantes : conception, fabrication, montage des pièces mécaniques, câblage de la partie commande. La mise au point des essais a alors débuté par la vérification de la gamme des vitesses possible. Nous nous somme assurés de la stabilité de la machine, du bon fonctionnement des différents éléments. On a été amené à bloquer la rotation des pions autours de leurs axes dans les cassettes pour éviter la transformation du pion en un cône de révolution.

Les premiers essais sont réalisés avec une vitesse de glissement nulle (vitesse de rotation des disques identique) pour pouvoir tester l'effet de chocs purs. L'influence du glissement a été étudié en fixant la vitesse de rotation du disque du bas à 100 ou 200 tr/min, le disque du haut tournant à 200 ou à 300 tr/min, ce qui permet d'avoir une vitesse de glissement égale à 0 ou 1 m/s selon le couple de vitesses choisi.

Des observations de la zone de contact ont été effectuées régulièrement afin d'étudier son évolution en fonction du nombre de cycles. Les échantillons ont été pesés avant et après chaque essai pour pouvoir quantifier la perte de masse. Une procédure de nettoyage par ultrasons, avant pesée des éprouvettes, a été mise en place.

La géométrie des pions (figure 4.24.c) a été choisie de façon à avoir un contact initialement ponctuel. Le contact est un contact sphère/cylindre. En effet, le pion a un bout

sphérique de rayon 5mm et le disque antagoniste est un cylindre de rayon 100 mm. Les dimensions ont été calculées pour que masse du pion ne dépasse pas 15g afin d'éviter une force d'inertie trop importante lors de la rotation du disque porteur.

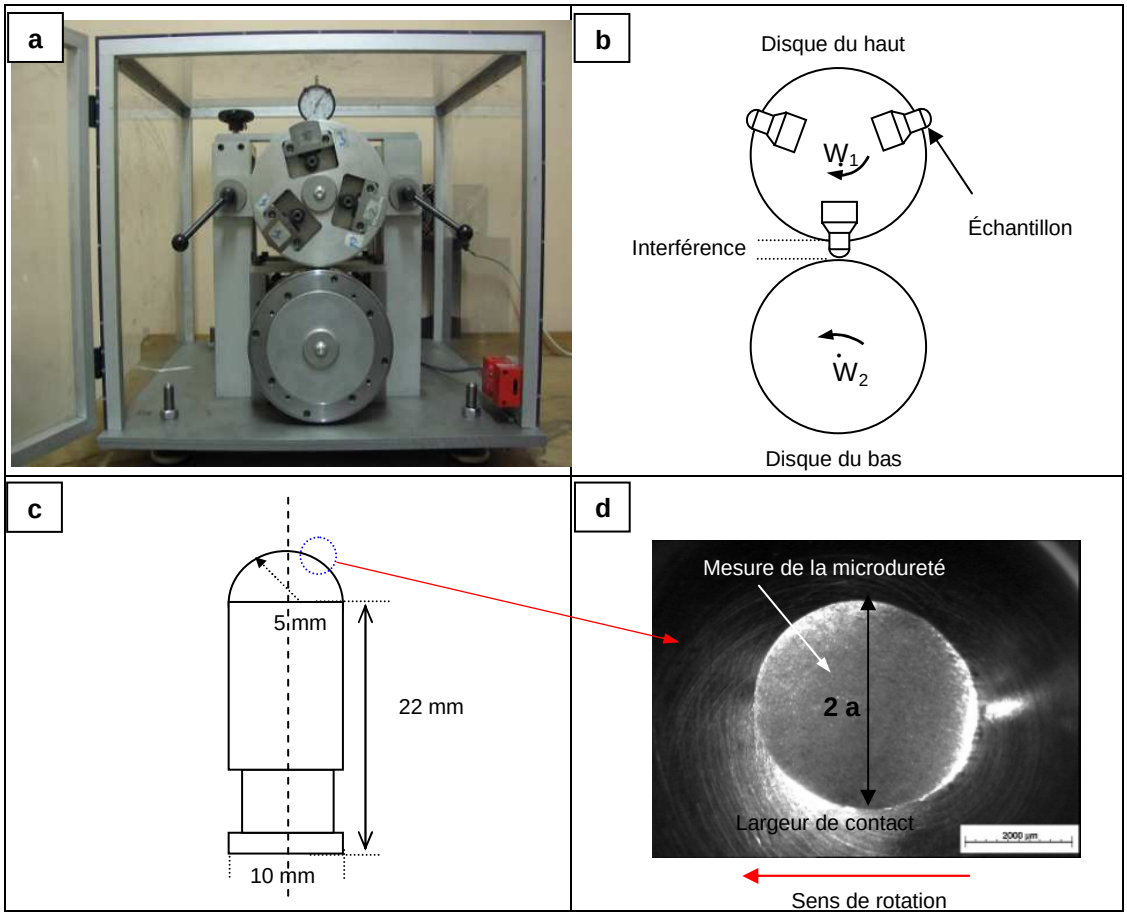


Figure 4.24 : a. machine d'essai, b. Schéma de montage d'essai, c. Géométrie des échantillons et d. Surface de contact.

Dans ce travail, l'influence de la vitesse de glissement, de la pression de contact et du nombre de cycles sur la déformation et l'usure a été étudiée. L'endommagement des pions a été caractérisé de trois façons :

1) L'usure globale, qui est dans la suite définie comme la modification géométrique des surfaces en contact et plus précisément de la largeur de la zone marquée de l'éprouvette, que nous appellerons par la suite largeur de contact (2a), a été mesurée. Lorsqu'il n'y a pas de glissement, ou que ce dernier est minime, cette grandeur permet d'évaluer la résistance à la déformation plastique par chocs répétés.
2) En parallèle, la perte de masse a été également mesurée, comme moyen de quantification de l'usure abrasive. Les échantillons ont été pesés avant et après chaque essai, après avoir été nettoyés dans un bac à ultrasons.

3) La microdureté superficielle de la zone de contact et la filiation de dureté sous la surface de contact ont été évaluées pour caractériser le durcissement de l'acier induit par ces sollicitations.

Le schéma de la figure 4.25 montre l'évolution au cours de l'essai du contact entre le pion et le disque antagoniste. En fait, l'observation de l'éprouvette après essai montre que l'endommagement se produit essentiellement en début d'interférence.

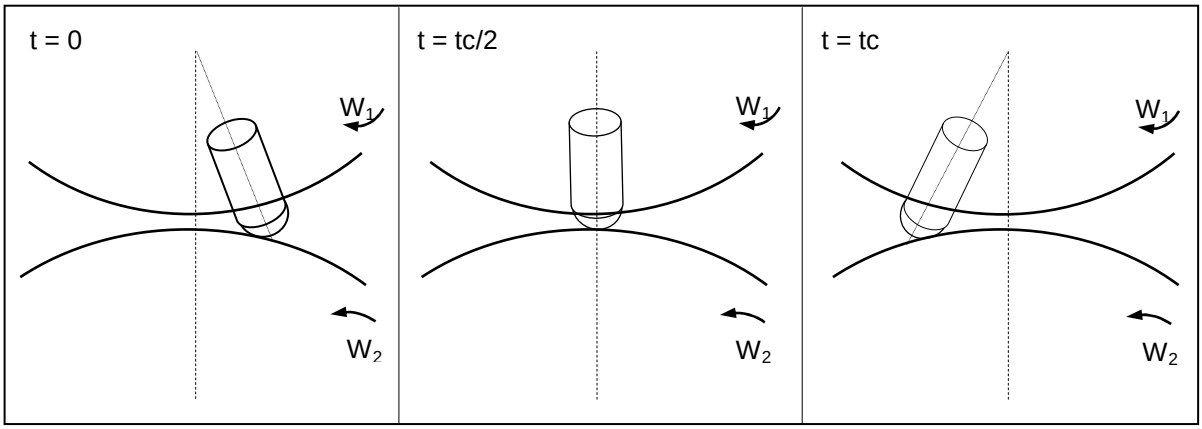


Figure 4.25 : Schéma de contact échantillon disque en fonction du temps

4.2.1.3 Choix des paramètres d'essais

Pour avoir une comparaison complète, nous nous sommes intéressés à l'influence de deux paramètres majeurs qui sont : la pression de contact et la vitesse de glissement. Le nombre maximal de cycles a été fixé à deux millions. Pour tous les essais, nous avons choisi :

- Deux pressions moyennes de contact P_1 et P_2, calculées à partir de la théorie de Hertz dans le cas d'un contact sphère/cylindre. Elles dépendent du rayon de contact et de la force centrifuge (masse de l'échantillon et vitesse de rotation du disque porteur).
- Deux vitesses de glissement V_0 et V_1 déterminées à partir des vitesses de rotation des disques. V_0 correspond à un contact sans glissement important, cas appelé ci-dessous en abrégé sans glissement, où les vitesses de rotation des moteurs sont identiques. V_1 est la vitesse de glissement de 1 m/s obtenue par les vitesses de rotation différentes des deux disques.

La force exercée sur l'échantillon est déterminée à partir de la force centrifuge (Eq 4.1).

$$F = R \cdot M \cdot W^2 \qquad (4.1)$$

Avec R= R_1 = R_2 = 100 mm, M = 45g est la masse totale (échantillon + masselotte) et W : la vitesse angulaire, pour une vitesse de rotation de 300tr/min W = 31.4 rad/s, ce qui donne une force centrifuge F= 4.43N.

La vitesse linéaire de l'échantillon est déterminée à partir de l'équation 4.2

$$v = R_1 \cdot W \tag{4.2}$$

Le contact pion/disque est assimilé à un contact sphère/cylindre (figure 4.26). Nous rappelons l'expression de la répartition de la pression selon la théorie de Hertz :

$$p = p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2 - \left(\frac{y}{b}\right)^2} \tag{4.3}$$

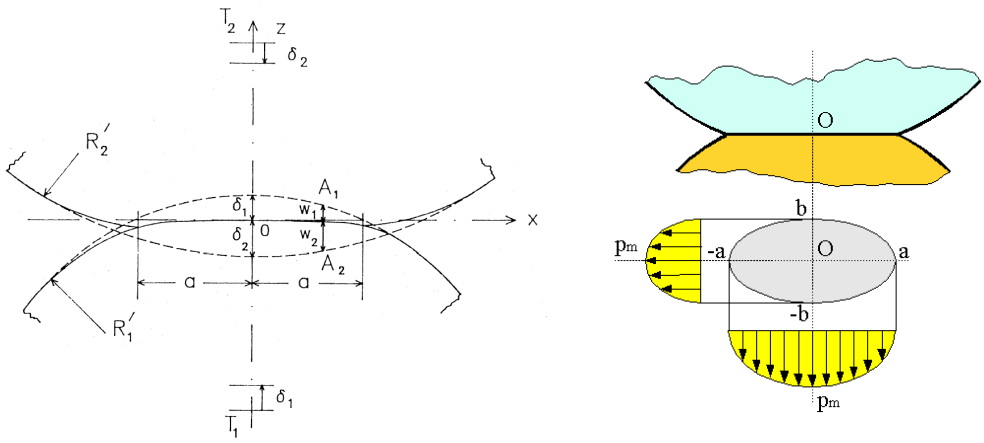


Figure 4.26 : Distribution de la pression de contact [96]

Ce qui nous amène à l'expression de la pression maximale suivante :

$$p_0 = \frac{3F}{2\pi ab} = \sqrt[3]{\frac{6FE^{*2}}{\pi^3 R_e^{\,2}}} \tag{4.4}$$

Avec :

$$E^* = \left(\frac{\left(1 - \upsilon_1^{\,2}\right)}{E_1} + \frac{\left(1 - \upsilon_2^{\,2}\right)}{E_2} \right) \tag{4.5}$$

$$R_e = \sqrt{R' R''} \tag{4.6}$$

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R'_1} + \frac{1}{R'_2} \quad et \quad \frac{1}{R''} = \frac{1}{R''_1} + \frac{1}{R''_2} \tag{4.7}$$

Dans notre cas, nous avons les données suivantes :

$E_1 = E_2 = 210000MPa$ et $\upsilon_1 = \upsilon_2 = 0.3$, ce qui donne $E^* = 115000$MPa

$R'_1 = R''_1 = 5mm$; $R'_2 = 100mm$ $R''_2 = \infty$ Les équations 4.9 et 4.10 donnent R_e = 4.87 mm

La pression moyenne est égale à *(2/3)P_0*. Cette pression augmente avec la force normale comme $F^{1/3}$. Pour que le calcul soit valide, il faut que la déformation soit effectivement élastique, ce qui nécessite que la pression moyenne soit inférieure ou égale à 1.1 fois la limite d'élasticité de l'acier. Nous avons choisi deux forces normales F_1 et F_2. La première nous permettra d'avoir une pression moyenne légèrement inférieure à la limite élastique du matériau. La deuxième est légèrement supérieure à *1.1R_e*, afin de ne pas trop déformer le matériau dès les premiers contacts et de pouvoir suivre l'effet des différents paramètres.

La figure 4.27 est la représentation géométrique du contact. A partir de cette représentation et des équations 4.8 et 4.9 on détermine les demi-angles de contact α_0 et β_0.

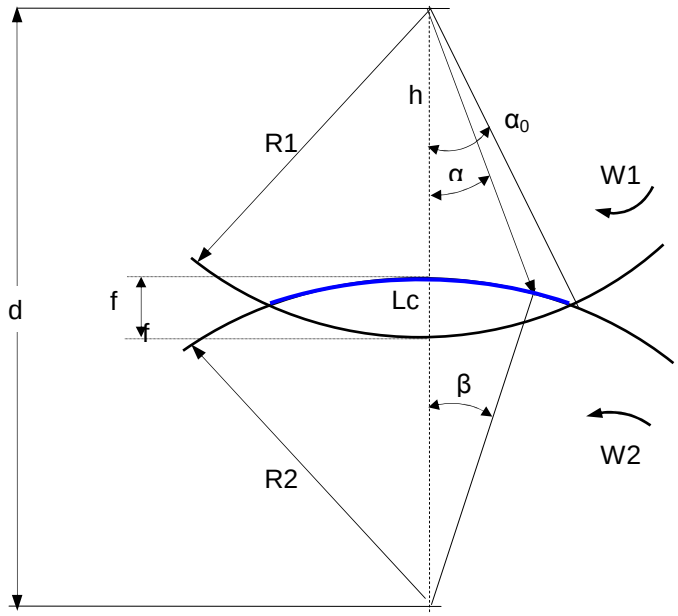


Figure 4.27 : Géométrie de contact

Les demi-angles de contact :

$$\alpha_0 = \left(\arccos \frac{d^2 - R_2^{\,2} + R_1^{\,2}}{2dR_1} \right). \qquad (4.8)$$

$$\beta_0 = \left(\arccos \frac{d^2 - R_1.\cos(\alpha_0)}{R_2} \right) \qquad (4.9)$$

La longueur nominale de contact (L_c) entre le pion et le disque antagoniste correspond à la longueur de l'arc d'interférence entre les deux cercles (cercle décrit par l'extrémité de l'échantillon, et cercle du disque antagoniste) (figure 4.27). Elle est déterminée à partir de l'interférence et des rayons des disques. Ceci est valable dans le cas de vitesses de rotation identiques. Cette longueur est a priori indépendante des vitesses de rotation des deux disques si les oscillations de l'échantillon sont de faible amplitude. Cette longueur est donnée par la relation suivante :

$$L_c = B_0 \cdot R_2 \cdot 2000 \qquad (4.10)$$

Le temps de contact (t_c) peut être déterminé directement à partir de la vitesse linéaire et de la longueur de contact, mais aussi géométriquement à partir du demi-angle de contact et de la vitesse angulaire (éq 4.11), soit :

$$t_c = \frac{2 \cdot \alpha_0}{W} \qquad (4.11)$$

La longueur de glissement (L_g) varie en fonction de la différence des vitesses de rotation. Elle est égale à la longueur de contact quand le disque antagoniste ne tourne pas et peut augmenter si le disque antagoniste tourne en sens inverse à une vitesse différente. Cette longueur s'exprime comme l'intégrale entre zéro et le temps de contact de la vitesse de glissement (eq 4.12). Cette longueur de glissement peut exister même pour des disques tournants à la même vitesse mais elle est alors négligeable : elle est simplement due au fait que l'interférence diminue le rayon de rotation de l'échantillon. La vitesse de glissement vérifie :

$$vg(t) = W_2 \cdot r_2 - W \cdot h(t) \qquad (4.12)$$

Où h(t) est le rayon effectif de contact :

$$h(t) = d \cdot \cos(\alpha_0 - W \cdot t) - \sqrt{R_2^{\,2} - d^2 + d^2 \cdot (\cos(\alpha_0 - W \cdot t))^2} \qquad (4.13)$$

Le tableau 4.2 reprend les différents paramètres sélectionnés pour cette étude. La masse de l'échantillon retenue est 43g, elle correspond à celle utilisée dans la campagne d'essai. La longueur d'interférence est de 2 mm. La vitesse linéaire minimale est de 2 m/s ou 3 m/s.

On notera par P_i la pression moyenne de contact et V_i la vitesse relative de glissement entre les disques. Les P_iV_0 correspondent à un contact sans glissement sous une pression P_i.

Les P_iV_1 correspondent à un contact sous une pression P_i avec une vitesse de glissement de 1m/s. La longueur de glissement est de 13.5 mm/cycle pour P_1 et de 9 mm/cycle pour P_2.

	N (tr/min)	F (N)	P (MPa)	P_0 (MPa)	L_c (mm)	t_c (ms)	V(m/s)	$T_{1million}$ (h)
P1	200	1.97	397	597	28.29	13.5	2.09	83.33
P2	300	4.43	520	786	28.29	9	3.14	55.55

Tableau 4.2 : Paramètres d'essais

Les échantillons testés sont bruts d'usinage et présentent donc un profil de dureté décroissant depuis la surface.

Il est prévu qu'une différence de comportement apparaisse, notamment aux pressions de contact et vitesses de glissement les plus élevées.

4.2.2 Simulation numérique du contact pion-disque

Dans les problèmes de contact avec ou sans frottement, pour des géométries relativement complexes on ne dispose pas de solutions analytiques facilement utilisables. La méthode des éléments finis dans ce cas permet d'obtenir les distributions des pressions de contact, des contraintes et des déformations en tout point.

Dans ce travail un modèle numérique a été développé dans le but de reproduire le contact entre le pion et le disque. Deux modèles de contact ont été réalisés, avec et sans glissement. Deux niveaux de pressions de contact et de coefficient de frottement ont été étudiés. Ceci nous a permis d'analyser les différentes configurations de contact. La première partie de ce paragraphe est réservée à la présentation du modèle de simulation. Les résultats de la simulation sont présentés et analysés dans la seconde partie.

4.2.2.1 Description du modèle de simulation

4.2.2.1.a Géométrie globale et maillage du modèle

Le modèle final développé sous Abaqus utilise une loi de comportement élasto-plastique. Ce modèle simule le contact entre un pion et un disque antagoniste, ce qui correspond à la configuration de contact sur la machine d'essais de chocs-glissement. Le temps de calcul est estimé à quelques heures. La figure 4.28 montre le modèle de simulation et le maillage utilisé. Le pion est modélisé par un solide déformable de forme cylindrique avec un bout sphérique de rayon 5 mm. Le disque antagoniste est modélisé par un arc de

cylindre d'angle 120°, de rayon 100 mm et de largeur 20 mm. On suppose que le disque est parfaitement rigide.

Pour le maillage, le pion a été partitionné en plusieurs parties (figure 4.28.c). Le pion est divisé en quatre parties dans le plan (x,z). La partie sphérique est maillée finement vers le centre. Ce maillage raffiné au centre s'agrandit progressivement en allant vers l'extérieur. Le rayon final de la plus petite maille est égal à 0,04 mm ce qui correspond à la plus faible taille d'élément de maillage. Ce choix de répartition nous permet d'optimiser la taille de maillage. Cette optimisation nous permet d'avoir plus de précision dans la zone d'étude sans augmenter trop fortement le temps de calcul.

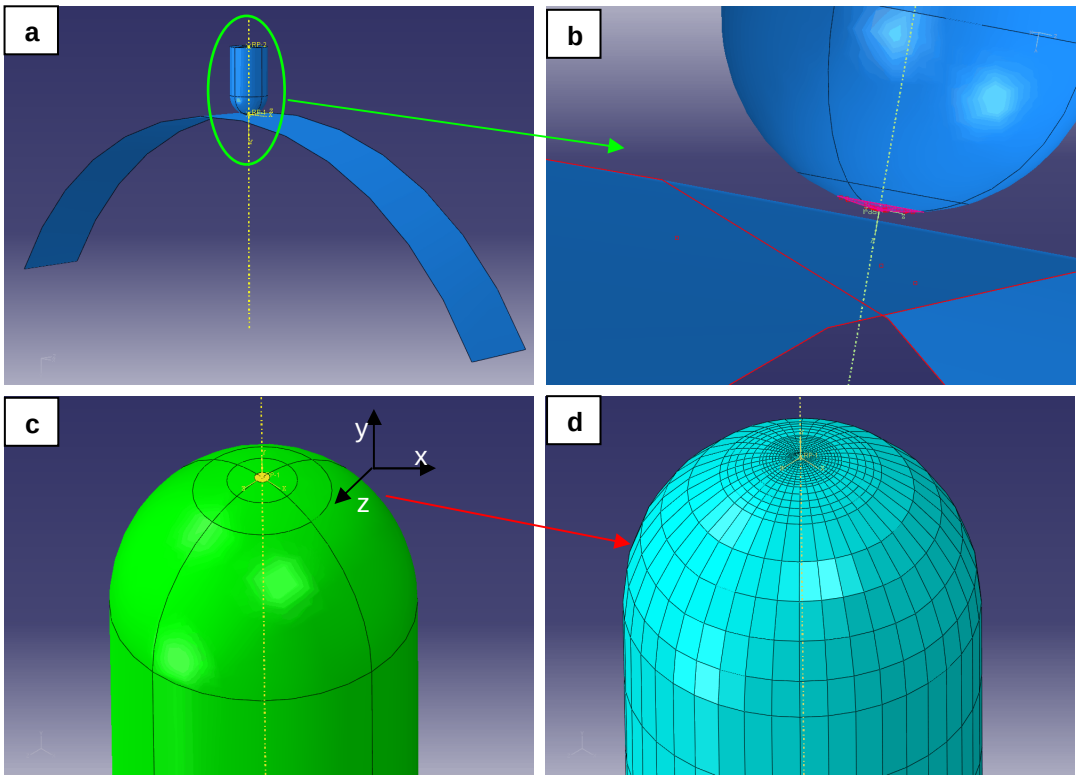


Figure 4.28 : a. modèle numérique du contact pion-disque, b. zoom de a, c. répartition et d maillage.

Le maillage choisi (figure 4.28.d) contient deux types d'éléments quadratiques (le C3D8R et C3D6 selon la dénomination d'Abaqus). La taille des éléments choisie pour le pion dans la zone utile (zone de contact) est la plus petite possible. Ce choix nous permet de :

- Comparer les épaisseurs affectées selon la simulation avec celles observées expérimentalement.
- D'éviter la distorsion des éléments lors du chargement. Dans le cas d'un élément grossier, une forte déformation des nœuds peut faire diverger le calcul.

4.2.2.1.b Interaction et conditions aux limites

Le contact entre les deux solides est défini lors du paramétrage de l'interaction. Ainsi le contact normal est toujours présent, tout comme le contact tangentiel dans la mesure où, dans notre étude, nous nous limitons au cas du contact avec frottement (avec ou sans glissement). Deux coefficients de frottement ont été sélectionnés : 0,4 et 1. La surface maître est la surface extérieure du disque du fait de sa rigidité. La surface esclave est la partie sphérique du pion.

Après la définition de l'interaction, les conditions aux limites ont été choisies. Pour cela, on suppose que le seul degré de liberté possible pour la piste est sa rotation autour de son axe et que le déplacement du pion n'est possible que suivant l'axe *y*. De plus, pour la convergence du calcul, un petit déplacement a été imposé au pion, initiant le contact entre le pion et la piste. Une dernière condition limite concerne la rotation de la piste autour de l'axe z, présente dans le cas du contact avec glissement.

Une force P a été ensuite appliquée sur la face supérieure du pion, ce qui aura pour effet de l'appuyer sur la piste. Les valeurs de cette force correspondent aux forces F_1 (1,97 N) et F_2 (4,43 N) exercées sur l'échantillon en contact avec le disque lors des essais sur la machine de chocs-glissement.

Ainsi, après avoir présenté le modèle et défini les différents paramètres nous allons analyser dans la partie suivante les résultats donnés par la simulation sur Abaqus.

4.2.2.1.c Matériaux et loi de comportement

La loi de comportement du pion est élastoplastique. Les propriétés mécaniques utilisées par le calcul sont celles obtenues expérimentalement au 3éme chapitre. Ces propriétés sont données dans le tableau 4.3. Elles correspondent aux résultats obtenus avec l'essai de traction en quasi-statique de la nuance standard (GX120Mn13).

Matériaux	E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	ε_r
GX120Mn13	210	0.3	400	1000	0.3

Tableau 4.3 : Les propriétés mécaniques

4.2.2.2 Présentation et analyse des résultats numériques

Notre étude comporte deux étapes : nous avons considéré dans un premier temps un contact sans glissement entre le pion et le disque, et dans un second temps, nous nous sommes intéressés au contact avec glissement. Ces deux cas sont paramétrés tout d'abord par le coefficient de frottement, qui prendra les valeurs de 0,4 et de 1 respectivement, mais aussi par la force appliquée et qui a été fixée à P_1 et P_2.

4.2.2.2.a Contact sans glissement

Dans cette partie nous nous somme intéressés au problème du contact sans glissement. Les figures 4.29 donnent la distribution de la pression de contact en surface du pion et les iso-valeurs des contraintes de Von-Mises en surface et en coupe du pion suivant le plan (x,y). Ces résultats sont donnés pour les deux pressions de contact P_1 et P_2.

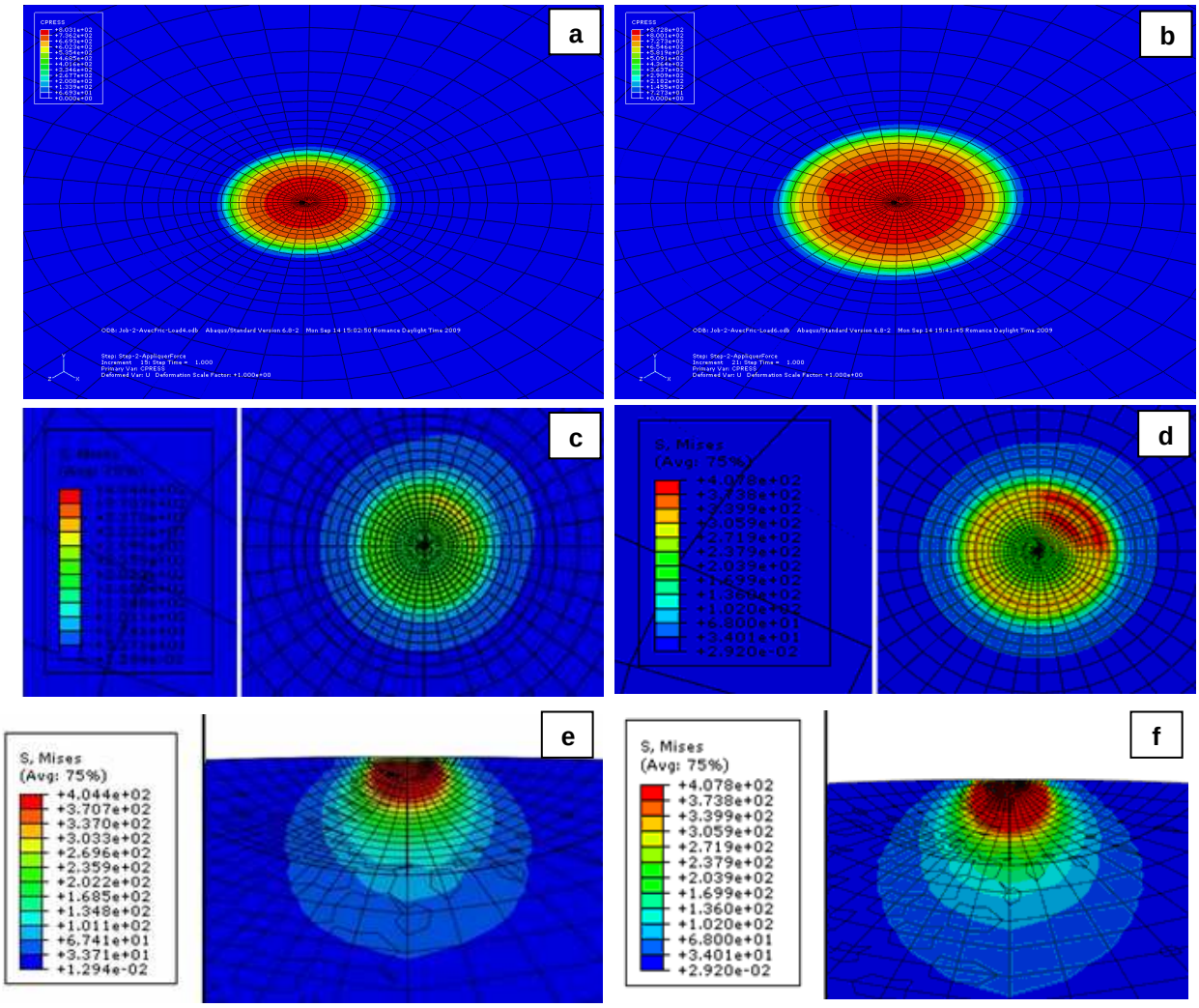


Figure 4.29 : Contact sans glissement avec μ =0.4. Distribution de la pression de contact en surface : a. P_1 et b. P_2, Contrainte de Von-Mises en surface c. P_1 et d .P_2, Contrainte de Von-Mises en coupe e. P_1 et f. P_2,

En l'absence de glissement, nous avons réalisé des simulations numériques en faisant varier le coefficient de frottement dans la plage des forces appliquées par le banc de chocs-glissement. On remarque que :

- La zone de contact est de forme à peu près circulaire et son aire augmente avec la force.
- La distribution des pressions de contact et celle des contraintes de Von-Mises en surface sont axisymétriques en première approximation.
- La contrainte maximale de Von-Mises varie très peu pour les deux forces, et est localisée sous la surface de contact.
- Le coefficient de frottement n'a pratiquement pas d'influence.

Remarque :

- Les valeurs de pressions moyennes de contact déterminées numériquement et analytiquement sont quasiment identiques.
- La forme de la zone de contact est conforme aux résultats des essais sur le banc d'essai exposé par la suite.

Le tableau 4.4 résume les principaux résultats de la simulation numérique.

Coefficient de frottement	μ1=0.4		μ2=1	
Pression moyenne (MPa)	P_1	P_2	P_1	P_2
Contrainte de Von-Mises (MPa)	404.4	407.8	404.3	407.8
Distance de σ_{max} par rapport à la surface (mm)	0,004	0,003	0,003	0,002
Déplacement vertical (mm)	0,168	0,247	0,165	0,247
2a (mm)	0,109	0,138	0,107	0,138
2b (mm)	0,115	0,144	0,109	0,144
Surface ~πab (mm²)	0,0098	0,0156	0,0091	0,0155

Tableau 4.4: résultats de la simulation numérique du contact pion-disque sans glissement

4.2.2.2.b Contact avec glissement

Dans cette partie de la simulation, on introduit du glissement (figure 4.30). Effectivement, ce paramètre influence le comportement du matériau. On remarque que la

forme de la zone de contact est différente de celle sans glissement. La différence est d'autant plus marquée que le coefficient de frottement est plus élevé. Ceci montre que son influence est non négligeable dans le cas du contact avec glissement. Nous pouvons conclure que le frottement entre la roue et le cœur de voie est un facteur à ne pas omettre lors de l'étude de ce type de contact.

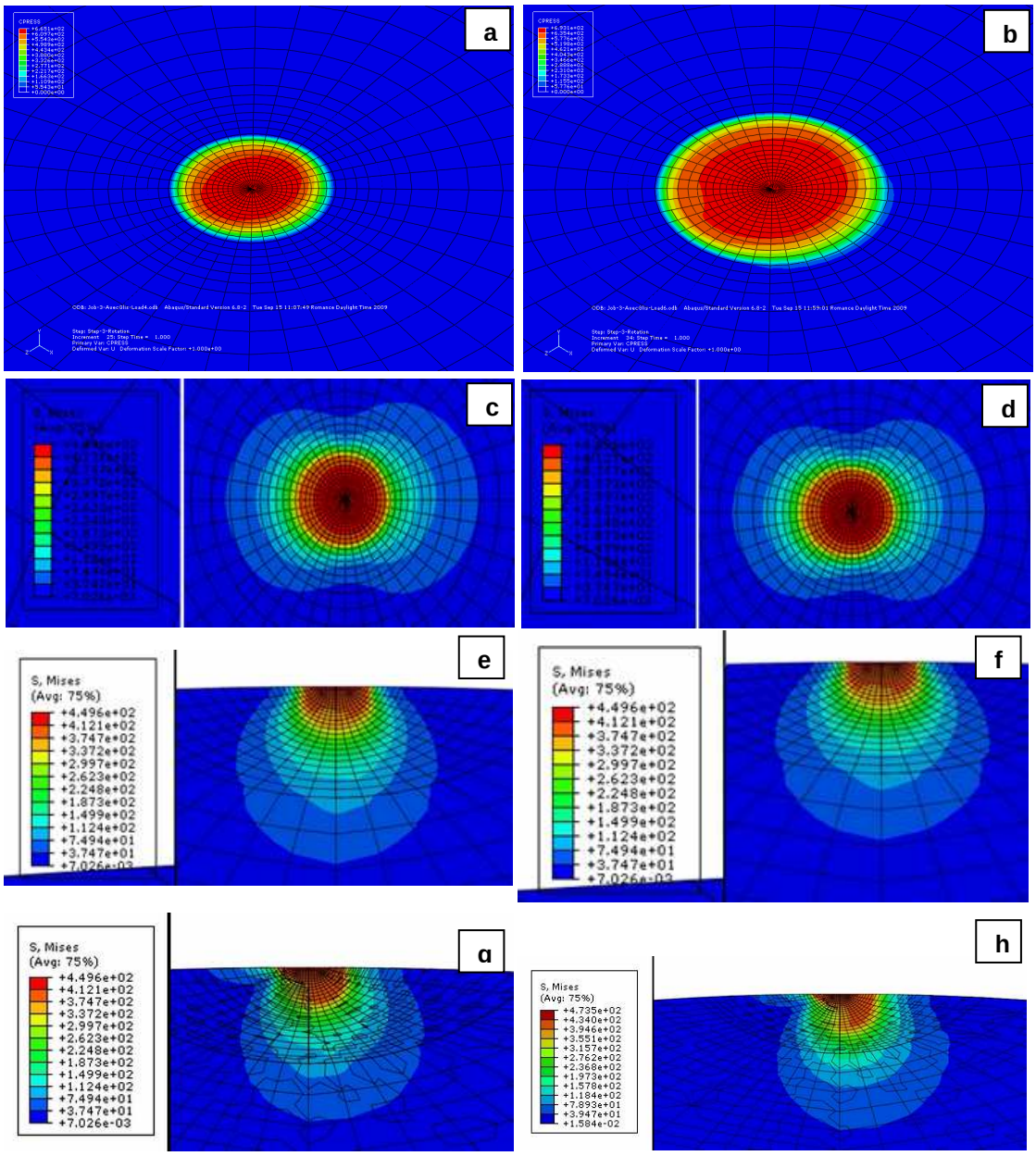


Figure 4.30 : Effet de la pression de contact en glissement avec μ =0.4. Distribution de la pression de contact en surface : a. P_1 et b. P_2, Contrainte de Von-Mises en surface : c. P_1 et d. P_2, Contrainte de Von-Mises vue en coupe suivant x : e. P_1 et f. P_2 Contrainte de Von-Mises vue en coupe suivant z : g. P_1 et h. P_2

La distribution des contraintes de Von-Mises n'est plus axisymétrique comme dans le cas sans glissement, mais présente toujours un plan de symétrie.

Le tableau 4.5 donne les résultats de la simulation numérique avec glissement pour différents chargements et coefficients de frottement. Ces résultats montent que :

- La contrainte maximale de Von-Mises et la surface de contact augmentent avec le coefficient de frottement et la force appliquée. L'augmentation de la contrainte maximale de Von-Mises montre que, contrairement au cas sans glissement, la déformation maximale augmente avec le frottement et la force appliquée, en présence de glissement.
- La surface de contact est elliptique, son aire augmente la force. On constate que le glissement réduit la pression moyenne de contact, conformément au modèle de croissance de jonction de Tabor [7].
- La profondeur de la contrainte maximale semble décroître quand le coefficient de frottement augmente, et ce quel que soit le chargement appliqué. Cela peut s'expliquer par le fait qu'en augmentant le coefficient de frottement, nous augmentons ainsi la zone de contact entre le pion et le disque, caractérisée par les demis axes a_1 et b_1. Cela crée donc une augmentation de la force tangentielle et élargit la distribution de la contrainte en surface, diminuant par la même occasion sa profondeur.

Coefficient de frottement	μ1=0.4		μ2=1	
Pression moyenne (MPa)	P_1	P_2	P_1	P_2
Contrainte de Von-Mises maximale (MPa)	449,6	473,56	622	662,2
Déplacement vertical (mm)	0,155	0,225	0,122	0,155
2a (mm)	0,207	0,307	0,276	0,401
2b (mm)	0,124	0,188	0,149	0,218
Surface ~ πab (mm²)	0,020	0,045	0,032	0,068

Tableau 4.5 : résultats de la simulation numérique du contact pion-disque avec glissement

Selon les résultats numériques, on peut prévoir que dans le cas de contact avec glissement la déformation est plus importante que sans glissement et la zone de contact plus grande et elliptique.

4.2.2.3 Conclusion partielle

A partir de cette modélisation numérique du contact pion-disque, nous avons pu analyser l'effet des paramètres retenus pour l'expérimentation. Les résultats numériques seront confrontés à l'expérience.

4.2.3 Résultats expérimentaux et interprétation

4.2.3.1 Évolution de la zone de contact

Les essais montrent que, dès les premiers contacts, les stries d'usinage s'écrasent et une surface de contact de forme elliptique apparaît. Sa taille augmente avec le nombre de cycles, son étendue varie selon la nuance et les conditions d'essai. La taille et la forme de la surface de contact sont un moyen de caractérisation de l'usure en fonction des différents paramètres : pression de contact, vitesse de glissement, nombre de cycles et matériau. On observe que la surface de contact augmente avec la vitesse de glissement et la pression de contact. L'effet de ces deux paramètres est variable avec la nuance testée.

La taille et la forme de la zone de contact ont été observées et mesurées à la loupe binoculaire avec un logiciel d'analyse d'image et un montage pour le maintien des échantillons à 20° afin d'avoir une surface horizontale. Pour un matériau donné, pour les mêmes nombre de cycles et pression de contact, on remarque que (figure 4.31 et 32) :

- Dans le cas de l'essai sans glissement, la surface usée est circulaire de rayon (a).
- Dans le cas de l'essai avec glissement, la surface usée est elliptique de petit rayon (a_1) et de grand rayon (b_1). Le grand rayon (b_1) est toujours dans la direction de rotation. Dans tous les cas le petit rayon (a_1) est supérieur au rayon (a).

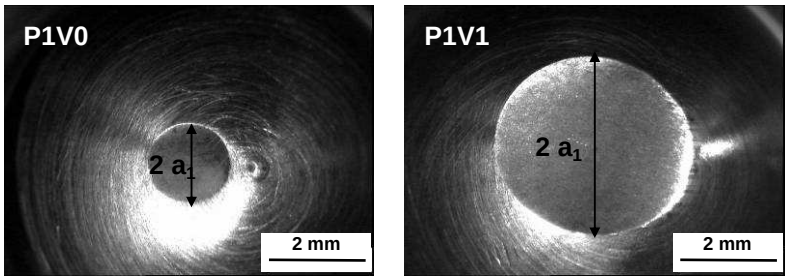


Figure 4.31 : Evolution de la zone de contact sans (V_0) et avec ($_{V1}$) glissement

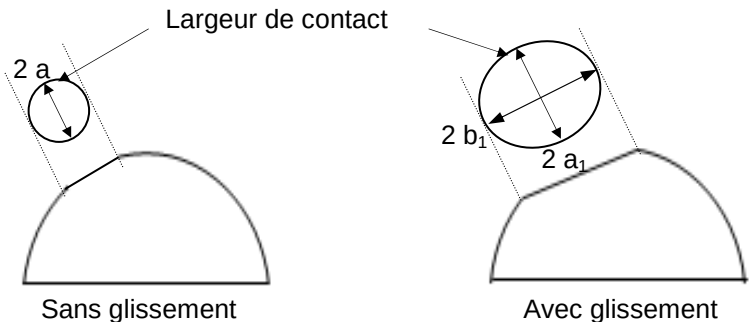


Figure 4.32 : Evolution de la zone de contact.

Remarque : dans le cas de contact avec glissement, la surface de contact n'est pas parfaitement plane dans le sens de rotation, d'où la difficulté d'évaluer b_1 et par conséquent la surface de contact réelle**.**

4.2.3.1 a Nuance standard

Pour la nuance standard, l'observation de la surface de contact à fort grossissement présentée par la figure 4.33, montre une différence significative de l'état de surface entre les conditions avec et sans glissement. En effet, les éprouvettes avec glissement présentent une rugosité plus élevée avec des reliefs plus grossiers (replis de matière « étalée » ou « écrasée »). En revanche, aucune fissure n'a été observée sur la surface des éprouvettes, quelles que soient les conditions de contact, ce qui confirme la bonne résistance aux chocs et aux glissements de l'acier Hadfield.

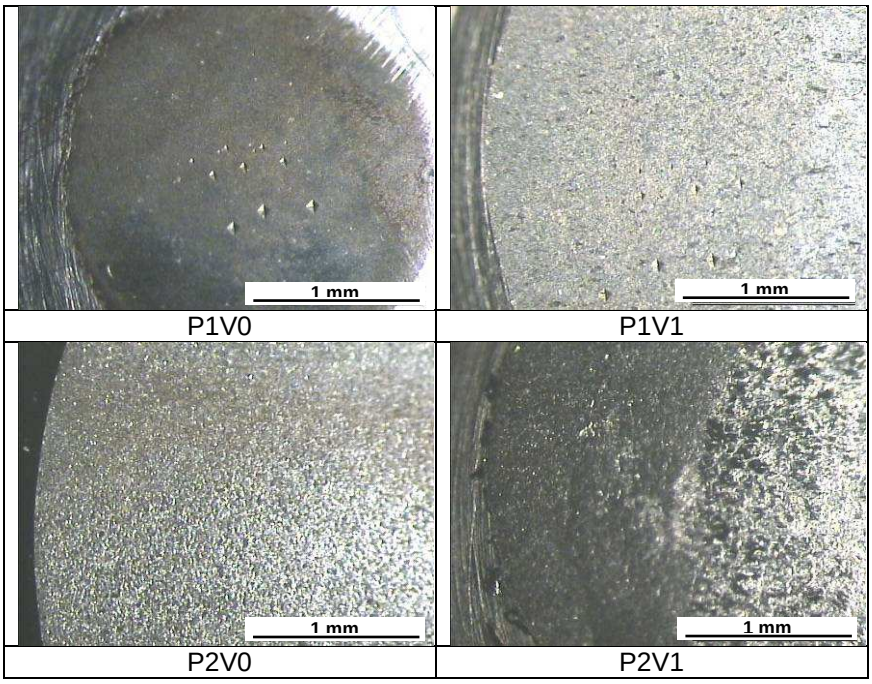


Figure 4.33 : Evolution de la zone de contact en fonction des différents paramètres

De manière intuitive, plus la pression de contact est importante plus l'usure augmente. Cette hypothèse est confirmée (figure 4.34). Les deux pressions choisies P_1 et P_2 montrent qu'à vitesse de glissement nulle, la largeur de contact observée avec la pression P_2 est plus élevée que celle observée pour la pression $P_1 < P_2$. De plus, dans ces conditions, elle augmente linéairement avec le logarithme du nombre de cycle, entre 10^4 et 2.10^6 cycles, avec une pente qui semble peu sensible à la pression de contact. L'extrapolation à quelques cycles

ne passe pas par l'origine, ce qui suggère une plus forte évolution de la largeur de contact avec le nombre de cycles durant les premiers chocs.

Cette évolution logarithmique est assez peu sensible à la force appliquée. Pour une augmentation de 37% de la pression, on remarque une augmentation moyenne de la largeur de contact de 20 %. La déformation durant les premiers cycles est plus importante sous la plus grande force. En revanche, la vitesse d'endommagement est sensiblement identique pour deux forces appliquées.

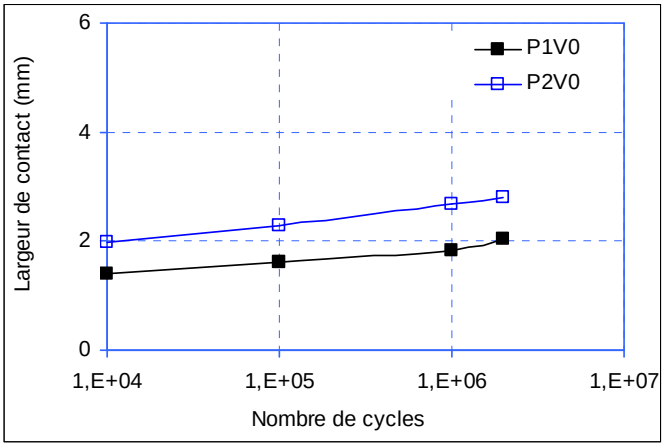


Figure 4.34 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle et de la pression de contact (contact sans glissement à V0).

La figure 4.35 présente l'évolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycles à la même pression de contact et pour deux vitesses de glissements différentes. A partir de ce graphique, on constate une augmentation logarithmique importante de la largeur de contact. En première approximation, la largeur de contact augmente fortement avec le nombre de cycles pour la vitesse de glissement V_1 et ceci jusqu'à 2.10^6 cycles.

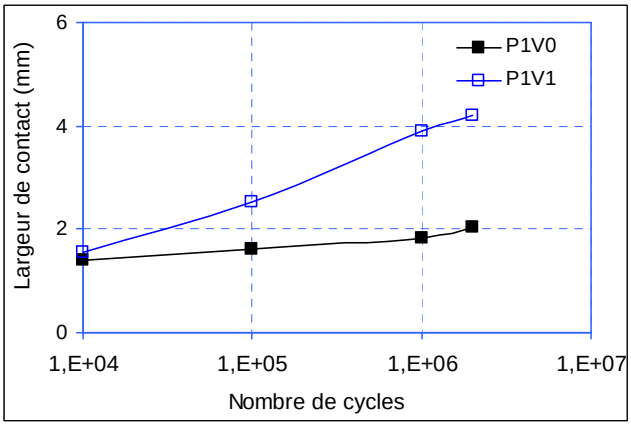


Figure 4.35 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle et du glissement avec (V1) et sans glissement (V0) (force P1).

On remarque que pour une vitesse de glissement V_1 égale à 1 m/s, la largeur finale de contact mesurée à 2.10^6 cycles est à peu près deux fois celle mesurée dans le cas de contact sans glissement. En revanche, jusqu'à 10^4 cycles, les largeurs de contact sont comparables. Cela suggère que jusqu'à 10^4 cycles, l'effet des chocs prédomine alors que l'usure abrasive prend le relais au-delà.

Dans le cas de contact à même vitesse de glissement et deux forces différentes (figure 4.36), l'évolution de la largeur de contact pour un nombre de cycles inférieur à 10^4 est là encore identique. La différence se situe au-delà jusqu'à 2.10^6 cycles, où la largeur la plus faible est observée avec la force la plus élevée. Ce résultat s'explique par la différence de type de contact. En effet, en l'absence de glissement le contact est ponctuel et devient linéaire avec le glissement. Ce changement est dû au fait que l'échantillon glisse sur la piste sur une longueur Lg (égale à la vitesse de glissement de l'échantillon x le temps de contact). Cette longueur est d'autant plus élevée que la vitesse de rotation (pression de contact) est faible. Ainsi, pour le même nombre de cycles et la même vitesse de glissement (ici égale à 1m/s), la longueur de glissement sous la pression P_1 est supérieure à la longueur de glissement d'un échantillon sous P_2.

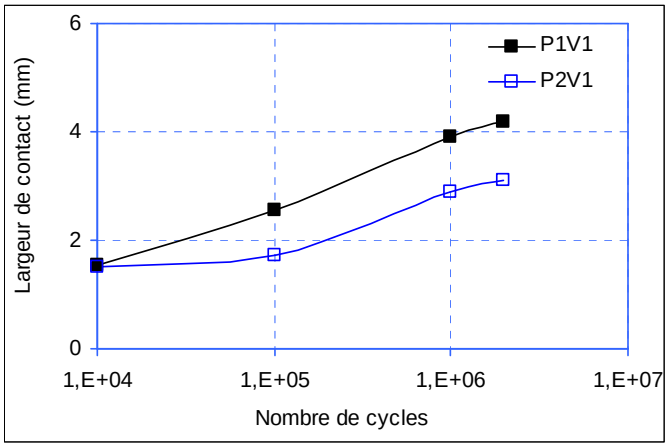


Figure 4.36 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle et de la force appliquée avec glissement (V1).

4.2.3.1 b Comparaison avec les autres nuances

L'observation des pions des différentes nuances au microscope électronique à balayage montre que l'aspect de surface est très proche de celui de la nuance standard et varie surtout avec les conditions d'essai. [Annexe 9].

La comparaison de la largeur de contact des diverses nuances par rapport à la nuance standard (figure 4.37) montre que pour la même pression de contact et une vitesse de

glissement nul, l'écart est très faible, notamment pour la plus forte pression de contact. Ceci confirme l'intérêt des nuances retenues du point de vue de la résistance aux chocs. On note toutefois que l'endommagement initial n'est pas le même pour les diverses nuances à la pression de contact la plus faible (figure 4.37.c), qui d'après la simulation numérique correspond à une contrainte de Von-Mises de 400 MPa. Cette différence peut être due aux différences de limite d'élasticité des nuances. En effet, si on compare les limites d'élasticité des différentes nuances étudiées, on remarque que se sont celles qui ont la limite élastique la plus élevée qui s'usent le moins au début du contact.

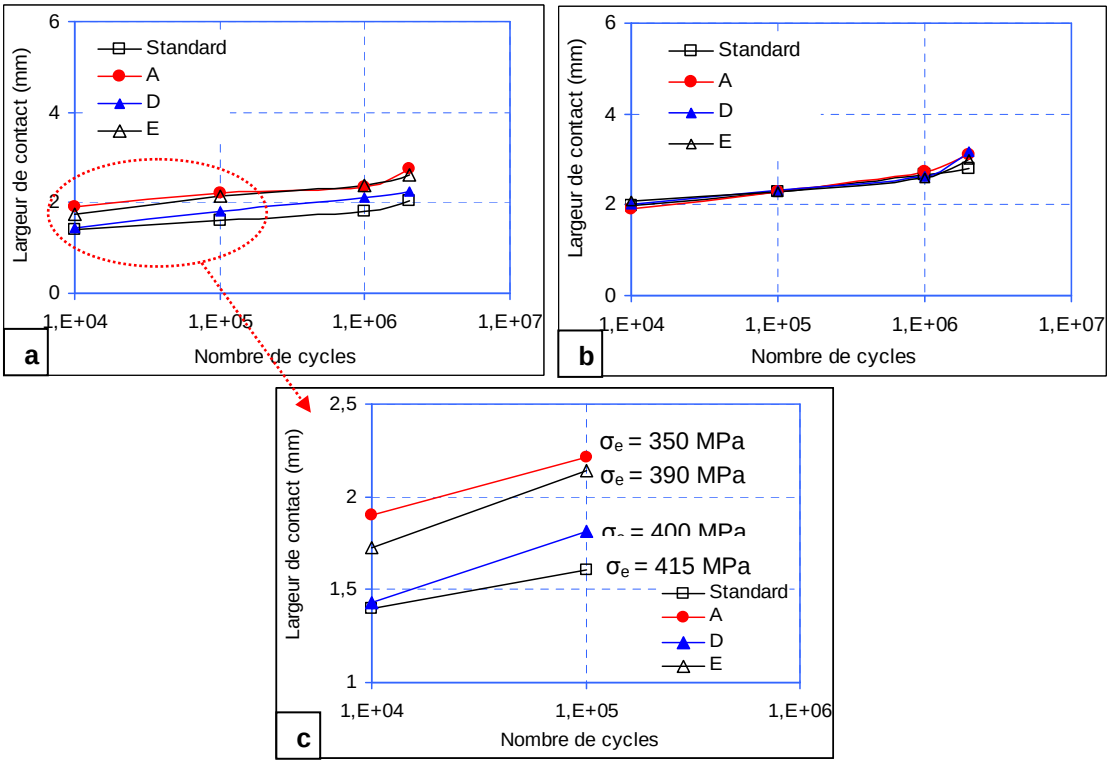


Figure 4.37 : Evolution de la largeur de contact des diverses nuances en fonction du nombre de cycle (contact sans glissement à V0). a. Force P1, b. Force P2 et c. Zoom de (a).

Pour la pression P_1, en présence de glissement (figure 4.38), l'écart entre les nuances est faible à 10^4 cycles, et ne devient vraiment significatif que pour la nuance A qui à 2.10^6 cycles a la largeur de contact la plus élevée. Les nuances D et E ont un comportement très proche avec une largeur de contact légèrement supérieure à celle de la nuance standard.

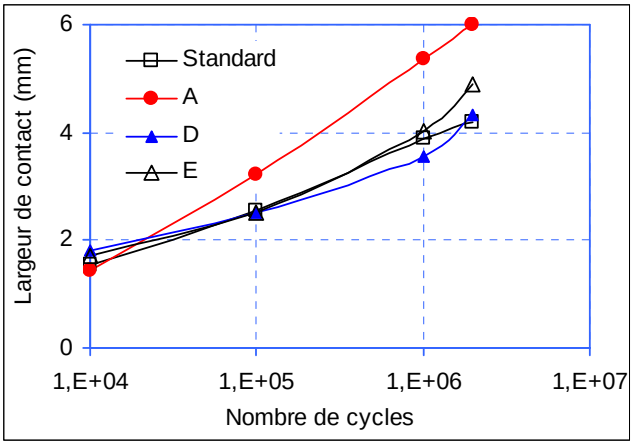


Figure 4.38 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle pour la pression P1

Pour la pression P_2, en présence de glissement, un écart entre les nuances apparaît dès le début des essais (figure 4.39). Cet écart diminue à 2.10^6 cycles, mais l'ordre des nuances reste le même : la nuance standard avec la largeur de contact la plus faible suivie des nuances D et E et enfin la nuance A avec la largeur de contact la plus élevée.

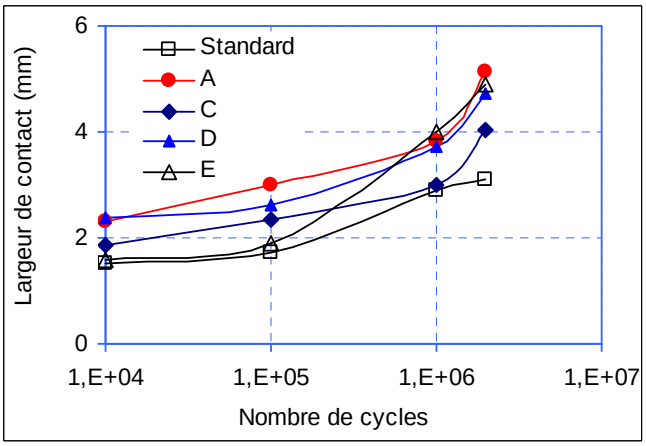


Figure 4.39 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle pour la pression P2.

Avec l'augmentation du nombre de cycles, les nuances D et E se rapprochent de la nuance A, avec une largeur de contact nettement supérieure à celle de la nuance standard.

4.2.3.2 Perte de masse

En plus de l'évolution géométrique, le contact entre échantillon et disque entraîne une perte de masse. Ce paramètre permet d'évaluer essentiellement l'usure abrasive, et, par comparaison avec la largeur de contact, de qualifier le type d'endommagement produit par les différentes conditions de contact (prédominance de la déformation plastique ou de l'abrasion dans la modification géométrique du pion).

4.2.3.2.a Nuance standard

Les mesures reportées sur la figure 4.40 donnent le pourcentage de perte de masse de la nuance standard pour chaque condition d'essai. L'analyse de ces résultats montre que :

- La perte de masse augmente avec la vitesse de glissement et le nombre de cycles, toutes choses égales par ailleurs.
- La perte de masse n'augmente pas de manière significative avec la pression de contact, mais elle augmente fortement avec la vitesse de glissement.
- L'évolution de la perte de masse avec les conditions de contact est identique à l'évolution de la largeur de contact sauf dans le cas de contact avec glissement où nous avons une grande perte de masse et une faible largeur de contact pour la pression la plus élevée et inversement pour la pression la plus faible.
- La perte de masse est environ deux fois plus importante pour un nombre de cycles deux fois plus élevé, notamment sous glissement.

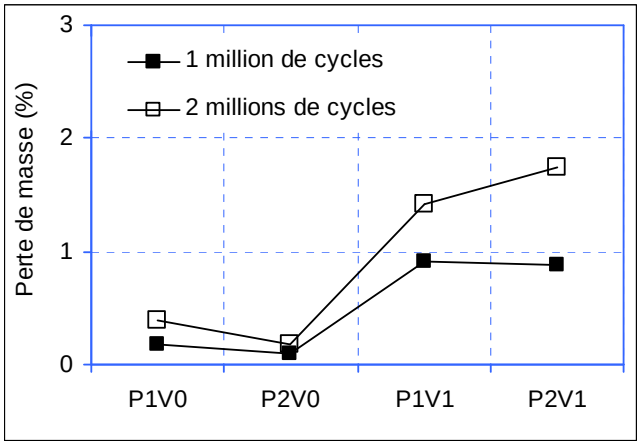


Figure 4.40 : Évolution de la perte de masse pour les différentes conditions de contact

Remarque : lorsque les conditions de contact changent, l'évolution de la perte de masse n'est pas corrélée avec celle de la largeur de contact, qu'il s'agisse de contact avec ou sans glissement. Dans le premier cas, l'interprétation est un peu délicate dans la mesure où à la fois le chargement et la longueur de glissement sont modifiés. Dans le second, seule la pression de contact est modifiée, et l'on peut faire l'hypothèse que la déformation plastique plus importante (se traduisant par une largeur de contact plus grande) entraîne un durcissement plus important du matériau, réduisant la perte de masse.

Ceci suggère a priori que le « taux » de non corrélation dans l'évolution des deux grandeurs (perte de masse et largeur de contact) en fonction des paramètres de sollicitation serait fortement dépendant de la capacité d'écrouissage du matériau.

4.2.3.2.b Comparaison avec les nouvelles nuances

Selon la figure 4.41, la perte de masse de toutes les nuances est supérieure à celle de la nuance standard. Les nuances D et E sont toutefois très proches de la nuance standard dans la plupart des conditions d'essai. La nuance A présente la perte de masse la plus élevée dans toutes les conditions d'essais ce qui signifie que c'est la nuance la moins résistante aux chocs et aux glissements.

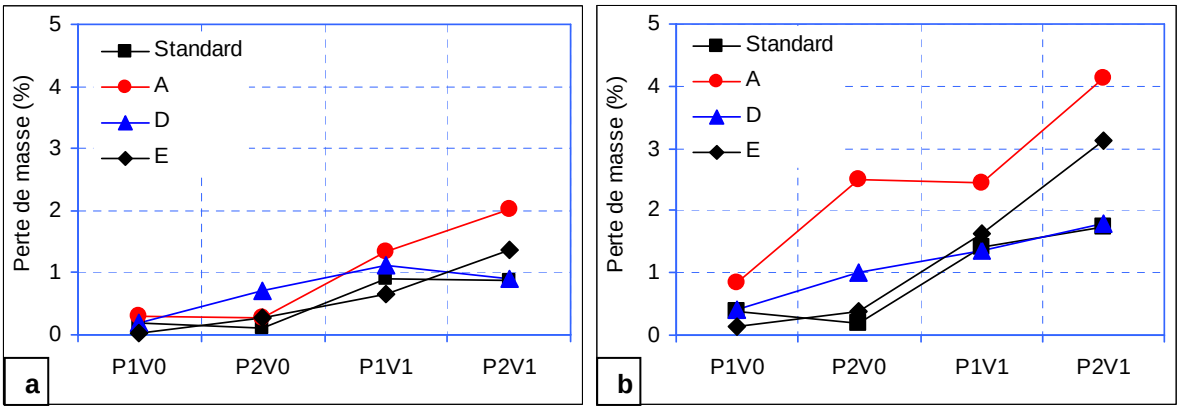


Figure 4.41: Évolution de la perte de masse en fonction des différents paramètres. a. 1.10^6 cycles et b. 2.10^6 cycles.

Remarque : dans le contact avec glissement, seule la nuance D a sa largeur de contact corrélée avec la perte de masse, indiquant peut-être une moindre capacité d'écrouissage sous ce type de sollicitation.

4.2.3.3 Evolutions microstructurales

Les sollicitations de chocs et glissement exercées sur les éprouvettes d'essais sont réputées écrouir fortement le matériau, et créer son durcissement. Dans cette partie on s'intéresse à l'effet de ces sollicitations sur le durcissement des nuances testées. Ceci nous permet d'évaluer leur effet et de voir s'il y a une similitude avec ce que nous avons vu sur les cœurs de voie endommagés et dans les autres modes de sollicitations.

4.2.3.3.a Nuance standard

Nous avons commencé par mesurer la dureté sous différentes forces à la surface de contact de la nuance standard (figure 4.42) pour les différentes conditions d'essai. Ces valeurs montrent un durcissement important dans le cas de contact par chocs purs avec des valeurs en général supérieures à celles mesurées lors du contact avec glissement. L'écart entre les deux conditions de contact est de 100HV pour la faible pression et 200HV pour la pression la plus

élevée. Cette différence pourrait être due à l'érosion de la couche superficielle par glissement (abrasion, écaillage). On note en outre que, sous la pression la plus élevée, la dureté, à faible charge, est plus élevée, et à forte charge cette dureté est plus faible : ceci traduit un durcissement plus élevé, mais sur une profondeur plus faible.

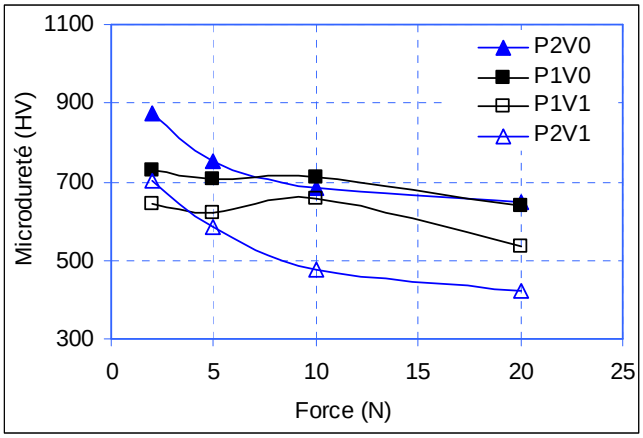


Figure 4.42 : Durcissement en surface sur la nuance standard à 2.10^6 cycles.

La dureté de la surface de contact sous une force de 2N est plus faible que celle mesurée dans les essais de roulement et plus proche de celle observée sur les cœurs de voie. Remarquons que les valeurs de perte de masse sont inversement proportionnelles à la dureté, comme on le supposait dans le paragraphe 4.2.3.2. Dans le cas de contact sans glissement, la perte de masse est plus faible sous P_2, dans le contact avec glissement la perte de masse est plus faible sous P_1.

Après les mesures de la dureté en surface sous différentes forces, des mesures de la microdureté sous une force de 2N ont été réalisées sur des pions de la nuance standard testée à 2.10^6 cycles. Ces mesures ont été réalisées en coupe longitudinale des pions parallèlement à la direction de frottement, afin d'évaluer la déformation et le durcissement sous la surface.

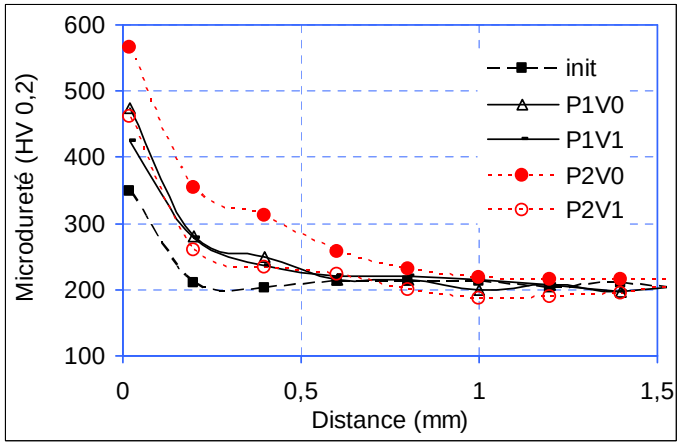


Figure 4.43 : Durcissement en coupe longitudinale de la nuance standard

Les résultats (figure 4.43) montrent les gradients de dureté obtenus entre la couche superficielle et le cœur de l'échantillon. On constate que la dureté superficielle est à peu près 3 fois celle mesurée à cœur sous la pression P2 sans glissement. Alors que la dureté mesurée dans les 3 autres conditions d'essais (P2 avec glissement et P1 avec et sans glissement) est de l'ordre de 2 fois la dureté à cœur. Ces examens mettent en évidence que les niveaux de dureté très importants obtenus par indentation normale n'affectent qu'une couche très superficielle (cette observation avait déjà été effectuée pour les essais de roulement).

Les observations de la microstructure en microscopie optique (figure 4.44) montrent une déformation plastique localisée en extrême surface des pions pour tous les essais.

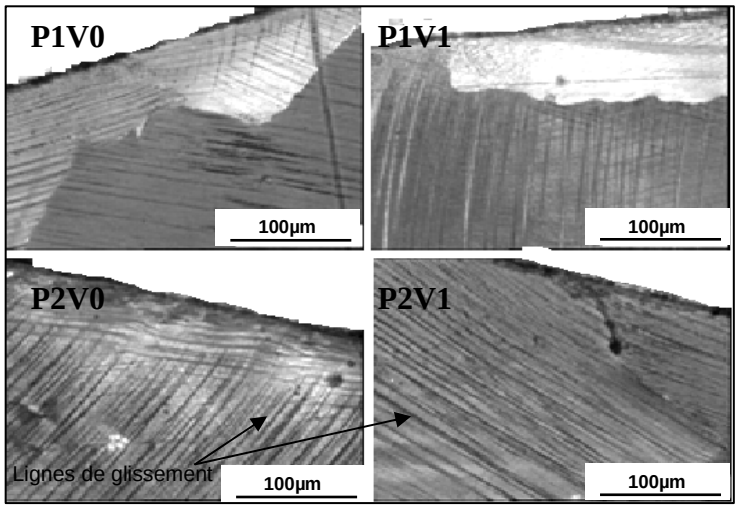


Figure 4.44 : Microstructure en coupe longitudinale des éprouvettes de la nuance standard.

Contrairement aux essais de roulement, ou même aux essais de traction et compression, l'examen ne révèle que peu de bandes de déformation sous la zone de contact. L'épaisseur affectée est très faible, voire presque nulle dans les cas avec glissement.

4.2.3.3.b Les autres nuances

Des mesures de dureté avec des forces croissantes comprises entre 2 et 2500 N, ont été réalisées sur la surface de contact des échantillons testés sous une pression P_1 à 2.10^6 cycles avec et sans glissement. Le but ici est de déterminer l'effet des conditions de contact sur le durcissement superficiel et de comparer la profondeur de la couche affectée des différentes nuances.

La figure 4.45 montre les courbes de dureté obtenues en fonction de l'inverse de la diagonale de l'empreinte d. Ces courbes présentent une partie linéaire pour les faibles forces d'indentation, puis une partie de décroissance plus rapide jusqu'à la dureté du matériau brut

lorsque la force augmente. On remarque à partir de ces courbes une différence significative de l'évolution de la dureté en surface en fonction de la force appliquée entre le contact avec et sans glissement. Cette différence se manifeste par une dureté plus faible et une chute plus rapide en fonction de la force pour le contact avec glissement par rapport au contact sans glissement.

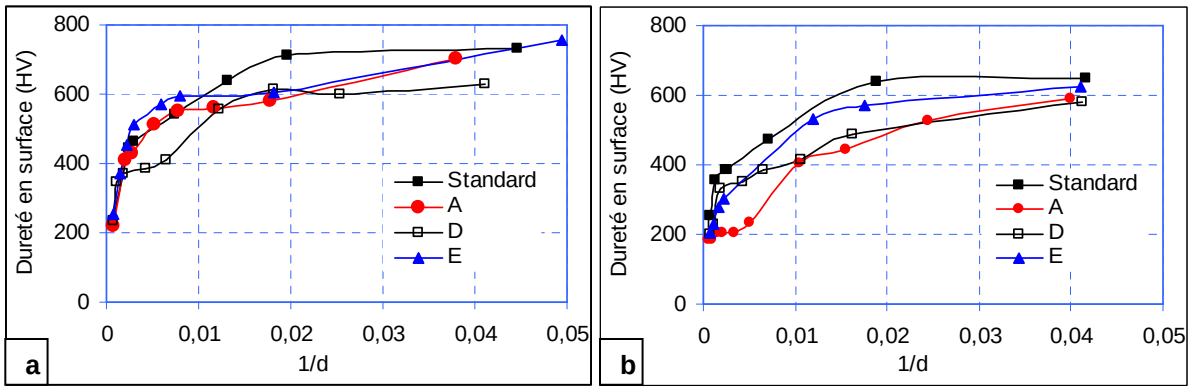


Figure 4.45 : Comparaison de la dureté normale à la surface de contact en fonction de (1/d) (μm^{-1}) pour la pression P1 à 2.10^6. a. sans glissement et b. avec glissement

Pour ce qui concerne les performances comparées des différentes nuances, ces courbes confirment la tendance observée par les mesures de perte de masse et de largeur de contact à savoir : une faible perte de la géométrie et de la masse initiale avec un durcissement important pour la nuance standard et inversement pour la nuance A qui présente le plus faible durcissement.

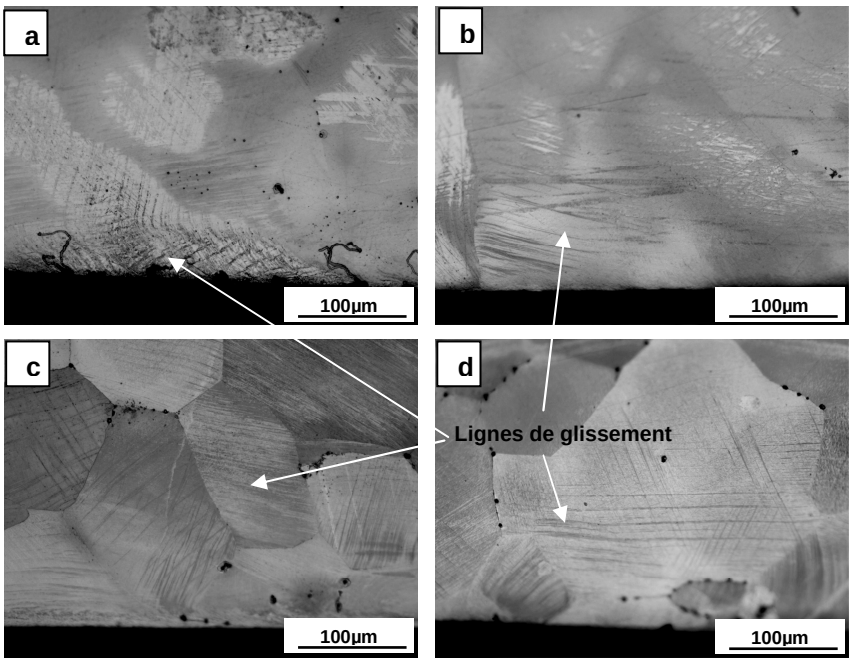


Figure 4.46 : Microstructure en coupe longitudinale des pions : Nuance A : a. P_1V_0 et b. P_1V_1, Nuance D : c. P_1V_0 et d. P_1V_1

La microstructure en coupe longitudinale des éprouvettes de chocs et glissement des nuances A et D est présentée par la figure 4.46. La zone superficielle est comparable à celle observée sur la nuance standard, c'est-à-dire peu perturbée par comparaison aux autres types d'essai, et ce même pour les essais sans glissement. D'après les mesures de dureté les couches affectées aurait une épaisseur d'environ 50µm. les examens métallographiques ne mettent en évidence aucun changement notable sur cette épaisseur en terme de bandes de déformation

4.2.3.4 Comparaison avec un acier à rail

Nos travaux ont concerné jusqu'à présent les aciers austénitiques au manganèse (Fe-Mn). Leur durcissement structural influence fortement leur résistance aux chocs et à l'usure.

Afin de compléter notre étude et d'avoir un élément de comparaison avec un acier de comportement classique, nous avons réalisé une campagne d'essais sur un acier à rail (R260) de structure perlitique. Ces essais ont été effectués dans les mêmes conditions que sur l'acier des cœurs de voie (nuance standard GX120Mn13). Ils ont permis de comparer ces deux aciers de compositions chimiques et structure différentes et montrer les avantages et les limites de chaque nuance. Les informations (composition chimique, microstructure et caractéristiques mécaniques) concernant ce matériau sont données en annexe 10.

4.2.3.4.a Évolution de la surface de contact

L'aspect des surfaces de contact de l'acier R260, à la fin de l'essai, est visible sur les figures 4.47 a et b : on note la formation de bavures tout autour de la surface de contact quelles que soient les conditions de l'essai.

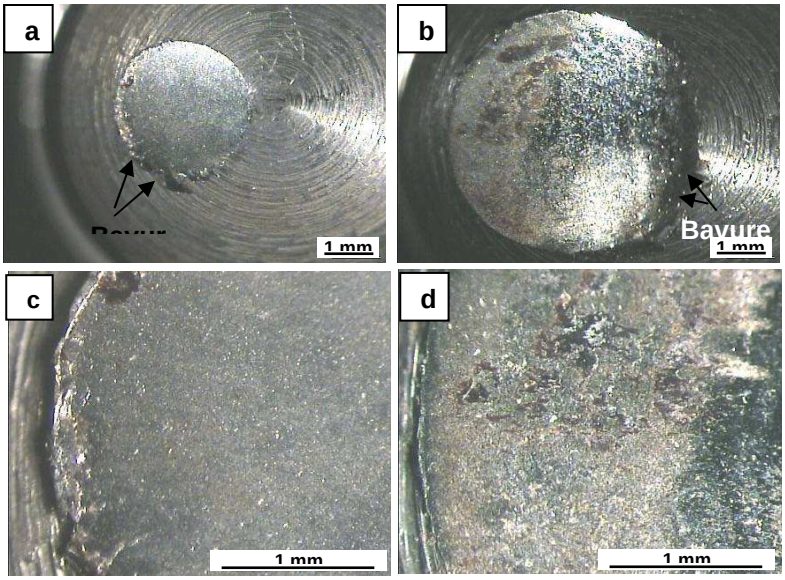


Figure 4.47: Evolution de la zone de contact de la nuance R260 à la force P1. a, c sans glissement V0, b et d. Avec glissement V1.

Ces bavures ne se forment pas sur l'acier Hadfield. Ces constatations prouvent que la nuance R260 résiste moins bien aux sollicitations de type glissement.

4.2.3.4.b Évolution de la largeur de contact

Effet des paramètres de sollicitations

La figure 4.48 présente l'évolution de la largeur de contact de la nuance R260 en fonction des différents paramètres. Ces courbes montrent l'influence de la pression de contact et du glissement sur l'acier R260. On remarque qu'à 2.10^6 cycles, pour une vitesse de glissement de 1 m/s, la largeur de contact est environ 2 fois celle mesurée pour un contact sans glissement.

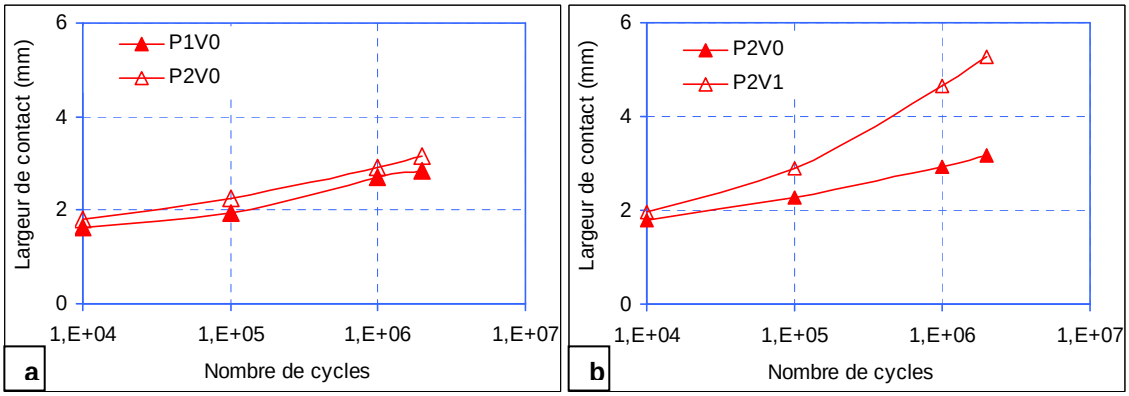


Figure 4.48 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle pour la R260. a. effet de la pression de contact et b. effet de la vitesse de glissement.

Comparaison avec la nuance standard

La comparaison entre la nuance standard de l'acier Hadfield et la nuance R260 pour la même pression de contact est présentée par la figure 4.49.

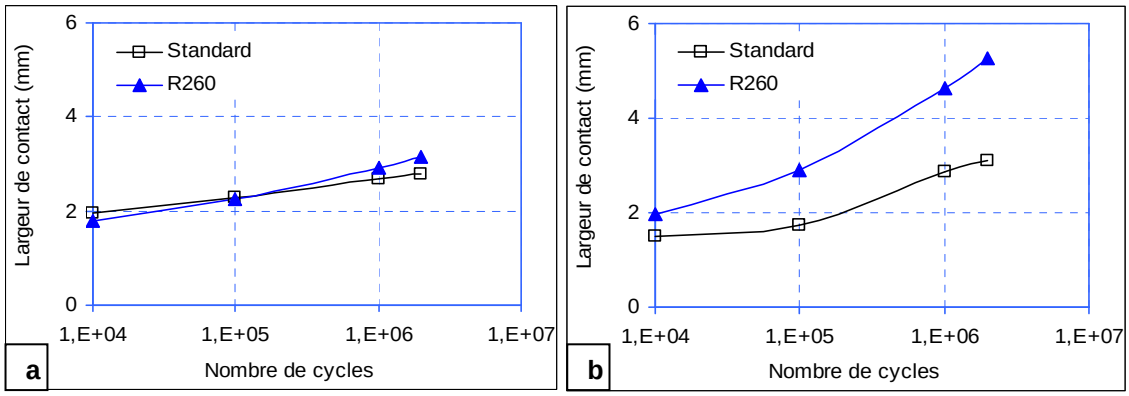


Figure 4.49 : Comparaison de l'évolution de la largeur de contact entre la nuance standard et la R260 en fonction du nombre de cycle sous la force P2. a. Sans glissement et b. Avec glissement

Ces résultats montrent que la résistance aux chocs est comparable entre les deux nuances (figure 4.49.a) ; toutefois le croisement des deux courbes suggère que, à nombre de cycles très élevé, la résistance aux chocs de l'acier Hadfield pourrait être supérieure. En revanche, la résistance au glissement de la nuance standard est nettement plus élevée que celle de la nuance R260 (figure 4.49.b). À partir de 10^4 cycles, l'écart entre les deux nuances augmente constamment avec le nombre de cycles.

4.2.3.4.c Évolution de la perte de masse

Des mesures de la perte de masse ont été également effectuées sur la nuance R260 en fonction des différents paramètres à 1.10^6 et 2.10^6 cycles. L'ensemble de ces résultats est présenté par la figure 4.50. Ils montrent que la perte de masse pour la nuance R260 dépend fortement de la nature de contact. En effet, pour la même pression de contact la perte de masse est de 2 à 3 fois plus importante quand le contact est avec glissement. En comparant les deux nuances, on voit que quelles que soient les conditions, la perte de masse est beaucoup plus importante pour la nuance R260, sauf dans le cas de contact avec glissement et faible pression de contact où la différence est négligeable. Ceci pourrait être dû au fait que la résistance de la nuance GX120Mn13 est plus faible dans cette condition (glissement sous faible contrainte). A noter que c'est dans ce cas que le durcissement superficiel semblait minimal.

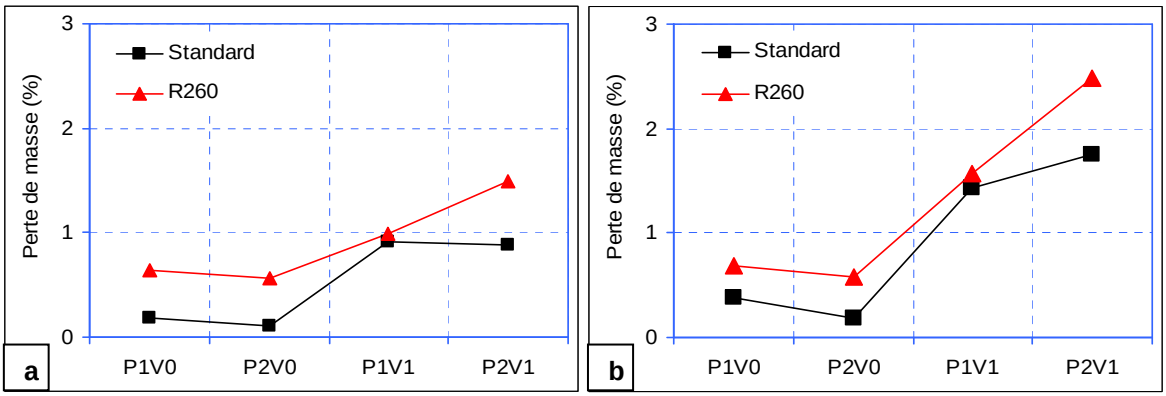


Figure 4.50 : Comparaison de la perte de masse entre la nuance standard et la R260. a. 1.10^6 cycles et b. 2.10^6 cycles.

Remarquons que pour la R260, perte de masse et largeur de contact sont bien corrélées, même avec glissement, indiquant un endommagement prédominant par abrasion.

4.2.3.4.d Durcissement

Les courbes de dureté en fonction de l'inverse de la diagonale d'empreinte d (figure 4.51) montrent un comportement de la nuance R260 comparable à celui de la nuance standard dans le cas du contact sans glissement et une chute plus précoce avec le glissement. Ceci est conforme aux résultats de perte de masse et de largeur de contact enregistrés sur la nuance R260 et pourrait expliquer sa plus faible résistance au glissement.

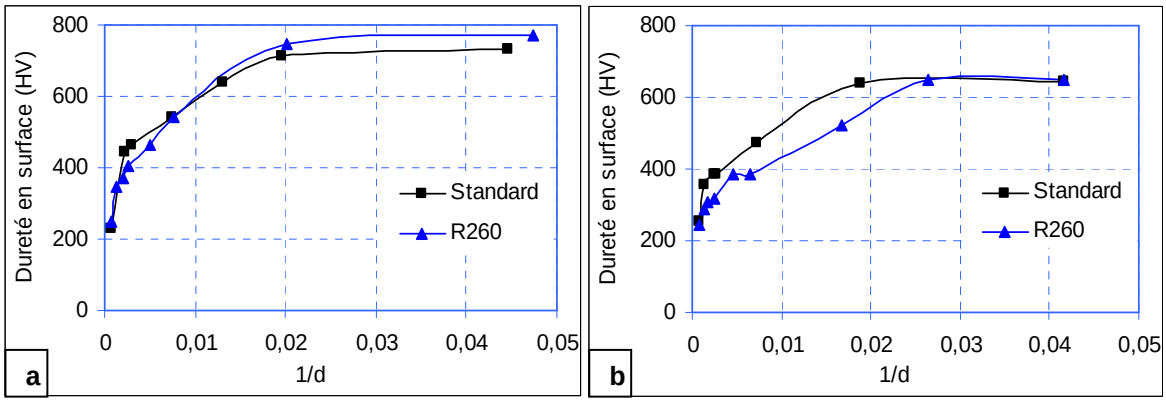


Figure 4.51 : Comparaison de la dureté normale à la surface de contact en fonction de (1/d) (μm^{-1}) pour la pression P1 à 2.10^6. a. sans glissement et b. avec glissement.

4.2.3.4.e Microstructure

La figure 4.52 présente la microstructure en coupe des échantillons en R260. On remarque :

- La formation d'un bourrelet au bord de la surface de contact ; ce bourrelet est plus épais en l'absence de glissement. En effet, les sollicitations de chocs déforment le matériau sur lui-même. En revanche, la présence de glissement crée une contrainte tangentielle en plus de la contrainte normale. Ce qui induit l'enlèvement de matière par abrasion.
- Une couche affectée plus épaisse dans le cas de contact sans glissement. La différence de la taille des couches affectées est probablement due à l'enlèvement de matière en présence de glissement (perte de masse 3 fois supérieure).

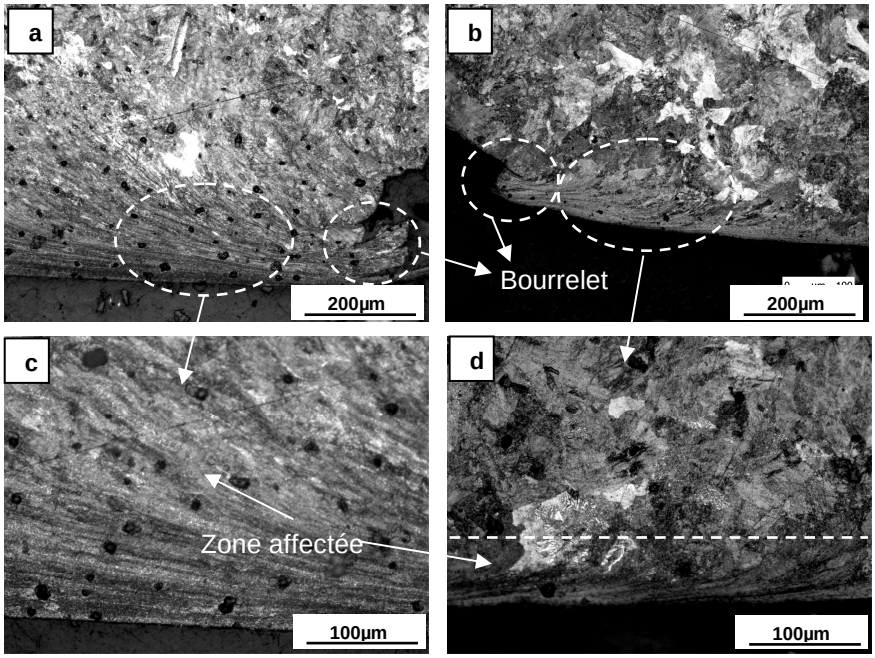


Figure 4.52 : Microstructure en coupe de la nuance R260 : a. P_1V_0, b. a. P_1V_1, c. zoom de (a) et d. zoom de (b).

4.2.3.5 Essais complémentaires

Des essais complémentaires sur la nuance standard ont été poursuivis jusqu'à 3.10^6 cycles pour observer les phénomènes susceptibles d'être présents au delà de 2.10^6 cycles. Les résultats de ces essais présentés par la figure 4.53, montrent que la largeur de contact continue d'augmenter. En observant ces résultats de plus près, on constate :

- Deux types d'évolutions en l'absence de glissement ; une augmentation régulière de la largeur de contact jusqu'à 1.10^6 cycles et une augmentation plus rapide entre 2.10^6 et 3.10^6 cycles.
- Pour la même pression de contact, l'écart entre les deux conditions de contact (avec ou sans glissement) augmente régulièrement jusqu'à 2.10^6 cycles, mais semble diminuer au delà.

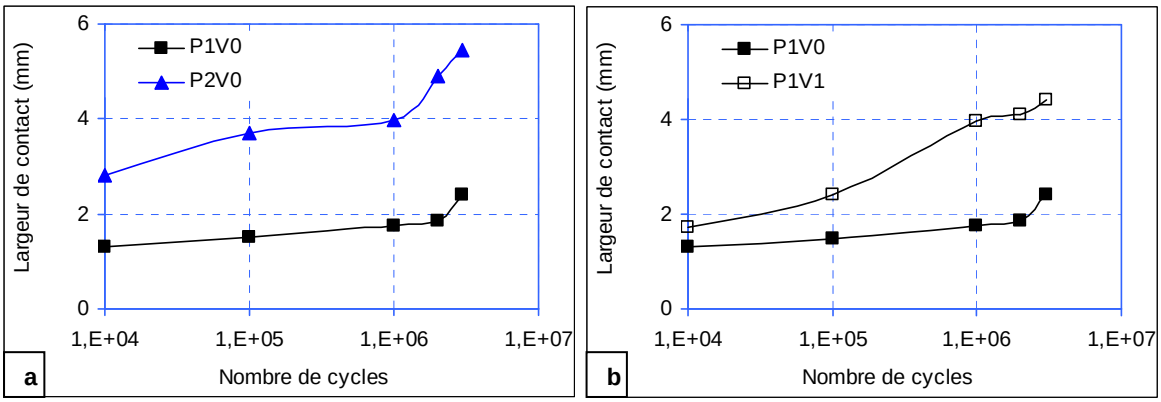


Figure 4.53 : Evolution de la largeur de contact en fonction du nombre de cycle de la nuance standard. a. Effet de la force à V0 et b. Effet de glissement à P1.

L'effet du nombre de cycles sur la perte de masse est illustré par la figure 4.54. On remarque à partir de ce graphique que la perte de masse est à peu près proportionnelle au nombre de cycles. En effet, quelles que soient les conditions de sollicitation, la perte de masse à 3.10^6 cycles est à peu près 3 fois celle mesurée à 1.10^6 cycles.

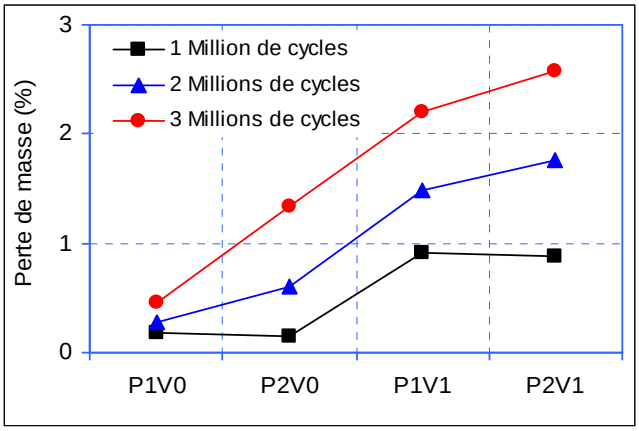


Figure 4.54 : Évolution de la perte de masse pour les différentes conditions de contact

Les mesures de la dureté normale à la surface en fonction de l'inverse de la diagonale sous différentes charges de mesures (figure 4.55) montrent que :

- En l'absence de glissement l'augmentation de nombre de cycles engendre une dureté superficielle légèrement supérieure à celle mesurée sous faible nombre de cycles. En revanche, la zone affectée est sensiblement équivalente.
- L'effet du nombre de cycles est plus marqué en présence du glissement. En effet, la dureté superficielle à 3.10^6 est inférieure à celle mesurée à 2.10^6 cycles. Ceci confirme l'effet abrasif du glissement et son influence sur le durcissement superficiel (cf 2.4.3).

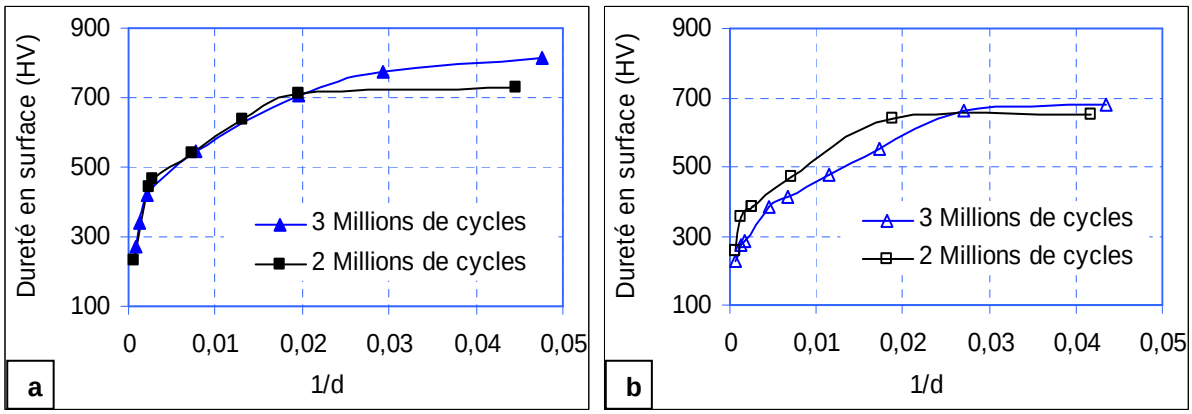


Figure 4.55 : Comparaison de la dureté normale à la surface de contact en fonction de (1/d) (μm^{-1}) pour la pression P1 à 2.10^6 et 3.10^6 cycles. a. sans glissement et b. avec glissement

Remarque : dans le cas du contact sans glissement, on observe une accélération de l'élargissement du contact et de la perte de masse entre 2 et 3.10^6 cycles, accélération qui pourrait être due au démarrage ou à l'accélération de l'usure par écaillage.

4.2.4 Discussion des résultats

La synthèse qualitative des divers résultats obtenus montre qu'en l'absence ou présence de glissement, la largeur de contact semble peu sensible au glissement durant 10^4 cycles. Le pion serait donc soumis essentiellement durant ces cycles à une déformation plastique qui le durcit. Après cette phase, l'évolution dépend du glissement.

- Si le glissement est faible, le processus de déformation se poursuit avec peu de perte de matière effective.
- En revanche, un glissement significatif produit un élargissement marqué du contact et induit une perte de masse alimentée par la couche écrouie de surface. On aurait donc atteint la limite de résistance en compression-cisaillement de cette couche. Sa dureté est inférieure à celle observée en l'absence de glissement, ce qui suggère qu'elle résulte d'une compétition entre le durcissement induit par les sollicitations mécaniques et l'usure qui tend à limiter le durcissement en ôtant de la matière.

La figure 4.56 présente la comparaison perte de masse largeur de contact pour les différentes nuances testées à 2.10^6 cycles à différentes pressions et sans glissement marqué. Ce graphique représente les performances relatives des diverses nuances pour des sollicitations du type chocs. On remarque que tant du point de vue de la déformation plastique apparente que de la perte de masse par abrasion, la nuance A est la moins bonne alors que la nuance standard est la meilleure. La nuance A présente une perte de masse 2 à 10 fois supérieur celle mesurée pour la nuance standard. Toutefois, à faible pression, la nuance D est équivalente à la nuance standard pour la perte de masse et la nuance E est supérieure, alors que, à forte pression, la nuance E a des performances comparables à celles de la nuance standard.

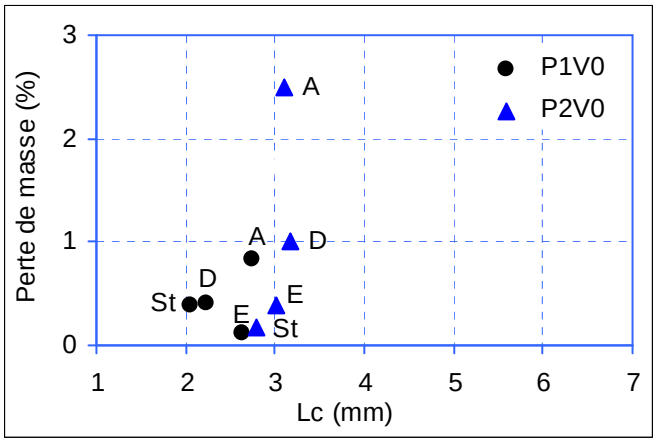


Figure 4.56 : Comparaison perte de masse/largeur de contact

Dans le cas de sollicitation avec glissement (figure 4.57), quel que soit le critère, la nuance A est la moins performante et la nuance standard la plus performante. Toutefois, à faible pression, les nuances E et D sont proches de la nuance standard. Par ailleurs, dans le cas de forte pression, les longueurs de contact de A, D et E sont comparables, mais la perte de masse de A est la plus élevée. Ceci suggère que pour cet alliage, la contribution de l'usure par abrasion à l'évolution de la largeur de contact est plus élevée que pour les deux autres alliages.

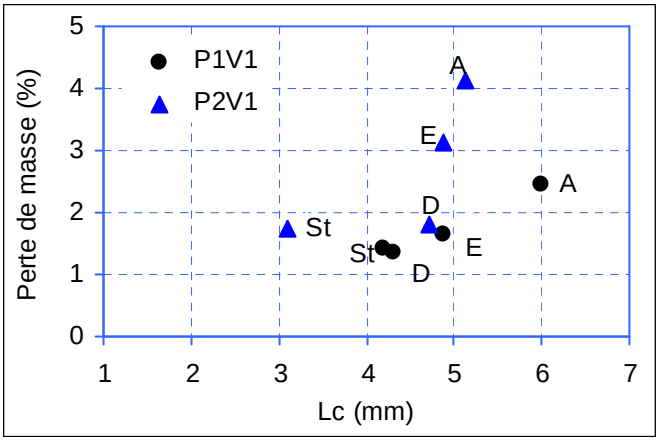


Figure 4.57 : Comparaison perte de masse/largeur de contact

4.2.5 Conclusion partielle

La résistance aux chocs et au glissement de l'acier Hadfield a été étudiée sur un banc d'essai spécialement conçu et réalisé à cet effet. La largeur de contact ainsi que la perte de masse nous ont été mesurée dans les différentes conditions d'essais, avec et sans glissement. Ces deux grandeurs augmentent avec le nombre de cycles ; cette évolution est assez lente et peu marquée dans le cas sans glissement, et beaucoup plus rapide dans le cas avec glissement.

La comparaison de l'évolution de ces deux paramètres en fonction des conditions de contact permet de mettre en évidence la prépondérance de la déformation plastique ou de l'usure abrasive sur l'endommagement.

Dans tous les cas la perte de masse est inversement proportionnelle au durcissement mesuré en surface. Ce dernier étant en général plus faible lorsqu'il s'agit de contact avec glissement. La comparaison de ces résultats confirme que l'acier Hadfield possède un excellent comportement sous ce type de sollicitation, meilleur que celui d'un acier à rail, plus dur (R260). Il reste également globalement un peu plus performant que les nouvelles nuances proposées. La nuance E étant toutefois susceptible de faire jeu égal, notamment dans le cas de chocs purs.

Conclusions

Dans ce chapitre nous avons étudié le comportement tribologique de la nuance actuelle de l'acier des cœurs de voie (nuance standard : GX120Mn13) et de cinq nouvelles nuances en acier austénitique au manganèse. L'étude a été effectuée par :

1. Des essais de roulement sur un tribomètre rotatif avec un montage spécifique afin de caractériser la fatigue de contact en roulement de ces aciers.
2. Des essais de chocs-glissement sur une machine spécialement conçue et réalisée à cet effet. Les essais sur cette machine nous ont permis d'étudier le comportement des différentes nuances à des sollicitations de chocs avec et sans glissement marqué.

La forte capacité d'écrouissage mise en évidence par les essais mécaniques, se manifeste aussi dans l'essai de roulement qui, par ailleurs, présente une première voie intéressante pour simuler les sollicitations en service des cœurs de voie. L'effet des différents paramètres; force appliquée, vitesse de rotation et nombre de cycles a été étudié. Cette étude confirme la très forte capacité d'écrouissage de cet acier. La dureté HV en surface dépasse 1000 après $1{,}5.10^5$ cycle de roulement. Cette dureté diminue quand la force appliquée diminue, mais augmente avec la vitesse de roulement. La surface de contact s'agrandit au cours des cycles, et, après essai, présente des mini-fissures et des microcavités traduisant un micro-écaillage.

L'évolution de la longueur de contact en fonction du nombre de cycles des différentes nuances est comparable à celle de la nuance standard. En revanche, l'évolution de la dureté en surface n'est pas la même, avec des valeurs plus faibles pour les nuances A, B et C. Ce résultat est conforme aux résultats des essais de compression. Le comportement en roulement de la nuance E est comparable à celui de la nuance standard avec le même niveau de durcissement en coupe et la même évolution de microstructure en fonction du nombre de cycles. En revanche, la vitesse de roulement n'a qu'un faible effet sur le comportement en roulement de cette nuance.

Le comportement de l'acier des cœurs de voie aux sollicitations de chocs se révèle très différent suivant les conditions de contact. Si dans les deux cas testés ici (sans glissement et avec glissement à 1m/s) on observe une augmentation très significative des dimensions du contact, on constate que l'accroissement de cette usure apparente est plus faible pour le contact sans glissement. Nous montrons que cela provient d'une augmentation de la dureté superficielle due à la déformation par chocs. Nous associons cette augmentation de dureté à la capacité d'écrouissage importante de ce matériau sous l'effet de ce type de sollicitation. La perte de masse est aussi un bon indicateur de la résistance à l'usure. Les valeurs mesurées permettent de conclure sur la nature de l'usure observée.

Nous avons complété l'étude du comportement des différentes nuances : A, D et E, par des essais de chocs-glissement. Leur comportement a été comparé à celui de la nuance standard. Cette étude a montré que l'usure dépend non seulement des conditions de sollicitations, mais aussi du type de matériau testé. En effet, les résultats montrent que la nuance standard qui possède les valeurs les plus élevées de dureté initiale et de résilience a les meilleures performances. Les nuances D et E présentent un comportement comparable dans certaines conditions du fait de la similitude de leurs caractéristiques initiales. Leur comportement est très proche de celui de la nuance standard, ce qui est conforme aux résultats de la mesure du comportement mécanique. La nuance A, a la résistance à l'usure la plus faible par rapport aux autres nuances. Ceci s'explique par ses valeurs plus faibles de dureté initiale et de résilience. Cette différence est liée à sa composition chimique.

Conclusion générale et perspectives

Dans le contexte de l'augmentation constante du trafic ferroviaire, et dans le cadre de l'amélioration de sa disponibilité, les pièces qui constituent la voie doivent avoir une durée de vie de plus en plus importante afin de limiter les opérations de maintenance qui engendrent des perturbations conséquentes du trafic et par corollaire des pertes d'exploitation pour le gestionnaire du réseau. Les cœurs de voie, qui constituent la partie centrale des aiguillages ferroviaires, sont parmi les pièces les plus sollicitées. Cette étude, menée en collaboration avec Outreau Technologies et Eurotunnel, dans le cadre d'un projet TTSA (Track Train System Availability - disponibilité de l'infrastructure ferroviaire), vise à augmenter les performances des pièces pour cette application.

Ces pièces de grandes dimensions sont actuellement fabriquées par fonderie en acier Hadfield de composition GX120Mn13. Cet acier est connu depuis plus d'un siècle pour sa grande capacité d'écrouissage et sa bonne résistance à l'usure. L'austénite constitutive de l'acier de ces pièces, soumise à des contraintes élevées et répétées, se durcit fortement. Toutefois, sous l'effet des contraintes de service, qui sont difficiles à évaluer, certaines zones du cœur de voie subissent des endommagements nécessitant un rechargement précoce. Il s'agit de la pointe et des pattes de lièvre, qui se situent de part et d'autre de la lacune dans la file et sont soumises, en plus des contraintes de roulement et de glissement à des chocs au passage des trains. Plusieurs types d'endommagement ont pu être caractérisés sur des cœurs de voie déposés. Nous avons notamment observé des fissurations s'initiant en surface et se propageant ensuite parallèlement à la surface de roulement, occasionnant éventuellement de l'écaillage. Le niveau de dureté atteint par écrouissage dans les zones fissurées est compris entre 500 et 600 HV, soit 2 à 3 fois la dureté initiale du cœur de voie. Un autre type d'endommagement, constaté sur un cœur rechargé est de l'usure douce, mais la dureté du matériau résiduel reste du même ordre de grandeur.

Parmi les différentes voies possibles pour l'amélioration des performances des cœurs de voie, celle mise en œuvre dans ce travail est le développement de nouvelles nuances à partir de la composition chimique de base. La démarche a visé deux objectifs : supprimer le traitement thermique d'hypertrempe pratiqué pour remettre en solution les carbures intergranulaires fragilisant le matériau d'une part, augmenter la résistance à l'usure par formation d'une seconde phase finement dispersée à l'intérieur de l'austénite d'autre part. Les données de la littérature nous ont amenés à proposer 12 compositions chimiques différentes en faisant varier la teneur en Mn, le rapport Mn/C et les éléments d'addition mineurs. Ces

élaborations ont été soumises aux essais de flexion par choc et de soudabilité, servant à la qualification des cœurs de voie. Ceci nous a permis de retenir 5 nuances (désignées par les lettres A, B, C, D et E) qui ont été caractérisées par la suite en termes de propriétés mécaniques et tribologiques, en comparaison avec la nuance standard.

Pour ce travail, nous avons développé une procédure expérimentale innovante, englobant des essais mécaniques (traction et compression à différentes vitesses), de roulement et de chocs-glissement sur une machine spécialement conçue à cet effet. Des mesures de microdureté et des observations de la microstructure au microscope optique et au microscope électronique à balayage équipé d'un module d'analyse EBSD ont permis de déterminer les évolutions microstructurales associées aux diverses conditions d'écrouissage. La nuance standard (GX120Mn13) a fait l'objet d'une caractérisation complète, tandis que les autres nuances ont été étudiées de manière comparative.

Dans un premier temps, les essais de traction et de compression ont permis de mettre en évidence l'influence de la vitesse de déformation sur ce type de matériau : la ductilité augmente en général avec la vitesse de déformation. Les analyses EBSD ont permis d'identifier des macles, à différents taux de déformation, pour les différentes nuances. Cependant, leur quantification n'a pas été probante. Il paraît néanmoins raisonnable d'associer l'augmentation de la ductilité avec la vitesse de déformation avec une augmentation du maclage. Par ailleurs, différents indices montrent que le mécanisme de déformation par glissement des dislocations coexiste avec le maclage, et ce dans toutes les nuances : le taux d'écrouissage des différentes nuances est bien corrélé avec leur teneur en carbone ; les observations en EBSD mettent en évidence des moirés correspondant à des zones de faible désorientation à l'intérieur de certains grains ; l'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par une augmentation de la contrainte d'écoulement, tandis qu'une augmentation modérée de la température produit l'effet inverse. Pour les différentes nuances, le durcissement est corrélé en première approximation avec le taux de déformation, mais on constate également l'influence d'autres paramètres tels que la teneur en carbone ou la taille de grains. L'alliage E est notamment plus ductile de la nuance standard, toutefois c'est cette dernière qui présente le durcissement le plus important.

Le comportement tribologique a été étudié par l'évaluation de la résistance au roulement et aux chocs-glissement des différentes nuances. Ces essais ont permis d'étudier

l'effet sur ces matériaux de sollicitations estimées proches de celles exercées sur les cœurs de voies :

- La première partie est consacrée à l'étude de la résistance à la fatigue de contact en roulement, des différentes nuances sur un tribomètre rotatif. L'influence des paramètres tels que le nombre de cycles a été mise en évidence par des mesures de microdureté superficielle et en coupe et avec des observations de la microstructure. Une évolution considérable de la microstructure et de la dureté a été observée. La nuance standard et les nuances D et E présentent un durcissement superficiel comparable et supérieur à celui des autres nuances. Ces durcissements très élevés sont vraisemblablement à l'origine de la bonne résistance à la fatigue de ce type de matériau.
- L'étude de la résistance à l'usure par chocs-glissement a fait l'objet de la deuxième partie. Ces essais ont été réalisés sur une machine d'essais spécialement conçue et réalisée pour cette étude. On a ainsi étudié l'influence des différents paramètres tels que le nombre de cycles, la force normale (contrainte normale) et la vitesse de glissement (contrainte tangentielle) sur la résistance à l'usure. Les résultats de ces essais ont permis d'établir un classement final des nuances.

En prenant la nuance standard ayant subi un traitement thermique d'hypertrempe (TTH) comme référence, on constate que :

- Les nuances A, B et C sans TTH présentent des caractéristiques mécaniques et une résistance au roulement inférieures à la nuance standard.
- La nuance A sans TTH présente la plus faible résistance aux chocs et glissement.
- La nuance E avec TTH présente une meilleure ductilité et un comportement comparable en roulement et chocs glissement.
- La nuance D <u>sans TTH</u> présente des caractéristiques comparables à la nuance standard.

Ces résultats montrent l'influence de la composition chimique sur le comportement mécanique et tribologique des aciers de type Hadfield. La nuance D présente presque les mêmes comportements mécaniques et tribologiques que le standard, mais cette nuance ne nécessite pas un TTH, ce qui, d'un point de vue industriel peut être important. Toutefois, les propriétés mises en jeu dans l'application visée sont multiples. En raison de leurs excellentes caractéristiques mécaniques et tribologiques et leurs bonnes ténacités, les nuances D et E sont des matériaux prometteurs qui pourraient remplacer la nuance actuelle pour l'application des

cœurs de voie et remplir les exigences demandées par ces pièces en service. Un cœur de voie dont la composition chimique est celle de la nuance D ou E pourrait être mis en place sur le réseau d'Eurotunnel pour des essais en voie.

Ce travail précurseur sur les cœurs de voies, leve un certain nombre de verrous scientifiques et ouvre diverses perspectives. On pourrait notamment :

- Affiner et poursuivre l'amélioration des nuances D et E. En effet, une voie d'amélioration par l'ajout conjoint d'aluminium et d'azote avait été envisagée, mais n'a pas été explorée jusqu'au bout, par suite des difficultés rencontrées lors des premières tentatives d'introduction d'azote, se traduisant par la formation de bulles à l'intérieur des pièces. Cependant, l'introduction d'aluminium étant réputée modifier fortement les mécanismes de déformation de l'acier Hadfield, il serait intéressant d'étudier le comportement tribologique d'une telle nuance.
- Explorer les cinétiques de refroidissement en fonderie en vue d'amélioration de la microstructure des pièces. En effet, une des difficultés de l'étude dans l'interprétation des résultats découle d'une assez importante dispersion dans la taille de grains des différents échantillons, et ce, quelquefois au sein d'une même coulée. Par ailleurs, un grain fin étant très favorable aux caractéristiques mécaniques, il serait utile de maîtriser autant que possible les conditions permettant de l'obtenir.
- Poursuivre le travail initié sur l'effet combiné du roulement, des chocs et du glissement en vue de reproduire au mieux les endommagements de service. En effet, les résultats de cette étude suggèrent qu'un endommagement obtenu par l'effet conjoint du roulement et du glissement, ce dernier permettant d'éliminer par usure la couche superficielle la plus endommagée, voire de faire déboucher en surface des fissures initiées au niveau de la zone de contrainte maximale de Hertz, pourrait être davantage représentatif des endommagements de service. En parallèle, il faudrait poursuivre les essais de chocs à plus grand nombre de cycles afin de s'assurer que l'influence de ce type de sollicitation reste bien confinée en surface.

ANNEXES

Annexe 1 : Moyens de caractérisation……...178
Annexe 2 : Analyse de la flexion 3 points d'un corps s'écrouissant de manière linéaire…..183
Annexe 3 : Elaboration des nuances à l'échelle industrielle……..184
Annexe 4 : Essai de traction à 100°C sur la nuance standard……185
Annexe 5 : Mesure de l'auto-échauffement durant l'essai de traction……...187
Annexe 6 : Analyse EBSD dans la zone déformée en traction……..189
Annexe 7 : Comparaison des courbes de compression ……..……...195
Annexe 8 : Evolution de la microstructure des éprouvettes de roulement…….196
Annexe 9 : Observation de la surface de contact en chocs-glissement……..197
Annexe 10 : Caractéristiques de la nuance R260……...198

Annexe 1 : Moyens de caractérisation

1 Mesure de la microdureté

Les mesures de dureté permettent d'estimer la résistance à la pénétration locale d'un matériau. La microdureté quant à elle permet de déterminer la dureté d'un matériau à échelle très fine. Elle est pratiquée sur des coupes d'échantillon polies et elle permet l'évaluation de l'écrouissage, du traitement thermique ainsi que l'homogénéité de la structure et de la déformation d'un matériau. Le microdurométre du CEMEF (figure 1) est équipé de 3 objectifs (x10, x50 et x100) et de 2 indenteurs : Vickers et Knoop, tous deux en diamant. Les charges disponibles sont comprises entre 1 gf et 2000 gf. Cet appareil est piloté par ordinateur. Pour cette étude les mesures ont été effectuées avec un indenteur Vickers sous une charge de 200 gf pendant 5s et un objectif (x 50).

Figure 1 : Microdurométre

L'indenteur Vickers a une forme pyramidale à base carrée d'angle au sommet de 136°. Lorsqu'il est appliqué sur l'échantillon au moyen d'une force F, il produit une empreinte pyramidale de surface S. La dureté Vickers est définie par : Hv = F/S (en Kgf/mm^2 ou MPa)
Soit d la mesure de la diagonale (figure 16), la surface latérale de la pyramide est égale à :
S = d^2 / 2 sin (136/2)°. On en déduit HV = 2F sin 68° / d^2. Soit HV = 1.8544 F/ d^2. La dureté Vickers peut être reliée à la contrainte déformation plastique du matériau. Tabor a estimé une relation entre la dureté Vickers et la limite d'élasticité σ_e : $Hv \approx 3\sigma_e$

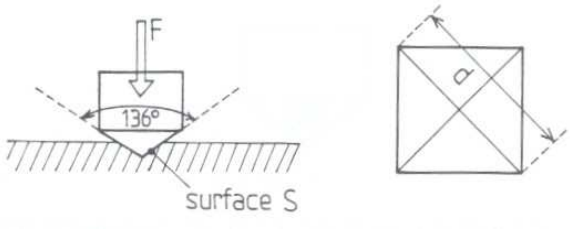


Figure 2 : géométrie de l'indenteur Vickers.

2 Microscopie optique

2.1 Macrographie

L'observation d'un échantillon commence à faible grandissement (x7 à x70), sur une loupe binoculaire : examen macrographique. Celui-ci peut être réalisé sur une pièce brute avant la découpe pour mesurer, par exemple, une striction sur une éprouvette de traction, ou pour observer une rupture. On peut aussi avoir recours à de simples photographies (avec un appareil photo numérique) pour garder une trace de l'état de la pièce avant la préparation ou pour des observations à plus grande échelle.

Les observations à la loupe binoculaire ont été effectuées sur le Microscope stéréoscopique OLYMPUS SZH10. Il permet d'obtenir des grandissements de 7 à 77 fois avec un éclairage par fibres optiques. Il est équipé d'une caméra CCD permettant l'observation sur écran ainsi que la liaison directe avec la carte d'acquisition de l'analyseur d'images.

2.2 Micrographie

L'examen au microscope des échantillons métalliques se base sur la réflexion de la lumière. Cette méthode n'est réalisable que sur des surfaces polies « miroir ». L'attaque, procédé final, n'altère pas la planéité et doit révéler la structure. L'observation de la microstructure des matériaux testés a été effectuée sur le microscope métallographique inversé à réflexion PMG 3 (résolution de 100 nanomètres) qui permet des grandissements de 100 à 1000 fois. Le zoom est utile pour les grandissements intermédiaires.

3 Microscopie Electronique à Balayage

3.1 Observation des faciès de rupture

Les observations des faciès de rupture ont été effectuées sur le MEB environnemental du CEMEF : PHILIPS XL30. Ce MEB est équipé d'une cathode en hexaborure de lanthane LaB_6. Grâce à un dispositif à 2 diaphragmes, l'échantillon peut être maintenu sous vide primaire à une pression d'environ 500 Pa tandis que l'ensemble « canon à électron-colonne » se trouve toujours sous vide secondaire comme dans un MEB normal. Le champ de vue est alors limité à 500 µm. Ce MEB peut également être utilisé en mode « CP » : pression contrôlée. La pression dans la chambre est comprise entre 0.5 et 1 mbar. Le champ de vue est dans ce cas de 2 mm. L'image est formée à partir des électrons rétrodiffusés.

3.2 Analyse EDS

Ce MEB est équipé d'un système de micro-analyse par dispersion d'énergie (EDS : Energy Dispersive Spectroscopy-Spectromètre sélectif en énergie). Il permet de réaliser les analyses chimiques (ponctuelles ou cartes de répartition des éléments chimiques) non destructives d'échantillons variés. La microanalyse définit la composition de l'échantillon à l'échelle microscopique.

3.3 Analyse EBSD

La technique de diffraction d'électrons rétrodiffusés (Electron Back Scattered Diffraction) permet de déterminer les orientations cristallographiques des matériaux. Le MEB PHILIPS est équipé d'un détecteur spécifique EBSD. On utilise la diffraction des électrons rétrodiffusés élastiquement pour obtenir sur un écran de phosphore un diagramme de diffraction constitué de pseudo-bandes de Kikuchi (figure 3) caractéristiques de l'orientation du grain analysé. Cette figure fournit des informations sur la symétrie, la qualité et l'orientation du réseau cristallin. Ainsi la canalisation est souvent utilisée pour déterminer l'orientation cristallographique d'une structure monocristalline ou la désorientation entre les grains d'un polycristal obtenue en balayant avec le faisceau d'électrons la surface de l'échantillon. Cette technique permet de sonder des profondeurs sous la surface libre de l'échantillon de l'ordre de quelques dizaines de nm. Elle peut également permettre d'évaluer la déformation d'un matériau. Cette méthode a été utilisée afin de mettre en évidence la déformation par maclage lors des essais mécaniques appliqués aux matériaux des cœurs de voie.

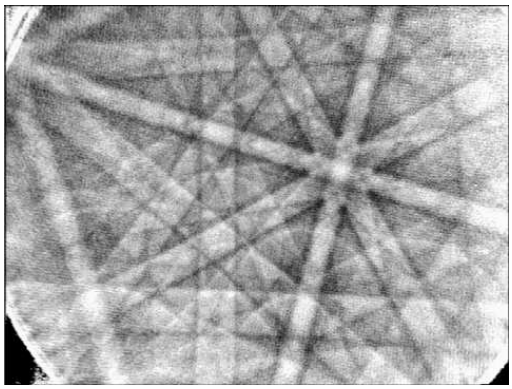


Figure 3: Figure typique formée par les électrons rétrodiffusés sur un écran luminescent.

4 Préparation des échantillons

4.1 Polissage électrolytique

Nous avons commencé par un bain destiné au polissage des aciers Ni-Cr, composé de 50 ml d'acide perchlorique, 100 ml de buthylglycol et 850 ml d'acide acétique refroidi à 8°C, l'attaque est effectuée à 30 volts pendant 2 min. Ce bain n'a pas donné de résultats. Nous avons essayé avec un deuxième bain destiné aux aciers inox, ce bain est composé de 1450 ml de méthanol, 300 ml de buthylglycol et 200 ml d'acide perchlorique refroidi à 0°C et maintenu à 40 volts pendant 30 s ; comme nous avons constaté que la surface étant noircie, nous avons diminué la tension à 30 volts ce qui nous a permis de mieux observer la surface de l'échantillon. Cette attaque a révélée la structure dendritique.

4.2 Préparation pour observation en microscopie optique et analyse EBSD

La préparation des échantillons pour l'étude de la microstructure en microscopie optique a été la même pour tous les échantillons

Les étapes d'une préparation sont les suivantes :

Découpage de l'échantillon avec la scie à fil.

- Enrobage de l'échantillon.
- Polissage mécanique (automatique ou manuel) sur polisseuse automatique (P = 6 bar, t = 150s et N =100 tr/mn)
  - Papiers abrasifs SiC 320/600/1200/2500/4000, lubrification à l'eau
  - Tissus 3µm (HSVERT PRESI) + alumine 3µm diamant, lubrifiant
  - Tissus 1µm (HSVERT PRESI) + alumine 1µm diamant, lubrifiant
  - OPS 0.02µm + produit OPS

Après chaque étape la face de l'échantillon en cours de polissage est rincée à l'eau et séchée sous air comprimé. Après la dernière étape de polissage mécanique (OPS), la face de l'échantillon est nettoyée à l'éthanol et séchée rapidement pour éviter l'oxydation, ensuite, on observe l'échantillon au microscope optique pour voir s'il présente des rayures, si oui on repasse l'échantillon à l'OPS, sinon on passe à l'étape suivante.

- Attaque chimique : après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler la microstructure. Le Nital à 4% d'acide nitrique donne de bons résultats pour le repérage des joints de grains.

4.3 Préparation pour observation en analyse EBSD

La préparation des échantillons pour analyse EBSD a été plus délicate. En effet plusieurs types de préparation ont été testés : polissage mécanique, polissage à la polisseuse vibrante à différents temps de maintien, polissage OPS, combinaison des deux types de polissage…. La préparation retenue pour l'analyse de la nuance standard est la même préparation que pour les observations en microscopie optique (4.2) avec à la fin une attaque au réactif de Kalling pendant 5 s puis polissage de finition à l'OPS (1 µm) pendant 5 min.

Bien que cette préparation ait donné de bon résultats sur la nuance standard, il a fallu l'adapter selon la nuance pour avoir les meilleurs résultats en jouant sur le temps de polissage et/ou d'attaque.

Annexe 2 : Analyse de la flexion 3 points d'un corps s'écrouissant de manière linéaire

La courbe d'écrouissage est supposée être :

$\sigma_0 = \sigma_1 \varepsilon$

On considère la flexion d'une plaque mince, d'épaisseur h et de largeur w. Comme la déformation varie linéairement à travers l'épaisseur (coordonnée y à partir de la mi-épaisseur), le moment de flexion M produisant un rayon de courbure R vaut :

$$\varepsilon = \frac{y}{R} \Rightarrow M = 2w \int_0^{h/2} \sigma_1 \frac{y}{R} y\, dy = \frac{\sigma_1 w h^3}{8} \frac{1}{R} = \frac{I}{R}$$

P est la force de flexion appliquée sur l'appui central; sur chaque appui latéral s'exerce P/2. Comme le moment à une distance x d'un appui latéral vaut Px/2, l'équation différentielle décrivant la forme de la plaque, supposée peu inclinée ($y'^2 \ll 1$), s'écrit :

$$I \frac{1}{R} = Iy''(x) = \frac{P}{2} x \quad avec \quad y'(L) = 0 \quad \Rightarrow \frac{I}{R_{\max}} = \frac{P\,L}{2}$$

On a donc :

$$Iy'(x) = \frac{P}{4}\left(x^2 - L^2\right) \quad \Rightarrow \quad I \tan\alpha = -y'(0) = \frac{PL^2}{4}$$

$$Iy(x) = \frac{P}{4}\left(\frac{x^3}{3} - L^2 x\right) \quad \Rightarrow \quad I\, f = -y(L) = \frac{PL^3}{6}$$

L'élimination de I entre ces relations fournit les relations (1.1) et (1.2). A noter que la définition du demi-angle de pliage n'est pas très claire. Ces formules donnent un ordre de grandeur des déformations, mais fournissent une estimation de σ_1 très peu réaliste pour les premiers chocs : on ne peut négliger la limite d'élasticité. Pour les derniers chocs, la flexion est trop marquée pour être décrite par ces formules simples (l'expression complète de la courbure doit être considérée).

Annexe 3 : Elaboration des nuances à l'échelle industrielle

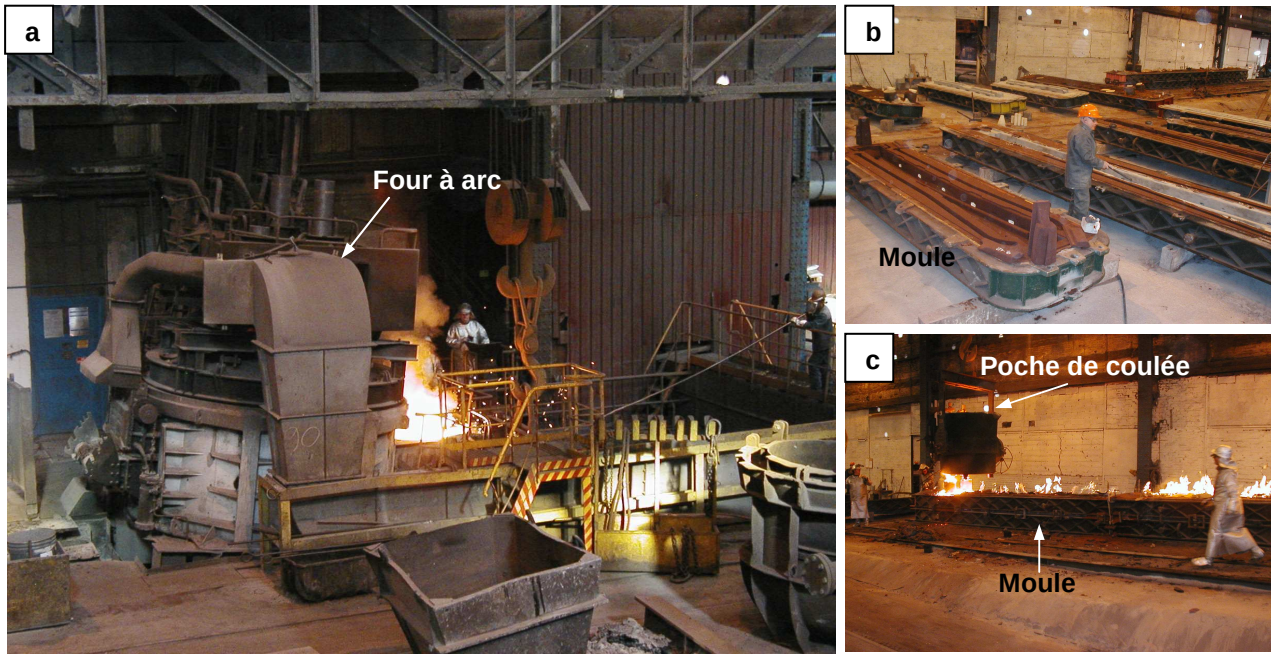


Figure : Opération de coulée industrielle. a. Four à arc, b. Moules et c. remplissage du moule,

Annexe 4 : Essai de traction à 100°C sur la nuance standard

1 Courbes contrainte-déformation

Des essais de traction effectués à 100°C sur la nuance standard avec une vitesse de déformation intermédiaire (0.7 s^{-1}) (figure 1), montrent un gain en ductilité avec une diminution de contrainte. Cet effet est plus marqué sur la nuance A. L'augmentation de la température peut donc expliquer au moins partiellement la chute de contrainte quand la vitesse de déformation augmente en grande déformation dans les essais de compression.

Notons au passage que la gamme de température de travail des cœurs de voie est de -30 à +80°C.

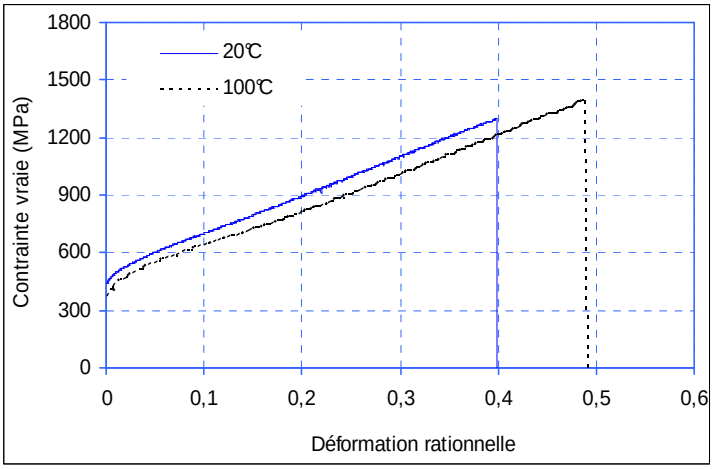


Figure 1 : courbe contrainte-déformation

2 Observation par analyse EBSD de la zone déformée

Les résultats d'analyse EBSD de la zone déformée par traction à 0.7 s-1 sont présentés dans les figures 2 et 3. Ces cartes montrent la différence entre la zone déformée et la zone non déformée. En effet, la zone déformée présente des lignes de déformation désorientée par rapport aux grains. Ces bandes ont une désorientation comprise entre 55 et 65°. Le pourcentage de ces bandes est de 20% dans l'éprouvette déformée à température ambiante (figure 2.a et b). et de 43% dans l'éprouvette déformée à 100°C (figure 3.a et b). Cette différence peut expliquer la ductilité plus importante du matériau à 100 °C.

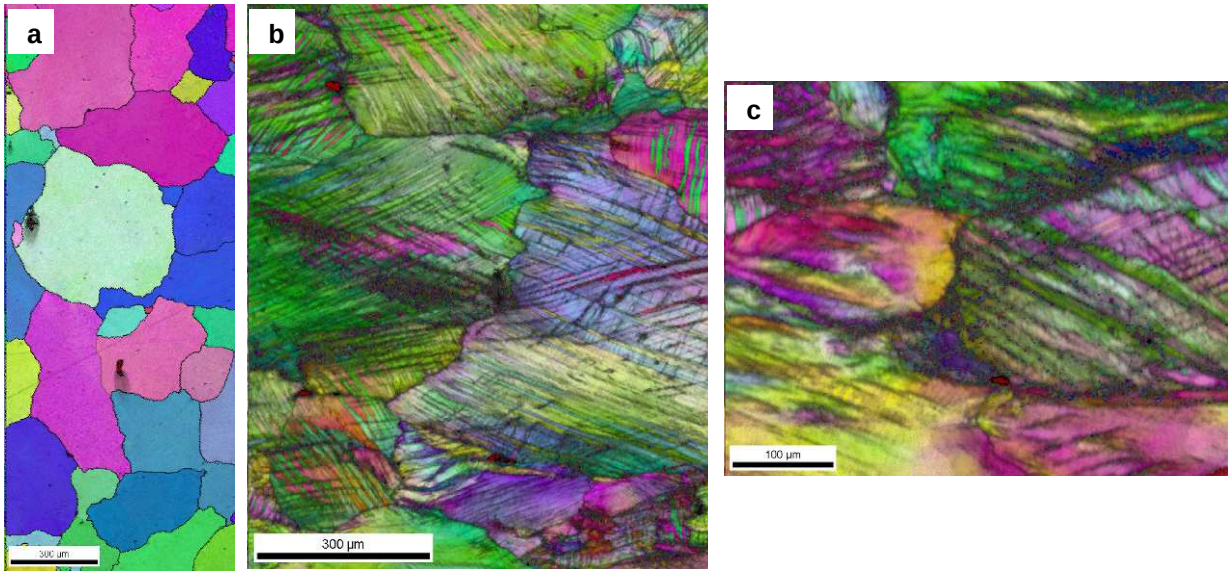


Figure 2 : Carte d'analyse EBSD de l'éprouvette de traction à 0.7 s^{-1} et 20°C: a. zone non déformé, b. zone déformée et c. zoom de la zone déformée.

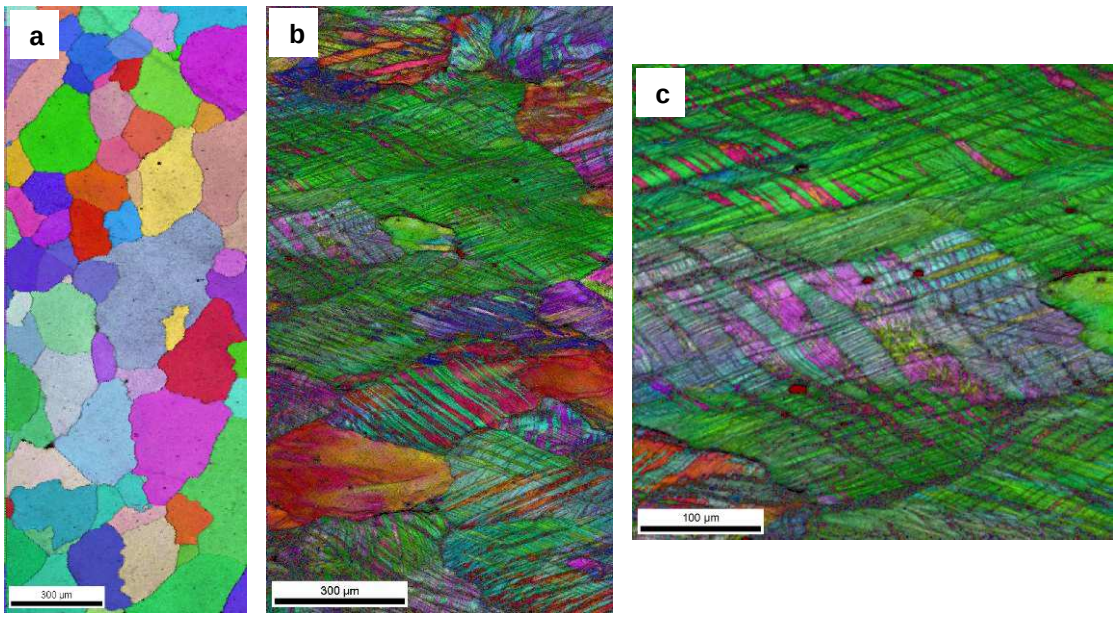


Figure 3 : Carte d'analyse EBSD de l'éprouvette de traction à 0.7 s^{-1} et 100°C: a. zone non déformé, b. zone déformée et c. zoom de la zone déformée.

Annexe 5 : Mesure de l'auto-échauffement durant l'essai de traction

1 Présentation des essais

L'objectif de ces mesures est de préciser l'ampleur de la dérive thermique de l'éprouvette en cours d'essai et ainsi d'apprécier son incidence sur la courbe contrainte-déformation mesurée. Cet essai consiste à mesurer l'échauffement de l'éprouvette de traction au cours de sa déformation jusqu'à la rupture. Cette mesure est réalisée avec deux thermocouples fins soudés aux éprouvettes de traction dans la zone centrale et près des mors de l'éprouvette (figure 1).

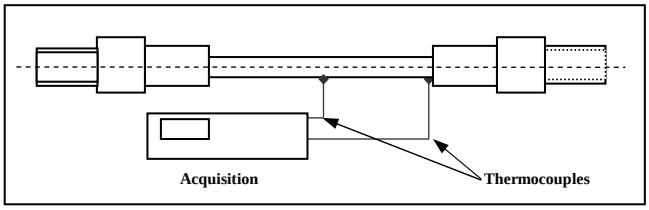


Figure 1 : Eprouvette de traction avec les 2 thermocouples soudés au milieu et au bord de la partie utile.

2 Interprétation de l'essai

La figure 2 présente l'évolution de la contrainte et de la température mesurée au milieu de l'éprouvette.

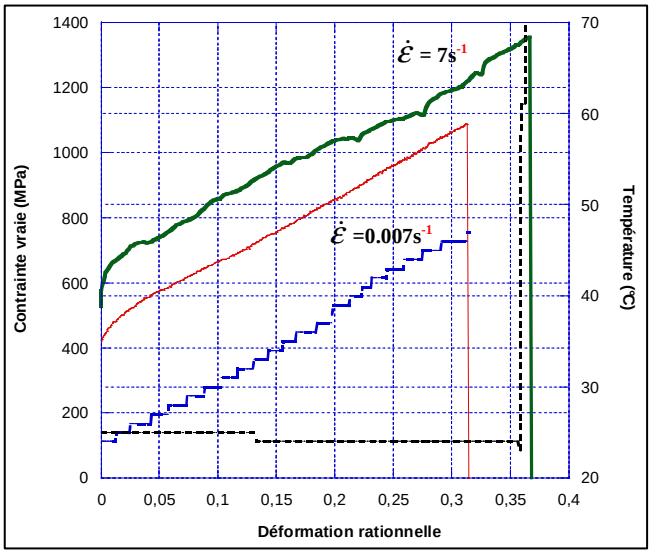


Figure 2 : Evolution de la contrainte et de la température (au centre de l'éprouvette) avec la déformation pour un essai de traction sur X120Mn12 à $\dot{\varepsilon}$ = 0.007 s^{-1} et $\dot{\varepsilon}$ = 7 s^{-1}.

Pour la plus faible vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$ =0.007 s^{-1}), l'échauffement suit l'évolution de la contrainte avec la déformation jusqu'à un échauffement maximal de 46°C à la rupture (σ=1085 MPa et une déformation rationnelle répartie de 31 %). La température du

thermocouple soudé au milieu de l'éprouvette est légèrement supérieure à celle du thermocouple du bord, du fait probablement de la conduction thermique vers les mors de l'éprouvette. Cette légère différence pourrait expliquer partiellement la striction diffuse si la contrainte est fonction décroissante de la température.

A la vitesse de déformation 1000 fois plus élevée ($\dot{\varepsilon}$ = 7 s^{-1}), l'échauffement maximal atteint à la rupture par le thermocouple du milieu est de 61 °C, alors que le thermocouple du bord donne 77 °C. A noter que le temps d'essai est beaucoup plus faible pour la vitesse de déformation la plus élevée (0,15 s) que pour la plus faible (60 s) et que la fréquence d'acquisition des mesures est assez faible. Les mesures effectuées dans ces conditions sont donc entachées d'incertitude. En outre, l'éprouvette a cassé juste au niveau de la soudure du thermocouple central, ce qui pourrait expliquer sa plus faible valeur. Néanmoins, la déformation et la contrainte à la rupture étant supérieures et le temps de déformation beaucoup plus petit, il est normal d'observer des échauffements supérieurs.

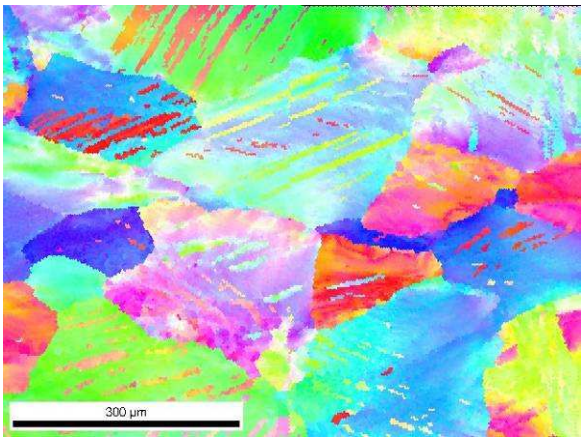
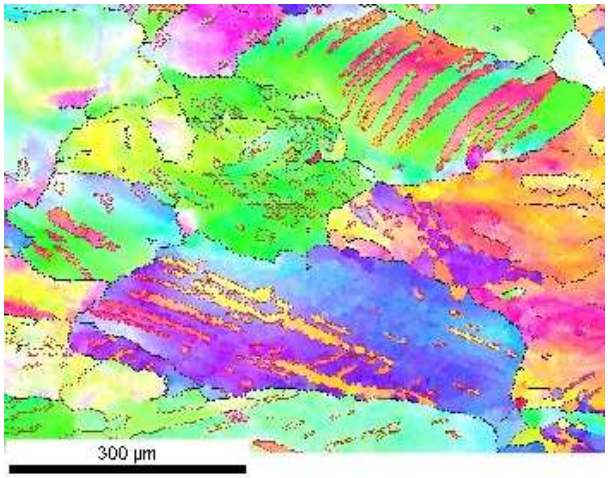
La comparaison de la variation de température mesurée et calculée (2) après déformation (tableau 1), montre une différence pour $\dot{\varepsilon}$ faible du fait de la durée de l'essai qui conduit à une perte de chaleur par conduction. En revanche, à $\dot{\varepsilon}$ la plus élevée, il n'y a pas une grande différence.

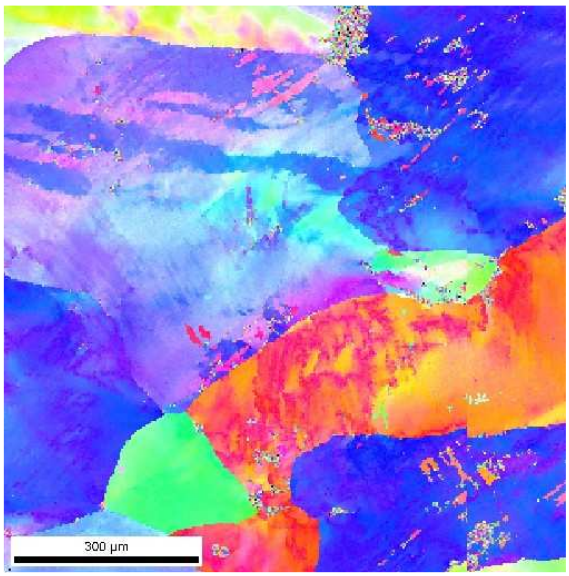
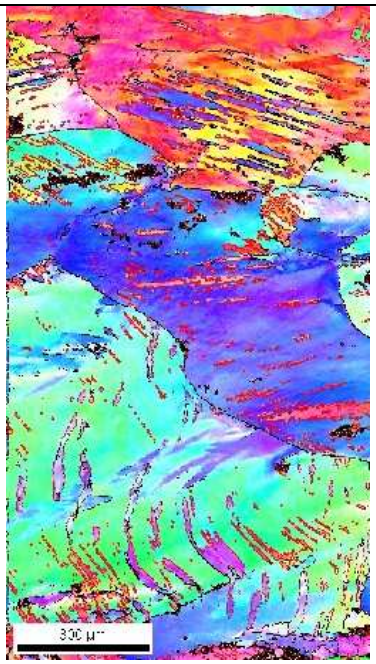
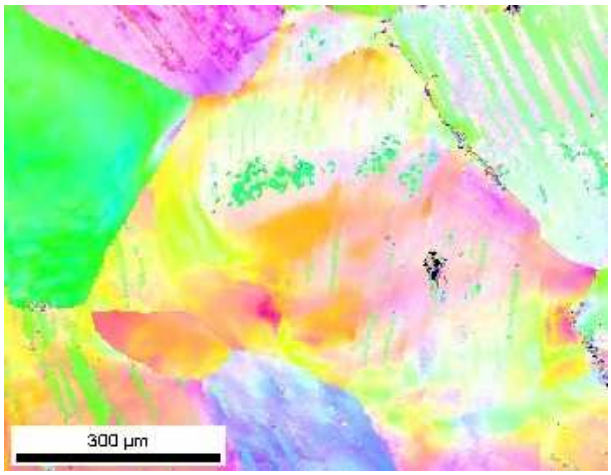
$$\Delta T = \bar{\varepsilon}.\frac{\bar{\sigma}}{\rho.c} \qquad (2)$$

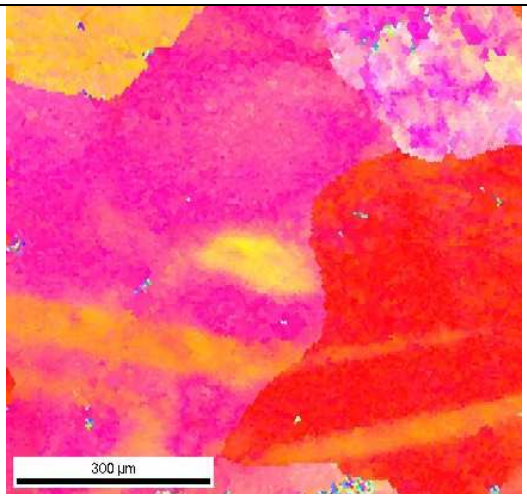
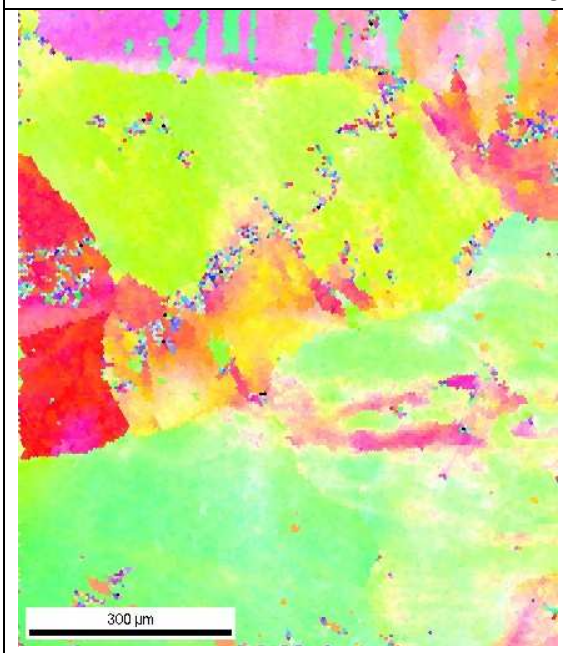
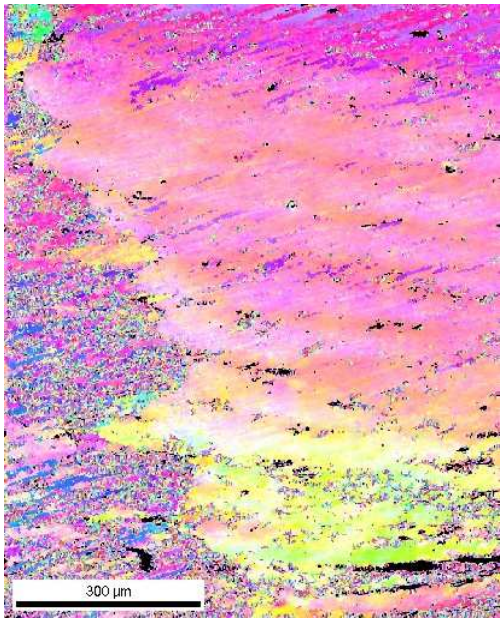
ΔT (°C)	mesurée	calculée
$\dot{\varepsilon}$ = 0,00 7 s^{-1}	*42*	*34*
$\dot{\varepsilon}$ = 7 s^{-1}	*76*	*55*

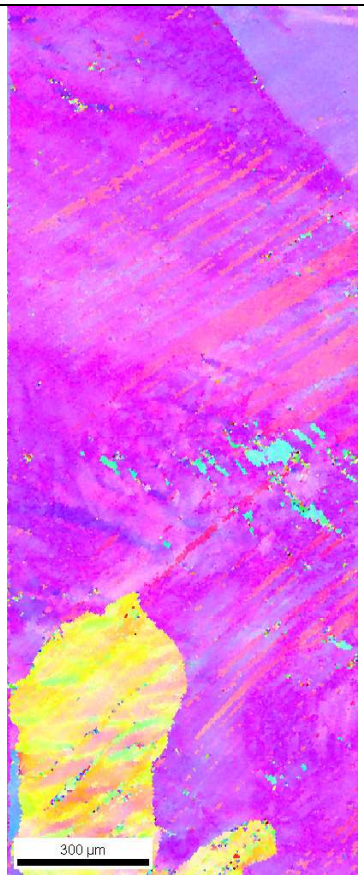
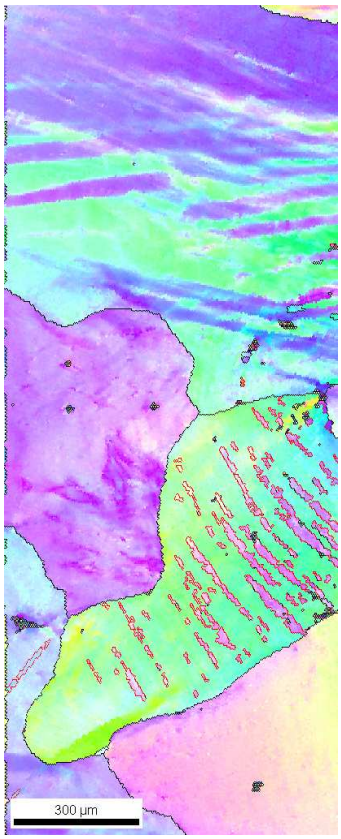
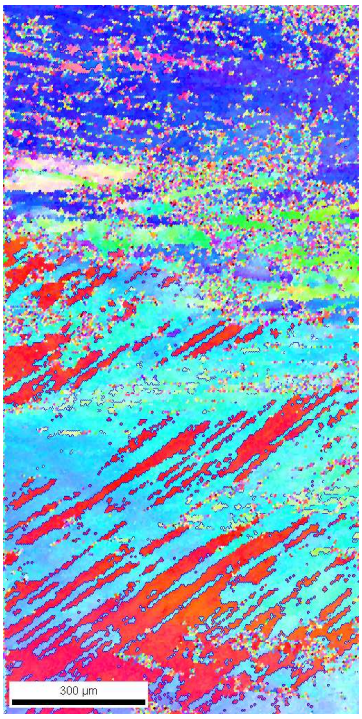
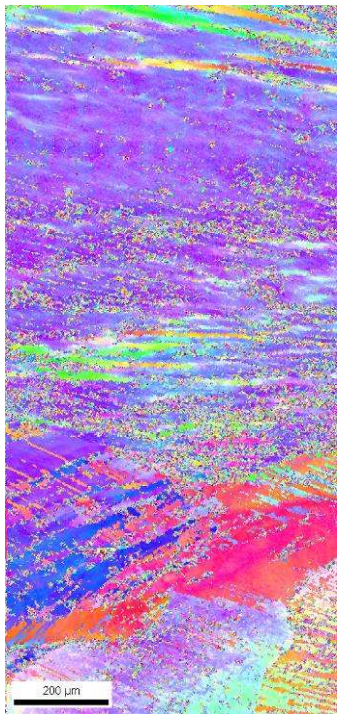
Tableau 1 : comparaison de la variation de la température mesurée et calculée à différents.

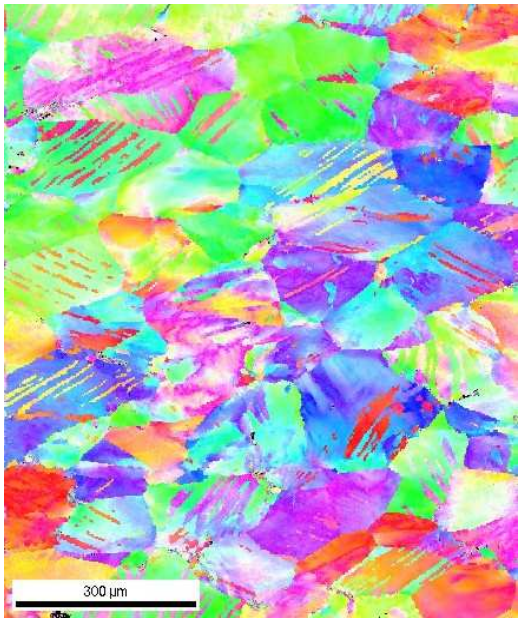
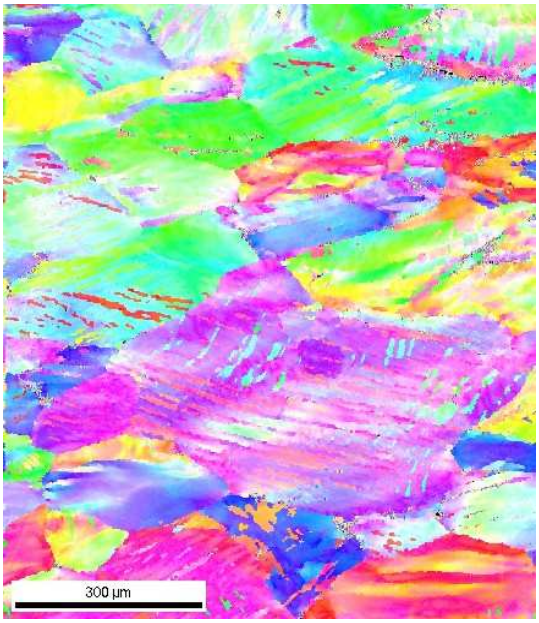
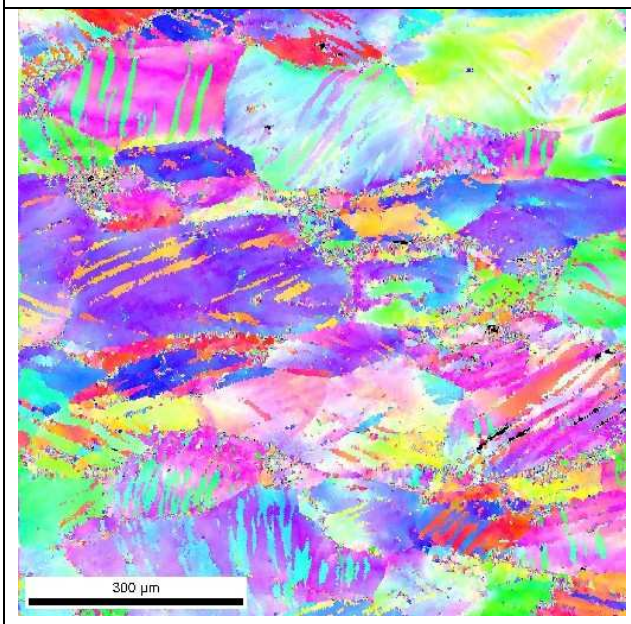
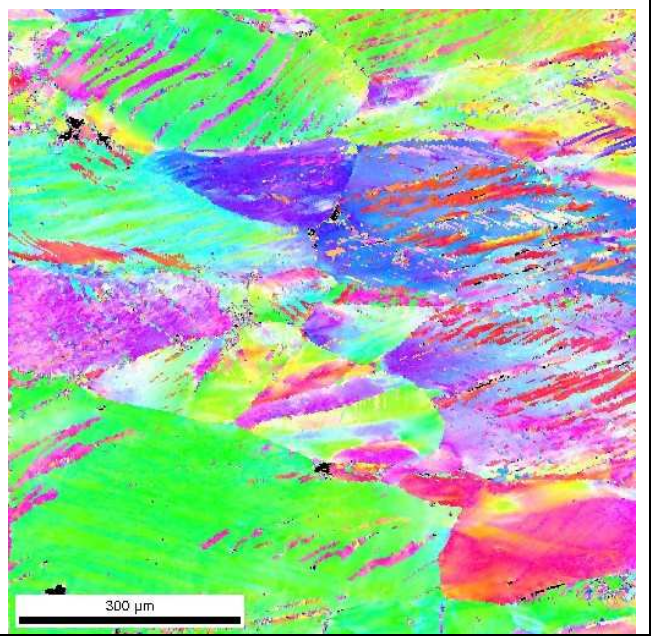
Annexe 6 : Analyse EBSD dans la zone déformée en tractio

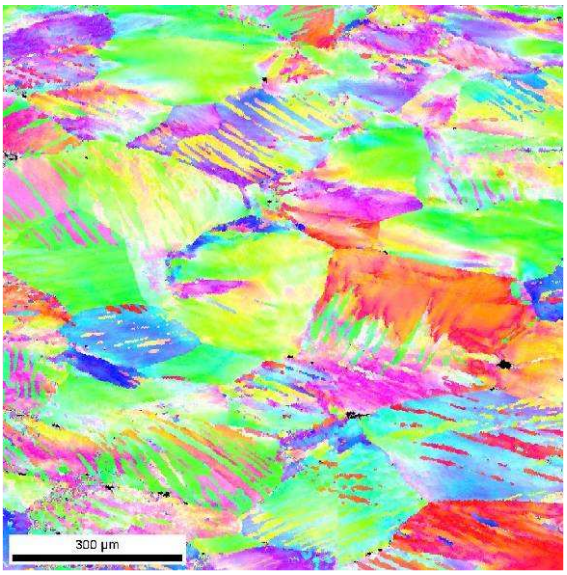
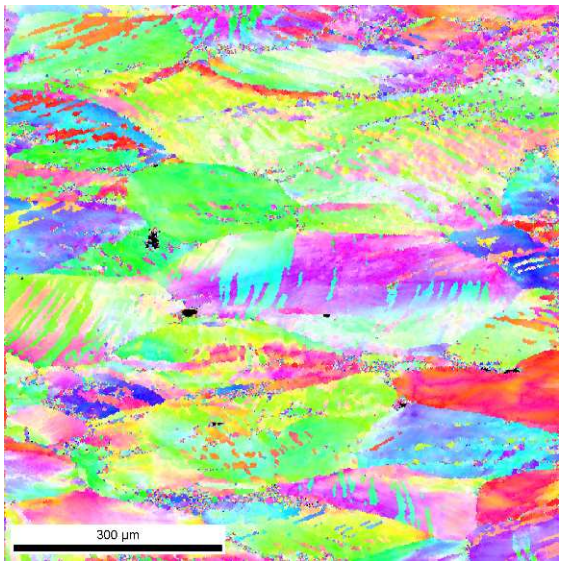
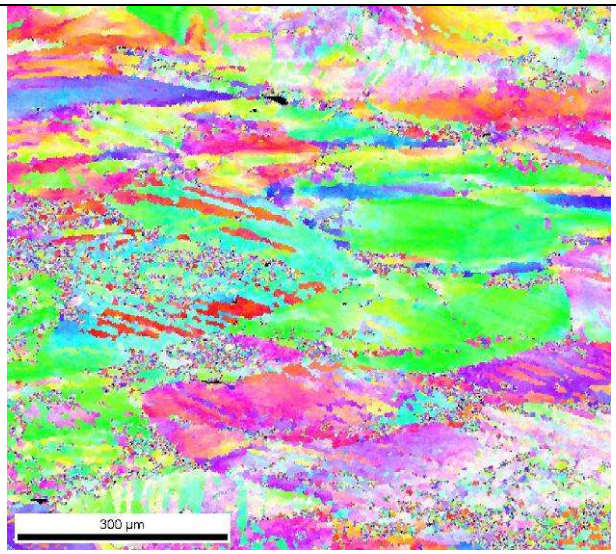
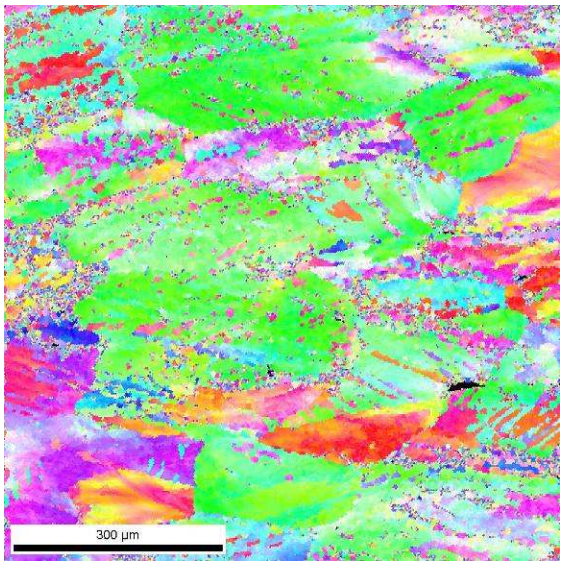
Faible vitesse	Grande vitesse
Standard	
Milieu éprouvette	
	
Zone de rupture	
	

A	
Milieu éprouvette	
	
Zone de rupture	
	

B	
Milieu éprouvette	
	
Zone de rupture	
	

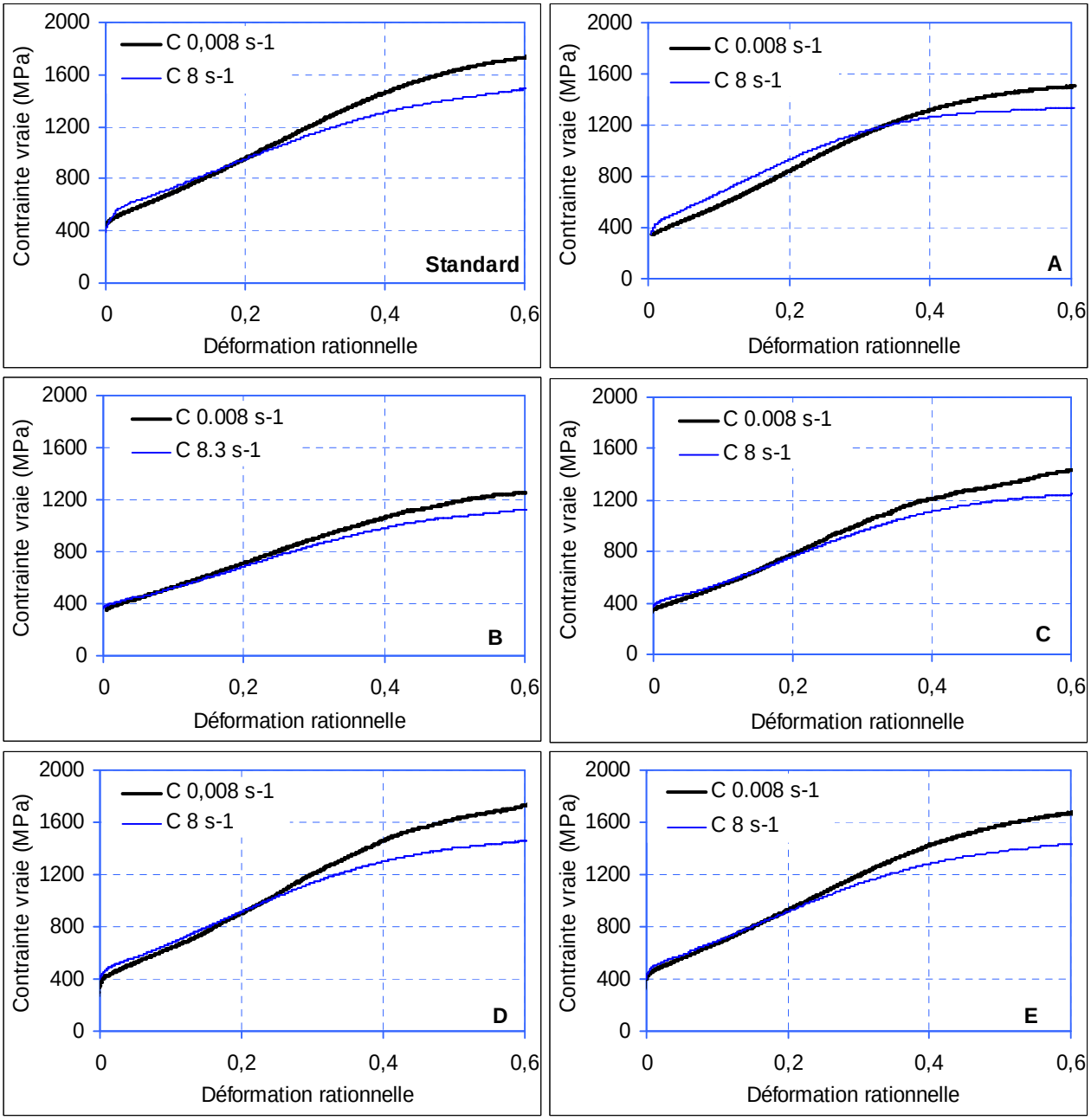
C	
	
Zone de rupture	
	

D	
Milieu éprouvette	
	
Zone de rupture	
	

E	
Milieu éprouvette	
	
Zone de rupture	
	

L'observation de ces cartes d'analyse EBSD montre la présence de bandes qui ont une désorientation par rapport aux grains comprise entre 55 et 65°. Ces bandes sont des «macles mécaniques » qui semblent se fragmenter (bord en dents de scie), mais compte tenu de l'indice de confiance qui est parfois de l'ordre de 0.1, il est difficile de conclure nettement. Ce phénomène de mauvaise indexation est dû probablement à la formation de zones plus écrouies que d'autre et qui ne réagissent pas de la même manière lors de la préparation des échantillons.

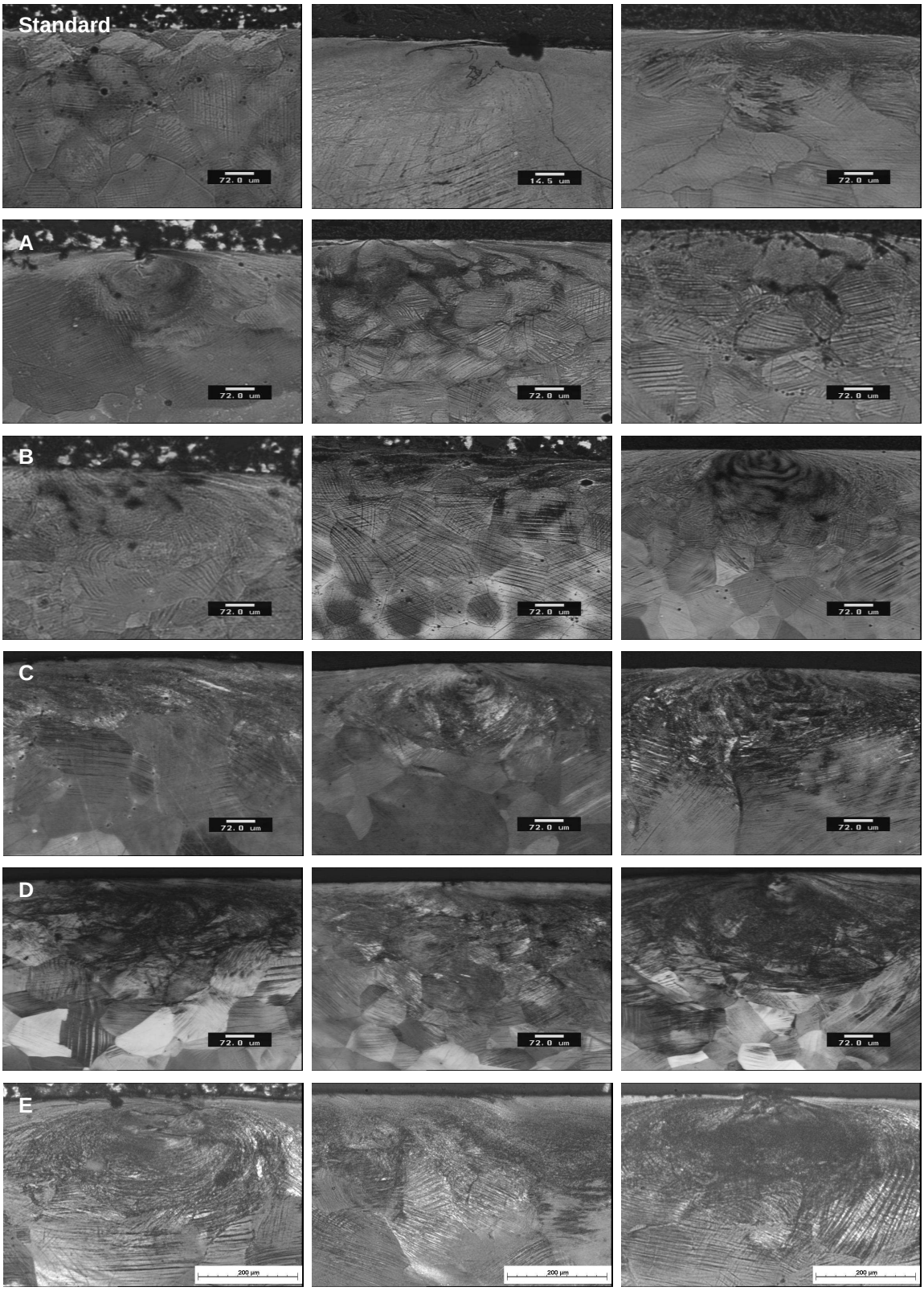
Annexe 7 : Comparaison des courbes de compression



Comparaison en compression à faible et à forte vitesse de déformation

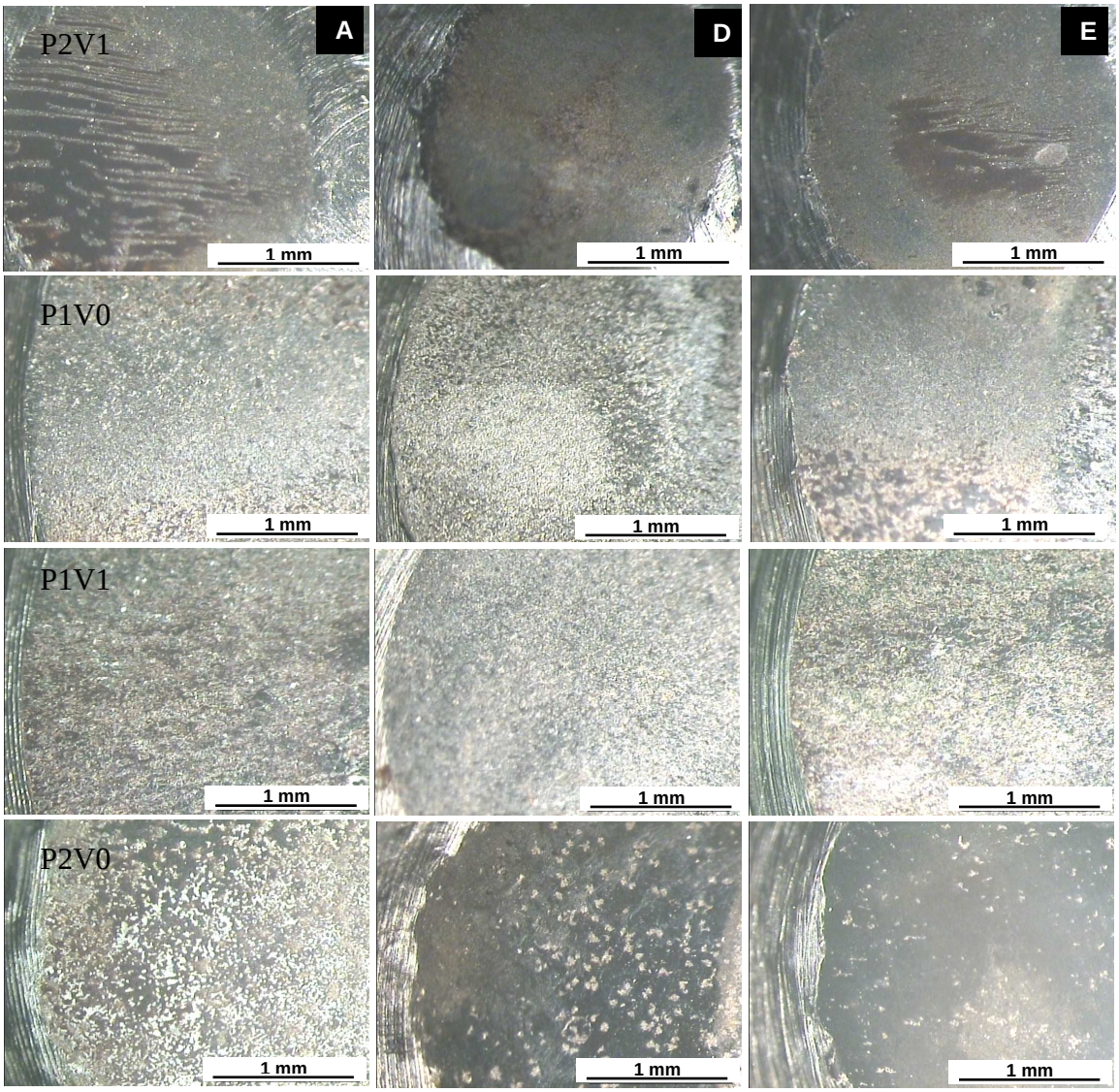
Annexe 8 : Evolution de la microstructure des éprouvettes de roulement

Nombre de cycles : 0.5 10^5 1.10^5 1,5.10^5



Microstructure en coupe longitudinale des éprouvettes de roulement des différentes nuances (P=700N et V=275tr/min)

Annexe 9 : Observation de la surface de contact en chocs-glissement



Surface de contact des nuances A, D et E dans les différentes conditions de contact à 2.10^6 cycles

Annexe 10 : Caractéristiques de la nuance R260

L'acier R260 est un acier au carbone dont la composition chimique est donnée par le tableau suivant. Cet acier présente une structure perlitique (figure) de dureté initiale 260HV. Sa résistance et son allongement à la rupture sont respectivement 880MPa et 10%.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	N_{ppm}
0.6-0.8	0.13-0.6	0.65-1.25	0.03 max	0.008-0.03	0.15 max	0.0	0.004	0.03	0.01 mx

Composition chimique de l'acier R260

Références bibliographiques

[1] www.manoir-industries.com

[2] W.-J. Zwanenburg : *A model for the life expectancy of railway switches and crossings for maintenance and renewal planning in asset management systems*. 11 éme congrés de Computers in Railways, univ of castellan la Mancha Spain, 2008.

[3] Ioannis Anastasopoulos, George Gazetas : *Analysis of failures of guardrail base-plates in scissors crossovers of the Athens Metro: The role of foundation–structure interaction*. Engineering Failure Analysis : 14, 765–782, 2007.

[4] F. Maratray : *High Carbon Manganese Austenitic Steels*: The International Manganese Institute, 1995 (102 p., 184 Réf.)

[5] G. Collette, C. Crussard, A. Kohn, J. Plateau, G. Pomey, M. Weisz : *Contribution à l'étude des transformations des austénites à 12 % Mn*. Revue de Métallurgie LIV : 6, 433-481, 1957

[6] R. Hill : *The mathematical theory of plasticity*. Oxford, University Press, 287-294, 1950

[7] D. Tabor : *The hardness of solids*. Oxford, Clarendon Press, 1951

[8] *Aciers Austénitiques au Manganèse*. Aciérie de Paris et d'Outreau, 1967

[9] N.Tsujimoto : *Casting practice of abrasion resistant austenitic manganese steel.* AFS international Cast Metals Journal, 1979

[10] S.A. Balogun, D.E. Esezobor, J.O. Agunsye : *Effect of melting temperature on the wear characteristics of austenitc maganese steel*. Journal of minerals & materials characterization & engineering : 3, 277-289, 2008

[11] G.Hily : *Les aciers à moyenne et haute teneur en manganèse*. Revue de l'industrie minerale. 172-184. 1970

[12] E. Bayraktar, F. A. Khalid, C. Levaillant : *Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel*. Journal of Materials Processing Technology : 147, 145-154, 2004

[13] W. S. Owen and M. Grujicic : *Grain aging of austenitic Hadfield manganese steel*. Acta mater : 47 (1), 111-126, 1999

[14] Bevis Hutchinson and Norman Ridley : *On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel*. Scripta Materialia : 55, 299–302, 2006

[15] Yuri N. Petrov, Valentin G. Gavriljuk, Hans Berns, Fabian Schmalt : *Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear*. Wear : 260, 687–691, 2006

[16] F. Montheillet : *Métallurgie en mise en forme*. Article M 600, Techniques de l'Ingénieur, Paris, 1996

[17] O. Bouaziz, S. Allain and C. Scott : *Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels*. Scripta Materialia : 58, 484–487, 2008.

[18] R. Ueji, N. Tsuchid, D. Terada, N. Tsuji,c Y. Tanaka, A. Takemura and K. Kunishige *Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure*. Scripta Materialia : 59, 963–966, 2008

[19] Taotsung shun, C.M.Wan and J.G. Byrne : *A study of work hardening in austenitic Fe-Mn-C and Fe-Mn-C-Al alloys.* Acta Materialia : 12, 3407-3412,1992

[20] Yaping Lu, Bevis Hutchinson, Dmitri A. Molodov, Gu¨nter Gottstein : *Effect of deformation and annealing on the formation and reversion of e-martensite in an Fe–Mn–C alloy*. Acta Materialia : 58, 3079–3090, 2010

[21] L. Bracke, L. Kestensa and J. Penning : *Transformation mechanism of a0-martensite in an austenitic Fe–Mn–C–N alloy.* Scripta Materialia : 57, 385–388, 2007

[22] X. Liang, J.R. McDermid, O. Bouaziz, X. Wang, J.D. Embury, H.S. Zurob : *Microstructural evolution and strain hardening of Fe–24Mn and Fe–30Mn alloys during tensile deformation*. Acta Materialia : 57, 3978–3988, 2009

[23] R.W. Smith, A. De Monte, W.B.F. Mackay : *Development of high-manganese steels for heavy duty cast-to-shape applications*. J. Mater. Proc. Technol : 153–154, 589–595, 2004.

[24] D. Canadinc, H. Sehitoglu, H.J. Maier, Y.I. Chumlyakov ; *Strain hardening behaviour of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals.* Acta Materialia : 53, 1831-1842, 2005.

[25] D. Canadine, H. Sehitoglu, H.J. Maier, D. Niklasch, Y.I. Chumlyakov : *Orientation evolution in Hadfield steel single crystals under combined slip and twinning.* International Journal of Solids and Structures : 44, 34–50, 2007.

[26] D. Canadinc, H. Sehitoglu, K. Verzal : *Analysis of surface crack growth under rolling contact fatigue.* International Journal of Fatigue : 30, 1678–1689, 2008.

[27] D. Canadinc, C. Efstathiou, H. Sehitoglu : *On the negative strain rate sensitivity of Hadfield steel.* Scripta Materialia : 59 (10), 1103-1106, 2008

[28] Ibrahim Karaman, H. Sehitoglu, K. Gali, Y.I. Chumlyakov and H.J. Maier : *Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip*. Acta mater. 48: 1345-1359, 2000.

[29] Ibrahim Karaman, H. Sehitoglu, A. J. Beaudoin, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier and C. N. Tom : *Modeling the deformation behaviour of Hadfield steel single and polycrytals due to twinning and slip*. Acta mater : 48, 2031-2047, 2000.

[30] Ibrahim Karaman, H. Sehitoglu, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier and I.V. Kireev : *Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals.* Scripta mater : 44, 337–343, 2001

[31] J. L. Bucaille : *Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques, Thèse de doctorat en Sciences et Génie des Matériaux.* Ecole des Mines de Paris, 2001

[32] W. Yan, L. fang, K. Suna, Y. Xu : *Effect of surface work hardening on wear behaviour of Hadfield steel*. Materials Science and Engineering A : 460-461, 542-546, 2007

[33] S. Bahattacharyya : *A friction and wear study of Hadfield manganese steel*. Wear : 9, 451-461, 1966

[34] Norbert Jost and Ingo Schmidt : *Friction induced martensitic transformation in austenitic manganese steels*. Wear : 111, 377-389, 1986

[35] U. Zerbst R. Lundén, K.-O. Edel, R.A. Smith : *Introduction to the damage tolerance behaviour of railway rails – a review*. Engineering Fracture Mechanics : 76, 2563–2601, 2009

[36] A. Kapoor, F.J. Franklin, S.K. Wong, M. Ishida : *Surface roughness and plastic flow in rail wheel contact*. Wear : 253, 257–264, 2002

[37] Massimiliano Pau, Francesco Ayrich, Francesco Ginesu : *Distribution of Contact Pressure in Wheel-Rail Contact Area*. Wear : 253, 265-274, 2002

[38] Jiang Xiaoyu, Jin Xuesong : *Numerical simulation of wheel rolling over rail at high-speeds.* Wear : 262, 666–671, 2007

[39] Per Gullers, Lars Andersson, Roger Lundén : *High-frequency vertical wheel-rail contact forces-Field measurements and influence of track irregularities.* Wear : 265, 1472-1478, 2008

[40] F.D. Fisher, M. Wiest : *Approximate Analytical model for hertzian Elliptical Wheel/Rail or Wheel/Crossing Contact Problems*. Journal of Tribology, 2008

[41] M. Wiest, W. Daves, F.D.Fischer and H.Ossberger : *Deformation and damage of a crossing nose due to wheel passages.* Wear : 265, 1431-1438, 2008

[42] M. Wiest, E. Kassa, W. Daves, J.C.O. Nielsen and H.Ossberger : *Assessment of methods for calculating contact pressure in wheel-rail/switch contact.* Wear : 265, 1439-1445, 2008

[43] Peter Pointner : *High strength rail steels—The importance of material properties in contact mechanics problems*. Wear : 265, 1373–1379, 2008

[44] Y. Satoh, K. Iwafuchi : *Effect of rail grinding on rolling contact fatigue in railway rail used in conventional line in Japan*. Wear : 265, 1342–1348, 2008.

[45] F.J. Franklin, G.-J. Weed, A. Kapoor, E.J.M. Hiensch : *Rolling contact fatigue and wear behaviour of the infrastar two-material rail*. Wear : 258, 1048–1054, 2005

[46] W.R. Tyfour, J.H. Beynon, A. Kapoor : *The steady state wear behaviour of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions*. Wear : 180, 79-89, 1995

[47] J.W. Ringsberg, M. Loo-Morrey, B.L. Josefson, A. Kapoor, J.H. Beynon : *Prediction of fatigue crack initiation for rolling contact fatigue*. International Journal of Fatigue : 22, 205–215, 2000

[48] Ludger Deters, Matthias Proksch : *Friction and wear testing of rail and wheel material*. Wear : 258, 981–991, 2005

[49] M. Hiensch, P.-O. Larsson, O. Nilsson, D. Levy, A. Kapoor. F. Franklin, J. Nielsen, J.W. Ringsber, B. Lennart Josefson : *Two-material rail development: field test results regarding rolling contact fatigue and squeal noise behaviour*. Wear : 258, 964–972, 2005

[50] R.I. Carroll, J.H. Beynon : *Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel.* Wear : 260, 523–537, 2006.

[51] J.E. Garnham, C.L. Davis : *The role of deformed rail microstructure on rolling contact fatigue initiation.* Wear : 265, 1363–1372, 2008

[52] D.T. Eadie, D. Elvidge, K. Oldknow, R. Stock, P. Pointner, J. Kalousek, P. Klauser : *The effects of top of rail friction modifier on wear and rolling contact fatigue: Full-scale rail–wheel test rig evaluation, analysis and modelling*. Wear : 265, 1222–1230, 2008

[53] Y.B. Guo, A.W. Warren : *The impact of surface integrity by hard turning vs. grinding on fatigue damage mechanisms in rolling contact.* Surface & Coatings Technology : 203, 291–299, 2008

[54] D. Canadinc, H. Sehitoglu, K. Verzal : *Analysis of surface crack growth under rolling contact fatigue.* International Journal of Fatigue : 30, 1678–1689, 2008

[55] C. Richard, Liu Youngsik Choi : *Rolling contact fatigue life model incorporating residual stress scatter*. International Journal of Mechanical Sciences : 50, 1572–1577, 2008

[56] T.H. Middeham : *Some alloy addition to manganese steel*. Alloy metals review, 1964

[57] L. Moulin, M. Lacoude, R. Tricot, A. Gueussier : *Contribution à l'étude des austénites au manganèse à écrouissabilité améliorée*. Revue de métallurgie, 465-472, 1970

[58] B.Lambert, P.Poyet et P-L. Dancoisne : *Etude d'une fonte malléable austénitique au manganèse*. Fonderie : 342. 1975

[59] G.I.Silman, N.I. Pristuplyuk, and M.S. Proltsov : *Effect of vanadium on the structure and properties of high manganese steels.* Met. Sci. Heat Treatment Met. : 22 (2), 124–127, 1980.

[60] D.C.Richardson, W.B.F. Mackay, R.W. Smith : *An improved Hadfield steel for use in railway castings.* Solidification Technology, The Metals Society, Warwick, England, 409–413, 1981.

[61] H.L.Arnson and F.Borik : *Optimizing the thoughness and abrasion resistance of as cast austenitic 6Mn-1Mo, 8Mn-1Mo and 12Mn-1Mo steels.* Climax molybdenium company of Michigan,1978.

[62] John Dodd : *Production, utilisation et développement des alliages résistant à l'abrasion. Tendance actuelle aux états unis*. Industrie minérale, 1976

[63] C.E Gouin : *Manganese steel that don't require heat treatment*. Climax molybdenium company of Michigan, 1976

[64] F.B. Pickering : *Some beneficial effect of nitrogen on steel*, dans HNS 88, High nitrogen steels, J.Foct, H.Hendry. Inst. Met. London, 1989

[65] H.Berns : *Manufacture and application of high nitrogen steels*. ISIJ international : 36 (7), 909-914, 1996

[66] C. Iglesias, G. Solórzano, B. Schulz : *Effect of low nitrogen content on work hardening and microstructural evolution in Hadfield steel*. Journal of iron and steel research international : 14 (3), 63-68, 2007.

[67] T.S. Wang, R.J. Hou, B. Lv, M. Zhang, F.C. Zhang : *Microstructure evolution and deformation mechanism change in 0.98C–8.3Mn–0.04N steel during compressive deformation.* Materials Science and Engineering A : 465, 68–71, 2007.

[68] C. Efstathiou, H. Sehitoglu : *Strengthening Hadfield steel welds by nitrogen alloying.* Materials Science and Engineering A : 506, 174–179, 2009.

[69] D. Michalon, G. Mazet et CH burgio : *Mise au point d'un procédé de conditionnement des aciers au manganèse pour résoudre les problèmes d'usure en présence d'abrasif.* Revue de métallurgie, 1976

[70] J. Mendez, M. Ghoreshy, W.B.F. Mackay, T.J.N. Smith, R.W. Smith : *Weldability of austenitic manganese steel*. Journal of Materials Processing Technology : 153–154, 596–602, 2004.

[71] *Grain rafined austenitic manganese steel casting having microadditions of vanadium and titanium and method of manufacturing*. International publication, 2002

[72] C. Hanyaloglu, B. Aksakal, J.D. Bolton : *Production and indentation analysis of WC/Fe–Mn as an alternative to cobalt-bonded hardmetals*. Materials Characterization : 47, 315– 322. 2001

[73] Guo-Shang Zhang, Jian-Dong Xing, Yi-Min Gao: *Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics*. Wear : 260, 728–734, 2006.

[74] L. Fouilland-Paill, M. Gerland, P. Violan : *Cyclic behaviour of a 316L stainless steel hardened by an explosive treatment*. Materials Science and Engineering A : 201, 32-39, 1995

[75] L.Remy : *Temperature variation of the intrinsic stacking faults energy of a high manganese austenitic steel*. Acta metallurgica : 25, 173-179, 1977

[76] L. Remy and A.Pinneau : *Twninning and strain induced fcc-hcp transformation in the Fe-Mn-Cr-C system*. Material science and engineering : 28, 99-107, 1977

[77] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz : *A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel.* Materials Science and Engineering A : 387–389, 143–147, 2004

[78] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton : *Correlation between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys.* Materials Science and Engineering A : 387–389, 158–162, 2004

[79] S. Allain, J.-P. Chateau, D. Dahmoun, O. Bouaziz : *Modeling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel*. Materials Science and Engineering A : 387–389, 272–276, 2004

[80] T.A. Lebedkin, M.A. Lebyodkin, J.-Ph. Chateau, A. Jacques,. S.Allain ; *On the mechanism of unstable plastic flow in an austenitic FeMnC TWIP steel.* Materials Science and Engineering A, 519, (1-2), 147-154, 2009

[81] D. Barbier, N. Geya, S. Allain, N. Bozzolo, M. Humbert : *Analysis of the tensile behaviour of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions*. Materials Science and Engineering A : 500, 196–206, 2009

[82] A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz : *Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel*. Materials Science and Engineering A : 483–484, 184–187, 2008

[83] D.Canadinc, H. Sehitoglu, H.J. Maier : *The role of dense dislocation walls on the deformation response of aluminum alloyed hadfield steel polycrystals.* Materials Science and Engineering A : 454-455 (25), 662-666, 2007

[84] Majid Abbasi, Shahram Kheirandish, Yosef Kharrazi, Jalal Hejazi : *The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels.* Materials Science and Engineering A : 513–514, 72–76, 2009

[85] Majid Abbasi, Shahram Kheirandish, Yousef Kharrazi, Jalal Hejazi : *On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminium alloyed and standard Hadfield steels*. Wear : 268, 202–207, 2010

[86] Taotsung shun, C.M. Wan, J.G. Byrne : *A study of work hardening in austenitic Fe---Mn---C and Fe---Mn---Al---C alloys*. Acta Metallurgica et Materialia : 40 (12), 3407-3412, 1992

[87] O. Bouaziz, N. Guelton : *Modelling of TWIP effect on work-hardening*. Materials Science and Engineering A : 319–321, 246–249, 2001

[88] R.Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige : *Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure.* Scripta Materialia : 59 (9), 963-966, 2008

[89] O. Grassel, L. Kruger, G. Frommeyer, L.W. Meyer : *High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application.* International Journal of Plasticity : 16, 1391-1409, 2000

[90] B.W. Oh, S.J. Cho, Y.G. Kim, Y.P. Kim, W.S. Kim, S.H. Hong : *Effect of aluminium on deformation mode and mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Cr-A1-C alloys.* Materials Science and Engineering A : 197, 147-156, 1995

[91] Su-Tang Chiou, Wei-Chun Cheng, Woei-Shyan Lee : *Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations.* Materials Science and Engineering A : 392, 156–162, 2005

[92] DING Hua, TANG Zheng-You, LI Wei, WANG Me, SONG Dan : *Microstructures and Mechanical Properties of Fe-Mn-(A1 Si) TRIP/TWIP Steels.* Journal of iron steel and research international : 13 (6), 66-70, 2006

[93] B.X. Huang, X.D. Wang, Y.H. Rong, L. Wang, L. Jin : *Mechanical behavior and martensitic transformation of an Fe–Mn–Si–Al–Nb alloy*. Materials Science and Engineering A : 438–440, 306–311, 2006

[94] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, M.C. Somani : *The influence of aluminum on hot deformation behaviour and tensile properties of high-Mn TWIP steels*. Materials Science and Engineering A : 467, 114–124, 2007

[95] P-Y. Linot, S. Becker, E. Felder : *Tribomètre annulaire rotatif: présentation et procédure d'emploi. CEMEF*. Février 2006

[96] K. L. Johnson : *Contact Mechanics*. Cambridge University, 1995

Etude du comportement mécanique et tribologique des aciers austénitiques au manganèse : application aux cœurs de voie ferroviaires

RESUME : La finalité industrielle de ce travail mené sur des aciers de type Hadfield est l'amélioration de la tenue en service des coeurs de voie. Le mémoire comprend quatre parties. La première partie concerne la compréhension de la problématique rencontrée actuellement sur les cœurs de voie en service. La deuxième partie fait le point des connaissances sur les nuances d'acier dans la même gamme que la nuance actuelle (GX120Mn13). On a sélectionné cinq nuances et ces nuances ont fait l'objet d'une étude mécanique et tribologique dans les troisième et quatrième parties. Un montage sur un tribomètre rotatif a été conçu pour réaliser des essais de fatigue de contact en roulement. Un banc d'essai de chocs-glissement a été conçu et mis au point pour imposer aux matériaux des sollicitations proches de celles exercées en service. Au niveau essai mécanique, le comportement en traction et en compression à des vitesses allant jusqu'à 10 s^{-1} a été étudié. Ces essais ont montré la capacité d'écrouissage extraordinaire de ces aciers austénitiques. Les essais tribologique de roulement et de chocs glissement ont permis de déterminer les nuances qui présentent la meilleure résistance à l'usure.

Mots clés : Acier austénitique au manganèse, cœur de voie, écrouissage, dureté, roulement, chocs, glissement, usure…

Study of mechanical and tribological behaviour of austenitic manganese steel: application in railway crossings

ABSTRACT: The industrial aim of this work performed on Hadfield steels is to increase the railway crossings life. The work is divided in four parts. The first part analyses the problems encountered in present time on the railways crossings. The second part is a state of the knowledges on the properties of steels with composition near the actual one (GX120Mn13). Five alloys have been chosen, which have been submitted to mechanical and tribological tests in the third and the fourth parts. A device on a rotatory tribometer has been designed in order to perform rolling fatigue tests. An impact-sliding-wear machine has been designed and checked in order to impose to the materials solicitations near the service ones. With regard to the mechanical tests has been studied the behaviour in tensile and compression at strain rates till 10 s^{-1}. These tests demonstrated the very high workhardening of these austenitic alloys. The tribological tests (rolling fatigue, impact-sliding wear tests) enabled to identify the alloys with the highest wear resistance.

Keywords: austenitic manganese steel, rail crossings, work hardening, hardness, rolling contact, impact-sliding, wear

MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY