



**HAL**  
open science

# Caractérisation expérimentale multi-échelles et multi-techniques du rail prélevé en service : de la déformation plastique sévère et des évolutions de microstructure à l'amorçage de fissures par Fatigue de Contact de Roulement

Benoît Dylewski

## ► To cite this version:

Benoît Dylewski. Caractérisation expérimentale multi-échelles et multi-techniques du rail prélevé en service : de la déformation plastique sévère et des évolutions de microstructure à l'amorçage de fissures par Fatigue de Contact de Roulement. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Technologie de Compiègne, 2016. Français. NNT : 2016COMP2324 . tel-04265269

**HAL Id: tel-04265269**

**<https://theses.hal.science/tel-04265269>**

Submitted on 30 Oct 2023

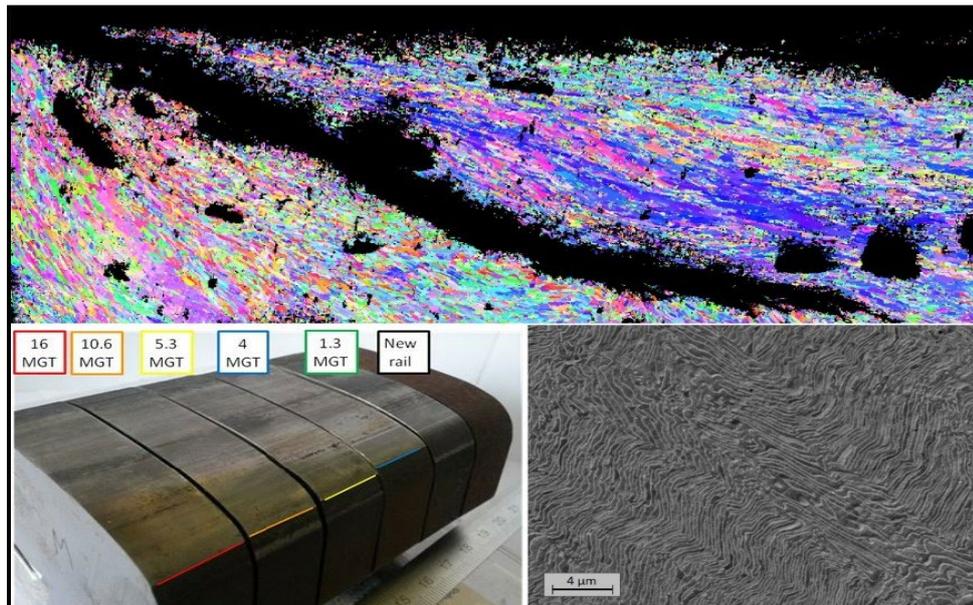
**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

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.

Par **Benoît DYLEWSKI**

*Caractérisation expérimentale multi-échelles et multi-techniques du rail prélevé en service : de la déformation plastique sévère et des évolutions de microstructure à l'amorçage de fissures par Fatigue de Contact de Roulement*

Thèse présentée  
pour l'obtention du grade  
de Docteur de l'UTC



Soutenue le 20 décembre 2016

**Spécialité :** Mécanique Avancée : Unité de recherche en Mécanique - Laboratoire Roberval

D2324



Laboratoire Roberval  
Unité de recherche en mécanique



## THESE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE COMPIEGNE

Spécialité : Mécanique Avancée

**Caractérisation expérimentale multi-échelles et multi-techniques  
du rail prélevé en service - De la déformation plastique sévère et  
des évolutions de microstructure à l'amorçage de fissures par  
Fatigue de Contact de Roulement**

**Benoît DYLEWSKI**

Soutenue le 20 décembre 2016

### Membres du jury

---

<b>Rapporteurs</b>	DR CNRS C. Sarrazin-Baudoux	Institut Pprime, ENSMA, Poitiers
	Pr. J-Y Buffière	Laboratoire MATEIS, INSA Lyon
<b>Examineurs</b>	Pr. E. Charkaluk	Ecole Polytechnique, Palaiseau
	Dr. S. Simon	RATP, Paris
	Pr. J. Favergeon	Laboratoire Roberval, UTC
<b>Invité</b>	Dr X. Quost	RATP, Paris
<b>Directrices de thèse</b>	Pr. S. Bouvier	Laboratoire Roberval, UTC
	MCF HDR M. Risbet	Laboratoire Roberval, UTC

---

Thèse préparée au sein du Laboratoire Roberval, UMR 7337

Projet CERVIFER

# Remerciements

Au moment d'écrire mes remerciements, je visualise tout le chemin parcouru pour en arriver là et j'ai une pensée pour de nombreuses personnes qui ont croisé ma route pendant ces trois années.

En premier lieu, je voudrais donc remercier Christine Sarrazin Baudoux, Directrice de Recherche CNRS à l'Institut Pprime, et Jean-Yves Buffière, Professeur des Universités au Laboratoire MATEIS, d'avoir accepté d'être les rapporteurs de ma thèse. Un grand merci également à mes examinateurs Eric Charkaluk, Professeur des Universités à l'Ecole Polytechnique, Samuel Simon, Docteur – Ingénieur à la RATP, et Jérôme Favergeon, Professeur des Universités au Laboratoire Roberval, ainsi qu'à Xavier Quost, Docteur - Ingénieur à la RATP, pour avoir accepté d'examiner et juger mon travail.

Je tiens également à remercier très chaleureusement mes deux co-directrices de thèse Salima Bouvier, Professeure des Universités au Laboratoire Roberval, et Marion Risbet, Maître de conférences HDR au Laboratoire Roberval, pour m'avoir encadré, soutenu, inspiré et accompagné dans la bienveillance et la bonne humeur tout au long de ces années, des premiers doutes au lancement de la thèse jusqu'à l'après soutenance. Je les remercie également d'avoir été auparavant des enseignantes passionnées et motivantes au cours de mon cursus d'Ingénieur à l'UTC. Elles m'ont donné envie de poursuivre le chemin en thèse. Jérôme Favergeon, Zoheir Aboura, Kamel Khellil, Nicolas Buiron, Fahmi Bedoui, Michèle Guigon, Delphine Brancherie et Pierre Fessel y ont également contribué.

Merci à l'ensemble des participants au projet CERVIFER, et en particulier à son instigateur Mohamed Ali Hamdi, ainsi qu'à tous les membres du lot 3 Fatigue de contact et en particulier, Yves Berthier, Aurélien Saulot, Pierrick Merino, Fabien Lefèvre, Eric Wasniewski, Eric Charkaluk, Corentin Martel, Hugues Chollet pour les échanges techniques et questionnements bénéfiques dans l'avancée de mes essais et investigations. Un grand merci à Loïc Saint-Aimé pour les très nombreuses discussions pour comprendre et analyser les évolutions microstructurales du rail puis les intégrer dans sa simulation numérique multi-échelles du contact roue-rail. Enfin, je souhaite particulièrement remercier Xavier et Samuel, qui m'ont fourni de nombreux et précieux tronçons de rails retirés du service quelques semaines seulement après leur installation. Ils m'ont toujours challengé avec bienveillance, et m'ont également ouvert une porte pour échanger avec le Laboratoire Essais et Mesures de la RATP où j'ai choisi de poursuivre mon aventure.

Je souhaite remercier l'ensemble des collaborateurs du Laboratoire Roberval et en particulier Valérie et Nathalie pour leur bonne humeur communicative, au rez-de-chaussée Gérard, JP et Isabelle pour les échanges et leurs bons conseils essais/microscopie et préparation, ainsi que l'ensemble de l'équipe de Recherche, dont Jérôme, Julie, Pierre-Emmanuel, Abdeljalil, Patrice et Nicolas avec qui j'ai eu la chance de travailler et qui m'ont fourni de bons conseils.

Je remercie mes collègues de bureau Sitou et Pierre, ainsi que plus brièvement Luan et Bach, pour les échanges amicaux et parfois musicaux dans le bureau, qui permettaient de s'aérer l'esprit, en particulier en période de rédaction.

Merci également à l'ensemble des doctorants et post-doctorants Blanche, Anaïs, Aurélie, Céline, Khalil, Nicolas, Alan, Eduard, Guillaume, Dorick, Xavier, Thibaut, Solène, Lucille et ceux que j'oublie, pour les bons moments partagés ensemble, les discussions scientifiques et les instants de convivialité. Je souhaite particulièrement remercier Anthony qui, en encadrant certains TPs lors de mon cycle Ingénieur, m'a aussi donné envie de me lancer dans la thèse. En chef de file lors des pauses café ou des nombreux

passages au PIC, sa bonne humeur et ses sujets de discussions variés ont été un vrai bonheur au quotidien.

Je remercie mes amis et collègues de recherche en informatique Yann et Florian pour les pauses en salle de réalité virtuelle, les repas du midi, les discussions de sportifs passionnés et les soirées jeux. Un grand merci à Rémy, ami depuis nos débuts à l'UTC et colocataire à plusieurs reprises durant mon aventure Compiégnoise, qui m'a ouvert la porte à cette partie de l'UTC et aux bons moments qui en ont découlés.

Je remercie mes ami-e-s UTCéen-ne-s, Fabien, Julie, Pauline, Morgane, Mathieu, Mourad, Maxime, de passage sur Compiègne ou encore ponctuellement sur les bancs des amphis de BF durant cette période.

Je remercie mon ami d'enfance Benji, qui n'a jamais compris ce que nous faisons, mais qui a migré à Compiègne pendant cette période pour la rendre vraiment géniale. Ce fut un réel bonheur de partager avec toi des soirées et des week-ends mémorables, en décompressant et lâchant prise du quotidien de la thèse.

Comme une évidence, je souhaite tout particulièrement remercier David, mon ami, colocataire, camarade, coéquipier sportif, collègue de bureau et binôme depuis le lycée et qui m'a encore accompagné dans cette aventure. Celle-ci n'aurait assurément pas eu la même saveur sans toi. Tellement de souvenirs de cette période resteront gravés.

Je voulais également remercier mes frères pour leur simple présence depuis toujours à mes côtés et leur soutien naturel, ainsi que mes parents, qui m'ont transmis la simplicité, la curiosité, le goût de la science et du sport, de même qu'apporté un soutien discret et infaillible dont j'avais besoin.

Enfin, je remercie Julie ma confidente et binôme de vie, d'abord à distance, puis au quotidien, pour sa joie de vivre, sa présence réconfortante, et tout ce qu'elle apporte dans ma vie.

# Plan du Manuscrit

Glossaire :.....	i
Terminologie :.....	i

## Introduction Générale

Introduction Générale.....	2
----------------------------	---

## 1. Chapitre 1 – Le contact roue/rail

Introduction .....	6
1.1. Le rail .....	6
1.1.1. Microstructures et propriétés des aciers à rail.....	6
1.1.1.1. Les aciers perlitiques .....	6
1.1.1.2. Les aciers bainitiques .....	10
1.1.2. Géométrie du profil de rail.....	11
1.2. Le contact roue / rail.....	12
1.2.1. Description du contact .....	12
1.2.2. Les théories de contact.....	13
1.2.2.1. La théorie de Hertz.....	13
1.2.2.2. Le contact roulant avec frottements .....	13
1.2.2.3. Les limites des modèles de contact roue/rail.....	14
1.3. Influence de l'accumulation des contacts sur la microstructure du rail.....	15
1.3.1. La sévère déformation plastique du rail.....	15
1.3.2. Les évolutions de microstructure dans le rail.....	17
1.3.2.1. L'évolution de la microstructure en proche surface.....	17
1.3.2.2. Essais de déformation plastique sévère .....	18
1.3.3. Le rôle de la microstructure dans l'amorçage et la propagation de fissures .....	21
1.3.4. Influence de la couche décarburée .....	23
1.3.5. Influence des défauts et inclusions dans la microstructure .....	24
1.3.6. Les Transformations Tribologiques de Surface - la couche blanche (WEL).....	24

1.3.7. Conclusions.....	27
1.4. Vers la fissuration du rail .....	27
1.4.1. La fatigue de contact de roulement .....	27
1.4.2. Les défauts de RCF amorcés sur les rails.....	29
1.4.2.1. Le Squat.....	29
1.4.2.2. Le Head Check .....	31
1.4.3. Influence des nuances de rails utilisées.....	33
Conclusion.....	35

## **2. Chapitre 2 - Techniques expérimentales et microstructure du rail neuf R260**

2.1. Présentation des techniques d'analyse.....	38
2.1.1. Les techniques d'investigation « classiques » du rail.....	38
2.1.2. La Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	39
2.1.2.1. Principe de fonctionnement .....	40
2.1.2.2. Les différentes émissions de particules .....	41
2.1.2.3. Conditions expérimentales .....	42
2.1.3. EBSD : Diffraction des électrons rétrodiffusés .....	42
2.1.3.1. Principe de fonctionnement.....	43
2.1.3.2. Conditions expérimentales .....	43
2.1.4. La Spectrométrie à sélection d'énergie (EDS-X).....	45
2.1.4.1. Principe de fonctionnement.....	45
2.1.4.2. Avantages et limites .....	45
2.1.4.3. Matériel utilisé.....	46
2.1.5. La Diffraction des Rayons X (DRX).....	46
2.1.5.1. Principe de fonctionnement.....	46
2.1.5.2. Avantages et limites .....	46
2.1.5.3. Matériel utilisé.....	47
2.1.6. La Spectrométrie à Décharge Luminescente (SDL).....	47
2.1.6.1. Principe général.....	48

2.1.6.2.	Avantages et limites .....	48
2.1.6.3.	Conditions expérimentales .....	48
2.1.7.	L'indentation instrumentée.....	49
2.1.7.1.	Principe général.....	49
2.1.7.2.	Conditions expérimentales .....	50
2.1.8.	La magnétoscopie (MT) .....	50
2.1.8.1.	Principe de fonctionnement.....	50
2.1.8.2.	Avantages et limites .....	51
2.1.9.	La reconstruction numérique du profil et du réseau 3D de fissure.....	51
2.1.9.1.	Mesure du profil de rail.....	51
2.1.9.2.	Le réseau 3D de Head Check .....	53
2.2.	Présentation de la méthodologie d'analyse multi-techniques et multi-échelles .....	54
2.2.1.	Analyse microstructurale.....	55
2.2.2.	Analyse chimique.....	56
2.2.3.	Analyse micromécanique .....	56
2.3.	Analyse de la microstructure du rail neuf R260.....	57
2.3.1.	Observation de la microstructure au MEB-FEG .....	57
2.3.1.1.	Observations sur rail non usagé.....	58
2.3.1.2.	Mesure de la distance interlamellaire .....	58
2.3.2.	Analyse par EBSD des microstructures.....	61
2.3.2.1.	Caractérisation de la microstructure perlitique.....	61
2.3.2.2.	Caractérisation des interfaces .....	61
2.3.2.3.	Taille moyenne de nodules perlitiques .....	63
2.3.2.4.	Déformation plastique de la perlite et analyse du gradient de microstructure.....	64
2.3.3.	Analyse de la composition chimique du rail neuf .....	68
2.3.3.1.	La composition chimique du rail neuf.....	68
2.3.3.2.	Les inclusions présentes dans la microstructure.....	69
2.4.	Conclusions .....	70

### **3. Chapitre 3 – Caractérisation du gradient tridimensionnel de microstructure engendré par RCF sous la bande de roulement en alignement**

3.1. Procédure expérimentale .....	73
3.1.1. Le prélèvement des échantillons de rail .....	73
3.1.2. La préparation des échantillons de rail .....	74
3.2. Analyse de la bande de roulement.....	75
3.2.1. Evolution de la microstructure en surface de la bande de roulement .....	75
3.2.2. Evolution de la microstructure en proche surface .....	76
3.2.3. Evolution de la dureté sur la bande de roulement .....	78
3.2.4. Evolution des contraintes résiduelles et analyse de phase par DRX .....	79
a) Contraintes résiduelles à la surface de la bande de roulement .....	79
b) Dosage des phases .....	81
3.2.5. Evolution de la composition chimique sur la bande de roulement .....	82
a) Résultats bruts : .....	83
b) Mesure des cratères d'érosion : .....	83
c) Comparaison des profils de composition chimique sur la bande de roulement : .....	84
3.2.6. Conclusion de l'étude de la bande de roulement en proche surface.....	86
3.3. Les évolutions du rail en profondeur.....	87
3.3.1. Evolution de la dureté en profondeur .....	87
3.3.2. Evolutions cristallographiques dans la bande de roulement.....	88
3.4. Etude du gradient de microstructure au centre de la bande de roulement III .....	91
3.4.1. L'analyse EBSD : profondeur de fragmentation des nodules .....	92
3.4.2. Zone de transition .....	96
3.4.3. Evolution de la distance interlamellaire .....	97
3.4.4. Evolution de la microdureté en profondeur.....	100
3.4.5. Discussion des résultats de l'analyse quantitative de la microstructure .....	100
Conclusion.....	103

## **4. Chapitre 4 – De l’accumulation de déformation plastique à l’amorçage du défaut de Head Check**

Introduction .....	107
4.1. La campagne de prélèvements de rails CERVIFER.....	108
4.1.1. Choix du défaut de Head Check.....	108
4.1.2. Déroulement de la campagne de prélèvements .....	108
4.1.3. Sélection des échantillons.....	108
4.2. Les évolutions dans le rail .....	109
4.2.1. Caractérisation du défaut de Head Check sur les lignes A et B .....	110
4.2.1.1. Ligne A.....	110
4.2.1.2. Ligne B .....	113
4.2.2. Evolution des profils.....	115
4.2.3. Evolution de la microstructure perlitique .....	118
4.2.4. Evolutions des propriétés mécaniques.....	121
4.3. Caractérisation de la déformation plastique .....	123
4.3.1. Méthodologie EBSD .....	123
4.3.1.1. Position 1 : contacts très fréquents .....	124
4.3.1.2. Synthèse des évolutions microstructurales aux 3 positions transverses .....	127
4.3.2. Comparaison avec la simulation sur Vocolin® du passage d’un véhicule dans une courbe .....	129
4.4. Amorçage du Head Check.....	133
4.4.1. Amorçage des fissures en surface.....	133
4.4.2. Evolution des fissures en profondeur .....	137
4.4.3. Propagation des fissures en profondeur.....	138
Conclusion.....	145

## **Conclusion Générale**

Conclusion Générale .....	147
Perspectives .....	150

## **Glossaire :**

CERVIFER : Projet de CERTification Virtuelle pour le FERroviaire

CI : Confidence Index

EBSD : Electron BackScatter Diffraction

ECAP : Equal Channel Angular Pressure

EDS-X : Spectrométrie à Sélection d'Energie

FC : Field Corner

GC : Gauge Corner (congé de roulement)

GF : flanc de rail côté GC

GND : Geometrically Necessary Dislocations

HPT : High Pressure Torsion

IPF : Inverse Pole Figure

KAM : Kernel Average Misorientation

MEB : Microscope Electronique à Balayage

MET : Microscope Electronique à Transmission

PE : Proeutectoïde

PK : Point Kilométrique (position sur la voie)

RCF : Rolling Contact Fatigue

SDL : Spectrométrie à Décharge Luminescente

SSD : Statistically Stored Dislocations

TTS : Transformation Tribologique de Surface

UIC : Union Internationale des Chemins de fer

WEL : White Etching Layer

## **Terminologie :**

Colonie de perlite : une colonie de perlite est définie comme le regroupement d'un ensemble de lamelles alternées de cémentite et de ferrite géométriquement orientées dans la même direction.

Nodule de perlite : ensemble défini par une faible désorientation cristallographique en son sein ( $\langle$ LAGB). Un nodule peut être constitué de plusieurs colonies de perlite.

Fragmentation cristallographique : nous appelons fragmentation cristallographique d'un nodule de perlite l'importante augmentation du pourcentage de fortes désorientations cristallographiques (LAGB) en son sein qui fait suite à l'accumulation de déformation plastique dans le rail et engendre ainsi une structure lamellaire composée de nombreux sous grains.

## Introduction Générale

L'étude de la fatigue de contact de roulement (Rolling Contact Fatigue, RCF) a pris une importance considérable dans le domaine ferroviaire dans les années 90 avec l'augmentation progressive des vitesses des trains et des chargements transportés. L'amélioration de ces différentes conditions de circulations a considérablement accentué l'impact de ce phénomène dans l'endommagement rapide des composants ferroviaires en service, et particulièrement des rails. L'accumulation des contacts particulièrement sévères avec les roues engendre ainsi progressivement l'amorçage et la propagation de fissures dans la profondeur des rails (Figure 1), qui font du RCF un enjeu industriel majeur pour la maintenance des réseaux ferroviaires. La rupture par fatigue de contact de roulement de matériel ferroviaire étant un phénomène brutal et violent, la propagation de fissures dans les rails peut conduire à des accidents de circulation et entraîner des dommages très importants, tant sur le plan matériel que sur le plan humain. Un exemple catastrophique d'accident dû à la rupture d'un rail par RCF causa le décès de quatre passagers et en blessa soixante-dix autres le 17 octobre 2000 à Hatfield au Royaume-Unis. Même dans le cas de ruptures sans gravité pour les usagers et le matériel roulant, de tels incidents entraînent des opérations de maintenance correctives imprévues et ont un impact économique conséquent pour l'industrie ferroviaire. Pour assurer au mieux la sécurité des passagers, différentes stratégies préventives comme des modifications de la métallurgie des rails ou des profils sont actuellement envisagées. Toutefois, une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement des rails à l'échelle macroscopique comme à l'échelle de la microstructure est auparavant nécessaire.



Figure 1 : La sévérité des conditions de contact roué/rail entraîne la fissuration des rails en service.  
Photographies d'après (Braid, s.d.) et (Dylewski, et al., 2016)

Le travail de thèse présenté dans ce manuscrit s'inscrit dans le projet national CERVIFER (CERTification Virtuelle pour le FERroviaire), soutenu par l'ADEME dans le cadre des projets Investissements d'Avenir. Plus particulièrement au sein du lot 3 Usure et Fatigue de Contact de Roulement, les différents partenaires industriels et académiques de l'UTC sont la RATP, le Cetim, l'Université Lille 1, l'INSA de Lyon et l'Université de Valenciennes.

Les objectifs majeurs de cette thèse basée sur la mise en œuvre d'une méthodologie de caractérisation expérimentale de rails prélevés en service sont multiples. Alors que les rails subissent tout au long de leur durée de fonctionnement une accumulation de contacts avec les roues, il est particulièrement intéressant d'évaluer quantitativement les évolutions en surface et en profondeur, ainsi que les gradients de

microstructure, de cristallographie et de propriétés mécaniques engendrés sous la bande de roulement d'un rail usagé. Dans un second point, l'identification des différents stades de développement de ces gradients dans la tête d'un rail neuf pourrait être directement reliée avec l'accumulation du tonnage. Enfin, l'influence de la microstructure et de l'anisotropie induite par la déformation plastique accumulée dans la tête de rail sur l'amorçage et la propagation des fissures sera étudiée au cours des premiers cycles de chargement.

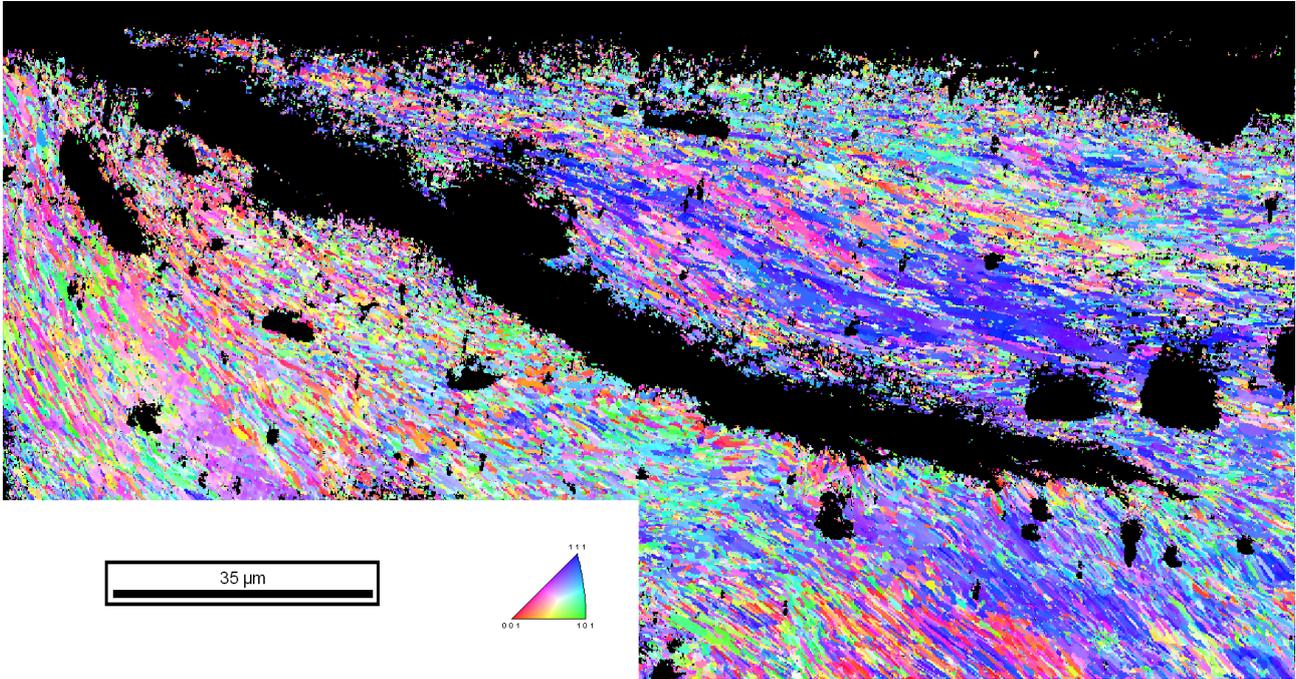


Figure 2 : Cartographie IPF réalisée par EBSD de l'amorçage de fissure en proche surface d'un rail usagé.

Ce manuscrit de thèse s'articule autour de quatre chapitres :

- Le Chapitre 1 est consacré à une étude bibliographique du contact roue/rail et de ses conséquences. Il présente d'abord la nature et les conditions particulières de contact entre la roue et le rail. Dans un second temps, les différentes évolutions microstructurales engendrées dans le rail à différentes échelles sont synthétisées. Des essais de déformation plastique sévère ou études de contact avec frottement dont nous mettons en avant les principaux résultats permettent de caractériser le matériau à rail et son influence sur la fissuration dans des conditions contrôlées en partie représentatives du contact roue/rail. Enfin, nous introduisons les caractéristiques des principaux défauts de RCF observés sur les réseaux ferroviaires français et européen, Squat et Head Check, les études visant à améliorer la compréhension des mécanismes à l'origine de leur amorçage et propagation, ainsi que leurs limites.
- Le Chapitre 2 présente les techniques et la méthodologie d'analyse globale permettant de caractériser et comparer les évolutions, aux échelles macroscopique et microscopique, dans des rails prélevés en service à différents niveaux de tonnage accumulé. Le couplage de ces techniques permettra de relier des caractéristiques du rail en service de différentes natures, qu'elles soient liées aux évolutions de profils ou à la fissuration (magnétoscopie, microscopie optique), aux propriétés mécaniques (microdureté, indentation instrumentée, DRX), microstructurales (MEB-FEG, EBSD, voir Figure 2) ou physico-chimiques (EDS-X, SDL).

L'originalité des mesures réalisées sur des rails prélevés en service et les données quantitatives pouvant être extraites des résultats apparaissent comme une des richesses de ce travail pour mieux expliquer les déformations plastiques sévères du rail et les mécanismes microstructuraux mis en jeu dans la fatigue de contact de roulement. Par la suite, la méthodologie sera appliquée à la caractérisation du rail neuf de nuance R260 la plus utilisée sur le réseau ferroviaire.

- Le Chapitre 3 présente les résultats expérimentaux de caractérisation d'un rail usagé prélevé dans une zone d'alignement à forte concentration de Squat. Les gradients tridimensionnels engendrés dans le rail par l'accumulation des contacts avec les roues sont identifiés dans le voisinage de la bande de roulement. Les évolutions de propriétés mécaniques sous la surface du rail et les profondeurs affectées sont confrontées au gradient microstructural et aux évolutions cristallographiques, puis reliées à la déformation plastique accumulée dans la tête de rail au cours de son service. Les résultats d'une simulation du passage d'une roue sur un rail en alignement sont finalement comparés avec les résultats expérimentaux et permettent de discuter les méthodes d'estimation de la déformation plastique accumulée dans le rail.
- Le Chapitre 4 est dédié à la compréhension de la mise en place des gradients et à l'accumulation de déformation plastique dans la tête de rail, qui conduit au développement du défaut de Head Check. Une campagne de prélèvements et d'analyses de rails à différents tonnages est réalisée dans deux courbes sur le réseau RATP après installation initiale de rails R260 neufs. Les évolutions progressives du rail, de sa microstructure et de ses propriétés au cours des passages de roues sont identifiées. Une estimation de la déformation plastique accumulée en profondeur est réalisée à l'aide de la méthodologie EBSD à différentes positions dans la tête de rail et à différents niveaux de chargement. Les résultats expérimentaux sont ensuite comparés à ceux issus de la simulation du passage d'un train dans cette courbe sur le logiciel de dynamique ferroviaire Vocolin®. Finalement, la relation entre les différentes évolutions dans le rail et l'amorçage ainsi que la propagation des fissures de Head Check est discutée.

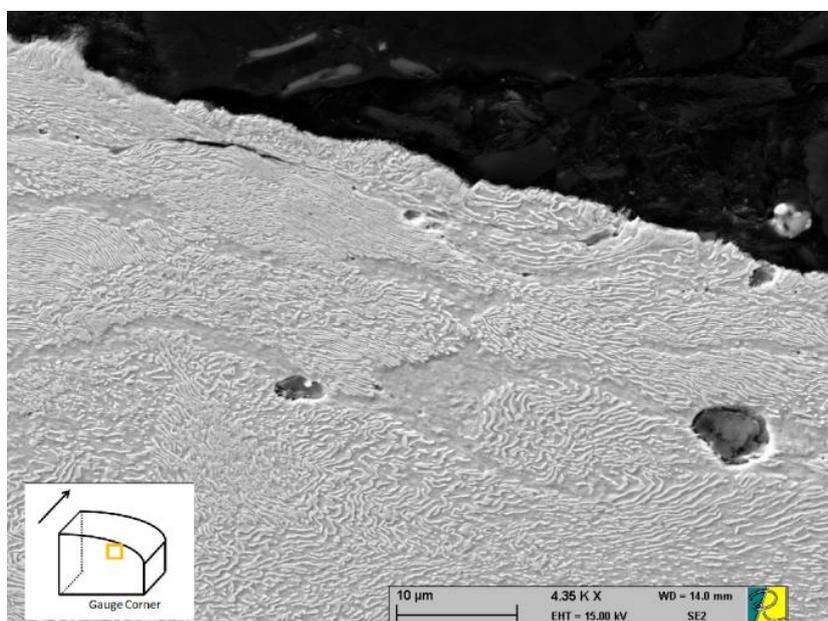


Figure 3 : Micrographie MEB-FEG de la surface du rail après 4 MGT, à 8 mm du GF

# 1. Chapitre 1 – Le contact roue/rail

Introduction .....	6
1.1. Le rail .....	6
1.1.1. Microstructures et propriétés des aciers à rail.....	6
1.1.1.1. Les aciers perlitiques.....	6
1.1.1.2. Les aciers bainitiques .....	10
1.1.2. Géométrie du profil de rail.....	11
1.2. Le contact roue / rail.....	12
1.2.1. Description du contact .....	12
1.2.2. Les théories de contact.....	13
1.2.2.1. La théorie de Hertz.....	13
1.2.2.2. Le contact roulant avec frottements .....	13
1.2.2.3. Les limites des modèles de contact roue/rail.....	14
1.3. Influence de l'accumulation des contacts sur la microstructure du rail .....	15
1.3.1. La sévère déformation plastique du rail.....	15
1.3.2. Les évolutions de microstructure dans le rail .....	17
1.3.2.1. L'évolution de la microstructure en proche surface.....	17
1.3.2.2. Essais de déformation plastique sévère.....	18
1.3.3. Le rôle de la microstructure dans l'amorçage et la propagation de fissures .....	21
1.3.4. Influence de la couche décarburée.....	23
1.3.5. Influence des défauts et inclusions dans la microstructure .....	24
1.3.6. Les Transformations Tribologiques de Surface - la couche blanche (WEL).....	24
1.3.7. Conclusions.....	27
1.4. Vers la fissuration du rail .....	27
1.4.1. La fatigue de contact de roulement.....	27
1.4.2. Les défauts de RCF amorcés sur les rails .....	29
1.4.2.1. Le Squat .....	29
1.4.2.2. Le Head Check.....	31
1.4.3. Influence des nuances de rails utilisées .....	33
Conclusion.....	35

## Introduction

Dans le domaine du ferroviaire, le phénomène de fatigue de contact de roulement (ou RCF, Rolling Contact Fatigue) se manifeste généralement à cause de la sévérité du contact, par l'amorçage en cours de fonctionnement de fissures sur les roues et rails de chemin de fer. La propagation de ces fissures peut entraîner l'écaillage de matière à la surface ou la rupture complète de la pièce concernée. Dans le cadre de ce travail, nous nous focaliserons essentiellement sur l'endommagement engendré dans les rails suite à l'accumulation des contacts avec les roues.

### 1.1.Le rail

#### 1.1.1.Microstructures et propriétés des aciers à rail

De nos jours, deux types de nuances d'aciers à rail sont utilisées sur le réseau français et européen : les aciers perlitiques et les aciers bainitiques. Les nuances de ces deux types d'acier possèdent des compositions chimiques et des cycles de refroidissement différents avant et après laminage qui conduisent à des microstructures et des propriétés mécaniques variées.

##### 1.1.1.1. Les aciers perlitiques

Historiquement, les aciers à rail de base utilisés depuis les années 1950 sont des aciers perlitiques alliés à faible teneur en carbone, comme le rail classique de grade R220 à 0,55%C selon l'Euronorme EN 13674-1 (Norme, 2011) par exemple. Les premiers efforts de R&D sur les rails ont d'abord consisté à assurer l'homogénéité de la microstructure en minimisant la formation de joints de grains et d'inclusions dans les aciers pour rails par le biais de procédés de fabrication plus performants. Dans les années 1970, le développement des aciers pour rails a été orienté vers l'augmentation de la teneur en carbone des aciers perlitiques afin de garantir une meilleure résistance à l'usure. Parmi les rails perlitiques, il existe donc plusieurs types d'aciers classés selon leur pourcentage de carbone :

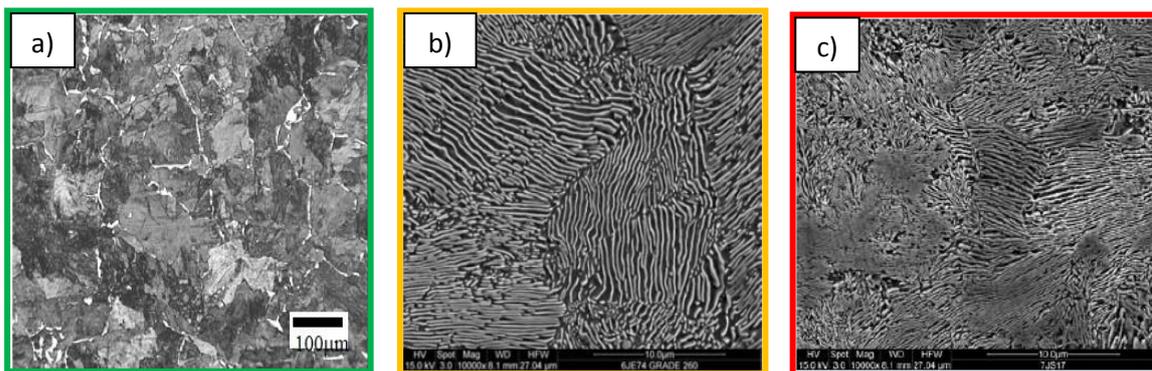
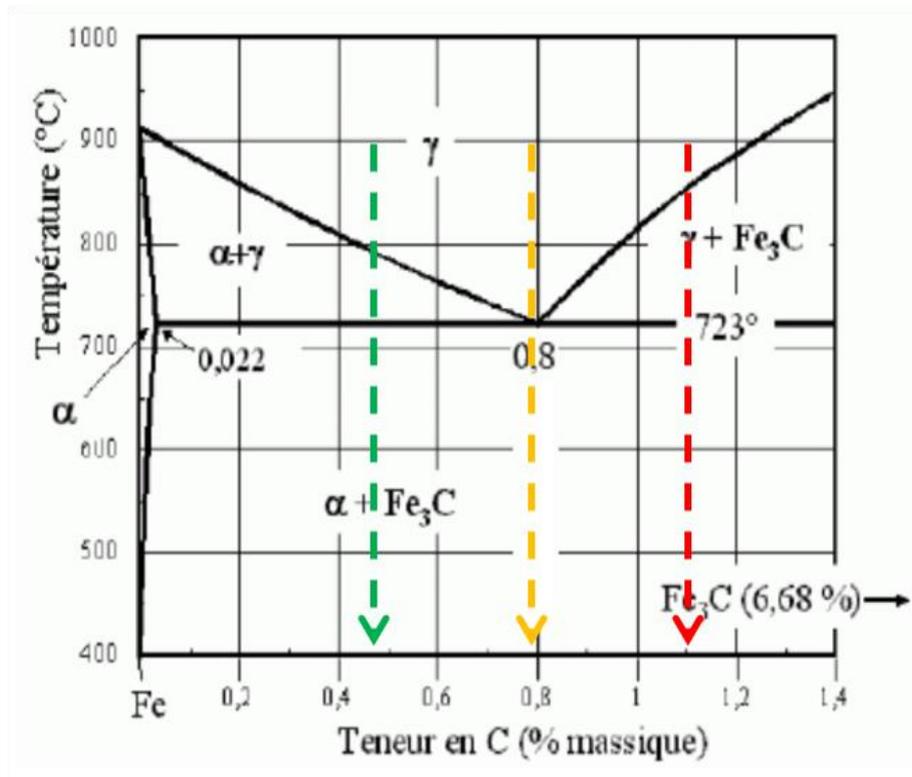
- Les aciers eutectoïdes comme la nuance R260 possèdent une teneur en carbone proche de 0,8% et une structure entièrement perlitique.
- Les aciers hypoeutectoïdes comme la nuance R220 possèdent une teneur en carbone comprise entre 0,02 et 0,8% et une structure ferrito-perlitique.
- Les aciers hypereutectoïdes comme la nuance R400HT possèdent une teneur en carbone supérieure à 0,8% et une structure composée de perlite et de cémentite primaire.

Les rails perlitiques sont obtenus par laminage à chaud en coulée continue puis par refroidissement lent par ventilation. Le diagramme de phase des aciers binaires Fer-Carbone schématisé en Figure 1-1 présente la transformation simplifiée (sans tenir compte des éléments d'addition) des rails perlitiques. Au cours du laminage à chaud entre 930 et 1200°C, seule la phase mère austénitique  $\gamma$  est présente au sein de l'acier. Celui-ci est déformé en continu jusqu'à obtention du profil de rail désiré. Par la suite, lors du refroidissement de l'acier en dessous de la température seuil de 730°C pour le pallier eutectoïde, l'austénite devient instable et tend à se transformer en une structure lamellaire perlitique composée de ferrite (Fe) et cémentite (Fe<sub>3</sub>C). La transformation varie selon les teneurs en carbone.

- Pour l'acier R260 de composition eutectoïde (0,76 %C), l'austénite se transforme entièrement en perlite en dessous de 727°C. Il y a germination de colonies de perlite aux

joints de grain de la phase austénitique  $\gamma$  et croissance en parallèle de lamelles alternées de ferrite et cémentite. Cette croissance alternée est due au fait que l'austénite tend à se transformer en ferrite et le carbone excédentaire permet dans le même temps la croissance de la seconde phase de cémentite.

- En dehors de la transformation eutectoïde, la transformation débute soit par la germination de ferrite proeutectoïde (PE) si le pourcentage de carbone est inférieur à 0,76%C comme pour l'acier R220, soit par la germination de cémentite proeutectoïde dans le cas inverse comme pour l'acier R400HT, et se poursuit par la germination de perlite.



L'acier R260, que nous étudierons plus particulièrement, possède une microstructure entièrement perlitique. Lors du refroidissement de l'acier, les colonies de perlite ont des directions de croissance différentes et grossissent au niveau des joints de grain d'austénite en début de transformation à vitesse constante, formant ainsi des nodules sphériques ou hémisphériques, jusqu'à se rencontrer à la fin de la transformation, comme schématisé sur la Figure 1-2.

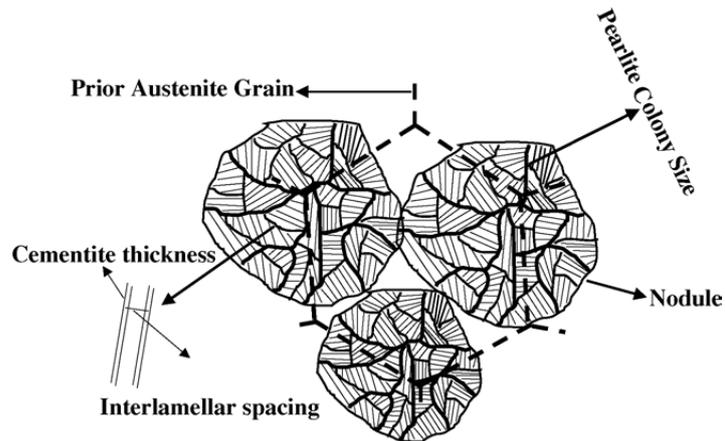


Figure 1-2 : La structure perlitique d'après (Elwazri, et al., 2005)

Les colonies de perlite contiennent une alternance de lamelles de ferrite  $\alpha$  à 89% en masse et de cémentite  $\text{Fe}_3\text{C}$  à 11% en masse.

Perlite = Ferrite  $\alpha$  + Cémentite  $\text{Fe}_3\text{C}$

Au niveau cristallographique, les lamelles de ferrite et de cémentite présentent une structure différente, la ferrite ayant une structure cubique centrée (cc), tandis que la cémentite possède une structure orthorhombique. La phase mère d'austénite  $\gamma$  dont est issue la perlite, possède quant à elle une structure cubique à faces centrées (cfc).

Au sein de la perlite, les relations d'orientation cristallographique entre la ferrite et la cémentite sont décrites par les relations de Bagaryatsky, Pitsch-Petch et Isaichev. Les plans atomiques préférentiels concernés, d'après (Zhou & Shiflet, 1992), sont indiqués dans le Tableau 1-1.

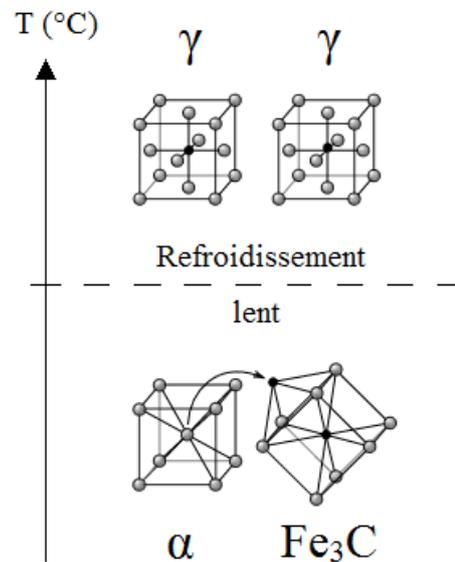


Figure 1-3 : La structure cristallographique de l'austénite, de la ferrite et de la cémentite, d'après (Wikipedia, 2016)

Relation d'orientation	Plans atomiques
Bagaryatsky	$(001)_c // (11\bar{2})_f$
Pitsch-Petch	$(101)_c // (11\bar{2})_f$
Isaichev	$(001)_c // (\bar{2}15)_f$

Tableau 1-1 : Les relations d'orientation entre ferrite et cémentite, d'après (Zhou & Shiflet, 1992)

Par ailleurs, les aciers utilisés par l'industrie ferroviaire ne sont pas uniquement des alliages Fer-Carbone mais possèdent des éléments d'addition qui vont influencer sur la morphologie de la microstructure, les propriétés thermiques et mécaniques de l'acier. La composition chimique du grade R260 est donnée dans le Tableau 1-2.

(wt%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al
R260	0,7-0,82	0,65-1,25	0,13-0,60	<0,025	0,008-0,030	<0,15	<0,004

Tableau 1-2 : Composition chimique du grade R260

Les propriétés mécaniques des rails selon leur grade d'acier, données par l'Euronorme, sont présentées dans le Tableau 1-3.

Grade de l'acier	Dureté de la tête de rail (HBW)	Résistance $R_{m \min}$ (MPa)	Allongement à la rupture $A_{\min}$ (%)
R220	220 - 260	770	12
R260	<b>260 - 300</b>	<b>880</b>	<b>10</b>
R350HT	350 - 390	1175	9
R400HT	400 - 440	1280	9

Tableau 1-3 : Propriétés mécaniques des aciers à rail selon Euronorme (Norme, 2011)

Les propriétés mécaniques et la résistance à l'usure et à la fissuration des aciers à rails sont très dépendantes de la microstructure. En effet, les deux phases constituant la perlite que sont la ferrite et la cémentite, n'ont ni les mêmes structures cristallographiques, ni les mêmes propriétés mécaniques. Ainsi, la cémentite est une phase dure et fragile tandis que la ferrite a un comportement ductile. D'un point de vue général, les propriétés mécaniques d'un acier perlitique peuvent être liées et influencées par différents paramètres microstructuraux comme les tailles de nodules et de colonies de perlite ou encore l'épaisseur et l'espacement entre lamelles de cémentite. Dans le cas des aciers eutectoïdes, il a été montré (Gladman, et al., 1972)(Karlsson & Linden, 1975) que la distance interlamellaire ( $S_p$ ) est le facteur principal influant sur la résistance mécanique ( $R_m$ ) de l'acier.

Il est important de noter que les propriétés mécaniques des rails peuvent être modifiées selon le processus d'obtention du produit fini, le procédé de fabrication des rails pouvant engendrer des modifications microstructurales en surface. C'est le cas pour le grade R260 avec la formation d'une couche de décarburation en surface des rails neufs avant leur installation sur le réseau ferroviaire. En effet, les rails sont obtenus par coulée continue puis laminés à chaud par passes successives jusqu'à l'obtention du profil désiré, ce qui nécessite un recuit à 1200°C dans un four chauffé au gaz. Cette atmosphère à haute température engendre l'oxydation de l'acier et la perte du carbone à la surface du rail vers l'extérieur, d'où la présence d'une couche décarburée uniforme présente sur le rail avant installation. Selon la norme européenne EN 13674-1 (Norme, 2011), l'épaisseur maximale autorisée pour la couche de décarburation est de 0,5mm. Du fait de sa faible quantité en carbone, cette couche, qui présente une grande quantité de ferrite proeutectoïde, est moins dure que la microstructure globale de l'acier. La Figure 1-4 présente des micrographies en proche surface d'un rail neuf au microscope optique qui met en évidence la couche décarburée d'une épaisseur d'environ 200 – 350  $\mu\text{m}$  et les phases de ferrite proeutectoïde, et ferrite-cémentite de la perlite qui la composent.

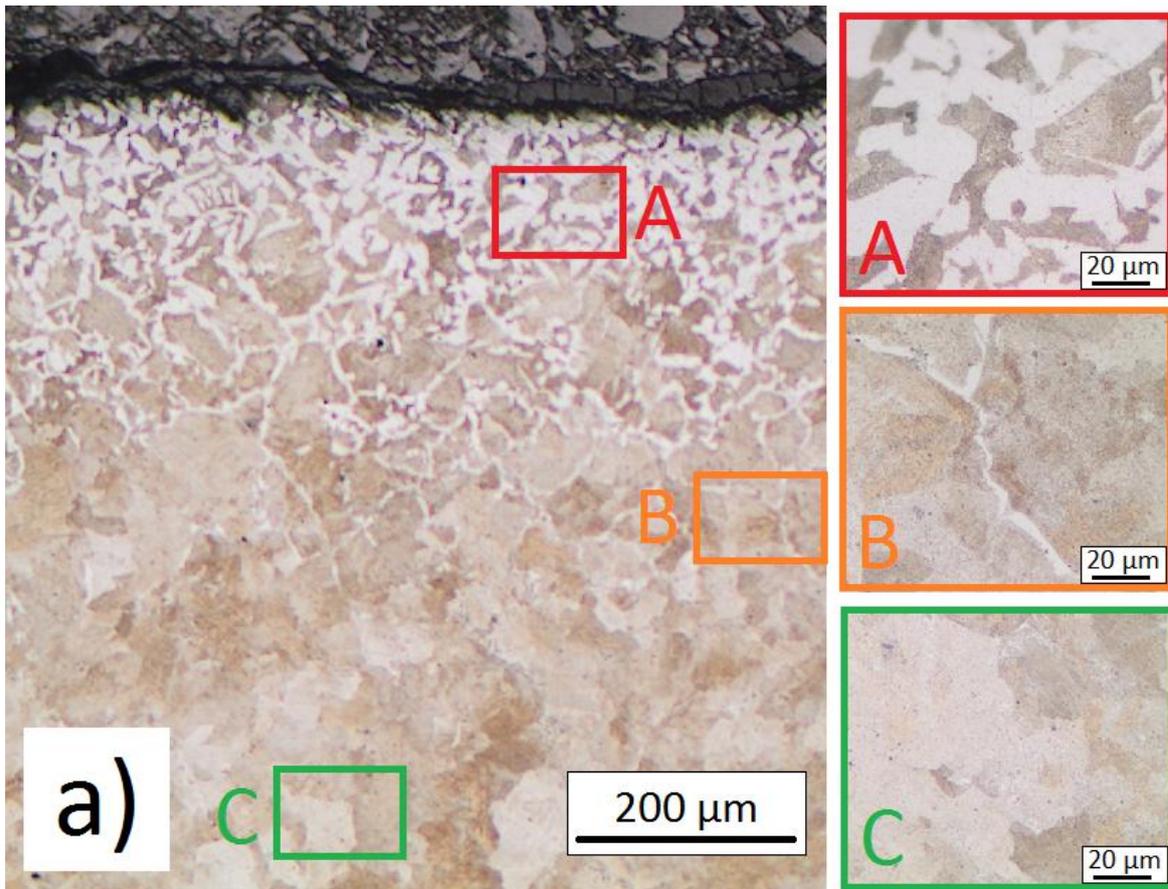


Figure 1-4 : Micrographie optique de la couche décarburée en proche surface du rail neuf. Zone A : perlite (gris) + ferrite proeutectoïde (blanc), Zone B : présence en bordure de la couche décarburée de ferrite proeutectoïde le long des joins d'anciens grains d'austénite et Zone C : Microstructure perlitique dans la profondeur du rail. (Dylewski, et al., 2016)

Du fait de la perte du carbone en surface lors de l'oxydation à haute température du rail, la transformation de l'austénite ne se fait pas au pallier eutectoïde : la microstructure en proche surface n'est pas exclusivement perlitique. La couche décarburée est à la fois composée de perlite et de ferrite pro-eutectoïde. La quantité de ferrite diminue progressivement dans la profondeur du rail, à mesure que la teneur en Carbone augmente.

A l'inverse, les propriétés mécaniques du rail peuvent également être améliorées en affinant la microstructure par le biais de traitements thermiques. C'est le cas par exemple du grade R350HT, développé dans les années 1980 et nommé nuance Premium, qui possède la même composition chimique que le grade R260 mais dont le traitement thermique du champignon de rail après laminage par refroidissement contrôlé conduit à une microstructure de perlite fine avec une distance interlamellaire plus petite ( $S_p \approx 0,1 \mu\text{m}$ ) et à des propriétés mécaniques comme la dureté ou la résistance mécanique plus élevées (Tableau 1-3).

#### 1.1.1.2. Les aciers bainitiques

De nombreux centres R&D de métallurgie se sont intéressés dès les années 1970 à l'utilisation de la structure bainitique dans les aciers pour rails (Jaiswal, 2010). Cependant, à la différence de la structure perlitique clairement définie, les nombreuses variétés microstructurales de la structure bainitique expliquent les difficultés dans la caractérisation de rails bainitiques et

l'incohérence des études sur le comportement de tels rails. Il existe deux principaux groupes de structures bainitiques : les formes classiques de bainite et les bainites non carburées (CF-bainite). La bainite classique possède une structure cristallographique orientée de ferrite et cémentite dans laquelle la cémentite se présente sous forme de fines plaquettes. On distingue la bainite supérieure (UB) de la bainite inférieure (LB) suivant la température à laquelle elle a été formée. La bainite supérieure possède de mauvaises propriétés mécaniques en comparaison avec la structure perlitique, c'est pourquoi l'industrie ferroviaire ne s'y est pas intéressée. La bainite inférieure en revanche, possède une structure ferrite-carbure encore plus fine que la fine perlite et donc de très bonnes propriétés mécaniques, même pour sa résistance au RCF. La bainite sans carbure est, comme son nom l'indique, pauvre en carbone à la limite de phase entre ferrite et austénite, ce qui ne permet pas la précipitation de carbure. Le carbone est alors présent dans des régions d'austénite non transformées qui peuvent se transformer par endroit en îlots martensite-austénite. Selon la température de transformation, des structures dites bainite granulaire ou bainite aciculaire peuvent être formées. Enfin, un mélange des deux principales formes de bainite peut exister : la CF- bainite peut présenter une certaine quantité de bainite classique. Dans le domaine ferroviaire cependant, seules quelques nuances de rails bainitiques existent à l'heure actuelle comme la B320 et la B360, qui sont en place sur certaines lignes à grandes vitesses par exemple ou sur des voies tests mais encore très peu installées sur le réseau ferroviaire.

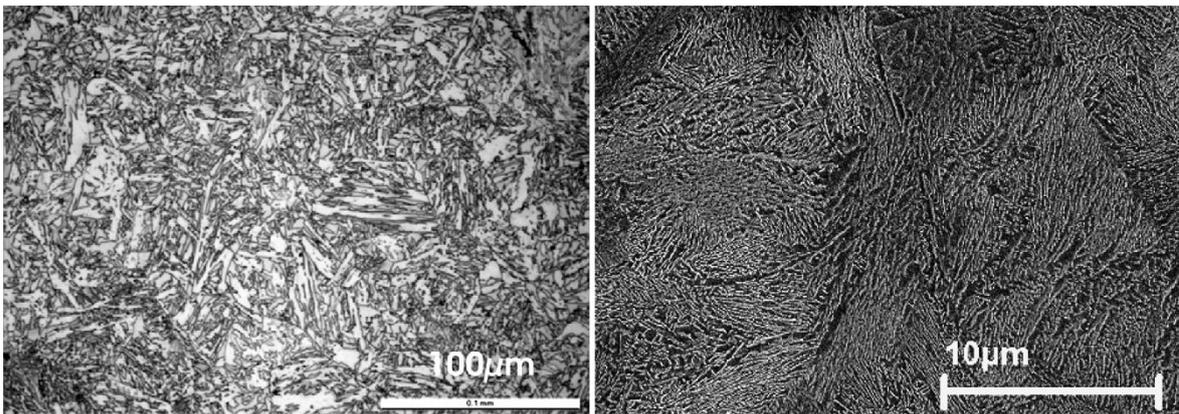


Figure 1-5 : Micrographies de CF-bainite et bainite inférieure, d'après (Pointner, 2008)

Le développement de nouveaux aciers et traitements thermiques a permis la fabrication de rails dont la microstructure est toujours plus fine et dure, dans le but d'en augmenter la durée de vie, que ce soit en fatigue de contact de roulement ou vis-à-vis de l'usure.

### 1.1.2. Géométrie du profil de rail

La géométrie du rail en sens transverse est un paramètre important, normalisé (voir (Norme, 2011)) qui conditionne le contact avec les roues. De nos jours, le rail, dont la masse métrique est de 60 Kg/m, est ainsi composé de 3 parties que sont la semelle, l'âme et la tête de rail sur laquelle se font les contacts. Le profil géométrique de rail 60E1, présenté dans la Figure 1-6, est classiquement utilisé en voies et sera celui étudié tout au long de ce manuscrit. Par ailleurs, afin de faciliter l'autocentrage des essieux lors des passages de trains, ces rails ne sont pas posés à plat sur voie en France mais avec une faible inclinaison de  $1/20^\circ$  vers l'intérieur de la voie. Cette inclinaison modifie également la localisation du contact avec les roues.

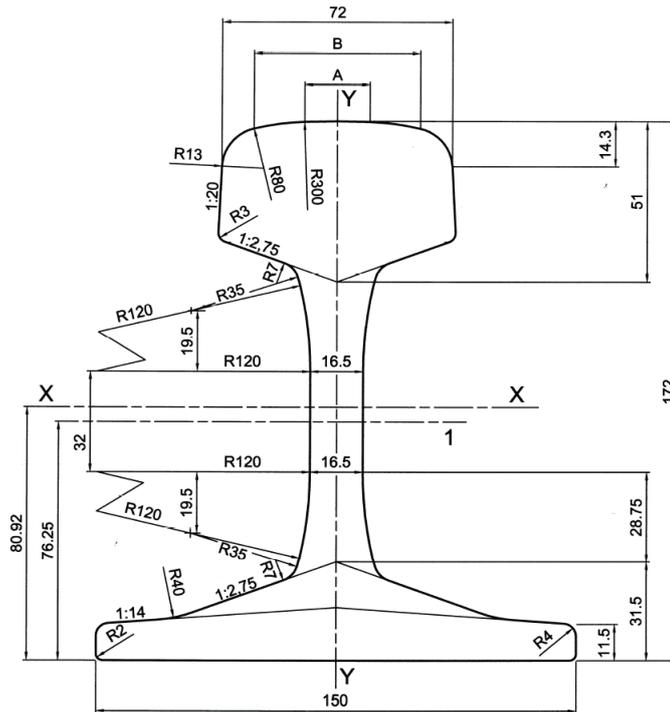


Figure 1-6 : Le profil 60E1 du rail, selon la norme EN 13674-1 (Norme, 2011)

## 1.2. Le contact roue / rail

### 1.2.1. Description du contact

D'après la description de Hertz, le contact entre la roue et le rail peut en théorie être approximé comme élastique ponctuel, étant donné qu'il est le résultat de la jonction entre deux cylindres d'axes perpendiculaires, ce qui lui confère comme principal avantage un faible coefficient d'adhérence dû à une surface de contact ellipsoïdale réduite ( $< 1\text{cm}^2$ ). Par ailleurs, la conicité des éléments permet également de compenser le chemin parcouru par la roue dans les zones courbes, ce qui implique que la localisation du contact évolue sur la tête de rail et n'est définie que par la position transverse de l'essieu sur la voie et par les profils de rail et de roue, comme le montre la Figure 1-7. La forme particulière de la roue et de son boudin permet d'assurer le guidage de l'essieu selon l'axe transversal entre les deux files de rails, en venant buter contre le champignon du rail.

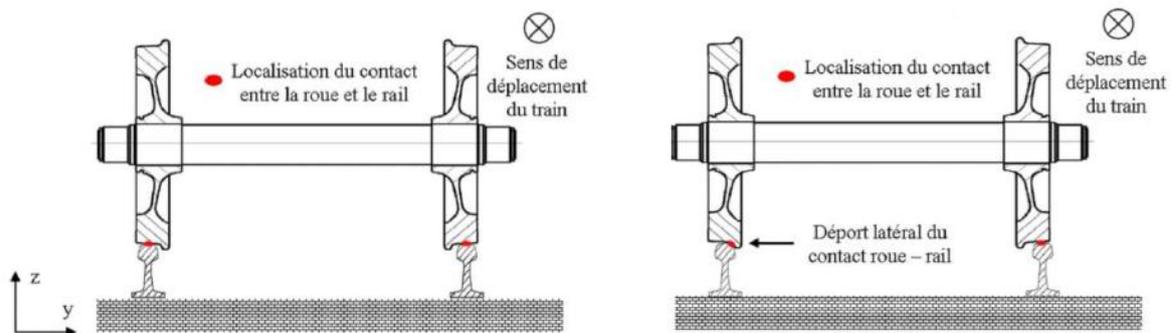


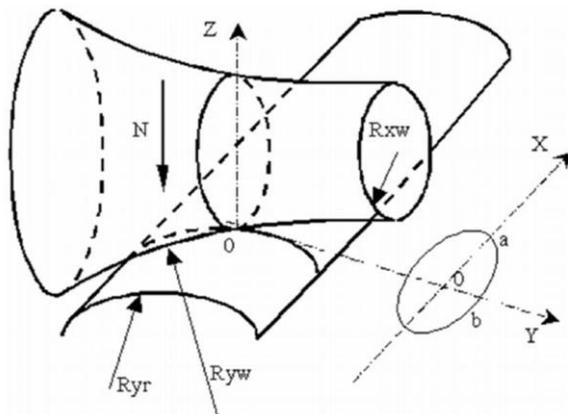
Figure 1-7 : Localisation du contact roue/rail sur voie en alignement et en courbe, d'après (Saulot, 2005)

La position et les dimensions de la zone de contact, de même que les champs de contraintes et déplacements obtenus dans cette zone peuvent être déterminés en résolvant le problème de contact défini par la géométrie et les sollicitations rencontrées dans le contact. Nous présenterons dans la suite, les principales théories proposées pour la résolution de ce problème et leurs limites.

## 1.2.2. Les théories de contact

### 1.2.2.1. La théorie de Hertz

La théorie développée par (Hertz, 1882) permet de déterminer mathématiquement la surface de contact entre deux solides élastiques et la distribution des pressions sur celle-ci. Pour déterminer les efforts normaux et les dimensions de l'ellipse de contact définie par ses demi-axes  $a$  et  $b$  (cf Figure 1-8), trois conditions sont nécessaires : les surfaces doivent être du second degré, continues et non-conformes, les solides sont considérés comme des demi-espaces élastiques et les dimensions de l'ellipse de contact doivent être petites par rapport aux dimensions et rayons de courbure des solides en contact.



$$a = m \sqrt{\frac{3}{2} N \frac{(1-\nu^2)}{E} \frac{1}{(A+B)}} \quad \text{et} \quad b = \frac{n}{m} a$$

Avec :

- $m, n$  : coefficients de Hertz
- $A, B$  : coefficients déterminés par la géométrie locale du rail et de la roue
- $E$  : module d'Young
- $\nu$  : coefficient de Poisson

Figure 1-8 : Le contact de Hertz, d'après (Johnson, 1985)

Dans le cas du contact roue/rail, les hypothèses de Hertz sont généralement vérifiées pour des voies en alignement. Pour des zones en courbe en revanche, la localisation du contact à proximité du congé de roulement engendre des changements dans la géométrie du contact et particulièrement du rayon de courbure du rail, ce qui entraîne l'invalidation des hypothèses de Hertz.

### 1.2.2.2. Le contact roulant avec frottements

Dans la réalité, le contact roue/rail est un contact roulant avec frottements. (Carter, 1926) détermine analytiquement la première solution au problème de ce type de contact en modélisant le contact linéique en deux dimensions dans le cas du roulement d'un cylindre sur un massif plan semi-infini. Il montre que la différence entre l'avance du train ( $V_a$ ) et la vitesse linéaire de la roue ( $V_r$ ) n'est pas nulle si des conditions d'accélération ou de décélération lui sont appliquées. Par ailleurs, il démontre théoriquement et expérimentalement que la zone de contact peut être décomposée en deux parties, comme schématisé dans la Figure 1-9. Dans la partie adhérence, les solides sont collés tandis qu'il y a un mouvement relatif dans la partie glissement où les contraintes

tangentielles atteignent une valeur seuil de saturation. De nombreuses extensions de la théorie de Carter vont permettre de traiter les contacts elliptiques tridimensionnels.

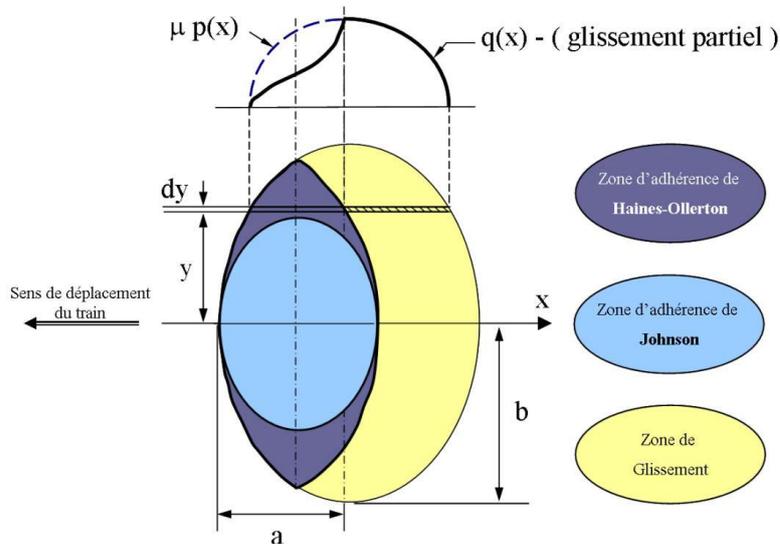


Figure 1-9 : L'ellipse de contact, zone d'adhérence et de glissement : Théorie de Haines-Ollerton et de Johnson, d'après (Saulot, 2005)

Aujourd'hui, les travaux de (Johnson, 1985) d'une part et de (Kalker, 1991) d'autre part sont considérés comme les principaux travaux de référence et les algorithmes issus des travaux de ce dernier sont particulièrement intégrés dans les logiciels de dynamique ferroviaire.

### 1.2.2.3. Les limites des modèles de contact roue/rail

Relativement faciles à programmer, les algorithmes CONTACT (Vollebregt, 1994) et FASTSIM (Kalker, 1982) présentent également l'avantage d'être rapides à calculer, ce qui justifie leur intégration dans les logiciels de dynamique ferroviaire. Néanmoins, ces algorithmes étant fondés sur le calcul hertzien d'une part et la théorie semi-élastique d'autre part, les hypothèses nécessaires aux calculs ne sont pas toujours respectées dans les cas réels de contact roue/rail. En courbe par exemple, les surfaces ont tendance à devenir conformes tandis que les dimensions de l'ellipse ne sont plus négligeables vis-à-vis du rayon de raccordement, ce qui implique que la surface de contact et le champ de pression résultant ne peuvent plus être décrits par l'ellipse de Hertz. Par ailleurs, les simplifications de modélisation dans la répartition des zones de glissement et d'adhérence ne correspondent pas à la réalité du contact où ces zones sont réparties par alternance de bandes hétérogènes dans la direction de roulement, comme le montre la Figure 1-10 d'après (Niccolini & Berthier, 2000). Enfin, comme il l'explique lui-même (Kalker, 1991), les théories de Kalker sont encore incomplètes pour représenter le contact roue/rail réel car il manque entre autre l'incorporation de la plasticité des matériaux en contact, de la rugosité des surfaces et de l'influence du 3<sup>ème</sup> corps à l'interface roue/rail. La déformation plastique du rail et les évolutions de la microstructure avec le chargement, auxquelles nous nous intéresserons dans la suite de ce chapitre, restent donc pour l'heure non abordées dans les simulations alors qu'elles peuvent jouer un rôle important dans le comportement du rail.

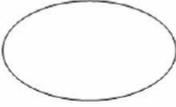
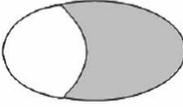
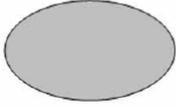
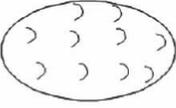
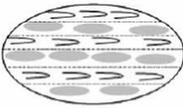
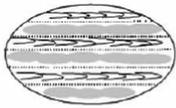
Répartition des zones d'adhérence et de glissement dans un contact roulant <i>Théorie et réalité tribologique</i>			
	Adhérence	Glissement partiel	Glissement complet
Théorie Haines – Ollerton 1963			
Réalité tribologique Niccolini 2001			

Figure 1-10 : Répartition des zones d'adhérence et de glissement dans un contact roulant, d'après (Niccolini & Berthier, 2000)

### 1.3. Influence de l'accumulation des contacts sur la microstructure du rail

Les conditions de contact particulièrement sévères de pression et de cisaillement conduisent à une évolution progressive de la géométrie et de la microstructure du rail. L'accumulation du tonnage et des contacts entraînent d'importantes déformations plastiques dans la tête de rail et peuvent conduire à l'amorçage de fissures par fatigue de contact de roulement. La présente partie a pour but de mettre en avant les principaux axes de recherche et avancées dans la compréhension et l'estimation de cette déformation plastique du rail et l'influence de la microstructure dans l'amorçage et la propagation de fissures par fatigue de contact de roulement.

#### 1.3.1. La sévère déformation plastique du rail

Lors du passage d'un train sur la voie, les contraintes créées dans le contact entre la roue et le rail sont très élevées à cause du chargement dynamique important réparti sur une faible surface. Comme il l'a été montré dans le paragraphe 1.2.2.3, lors du passage de la roue sur le rail, la surface elliptique de contact peut être décomposée en des bandes distinctes d'adhérence et de glissement. Ces différentes conditions de contact induisent de très fortes contraintes de cisaillement à l'interface roue/rail. Par conséquent, elles engendrent inévitablement de sévères déformations plastiques dans un faible volume adjacent à la surface du rail. La profondeur de cet écoulement plastique varie selon les conditions de chargement de 1 à plus de 15mm. Elle augmente avec le chargement mais aussi avec la courbure du rail, tandis qu'il a été montré qu'elle diminue lorsque les propriétés mécaniques du rail, et plus particulièrement sa dureté, augmentent.

Cette sévère déformation plastique en cisaillement de la proche surface est typiquement observée dans les sens longitudinal et transverse des rails usagés. Elle n'apparaît pas après un passage de roue mais est la conséquence de l'accumulation progressive de déformations au cours de très nombreux cycles de chargement. En effet, ce phénomène, appelé rochet, est une des réponses possibles d'un matériau soumis à une sollicitation cyclique à contrainte imposée, introduites par (Johnson, 1952) puis reprises par (Beynon & Kapoor, 1997) et décrites dans la Figure 1-11.

(a) Comportement élastique :

Lorsque la contrainte imposée est inférieure à sa limite élastique, le matériau est déformé élastiquement et la structure retrouve son état d'origine une fois le chargement supprimé.

(b) Adaptation élastique :

Si la contrainte est supérieure à cette limite élastique, comme c'est le cas dans le contact roue/rail, le matériau est déformé plastiquement en proche surface sur la bande de roulement pendant plusieurs cycles. Cependant, l'écroutissage du matériau et l'introduction de contraintes résiduelles de compression entraînent l'élévation de la limite élastique. En dessous d'une valeur critique (*the elastic shakedown limit*), le matériau retrouve un comportement élastique. Dans ces conditions, la fatigue interviendra donc à un nombre de cycle important.

(c) Accommodation plastique :

Dans d'autres cas, la réponse du matériau peut conduire à une accommodation plastique en boucle fermée contrainte-déformation sans nette évolution de la déformation plastique par effet Bauschinger.

(d) Rochet :

Une augmentation significative du chargement au-dessus de cette limite (*elastic shakedown*) conduit au phénomène de rochet et engendrera l'écoulement plastique du matériau. Dès lors, le matériau accumulera la déformation plastique dans la direction du chargement à chaque cycle. A la limite de ductilité, c'est-à-dire au moment où le matériau ne peut plus accumuler les déformations plastiques, le rochet conduit finalement à la fissuration puis à la rupture de la pièce.

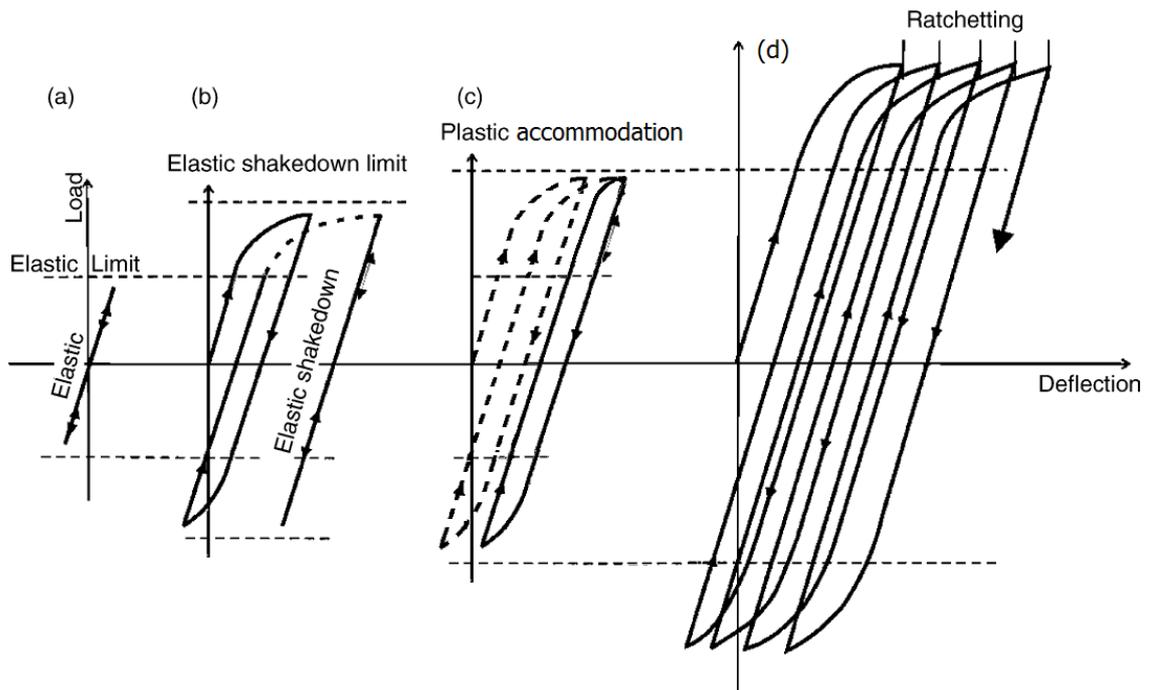


Figure 1-11. La réponse d'un matériau à un chargement cyclique, d'après (Beynon & Kapoor, 1997)

Pour prédire la réponse des matériaux sollicités en contact roulant, comme pour le cas rail/roue dans le domaine ferroviaire, un diagramme appelé « shakedown map », a été développé par (Ponter, et al., 1985) et repris par (Ekberg, et al., 2002), comme présenté dans la Figure 1-12. Ce diagramme, basé sur la théorie de Hertz et sur les paramètres décrivant le contact roue/rail, permet de délimiter les zones correspondant aux différentes réponses possibles du rail et se trouve ainsi particulièrement adapté pour les ingénieurs à la démarche de simulation par éléments finis.

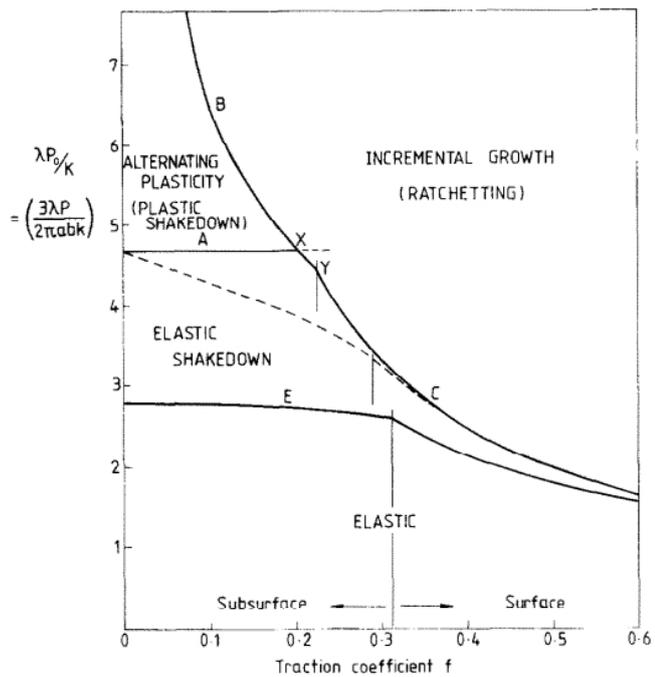


Figure 1-12. Diagramme d'adaptation et d'accommodation pour un cas général de roulement de contact glissant, d'après (Ponter, et al., 1985)

Utilisé en première approche pour estimer la réponse des matériaux, la position des contacts et la localisation des endommagements selon les conditions de chargement, ce diagramme peut permettre de localiser la position sur le rail où la déformation plastique est la plus sévère, en surface ou sous surface. Néanmoins, l'utilisation de cet outil simple reste à visée qualitative car il ne tient pas compte des évolutions du rail engendrées par l'accumulation des contacts ni à l'échelle macroscopique ni à l'échelle de la microstructure.

### 1.3.2. Les évolutions de microstructure dans le rail

#### 1.3.2.1. L'évolution de la microstructure en proche surface

Lors du contact de roulement/glisement entre la roue et le rail, de très fortes contraintes de cisaillement sont créées à la surface du rail. Ces contraintes engendrent inévitablement par effet rochet de sévères déformations plastiques accumulées au cours des nombreux cycles de chargement et dont le volume est d'environ quelques millimètres de profondeur en sous surface du rail. En proche surface, de fortes évolutions de la microstructure témoignent de cette accumulation de déformation. En effet, la microstructure perlitique tend à s'étirer en sous surface et à s'aligner parallèlement à la surface dans la direction du cisaillement (Bower & Johnson, 1989)(Alpas, et al., 1993). Juste en dessous de la surface, les sévères conditions de contact entraînent le fibrage de la microstructure. Celle-ci est tellement cisillée que la structure des colonies perlitiques n'est plus observable, les lamelles de cémentite et de ferrite sont spatialement réorientées dans la direction de contact avec un faible angle par rapport à la surface.

La déformation plastique du rail a été évaluée via l'évolution de paramètres de la microstructure comme la taille et l'orientation de la perlite et des lamelles qui la composent (Tyfour, et al., 1996)(Alwahdi, et al., 2013). Plus particulièrement, il a été montré (Tyfour, et al.,

1996) que la déformation de cisaillement  $\gamma$  peut être estimée par l'évolution de l'angle d'orientation des lamelles de ferrite et de cémentite par rapport à la surface, comme schématisé sur la Figure 1-13.

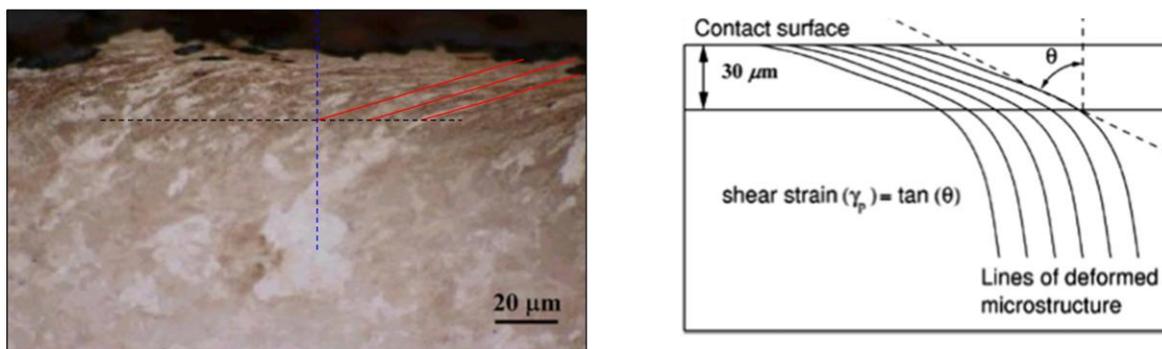


Figure 1-13. Déformation sévère en cisaillement de surface d'un rail usagé, d'après (Alwahdi, et al., 2013)

L'évaluation par cette méthode des évolutions de microstructure sous la surface et de propriétés mécaniques par microdureté ont permis d'estimer des lois d'écrouissage du rail (Alwahdi, et al., 2013). Il a également pu être mis en évidence que la déformation plastique est très concentrée dans une zone de cisaillement. Dans une épaisseur d'environ 50 à 200µm de profondeur, le fibrage de la microstructure est causée par les aspérités de surface, tandis que le contact global affecte le rail sur 1 à 10mm d'épaisseur. L'épaisseur de la couche de microstructure sévèrement déformée par cisaillement a aussi été étudiée dans le cadre du projet européen Innotrack (INNOTRACK, 2007), (INNOTRACK, 2009). Il a ainsi pu être montré via l'analyse des orientations cristallines par EBSD (Electron Backscatter Diffraction) et le paramètre de désorientation KAM (Kernel Average Misorientation) que la profondeur de cette couche déformée diminue avec l'augmentation de la dureté du rail. Ainsi, pour les grades R370CrHT et R400HT, la profondeur de la couche de déformation de cisaillement ne dépassait pas 1mm. Cependant, les cartographies étant réalisées à un pas de scan de 1 µm supérieur à l'échelle de la microstructure et plus particulièrement de la distance interlamellaire ( $S_p = 0,3 \mu\text{m}$ ), ces analyses ne pouvaient pas directement être reliées à l'évolution de la microstructure ni à la déformation plastique accumulée. Simon (Simon, 2014) constate également une forte augmentation de la désorientation KAM en sous surface du rail R260 prélevé en service et note la présence de 2 extremums en proche surface d'une part et entre 0,5 et 2,5 mm de profondeur d'autre part, qu'il suppose corrélé avec une forte déformation plastique du rail dans ces zones. Très récemment, la méthode d'analyse EBSD couplée à des observations au MEB a été utilisée pour caractériser l'usure et les évolutions de microstructure en proche surface des aciers à rails R260 dans le cas d'essais de frottement avec glissement (Cihak-Bayr, et al., 2014) et dans le cas d'essais bi-disques (Linz, et al., 2015). C'est d'ailleurs également en grande partie sur ces techniques que reposent les investigations que nous avons réalisées à l'échelle microscopique sur des rails prélevés en service et dont nous présenterons les résultats dans les prochains chapitres.

### 1.3.2.2. Essais de déformation plastique sévère

Dans le but de reproduire et étudier la sévère déformation plastique et les évolutions de la microstructure engendrées en service par le contact de roulement/glisement tout en contrôlant les niveaux de déformations plastiques en cisaillement, différents travaux (Wetscher, et al., 2004), (Wetscher, et al., 2007), (Wetscher, 2006), (Hohenwarter, et al., 2011) ont été réalisés à l'aide des

procédés ECAP (Equal Channel Angular Pressing), ou HPT (High Pressure Torsion) appliqués sur l'acier perlitique R260 à température ambiante. Il a ainsi pu être montré que les déformations en cisaillement pur conduisent à l'alignement des lamelles de cémentite dans la direction de cisaillement et dans le même temps à la diminution de l'espacement inter-lamellaire. Ces changements microstructuraux entraînent des évolutions dans les propriétés mécaniques du matériau où une très forte anisotropie est créée, comme une augmentation de manière plus ou moins significative de la résistance mécanique ( $R_m$ ) du matériau selon l'orientation de l'échantillon déformé par rapport à l'axe de sollicitation.

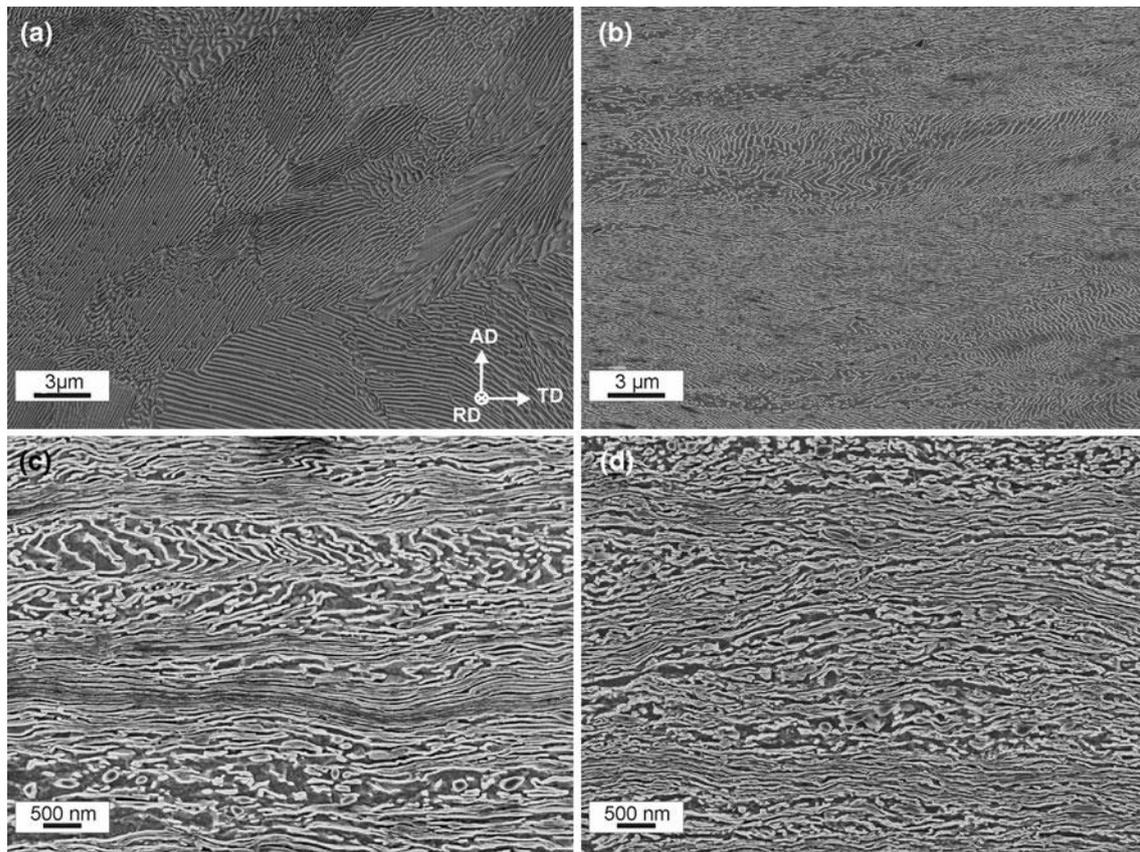


Figure 1-14 : Micrographies MEB de l'évolution de la microstructure perlitique R260 avec la déformation plastique sévère générée par HPT, a) rail neuf, b)  $\epsilon_{VM}=4$ , c)  $\epsilon_{VM}=8$  et d)  $\epsilon_{VM}=16$ , d'après (Hohenwarter, et al., 2011)

L'évolution de la microstructure perlitique et plus particulièrement de la morphologie des lamelles de cémentite a également été étudiée dans le cas du tréfilage (Toribio, 2004), (Zhang, et al., 2010), (Zhang, et al., 2011), (Zhang, et al., 2013). La diminution de la distance interlamellaire est clairement liée à l'amélioration des propriétés mécaniques mais il n'existe pas de relation directe de type Hall-Petch dans ce cas (Toribio, 2004). La Figure 1-15 schématise l'évolution morphologique de ces lamelles de cémentite avec l'augmentation de la déformation plastique. De la même façon que pour les essais de déformation plastique sévère, les lamelles de cémentite se déforment et s'orientent progressivement dans la direction de sollicitation à mesure que le niveau de déformation augmente, quel que soit leur orientation géométrique initiale.

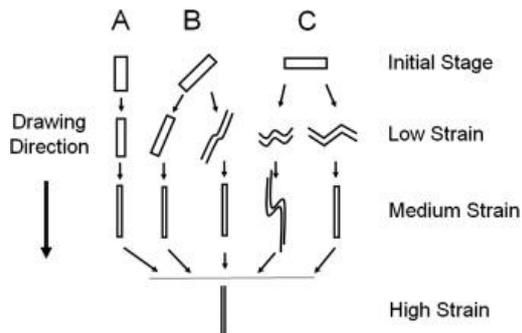


Figure 1-15 : Réorientation spatiale des lamelles de cémentite après tréfilage selon leur orientation initiale, d'après (Zhang, et al., 2013)

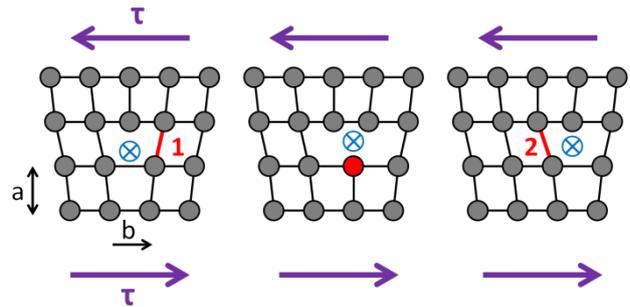


Figure 1-16 : Processus de glissement d'une dislocation coin

A une échelle plus fine, l'écroutissage du matériau en surface résulte de l'interaction entre dislocations dans la phase ferritique. Comme schématisé dans la Figure 1-16, une dislocation est une discontinuité dans la structure cristallographique qui permet le glissement de plans atomiques les uns par rapport aux autres. En se déplaçant de proche en proche le long de ces plans, les dislocations conduisent ainsi à la déformation plastique du matériau. La densité totale de dislocations peut être décomposée en la somme des dislocations GND (geometrically necessary dislocations) et des dislocations SSD (statistically stored dislocations) (Arsenlis & Parks, 1999). Les dislocations SSD sont des défauts cristallins qui ont été « piégés » et s'accumulent lors de la déformation plastique du matériau. Les dislocations GND sont quant à elles générées dans des zones à fort gradient de désorientation cristalline et permettent d'accommoder les courbures sans altérer la continuité du cristal. Le contact de roulement répété des roues sur le rail induit à l'échelle cristallographique une concentration des déformations dans la phase ferritique et se traduit par conséquent par une augmentation de la densité de dislocations au sein des lamelles de ferrite ou aux interfaces avec la cémentite, comme le montre la Figure 1-17. La multiplication de ces dislocations par les mécanismes de Franck-Read ou Bulging (Figure 1-18) ralentit et empêche leur mouvement par le mécanisme dit « d'arbres de la forêt » qui augmente la valeur de cisaillement critique nécessaire à leur déplacement. Il provoque ainsi l'écroutissage du matériau et peut également conduire à la fracturation de la phase de cémentite. Il a également été montré dans le cadre d'essais de traction « in-situ » sous MET et MEB (Dollar, et al., 1988)(Yahiaoui, 2013) que l'endommagement de la perlite est associé aux bandes de cisaillement générés dans les empilements de dislocations au sein des colonies. Ces empilements se retrouvent par ailleurs favorablement dans les colonies de perlite à lamelles orientées presque parallèlement à l'axe de traction.

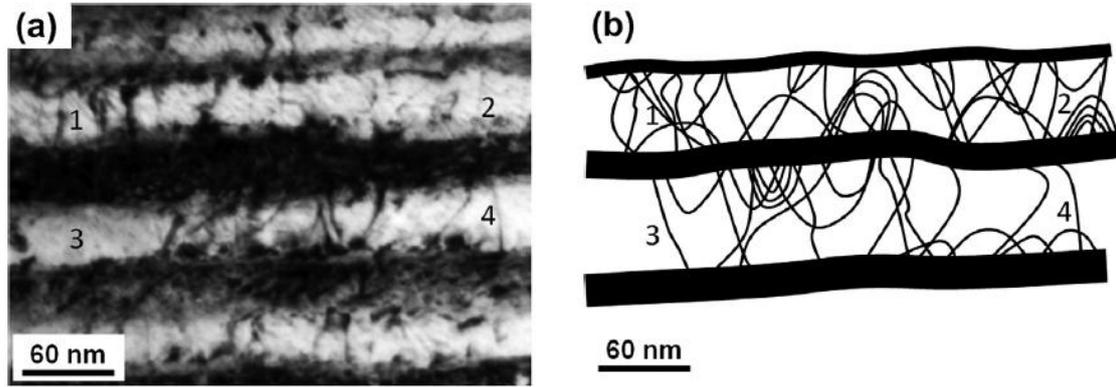


Figure 1-17 : Observation au microscope électronique à transmissions (MET) (a) et schématisation (b) des dislocations dans les lamelles de ferrite au sein de la structure perlitique à une déformation  $\varepsilon=0,68$ , d'après (Zhang, et al., 2013)

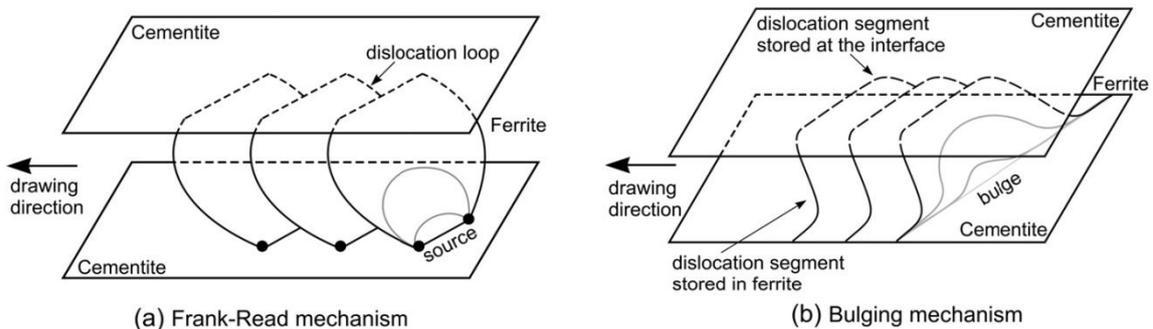


Figure 1-18 : Schématisation des mécanismes de multiplication des dislocations dans la perlite pendant le tréfilage, d'après (Li, et al., 2011)

Dans le cas d'un chargement cyclique, lorsque le matériau ne parvient plus à accumuler les déformations, la ductilité du matériau arrive à saturation par le phénomène de rochet. Les lamelles de cémentite sont fracturées et le carbone qu'elles contiennent migre vers les dislocations dans les lamelles de ferrite. Par ailleurs, la dissolution progressive du carbone contenu dans la phase cémentite, vers la phase ferritique contribue à l'augmentation progressive de la dureté de celle-ci et à l'écroutissage du matériau, principalement en surface où les contraintes de cisaillement génèrent une sévère déformation plastique. Différentes études ont montré que des fissures sont initiées en surface et vont pouvoir se propager le long de la microstructure déformée jusqu'à l'écaillage de surface du matériau ou même la rupture transverse du rail.

### 1.3.3. Le rôle de la microstructure dans l'amorçage et la propagation de fissures

De nombreuses fissures de RCF peuvent être initiées au sein de la microstructure sévèrement déformée par rochet. Ces fissures vont ensuite se propager au sein de la microstructure du rail, en suivant le chemin le moins énergétique.

Dans le cas des aciers hypoeutectoïdes, il a été montré par le biais d'essais bi-discs et après observations de rails prélevés en service (Garnham & Davis, 2008)(Garnham, et al., 2010) que les premiers stades de propagation de fissures de RCF sont plus liés à la microstructure du matériau dans lequel la fissure se propage, tandis qu'au stade suivant, le champ de contraintes prend alors progressivement une influence prépondérante dans la propagation. La ferrite pro-eutectoïde (PE)

durcit plus que la perlite au cours des cycles de chargement. En testant des aciers perlitiques à différentes teneur en carbone, ces auteurs ont conclu que l'augmentation de la quantité de ferrite PE dans le matériau conduit à l'amorçage précoce de fissures de RCF ce qui réduit ainsi la durée de vie en fatigue de l'acier. Par ailleurs, il a été montré que l'amorçage de fissures de fatigue se fait favorablement le long des grains de ferrite pro-eutectoïde hautement déformés et orientés, à la frontière avec la phase perlitique. Les microfissures amorcées à la frontière de ces grains hautement déformés peuvent alors entraîner facilement des écaillages de surface.

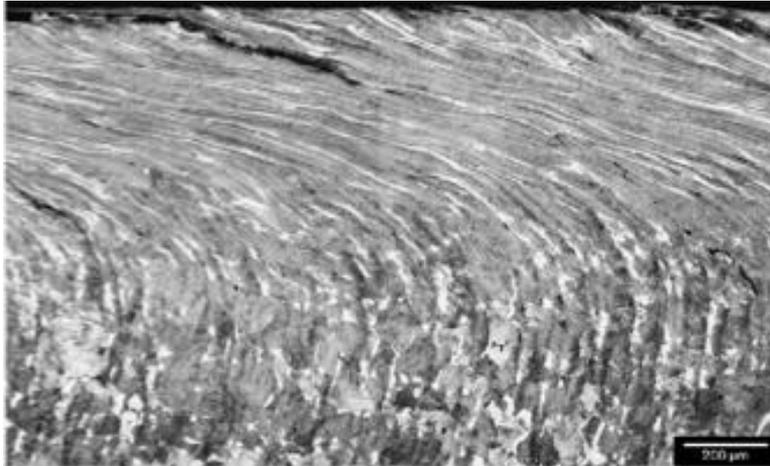


Figure 1-19. Amorçage de fissure le long de la ferrite pro-eutectoïde, d'après (Garnham & Davis, 2008)

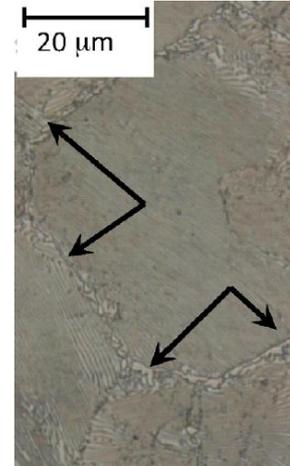


Figure 1-20 : Cémentation PE aux joints de grains, d'après (Olivares, et al., 2011)

Dans le cas des aciers perlitiques hypereutectoïdes, le rôle de la cémentite pro-eutectoïde, similaire à la ferrite proeutectoïde pour les aciers hypoeutectoïdes, a également été mis en évidence (Olivares, et al., 2011). Comme rappelé dans la section 1.1.1, la cémentite pro-eutectoïde correspond à la quantité de cémentite qui précipite au-dessus de la température eutectoïde et qui peut être observée le long des joints d'anciens grains d'austénite (Figure 1-20). La présence de ce composé est ainsi le principal facteur pouvant avoir un impact négatif sur l'élongation, la ténacité, la résistance en RCF et à l'usure des rails.

Dans le cas des aciers eutectoïdes, la microstructure est uniquement composée de perlite et ne présente donc pas de phase pro-eutectoïde qui facilite l'amorçage et la propagation de microfissures. Néanmoins, à une échelle plus fine, les lamelles de cémentite et de ferrite ont également une influence directe sur la fissuration. Des essais de ténacité réalisés sur des éprouvettes sévèrement déformée par ECAP (Wetscher, et al., 2007) ont montré que cette propriété est très dépendante de l'orientation géométrique des lamelles de cémentite par rapport à la fissure. La propagation de fissures parallèlement aux lamelles de cémentite alignées est grandement facilitée par l'anisotropie induite du matériau par rapport à un échantillon non déformé, tandis qu'elle est légèrement ralentie ou déviée dans le cas de lamelles orientées perpendiculairement (Figure 1-21). Cette forte anisotropie doit être prise en compte dans le cas du rail dont la surface est sévèrement déformée et les lamelles réorientée par le cisaillement issu des contacts roues/rail.

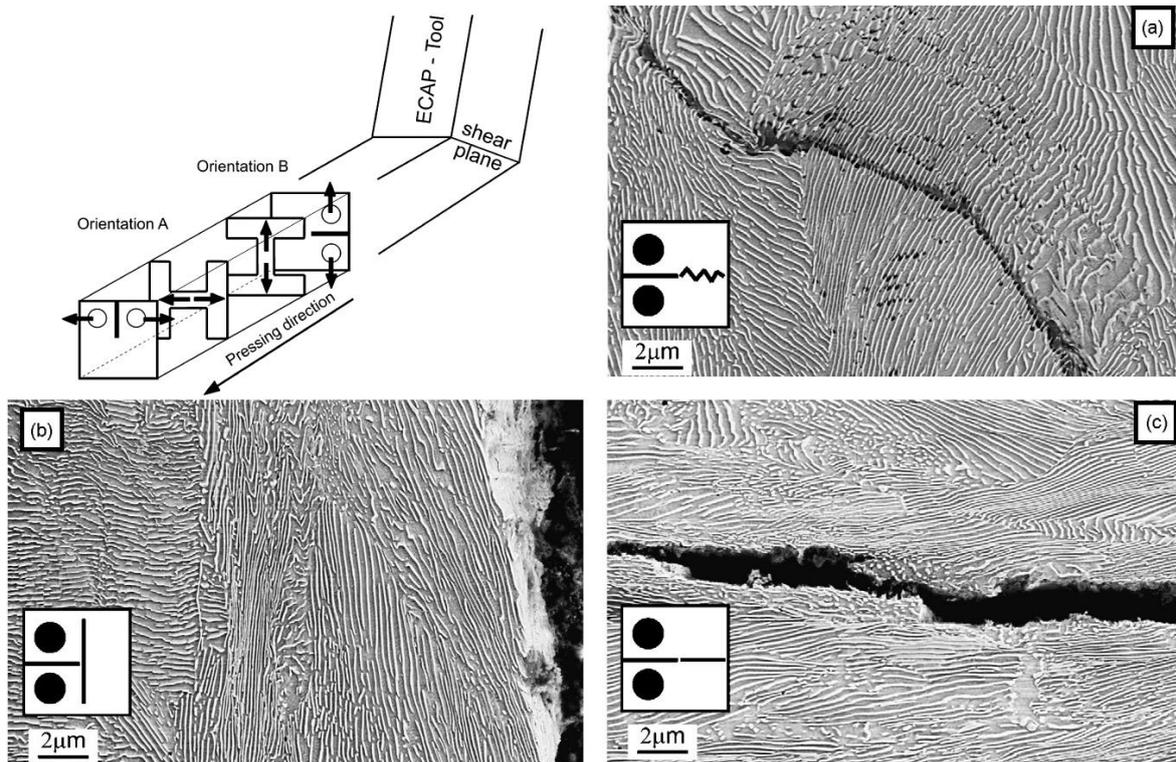


Figure 1-21 : Micrographies MEB du chemin de propagation de fissure sur éprouvettes de ténacité a) non déformée, et déformées par ECAP selon b) l'orientation A et c) l'orientation B. D'après (Wetscher, et al., 2007)

#### 1.3.4. Influence de la couche décarburée

Comme il l'a été présenté dans la section 1.1.1, les rails neufs présentent une couche de décarburation en surface due au laminage à chaud des rails. L'influence de cette couche sur les phénomènes de RCF et d'usure des rails a été étudiée via des essais bi-disques (Carroll & Beynon, 2006), (Zhao, et al., 2016) sur des échantillons de rail de grade R220 dont l'épaisseur de la couche de décarburation est ajustée par traitement thermique. Du fait de sa faible quantité en carbone, cette couche, qui présente une grande quantité de ferrite proeutectoïde, est moins dure que la microstructure globale de l'acier. La décarburation engendre l'augmentation de la vitesse et de la profondeur de propagation des fissures. Par ailleurs, la décarburation entraîne également l'augmentation du taux d'usure sur le rail tandis qu'en parallèle le taux d'usure de la roue diminue. Néanmoins, les auteurs concluent que ces observations expérimentales sur machine bi-disque ne peuvent pas être considérées comme directement applicables aux rails et l'effet de la décarburation est en pratique jugé négligeable dans la fatigue de contact de roulement des rails. En effet, la couche décarburée présente à la surface du rail est très fine ( $<0,5\text{mm}$ ) en comparaison avec la couche déformée plastiquement en cisaillement par le contact roue/rail ( $\approx 10\text{mm}$ ). Ils estiment donc ainsi que, dans le pire des cas, l'amorçage et la propagation de fissures de RCF seront légèrement plus rapides dans les premiers stades de développement pour les rails décarburés mais leur propagation retrouvera la même vitesse que pour des rails non décarburés une fois la très fine couche dépassée.

### 1.3.5. Influence des défauts et inclusions dans la microstructure

La microstructure du rail ayant un rôle important dans l'amorçage et la propagation de fissures de RCF, la présence de défauts en son sein peut éventuellement engendrer des points faibles dans le rail et faciliter la propagation des fissures. Il a été montré depuis longtemps que les grandes inclusions de type fragile comme les alumino-silicates (Ca, Al, Si, O) peuvent être à l'origine d'amorçage de fissures de fatigue en sous-surface, qui conduisent à la rupture fragile du rail de type "Tâche ovale" ou shelling. Cependant, depuis les années 1970, les aciéristes sont parvenus à réduire considérablement ce risque en minimisant la taille de ces inclusions, en diminuant leur concentration et en améliorant les procédures de contrôle. Des inclusions de type ductile, voire des inclusions mixant particules ductiles et alumino-silicates fragiles, peuvent également être présentes dans la microstructure des aciers à rail. Des études plus récentes sur rails usés et tests bi-disques (Garnham, et al., 2010) ont montré que des inclusions ductiles de sulfure de manganèse (MnS) pouvaient jouer un rôle dans la durée de vie des rails. Comme la microstructure dans son ensemble, les inclusions en proche surface sont sévèrement déformées au cours de l'accumulation des passages de roues et prennent la forme de disques très allongés. Ces disques sont orientés selon un très faible angle par rapport à la surface de contact et peuvent favoriser la propagation de fissures. En effet, la dureté de ces inclusions étant inférieure à la fois à celle des grains de ferrite pro-eutectoïde et à celle de la matrice de perlite, ces inclusions présentent donc de plus forts taux de déformation, ce qui rend possible l'amorçage de fissures et la création de vide le long des inclusions en permettant la propagation. Par ailleurs, [Kabo et Ekberg 2002, 2003] (Kabo, 2002)(Kabo & Ekberg, 2005) ont montré que les groupes d'inclusions MnS, souvent agencés sous forme de chaînes de défauts, ont une influence plus néfaste dans la propagation de fissures puisqu'ils mènent à une zone de concentration de contraintes entre les défauts adjacents plus favorable à la propagation de fissures. La densité, la forme et la taille initiales de ces inclusions ductiles peuvent ainsi avoir une influence directe sur les phénomènes de RCF et d'usure des rails. La possibilité de délamination partielle ou totale en proche surface et la liaison de fissures par le biais des inclusions ductiles est une source d'écaillage du rail. La microstructure d'origine des rails perlitiques a donc un rôle très important dans l'amorçage et la propagation de fissures. Par ailleurs, celle-ci peut être transformée et des changements de phase peuvent survenir par endroit en surface du rail du fait de l'accumulation des contacts particulièrement sévères avec les roues.

### 1.3.6. Les Transformations Tribologiques de Surface - la couche blanche (WEL)

Les sévères conditions de contact entre la roue et le rail sont telles qu'elles peuvent introduire par endroit des modifications microstructurales à la surface du rail. L'existence sur certaines portions de rails d'une couche dont la microstructure est différente de l'acier d'origine, a été révélée à l'aide de coupes micrographiques et est étudiée depuis plusieurs décennies. Cette fine couche blanche non continue, également nommée "White Etching Layer" (WEL), tient son nom de sa haute résistance à la solution d'attaque (Nital) utilisée en vue de réaliser les observations microscopiques et de sa couleur blanche caractéristique sur les micrographies. La formation, les propriétés et la microstructure de cette couche ont été abordées dans de nombreuses publications. D'une très grande dureté (900-1200HV) et d'une épaisseur variant de 10 à 60µm, la couche ne présente *a priori* pas de structure prédéfinie et commune à chaque échantillon où elle peut être observée. En effet, chaque bande de WEL est caractéristique des conditions de contact auxquelles elle est soumise et possède donc une microstructure particulière. Il s'agit d'une structure nanocristalline d'une solution de carbone dans de la ferrite. La dureté élevée de cette couche peut par ailleurs être reliée à la présence de martensite

(Pyzalla, et al., 2001), (Wang, et al., 2003). La formation de la WEL est en revanche plus controversée et deux hypothèses ont ainsi été avancées pour en expliquer les mécanismes de formation. La première explication proposée est une formation thermique de la WEL (Wang, 2002), par le biais du frottement important généré dans le contact roue/rail qui produit un échauffement dépassant la température d'austénitisation de l'acier du rail. En prenant en compte les paramètres en jeu comme les effets de la pression hydrostatique et de la sévère déformation de la perlite, il a été calculé que cette température d'austénitisation chutait de plus de 800°C à 620°C dans les conditions du contact roue/rail. Le refroidissement rapide du rail à cause des conditions climatiques ambiantes d'une part et du rail non affecté thermiquement d'autre part, pourrait engendrer la formation d'une structure martensitique. Les critiques à l'encontre de cette hypothèse se situent particulièrement sur la température minimale à atteindre dans le contact pour que la transformation ait lieu. Les bandes ou îlots de WEL étant relativement commun sur les rails, il semble peu probable que de telles températures puissent être atteintes à l'emplacement de chaque bande de WEL. La seconde hypothèse avancée implique une formation mécanique de la couche de WEL. Sous des conditions de pressions et de cisaillement élevés, le réseau de ferrite dans le rail est très distordu. Ainsi, de nombreuses dislocations sont créées et attirent vers elles le carbone présent dans les lamelles de cémentite. Cela entraîne alors la dissolution des lamelles de cémentite dans la ferrite et par conséquent la formation d'un réseau quadratique extrêmement distordu. Cette dissolution dans les lamelles de ferrite du carbone présent dans les lamelles de cémentite a d'abord été postulée (Gridnev & Gavrilyuk, 1982), (Hono, et al., 2001) après constatation d'une diminution de l'intensité des raies caractéristiques de la cémentite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) par Spectrométrie Mössbauer. Elle a ensuite pu être observée par sonde atomique tomographique 3D dans le cas d'acier perlitique pour câble sous sévère déformation plastique (Bang, et al., 2015) ou après tréfilage (Lamontagne, 2014), comme le montre la Figure 1-22. Après déformation ( $\epsilon=3,42$ ), la concentration de carbone dans les lamelles de cémentite diminue globalement et chute fortement par endroit, tandis qu'elle augmente dans les lamelles de ferrite. A iso-déformation, cette dissolution du carbone est d'autant plus marquée en présence des éléments Cr et Mn alors qu'elle est atténuée en présence des éléments V, Ni, Co et Mo (Gavrilyuk, 2003).

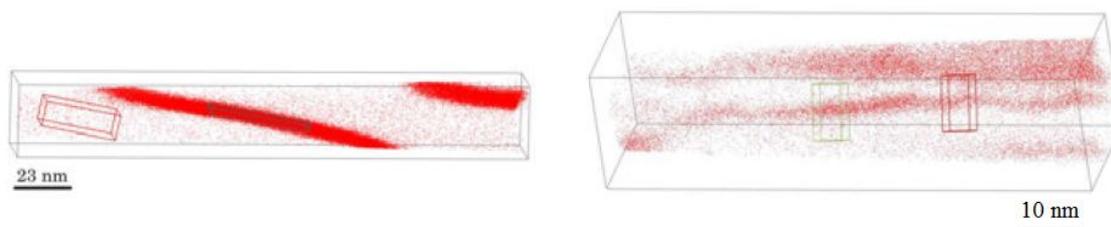


Figure 1-22 : Reconstruction 3D d'après (Lamontagne, 2014) d'un volume situé à l'interface ferrite/cémentite, dans le cas d'un échantillon non écroui et à  $\epsilon = 3,42$ . Seuls les ions associés aux atomes de carbone sont représentés.

Dans le cas des rails, (Zhang, et al., 2006) ont également étudié les caractéristiques et la composition de la couche WEL. Par le biais d'investigations aux microscopes électroniques à balayage (MEB), à transmission (MET), et d'analyses par diffraction des rayons X (DRX), il a pu être confirmé que la WEL est composée de perlite sévèrement déformée, d'une structure nanocristalline martensitique à haute densité de dislocations, d'austénite et de particules de cémentite. Par ailleurs, l'analyse par sonde atomique tomographique (3DAP) a montré que le carbone est pratiquement distribué uniformément à la surface de la WEL. Un faible pourcentage atomique de carbone est dissout dans les lamelles de ferrite de la perlite déformée. Comme indiqué dans la Figure 1-23, les

observations mettent également en évidence la présence d'une couche de transition de perlite sévèrement déformée entre la WEL et la microstructure non déformée dans le cas d'une formation mécanique, alors que la microstructure n'est visiblement pas déformée dans le cas d'une formation thermique. La dureté du matériau est maximale dans le profil près de l'interface WEL/couche de transition.

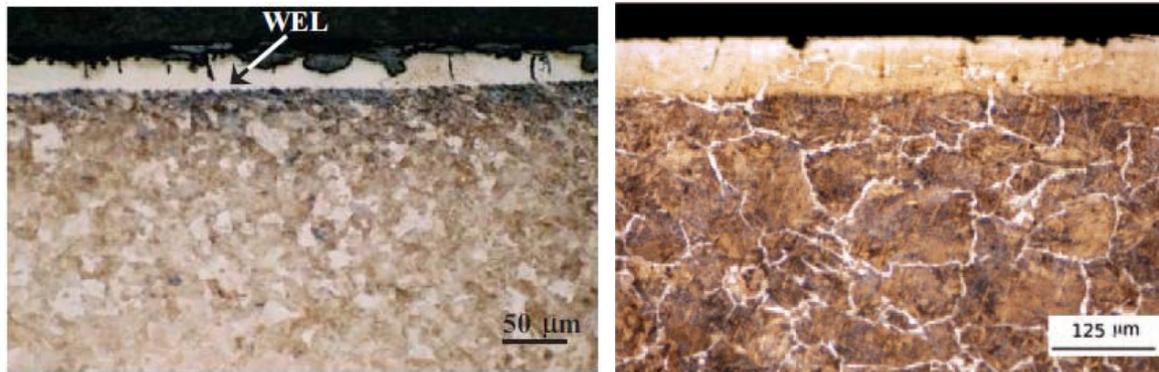


Figure 1-23. Présence en surface du rail d'une couche de WEL, respectivement de formation a) mécanique (Alwahdi, et al., 2013) et b) thermique (Grassie, et al., 2012)

A cause des hétérogénéités microstructurale et mécanique, il existe en bordure de la couche de WEL une zone de faiblesse propice à l'amorçage de fissures, comme l'ont montré (Carroll & Beynon, 2007) au travers d'essais bi-disques. En effet, de nombreuses fissures de RCF sont amorcées et se propagent rapidement à travers la couche de WEL, du fait de la nature fragile de la structure martensitique. A l'approche d'une roue, l'amorçage de ces fissures peut être réalisé perpendiculairement à la surface par cisaillement et leur ouverture se fait par déformation élastique de la WEL, comme le montre la Figure 1-24. Les positions successives de la roue sur le rail peuvent conduire au délaminage de la couche de WEL, à l'insertion de débris d'usure et à l'écaillage du rail.

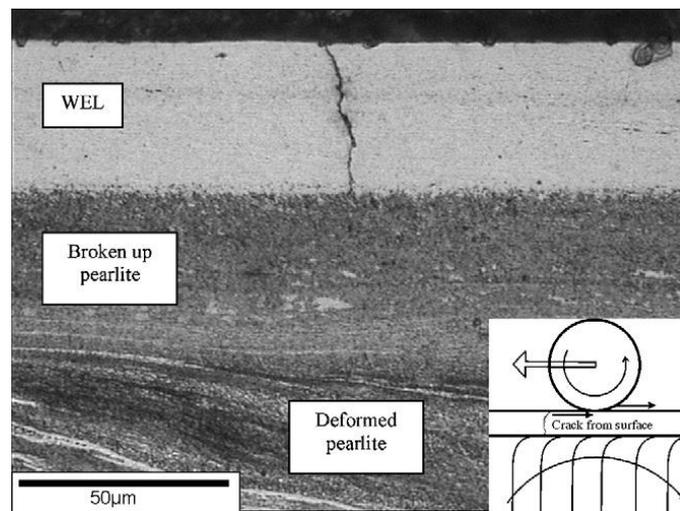


Figure 1-24. Propagation de fissure dans la couche blanche (WEL), essais bi-disques d'après (Carroll & Beynon, 2007)

### 1.3.7. Conclusions

Que ce soit au niveau de la zone sévèrement plastifiée, de l'amorçage ou de la propagation de fissure, la microstructure des rails joue un rôle particulièrement important dans l'endommagement par RCF. Les sévères contraintes de cisaillement créées au contact entre la roue et le rail entraînent une accumulation de déformation plastique et l'alignement des lamelles de cémentite et de ferrite dans la direction des contraintes par effet de rochet. Lorsque la ductilité du matériau atteint son niveau maximal, les lamelles de cémentite sont fracturées et le carbone qu'elles contiennent migre vers les nombreuses dislocations présentes dans les lamelles de ferrite déformées. La microstructure ainsi fragilisée et la forte anisotropie induite dans le rail facilitent l'amorçage de fissures en surface. Ces fissures vont pouvoir se propager à travers la microstructure en cheminant le long des points faibles que sont les joints de grains orientés ou les inclusions et autres défauts présents dans la microstructure. Bien qu'elle ait une influence avérée négative sur l'endommagement du matériau, la couche décarburée qui résulte du laminage initial du rail, semble assez peu influencer sur la durée de vie du rail du fait de la fine couche affectée et de la sévère déformation de surface ensuite générée par le contact roue/rail. Les réarrangements microstructuraux de la zone sévèrement plastifiée en proche surface peuvent conduire à la formation d'une couche nanocristalline contenant de la martensite, nommée WEL. Cette couche semble être formée selon la configuration du contact soit par l'impact mécanique de la rupture des lamelles de cémentite et de la migration du carbone vers les lamelles de ferrite, soit par l'échauffement du contact dépassant la température d'austénitisation du rail et conduisant à la formation de martensite lors du refroidissement rapide. Dans tous les cas, l'influence de cette couche dans l'amorçage de nombreuses fissures a pu être mise en évidence du fait de son comportement fragile. Tous ces aspects soulignent le rôle central de la microstructure dans l'amorçage de micro-fissures en surface et qui vont se propager dans le rail tout au long de sa durée de vie en service par le phénomène de RCF et conduire, à l'échelle macroscopique, à l'écaillage ou à la rupture en service.

## 1.4. Vers la fissuration du rail

### 1.4.1. La fatigue de contact de roulement

Suite à leur amorçage, les fissures vont progressivement se propager dans le rail par fatigue de contact de roulement. A l'échelle macroscopique, l'état mécanique et les conditions de contact influencent la vitesse et direction de propagation des fissures. La propagation de ces fissures dans le rail conduit généralement à deux cas dont les conséquences en termes de sûreté ferroviaire sont différentes. Si la direction de propagation des fissures dans le rail reste horizontale en proche surface du rail, celle-ci va conduire à l'écaillage du rail, c'est-à-dire au délaminage en surface et à l'enlèvement de particules du rail. Dans un cas beaucoup plus critique de propagation en profondeur des fissures, celles-ci risquent d'entraîner la rupture brutale du rail en cours de son fonctionnement.

D'un point de vue mécanique, de nombreuses études ont été menées sur la fatigue de contact de roulement, dont Ekberg et Kabo (Ekberg & Kabo, 2005) font la synthèse sur les différents phénomènes d'amorçage et de propagation de fissures engendrées par RCF. Sous l'effet d'un chargement à prédominance de compression, le RCF induit une forte pression de contact sur une surface confinée et engendre un état de contraintes multiaxiales. Comme il l'a été présenté

précédemment, la déformation plastique en surface et les évolutions de microstructure entraînent, entre autres, l'amorçage de fissures avec un faible angle par rapport à la surface ( $\sim 30^\circ$ ). Celles-ci peuvent alors se propager dans le rail principalement en mode de cisaillement mixte Mode II-Mode III, à la différence d'un cas de fatigue classique en chargement multiaxial où le mode de propagation dominant des fissures est le mode I caractéristique de l'ouverture de fissures. Cette différence s'explique par les fortes pressions confinées dans le contact qui suppriment les déformations selon le mode I. Les fissures se propagent dans la même direction jusqu'à atteindre des longueurs de quelques millimètres et un régime seuil, causant une croissance de fissures très lente. A ce stade, les fissures peuvent dévier sous l'effet du chargement. La plupart des fissures dévient dans la direction horizontale puis remontent à la surface. La rupture, sous la forme d'un écaillage de la surface du rail, intervient généralement lors du branchement entre plusieurs fissures qui se rejoignent, comme schématisé sur la Figure 1-25. Toutefois, quelques fissures particulièrement dangereuses changent de direction en s'orientant perpendiculairement par rapport à la surface et se propagent ainsi en profondeur jusqu'à la rupture du rail.

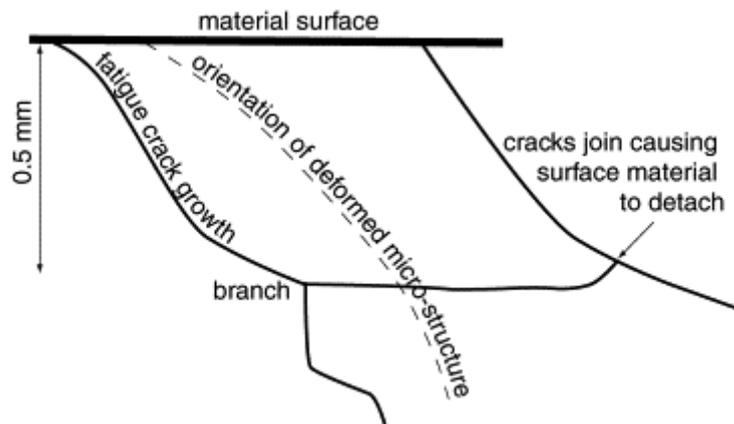


Figure 1-25 : Propagation de fissures initiées en surface, d'après (Ekberg & Kabo, 2005)

Les conditions extérieures, comme la lubrification du contact et l'environnement peuvent accentuer de manière significative le phénomène de propagation des fissures de RCF. En effet, la présence de fluides piégés dans le contact a pour conséquence de mettre sous pression la pointe de fissure et ainsi réintroduire une contribution importante du Mode I dans l'amorçage et la propagation des fissures dans le rail (Bogdanski & Lewicki, 2008). L'oxydation a également une influence analogue à celle des fluides piégés et sous pression et induit le long des lèvres de fissures une expansion du volume dans la fissure et engendre une croissance de la fissure en mode I.

A une profondeur donnée, la déviation des fissures peut être expliquée (Fischer, et al., 2006) en supposant que celles-ci peuvent bifurquer en profondeur uniquement si les contraintes résiduelles de tension dans le voisinage ainsi que la longueur de fissure sont suffisantes pour dépasser le seuil de propagation de fissure en mode I, tandis qu'elles remonteront vers la surface dans le cas contraire.

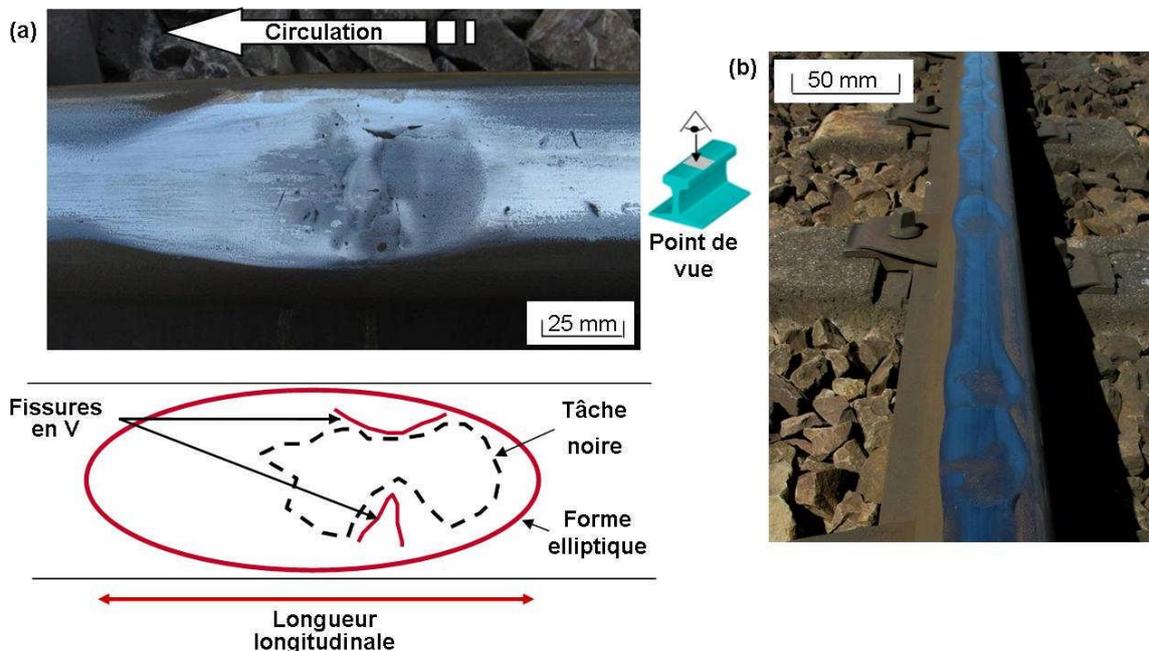
La propagation et le branchement de fissures sont bien en partie liés au chargement macroscopique. Dans le domaine ferroviaire, la spécificité de ces fissures de RCF, leur localisation sur le réseau et les conditions de circulation donnent lieu à une dénomination et une classification précises des fissures développées sur les rails, que l'on abordera dans le paragraphe suivant.

## 1.4.2. Les défauts de RCF amorcés sur les rails

Différents types d'avaries sur rail peuvent être causées par le phénomène de RCF dans le domaine ferroviaire. Ces différents défauts sont identifiés dans le catalogue des défauts de rail de l'Union Internationale des Chemins de fer (UIC). La spécificité de ces défauts est principalement due au positionnement des roues sur le rail, aux conditions de contact et aux contraintes thermomécaniques engendrées sur le rail et peut donc être reliée à la géométrie des voies. Actuellement, les défauts de type Squat et Head Check, qui se développent respectivement sur voies en alignement et en courbe large, sont ceux les plus rencontrés et problématiques, c'est pourquoi plusieurs études sont réalisées sur le sujet.

### 1.4.2.1. Le Squat

Le défaut de Squat à un stade de développement avancé est défini comme une légère dépression et un élargissement de la bande de roulement du rail accompagné d'une tâche sombre et de deux fissures en forme d'arc ou de V. Observé pour la première fois dans les années 1950 au Japon (Nakamura, et al., 1965) et connu depuis les années 1970 en Europe, ce type de défaut est aujourd'hui un des problèmes majeurs dans le domaine ferroviaire. En effet, le nombre de squats détectés sur le réseau ferroviaire a récemment augmenté de façon significative, probablement à cause de la mise en place de chargements plus lourds et la volonté par sécurité d'obtenir une adhérence accrue entre le matériel roulant et les rails. L'expansion globale du défaut squat est elliptique, la surface concernée ou "dark spot" est plus sombre et se propage avec la fissure. Issu de l'accumulation de déformations plastiques au sein de la perlite, le squat est étudié dans le but d'expliquer les causes de son amorçage, sa propagation et la forme générale des fissures présentes dans un squat à maturité.



De par la criticité de ce défaut, les premières études sur le squat ont d'abord été centrées sur la propagation du squat (Clayton, 1996), (Bold, et al., 1991), (Cannon & Pradier, 1996). Deux types de fissures de surface peuvent composer le squat : une fissure linéaire traversant la bande de roulement selon un angle variant de 45° à 90° et orientée vers le "gauge side" ou une fissure bi-linéaire dont les 2 branches forment un V. Il existe alors deux types de régions au voisinage de la double fissure, une surface rugueuse et une surface lisse, séparées par une ligne de transition. Ces deux surfaces contenant les fissures sont le reflet de deux modes de propagation. De récents travaux (Steenbergen & Dollevoet, 2013), (Steenbergen & Dollevoet, 2013) ont pour but d'expliquer cette asymétrie et les mécanismes de croissance des squats et de propagation de la fissure bi-linéaire. En effet, la branche dite menante, orientée dans la direction de roulement est une fissure de fatigue qui se propage en cisaillement et est plus développée que la branche menée, qui se propage par rupture transverse fragile de la couche en surface. A une profondeur de 2-3mm, un gradient élevé de contraintes résiduelles longitudinales favorise la propagation de fissure et peut engendrer la formation d'une fissure interne en "terrasse". La forme générale du réseau 3D de fissures d'un squat au cours des différentes étapes de leur propagation a également été étudiée (Simon, et al., 2013), (Pal, et al., 2013). La modélisation par Eléments Finis du développement des fissures de RCF et du défaut de squat est également à l'étude depuis quelques années (Bogdanski & Brown, 2002), (Ringsberg, 2005), (Trollé, et al., 2013) et met en avant la nécessité de prendre en compte les champs de contraintes résiduelles (Trollé, et al., 2014), la déformation plastique, ainsi que l'anisotropie induite dans la tête de rail (Larijani, et al., 2014) qui influencent fortement les directions et vitesses de propagation des fissures.

Pour expliquer l'amorçage du squat, (Pal, et al., 2013), (Pal, et al., 2012) proposent une explication mécanique à l'amorçage des fissures engendrant les squats en discutant du cycle imposé sur les facteurs d'intensité de contraintes  $K_I$  et  $K_{II}$  au passage de la roue au dessus de la surface. Par ailleurs, (Simon, et al., 2013) ont montré que la bande de roulement du rail peut être décomposée en plusieurs bandes de contact longitudinales dont les morphologies de surface et en sous-surface varient, l'amorçage du Squat se faisant à l'interface entre deux bandes particulières. En effet, les bandes les plus éloignées de part et d'autre de la bande de roulement sont également les moins déformées, tandis que les bandes centrales témoignent du contact occasionnel ou régulier avec la roue par leurs microstructures affectées voir transformées en WEL, ou par les fissures qui se développent à la frontière entre ces bandes. En étudiant les squats sur rail de grade R260Mn, (Steenbergen & Dollevoet, 2013) proposent que l'amorçage de fissures soit dû au délaminage et à la rupture transverse de plaques de WEL en surface. Pour synthétiser, (Simon, 2014) représente les différents stades de formation des squats dans un repère bidimensionnel déformation/détachement d'une part et formation thermique ou mécanique de la couche de WEL (Figure 1-27) et reprend les cas de squats observés sur rails et traités dans la littérature pour en distinguer les conditions de formation.

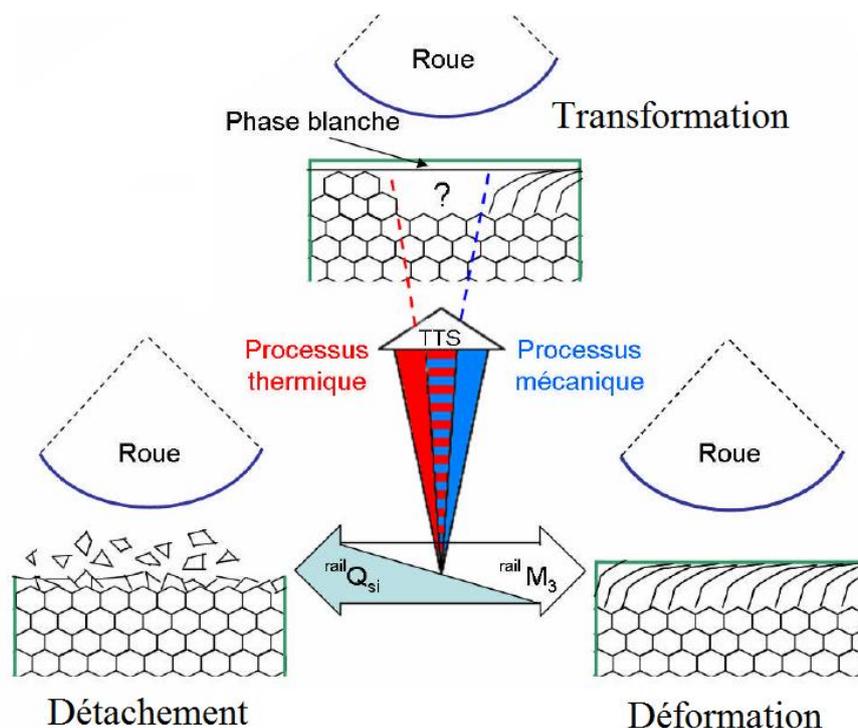


Figure 1-27 : Représentation de la compétition déformation/détachement/transformation, selon (Simon, 2014)

Les travaux sur le défaut de squat ont permis de mieux en comprendre son développement, la nature des fissures qui le composent et la forme du défaut mature. Par ailleurs, les récentes études réalisées dans la caractérisation de l'amorçage des squats traduisent bien l'intérêt de la communauté scientifique pour l'analyse des conditions particulières de contacts à l'origine des défauts de squats et la compréhension du comportement du matériau dans la tête de rail.

#### 1.4.2.2. Le Head Check

Le défaut de Head Check est un défaut observé sur le congé de roulement du rail, le plus souvent sur des voies en courbes ( $R < 2000\text{m}$ ). Il correspond à une fissuration puis à un écaillage de ce congé et se présente d'abord sous forme de fissures de surface parallèles espacées de 1 mm jusqu'à quelques centimètres et orientées à  $45^\circ$  dans la direction de cisaillement. Ce défaut est causé par les déformations plastiques cycliques du rail et par les contraintes de cisaillement de surface élevées. En effet, ces contraintes extrêmes sont le résultat d'un coefficient de frottement élevé ( $f > 0,3$ ) et du glissement partiel dans le contact roue/rail induisant des forces tangentielles élevées (Dollevoet, 2010). La propagation de ces fissures en profondeur entraîne l'écaillage du congé et/ou la propagation de défauts en sous-surface pouvant amener à la rupture transverse du rail. Le Head Check s'accompagne généralement d'une dépression d'apparence sombre et d'un élargissement de la table de roulement.



Figure 1-28. Défaut Head-Check sévèrement développé, (Dollevoet, 2010)

Dans les zones courbes, la zone de contacts roues/rail est très localisée et les conditions de contact plus sévères qu'en alignement. Initialement séparés en deux défauts distincts (Grassie, 2005), Head Checking et Gauge Corner Cracking sont aujourd'hui considérés dans le défaut de Head Check du fait de leur mécanisme commun d'amorçage. Le Head Check se développe généralement à une distance du flanc (Gauge Face) comprise entre une dizaine et une trentaine de millimètres. Il est établi que le Head Check se développe principalement en raison de la sévère déformation plastique de la surface au niveau du congé de roulement et son amorçage dépend du niveau des contraintes de cisaillement en surface comme de la résistance du matériau. Li *et al.* (Li, et al., 2009) ont examiné la relation entre les conditions de contact et l'amorçage du Head Check, au travers de prédiction de ces contraintes et leur localisation (Figure 1-29) sur le rail via un modèle non-Hertzien et de comparaison avec la situation réelle en courbe.

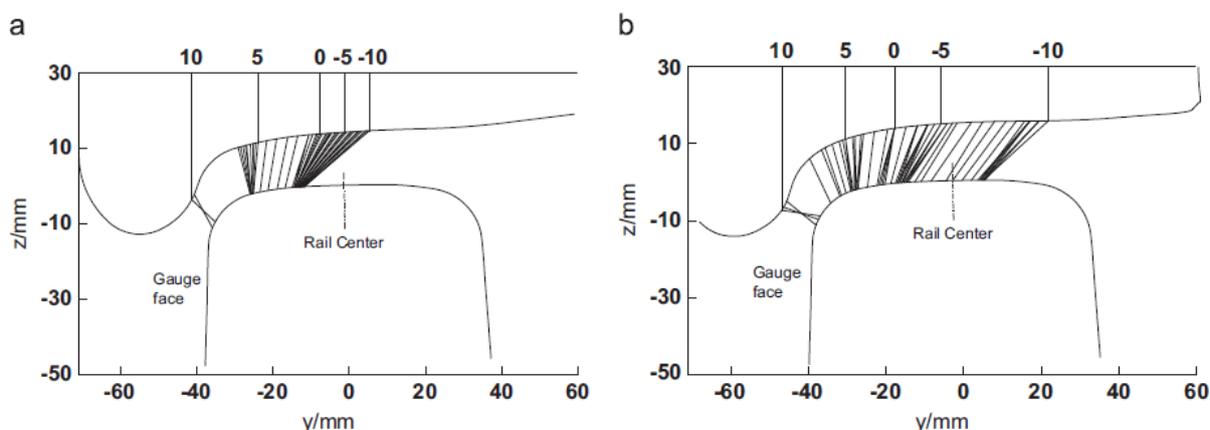


Figure 1-29 : Localisation des zones potentielles de contact en courbe (R=500m) en fonction de l'usure de la roue, d'après (Zhou, et al., 2014)

Amorcé en RCF par la sévère déformation plastique du rail, le Head Check peut aussi être éliminé par l'usure. En effet, les mécanismes d'usure et de fatigue de contact de roulement ont une influence directe et sont en compétition pour gouverner l'évolution des profils de rail. Le concept de taux d'usure « magique » correspond à la situation idéale dans laquelle il y a équilibre entre la vitesse de propagation des fissures de RCF et le taux d'usure (Kalousek & Magel, 1997), (Donzella, et al., 2005). Dans cette situation théorique, les fissures de surface engendrant le Head Check ne peuvent pas se propager et sont supprimées par l'enlèvement continu de matière dû à l'usure. Cette situation permet alors de réduire drastiquement les coûts de maintenance liés à la fissuration des rails. En pratique, les meilleures méthodes actuellement utilisées pour contrôler le RCF sont d'une part de créer

artificiellement le taux idéal d'usure sur chaque site en combinant l'usure dite naturelle à un reprofilage périodique des rails par des opérations de meulage de maintenance, et d'autre part d'utiliser des rails plus durs pour limiter l'amorçage des fissures. Cependant, l'influence du meulage des rails sur l'amorçage de nouvelles fissures de RCF a également été mise en évidence à proximité d'importantes facettes ou de marques profondes laissées par l'outil de coupe après l'opération de meulage (Fau, et al., 2015).

Le développement du Head Check a pu être divisé en trois étapes principales (Heyder & Brehmer, 2014) par le biais d'une revue statistique des études concernant le défaut et des différents paramètres pouvant en influencer la propagation. La phase 1 correspond à la phase d'amorçage du défaut et couvre une période d'accumulation du tonnage et des passages de roues d'environ 5 à 10 MGT (Million Gross Tons). Au cours de la phase 2, les fissures se propagent dans le rail avec un faible angle et à une vitesse de propagation relativement uniforme. Finalement, pendant la phase 3, la vitesse de propagation des fissures augmente fortement et le branchement de fissures est observé en profondeur à la fois horizontalement et verticalement entre 5 et 10 mm sous la surface. Les vitesses de propagation des fissures déterminées empiriquement permettent de spécifier la quantité de métal à enlever à la surface des rails par meulage et la temporalité des actions pour atteindre artificiellement le taux d'usure magique.

Le défaut de Head Check a également été étudié par (Zhou, et al., 2014) dans le cas des voies lourdement chargées dans une courbe de 500 m de rayon. Une campagne d'analyse de prélèvements sur voie à différents tonnages a été réalisée afin de décrire en parallèle le développement du Head Check et de l'usure, et d'estimer la possibilité d'atteindre en conditions réelles le taux d'usure magique. Il a ainsi été montré dans ce cas que le taux d'usure était relativement constant pendant une large période, ce qui laisse envisager la possibilité de ralentir voire éviter le développement du Head Check par le biais de choix judicieux sur les profils et nuances utilisées.

#### 1.4.3. Influence des nuances de rails utilisées

Face à l'augmentation du phénomène du RCF et pour lutter contre l'usure des rails, l'industrie métallurgiste s'est rapidement intéressée aux problèmes causés par l'endommagement du matériel ferroviaire et a travaillé au développement de différentes nuances d'aciers pour rail. Dans les années 1970, la British Rail Research s'intéresse particulièrement à l'effet du matériau sur le comportement du rail au RCF et à l'usure (Clayton, 1996). Dans les années 1990, le programme de Recherche européen ERRI D173 met en place des essais sur voie et conduit des investigations sur différents aciers à rail pour améliorer la maîtrise du RCF (Cannon & Pradier, 1996). Par la suite, de nombreuses études ont été réalisées sur des rails en service ou sur des machines d'essais reproduisant plus ou moins fidèlement les conditions de contact roue/rail afin de comparer les propriétés de différents grades de rail, en particulier au niveau de sa résistance à l'usure et au RCF.

Des études sur machine bi-disques (Clayton & Danks, 1990), (Perez-Unzueta & Beynon, 1993) montrent ainsi qu'il existe une forte influence des propriétés du matériau et de la microstructure sur sa résistance à l'usure, et qu'une diminution de la distance interlamellaire ( $S_p$ ) permet d'augmenter la résistance à l'usure dans le cas des aciers perlitiques. De la même façon, des essais tribologiques roue sur plateau ont permis de comparer la sensibilité à l'usure et le mécanisme de détachement de particules de nuances perlitiques et bainitique (Dayot, et al., 2012). Ces études fines de l'effet de la microstructure perlitique se révèlent très intéressantes mais se limitent à l'étude de l'usure et pas de la

fissuration. L'utilisation d'essais bi-disques ou roue/plateau relativement simples à mettre en œuvre permet de contrôler de nombreux paramètres de contact (efforts, glissement, lubrification) mais ne peut en revanche pas représenter toute la complexité du contact roue/rail, tant au niveau de la géométrie de contact que vis-à-vis des mécanismes de fissuration dans les rails.

Des analyses sur voies sont également réalisées afin de mieux comprendre le développement des défauts et l'influence des nuances utilisées. En 2008, (Pointner, 2008), (INNOTRACK, 2009) présentent une analyse qualitative de l'influence des nuances d'acier et de leurs propriétés mécaniques sur le comportement du rail et sa résistance à l'usure et au RCF sur différentes voies. La dureté de l'acier, de même que sa résistance en traction qui est directement reliée pour des aciers au carbone, ont une influence directe sur le comportement à l'usure et la propagation en profondeur des fissures de RCF des rails. En effet, les rails de nouvelles générations dont les propriétés mécaniques sont meilleures, résistent mieux à l'usure comme à la propagation de fissures de RCF. Pour les aciers perlitiques, la profondeur de propagation de ces fissures est à la fois dépendante du grade de l'acier mais également de la courbure du rail sur le réseau ferroviaire. Le développement maximal en profondeur de fissures par fatigue de contact de roulement peut être trouvé pour des rails présentant un rayon de courbure R aux alentours de 1200 à 1500m.

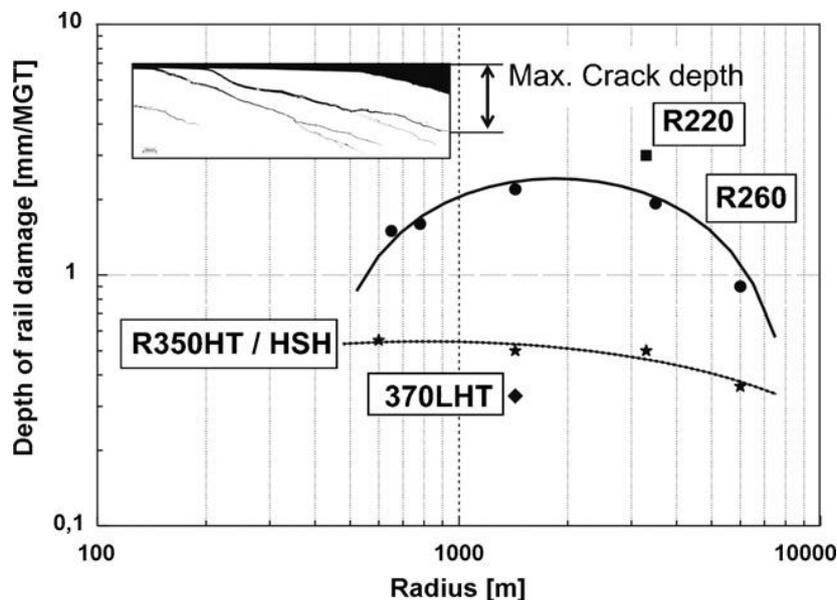


Figure 1-30. Influence du grade de l'acier et de la courbure du rail sur la profondeur des fissures de RCF, d'après (Pointner, 2008)

Cependant, l'influence de la dureté du rail sur sa résistance à l'usure et au RCF a parfois pu être controversée pour différentes raisons. D'abord, le principe même de compétition entre usure et fatigue de contact de roulement stipule qu'un rail moins dur présente un taux d'usure plus important et donc les fissures initiées par RCF sont constamment éliminées par usure du rail. Toutefois, il est important de noter que la dureté a également une influence importante sur la propagation des fissures de RCF. Comme rappelé dans la section 1.3.4, les fissures se propagent plus rapidement dans une microstructure moins dure, ce qui vient limiter l'effet de l'usure. Par ailleurs, le développement des fissures par RCF n'est pas uniquement relié aux propriétés matériaux mais également aux différentes contraintes en jeu dans le contact roue/rail. L'usure modifie la géométrie du profil de rail et engendre un contact plus conforme entre la roue et le rail, ce qui permet ainsi de réduire la pression de contact. Les rails plus durs sont donc chargés plus longtemps dans des conditions défavorables, c'est pourquoi

les conditions et l'historique de chargement des rails doivent être pris en compte. (Shur, et al., 2005) ont étudié l'influence de différents paramètres de l'acier à rail sur la résistance au RCF. Il a ainsi pu être mis en évidence que l'augmentation de la résistance au RCF des aciers n'était pas uniquement due à leur dureté mais pouvait également être reliée à l'augmentation de la quantité de carbure, à l'affinement de la taille de grains, à la diminution de l'hétérogénéité du matériau et à la diminution des dommages thermomécaniques.

Finalement, des essais réalisés sur banc de test roue/rail grandeur nature sont également réalisés depuis le milieu des années 2000 pour reproduire plus fidèlement les conditions réelles de contact que des essais tribologiques et en diminuant les coûts et temps importants liés à des études sur voies. Des essais réalisés à la fois sur un banc de test roue/rail grandeur nature et sur voie (Stock & Pippan, 2011) ont été réalisés pour comparer le comportement en RCF et à l'usure de différents grades d'aciers perlitique et bainitique. Les tests sur banc grandeur nature ont montré une claire dépendance pour les aciers perlitiques entre l'amélioration des propriétés mécaniques d'une part, et la profondeur de déformation plastique de la microstructure, la profondeur des fissures, l'espacement entre fissure de RCF et l'usure d'autre part. Ainsi, les grades élevés (R350HT, 370LHT, 400UHC) sont plus performants que le rail de grade R260. Concernant les aciers bainitiques, la profondeur atteinte par les fissures de RCF pour le grade LB est similaire à celle d'un grade perlitique très élevé (400UHC), tandis qu'il n'y a presque pas de déformation plastique et aucune formation de fissures pour l'acier bainitique sans carbure (CF-B). Les résultats sur voie donnent des tendances similaires mais doivent être poursuivis pour les aciers bainitiques. Le banc de test diffère en effet des conditions réelles selon plusieurs aspects comme l'absence de force de commande de roue, l'unicité du contact entre la roue et le rail, et l'absence des conditions climatiques mais permet tout de même une étude plus rapide et reproductible des phénomènes mis en jeu. L'étude montre ainsi un fort potentiel pour les aciers bainitiques concernant la résistance au RCF mais également une résistance sensiblement inférieure à l'usure, comparable au grade R260 pour le grade CF-B et au grade R350HT pour le grade LB.

Les différentes études réalisées jusqu'à présent montrent la tendance des grades d'acier plus élevés à mieux résister à la fois à l'usure et à la fatigue de contact de roulement. En effet, la dureté du matériau semble aussi être un facteur influant dans l'endommagement par RCF. Concernant les aciers bainitiques, les récents travaux montrent que leur structure est de mieux en mieux maîtrisée et que celle-ci pourrait éventuellement être très bien adaptée à résister au RCF et à l'usure. Cependant, des efforts de développement et d'analyse de leur potentiel sur voie sont encore à mener. Pour ces raisons, les aciers de nuances perlitiques en général et la nuance R260 en particulier, définie comme la nuance standard à utiliser sur les voies en alignement et en courbe de rayon  $R > 750$  m par les fabricants de rails, demeurent les plus utilisées actuellement sur le réseau ferroviaire français et européen. La compréhension fine des mécanismes mis en jeu au sein de la microstructure dans la déformation plastique des rails de cette nuance en voie est donc l'objectif de ce travail afin d'en identifier les points forts et les faiblesses pour l'amorçage, la propagation de fissures par RCF et l'usure.

## Conclusion

Le nombre croissant de ruptures de matériels ferroviaires par fatigue de contact de roulement ces dernières décennies justifie la nécessité de mieux comprendre, d'expliquer et prédire ce phénomène. D'un point de vue macroscopique, le phénomène de RCF se traduit par l'apparition et la

propagation en cours de fonctionnement de fissures sur les rails, qui peuvent finalement conduire à l'écaillage du matériau en surface ou à la rupture complète du rail. Les différentes études menées sur les principaux défauts de RCF comme le Squat ou le Head Check ont permis de mieux comprendre les mécanismes du contact et les paramètres influents qui en pilotent l'amorçage, la propagation et les déviations au cours des cycles de passage de roues. En parallèle, des efforts de R&D ont été réalisés par les fabricants de rails dans le but de lutter contre l'usure rapide des aciers pour rails mais aussi afin de diminuer l'endommagement par fatigue de contact de roulement. Les nuances d'acier et les traitements thermiques appliqués ont conduit empiriquement à l'amélioration des propriétés mécaniques des rails et à l'affinement de la microstructure. Ces propriétés, comme la dureté du champignon de rail, ont une influence bénéfique sur la durée de vie des rails puisqu'il a été montré que les plus hauts grades d'acier pour rails résistent mieux à l'usure et à la fatigue de contact de roulement. Bien que d'autres nuances de rails existent ou soient en cours de développement, les aciers perlitiques et la nuance eutectoïde standard R260 restent à l'heure actuelle très largement les plus utilisés sur les réseaux ferroviaires. Par ailleurs, l'étude de l'endommagement des rails par RCF ne peut pas se limiter à l'échelle macroscopique, alors que de nombreux phénomènes comme l'amorçage et la propagation de fissures, se produisent à l'échelle microscopique et sont étroitement liés à la microstructure des rails. La sévère déformation plastique progressive du rail en surface comme les évolutions de microstructure et de propriétés mécaniques semblent également impacter l'amorçage ainsi que les vitesses et directions de propagation des fissures dans les rails. Ces évolutions, qui dépendent directement de la nuance utilisée, sont encore peu étudiées même sur la nuance R260 dans le cas complexe du contact roue/rail et ce manque d'information limite actuellement la capacité de prédiction des modèles numériques d'endommagement du rail. Une caractérisation métallurgique fine de cette nuance et de ses évolutions dans le rail au cours de l'accumulation des contacts avec les roues est donc essentielle pour améliorer d'une part la compréhension locale des mécanismes mis en jeu dans la déformation plastique de la tête de rail, l'amorçage et la propagation des fissures en sous surface. Une telle analyse quantitative permettra d'autre part de fournir des données microstructurales essentielles à l'amélioration des modèles de prédiction de l'endommagement des rails par RCF. Nous nous proposons donc dans la suite de caractériser finement aux différentes échelles évoquées précédemment les évolutions de la microstructure et du rail en service par le biais de diverses techniques d'analyse qui seront présentées dans le chapitre suivant.

## 2. Chapitre 2 - Techniques expérimentales et microstructure du rail neuf R260

2.1.	Présentation des techniques d'analyse.....	38
2.1.1.	Les techniques d'investigation « classiques » du rail.....	38
2.1.2.	La Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	39
2.1.2.1.	Principe de fonctionnement.....	40
2.1.2.2.	Les différentes émissions de particules .....	41
2.1.2.3.	Conditions expérimentales .....	42
2.1.3.	EBSD : Diffraction des électrons rétrodiffusés .....	42
2.1.3.1.	Principe de fonctionnement.....	43
2.1.3.2.	Conditions expérimentales .....	43
2.1.4.	La Spectrométrie à sélection d'énergie (EDS-X).....	45
2.1.4.1.	Principe de fonctionnement.....	45
2.1.4.2.	Avantages et limites .....	45
2.1.4.3.	Matériel utilisé.....	46
2.1.5.	La Diffraction des Rayons X (DRX).....	46
2.1.5.1.	Principe de fonctionnement.....	46
2.1.5.2.	Avantages et limites .....	46
2.1.5.3.	Matériel utilisé.....	47
2.1.6.	La Spectrométrie à Décharge Luminescente (SDL).....	47
2.1.6.1.	Principe général.....	48
2.1.6.2.	Avantages et limites .....	48
2.1.6.3.	Conditions expérimentales .....	48
2.1.7.	L'indentation instrumentée.....	49
2.1.7.1.	Principe général.....	49
2.1.7.2.	Conditions expérimentales .....	50
2.1.8.	La magnétoscopie (MT) .....	50
2.1.8.1.	Principe de fonctionnement.....	50
2.1.8.2.	Avantages et limites .....	51
2.1.9.	La reconstruction numérique du profil et du réseau 3D de fissure.....	51
2.1.9.1.	Mesure du profil de rail .....	51
2.1.9.2.	Le réseau 3D de Head Check .....	53
2.2.	Présentation de la méthodologie d'analyse multi-techniques et multi-échelles .....	54
2.2.1.	Analyse microstructurale.....	55
2.2.2.	Analyse chimique .....	56

2.2.3.	Analyse micromécanique .....	56
2.3.	Analyse de la microstructure du rail neuf R260 .....	57
2.3.1.	Observation de la microstructure au MEB-FEG .....	57
2.3.1.1.	Observations sur rail non usagé.....	58
2.3.1.2.	Mesure de la distance interlamellaire .....	58
2.3.2.	Analyse par EBSD des microstructures.....	61
2.3.2.1.	Caractérisation de la microstructure perlitique.....	61
2.3.2.2.	Caractérisation des interfaces .....	61
2.3.2.3.	Taille moyenne de nodules perlitiques .....	63
2.3.2.4.	Déformation plastique de la perlite et analyse du gradient de microstructure.....	64
2.3.3.	Analyse de la composition chimique du rail neuf .....	68
2.3.3.1.	La composition chimique du rail neuf.....	68
2.3.3.2.	Les inclusions présentes dans la microstructure.....	69
2.4.	Conclusions .....	70

## 2.1. Présentation des techniques d'analyse

L'endommagement du rail par fatigue de contact de roulement est étudié depuis les années 1970 par la British Rail Research Division (Clayton, 1996). En particulier, d'un point de vue métallurgique, le rôle de la microstructure dans l'amorçage de fissures de fatigue de contact de roulement a pu être caractérisé à l'aide de diverses techniques d'investigation. Dans le cadre de notre méthodologie d'analyse, certaines techniques classiquement utilisées, comme la microscopie optique, les essais de microdureté et la mesure de profils, ont été couplées à d'autres techniques moins courantes dans le domaine ferroviaire, comme la microscopie électronique à balayage (MEB-FEG), la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD), la spectrométrie à sélection d'énergie (EDS-X), la diffraction des rayons X (DRX), la spectrométrie à décharge lumineuse (SDL), l'indentation instrumentée et la magnétoscopie (MT).

### 2.1.1. Les techniques d'investigation « classiques » du rail

La Microscopie optique est une technique d'analyse inventée au XVII<sup>ème</sup> siècle qui permet grâce à la mise en place d'un système optique à lentilles d'obtenir une image agrandie de l'échantillon observé. Elle est classiquement utilisée en métallurgie et dans le domaine ferroviaire pour l'observation des microstructures du rail ou des fissures amorcées et propagées par fatigue de contact de roulement jusqu'à un grossissement X50 voire X100. Les observations présentées dans ce manuscrit ont été réalisées à l'aide d'un microscope optique Olympus BX41M ®.

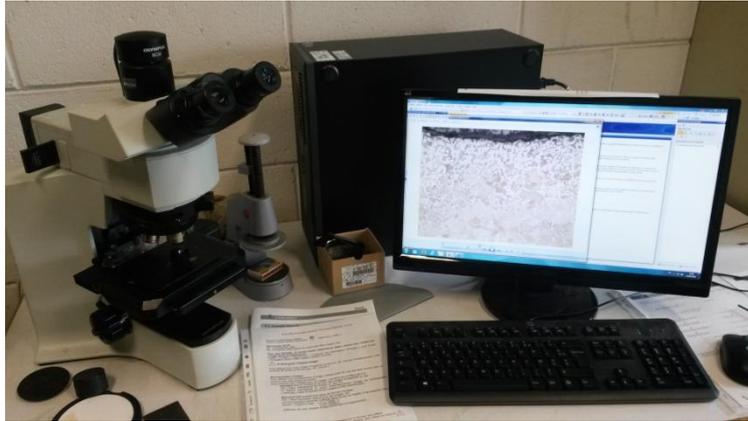


Figure 2-1 : Dispositif d'analyse par microscopie optique

L'essai de dureté ou de microdureté permet de déterminer la résistance d'un matériau à la pénétration d'un pénétrateur indéformable soumis à une force donnée, typiquement une pointe pyramidale en diamant à base carrée pour la dureté Vickers ou une bille en acier trempé pour la dureté Brinell. La mesure des dimensions de l'empreinte résultante permet de déterminer la dureté du matériau sollicité. De par sa rapidité et sa facilité de mise en œuvre, l'essai de dureté est également très utilisé dans le secteur ferroviaire pour caractériser un écrouissage superficiel du rail après roulement par exemple ou la présence de phase blanche (WEL) (Alwahdi, et al., 2013). La réalisation de filiation de dureté, qui permet de suivre l'évolution de la dureté du matériau de la surface jusqu'en profondeur, est très utilisée pour estimer l'épaisseur de la couche déformée plastiquement en sous surface du rail. Les essais de microdureté ont été effectués grâce à un microduromètre Zwick Roell Indentec ® et une pointe Vickers.

La mesure de profil de rail est effectuée périodiquement en voie par les équipes de maintenance en vue de contrôler ponctuellement l'évolution des profils, ou encore prévoir une opération de meulage ou de rechargement de rail. Ces opérations peuvent être réalisées sans contact à l'aide de profilomètre laser, ou avec contact par le biais d'un profilomètre tactile (Miniprof rail®). Faciles à utiliser et transporter, ces appareils fournissent une mesure rapide du profil à une précision de l'ordre de 0.06 mm. Par comparaison avec les profils de référence, il est également intéressant de pouvoir évaluer le volume de matière enlevée par usure sur différents tronçons, en particulier sur les tronçons où des défauts de RCF peuvent être régulièrement observés. Dans ce manuscrit, les mesures de profils réalisées sur voie ont été réalisées à l'aide d'un Miniprof rail ® appartenant au service maintenance de la RATP. Des mesures de profils ont également été effectuées par le biais d'une procédure de prise d'images au Vidéomicroscope 3D Digital Microscope Hirox® KH8700 puis traitement d'images sur MatLab® détaillée en partie 2.1.9.

### 2.1.2. La Microscopie Electronique à Balayage (MEB)

La Microscopie Electronique à Balayage est une technique d'observation à haute résolution de la surface d'un échantillon découverte dans les années 1930 et dont le principe est basé sur les interactions électrons-matière. Commercialisée pour la première fois dans les années 1960, la technique s'est considérablement développée et s'impose aujourd'hui dans divers domaines tels que la Biologie ou la Science des Matériaux. Les principaux avantages de la microscopie électronique à

balayage sont l'étendue de grossissements possibles (de 10 x à 500.000 x), l'importante profondeur de champs et la possibilité de visualiser la répartition des différentes inhomogénéités présentes.

### 2.1.2.1. Principe de fonctionnement

Le principe de la microscopie électronique à balayage consiste à balayer par lignes successives la surface de l'échantillon à l'aide d'une sonde électronique afin d'en reconstituer une image. Le Microscopie Electronique à Balayage est ainsi principalement constitué d'un système de production d'électrons, d'une platine porte-échantillons, et enfin d'un dispositif de détection et de visualisation.

- Le système de production comprend un canon à électrons et une série de condenseurs, diaphragmes et éléments optiques correctifs générant un faisceau fin et contrôlé d'électrons et est localisé dans une colonne maintenue sous vide ( $\sim 10^{-8}$  mbars) qui en permet l'émission et la propagation. Dans cette étude, un MEB-FEG a été utilisé, reposant sur l'émission par effet de champs (Field Emission Gun). Le canon à électrons est matérialisé par une pointe monocristalline très fine jouant le rôle de cathode en opposition à une électrode annulaire (anode) auxquelles une tension est appliquée afin d'obtenir un champ électrique très intense par effet de pointe. La technologie du MEB-FEG offre à la fois une meilleure stabilité pour l'observation, une meilleure brillance et une plus grande durée de vie de la source d'émission.
- La platine sert de support à l'échantillon et peut être déplacée suivant les trois translations x, y et z dans l'espace, ainsi que selon la rotation et l'inclinaison nécessaires à l'observation du faisceau d'électrons.
- Le dispositif de détection des différentes émissions de particules et celui de visualisation du signal sont couplés à la colonne par le système de balayage.

La Figure 2-2 présente le fonctionnement schématique du MEB-FEG.

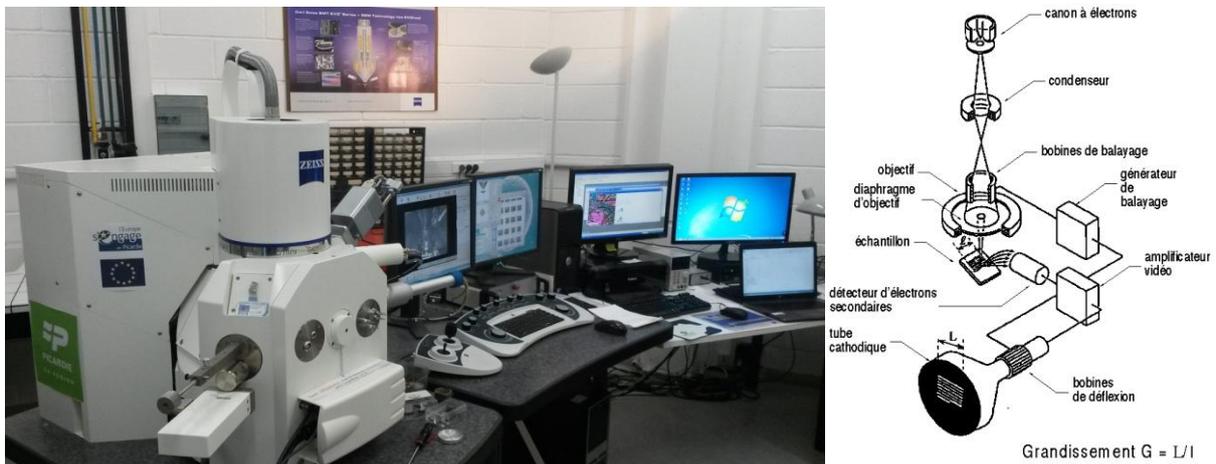


Figure 2-2 : Le microscope électronique à balayage (MEB-FEG), schéma de principe d'après (Thomas, s.d.)

### 2.1.2.2. Les différentes émissions de particules

Lors de l'impact avec l'échantillon, le faisceau d'électrons est la source de plusieurs types d'émissions de particules, présentés dans la Figure 2-3 :

- Electrons secondaires
- Electrons rétrodiffusés
- Electrons Auger
- Photons
- Rayons X
- Autres types d'émission

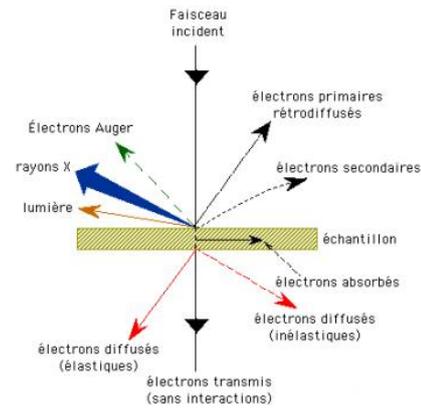


Figure 2-3 : Radiations émises lors de l'interaction entre faisceau d'électron et échantillon, d'après (MSSMAT, s.d.)

Parmi ces particules, trois types d'émission ont été exploités dans les travaux présentés par la suite : les émissions d'électrons secondaires, d'électrons rétrodiffusés et de rayons X.

- Les émissions d'électrons rétrodiffusés sont causées par le choc élastique des électrons émis par le faisceau incident avec les noyaux des atomes de l'échantillon et par les chocs inélastiques avec les électrons orbitaux. Les électrons primaires ainsi réémis ont un libre parcours moyen assez grand et le volume d'interaction associé, de l'ordre de  $0,5$  à  $1 \mu\text{m}^3$ , est lié aux conditions expérimentales, à la topographie de l'échantillon et à sa composition chimique, le numéro atomique des atomes présents dans l'échantillon influant sur l'intensité du signal.
- Les émissions d'électrons secondaires sont le résultat de chocs inélastiques entre les électrons primaires du faisceau et les électrons faiblement liés des couches externes des atomes de l'échantillon. Ceux-ci sont ainsi arrachés de leur couche et éjectés par ionisation. Etant de faible énergie, ils ont un libre parcours très faible dans un volume de quelques  $\text{nm}^3$  et leur émission est donc très dépendante de la nature des couches de surface et de la topographie.
- Les émissions de rayons X sont provoquées par l'éjection d'électrons des couches électroniques de l'atome. Lorsqu'un électron est éjecté, la désexcitation de l'atome ionisé est réalisée par son remplacement par un électron de la couche adjacente externe et l'émission d'un photon X. Lors du bombardement, les émissions de photons X sont déclenchées en cascades pour chaque électron éjecté jusqu'à la couche externe. L'émission X engendrée présente un volume appelé poire de diffusion de l'ordre du  $\mu\text{m}^3$ .

Le microscope électronique à balayage fournit une image reconstituée par le biais de divers détecteurs qui balayent l'échantillon ligne par ligne et enregistrent l'intensité des signaux émis par les différentes particules. Selon le type de particules enregistré et le détecteur associé, plusieurs types de cartographies de surface peuvent être réalisés. Dans le cas d'observations en mode image de base au MEB-FEG, le détecteur enregistre l'émission des électrons secondaires et l'image obtenue est caractérisée par une très bonne définition (qq nm), un grandissement variable et une grande profondeur de champ. La détection d'autres particules comme les électrons rétrodiffusés et les photons X peut également être exploitée au MEB.

La Figure 2-4 présente une simulation Monte Carlo de la trajectoire des électrons rétrodiffusés et secondaires émis lors du contact du faisceau d'électrons primaires avec un échantillon d'acier perlitique eutectoïde dont les lamelles de ferrite et de cémentite sont alignées parallèlement à la surface, en corrélation avec la surface d'un échantillon de rail après service en première approximation. Une telle simulation permet de quantifier approximativement les profondeurs et volumes d'interaction de chaque type d'émissions et est ainsi bénéfique à l'observation et à l'interprétation des images obtenues au MEB. Dans cette configuration, l'émission d'électrons secondaires se produit dans une « poire » d'environ 1 $\mu$ m de profondeur tandis que l'émission d'électrons rétrodiffusés pénètre une profondeur de 0,5 $\mu$ m.

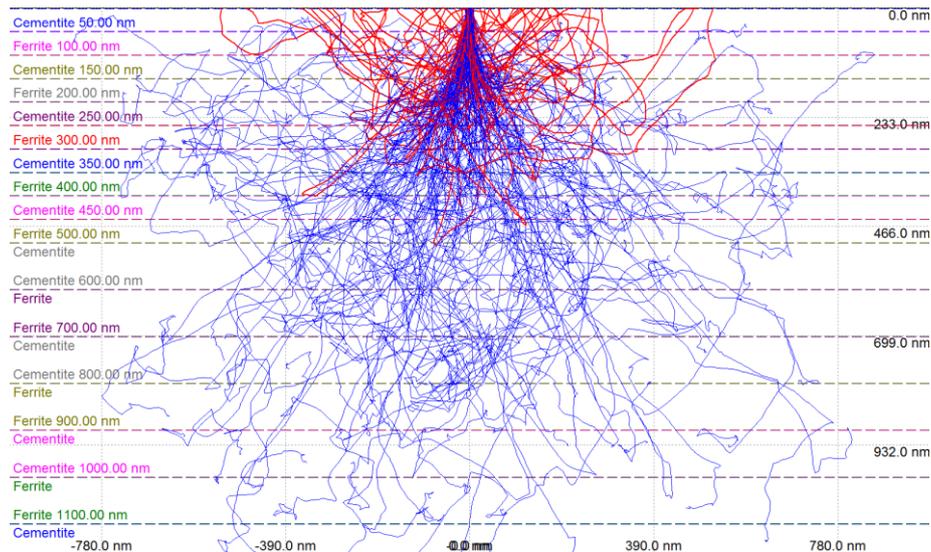


Figure 2-4 : Simulation Monte Carlo de la trajectoire de 200 électrons primaires dans un acier eutectoïde présentant des lamelles de ferrite et de cémentite parallèles à la surface, avec une tension d'accélération des électrons de 20kV, réalisée via le Logiciel Casino®. En bleu, les électrons secondaires atteignent une profondeur d'environ 1 $\mu$ m ; en rouge, les électrons rétrodiffusés atteignent une profondeur d'environ 0,5 $\mu$ m

### 2.1.2.3. Conditions expérimentales

Les observations d'échantillons ont été réalisées à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage MEB-FEG Zeiss Sigma™. Les images présentées sont prises par retour des électrons secondaires à une tension d'accélération de 10 à 15 kV et une distance de travail entre le canon et l'échantillon d'environ 10mm. Enfin, les grossissements choisis varient en fonction de l'échelle à laquelle la microstructure est observée (fissure, colonies perlitiques, distances interlamellaires..) et seront précisés individuellement image par image.

### 2.1.3. EBSD : Diffraction des électrons rétrodiffusés

L'analyse par la technique de diffraction des électrons rétrodiffusés, ou EBSD de l'acronyme anglais Electron BackScattering Diffraction, est couramment mise en pratique sous microscopie électronique à balayage. Cette technique basée sur l'aspect structural permet de déterminer les orientations cristallographiques du matériau en surface et apporte ainsi des informations quantitatives sur la microstructure de l'échantillon observé.

### 2.1.3.1. Principe de fonctionnement

La technique de l'EBSD repose sur la diffraction des électrons rétrodiffusés par l'échantillon au contact avec le faisceau incident d'électrons primaires. En inclinant l'échantillon à 70° par rapport au faisceau généré par le MEB, les électrons sont diffractés par une famille de plans cristallographiques satisfaisant la loi de Bragg (Figure 2-5) et l'émission d'électrons rétrodiffusés est maximisée (Figure 2-6). La trace du cône de diffraction de ces plans cristallographiques peut être interceptée simplement en positionnant un écran plan de phosphore à proximité de l'échantillon analysé. L'intersection entre ce cône de diffraction et l'écran forment des lignes géométriques caractéristiques de la microstructure appelées bandes de Kikuchi (Figure 2-7). Les largeurs des bandes de Kikuchi sont inversement proportionnelles aux distances interréticulaires des familles de plans. Cette méthode permet ainsi de caractériser de nombreux paramètres cristallins, tels que les orientations et désorientations des grains et joints de grains, le degré d'anisotropie de la texture cristallographique, l'hétérogénéité en profondeur, etc.

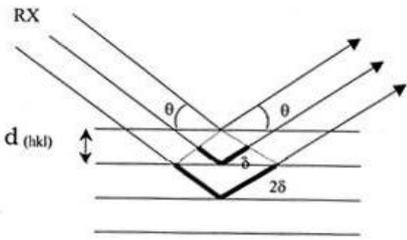
La loi de Bragg :	
$2 d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \quad (1)$	
<p>Avec : <math>\lambda</math> la longueur d'onde,  <math>n</math> l'ordre de diffraction  <math>\theta</math> l'angle entre rayon incident et surface du matériau  <math>d_{hkl}</math> est la distance interréticulaire entre plans d'une même</p>	

Figure 2-5 : La loi de Bragg, diffraction des rayons X sur une famille de plan (hkl)

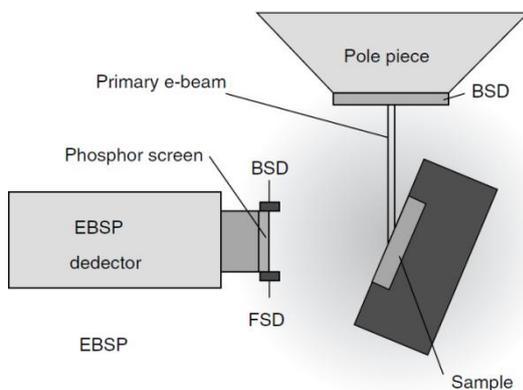


Figure 2-6 : Schéma de principe de la technique EBSD, d'après (Maitland & Sitzman, 2007)

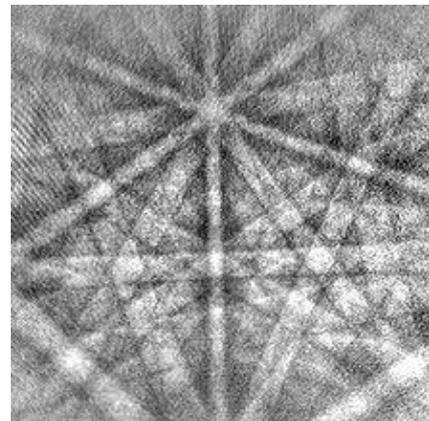


Figure 2-7 : Bandes de Kikuchi

### 2.1.3.2. Conditions expérimentales

#### a) Préparation des échantillons

Pour réaliser une analyse EBSD, la préparation des échantillons est une étape importante qui influence directement sur la qualité des résultats. Ainsi, la précision et le soin apportés à la préparation ne doivent pas être négligés. En effet, il faut veiller à produire un état de surface net et minimiser

l'écroissage superficiel dû au polissage afin de ne pas biaiser ou dégrader les diagrammes de Kikuchi en modifiant la diffraction des électrons par la microstructure cristalline. Pour cela, les échantillons ont d'abord été prédécoupés dans des tronçons de rails prélevés en service à l'aide d'une tronçonneuse puis découpés à la taille souhaitée ( $\approx 2\text{cm} \times 2\text{cm}$ ) à faible vitesse d'avance avec une micro-tronçonneuse et enrobés à chaud dans une résine thermodurcissable phénolique conductrice Polyfast® qui garantit une bonne retenue des bords de l'échantillon. Par la suite, chaque échantillon a été poli jusqu'à l'aspect de surface miroir via une succession de papiers abrasifs SiC de grade croissants (320, 500, 800, 1000, 1200, 2400, 4000) et une finition à la pâte diamantée ( $3\mu\text{m}$ ,  $1\mu\text{m}$ ) pour éliminer toute micro-rayure due au pré-polissage. Ensuite, il est délicatement nettoyé manuellement à l'aide d'un coton imbibé d'éthanol et mécaniquement dans une cuve à ultrasons. Pour révéler légèrement la microstructure, l'échantillon est finalement attaqué avec une solution de Nital 1% pendant 5s.

## b) Instrumentation

Les analyses EBSD ont été effectuées à l'aide du MEB-FEG Zeiss Sigma™ utilisé pour la réalisation des images MEB. Pour obtenir les cartographies d'orientations et de désorientations cristallographiques, il est nécessaire de travailler à une tension d'accélération de 25 kV et de positionner l'échantillon à une distance de 20mm de la source en l'inclinant à  $70^\circ$ . Le logiciel Nordiff® permet dans un premier temps l'enregistrement des clichés de Kikuchi, puis le logiciel OIM Data Collection® indexe les diagrammes selon les bandes de Kikuchi (méthode de la transformée de Hough) et finalement les cartographies et graphiques peuvent être tracées à l'aide du logiciel OIM Analysis®.

Dans ce manuscrit, plusieurs cartographies EBSD ont pu être réalisées avec différentes tailles de cartographies et de pas de scan. Il est important de noter que le temps d'acquisition de chaque cartographie est directement relié à ces deux paramètres, c'est pourquoi un compromis temps / taille / pas de scan doit être trouvé en relation avec l'échelle de la microstructure visée. Dans le cadre de cette étude sur des rails R260 perlitiques, la majorité des cartographies ont été réalisées avec un pas de scan inférieur à la distance interlamellaire entre lamelles de cémentite ( $S_p = 0.3\mu\text{m}$ ), plus petite distance microstructurale étudiée et dont l'importance dans les mécanismes de déformation plastique, d'amorçage et de propagation de fissures a été soulignée dans le **Chapitre 1**. L'acquisition des clichés de Kikuchi pour réaliser une cartographie de  $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$  à un pas de scan de  $0,15\mu\text{m}$  nécessitera par exemple un temps d'acquisition de 1h20mn.

Dans le cas de diagrammes de Kikuchi trop bruités, des points aberrants ou manquants peuvent être repérés dans les cartographies d'orientations réalisées par EBSD. Ces points peuvent être supprimés ou moyennés avec les points voisins par des procédures de nettoyage disponibles sur le logiciel OIM Analysis®. Cependant, de tels nettoyages auront une influence directe locale sur les résultats quantitatifs donnés par l'analyse EBSD. Ainsi, toutes les cartographies présentées par la suite seront issues des résultats bruts de l'EBSD, afin de ne pas les biaiser et pouvoir les comparer quantitativement entre elles.

La qualité et la confiance accordée à l'indexation automatique des clichés de Kikuchi sont calculées individuellement pour chaque point de mesure via deux indices, l'indice de qualité d'image (IQ) et l'indice de confiance (CI). Ces indices peuvent donner une indication sur la qualité des cartographies, de la préparation de la surface et l'état du matériau. L'indice de confiance, compris entre 0 et 1, permet d'évaluer la précision de l'estimation faite par le logiciel sur la correspondance entre le cliché de Kikuchi obtenu et l'orientation cristallographique attribuée au point de mesure. En

effet, pour chaque diagramme de Kikuchi, plusieurs orientations correspondantes peuvent exister et sont donc classées par probabilité. L'indice de confiance associé est le résultat de la relation suivante :

$$CI = \frac{V_1 - V_2}{V_{total}}, \quad \text{Équation 1}$$

avec  $V_1$  et  $V_2$ , nombre de votes pour les deux orientations les plus probables et  $V_{total}$  le nombre total de votes possibles pour les bandes détectées. Dans le cas d'un point non indexé, CI prend la valeur de -1. L'indice de qualité d'image (IQ) est un deuxième paramètre permettant d'évaluer la qualité d'indexation, représentatif du contraste moyen entre les centres des bandes et le bruit de fond. La théorie suppose que la meilleure qualité d'image est obtenue dans le cas d'un réseau cristallographique non déformé et que réciproquement une distorsion du réseau induit une baisse de la qualité d'image. Cet indice dépend de la microstructure et sera donc moins élevé au niveau joints de grain où les deux diagrammes de Kikuchi des cristaux adjacents se superposent mais également de facteurs liés à la préparation et à l'instrumentation. Pour des conditions de préparation identiques ou sur un même échantillon, il est alors possible de comparer les indices de qualité afin d'évaluer qualitativement l'état de déformation de la microstructure.

#### 2.1.4. La Spectrométrie à sélection d'énergie (EDS-X)

La Spectrométrie à Sélection d'Énergie (EDS-X) est une technique d'analyse permettant de déterminer quantitativement la composition chimique d'un échantillon par le biais de pointés ponctuels, de profils de concentration ou de cartographies élémentaires.

##### 2.1.4.1. Principe de fonctionnement

Le fonctionnement de l'EDS-X est basé sur la détection et l'analyse des rayons X émis par l'échantillon en réaction au faisceau d'électrons primaires généré dans le MEB. Le détecteur de rayons X et le système d'analyse des signaux permettent d'identifier et d'apporter des données quantitatives sur les spectres émis par chaque élément chimique au sein du matériau analysé.

##### 2.1.4.2. Avantages et limites

La technique d'analyse par EDS-X est relativement simple et rapide à utiliser et ne nécessite que peu de contraintes sur l'échantillon. En effet, l'échantillon doit simplement être poli et proprement nettoyé pour pouvoir être correctement analysé. Le temps d'acquisition d'un spectre est de quelques dizaines secondes et de quelques minutes à une heure pour une cartographie. La principale limite de la technique concerne la difficulté d'effectuer des mesures quantitatives pour les éléments possédant un numéro atomique inférieur à 10 ainsi que pour les éléments en trop faible quantité. Par ailleurs, à cause du volume de la poire d'interaction ( $1\mu\text{m}^3$ ), l'analyse d'un échantillon en extrême surface n'est pas possible. Finalement, il est important d'analyser les données récoltées avec attention et en regard des compositions chimiques attendues si possible, car des pics émis par des éléments différents peuvent être confondus sur le spectre analysé.

### 2.1.4.3. Matériel utilisé

Les acquisitions de spectres et de cartographies EDS-X ont été effectuées à une tension d'accélération de 20 kV à l'aide du MEB-FEG Zeiss Sigma™ précédemment utilisé pour les observations et les analyses EBSD, qui est également équipé d'un détecteur EDS-X SGX Sensortech®. Le logiciel IDFix développé par SAMx® est utilisé pour l'acquisition et le traitement des données.

### 2.1.5. La Diffraction des Rayons X (DRX)

La détermination des contraintes mécaniques existant à l'intérieur d'un matériau peut avoir une importance majeure dans différents cas industriels, car celles-ci peuvent être à l'origine de rupture prématurée de composants mécaniques en favorisant la propagation de fissures. Dans le cadre du ferroviaire, les passages répétés de trains sur le rail peuvent également entraîner une modification progressive de l'état de contraintes résiduelles à l'intérieur de celui-ci, c'est pourquoi il est intéressant de déterminer leur niveau initial et leur évolution.

#### 2.1.5.1. Principe de fonctionnement

La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est une technique relativement simple et non destructive qui utilise la loi de Bragg (Figure 2-5) et plus particulièrement la distance interréticulaire  $d_{hkl}$  entre les plans atomiques comme jauges de déformation. En effet, dans un solide polycristallin libre de toutes contraintes, cette distance  $d_{0hkl}$  est la même pour une famille de plans quelle que soit l'orientation des grains dans le matériau. En revanche, lorsque le matériau est sous contrainte (en présence d'un chargement ou de contraintes résiduelles), la distance  $d_{0hkl}$  est dépendante de l'orientation des grains, comme l'illustre la Figure 2-8, d'après (Gosmain, 2001), et il est possible de calculer la valeur des contraintes à l'aide de la mécanique des milieux continus. La méthode utilisée est celle des  $\sin^2\psi$  qui consiste à mesurer la variation de distance entre plans atomiques  $d(\varphi, \psi)$  d'une même famille (hkl) pour plusieurs incidences  $\psi$  dans une direction  $\varphi$ .

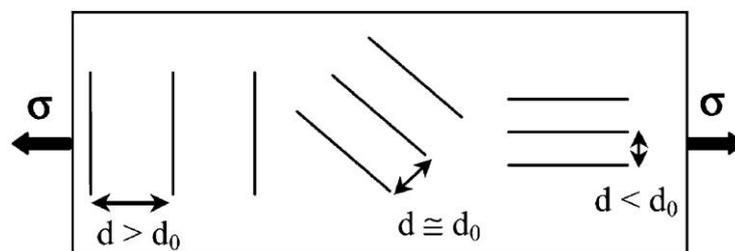


Figure 2-8 : Variation de la distance interréticulaire dans un solide sous contraintes, d'après (Gosmain, 2001)

#### 2.1.5.2. Avantages et limites

La technique d'évaluation des contraintes résiduelles par DRX présente l'avantage d'être une méthode non destructive qui donne accès aux déformations situées sur une profondeur d'environ 6  $\mu\text{m}$  (norme EN\_15305-2009 relative aux Méthodes d'essais pour l'analyse des contraintes résiduelles par

diffraction de rayons X). Toutefois, l'analyse obtenue par cette technique est très locale et nécessite une connaissance de l'historique thermomécanique complet du matériau, ce qui est difficile d'obtenir en milieu industriel. Différents phénomènes physiques comme la création de défauts cristallins, l'accommodation d'une déformation plastique à l'échelle intergranulaire, une transformation de phase ou la présence d'une contrainte macroscopique peuvent effectivement engendrer un champ de contraintes résiduelles. Les hypothèses de calculs utilisées stipulent qu'aucune contrainte normale ou cisaillement en surface n'est présente et que le matériau est isotrope élastique. Dans le cas des rails, il est évident que ces hypothèses ne sont pas totalement respectées, ce qui implique de prendre le recul nécessaire dans la lecture des résultats.

### 2.1.5.3. Matériel utilisé

Les analyses ont été réalisées au Cetim à Senlis, partenaire du projet CERVIFER et acteur du lot 3 Usure et Fatigue de Contact de Roulement. L'installation SET-X utilisée est équipée d'un tube à rayons X et d'un détecteur à localisation linéaire, qui permet d'enregistrer la diffraction du rayonnement  $K\alpha$  du chrome par la famille de plans atomiques (211) de la phase  $\alpha$  de l'acier. Le montage utilisé est un montage Psi ( $\psi$ ). Dans un sens Phi, 13 inclinaisons d'incidence  $\psi$  ( $6\psi < 0$ ,  $\psi = 0$  et  $6\psi > 0$ ) sont effectuées, réparties de façon à définir des intervalles égaux sur l'axe des  $\sin^2 \psi$  et telles que  $0 \leq \sin^2 \psi \leq 0,40$ . Pour les analyses par DRX, un spot d'impact circulaire de diamètre égal à 2,5 mm est utilisé pour limiter à la zone de mesure par masquage (masques de plomb, 2 mm entre masques). La localisation de la position des pics de diffraction a été déterminée par la méthode du barycentre-centré développée par le CETIM.

Le calcul des contraintes a été effectué en prenant les constantes radiocristallographiques d'élasticité correspondant à la réflexion (211) de l'acier, c'est-à-dire :

- $\frac{1}{2} S_2 = 5,83 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$
- $S_1 = -1,28 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$

### 2.1.6. La Spectrométrie à Décharge Luminescente (SDL)

La Spectrométrie à Décharge Luminescente (SDL), ou Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy (GDOES) en anglais, est une technique d'analyse de matériaux solides permettant de déterminer la composition chimique élémentaire d'un matériau en fonction de la profondeur. Cette technique peut être utilisée dans les premières couches atomiques jusqu'à des profondeurs d'environ 200 $\mu\text{m}$ . La SDL est une technique simple à mettre en œuvre qui offre également la possibilité d'analyser des éléments légers présents au sein du matériau comme le Carbone, l'Oxygène ou l'Hydrogène. Cette technique étant basée sur la sollicitation d'un faible volume, elle ne permet pas de réaliser des investigations locales au sein du matériau ou de caractériser des liaisons chimiques entre éléments mais est tout à fait adaptée pour la détermination d'un profil de composition moyennée dans l'épaisseur du matériau.

Cette information peut être corrélée au profil de dureté en profondeur et à la microstructure (nature chimique des phases...). De telles investigations peuvent signaler la présence éventuelle d'un appauvrissement de certains éléments chimiques en surface ou d'oxydation et en mesurer l'impact en profondeur.

### 2.1.6.1. Principe général

Le principe de fonctionnement de la SDL est assez simple et schématisé dans la Figure 2-10 d'après (Barisone, 2011). L'application d'une tension par la source engendre une décharge électrique sur l'échantillon à analyser qui se comporte alors comme cathode. Par pulvérisation cathodique, les couches atomiques en surface de l'échantillon sont progressivement arrachées et transférées vers le plasma, dans lequel elles sont excitées et ionisées par collisions. Ce plasma est créé dans la chambre par ionisation partielle de gaz rare (argon) via un champ électrique. Lors de leur désexcitation, des photons caractéristiques sont émis et détectés par un spectromètre d'émission optique. L'analyse du spectre lumineux émis, propre à chaque élément, permet ainsi la détermination de la composition élémentaire des couches du matériau.

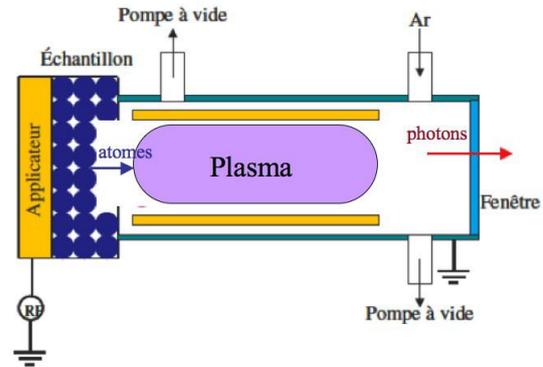


Figure 2-9 : Principe de fonctionnement de la SDL, d'après (Barisone, 2011)

### 2.1.6.2. Avantages et limites

Les avantages de cette technique d'analyse sont principalement sa simplicité de mise en œuvre où seul un vide primaire doit être réalisé au sein de la chambre, et la rapidité d'analyse (15 minutes par mesure). Pour garantir le vide primaire et éviter les fuites d'air, l'échantillon nettoyé doit avoir une surface plane d'au moins 2cm X 2cm, tandis que la plus petite sonde d'analyse à notre disposition crée un cratère d'érosion d'un diamètre de 4 mm environ. La nature destructive de la mesure est par ailleurs l'une des limites de cette technique. Il est également important de noter que le matériel utilisé n'a pas été étalonné avec des échantillons de référence certifiés, ce qui implique que la mesure ne fournit que des informations qualitatives.

### 2.1.6.3. Conditions expérimentales

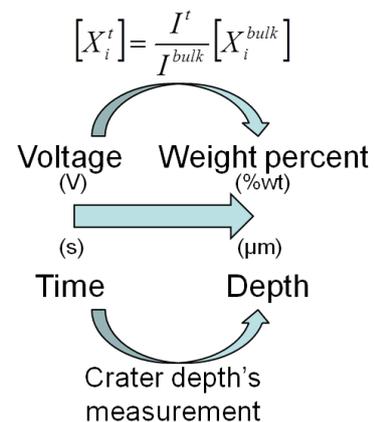
L'analyse de rails par SDL a été réalisée à l'aide d'un GD Profiler 2 d'Horiba Jobin Yvon. Dans le cadre de l'étude, une anode de 4mm de diamètre sous un plasma d'argon (650Pa – 30W) a permis de réaliser les mesures, qui ont été moyennées par filtrage du signal. Les résultats bruts donnés par les essais de SDL sont dans un premier temps des réponses en volts en fonction du temps. Pour obtenir des résultats quantitatifs, il est nécessaire de convertir ces données expérimentales. Ainsi, la réponse en voltage et le temps d'érosion peuvent respectivement être reliés au pourcentage massique de l'élément et à la profondeur de mesure.

La composition chimique est évaluée pour chaque élément à partir de la réponse en volt dans le matériau à cœur et de la composition chimique correspondante par le biais de la formule suivante :

$$[X_i^t] = \frac{V^t}{V^{bulk}} [X_i^{bulk}]$$

Avec :

$[X_i^t]$  : pourcentage massique de l'élément  $X_i$  à l'instant  $t$ ,



$V^t$  : réponse en volt à l'instant  $t$ ,

$[X_i^{\text{bulk}}]$  : pourcentage massique de l'élément  $X_i$  dans le matériau à coeur,

$V^{\text{bulk}}$  : réponse en volt dans le matériau à coeur,

En supposant que le temps d'érosion est proportionnel à la profondeur érodée pendant l'essai de SDL, il est possible de déduire le profil de composition en profondeur via une mesure des cratères d'érosion. La profondeur des cratères d'érosion a ainsi été mesurée à la fin des essais dans trois directions du plan à l'aide d'un rugosimètre tactile 2D. L'hypothèse d'une relation directe temps/profondeur d'érosion possède deux limites. Premièrement, cette relation est dégradée en augmentant le temps d'érosion, du fait de la formation de microreliefs à la surface de l'échantillon par le faisceau incident d'ions. D'autre part, dans le cas de microstructure particulièrement hétérogène (biphasée par exemple), des problèmes d'érosion préférentielle peuvent être engendrés avec des zones plus attaquées que d'autres et des vitesses d'érosion différentes. Pour l'acier à rail R260, la validité de cette hypothèse sera vérifiée *a posteriori* dans la suite du manuscrit.

Finalement, il faut noter que, dans le cas de l'analyse des gradients de composition chimique dans le rail, la nécessité absolue de planéité et de faible rugosité de surface limitera l'analyse à la partie centrale de la tête du rail.

## 2.1.7. L'indentation instrumentée

### 2.1.7.1. Principe général

L'indentation instrumentée diffère des essais classiques de dureté ou microdureté, dans la mesure où cette technique est basée sur l'enregistrement continu de la charge et de l'enfoncement de l'indenteur dans le matériau et non sur la mesure ponctuelle post-essai de l'empreinte laissée par celui-ci. La réponse du matériau en fonction de l'enfoncement est mesurée par cycle de charge/décharge et permet d'obtenir sa rigidité mécanique  $S$  en décharge à partir de la courbe de charge  $P$  en fonction du déplacement  $h$ , comme le montre la Figure 2-10 d'après (Olivier & Pharr, 2003).

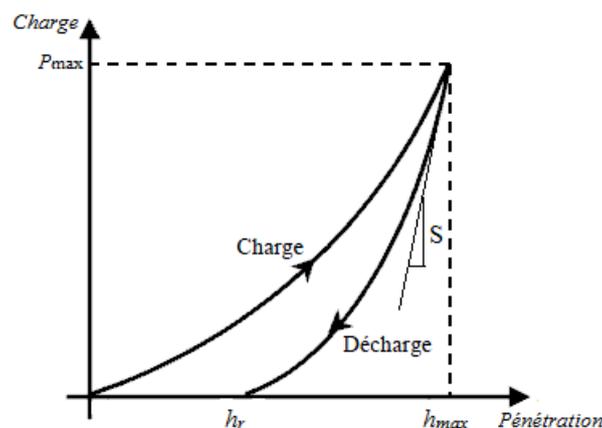


Figure 2-10 : Evolution de la force  $P$  en fonction du déplacement  $h$  lors d'un essai d'indentation instrumentée, d'après (Olivier & Pharr, 2003)

### 2.1.7.2. Conditions expérimentales

Les essais d'indentation instrumentée ont été effectués grâce à un nanoindenteur Agilent® G200 muni d'une pointe de type Berkovitch. Des filiations de dureté ont été réalisées sur des échantillons découpés en coupe transverse, polis mécaniquement par une succession de papiers abrasifs (320 – 4000) puis à la pâte diamantée (3 puis 1 $\mu$ m). Pour chaque indenteur, la dureté du matériau est déterminée dans la phase de décharge de la pointe. La profondeur de pénétration de l'indenteur est fixée à 3 $\mu$ m afin de limiter les effets de tailles qui pourraient biaiser les mesures. Pour chaque échantillon, une grille d'indents, composée de trois lignes espacées entre elles de 100 $\mu$ m, est réalisée entre 0,02 et 6,2 mm de profondeur sous la surface du rail. Chaque ligne d'indents débute à 20 $\mu$ m de la surface et est constitué de 45 indents, dont les 20 premiers sont espacés de 70 $\mu$ m et les 25 suivants de 200 $\mu$ m. La position des indents est ensuite vérifiée par observation de l'échantillon au microscope optique. Les courbes d'indentation en profondeur présentées par la suite sont ainsi constituées de valeurs moyennées par 3 essais d'indentations.

### 2.1.8. La magnétoscopie (MT)

La magnétoscopie est une technique de Contrôle Non Destructif (CND) utilisée pour détecter des fissures ou des discontinuités de surface sur les matériaux ferromagnétiques. Cette technique basée sur la déviation des champs magnétiques et/ ou électromagnétiques en présence de défauts est utilisée dans de nombreux domaines telle que la métallurgie, l'énergie et le transport. En particulier, dans le domaine ferroviaire, la magnétoscopie peut être utilisée sur des rails prélevés en service pour détecter l'amorçage de fissures en surface et comparer différents stades de propagation du Head Check (Stock & Pippan, 2011).

#### 2.1.8.1. Principe de fonctionnement

La magnétoscopie consiste à appliquer un champ magnétique élevé sur la pièce à contrôler. La pièce peut être aimantée soit par un champ électromagnétique avec courant alternatif, redressé ou continu, soit par passage direct de courant. La présence de défauts de surface entraîne localement la distorsion des lignes du champ magnétique. Ce champ de fuite magnétique, également appelé fuite de flux magnétique, est détecté à l'aide de révélateurs magnétiques colorés ou fluorescents et mis en évidence sous lumière blanche artificielle ou sous rayonnement ultraviolet (UV-A). La détection du champ de fuite magnétique et par conséquent des défauts est maximale lorsque ceux-ci sont orientés perpendiculairement aux lignes de force du champ magnétique. Ainsi, les discontinuités transversales sont révélées par aimantation longitudinale tandis que les discontinuités longitudinales le sont par aimantation transversale. Une combinaison de deux aimantations orthogonales l'une par rapport à l'autre permet alors de mettre en évidence toutes les discontinuités de surface. Après le contrôle, la pièce doit généralement être désaimantée et nettoyée.

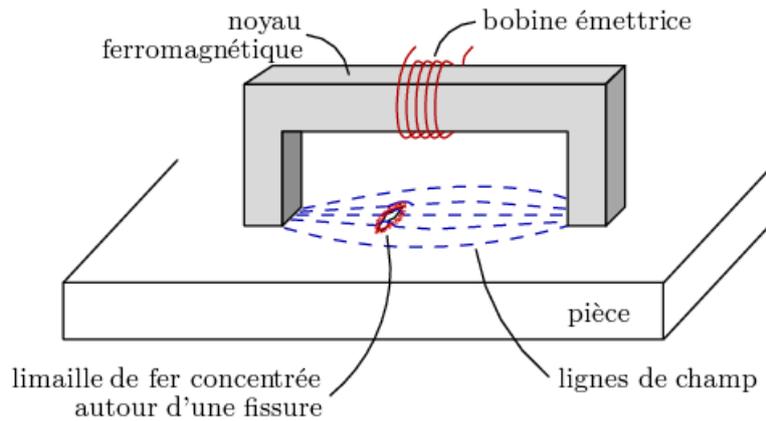


Figure 2-11 : Principe de fonctionnement du contrôle par magnétoscopie, d'après (Ravat, 2008)

#### 2.1.8.2. Avantages et limites

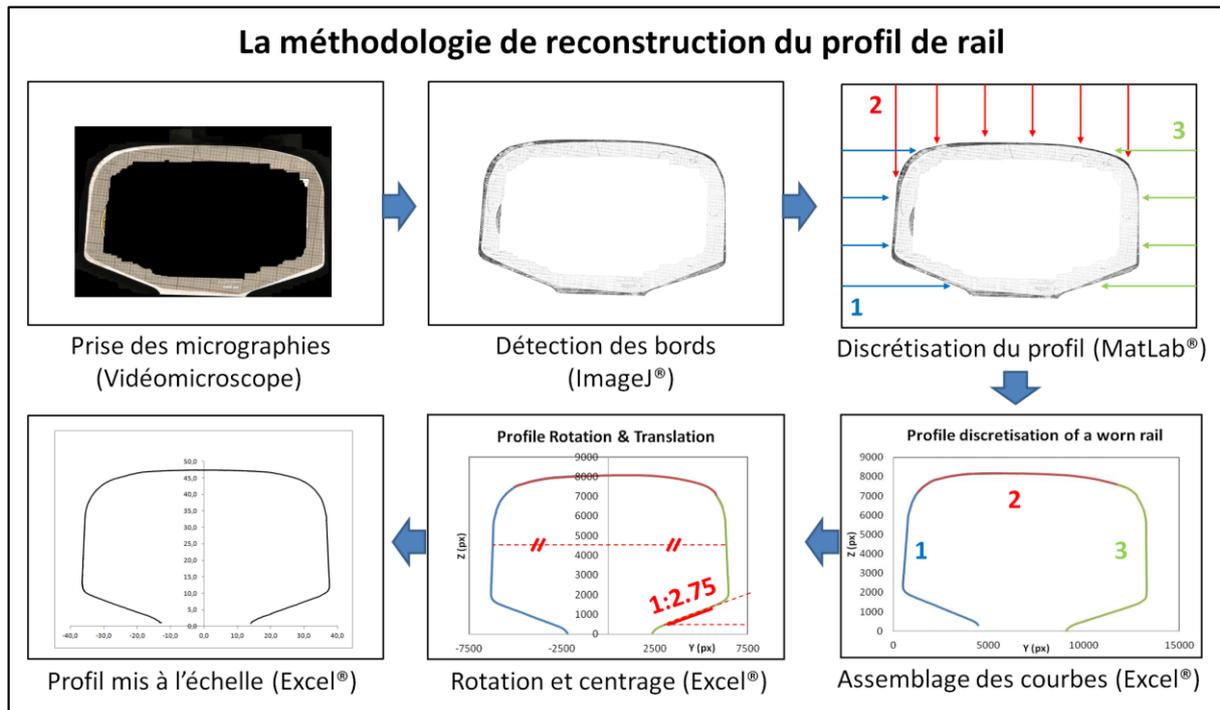
La magnétoscopie présente l'avantage d'être une méthode globale de contrôle, en comparaison avec d'autres méthodes de CND plus locales, telles que les ultrasons ou les courants de Foucault. De par sa rapidité et sa simplicité d'exécution, elle est également généralement préférée au ressuage, mais ne fonctionne que dans le cas des pièces ferromagnétiques. Par ailleurs, cette méthode permet de mettre en évidence les discontinuités débouchant en surface, même fermées, et certaines discontinuités peu profondes, tout en étant peu sensible aux effets de géométrie. L'emploi de produits chimiques et l'impossibilité d'automatiser complètement la méthode restent des limites à la technique.

#### 2.1.9. La reconstruction numérique du profil et du réseau 3D de fissure

Comme présenté dans le paragraphe précédent, la présence de fissures ou d'un réseau type Head Check peut être révélée et caractérisée en surface par CND grâce à la magnétoscopie. Néanmoins, cette technique se limite à la surface voir l'extrême sous-surface mais ne permet pas de visualiser le réseau de fissures en profondeur. Du fait de la géométrie de la tête du rail, de la localisation du défaut et de la configuration du réseau de fissures rapprochées, la caractérisation du Head Check en profondeur n'a pas été réalisée par une technique d'analyse CND comme les ultrasons par exemple, mais via une méthode destructive développée spécialement qui s'approche de la tomographie. Cette méthode vise donc d'une part à reconstruire numériquement le réseau tridimensionnel de Head Check sous la surface du rail, et peut d'autre part être utilisé pour mesurer le profil du rail. Elle s'appuie ainsi sur la combinaison d'observations microscopiques en coupe transverse du rail, traitement d'images via les logiciels ImageJ ® et Gimp ®, et numérisation des profils via Excel ® et MatLab ®, qui sera présentée ci-après.

##### 2.1.9.1. Mesure du profil de rail

Les mesures de profils sont réalisées sur des échantillons de rail découpés dans le sens transverse à vitesse lente à l'aide d'une mini-tronçonneuse Struers® Accutom-5 afin d'éviter les rayures, effets de bords et autres problèmes liés à la découpe. La procédure mise en place pour obtenir les profils est schématisée dans la Figure 2-12.



Les micrographies sont obtenues et assemblées à l'aide d'un vidéomicroscope Hirox® KH8700 à un grossissement de X5. Par traitement d'image via le logiciel ImageJ®, le profil est accentué sur la micrographie en réalisant successivement les opérations de détection de bords et de binarisation des couleurs. Par la suite, une routine a été développée à l'aide du logiciel MatLab® afin de discrétiser la ligne de profil de la tête de rail. Cette routine permet de balayer chaque ligne de l'image de part et d'autre jusqu'à intercepter la ligne de profil et enregistrer les coordonnées ( $Y_{profil}$  ;  $Z_{profil}$ ) correspondantes. En effectuant la routine développée dans 3 sens de l'image, respectivement de gauche à droite, de haut en bas et de droite à gauche, il est possible de récupérer l'intégralité du profil de la tête de rail.

Pour comparer les profils à différents niveaux de chargements, il est nécessaire de réajuster les profils dans le repère  $(O; \vec{y}, \vec{z})$ , en recentrant les courbes selon l'axe  $(O, \vec{z})$  et en appliquant les rotations nécessaires autour de l'axe  $(O, \vec{x})$ . On fait l'hypothèse que la portée d'éclissage du rail n'est pas déformée ni usée avec l'accumulation du tonnage et garde la même inclinaison par rapport au sol durant toute la durée de service du rail. On note  $\theta_{UIC60}$  l'angle théorique entre la portée d'éclissage du rail et l'horizontale pour un rail droit de profil UIC60 et  $\theta_{mes}$  l'angle mesuré sur le profil discrétisé ; d'après la norme EN 13674-1 (Norme, 2011),  $\theta_{UIC60} = 1:2.75$ . On détermine  $\theta_{mes}$  comme le coefficient directeur de la droite passant par la portée d'éclissage du rail. Pour recentrer chaque profil, les coordonnées  $(Y_{profil} ; Z_{profil})$  sont alors transformées en  $(Y_{profil-rot} ; Z_{profil-rot})$  à l'aide de la matrice de rotation  $R = \begin{bmatrix} \cos(\theta) & -\sin(\theta) \\ \sin(\theta) & \cos(\theta) \end{bmatrix}$  en  $(Y_{profil-rot} ; Z_{profil-rot})$ , où  $\theta$  est l'angle de rotation nécessaire pour que le profil soit « droit » et  $\theta = \theta_{th} - \theta_{mes}$ . Les coordonnées du profil de rail après rotation sont donc données par l'équation suivante :

$$\begin{cases} Y_{profil-rot} = Y_{profil} \cdot \cos(\theta_{th} - \theta_{mes}) - Z_{profil} \cdot \sin(\theta_{th} - \theta_{mes}) \\ Z_{profil-rot} = Y_{profil} \cdot \sin(\theta_{th} - \theta_{mes}) + Z_{profil} \cdot \cos(\theta_{th} - \theta_{mes}) \end{cases} \quad \text{Équation 2}$$

Le profil est ensuite centré par rapport à l'axe  $(O, \vec{z})$  puis convertit à l'échelle du millimètre.

Une fois les profils de rail numérisés et transformés, cette méthodologie développée permet de comparer les profils les uns aux autres afin de déterminer les surfaces perdues par usure, ou déplacées par déformation plastique. Néanmoins, il est important de noter que des sources d'incertitude dans la méthode existent et peuvent entraîner quelques imprécisions dans les mesures. Ainsi, un soin particulier doit être apporté lors de son application à chaque étape et spécifiquement sur la découpe à faible vitesse pour limiter les rayures de surface, la perpendicularité de l'échantillon au sens long, l'assemblage des micrographies à faible vitesse pour limiter les décalages lors de la reconstruction, les rotations, centrage et mise à l'échelle du profil. Dans la suite du manuscrit, les résultats de profilométrie données par cette méthode seront comparés à ceux donnés par la mesure de profil classique via un profilomètre tactile MiniProf Rail®. Appliquée à une échelle plus réduite, cette méthode permet néanmoins également de récupérer avec précision les coordonnées du profil de rail d'une part et celle des fissures d'autre part, sans beaucoup d'efforts supplémentaires.

### 2.1.9.2. Le réseau 3D de Head Check

En reprenant la procédure présentée précédemment (voir Paragraphe 2.1.9.1), il est possible de numériser dans la zone de Head Check, le profil et les fissures en même temps. L'intérêt d'une numérisation tridimensionnelle du défaut de Head Check est de pouvoir caractériser le réseau de fissures à différents tonnages accumulés, en observant l'amorçage en surface, les directions de propagation dans le rail et les longueurs et profondeurs de fissures. La procédure de « tomographie manuelle » est décrite dans le schéma de la Figure 2-13. La technique de tomographie à rayon X, qui permet dans le cas du défaut de Squat de visualiser le réseau 3D de la fissure (Jessop, et al., 2016), pourrait également être utilisée à condition de choisir un compromis intéressant entre volume analysé et résolution.

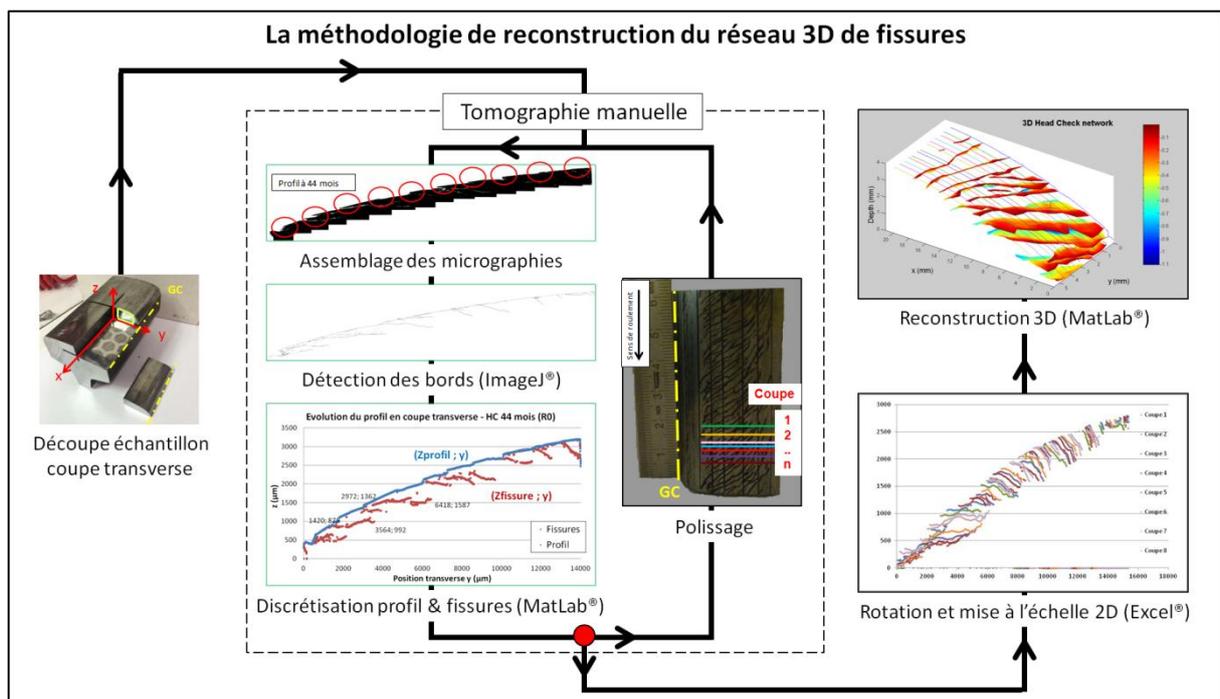


Figure 2-13 : La reconstruction 3D du réseau de fissures par tomographie manuelle

Après découpe du rail dans la zone de fissures, l'échantillon est enrobé, poli puis observé au microscope optique en coupe transverse. Les micrographies prises à un grossissement X10 sont assemblées à l'aide du logiciel Microsoft ICE® sur toute la largeur de l'échantillon. Les filtres de traitement d'image (binarisation de l'image, détection de contour) sont appliqués à l'aide du logiciel ImageJ® afin de mettre en évidence le profil et les fissures. Une étape de nettoyage des impuretés sur l'image peut être également effectuée via le logiciel GIMP2®. L'image est ensuite balayée de haut en bas puis de bas en haut à l'aide de la routine MatLab précédemment présentée afin de récupérer respectivement les courbes de profil et de fissures. A la fin du processus de numérisation du profil, la hauteur de l'échantillon est mesurée avant de procéder à un nouveau polissage de 0,3 à 0,4 mm. Après n polissages ( $n > 8$ ), les courbes discrétisées profil/fissures sont ajustées les unes par rapports aux autres. Finalement, une routine MatLab® spécialement développée permet de tracer dans l'espace le réseau de fissures interpolé entre les n coupes transverses.

Bien que longue à mettre en œuvre et nécessitant encore des optimisations, cette procédure de reconstruction numérique du réseau 3D de fissures en sous surface se révèle intéressante pour comparer plusieurs rails à des niveaux de chargement différents et discuter des vitesses et directions de propagation des fissures dans le volume avec l'accumulation du tonnage, comme cela sera le cas dans le **Chapitre 4** avec la campagne de prélèvements sur voie pour l'étude du développement du Head Check.

## 2.2. Présentation de la méthodologie d'analyse multi-techniques et multi-échelles

Comme cela a été décrit dans le **Chapitre 1**, la fatigue de contact de roulement (RCF), qui engendre l'initiation et la propagation de fissures à l'échelle macroscopique, trouve son origine à l'échelle microscopique. Les techniques présentées précédemment couvrent une grande variété de type de mesures, ainsi que d'échelles de phénomènes vis-à-vis du rail. Cela permet ainsi d'observer et caractériser la fissuration, l'usure et la déformation du rail à l'échelle macroscopique d'une part, et les mécanismes d'évolution de la microstructure en surface et sous surface à l'échelle microscopique d'autre part. Le graphique de la Figure 2-14 présente les différentes échelles d'observations et la mesure caractéristique des différents moyens de caractérisation utilisés.

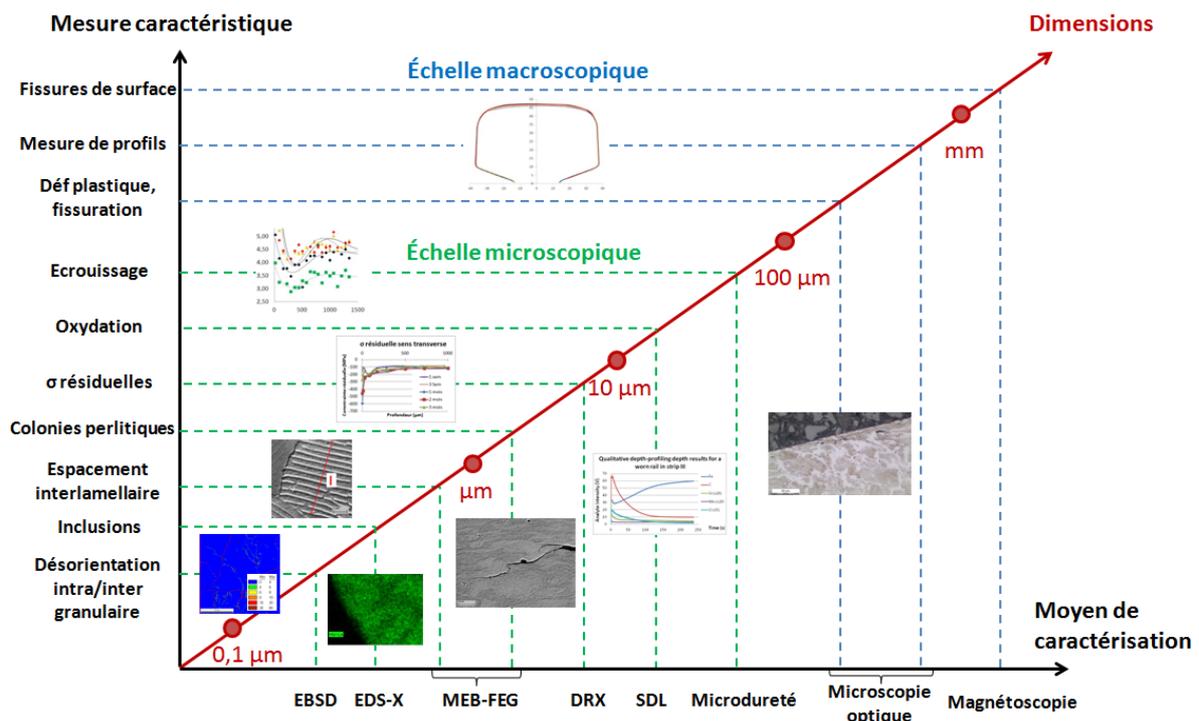


Figure 2-14 : La méthodologie d'analyse multi-échelle et multi-techniques

A l'échelle de la microstructure, l'objectif est de mettre en place une méthodologie permettant de caractériser des échantillons issus de diverses positions du champignon de rail et d'établir une comparaison entre l'évolution de microstructure en fonction du chargement et de la profondeur du rail, et l'état initial non déformé du rail neuf. Les méthodes d'observations et d'analyse présentées visent à accéder à des informations de nature statistique sur le comportement du matériau. En s'orientant vers une analyse quantitative microstructurale, chimique et micromécanique du rail progressivement déformé de la surface au volume, ces investigations peuvent être complémentaires des précédents travaux de recherche menés sur le sujet et apportent une analyse plus quantitative des déformations plastiques sévères et des mécanismes microstructuraux mis en jeu dans la fatigue de contact de roulement.

### 2.2.1. Analyse microstructurale

La combinaison des observations MEB-FEG et des analyses EBSD permet d'étudier la microstructure du matériau : tailles des colonies de perlite, espacement interlamellaire  $S_p$ , nature des phases, présence de précipités, degré d'anisotropie de la texture cristallographique et hétérogénéité en profondeur sous forme d'images et de cartographies. L'évolution des désorientations intragranulaires et intergranulaires (voir **Chapitre 3**) donne également une information directe sur le niveau de déformation plastique du matériau. D'une part, plus le niveau de désorientation intragranulaire est élevé et plus le taux de dislocations est important. D'autre part, une augmentation du niveau de désorientation intergranulaire après sollicitation indique un renforcement des joints de grain. Ainsi, le suivi de ces informations donne des éléments sur le niveau de plastification du matériau. Cela peut être corrélé avec l'initiation de fissures de RCF préférentiellement le long des joints d'anciens grains austénitiques contenant de la ferrite pro-eutectoïde déformée, mise en avant par (Garnham & Davis, 2011) et également avec la propagation de fissures (concentration de contraintes aux joints de grains), (voir **Chapitre 4**).

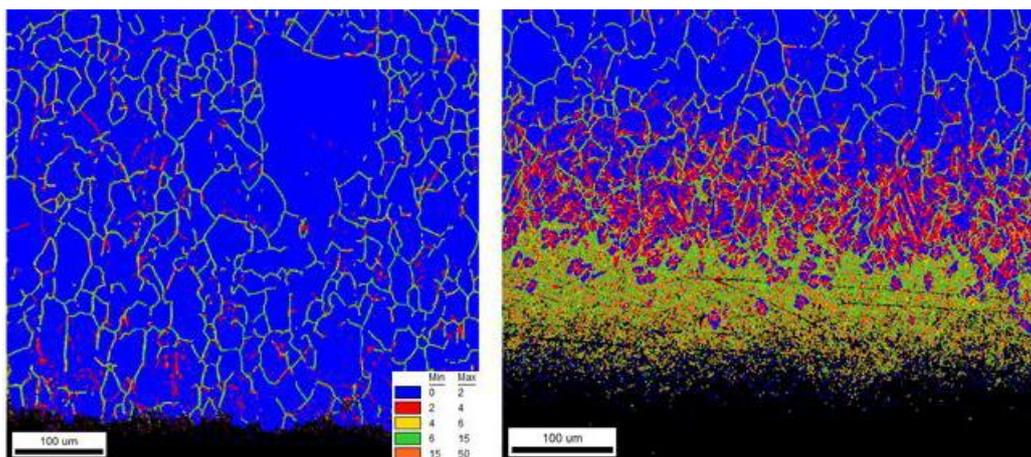


Figure 2-15 : Cartographie de désorientations intergranulaires locales d'échantillons d'aciers AISI 316 grenailés par ultrasons, (a) et (b) correspondant à différents niveaux de traitement où (b) correspond la zone affectée la plus marquée, (Marteau, 2013).

### 2.2.2. Analyse chimique

La spectrométrie à décharge lumineuse permet de déterminer un profil de composition chimique dans l'épaisseur du matériau et peut alors signaler la présence éventuelle d'un appauvrissement de certains éléments chimiques en surface ou d'oxydation et en mesurer l'impact en profondeur. La spectrométrie à sélection d'énergie EDS-X entraîne l'identification de la nature des précipités et autres inclusions dans le rail, et pourrait également être un indicateur de la migration du carbone présent dans la cémentite vers la ferrite avec l'accroissement de la déformation.

### 2.2.3. Analyse micromécanique

Les investigations mécaniques par microindentation et indentation instrumentée peuvent mettre en évidence la présence d'un gradient de propriétés mécaniques du matériau dans la profondeur, à mettre en relation avec l'écroutissage de la couche sévèrement déformée plastiquement et la formation de la couche blanche nanocristalline (WEL). L'estimation des contraintes résiduelles présentes dans le matériau (Österle, et al., 2001) par Diffraction des Rayons X (DRX) donne également une information sur les déformations de la maille cristalline.

Finalement, le schéma présenté en Figure 2-16 résume la méthodologie d'analyse multi-techniques mise en place afin d'analyser les mécanismes de déformation de la microstructure du rail en sous surface.

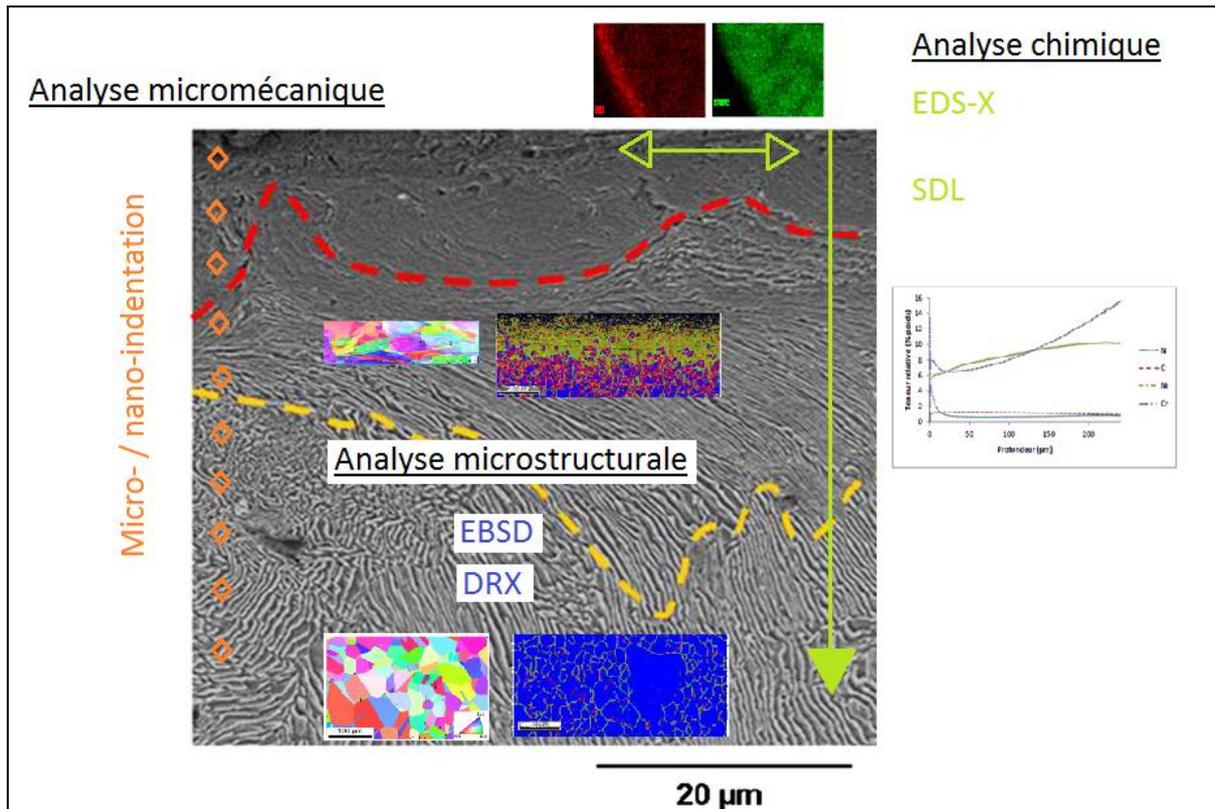


Figure 2-16 : Investigations microstructurale, chimique et micromécanique –appliquée sur micrographie de rail R260, adaptée de (Simon, et al., 2013)

Dans le cadre de ce manuscrit, la méthodologie d’analyse proposée sera appliquée à l’étude de l’évolution de rails perlitiques de grade R260 prélevés en service sur des lignes de courbures variées et dans différentes conditions de trafic et de chargement. Il est important de noter que cette méthodologie serait également tout à fait applicable pour étudier l’évolution d’échantillons de rails de différentes nuances d’aciers perlitiques (R220, R350HT) et bainitiques (B320 - B360).

### 2.3. Analyse de la microstructure du rail neuf R260

Dans un premier temps, il est nécessaire de correctement analyser le rail neuf afin de déterminer les paramètres propres à la microstructure perlitique étudiée. L’évolution de ces paramètres, qu’ils soient microstructuraux, chimiques ou mécaniques, pourra ensuite être étudiée sur des rails endommagés afin de caractériser l’endommagement du rail par RCF.

#### 2.3.1. Observation de la microstructure au MEB-FEG

Afin de mieux comprendre et identifier les mécanismes d’amorçage et de propagation de fissures, des observations fines de la microstructure sont réalisées au microscope optique d’une part et au microscope électronique à balayage (MEB-FEG) d’autre part. La distance de travail utilisée et les agrandissements choisis sont fonctions de la microstructure et des échelles observées. La plupart des observations microscopiques présentées sont réalisées avec des électrons secondaires, tandis que les analyses topographiques présentées ci-après sont réalisées avec les électrons rétrodiffusés.

### 2.3.1.1. Observations sur rail non usagé

Dans un premier temps, des observations de la microstructure sur rail non usagé ont pour objectif de déterminer l'état initial et l'aspect global de la microstructure du rail avant mise en service, dans le but de pouvoir comparer par la suite avec des microstructures de rails endommagés. Une quantification statistique des paramètres microstructuraux tels que l'épaisseur des lamelles de cémentite et la distance interlamellaire, la taille moyenne des colonies et des nodules de perlite et la taille moyenne des anciens grains d'austénite, peut également s'avérer intéressante pour l'alimentation des modèles actuels et futurs d'endommagement par RCF.

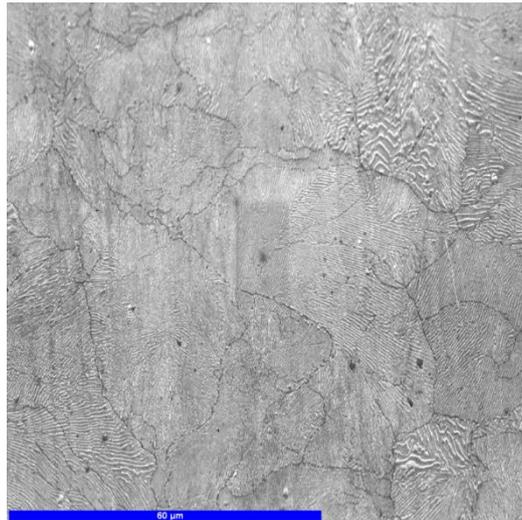


Figure 2-17 : Micrographie MEB de la structure perlitique d'un rail non usagé R260

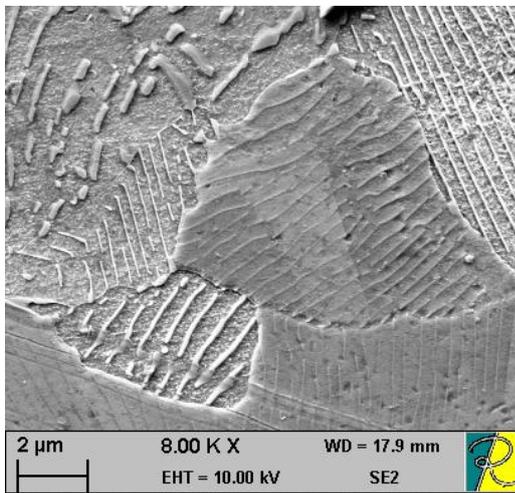


Figure 2-18 : Observation au MEB de colonies de perlite

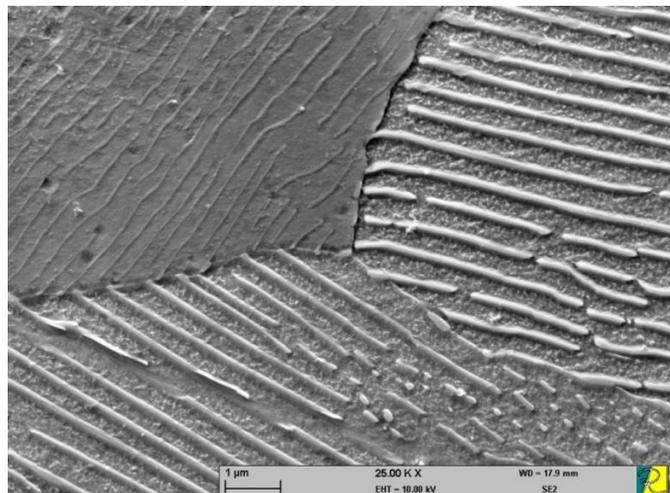


Figure 2-19 : Observation de la structure lamellaire ferrite-cémentite au MEB

### 2.3.1.2. Mesure de la distance interlamellaire

Comme il l'a été détaillé dans la description de la microstructure perlitique, les propriétés mécaniques de l'acier dépendent de la finesse de la microstructure et plus particulièrement de la distance interlamellaire. Cette dépendance avec ce paramètre microstructural a également été observée

dans les aciers pour application ferroviaire où il a été mis en évidence qu'une diminution de la distance interlamellaire augmente la résistance à l'usure et la résistance au phénomène de RCF des aciers à rail. La mesure de ce paramètre peut s'avérer nécessaire pour la compréhension de l'endommagement (*e.g* confrontation de différentes nuances d'acier à rail) et pour alimenter les modèles d'endommagement de la microstructure.

Les micrographies des colonies de perlite et des lamelles de ferrite et cémentite du rail R260 non usagé sont réalisées à l'aide du MEB-FEG à un grossissement X8000. A partir de ces images, la distance interlamellaire moyenne est mesurée par la méthode d'interception à l'aide du logiciel ImageJ. Dans chaque colonie, cinq lignes perpendiculaires à l'orientation des lamelles et interceptant un maximum de lamelles sont tracées manuellement afin d'obtenir la distance interlamellaire représentative dans la colonie. Le principe de la méthode d'interception utilisée est schématisé dans la Figure 2-20. Au total, une cinquantaine d'images contenant quelques colonies de perlite et prises aléatoirement entre 1 mm et 8 mm de profondeur, soit plus de 730 mesures, a été utilisée pour déterminer la distance interlamellaire entre lamelles de cémentite. La Figure 2-21 présente un exemple de micrographie utilisée pour la mesure de la distance interlamellaire.

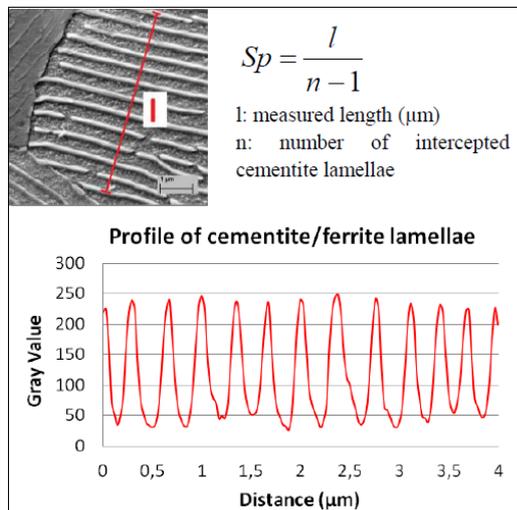


Figure 2-20 : La méthode d'interception

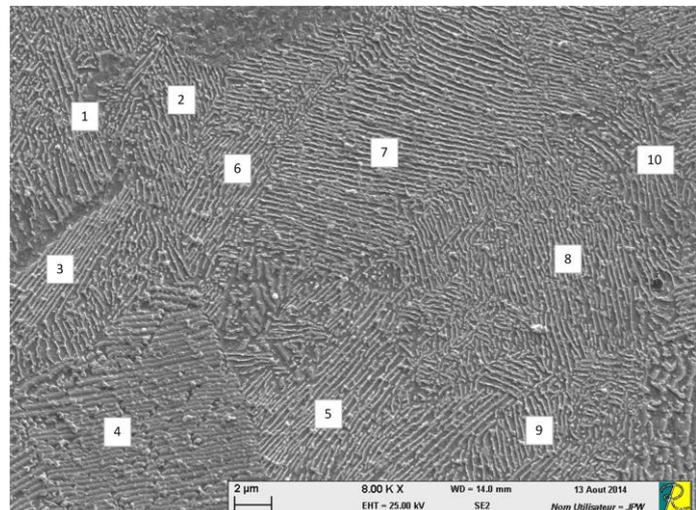


Figure 2-21 : Détermination de la distance interlamellaire sur micrographie MEB-FEG

Les résultats de distance interlamellaire dans la profondeur du rail neuf R260 et la distribution des mesures sont respectivement présentés dans la Figure 2-22 et dans la Figure 2-23.

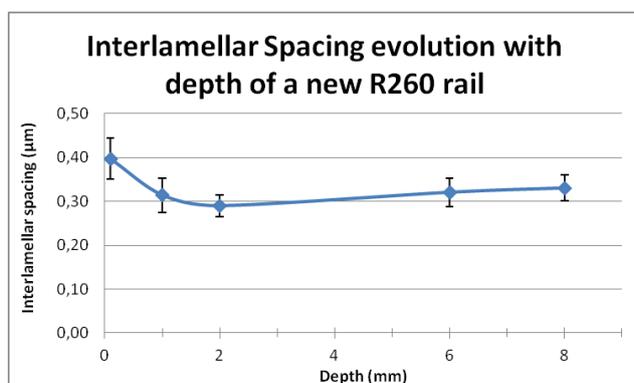


Figure 2-22 : Evolution de  $Sp$  en profondeur du rail R260 neuf

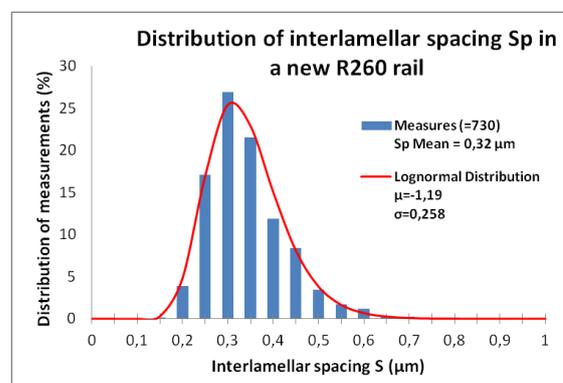


Figure 2-23 : Distribution de la distance interlamellaire

La distance interlamellaire moyenne dans le rail neuf est de 0,32  $\mu\text{m}$ . La distance interlamellaire est constante dans la profondeur du rail entre 1 et 8 mm mais présente une valeur moyenne plus élevée en proche surface ( $S_p \text{ surf} = 0,4 \mu\text{m}$ ). Cette valeur plus élevée peut être expliquée par le fait que la quantité de carbone est inférieure en proche surface à cause de la décarburation du rail pendant sa mise en forme (voir **Chapitre 1**). Par conséquent, même après la formation de ferrite proeutectoïde qui nécessite moins de carbone que la germination de perlite, les lamelles de ferrite qui croissent dans la perlite sont plus larges que celles de cémentite, ce qui conduit à une distance interlamellaire plus élevée.

Il est important de noter que la distance interlamellaire mesurée a une distribution de loi LogNormale  $\log N(\mu, \sigma^2)$  de paramètres  $\mu=-1.19$  et  $\sigma=0.258$  dans la microstructure perlitique du rail neuf. Cette distribution déterminée expérimentalement peut être utile pour alimenter des modèles numériques intégrant des caractéristiques de la microstructure perlitique. On constate que quelques colonies perlitiques dont la distance interlamellaire est très supérieure aux autres ( $S_p > 1\mu\text{m}$ ) influencent fortement la variabilité de la mesure. La distance interlamellaire mesurée ne suit pas une distribution de loi Normale car ce paramètre est influencé par l'orientation des colonies de perlite dans le plan d'observation. En effet, on peut faire l'hypothèse que les colonies de perlite sont orientées de façon aléatoire dans le volume du rail neuf. Ainsi, pour chaque colonie, la distance interlamellaire mesurée est supérieure à la distance interlamellaire réelle si le plan d'observation n'est pas normal au plan des lamelles de cémentite, comme le montre la Figure 2-24 d'après (Ikeda, et al., 2008). Il a été montré (Roosz, et al., 1980)(Ikeda, et al., 2008) que la distance interlamellaire réelle est généralement proche du pic

observé dans la distribution de la distance interlamellaire mesurée, qui correspond à  $S_p=0,3 \mu\text{m}$  dans notre cas. Pour la suite de ce manuscrit, nous considérerons donc cette valeur comme la distance interlamellaire moyenne dans un rail R260 neuf.

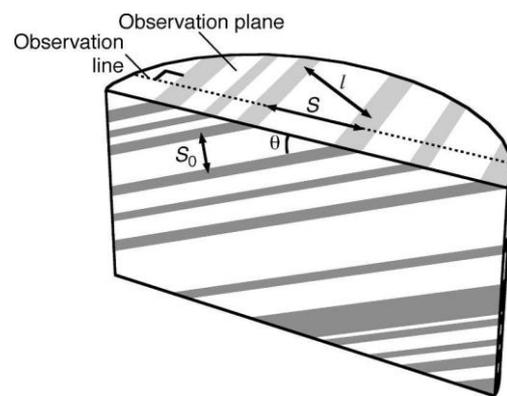


Figure 2-24 : Influence du plan d'observation dans la mesure de la distance interlamellaire (d'après (Ikeda, et al., 2008))

Cette méthode d'interception a permis de mesurer la distance interlamellaire. La détermination expérimentale d'autres paramètres microstructuraux comme la taille moyenne des colonies et des nodules de perlite, et la taille des anciens grains d'austénite, peut également être intéressante. En effet, les travaux de (Hyzak & Bernstein, 1976) sur les aciers eutectoïdes ont également suggéré, de manière controversée, une moindre influence de la taille d'anciens grains d'austénite et des colonies de perlite sur la résistance de l'acier. Par ailleurs, l'impact négatif sur la résistance au RCF de la cémentite proeutectoïde qui précipite le long des joints d'anciens grains d'austénite a également pu être mis en avant dans le cas d'aciers hypereutectoïdes (Olivares, et al., 2011). C'est pourquoi la détermination de ces paramètres peut se révéler utile dans la compréhension des mécanismes d'endommagement par RCF.

### 2.3.2. Analyse par EBSD des microstructures

Dans le but d'analyser les échantillons de rails et de fournir des informations quantitatives de façon semi-automatisée, des observations au Microscope Electronique à Balayage (MEB-FEG) couplées à la technique d'analyse de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) sont réalisées. Cette méthode permet ainsi de caractériser de nombreux paramètres cristallins, tels que les tailles des nodules de perlite, les orientations et désorientations des colonies et joints de grains, le degré d'anisotropie de la texture cristallographique, ainsi que leurs évolutions en profondeur.

#### 2.3.2.1. Caractérisation de la microstructure perlitique

En pratique, la microstructure perlitique peut être étudiée par analyse EBSD, comme l'illustre la Figure 2-26 qui résulte d'investigations 3D menées à l'Institut Max Planck de Düsseldorf (Zaefferer & Wright, 2006). Cette cartographie dévoile l'orientation 3D de la microstructure perlitique où sont distinguées les lamelles de cémentite et de perlite. Les lamelles de cémentite étant trop fines pour être indexées, seule la phase ferritique a été indexée au cours du balayage. L'image finale est réalisée en superposant d'une part l'orientation cristallographique de chaque point de mesure avec le code couleur de figure de pôles inverses (IPF), et d'autre part la qualité d'indexation en niveau de gris qui révèlent les lamelles de cémentite moins bien indexées.

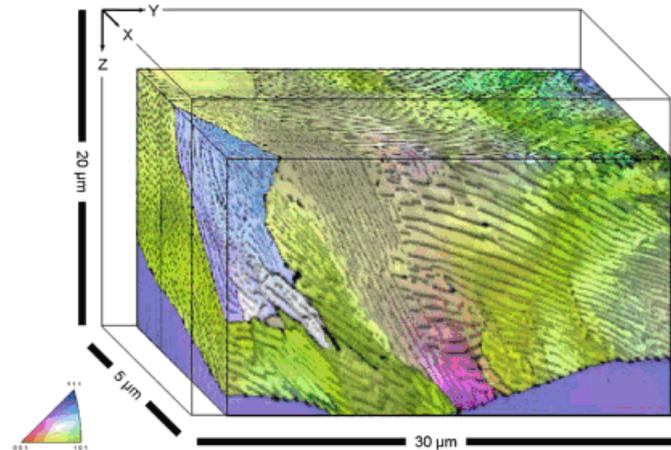


Figure 2-25 : Cartographie d'orientation 3D de la structure perlitique, d'après (Zaefferer & Wright, 2006)

#### 2.3.2.2. Caractérisation des interfaces

Afin de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement au niveau microstructural, il est intéressant de pouvoir caractériser les différentes interfaces présentes dans la microstructure perlitique de l'acier à rail R260. En corrélant avec les données fournies par l'EBSD, différents paramètres comme les tailles de nodules de perlite peuvent ainsi être déterminés.

Du point de vue cristallographique, on peut en effet définir un grain comme la structure résultant de la répétition périodique d'une maille élémentaire dans l'espace. Aux interfaces entre deux grains, la différence d'orientation cristallographique est permise par l'accommodation de défauts 2D, les joints de grains. Dans le cas des résultats fournis par la méthode EBSD, la notion de grain est sensiblement différente. Pour réaliser chaque cartographie, la surface observée est balayée pas à pas par le faisceau du canon à électrons du MEB-FEG. Puis, le logiciel d'analyse (OIM™ Analysis) détermine pixel par pixel l'orientation cristallographique du point de mesure à partir des clichés de Kikuchi obtenus. Une cartographie est donc un ensemble de points adjacents présentant une orientation cristallographique donnée. La définition d'un grain est alors déterminée par un algorithme qui analyse par itération l'orientation de chaque point de mesure avec ses proches voisins et regroupe les points adjacents ayant des orientations cristallographiques proches selon des tolérances définies par l'utilisateur. De cette

façon, l'écart d'orientation maximum entre deux points appartenant au même grain et la taille minimale de grain peuvent être définis.

La définition d'un grain est donc variable selon les paramètres de tolérance choisis par l'utilisateur. C'est pourquoi il est important de caractériser les différentes interfaces présentes dans la microstructure perlitique de l'acier R260. Pour cela, différents scans EBSD ont été réalisés dans le rail non usagé.

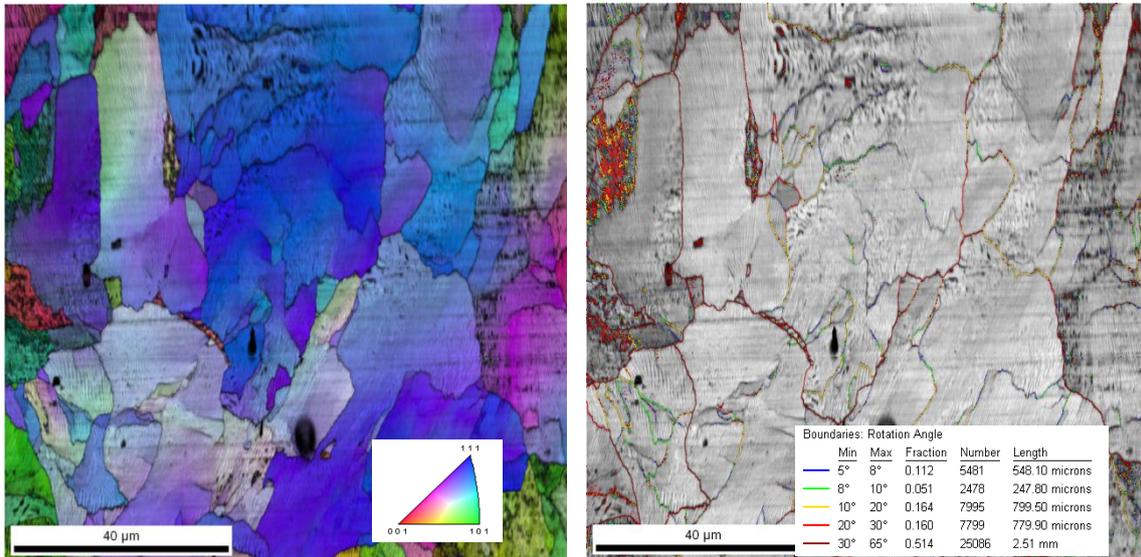


Figure 2-26 : Cartographie des désorientations sur rail non usagé

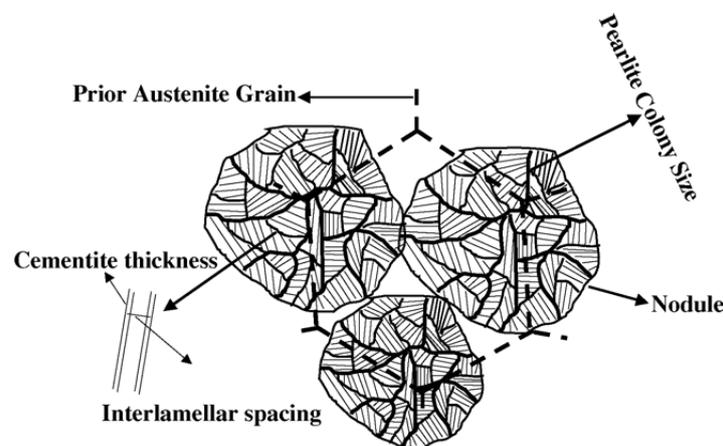


Figure 2-27 : La microstructure perlitique d'après [3]

L'identification des interfaces se révèle complexe. La corrélation entre orientation cristallographique de colonies de perlite et orientation morphologique des lamelles n'est pas triviale. A partir de ces observations, des hypothèses ont été émises pour estimer la taille des nodules et colonies de perlite à partir de cartographies EBSD. Sur la microstructure non déformée et avec le pas de mesure utilisé (minimum 0,1 μm), les hypothèses retenues sont :

- A l'interface entre lamelles de ferrite et de cémentite, le logiciel ne détecte pas de désorientation interlamellaire, mis à part dans le cas de colonies de perlite présentant une

orientation faible par rapport au plan de coupe (angle  $\theta$  faible, cf Figure 2-24), ce qui engendre des lamelles très resserrées et plus épaisses.

- A l'interface entre colonies de perlite, la désorientation mesurée est inférieure à  $8^\circ$ .
- A l'interface entre nodules de perlite, la désorientation mesurée est supérieure à  $10^\circ$ , et fréquemment à  $20^\circ$ .

Ces hypothèses permettent une estimation de la taille des nodules de perlite et offrent dans tous les cas la possibilité de comparer l'évolution de la microstructure et de la désorientation dans la profondeur du rail.

### 2.3.2.3. Taille moyenne de nodules perlitiques

Avant d'observer des échantillons de rails usagés et d'en analyser leur niveau d'endommagement, l'étude a d'abord été portée sur un échantillon de rail R260 non usagé afin de déterminer si celui-ci présente initialement un gradient de microstructure et quantifier des paramètres microstructuraux propres au rail R260 avant mise en service. Les mesures ont permis de réaliser des cartographies EBSD de figures de pôles inverses à différentes profondeurs du rail.

Le Tableau 2-1 présente la procédure et les différents paramètres de scan pour cette analyse EBSD :

Analyse par EBSD	Cartographie de figures de pôles inverses	
Caractéristiques du scan EBSD	Surface observée	Coupe longitudinale
	Dimensions	700 $\mu$ m X 700 $\mu$ m
	Pas de mesure	2 $\mu$ m
	Nombre de scans	6 en profondeur (0,1 ; 2 ; 4 ; 6 ; 8 ; 12mm)
	Répétabilité	3 scans / profondeur
Paramètres logiciel OIM Analysis	Définition du grain (nodule de perlite)	Joins de grain : $> 10^\circ$ de désorientation cristallographique
	Taille de nodule minimale	6 $\mu$ m ou 8 $\mu$ m

Tableau 2-1 : Paramètres de scans pour la mesure de la taille de nodules perlitiques

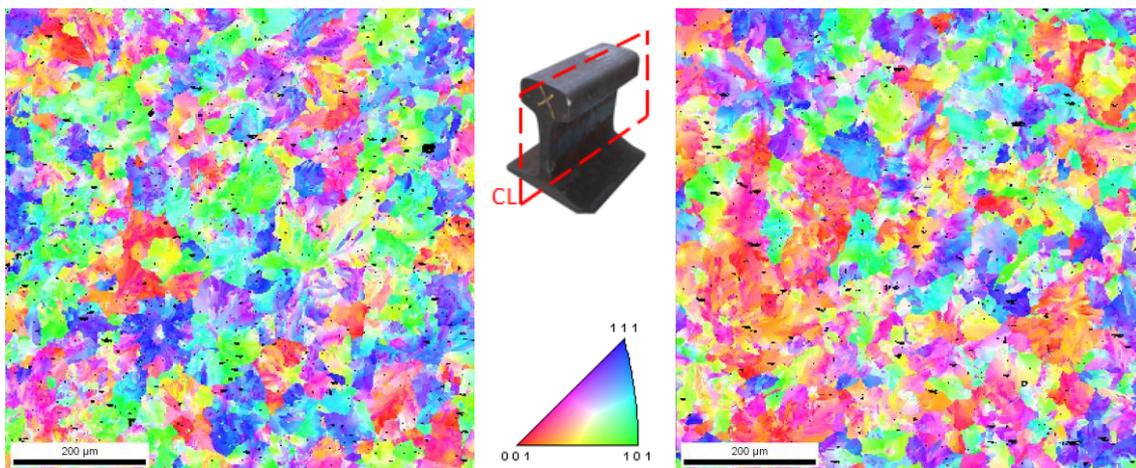


Figure 2-28 : Cartographie de figures de pôles inverses sur rail non usagé respectivement à 2 et 8mm de profondeur

- Distribution de la taille de nodules :

Evolution de la taille de nodules :

Les mesures réalisées ne mettent pas en évidence d'évolution significative de la taille des nodules de perlite dans la profondeur du rail non usagé. La taille de ceux-ci est estimée entre 17 et 26µm selon que les grains mesurés entre 4 et 8µm soient pris en compte dans le calcul ou non (Taille nodule min = 2X pas de scan OU 4X pas de scan).

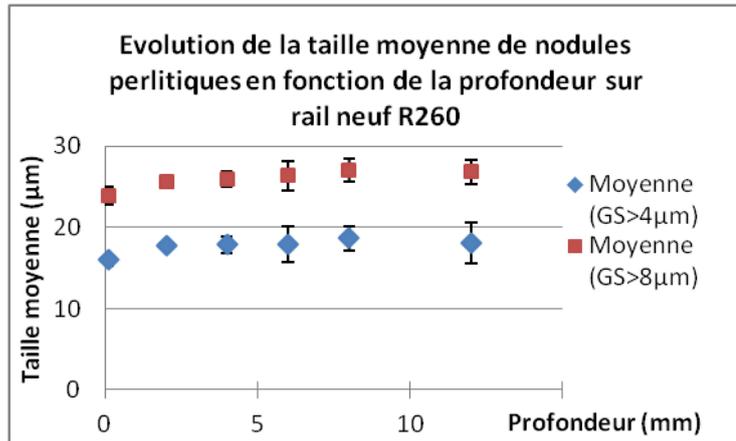


Figure 2-29 : Evolution de la taille de nodules dans la profondeur, rail non usagé

- Distribution de la taille de nodules :

La distribution de la taille des nodules n'est pas homogène. Dans chaque coupe, la microstructure est constituée de beaucoup de petits nodules et quelques gros nodules, ce qui explique en partie que la taille moyenne de nodules soit affectée par la prise en compte des petits nodules.

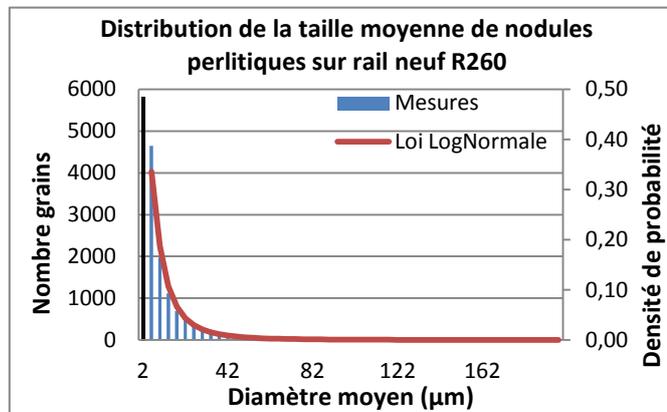


Figure 2-30 : Distribution de la taille de nodules

La distribution de la taille de nodules suit en effet une loi Log normale définie comme suit :

$$f(D_N; \mu, \sigma) = \frac{1}{D_N \sigma \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(\text{Ln } D_N - \mu)^2}{2\sigma^2}\right)$$

Avec:

$D_N$  : taille de nodule (µm)

$\mu$  : espérance de Ln D

$\sigma$  : écart type sur Ln D

Équation 3

Cette méthode permet de mesurer de façon semi-automatique la taille des nodules et leur distribution. Une telle loi de distribution est classiquement utilisée dans les modèles numériques pour générer des tailles de grains.

#### 2.3.2.4. Déformation plastique de la perlite et analyse du gradient de microstructure

##### a) Mesure de l'évolution de la désorientation moyenne par EBSD

Comme il l'a été présenté précédemment, la méthode d'analyse EBSD permet de caractériser différents paramètres microstructuraux, dont la désorientation moyenne. Dans le cas d'un acier austénitique où la notion de grain est classique, une augmentation du niveau de désorientation intergranulaire après sollicitation indique un durcissement des joints de grain généré par une augmentation de densité de dislocations aux joints de grains. Pour un matériau recuit, le niveau de désorientation intergranulaire moyen varie entre 5°-10°, c'est cet indicateur qui est choisi pour

identifier les joints de grains. Après déformation, ce niveau peut augmenter pour atteindre des valeurs de l'ordre de 20-25° ou plus. Le suivi de cette mesure donne une information sur le niveau de plastification du matériau.

Ces informations sur la désorientation peuvent également être corrélées à l'amorçage de fissures de RCF, qui se fait préférentiellement le long des joints d'anciens grains austénitiques contenant de la ferrite proeutectoïde déformée (Garnham & Davis, 2011) et également avec la propagation de fissures, qui peut être influencée par la concentration de contraintes aux joints de grains.

b) La désorientation moyenne « Kernel Average Misorientation »

L'évolution de la désorientation moyenne peut être représentée par un paramètre appelé *Kernel Average Misorientation* (ou paramètre KAM). Ce paramètre est déterminé pour chaque point de mesure et est calculé par la désorientation moyenne du point avec ses proches voisins. Dans le cas d'un balayage selon une grille hexagonale, chaque point possède six voisins équidistants tandis qu'il en a neuf non équidistants pour une grille carrée. Cet indicateur simple a déjà été utilisé dans certains travaux ((INNOTRACK, 2007),(INNOTRACK, 2009), (Simon, 2013)) pour estimer la profondeur de la couche déformée par RCF pour différents grades de rail. Ainsi, il permet de comparer le niveau d'endommagement entre différentes positions et profondeurs de rail. La Figure 2-31 montre respectivement une cartographie de Figure de pôle inverse (FPI) à laquelle se superpose une cartographie d'indice de qualité (IQ), ainsi que la cartographie KAM correspondante dans le volume du rail neuf R260. Dans la cartographie IPF+IQ, on observe à la fois la structure nodulaire de la perlite décrite précédemment et la position des lamelles de cémentite. La cartographie KAM montre que la plupart des points (>90% des points) ont un faible niveau de désorientation (angle <4°). Seuls les points situés aux joints de nodules ou de colonies ont un plus haut niveau de désorientation.

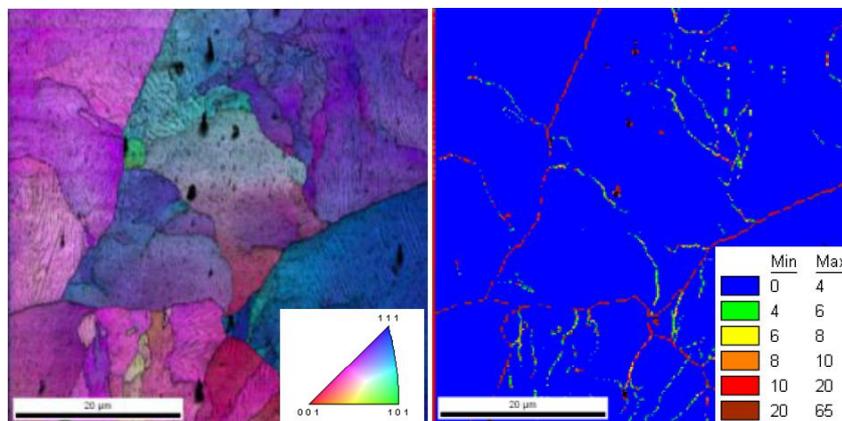


Figure 2-31 : Cartographies EBSD de la microstructure perlitique (IPF+IQ à gauche, KAM à droite).  
Rail non déformé en profondeur

La détermination et l'utilisation des cartographies de désorientation en fonction de la durée de service du rail, de la localisation de l'échantillon sur la bande de roulement et de la profondeur du rail peuvent apporter des informations quantitatives sur le niveau de déformation plastique accumulée par le matériau au cours de son utilisation. Plus le niveau de désorientation est élevé et plus le taux de dislocations stockées au sein du matériau est important. La densité de dislocations géométriquement nécessaires (GND) peut être estimée (Kubin & Mortensen, 2003) par EBSD à partir des angles de désorientation locale (Équation 4). Dans cette expression, l'angle de désorientation local de chaque

pixel  $\Phi$  est exprimé en radians,  $b$  est le vecteur de Burgers et  $u$  est la distance sur laquelle la désorientation locale est considérée, c'est-à-dire le pas d'indexation de la cartographie EBSD. Il a par ailleurs été montré (Calcagnotto, et al., 2010) que cette méthode d'estimation est appropriée et en accord avec des estimations basées sur le tenseur de dislocation de Nye. Il reste à définir l'exploitation de ces données dans des modèles impliquant les paramètres microstructuraux afin de relier la désorientation moyenne sur des échantillons après service, au taux de dislocations puis au niveau de déformation plastique moyen dans le matériau.

$$\rho_{GND} = \frac{2\Phi}{ub} \quad \text{Équation 4}$$

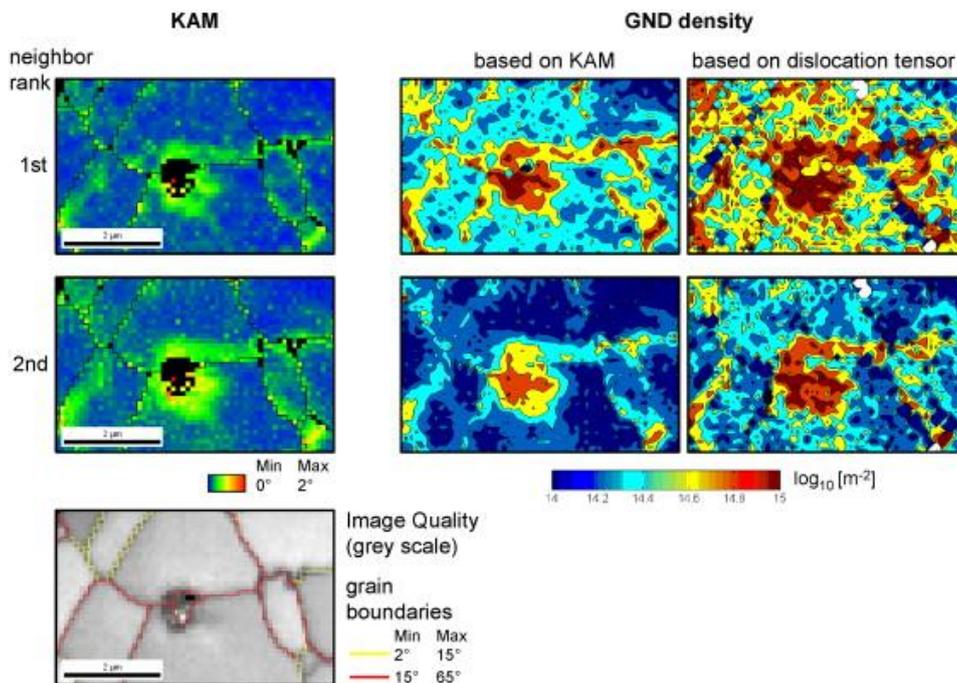


Figure 2-32 : Estimation de la densité de GND basée sur le KAM et le tenseur de dislocations, d'après (Calcagnotto, et al., 2010)

Afin de vérifier l'évolution de la désorientation moyenne dans la profondeur, les précédents scans EBSD ( $700\mu\text{m} \times 700\mu\text{m}$ , pas  $2\mu\text{m}$ ) ont été repris d'abord pour le rail non usagé. A partir des cartographies de désorientations KAM, la valeur moyenne par scan est calculée. Les résultats sont présentés dans les Figure 2-33 et Figure 2-34.

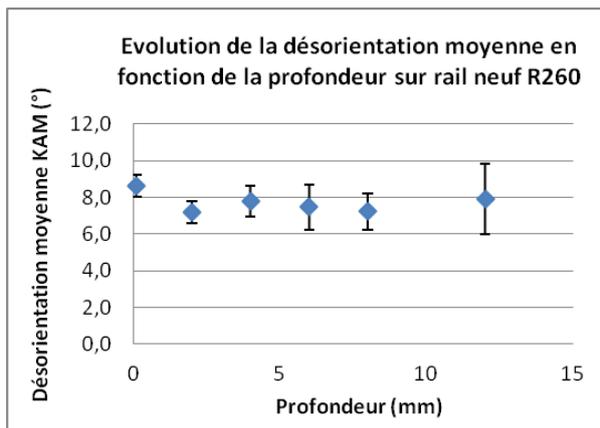


Figure 2-33 : Evolution de la désorientation en fonction de la profondeur, rail non usagé

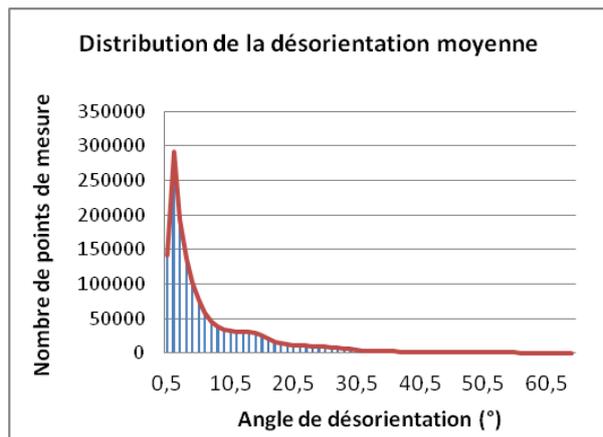


Figure 2-34 : Distribution de la désorientation moyenne

De la même façon que pour la taille de nodules, la Figure 2-33 montre que la désorientation moyenne est constante dans la profondeur du rail non usagé. La faible valeur moyenne de 7° est caractéristique d'un matériau non déformé.

#### c) Difficultés rencontrées dans la caractérisation de la microstructure

Le paramètre KAM présente de nombreux avantages : c'est en effet un indicateur rapide et simple qui permet de comparer différents scans entre eux et d'évaluer si la microstructure est déformée ou non dans la zone scannée. Par ailleurs, ce paramètre n'est pas affecté par les légères variations des paramètres instrumentaux qui peuvent toucher la qualité d'indexation. Néanmoins, ce paramètre pose également quelques problèmes. D'abord, il s'agit dans les cas précédents d'une valeur moyennée sur toute la surface d'un scan, ce qui ne peut donc pas être relié à un paramètre physique ou microstructural. En effectuant plusieurs scans de la même surface à des pas de mesures différents, les résultats indiquent que le paramètre KAM est fortement sensible au pas du balayage de la surface par le faisceau d'électrons, comme l'illustre la Figure 2-35. La désorientation KAM par cartographie augmente avec le pas de scan. En effet, pour des pas de scan faibles, les pixels fortement désorientés ne correspondent qu'aux joints de nodules et de colonies perlitiques (LAGB, large angle grain boundaries). En augmentant le pas, la proportion de pixels fortement désorientés sur la cartographie augmente nécessairement, ce qui contribue à l'augmentation du KAM moyen.

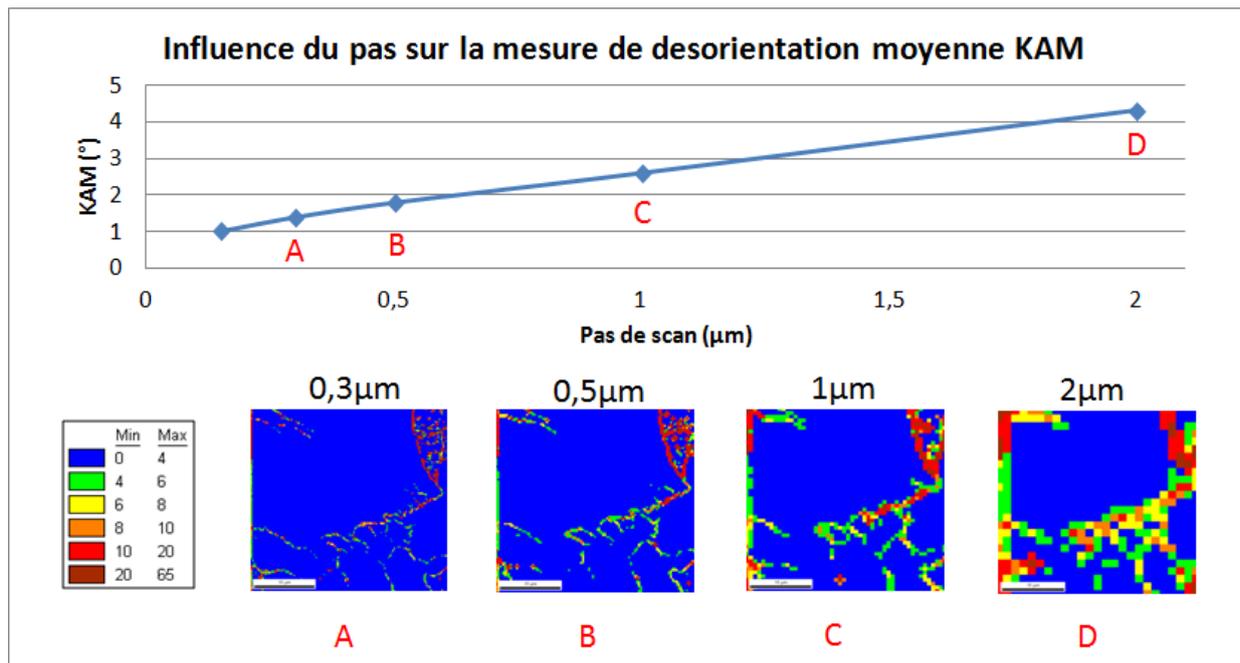


Figure 2-35 : Effet du pas de scan sur la mesure de désorientation moyenne KAM

De précédentes études (INNOTRACK, 2007)(INNOTRACK, 2009)(Simon, 2013) sur l'évolution de la désorientation KAM en profondeur dans les aciers à rail ont montré que ce paramètre KAM est de faible valeur constante dans la profondeur du rail et comparable à celle obtenue pour un rail neuf, la valeur augmentant en se rapprochant de la surface. Cependant, il est important de souligner que le pas de scan ( $1\mu\text{m}$ ) choisi pour réaliser ces études était bien supérieur à la distance interlamellaire dans la perlite. Ainsi, cette évolution du paramètre KAM ne peut pas être directement reliée à l'évolution de la microstructure. Par ailleurs, une comparaison avec des résultats obtenus avec un pas de scan différent ne pourra donc qu'être qualitative. Pour la suite de l'étude, le pas de scan choisi pour les scans EBSD est de  $0,15\mu\text{m}$ , quel que soit l'état du rail et la profondeur étudiée, sauf mention contraire. Ce pas, qui équivaut à environ la moitié de la distance interlamellaire sur rail non déformé, permet d'obtenir un bon compromis entre précision de mesure et temps de scan, pourra permettre de relier les mesures à des mécanismes microstructuraux.

### 2.3.3. Analyse de la composition chimique du rail neuf

#### 2.3.3.1. La composition chimique du rail neuf

La composition du rail neuf est déterminée par analyse EDS-X. Le spectre d'émission est donné dans la Figure 2-36.

Les diagrammes fournis par les mesures EDS-X ont permis de détecter dans le rail neuf R260 la présence des éléments Fer, Carbone, Manganèse, Soufre et Silicium. La quantification de ces éléments ne peut être pas effectuée avec précision, à cause de la présence d'éléments légers comme le Carbone, qui ne peuvent pas être quantifiés à l'aide de l'EDS-X. Le Tableau 2-2 propose une estimation des pourcentages massiques de ces éléments, avec et sans la prise en compte du Carbone et donne un assez bon encadrement de la composition chimique réelle (sauf Carbone).

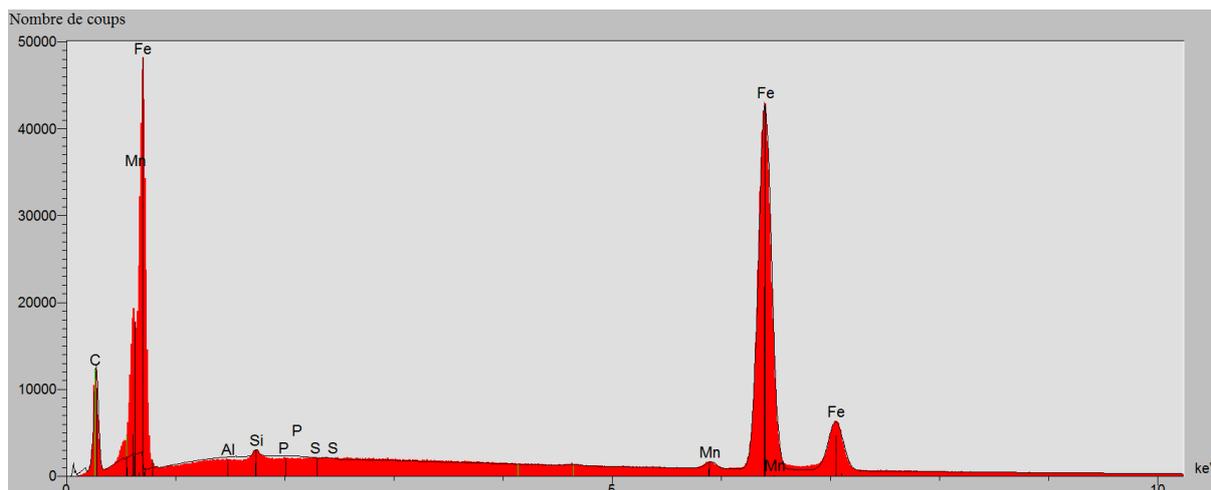


Figure 2-36 : Spectre d'émission EDS-X dans le volume du rail neuf R260

	Résultats de la mesure EDS-X (%wt)		Composition réelle (%wt)
	Sans prise en compte du Carbone	Avec prise en compte du Carbone	
<b>Fer</b>	98,48	91,46	97 – 98,5
<b>Carbone</b>	0	7,48	0,7 – 0,82
<b>Manganèse</b>	1,23	1,14	0,65 – 1,25
<b>Soufre</b>	0,08	0,05	0,008 – 0,030
<b>Silicium</b>	0,21	0,16	0,13 – 0,60

Tableau 2-2 : Quantification par EDS-X des éléments présents dans le rail neuf R260

### 2.3.3.2. Les inclusions présentes dans la microstructure

La microstructure perlitique du rail neuf révèle également de nombreuses inclusions. Il a été montré dans le **Chapitre 1** l'influence très néfaste que peuvent avoir les inclusions présentes dans le rail sur la fatigue de contact de roulement, c'est pourquoi il est important de les caractériser dans un premier temps. D'un point de vue structural, la grande majorité des inclusions observées dans le rail neuf sont de forme allongée, d'une taille allant de 5 à 100µm et dont la plus grande dimension est parallèle à la surface du rail. Des analyses EDS-X ont été réalisées sur différentes zones du rail afin de déterminer la nature chimique des inclusions observées. La Figure 2-37 présente les cartographies EDS-X d'un groupe d'inclusion dans le rail neuf.

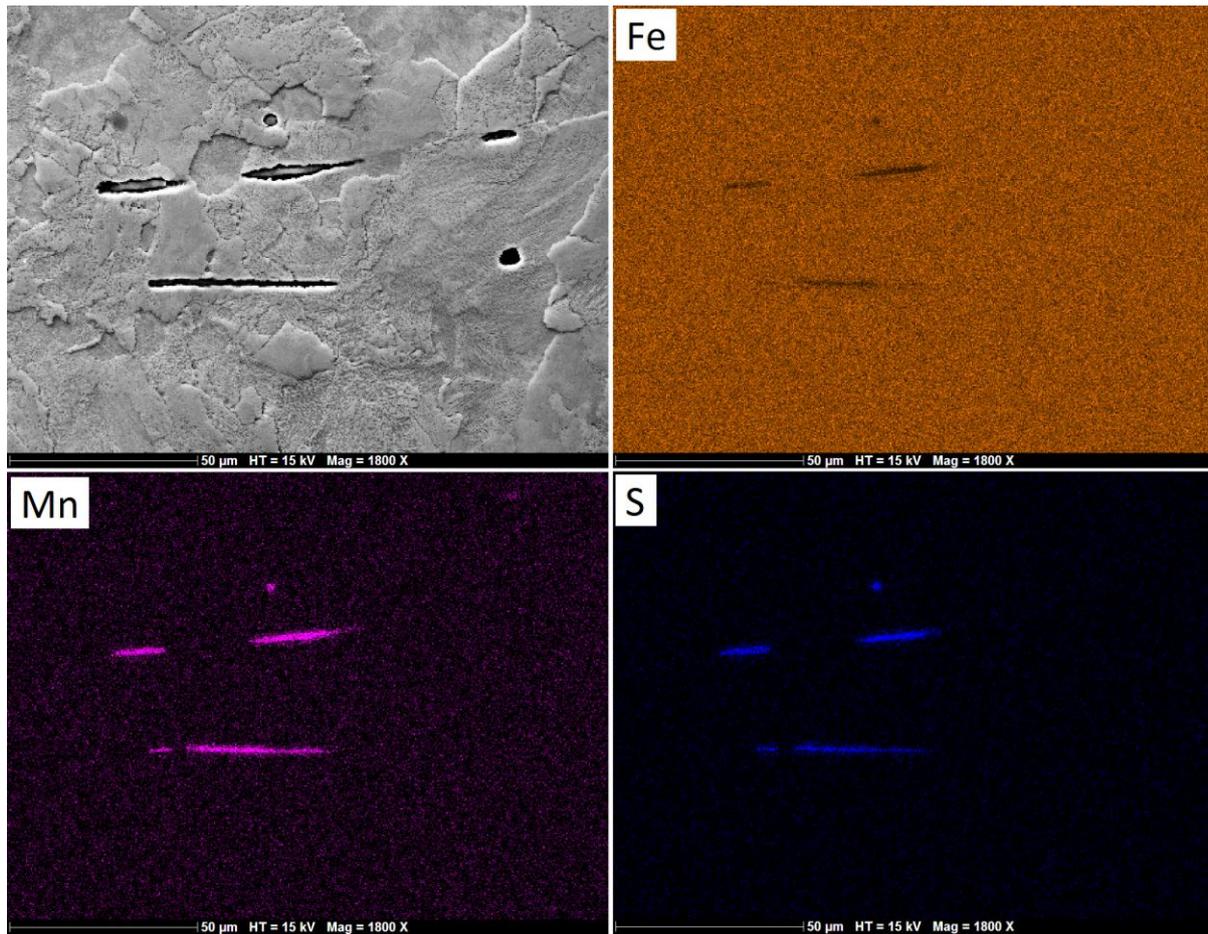


Figure 2-37 : Caractérisation par EDS-X des inclusions ductiles MnS dans le rail neuf R260

Les analyses EDS-X de la surface étudiée montrent un appauvrissement visible de la teneur en Fer (Fe) au niveau des inclusions par rapport à la microstructure perlitique, couplé à un enrichissement en Manganèse (Mn) et en Soufre (S). Il s'agit donc exclusivement d'inclusions de sulfure de manganèse. Ces inclusions ductiles sont en effet réputées comme étant communes dans les aciers à rail perlitiques et leur présence, simple ou groupées, peut faciliter la propagation de fissures situées au voisinage de ces inclusions (Kabo, 2002)(Garnham, et al., 2010).

## 2.4. Conclusions

Dans ce chapitre, la méthodologie d'analyse multi-techniques et multi-échelles du rail a été présentée en détail puis mise en place sur un rail neuf de nuance R260. Les avantages et limites des techniques utilisées pour l'étude des gradients de microstructure et de propriétés mécaniques engendrés sur les rails ont été développés. La mise en œuvre d'une telle méthodologie présente l'avantage et l'originalité d'apporter une importante quantité de données quantitatives aux échelles microscopique et macroscopique pour mieux comprendre et expliquer les différentes évolutions en jeu dans le rail suite à un certain nombre de passages de roues.

A l'échelle macroscopique, la fissuration, les évolutions des profils, la sévère déformation de la microstructure et l'écroutissage du rail peuvent être détectés et caractérisés au travers des techniques de magnétoscopie, de microscopie optique, de traitement d'images, ainsi que des essais de microdureté et

d'indentation instrumentée. A l'échelle microscopique, une description locale des évolutions de microstructure et des fissures de RCF pourra être réalisée par des observations au MEB-FEG. Le couplage avec l'analyse EBSD et EDS-X permettra d'apporter des informations quantitatives en profondeur du rail, respectivement sur ces évolutions microstructurales et cristallographiques d'une part et sur des aspects chimiques (oxydation et inclusions) d'autre part. Finalement, les contraintes résiduelles engendrées dans le rail suite à l'accumulation des contacts avec les roues seront estimées par le biais d'analyses DRX.

L'acier à rail de nuance perlitique R260 est constitué de multiples colonies de perlite dans lesquelles sont alternées des lamelles de ferrite et de cémentite. Au niveau cristallographique, plusieurs colonies de perlite adjacentes dont l'orientation cristallographique est identique constituent un même nodule de perlite. En surface du rail neuf, le processus de laminage à chaud des rails entraîne la formation d'une couche de décarburation composée de ferrite proeutectoïde et de perlite. Les principales caractéristiques de ces interfaces, comme la distance interlamellaire, la taille des nodules perlitiques et la profondeur de la couche décarburee, qui définissent la complexe microstructure du rail neuf, ont pu être mise en évidence par la méthodologie proposée.

Dans les prochains chapitres, cette méthodologie d'analyse sera appliquée dans le but de caractériser les différentes évolutions dans des échantillons de rails issus de diverses positions et à plusieurs niveaux de chargement accumulé.

### **3. Chapitre 3 – Caractérisation du gradient tridimensionnel de microstructure engendré par RCF sous la bande de roulement en alignement**

3.1.	Procédure expérimentale .....	73
3.1.1.	Le prélèvement des échantillons de rail .....	73
3.1.2.	La préparation des échantillons de rail .....	74
3.2.	Analyse de la bande de roulement.....	75
3.2.1.	Evolution de la microstructure en surface de la bande de roulement .....	75
3.2.2.	Evolution de la microstructure en proche surface .....	76
3.2.3.	Evolution de la dureté sur la bande de roulement .....	78
3.2.4.	Evolution des contraintes résiduelles et analyse de phase par DRX .....	79
a)	Contraintes résiduelles à la surface de la bande de roulement .....	79
b)	Dosage des phases .....	81
3.2.5.	Evolution de la composition chimique sur la bande de roulement .....	83
a)	Résultats bruts : .....	83
b)	Mesure des cratères d'érosion : .....	84
c)	Comparaison des profils de composition chimique sur la bande de roulement : .....	85
3.2.6.	Conclusion de l'étude de la bande de roulement en proche surface.....	86
3.3.	Les évolutions du rail en profondeur.....	87
3.3.1.	Evolution de la dureté en profondeur .....	87
3.3.2.	Evolutions cristallographiques dans la bande de roulement.....	88
3.4.	Etude du gradient de microstructure au centre de la bande de roulement III .....	92
3.4.1.	L'analyse EBSD : profondeur de fragmentation des nodules .....	92
3.4.2.	Zone de transition.....	97
3.4.3.	Evolution de la distance interlamellaire .....	98
3.4.4.	Evolution de la microdureté en profondeur.....	101
3.4.5.	Discussion des résultats de l'analyse quantitative de la microstructure .....	101
	Conclusion.....	104

## Introduction

Ce chapitre a pour objectif d'améliorer la compréhension des mécanismes d'endommagement du rail par Rolling Contact Fatigue (RCF). Le **Chapitre 1** a permis de mettre en évidence que l'accumulation des contacts des roues sur la bande de roulement du rail entraîne une sévère déformation plastique en sous surface de la tête de rail. Les évolutions de cette microstructure avec la déformation plastique influencent également les propriétés mécaniques du rail. Par ailleurs, le rôle de la microstructure dans l'amorçage et la propagation des fissures a pu être souligné. Ainsi, les objectifs de l'analyse sont de caractériser l'hétérogénéité du matériau à la surface du rail et en profondeur. En fournissant des données quantitatives sur la microstructure et son évolution avec la déformation plastique, cette étude contribuera à améliorer la modélisation du comportement mécanique du rail au passage de roues et de sa fissuration par RCF. Pour cela, la méthodologie d'analyse multi-échelle et multi-techniques présentée dans le **Chapitre 2** a été mise en application sur des rails usagés prélevés *in situ* sur voies.

### 3.1.Procédure expérimentale

#### 3.1.1.Le prélèvement des échantillons de rail

Les échantillons observés dans le cadre de ce chapitre sont des rails de nuance R260 provenant de 2 sites différents sur le réseau RATP. Situés en zone en alignement, des défauts de type Squat sont fréquemment repérés sur ces deux sites de prélèvement de la ligne A du RER. Les résultats d'analyse des échantillons usagés seront comparés à ceux obtenus précédemment sur l'échantillon de rail R260 neuf afin de mettre en évidence les modifications structurales dues à l'accumulation des contacts avec les roues tout au long de la durée de vie en service du rail.

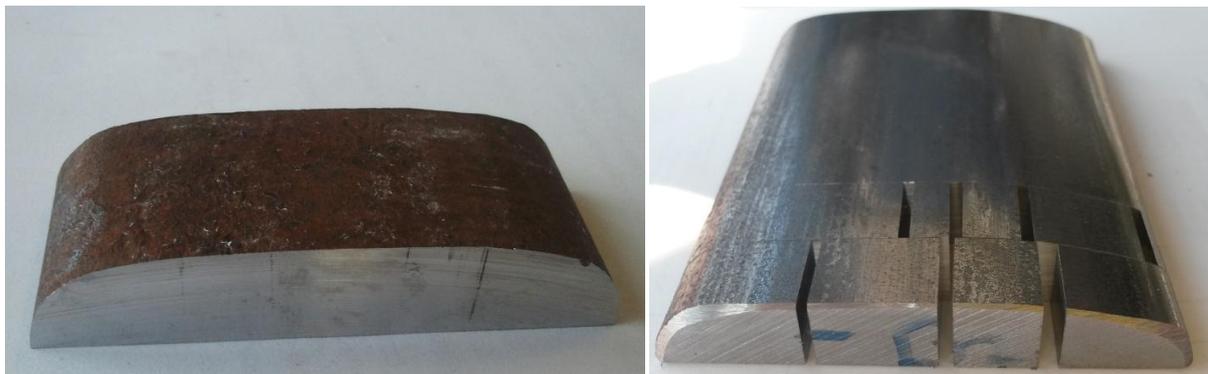


Figure 3-1 : Tables de roulement de rail non usagé et du rail usagé 1

Le tableau suivant fait la synthèse des caractéristiques des sites 1 et 2 :

		<b>Rail usagé 1</b>	<b>Rail usagé 2</b>
<b>Données du rail</b>	Grade de l'acier	R260	R260
	File	File extérieure	File extérieure
	Durée de vie	~10 ans (1991-2011)	~11 ans (1991-2012)
	Courbure horizontale	Alignement	Alignement
	Courbure verticale	- 13‰	+ 4‰

<b>Conditions de trafic</b>	Type de véhicule	MS61, MI84, MI2N, Mi09	MS61, MI84, MI2N, Mi09
	Tonnage cumulé	350 MGT	350 MGT
	Vitesse moyenne	80 – 90 Km/h	120 Km/h
		Zone de freinage	Zone d'essais de freinage

Tableau 3-1 : Caractéristiques des sites de prélèvement de rails

### 3.1.2. La préparation des échantillons de rail

De part le fait que les échantillons de rails usagés proviennent de zones en alignement, le contact avec les roues se fait la plupart du temps au centre de la tête de rail, ce qui engendre une bande de roulement centrée par rapport aux deux flancs du rail. Pour prendre en considération les différentes fréquences et conditions de contact rencontrées sur la bande de roulement, les échantillons sont découpés à différentes positions transverses et référencés selon les bandes longitudinales (I à V) définies par Simon *et al.* (Simon, et al., 2013), comme l'illustre la Figure 3-2. De par leur position, ces bandes longitudinales ne sont pas soumises aux mêmes contraintes de contacts et peuvent ainsi présenter des évolutions de microstructure variées en surface et proche surface. Les échantillons sont découpés dans le sens longitudinal (CL) ou transversal (CT) à l'aide d'une mini-tronçonneuse à faible vitesse d'avance pour réduire les contraintes de coupes appliquée au matériau lors de l'opération. Pour simplifier la présentation et la compréhension des résultats, un code couleur spécifique à chaque bande longitudinale sera appliqué tout au long de ce chapitre.

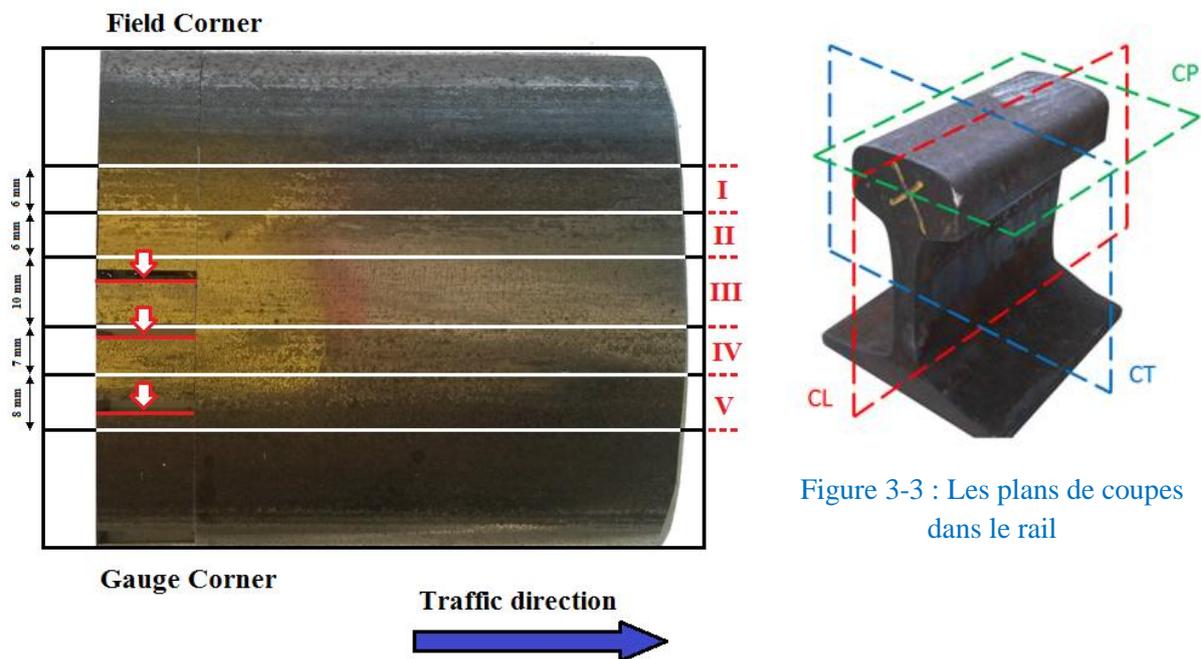


Figure 3-2 : La décomposition de la bande de roulement en 5 bandes longitudinales selon (Simon, et al., 2013)

Dans le but de caractériser le gradient tridimensionnel de microstructure engendré dans la tête de rail par les passages de roues répétés, les différentes techniques d'analyse proposées dans le Chapitre 2 sont par la suite utilisées pour analyser les évolutions microstructurales à la fois en surface du rail et également dans la profondeur.

## 3.2. Analyse de la bande de roulement

### 3.2.1. Evolution de la microstructure en surface de la bande de roulement

Dans un premier temps, la surface de la bande de roulement du rail usagé 1 a été observée au microscope optique. Ces observations réalisées en parcourant la tête de rail dans le sens transverse mettent en évidence les différences morphologiques présentes en surface au niveau de la bande de roulement, comme le montre la Figure 3-4.

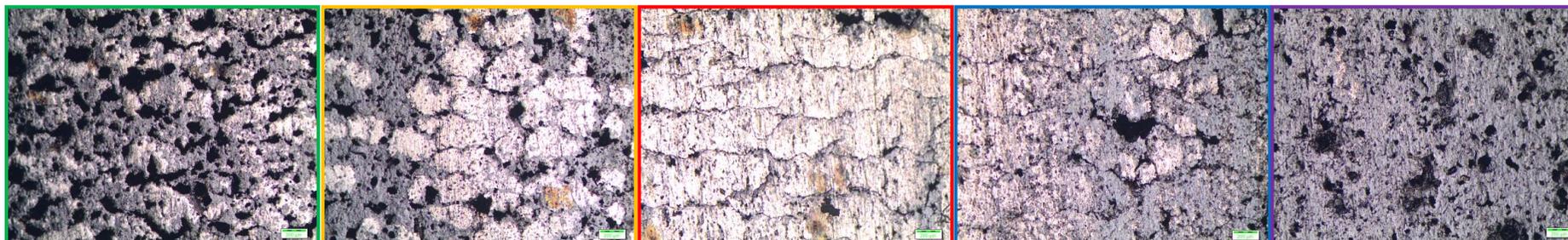
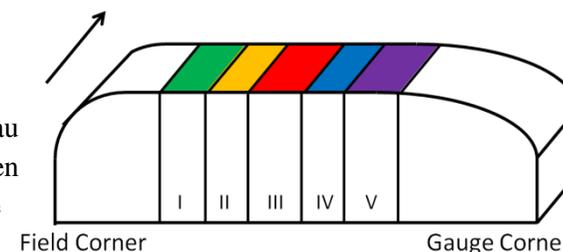


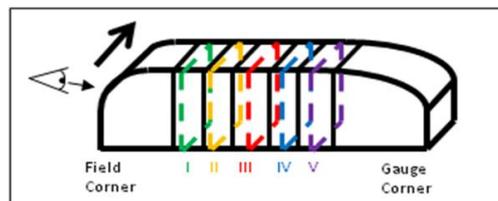
Figure 3-4 : Micrographies optiques de la bande de roulement du rail usagé, vue du dessus

D'après la Figure 3-4, plusieurs observations peuvent être notées selon la position de la bande longitudinale :

- Bande I et V : Bandes les plus excentrées de la bande de roulement et où, par conséquent, le contact roue/rail semble être plus rare. La surface est rugueuse et présente une couche fortement oxydée et poreuse.
- Bande III : pour des trajets en ligne droite, un contact très fréquent roue/rail est établi au niveau de la bande centrale III sur la tête de rail. Cette bande est ainsi la plus affectée par les passages successifs de la roue et est le siège de transformations tribologiques de surface (TTS) avec la formation de couche blanche ou White Etching Layer (WEL). La surface se présente sous la forme de bandes transverses de couche blanche régulièrement espacées (faïençage). Cette couche nanocristalline, composée de martensite et de perlite fragmentée (Zhang, et al., 2006), sera étudiée plus en détail dans la suite des investigations. Des zones écaillées peuvent également être observées dans la bande III.
- Bande II et IV : Bandes intermédiaires. Elles présentent une surface partiellement oxydée et des îlots de couche blanche (100 µm X 100 µm). Par endroit, certains îlots se sont détachés de la surface, qui présente un aspect écaillé.

### 3.2.2. Evolution de la microstructure en proche surface

Classiquement dans la littérature, l'observation au microscope optique de coupes de rail attaquées au Nital et des essais de microdureté sont les deux techniques utilisées pour évaluer qualitativement l'évolution de microstructure sous la surface et estimer simplement la déformation plastique du rail. Comme nous l'avons introduit dans le Chapitre 1, ces analyses conduisent généralement à la conclusion que la microstructure est sévèrement affectée et cisailée dans la direction de roulement jusqu'à environ 300-400  $\mu\text{m}$  de profondeur tandis que l'écrasement de la tête de rail peut atteindre quelques millimètres de profondeur (Alwahdi, et al., 2013). Dans cette partie, nous tâcherons de compléter ces analyses dans la profondeur du rail en utilisant les moyens d'analyse décrit dans le Chapitre 2. Des observations de la microstructure en sous surface du rail ont été effectuées au microscope optique. La Figure 3-5 montre des micrographies de la microstructure sous la surface dans les bandes longitudinales II, III et IV.



A : résine d'enrobage, B : couche blanche (WEL), C : couche sévèrement déformée en cisaillement, D : couche déformée



Figure 3-5 : Micrographies optique de la proche surface du rail, respectivement dans les bandes longitudinales a) II, b) III et c) IV

L'amorçage de fissures en surface et la présence de couche blanche (WEL) sous forme de bandes ou d'îlots d'une épaisseur maximale d'environ 50 $\mu\text{m}$  sont observés au milieu de la bande de roulement (bande III et IV). Les fissures observées dans ces deux bandes de contact III et IV sont régulièrement espacées ( $\approx 400\text{-}500\mu\text{m}$  pour la bande III,  $\approx 100\text{-}200\mu\text{m}$  pour la bande IV) dans la direction de roulement et se propagent dans une couche sévèrement déformée plastiquement en cisaillement dont la profondeur est estimée visuellement entre 50 et 200 $\mu\text{m}$ . A l'inverse, aucune évolution de microstructure n'est observée sur les bandes extérieures de la bande de roulement (bandes I, II et V).

Des mesures sur les densités, profondeurs et angles d'amorçage des fissures ont également été réalisées au microscope optique. Le Tableau 3-2 présente les résultats de ces mesures.

	<b>Bandes externes I, II, V</b>	<b>Bande centrale III</b>	<b>Bande intermédiaire IV</b>
<b>Nombre de fissures</b>	<b>Pas de fissure</b>	31	71

Densité [nb/mm]	<b>2,3</b>	<b>5,7</b>
Profondeur ( $\pm \sigma$ ) [ $\mu\text{m}$ ]	197 ( $\pm 94$ )	103 ( $\pm 79$ )
Profondeur max [ $\mu\text{m}$ ]	330	340
Angle d'amorçage ( $\pm \sigma$ ) [ $^\circ$ ]	<b>35 (<math>\pm 14</math>)</b>	<b>72 (<math>\pm 39</math>)</b>

Tableau 3-2 : Mesures des caractéristiques des fissures amorcées dans la bande de roulement

Dans la bande longitudinale centrale III, les fissures sont régulièrement espacées et s'amorcent toutes avec un faible angle ( $35^\circ$ ) par rapport à la surface. Plus fréquentes autour des îlots de WEL, les fissures s'amorcent dans la bande IV avec des angles supérieurs en moyenne, soit perpendiculairement à la surface pour traverser la couche de WEL, soit le long de l'interface WEL/ microstructure perlitique déformée.

La microstructure perlitique est observée au MEB-FEG. La Figure 3-6 montre des micrographies MEB prises respectivement a) dans la bande II, b) dans la bande III et c) dans la bande IV.

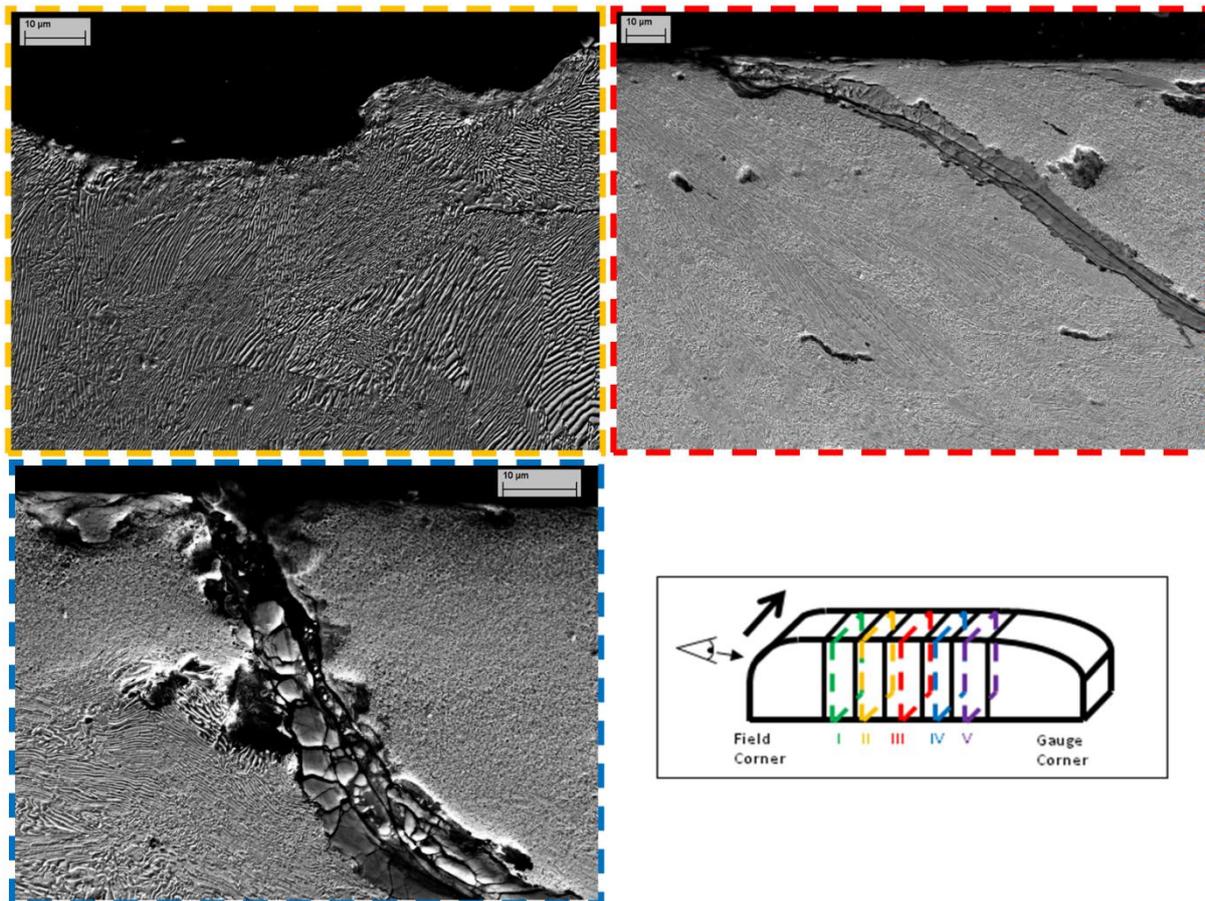


Figure 3-6 : Micrographies MEB-FEG de la proche surface du rail, respectivement dans les bandes longitudinales a) II, b) III et c) IV

La microstructure perlitique observée dans la Figure 3-6 a) semble être non affectée. Des colonies de perlite, comprenant des lamelles de cémentite orientées différemment dans le plan transverse, sont visibles dans la proche surface du rail. Des observations similaires peuvent être effectuées dans les bandes longitudinales I et V, où les conditions de contact avec la roue ne sont pas

très fréquentes. Au milieu de la bande de roulement (bandes III et IV), la microstructure paraît beaucoup plus affectée par les conditions de contact. Dans la bande III (voir Figure 3-6 b), les colonies de perlite sont difficiles à distinguer du fait que les lamelles de ferrite et cémentite sont alignées dans la direction de roulement. Des fissures s’amorcent à la surface du rail et se propagent le long de la structure lamellaire orientée. Dans la bande IV (voir Figure 3-6 c), des patches de WEL sont visibles sous la surface du rail. Les lamelles ne sont plus visibles dans cette couche de structure nanocristalline. En partie composée de martensite (Pyzalla, et al., 2001), cette couche est connue pour être plus dure que la microstructure perlitique. Des fissures s’amorcent dans la couche blanche et se propagent le long de l’interface WEL / microstructure perlitique déformée, comme cela a été simulé sur des essais bi-discs [9]. En suivant le raisonnement proposé par (Simon, 2013), la microstructure perlitique déformée sous la couche de WEL est ici en faveur d’une formation mécanique de la WEL par déformation extrême de la perlite et dissolution du carbone de la cémentite vers la ferrite.

Les observations réalisées au MEB-FEG confirment que les fissures amorcées en surface entre les îlots de couche blanche se propagent au-delà de cette couche, le long de la microstructure déformée en cisaillement et des lamelles orientées (Figure 3-7).

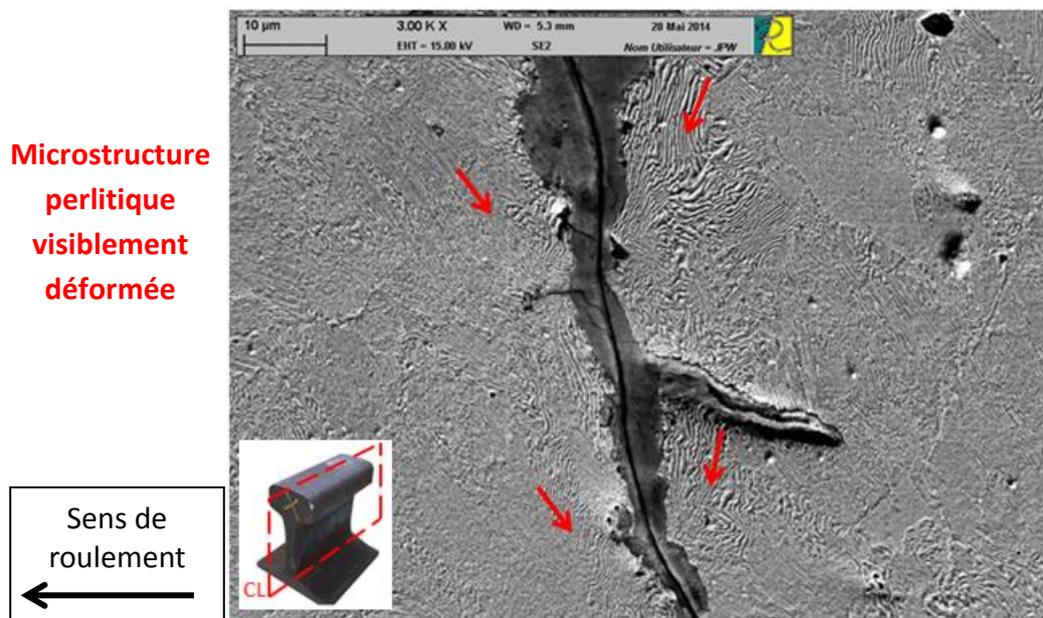


Figure 3-7 : Micrographie MEB de la propagation de fissures le long de la microstructure déformée du rail usagé, coupe CL, bande IV

Ces différences morphologiques de la microstructure observées en surface et en proche surface de la bande de roulement témoignent des conditions de contacts particulières avec les roues à chaque position transverse. L’accumulation de ces contacts engendre l’écroûissage du rail et des évolutions de dureté à la surface du rail, que l’on évaluera dans le paragraphe suivant.

### 3.2.3. Evolution de la dureté sur la bande de roulement

Du fait des passages de roues répétés et de l’usure de surface, les évolutions microstructurales observées le long de la bande de roulement s’accompagnent nécessairement d’une évolution des propriétés mécaniques locales du rail. Pour chaque bande longitudinale, cinq essais de microdureté ont

été réalisés à la surface du rail dans la direction transverse afin de caractériser le gradient de dureté sur la bande de roulement. La Figure 3-8 montre l'augmentation de la dureté sur la bande de roulement par rapport à la tête de rail. Par ailleurs, cette évolution de dureté sur la bande de roulement n'est pas monotone dans la direction transverse. Au milieu de la bande de roulement (bandes longitudinales III et IV), la dureté atteint la valeur maximale de 360 HV, tandis qu'elle décroît jusqu'à 260 HV de part et d'autre. En dehors de la bande de roulement, la surface de la tête de rail est constituée de la couche décarburée formée lors du processus de laminage des rails et d'une fine couche d'oxydation, ce qui explique les valeurs de microdureté inférieures (230 HV) à celles obtenues classiquement dans le bulk du rail R260 à 260 HV. Cette évolution de dureté est cohérente avec l'évolution de la rugosité de surface dans cette direction, qui est plus faible dans les bandes longitudinales III et IV, et confirme que la fréquence de contact est plus importante dans cette configuration en alignement au milieu de la bande de roulement. Comme il l'a déjà été observé, la sévère déformation de la microstructure perlitique en cisaillement et la présence de patches de couche blanche au milieu de la bande de roulement sont également en cohérence avec une augmentation de la dureté dans les bandes III et IV.

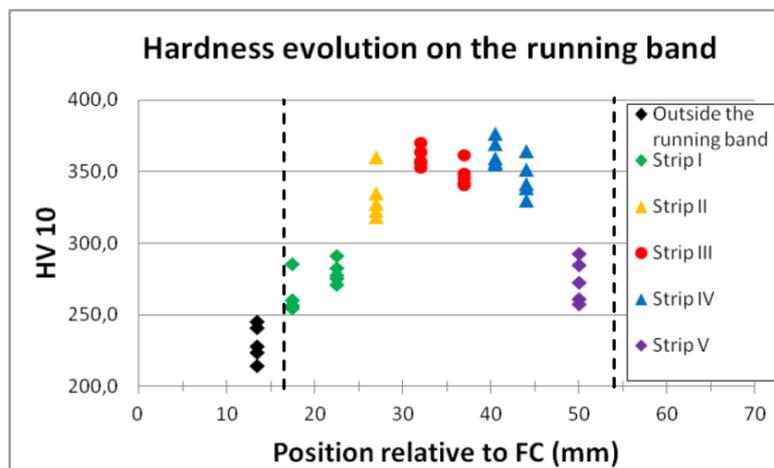


Figure 3-8 : Hardness evolution of the running band surface along the transverse direction

L'augmentation de la dureté sur la bande de roulement, les évolutions de microstructure et les transformations tribologiques de surface (TTS) dues à l'accumulation de déformation plastique caractérisent en partie l'érouissage du rail en surface. A l'échelle microscopique, d'autres mécanismes peuvent traduire et permettre d'évaluer l'état de la surface du rail usagé. Les conditions de contacts répétés et particulièrement sévères tout au long de sa durée de service génèrent de fortes contraintes mécaniques dans la tête de rail. Les contraintes résiduelles emmagasinées dans le rail peuvent être en partie relaxées en service en faisant apparaître des distorsions, ou conduire à l'amorçage des fissures en surface, c'est pourquoi nous nous attacherons à en faire une estimation dans le prochain paragraphe.

### 3.2.4. Evolution des contraintes résiduelles et analyse de phase par DRX

#### a) Contraintes résiduelles à la surface de la bande de roulement

Du fait de l'érouissage du rail et de l'accumulation de déformation plastique, les contraintes résiduelles évoluent à la surface de la bande de roulement. Des analyses de contraintes résiduelles par Diffraction des rayons X ont été menées au Cetim pour en évaluer l'évolution en surface le long de la

direction transverse. Comme illustré sur la Figure 3-9, une ligne de 9 points de mesures espacés de 5 mm a été réalisée à une distance comprise entre 13 et 53 mm du flanc de rail (Field Corner) afin de déterminer ces évolutions dans chaque bande longitudinale.

En chaque point de mesure, les contraintes résiduelles sont déterminées dans le sens longitudinal et transverse. Les Figure 3-10 et Figure 3-11 présentent les résultats dans ces deux sens. L'écart-type de répétabilité ( $\pm 2 \sigma$ ), lié uniquement à la statistique des comptages avec 95% de confiance, est de 11 MPa.

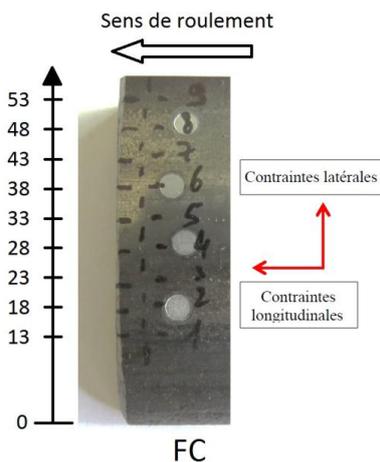


Figure 3-9 : Détermination des contraintes résiduelles à la surface du rail dans la direction transverse

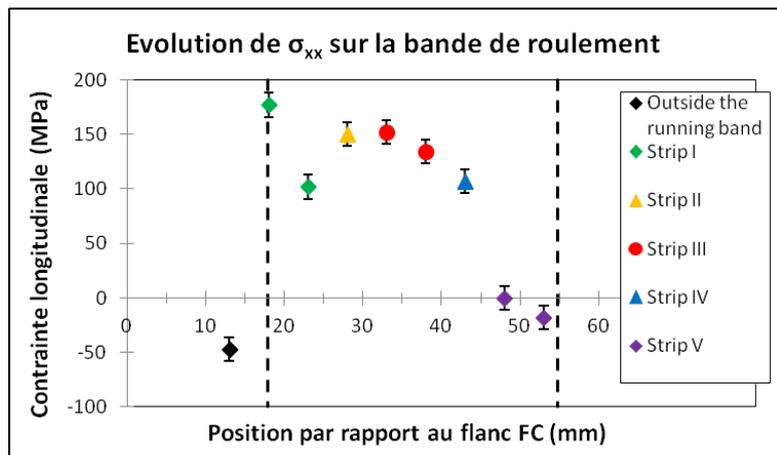


Figure 3-10 : Evolution des contraintes résiduelles longitudinales le long de la bande de roulement

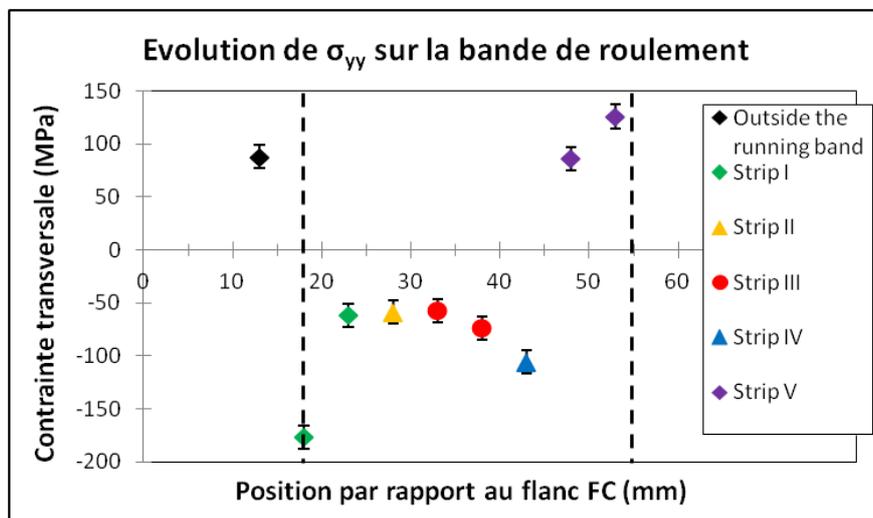


Figure 3-11 : Evolution des contraintes résiduelles transverses le long de la bande de roulement

Dans la direction longitudinale comme dans la direction transverse, les contraintes résiduelles évoluent différemment à la surface du rail. A proximité du flanc FC en dehors de la bande de roulement, les contraintes résiduelles  $\sigma_{xx}$  sont en compression, de la même façon que dans la bande extérieure V où elles sont légèrement en compression voire nulles. A l'inverse, les contraintes résiduelles  $\sigma_{xx}$  sont en traction au centre de la bande de roulement. Dans la direction longitudinale, ces contraintes de traction sont donc maximales au centre de la bande de roulement et tendent à s'annuler

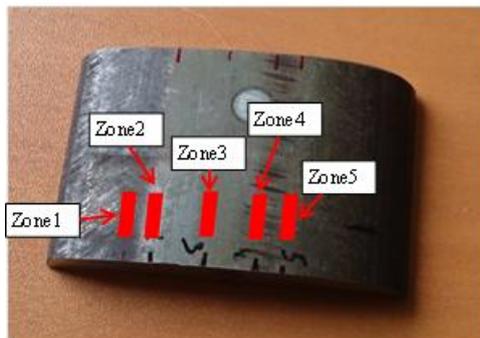
lorsque l'on s'en éloigne, à l'exception d'un point de mesure qui nous paraît aberrant dans la bande I. En effet, la grande fréquence de contacts avec les roues engendre de plus importantes contraintes résiduelles à cette position dans la direction longitudinale. Dans la direction transverse,  $\sigma_{yy}$  est positif en dehors de la bande roulement. L'absence de contact avec les roues à cette position laisse à supposer que ces contraintes résiduelles sont issues d'une opération de maintenance du rail ou du processus de laminage du rail et mériterait confirmation avec plus d'informations sur la durée de vie en service du rail. Sur la bande de roulement, les de contraintes résiduelles  $\sigma_{yy}$  sont en compression alors que les extremums sont atteints de part et d'autre de la bande de roulement. Ces résultats sont en accord avec les résultats issus de la littérature (Pyzalla, et al., 2001), (Österle, et al., 2001) présentés dans le **Chapitre 1** et vont, en coupe transverse, dans le sens d'une réorientation possible de la microstructure en proche surface des bandes externes vers l'extérieur du rail. Une partie des contraintes résiduelles accumulées au fur et à mesure de l'écroutissage de la tête de rail peut être relaxée et facilite l'amorçage en surface des fissures dans la couche de WEL.

Comme nous l'avons vu précédemment, l'écroutissage du rail et l'accumulation de déformation plastique en surface se traduisent par une augmentation des contraintes résiduelles sur la bande de roulement. Ces conditions de contact particulièrement sévères peuvent être à l'origine de transformations tribologiques de surface avec changements de phase. La technique de diffraction des rayons X peut également permettre d'analyser les phases en présence à la surface de la tête du rail.

#### b) Dosage des phases

L'analyse des phases présentes à la surface du rail a été réalisée à différents emplacements sur la tête de rail sur et à l'extérieur de la bande de roulement, comme l'illustre la [Tableau 3-3 : Les principales phases présentes en surface du rail](#)

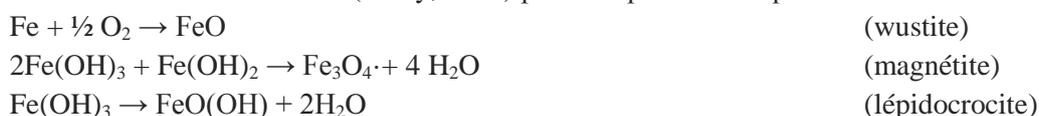
[Figure 3-12](#). Les phases détectées sont résumées dans le [Tableau 3-3](#).



Repère	Phases en présence
<b>Zone 1</b>	FeO (wustite) FeOOH (lépidocrocite) Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> (magnétite) Fe $\alpha$ (fer alpha)
<b>Zone 3</b>	Fe $\alpha$ (fer alpha) Fe $\gamma$ (austénite)

[Tableau 3-3 : Les principales phases présentes en surface du rail](#)  
[Figure 3-12 : Dosage de phase par DRX sur la table de roulement du rail](#)

A l'extérieur de la bande de roulement, le rail présente une couche fortement oxydée (rouille) qui n'a pu être enlevée par usure abrasive. Cette couche oxydée comprend les phases de wustite, magnétite et lépidocrocite qui croissent dans cet ordre par diffusion cationique (Landolt, 2003) à partir de l'interface entre l'acier à rail et le milieu environnant. La formation de ces hydroxydes déshydratés formant la rouille est décrite (Pillay, 2007) par les équations d'équilibre suivantes :



Formée uniquement au-dessus de 570°C, la wustite est créée lors du processus de laminage à chaud des rails. En dessous de cette température, la magnétite, relativement dense, est le principal produit de la réaction d'oxydation. Enfin, la partie extérieure de la couche de rouille est principalement constituée de lépidocrocite et est poreuse.

A l'inverse au centre de la bande de roulement, seules les phases de la ferrite  $\alpha$  et de l'austénite  $\gamma$  dans sa forme résiduelle sont présentes. Le dosage de ces différentes phases a ensuite été réalisé par analyse des rayons X en dispersion d'énergie afin de les quantifier en surface. Les résultats sont présentés dans le Tableau 3-4.

	<b>Zone 1</b>	<b>Zone 1 nettoyée</b>	<b>Zone 2</b>	<b>Zone 3</b>	<b>Zone 4</b>	<b>Zone 5</b>
<b>Ferrite <math>\alpha</math> (%)</b>	<b>59,4</b>	95,5	93,4	92,4	99,0	99,8
<b>Austénite <math>\gamma</math> (%)</b>	2,0	4,5	<b>6,6</b>	<b>7,6</b>	1,0	0,2
<b>Ec type sur <math>\gamma</math> (%)</b>	0,2	0,3	0,3	0,2	0,3	0,2
<b>Wustite FeO (%)</b>	<b>4,8</b>					
<b>Magnétite Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> (%)</b>	<b>33,8</b>					

Tableau 3-4 : Dosage de phases en surface de la tête de rail

Le dosage des phases par DRX indique la présence de 34% de magnétite et 5% de wustite provenant de la couche oxydée en surface pour 59% de ferrite en dehors de la bande de roulement. Après enlèvement de la couche oxydée par voie chimique (nettoyage à l'acide chlorhydrique), les phases de wustite et de magnétite ne sont pas plus détectées et les pourcentages de ferrite  $\alpha$  d'une part et d'austénite résiduelle  $\gamma$  d'autre part sont comparables à ceux mesurés à la surface de la bande de roulement. Par ailleurs, nous constatons que le pourcentage d'austénite résiduelle est légèrement supérieur au centre (zones 2 et 3) où il atteint environ 7 % qu'aux extrémités de la bande de roulement (<2% dans les zones 4 et 5). La valeur de 4,5% obtenue en zone 1 après enlèvement des oxydes est cependant intermédiaire. Cette légère augmentation de la phase  $\gamma$  mesuré à ces positions centrales, qui mériterait d'être confirmée par d'autres mesures, pourrait être expliquée par le fait que la couche de WEL, observée en surface dans les bandes centrales II et III, est une couche nanocristalline composée de perlite sévèrement déformée, de martensite, de cémentite mais aussi d'austénite (Zhang, et al., 2006).

Les analyses par DRX montrent que la surface de la tête de rail est le siège de modifications importantes avec à la fois une évolution des contraintes résiduelles selon la position sur la bande de roulement et également des différences de phases. Ces évolutions témoignent des conditions de contacts particulières à la fois avec les roues et avec le milieu environnant à chaque position transverse. La variabilité de ces conditions peut aussi engendrer des évolutions dans la composition chimique à la surface du rail, que l'on évaluera dans le paragraphe suivant

### 3.2.5. Evolution de la composition chimique sur la bande de roulement

L'objectif de ce paragraphe est d'étudier les évolutions de composition chimique en proche surface du rail. Dans un premier temps, des mesures ont été réalisées dans deux échantillons à cœur d'un rail non usagé afin d'observer l'homogénéité de composition chimique dans le rail. Puis, les essais ont été effectués sur la bande de roulement d'un rail neuf et de deux rails usagés dans le but de comparer l'évolution du gradient de composition chimique en profondeur du rail avant et après service. Par ailleurs, l'évolution de la composition chimique a été mesurée à différentes positions sur la bande de roulement pour estimer le gradient de composition chimique dans la direction transverse.



Figure 3-13 : Essais de SDL sur rail usagé

#### a) Résultats bruts :

Pour les échantillons de rails neufs étudiés à cœur, la réponse de chaque élément chimique mesurées par SDL est quasi constante avec le temps d'érosion, ce qui montre que la composition chimique du matériau est homogène dans le rail neuf. A l'inverse, pour les échantillons de rails usés, différents réponses sont observées en proche surface. La Figure 3-14 présente les résultats de SDL sur l'échantillon de rail usagé au centre de la bande de roulement (bande III). L'évolution de cinq éléments chimiques particulièrement retrouvés dans l'acier R260, à savoir le Fer, le Carbone, le Silicium, le Manganèse et l'Oxygène, sont étudiés. Les courbes de composition chimique atteignent ainsi un extremum en surface dans la plupart des cas et ont une réponse asymptotique en profondeur qui tend vers la valeur du rail neuf, ce qui souligne la présence d'un gradient 2D de composition chimique en proche surface.

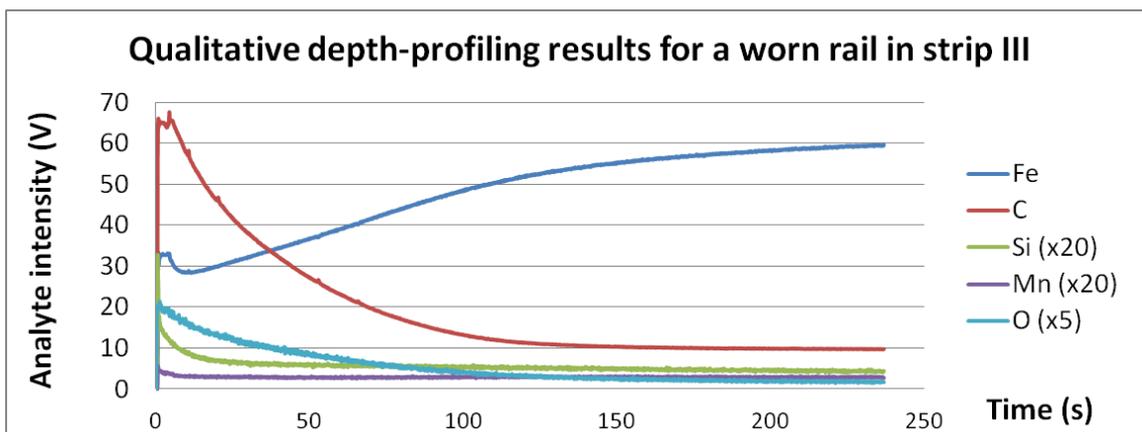


Figure 3-14 : Résultats qualitatifs des essais de SDL sur rail usagé, bande centrale III

Pour effectuer une analyse quantitative, il est nécessaire de convertir les réponses de voltage en pourcentage massique et de temps en profondeur, comme décrit dans le chapitre 2. La conversion voltage/pourcentage massique est effectuée en utilisant les données de la composition chimique de

l'acier R260 et les mesures effectuées dans le rail neuf tandis que des mesures de profondeur sont réalisées pour la conversion temps/profondeur.

b) Mesure des cratères d'érosion :

Le graphique suivant montre l'évolution d'un profil d'érosion dans la direction de roulement.

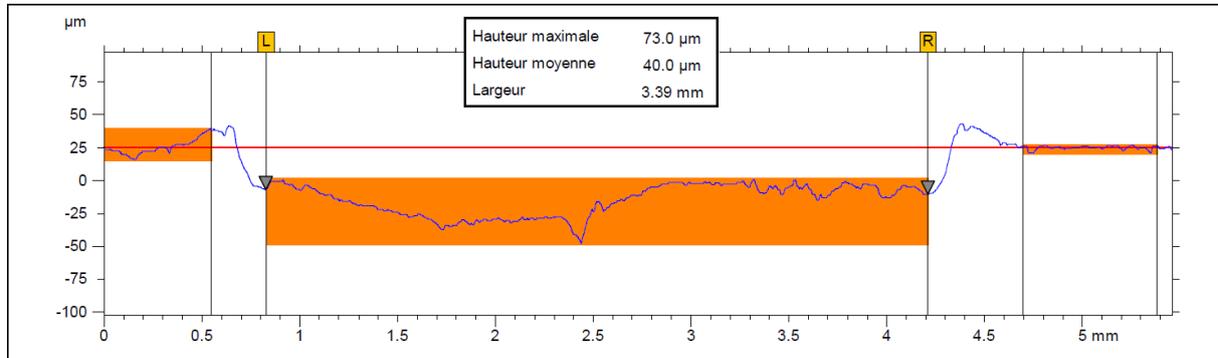


Figure 3-15 : Mesure du profil d'un cratère d'érosion obtenu par SDL

La profondeur des cratères d'érosion par SDL varie entre 10 et 60 µm en sous surface du rail. En fond de cratère on constate parfois des micros-reliefs et une hétérogénéité de la profondeur atteinte. Il est donc important de vérifier si une relation hypothétique entre le temps d'érosion et la profondeur atteinte existe. La Figure 3-16 montre l'évolution de la profondeur en fonction du temps d'érosion.

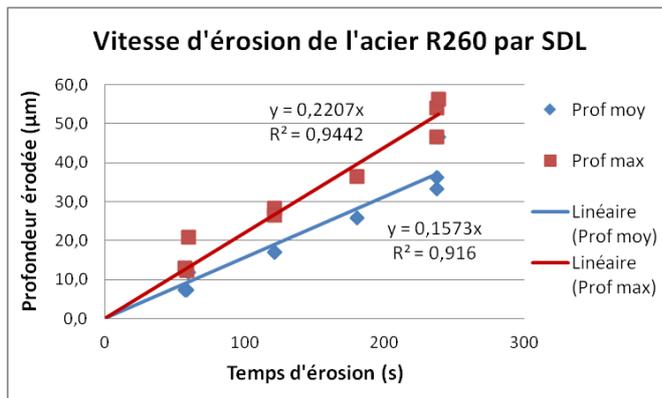


Figure 3-16 : Détermination de la vitesse d'érosion par SDL de l'acier R260

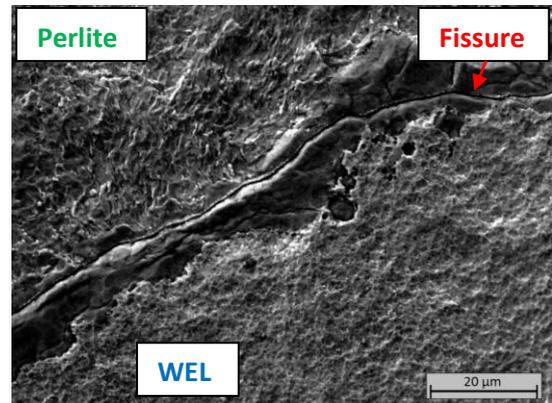


Figure 3-17 : Micrographie MEB-FEG au fond d'un cratère d'érosion SDL dans la bande III

D'après le graphique précédent, une relation de linéarité profondeur/temps semble être vérifiée dans la gamme de mesure concernée. L'écart entre les droites tracées pour la profondeur mesurée maximale et moyenne traduisent la variabilité du processus d'érosion par SDL. La pente de ces droites correspond à la vitesse d'érosion par SDL pour l'acier R260. Pour la suite des essais, nous choisissons une vitesse moyenne d'érosion de 0,19µm/s pour la conversion des temps en profondeur d'érosion. La Figure 3-17 présente une micrographie MEB-FEG dans un cratère d'érosion dans la bande III en vue de dessus. Comme décrit dans le paragraphe 3.2.2, on y distingue la microstructure perlitique déformée dans la partie supérieure de l'image, un îlot de WEL dont la microstructure est

nanocristaline dans la partie inférieure et une fissure qui se propage à l'interface entre ces deux constituants. L'érosion par SDL semble assez homogène dans ces deux phases.

- c) Comparaison des profils de composition chimique sur la bande de roulement :

Sur les rails usagés, des différences sont observées dans l'évolution de certains éléments chimiques selon les bandes de contact étudiées. La Figure 3-18 présente l'évolution du pourcentage massique de l'élément Fer pour différentes positions sur la bande de roulement.

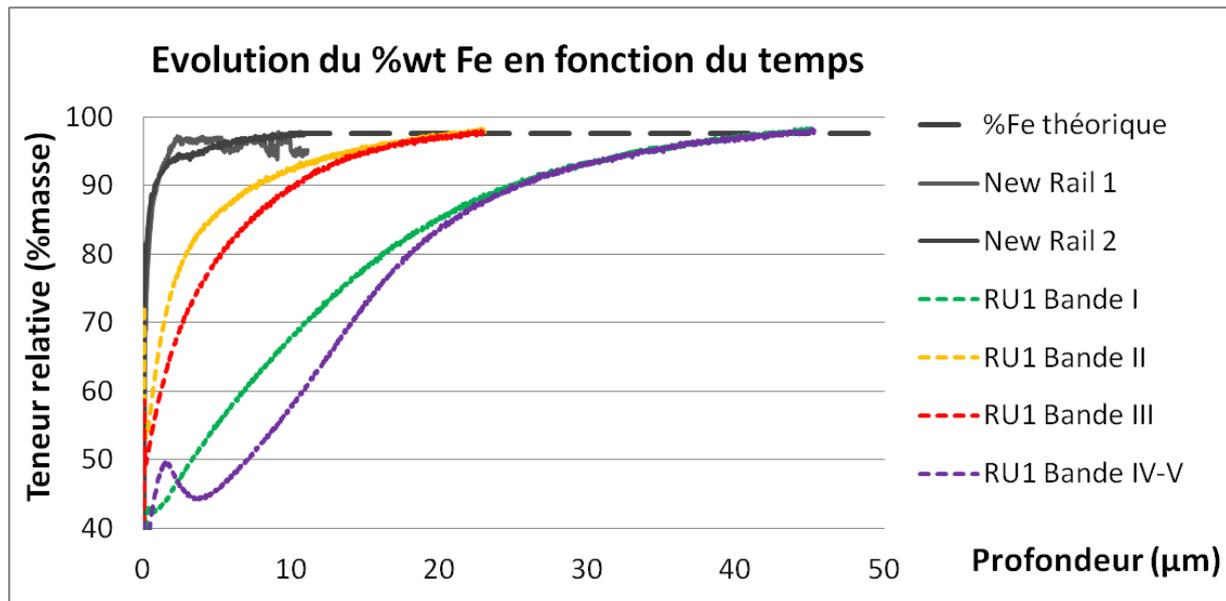
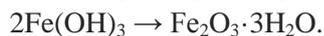
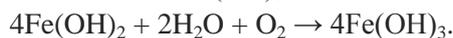
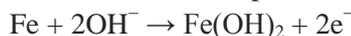


Figure 3-18 : Evolution du % wt de Fe dans un rail usagé

Les résultats d'analyses SDL montrent que le pourcentage massique de Fer diminue fortement quand celui d'oxygène augmente sur les extrémités de la bande de roulement (bande I, IV et V), comme le montre la Figure 3-19. Ces évolutions peuvent être expliquées par la formation d'une couche d'oxydation sur ces bandes longitudinales où les fréquences de contact avec la roue sont plus faibles et il y a peu d'enlèvement de matière par usure. La présence des différents hydroxydes révélée par dosage de phase par DRX en section 3.2.4 confirme ces résultats. Il y a ainsi dissolution uniforme de la surface métallique en contact avec l'air ambiant corrosif où l'oxygène pénètre, conduisant à une couche à la fois poreuse et friable d'oxyde de fer III. Les 3 étapes, quasi instantanées, de l'oxydation de l'acier à rail sont présentées dans les équations suivantes :



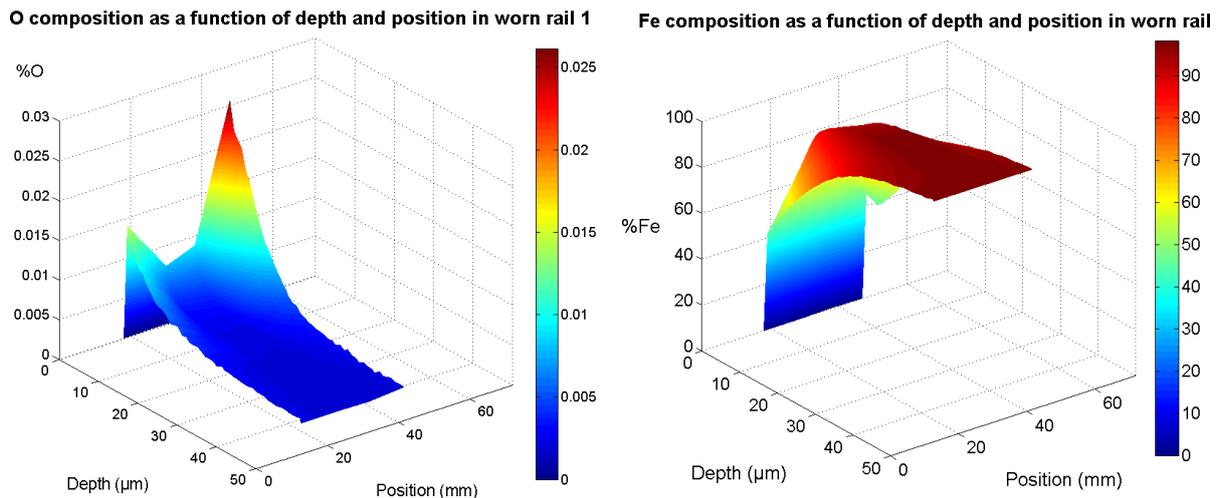


Figure 3-19 : Evolution des éléments Fe et O en proche surface le long de la bande de roulement

Enfin, il est intéressant de noter que les autres éléments d’alliage étudiés (Mn, Si) se retrouvent en proportion constante dans les différentes bandes longitudinales et dans la profondeur du rail usagé. Les inclusions ductiles MnS, observées dans le **Chapitre 2**, sont donc supposées présentes dans tout le rail et peuvent donc se trouver sur le chemin de propagation des fissures de RCF à tous les stades pour en faciliter la propagation en profondeur. Le Tableau 3-5 résume l’évolution des éléments chimiques étudiés en proche surface du rail usagé en comparaison avec le rail neuf étudié à cœur.

Elément	Au centre	Aux extrémités
Fe	≈	↘↘
O	↗	↗↗
C	↗	↗↗
Mn, Si	≈	≈

Tableau 3-5 : Evaluation qualitative de la concentration massique (% wt) dans le rail en proche surface par rapport au matériau à cœur

Comme il l’a été décrit dans le **Chapitre 2**, les résultats de ces analyses par SDL sont à relativiser du fait que le dispositif expérimental n’a pas été calibré. On notera par exemple que le pourcentage massique (%wt) de tous les éléments réunis devrait valoir 100% à chaque profondeur sur les courbes, ce qui n’est pas le cas dans nos résultats expérimentaux. Néanmoins, les données récoltées nous donnent des informations qualitatives sur l’évolution de la composition chimique du rail usagé en proche surface.

### 3.2.6. Conclusion de l’étude de la bande de roulement en proche surface

L’analyse multi-technique de la surface du rail a permis de confirmer les précédentes observations et de mettre en évidence la présence de **gradients de microstructure**, de **composition chimique**, de **contraintes résiduelles** et de **dureté** observés **sur la bande de roulement**. Ces évolutions, présentées dans la Figure 3-20, caractérisent en surface la réponse tribologique de l’acier R260 dans le contact roue/rail, conséquence directe des passages de roues sur la surface du rail et des interactions avec le milieu extérieur. En **surface**, le rail est ainsi sévèrement **déformé et écroui**, ce qui entraîne des transformations tribologiques de surface et l’amorçage de fissures. Il est ainsi intéressant

de déterminer quels types de modifications ces sévères conditions de contact engendrent en sous surface et jusqu'à quelles profondeurs l'anisotropie de microstructure induite a une influence sur le comportement du rail et sur la propagation de fissures. Les évolutions microstructurales, cristallographiques et des propriétés mécaniques dans la profondeur du rail seront étudiées dans le paragraphe suivant.

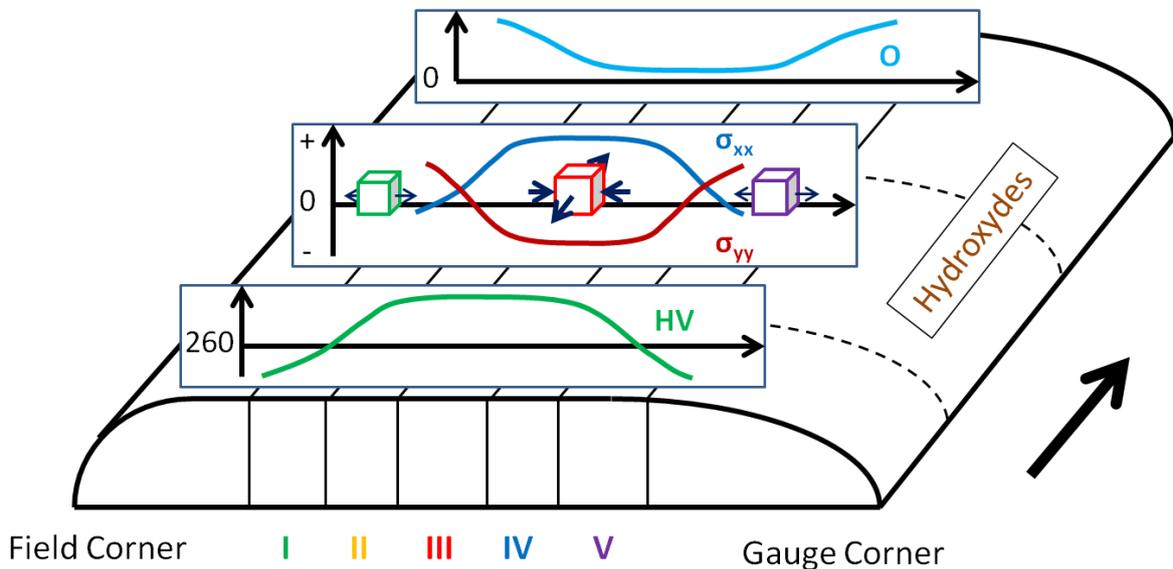


Figure 3-20 : Evolution des propriétés physico-chimiques et mécaniques en surface du rail usagé

### 3.3. Les évolutions du rail en profondeur

#### 3.3.1. Evolution de la dureté en profondeur

L'écrouissage de la tête du rail en profondeur a été examiné par des essais de microdureté. Les mesures de dureté Vickers en profondeur ont été réalisées dans une coupe transverse du rail à l'aide d'une machine de microdureté LECO M-400 micro-hardness tester et un chargement de 100g (HV 0.1). Les indents de microdureté ont été effectués entre 30 et 8000  $\mu\text{m}$  sous la surface du rail avec un espacement de 60  $\mu\text{m}$  pour ne pas biaiser les résultats. Cinq profils de microdureté sont tracés à différentes positions transverses correspondant aux bandes longitudinales I à V. Ces profils sont également comparés avec le profil obtenu sur rail neuf afin de caractériser le gradient de propriétés mécaniques du rail utilisé en profondeur et dans la direction transverse.

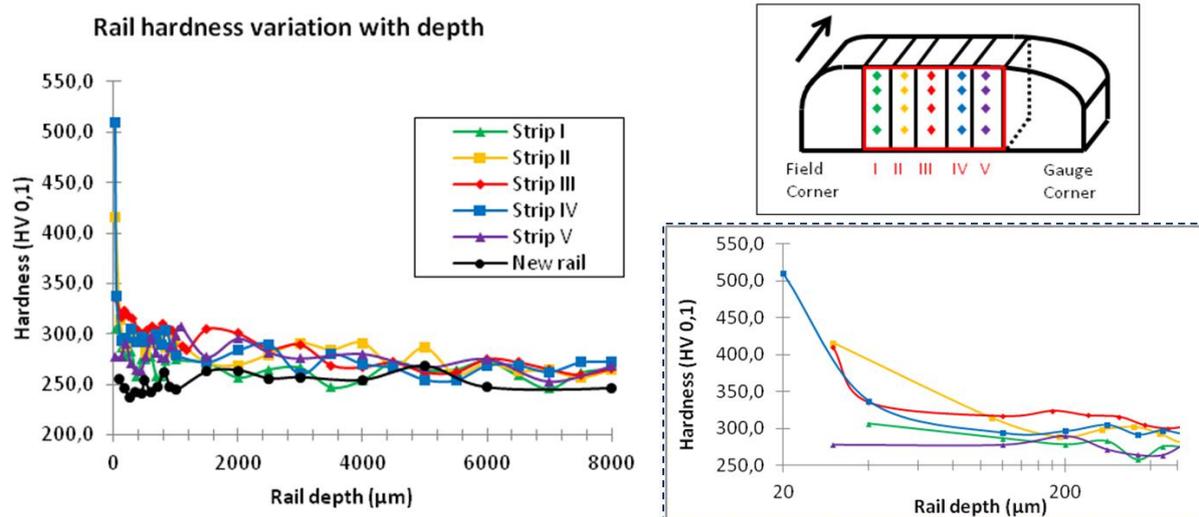


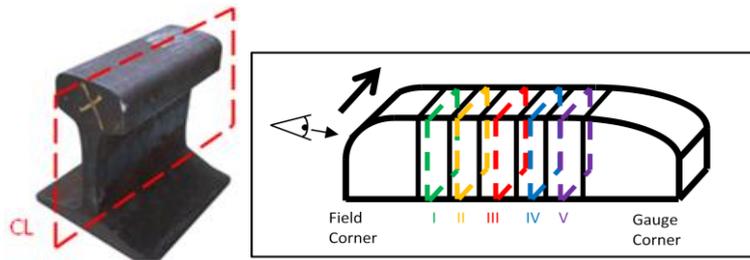
Figure 3-21 : Evolution de la microdureté en profondeur

Le rail neuf et le rail usé ont respectivement une dureté de 253 HV et 263 HV en profondeur. Pour le rail usé, une augmentation globale de la dureté en proche surface est observée dans toute la tête de rail sous la bande de roulement. Cependant, cette augmentation n'est pas la même dans toutes les bandes longitudinales. Dans les bandes extérieures de la bande de roulement (bande I et V), la dureté augmente légèrement d'environ 1,1 fois la dureté en profondeur et diminue rapidement dans la profondeur. Au milieu de la bande de roulement (bande II-2, III et IV), l'augmentation de la dureté est plus significative et atteint en proche surface 1,9 fois la valeur de dureté dans le volume avec une diminution progressive en profondeur. Cette augmentation de la dureté témoigne de l'écrouissage de la tête de rail, qui varie le long de la bande de roulement en fonction de l'enveloppe des ellipses de contact potentielles. La forte augmentation de la dureté en sous surface des bandes II.2 et IV est en accord avec la présence de patches de WEL, observés au microscope optique. La dureté diminue progressivement en profondeur et se stabilise à des profondeurs de 0,3 à 1 mm et 3 à 6 mm respectivement pour les bandes longitudinales extérieures et au milieu de la bande de roulement.

Les mesures de microdureté ont permis de caractériser l'écrouissage induit en sous surface de la tête de rail par la sévère déformation plastique, qui diffère selon les bandes étudiées. La profondeur de déformation plastique est également plus importante que celle estimée visuellement par de simples observations au microscope optique. Le signalement de la déformation de la microstructure en profondeur sera examiné à une échelle microscopique plus fine dans le paragraphe suivant.

### 3.3.2. Evolutions cristallographiques dans la bande de roulement

Pour compléter les précédentes observations avec des données quantitatives, la technique d'analyse EBSD a été utilisée pour caractériser le gradient de microstructure en profondeur. L'objectif est de mener une étude comparative entre rails neuf et usagés dans la profondeur d'une part, et en fonction de la position sur la bande de roulement d'autre part. Comme présenté dans le Tableau 3-6, des zones de 100µm (ND) x 50µm (RD) ont été analysées à différentes profondeurs sous la surface du rail dans les différentes bandes longitudinales.



Analyse par EBSD	Cartographie de la désorientation moyenne KAM	
Caractéristiques du scan EBSD	Zone observée	Coupe longitudinale, bande I, II III, IV et V
	Dimensions	110 $\mu$ m X 50 $\mu$ m
	Pas de mesure	0,15 $\mu$ m

Tableau 3-6 : Paramètres de scans pour la mesure de désorientation KAM

La structure cristallographique de la microstructure évolue de façon significative dans la profondeur du rail et particulièrement au centre de la bande de roulement. La Figure 3-22 montre deux cartographies IPF prises respectivement sous la surface du rail et à 6 mm en profondeur dans la bande longitudinale III.

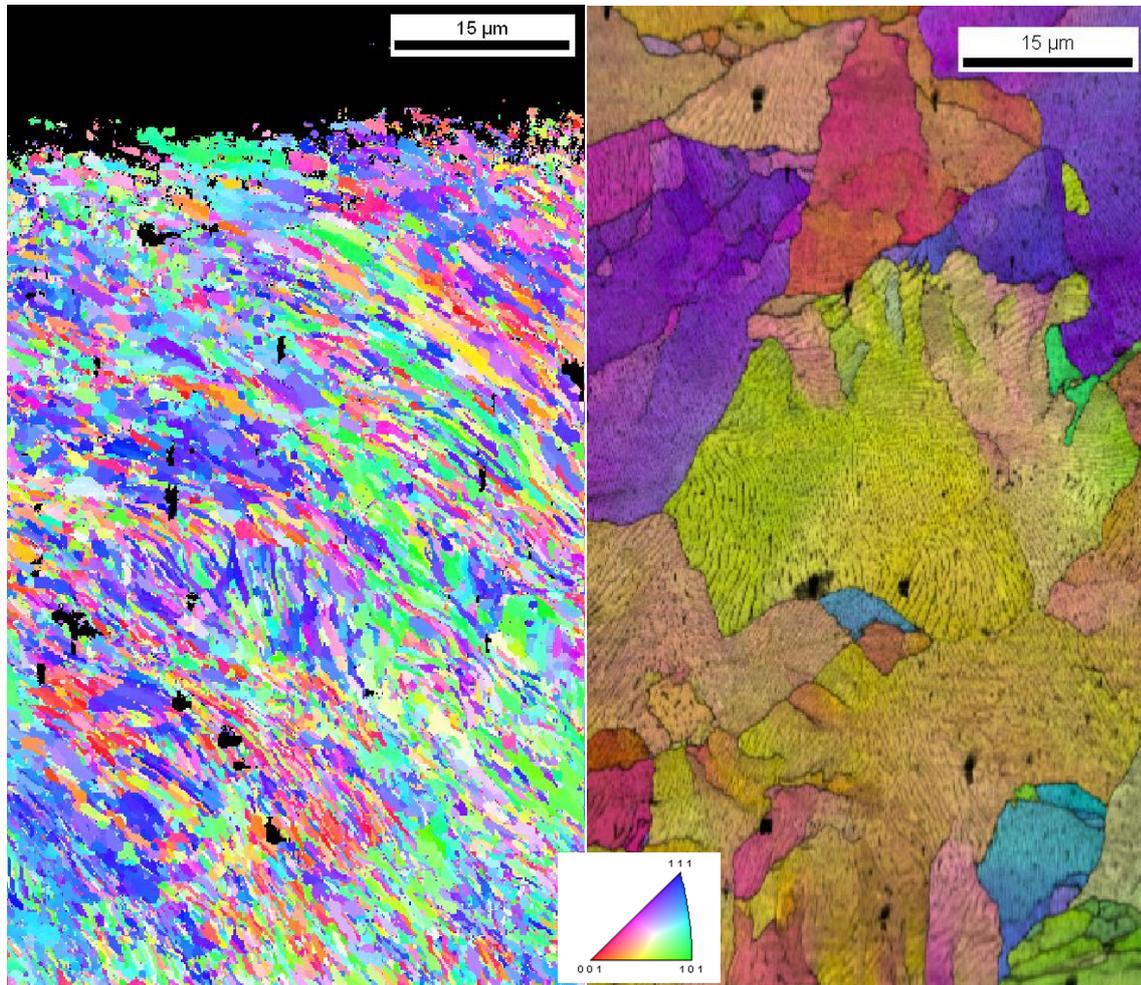


Figure 3-22 : Cartographies EBSD (IPF) au centre de la bande de roulement (bande III), respectivement a) sous la surface du rail, b) à 6 mm de profondeur

La cartographie obtenue à 6 mm sous la surface du rail montre une microstructure perlitique dans laquelle des nodules et des colonies non déformées sont visibles. Au sein des colonies de perlite, les lamelles de cémentite n'ont pas d'orientation géométrique préférentielle. Cristallographiquement, l'orientation est globalement identique à l'intérieur de chaque colonie, c'est-à-dire que la désorientation intragranulaire est faible. A cette profondeur de 6 mm, la microstructure est similaire à celle observée dans le cas de la microstructure du rail neuf. En comparaison, la cartographie obtenue en sous surface du rail montre une microstructure très différente. En effet, un réarrangement cristallographique de la microstructure est observé : à cette profondeur, les colonies et nodules de perlite ne sont plus observables tandis que la microstructure a alors une structure lamellaire. Les nodules de perlite sont fragmentés et la microstructure lamellaire est réorientée spatialement dans la direction de roulement. Les lamelles sont orientées parallèlement les unes aux autres par rapport à la surface. Ces réorientations à la fois spatiales et cristallographiques témoignent toutes deux d'une fragmentation des nodules due à la sévère déformation plastique de la microstructure en proche surface du rail.

Les autres bandes longitudinales montrent des évolutions différentes. La Figure 3-23 présente une comparaison des cartographies IPF obtenues en sous surface dans les bandes I, II, III et IV.

La microstructure en proche surface des bandes I et II (voir Figure 3-23 a et b) semble assez peu affectée en comparaison de celle de la bande III (voir Figure 3-23 c) et présente une structure nodulaire à grains équiaxes comparable à celle observée dans le rail neuf ou en en profondeur de la bande centrale III. En sous surface de la bande IV, la microstructure est très affectée. L'analyse EBSD met en évidence des Transformations Tribologiques de Surface (TTS) dans une couche d'environ 50  $\mu\text{m}$  d'épaisseur sous la surface où l'indexation des points n'est que très partielle. Cette couche peu indexée correspond à la présence de phase blanche (WEL) dont la formation est ici due à une transformation de phase par extrême déformation mécanique des phases ferrites et cémentite. Dans cette zone, la microstructure est tellement cisailée et la maille cristalline transformée que seuls quelques points de mesure diffractent correctement le faisceau d'électrons pour donner des plans de Kikuchi indexables par le logiciel. En dessous de la couche blanche, on observe une structure perlitique fragmentée. L'observation de cette couche cisailée et cristallographiquement fragmentée sous la couche de WEL tend à confirmer à cette position l'hypothèse d'une formation mécanique de la WEL (cf Chapitre 1) qui n'existe pas dans le cas d'une formation thermique.

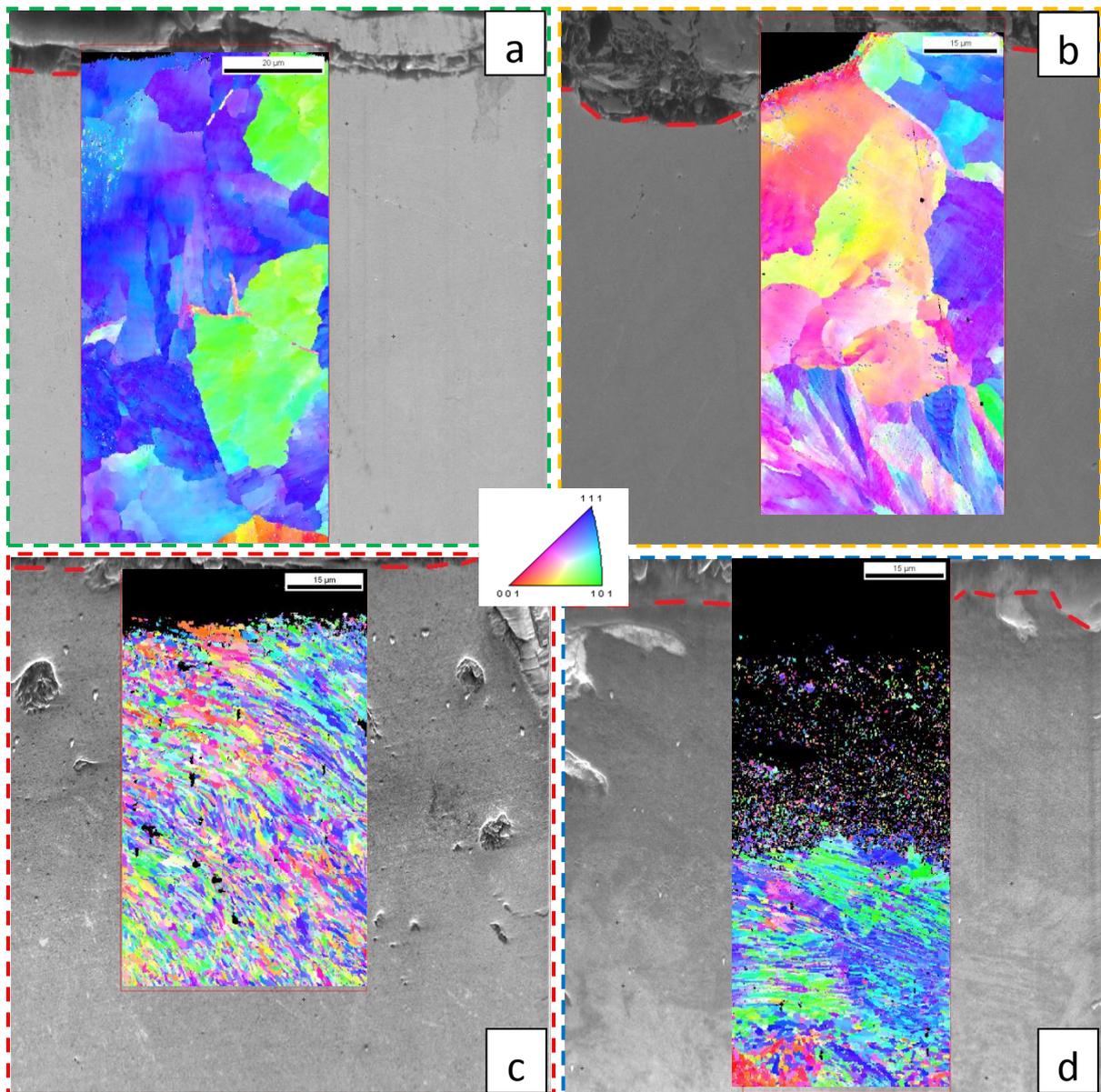


Figure 3-23 : Cartographie IPF en proche surface respectivement dans les bandes longitudinales a) I, b) II, c) III et d) IV

Pour étudier quantitativement le gradient de microstructure dans la profondeur et selon les bandes longitudinales et afin de comparer les cartographies entre elles, le paramètre moyen de désorientation KAM pour chaque scan est dans un premier temps utilisé. L'évolution de la désorientation moyenne est ensuite tracée en fonction de la profondeur du rail, comme le montre la Figure 3-24.

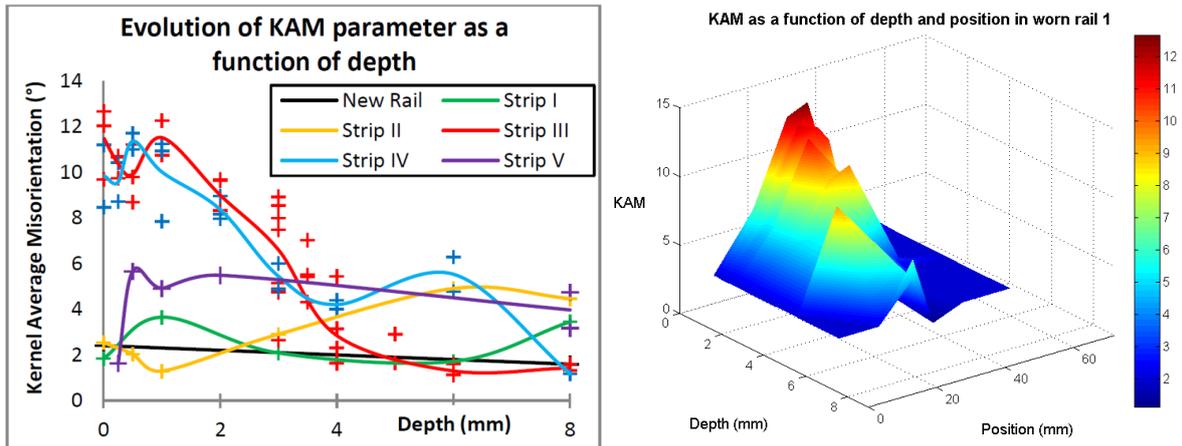


Figure 3-24: Evolution de la désorientation KAM en profondeur du rail usagé dans les différentes bandes longitudinales

A la différence du rail non usagé où la désorientation moyenne est constante dans la profondeur du rail, il est confirmé que ce n'est pas le cas quelle que soit la bande longitudinale étudiée pour un rail usagé, ce qui traduit la présence d'un gradient de microstructure. En effet, la désorientation KAM présente des valeurs maximales entre la surface et une profondeur d'environ 1mm puis diminue progressivement dans la profondeur jusqu'à une valeur proche de celle obtenue pour un rail non usagé, à une profondeur comprise entre 4 et 8mm. Par ailleurs, l'intensité maximale de ce paramètre semble également varier en fonction de la bande de contact étudiée. La désorientation moyenne est plus faible sur les bandes extérieures I, II et V, où le contact roue/rail est rare, que sur les bandes III et IV où celui-ci est très fréquent et introduit ainsi un fort gradient de microstructure. Comme en surface, cette anisotropie risque d'affecter les propriétés mécaniques du rail en profondeur, en particulier via l'écroutissage de la tête de rail avec l'accumulation des contacts roue/rail. Il est donc intéressant de poursuivre l'analyse de cette anisotropie afin mieux comprendre les évolutions microstructurales qui en découlent et leur influence sur le comportement du rail en profondeur.

### 3.4. Etude du gradient de microstructure au centre de la bande de roulement III

Les résultats de l'analyse de la bande de roulement ont conduit à focaliser le travail sur la partie centrale de la bande de roulement (bande III), où la désorientation et la dureté augmentent fortement en proche surface. Les calculs de l'état de contraintes dans un rail soumis à un chargement répété, réalisés par (Dang Van & Maitournam, 2002), (Dang Van, 2008) à la fin des années 1990, montrent par ailleurs dans des conditions de contacts en alignement que c'est au centre de la bande de roulement du rail que le niveau de fatigue du matériau est le plus élevé.

#### 3.4.1. L'analyse EBSD : profondeur de fragmentation des nodules

L'analyse EBSD a été approfondie afin de caractériser l'évolution de la microstructure dans la profondeur du rail. Plusieurs cartographies ont été réalisées à différentes profondeurs entre la proche surface et jusqu'à 8 mm de profondeur. Pour l'analyse quantitative de ce gradient de microstructure, les deux paramètres indice de confiance (CI) et désorientation KAM fournis par l'EBS

choisis. La figure 6 présente l'évolution du CI moyen obtenu pour chaque cartographie avec la profondeur de scan.

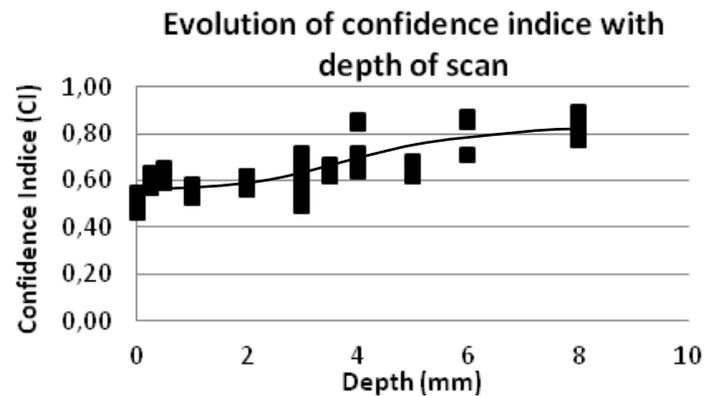


Figure 3-25 : Evolution de l'Indice de Confiance par scan avec la profondeur

La Figure 3-25 montre que l'indice de confiance atteint une valeur stabilisée d'environ 0,80 en profondeur. Une diminution progressive de l'indice de confiance est observée en remontant vers la surface, où il atteint une valeur minimale de 0,50. Comme rappelé dans le **Chapitre 2**, une valeur plus faible du CI peut généralement être attribuée à une déformation sévère du matériau. L'évolution du CI donne par conséquent une information qualitative sur le gradient de microstructure en sous surface du rail.

Une information plus quantitative sur l'évolution du gradient de microstructure en profondeur peut être obtenue via l'étude de l'évolution du paramètre de désorientation cristallographique KAM. Comme il l'a été décrit dans le **Chapitre 2**, ce paramètre KAM est obtenu en chaque point de mesure en calculant la désorientation moyenne entre le point et ses proches voisins. L'évolution des cartographies de désorientation KAM à différentes profondeurs dans la bande III est présentée dans la Figure 3-26. Chaque cartographie KAM est décomposée en 5 intervalles de couleurs pour les désorientations variant de  $0^\circ$  à  $65^\circ$ . L'intervalle de fortes désorientations [ $10^\circ$ - $65^\circ$ ] correspond aux joints de grains ou large angle grain boundaries (LAGB).

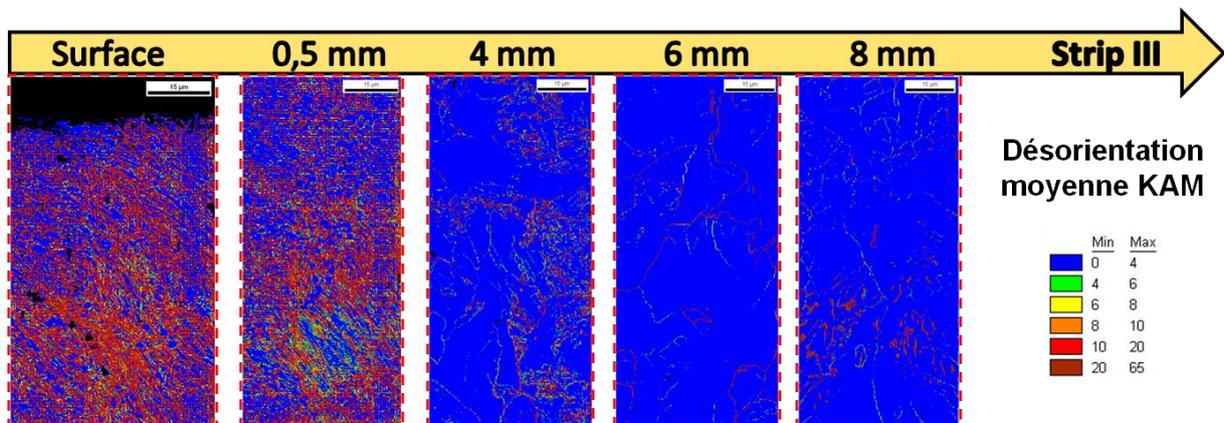


Figure 3-26 : Evolution de cartographie KAM en profondeur de la bande centrale III

Comme pour les cartographies de Figures de pôles inverse (voir Figure 3-22), une évolution est notable entre les cartographies KAM réalisées en proche surface et celles en profondeur. Pour les cartographies obtenues en profondeur ( $> 4$  mm), la surface est très largement constituée de points très peu désorientés ( $< 4^\circ$ ). Les points fortement désorientés ( $> 10^\circ$ ) correspondent pour la plupart aux joints de la perlite ou à la transition entre lamelles de ferrite et de cémentite. A une profondeur de 8 mm par exemple, la zone analysée est composée à 95% de pixels dans l'intervalle  $[0-4^\circ]$ , 1% dans l'intervalle  $[4-6^\circ]$ , 1% dans l'intervalle  $[6-8^\circ]$  et 3% dans l'intervalle  $[10-65^\circ]$ . Pour les cartographies obtenues en proche surface du rail, la surface est à la fois composée de points fortement et faiblement désorientés. Comme décrit précédemment, la microstructure est sévèrement déformée en cisaillement en proche surface et les colonies de perlite sont alors fragmentées. L'augmentation de ces points fortement désorientés (LAGB) caractérise ainsi la sévère déformation plastique qui conduit à l'affinement de la microstructure. En effet, plus la microstructure est déformée et plus le pourcentage de LAGB augmente. Le pourcentage surfacique correspondant à chaque intervalle de désorientation KAM a été calculé dans chaque cartographie. L'évolution en profondeur de la bande III de ces pourcentages surfaciques par intervalle de désorientation est tracée dans la Figure 3-27.

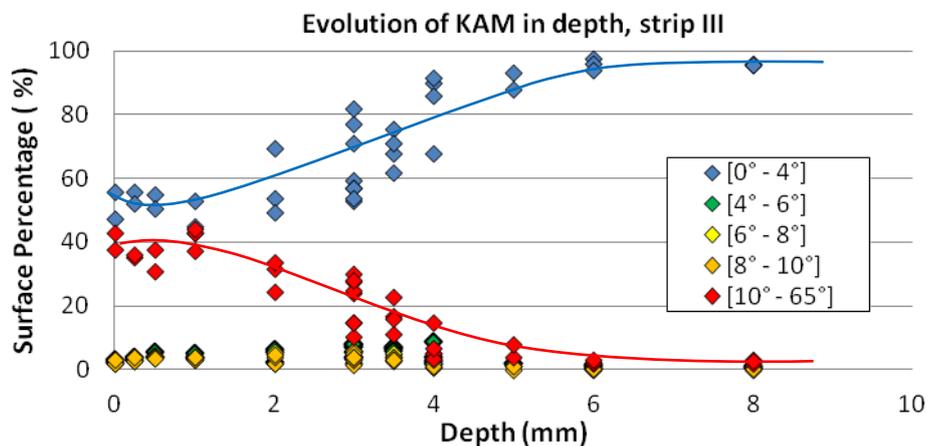


Figure 3-27 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en profondeur de la bande III

La Figure 3-27 montre une forte évolution de la désorientation KAM en profondeur. En proche surface du rail, une forte augmentation des désorientations élevées ( $> 10^\circ$ ) est observée passant de 5% de la surface dans la microstructure non déformée en profondeur à 40% en surface. A l'inverse, le pourcentage de points faiblement désorientés ( $< 4^\circ$ ) diminue en remontant vers la surface de 95% jusqu'à 55% en sous surface. Le pourcentage de points dont la désorientation KAM est comprise entre  $4^\circ$  et  $10^\circ$  reste inférieur à 5% quel que soit la profondeur. La création de nouveaux joints de grains montre une fragmentation de la microstructure perlitique, qui est soit faiblement ou fortement désorientée. Le gradient de microstructure se stabilise à une profondeur de 4 à 5 mm. Dans le cas d'un contact roue/rail en alignement, les théories de Hertz et de Kalker prévoient que la valeur maximum du critère de von Mises et de déformation plastique est atteinte à 1-2 mm sous la surface (Johnson, 1952). Ekberg et Kabo (Ekberg & Kabo, 2005) établissent quant à eux que la profondeur de 3 mm correspond au maximum des contraintes de cisaillement dans les rails. Cependant, il faut noter que la position de ce maximum de déformation plastique dépend des forces tangentielles de traction imposées par la roue (Busquet, et al., 2005). Dans le cas d'une zone de freinages fréquents comme c'est le cas de notre zone de prélèvements, la position de ce point est censée remonter en surface à cause des forces tangentielles importantes et de l'accommodation du profil de rail. Ces calculs peuvent ainsi expliquer le fait que le pourcentage de LAGB augmente au-dessus de 4-5 mm jusqu'à la surface du rail. Cette information est

particulièrement importante car cela implique que la microstructure perlitique évolue significativement en profondeur du rail, bien au-delà de la zone de 200  $\mu\text{m}$  sous la surface où les lamelles sont réorientées dans la direction de roulement.

Des cartographies IPF et KAM ont été plus particulièrement analysées pour examiner l'évolution progressive de la microstructure, des nodules perlitiques non déformés jusqu'à la structure lamellaire fine. La Figure 3-28 montre des cartographies IPF prises respectivement a) en sous surface, b) à 3 mm, c) à 3,5 mm et d) à 4 mm sous la surface du rail. La Figure 3-28 d) indique qu'à une profondeur de 4 mm, la microstructure est principalement non affectée par la déformation plastique. Les nodules de perlite ne sont pas fragmentés et plusieurs colonies avec des orientations spatiales de lamelles sont visibles au sein de la même orientation cristallographique. La désorientation est faible au sein de chaque colonie ( $< 4^\circ$ ), comme dans la microstructure du rail neuf. En sous surface (Figure 3-28 a), on retrouve une structure lamellaire réorientée spatialement dans la direction de roulement comme décrit dans le paragraphe 3.3.2. A 3 mm de profondeur (Figure 3-28 b), bien que les lamelles de ferrite et cémentite ne soient pas réorientées spatialement, la microstructure est totalement fragmentée. Il est donc important de souligner que l'évolution cristallographique de la microstructure perlitique se retrouve jusqu'à une telle profondeur. Enfin, à environ 3,5 mm de profondeur, une zone de transition entre microstructure fragmentée et non affectée semble exister. En effet, la cartographie IPF présentée dans la Figure 3-28 b) montre à la fois des nodules perlitiques non affectés dans la partie supérieure et un nodule fragmenté dans la partie droite. Cette zone de transition de la cristallographie sera étudiée plus en détail dans la suite de cette étude.

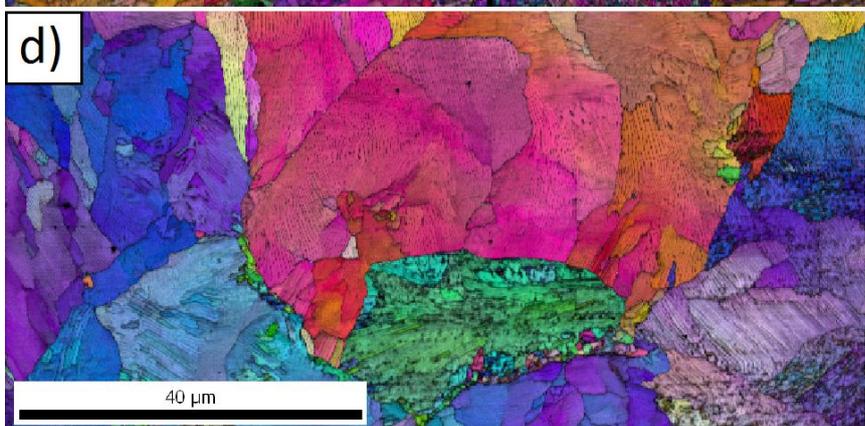
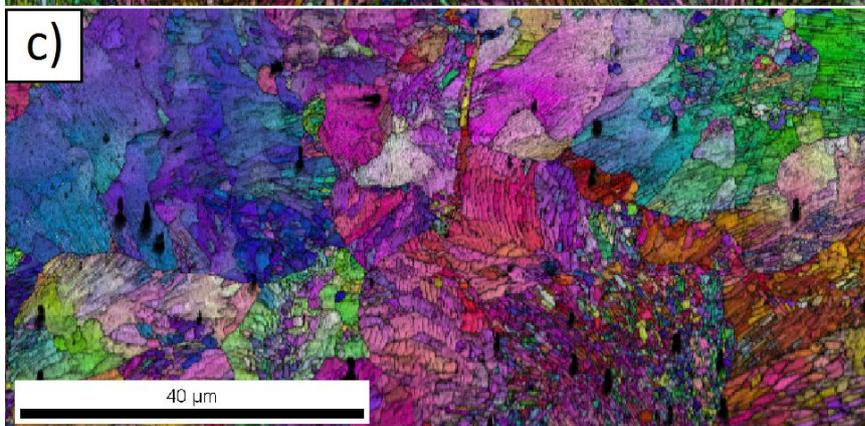
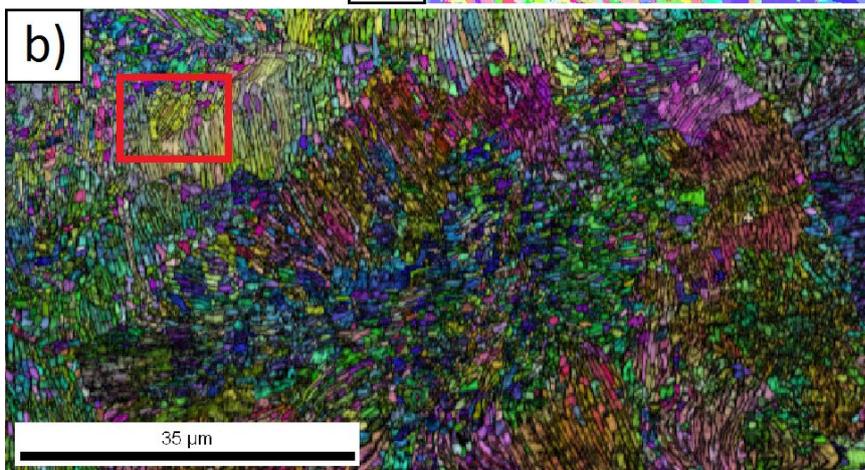
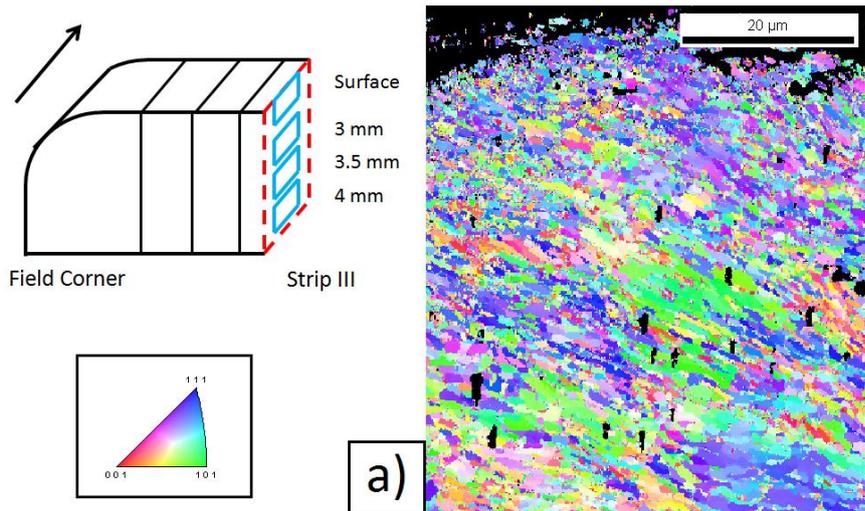


Figure 3-28:  
 Cartographies IPF du rail  
 au milieu de la bande de  
 roulement (bande III)  
 prises respectivement,  
 a) sous la surface du rail,  
 et à des profondeurs de  
 b) 3 mm,  
 c) 3.5 mm  
 d) 4 mm

La partie de l'image  
 encadrée en rouge est  
 analysée plus en détail  
 dans la Figure 30.

La fragmentation de la  
 microstructure perlitique  
 est observée entre la  
 surface et jusqu'à 3,5mm  
 de profondeur.

### 3.4.2. Zone de transition

Plusieurs cartographies EBSD et les micrographies MEB-FEG correspondantes ont été prises dans cette zone de transition afin de corréliser les évolutions de microstructure et de la cristallographie. La Figure 3-30 montre une micrographie MEB prise à 3 mm de profondeur et la cartographie de désorientation KAM correspondante. La partie inférieure de la cartographie KAM comprend une zone de faibles désorientations ( $<4^\circ$ ), tandis que la partie supérieure de la cartographie est constituée d'une zone à plus fortes désorientations ( $>6^\circ$ ). Sur la micrographie MEB, il est important de noter que cette zone fortement désorientée correspond à des colonies ou nodules de perlite dans lesquels les lamelles de cémentite sont fortement fléchies et partiellement rompues. A l'inverse, les lamelles de cémentite sont droites et parallèles les unes aux autres dans les colonies où la désorientation est faible ( $<4^\circ$ ). De précédentes investigations (Takahashi, et al., 2007) ont montré qu'une forte corrélation existe entre les gradients d'orientation cristallographique et la courbure morphologique des lamelles de cémentite dans le cas d'acier hypoeutectoïde non déformé. Dans les colonies de perlite où des défauts structuraux (faults) comme des lamelles courbées peuvent être observées, une certaine densité de dislocations géométriquement nécessaires (GND, Geometrically Necessary Dislocations) est présente pour accommoder les courbures observées, comme le schématise la Figure 3-29. Dans le cas de microstructure eutectoïde déformée par l'accumulation de contacts roues/rail, les présentes observations montrent que la zone fortement désorientée est donc directement reliée à la déformation des lamelles de cémentite.

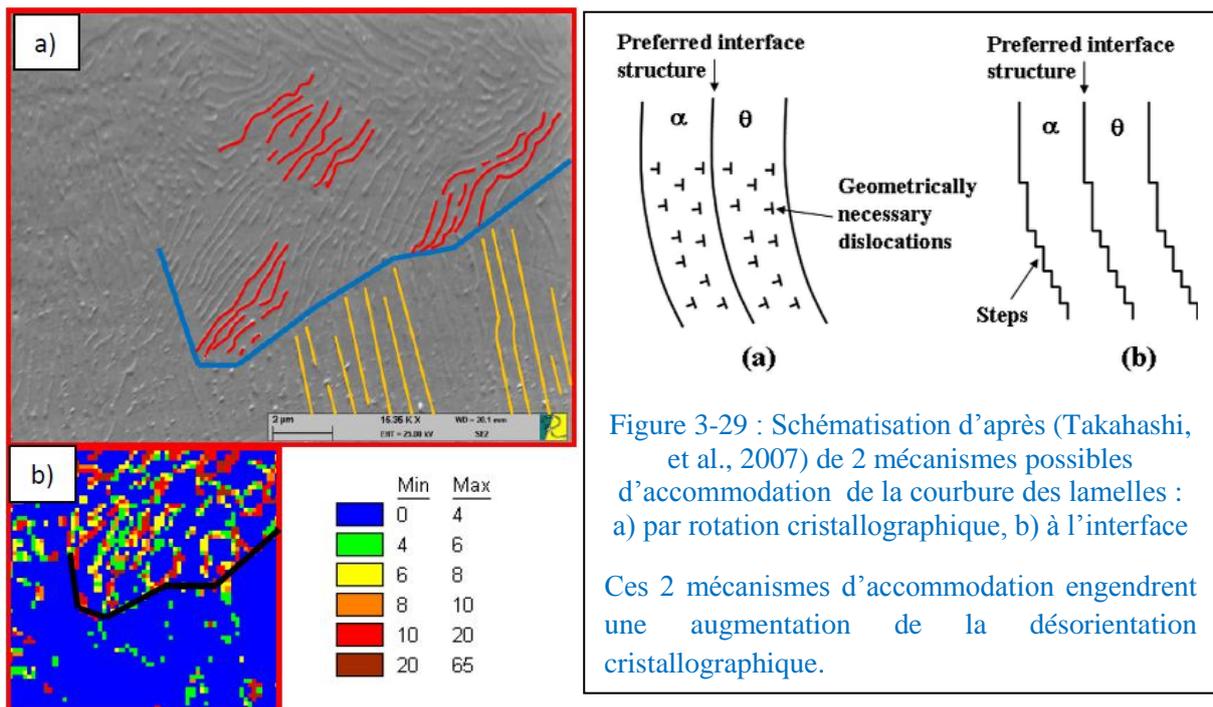


Figure 3-30: a) Micrographie MEB-FEG et b) cartographie KAM correspondante obtenues à 3 mm de profondeur. Des lamelles de cémentite ondulées sont observées dans la zone hautement désorientée.

Sur la Figure 3-31, une micrographie MEB a) obtenue à 3,5 mm de profondeur est comparée à la cartographie IPF + IQ b), et à la cartographie KAM c) respectivement. Sur la micrographie MEB, plusieurs colonies de perlite peuvent être distinguées, au sein desquelles les lamelles de cémentite sont droites et régulièrement espacées, à l'exception de la colonie située sur la partie inférieure droite de

l'image. Dans cette colonie, les lamelles de cémentites sont à la fois plus courtes et fléchies, tandis que la matrice ferritique est visiblement fragmentée (voir Figure 3-31 a). De la même façon, les cartographies IPF+IQ et KAM (voir Figure 3-31 b et c) montrent que la microstructure perlitique est très peu désorientée dans la partie supérieure de l'image, tandis que la désorientation KAM augmente fortement dans la colonie de perlite située dans la partie inférieure de l'image. Les points de mesures situés le long des lamelles de cémentite ou de la ferrite fragmentée sont largement des pixels fortement désorientés LAGB ( $>10^\circ$ ). Les précédentes observations permettent ainsi d'affirmer que la sévère déformation de la microstructure perlitique due à la répétition de contacts de roulement se produit également en profondeur du rail et ne se limite donc pas à une fine bande sous la surface du rail. A cause de la concentration importante de dislocations dans la matrice ferritique (Ueda, et al., 2002), la fragmentation des colonies de perlite et la déformation des lamelles de cémentite peuvent être observées jusqu'à une profondeur de transition d'environ 3-4 mm. A cette profondeur de transition, la déformation plastique de l'acier à rail est hétérogène et est localisée dans certaines colonies perlitiques. De la même manière que ce qui a été montré dans le cas d'essais de traction « in-situ » sous MEB ou MET (Dollar, et al., 1988)(Yahiaoui, 2013), il semble exister des orientations cristallographique et géométrique de lamelles plus ou moins favorable à l'accumulation de déformation subie dans la tête de rail. Dans tous les cas, ces évolutions dans le rail entraînent également l'écroutissage local par augmentation de la densité de dislocations et affinement de la taille des grains au sein de la microstructure perlitique.

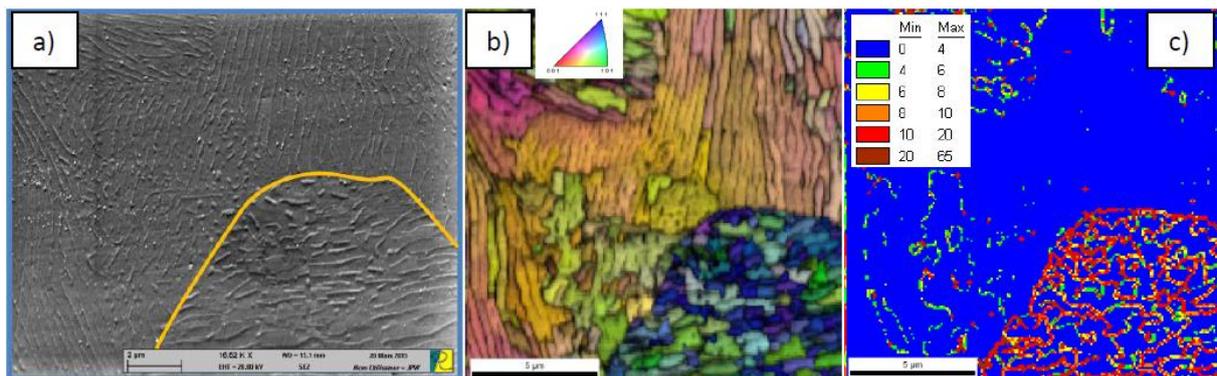


Figure 3-31: a) Micrographie MEB-FEG, b) cartographie IPF + IQ et c) cartographie KAM correspondantes obtenues à 3,5 mm de profondeur. Dans la colonie de perlite inférieure, de courtes lamelles de cémentite rompues et de la matrice ferritique fragmentée sont observées dans la zone fortement désorientée.

### 3.4.3. Evolution de la distance interlamellaire

De sévères déformations plastiques du rail entraînent une évolution en profondeur de la microstructure. Cela engendre par conséquent une anisotropie des propriétés mécaniques de la couche déformée en sous-surface du rail. Il a par ailleurs été montré qu'une telle anisotropie de propriétés mécaniques a un effet important sur la propagation de fissures de RCF en profondeur du rail, et peut en particulier conduire à la bifurcation de la fissure soit dans la profondeur du rail ou vers la surface (Larijani, et al., 2014). Pour les aciers perlitiques, l'orientation des lamelles de cémentite a également une influence directe sur la ténacité de l'acier (Wetscher, et al., 2004)(Wetscher, et al., 2007). Par ailleurs, les propriétés mécaniques des aciers perlitiques peuvent être reliées à des paramètres microstructuraux (Hyzak & Bernstein, 1976)(Clayton & Danks, 1990)(Karlsson & Linden, 1975). Plus spécifiquement dans le cas des aciers eutectoïdes, il a été montré que la distance interlamellaire ( $S_p$ )

est le facteur prédominant et peut être reliée à la fois à la résistance en traction et à la dureté du matériau. La distance interlamellaire diminue après des essais de roulement/glissement (Perez-Unzueta & Beynon, 1993) et des essais de sévère déformation plastique tels que le High Pressure Torsion (HPT) ou le Equal Channel Angular Pressing (ECAP) (Wetscher, et al., 2004)(Wetscher, et al., 2007). Dans cette partie, l'évolution de la distance interlamellaire a été étudiée à l'aide d'images réalisées au MEB-FEG.

Dans le rail usé, la distance interlamellaire a été mesurée à différentes profondeurs sous la surface du rail au milieu de la bande de roulement. La Figure 3-32 montre quatre micrographies MEB-FEG respectivement prises a) sous la surface du rail, b) à 0,5 mm, c) à 2 mm et d) à 8 mm de profondeur.

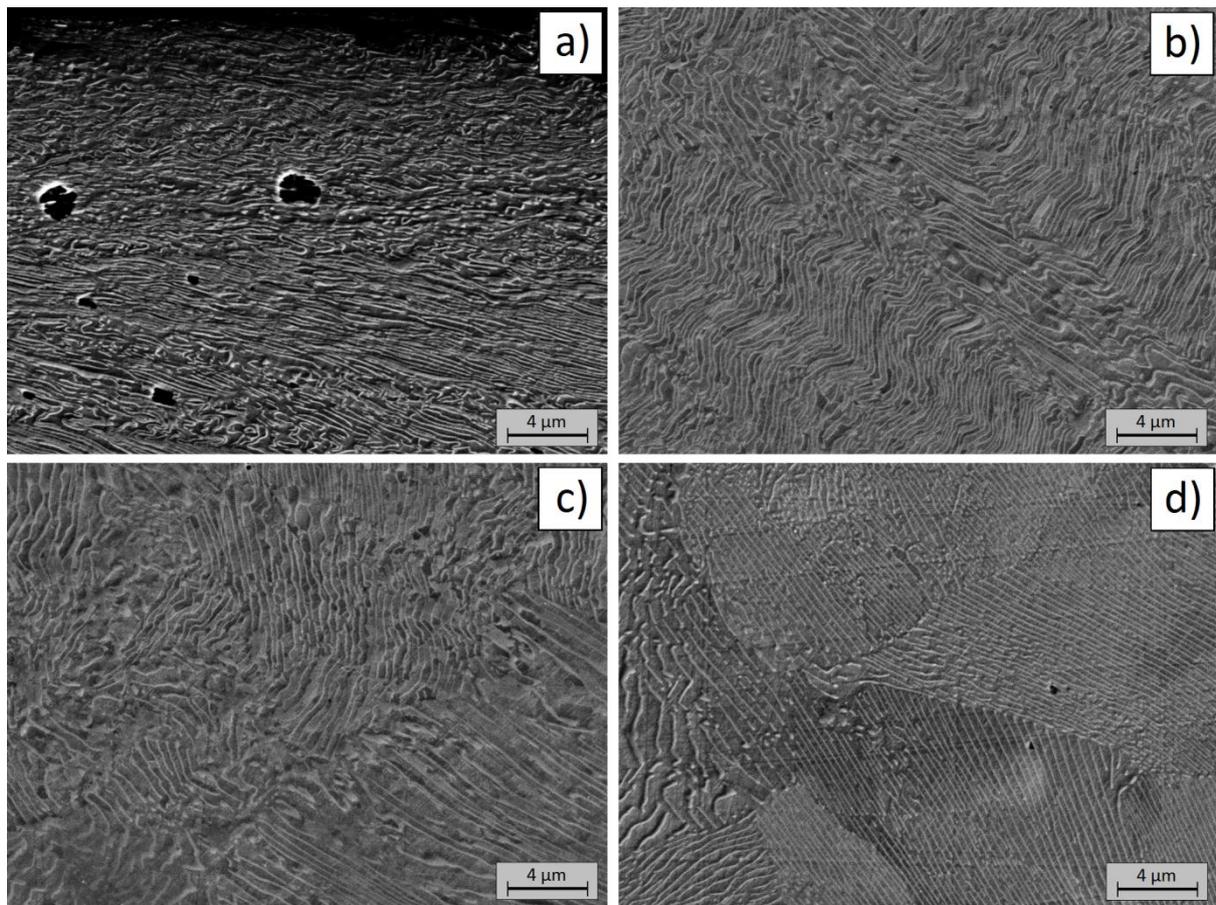


Figure 3-32: Micrographies MEB-FEG de la microstructure perlitique du rail R260 usagé respectivement, a) en sous surface, b) à 0,5 mm, c) à 2 mm et d) à 8 mm de profondeur.

A une profondeur de 8 mm, la microstructure perlitique est visible et semble non déformée. Les lamelles de cémentite, les colonies et les nodules de perlite peuvent être distingués (voir Figure 3-32 d). La Figure 3-32 a) montre une microstructure sensiblement différente. En proche surface, la structure nodulaire n'est plus visible et a été remplacée par une structure lamellaire plus fine. Les lamelles de cémentite sont alignées parallèlement les unes par rapport aux autres dans la direction de cisaillement. La distance interlamellaire moyenne est significativement réduite. Dans une bande de 10 μm sous la surface, les lamelles de cémentite sont si proches qu'il est difficile de les distinguer les unes des autres. Aux profondeurs intermédiaires de 0,5 mm et 2 mm (Figure 3-32 b et c), la

microstructure est visiblement affectée et la distance interlamellaire inférieure à celle mesurée à 8 mm sous la surface. Les colonies de perlite sont encore visibles mais fortement étirées, tandis qu'à l'intérieur, les lamelles de cémentite sont fortement ondulées et cisillées. Ces différentes observations témoignent clairement de la sévère déformation de la microstructure à ces profondeurs, qui sont bien supérieures aux quelques centaines de microns classiquement évoqués dans lesquels la microstructure s'incline et s'aligne dans la direction de cisaillement en proche surface. Le gradient de microstructure engendré par les contacts avec les roues sous la surface du rail se révèle ainsi plus profond qu'estimé, c'est pourquoi des mesures de distances interlamellaires ont été effectuées dans la profondeur du rail par la suite.

Les Figure 3-33 a) et b) montrent respectivement l'évolution de la distance interlamellaire en profondeur et sa distribution au milieu de la bande de roulement. Au moins 150 mesures de  $S_p$  ont été réalisées à chaque profondeur (10  $\mu\text{m}$ , 0,5 mm, 1 mm, 2 mm, 3 mm, 4 mm and 8 mm). D'après la Figure 3-33 a), il est intéressant de noter que la distance interlamellaire diminue en proche surface du rail. A 10  $\mu\text{m}$  sous la surface,  $S_p$  est de 0,2  $\mu\text{m}$  alors qu'il est d'environ 0,34  $\mu\text{m}$  à 8 mm de profondeur. Les courbes de distribution de  $S_p$  (voir Figure 3-33 b) montrent également une dispersion plus faible de la distance interlamellaire en proche surface par rapport à la profondeur où des colonies de perlite avec des lamelles très espacées ( $S_p > 0,45 \mu\text{m}$ ) peuvent être observées. Entre 0,5 et 2 mm sous la surface, la distance interlamellaire diminue jusqu'à une valeur d'environ 0,26-0,27  $\mu\text{m}$ . Elle atteint une valeur stabilisée d'environ 0,33-0,34  $\mu\text{m}$  à une profondeur de transition située entre 3 et 4 mm sous la surface. En comparant les micrographies MEB-FEG obtenues à différentes profondeurs avec celles obtenues dans la littérature dans le cas d'essais ECAP (Wetscher, 2006) ou HPT (Wetscher, et al., 2004) sur la microstructure perlitique R260, il est possible d'estimer les niveaux de déformation plastique permettant de générer de telles évolutions de la microstructure. Qualitativement, il semble dans le cas étudié que l'évolution de microstructure en sous-surface (Figure 3-33 a) soit générée à un niveau de déformation plastique  $8 < \epsilon_{\text{eq}} < 16$ . A 0,5 mm de profondeur (Figure 3-33 b), nous estimons que  $2 < \epsilon_{\text{eq}} < 4$ , tandis que le niveau de déformation plastique généré à 2 mm de profondeur (Figure 3-33 c) peut être encadré par  $1 < \epsilon_{\text{eq}} < 2$ . Ces informations peuvent également être exploitées par les numériciens dans les modèles numériques d'endommagement du rail afin de comparer qualitativement les niveaux de déformation plastique prédits et estimés dans la profondeur du rail.

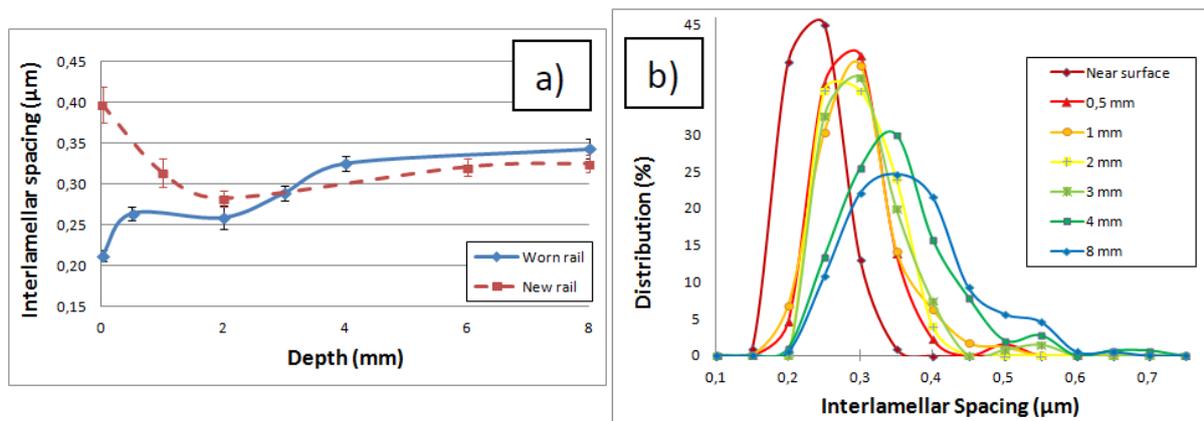


Figure 3-33: a) Evolution de la distance interlamellaire ( $S_p$ ) en profondeur et b) distribution de la distance interlamellaire en profondeur du rail R260 usé.  $S_p$  diminue progressivement à 2-4 mm de la surface du rail.

Les observations réalisées au MEB-FEG et les mesures EBSD ont toutes deux montré qu'un fort gradient de microstructure existe en profondeur du rail au centre de la bande de roulement. Celui-ci peut être caractérisé par un affinement de la microstructure avec à la fois une fragmentation des nodules perlitiques et une réduction de la distance interlamellaire entre la surface et jusqu'à une profondeur de 3-4 mm qui concorde avec les précédentes analyses EBSD. L'effet de ce gradient de microstructure sur l'évolution de la dureté dans le rail est étudié dans le paragraphe suivant.

#### 3.4.4. Evolution de la microdureté en profondeur

Des essais de microindentation (5) ont été réalisés avec un indenteur Berkovitch pour mesurer l'évolution de la dureté du rail en profondeur. La Figure 3-34 représente les résultats d'indentation dans la bande centrale III du rail usé. Dans cette bande, la dureté en proche surface (0-2 mm) augmente en comparaison avec les valeurs obtenues dans le bulk material. Elle atteint une valeur maximale à une profondeur d'environ 1-2 mm et diminue ensuite progressivement avec la profondeur jusqu'à une valeur stabilisée à 4-5 mm de profondeur. Comme précisé dans la section précédente (voir section 3.4.1), cette profondeur peut être reliée à la localisation du maximum de déformation plastique dans le rail.

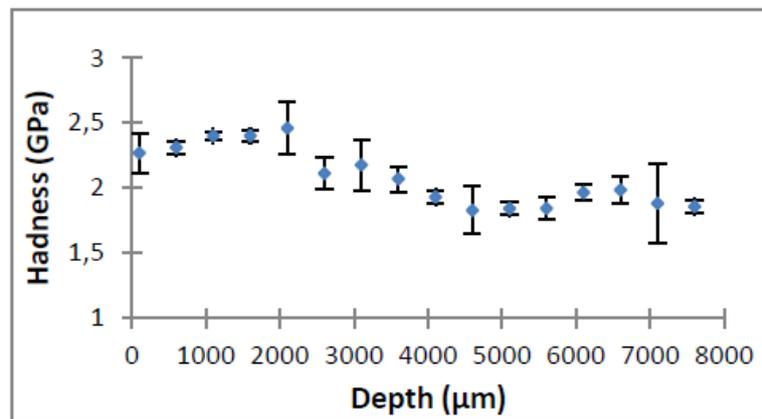


Figure 3-34: Evolution de la dureté en profondeur dans la bande III. La dureté augmente entre la surface et jusqu'à 3-4 mm de profondeur.

Les mesures de microdureté permettent de mettre en évidence l'écroutissage du rail induit par la sévère déformation plastique au milieu de la bande de roulement. L'évolution des propriétés mécaniques du rail en profondeur semble cohérente avec l'évolution de la microstructure. L'objectif du paragraphe suivant vise à le vérifier en confrontant les résultats issus de l'analyse multi-technique présentés précédemment.

#### 3.4.5. Discussion des résultats de l'analyse quantitative de la microstructure

Les résultats d'analyse dans la profondeur du rail obtenus par les trois différentes techniques (analyse EBSD, mesures de la distance interlamellaire et indentation instrumentée) peuvent être comparés entre eux afin de discuter de leur pertinence et d'une possible corrélation. Sur la Figure 3-35 sont respectivement tracées les évolutions de désorientation KAM, de distance interlamellaire et de microdureté en fonction de la profondeur dans la bande centrale III. D'après la Figure 3-35, les évolutions de ces 3 différents paramètres en profondeur suivent globalement la même tendance et sont

cohérentes avec une déformation plastique du rail sous la surface due aux passages répétés des trains tout au long de sa durée de vie en service. On observe ainsi une augmentation de la désorientation et de la dureté en parallèle d'une diminution de la distance interlamellaire en proche surface jusqu'à une profondeur de 3-4 mm. Ces évolutions témoignent des mécanismes qui entrent en jeu dans la déformation plastique du rail à l'échelle microscopique, avec un affinement de la microstructure perlitique. Cet affinement se traduit par la fragmentation cristallographique des nodules de perlite, par la réduction de la distance interlamellaire entre lamelles de cémentite et par l'ondulation et le fléchissement de ces lamelles. Il a pour conséquence directe une augmentation des propriétés mécaniques locales comme la dureté. Le couplage de ces techniques d'analyse permet également d'étendre les résultats de chaque mesure sur la plage de mesure et de pallier aux défauts propres à chacune. Longues et fastidieuses à réaliser, les observations et les mesures de distance interlamellaire permettent une évaluation directe du gradient de microstructure mais ne peuvent être réalisées qu'à quelques profondeurs différentes, de même que les analyses EBSD qui donnent des informations sur plusieurs zones relativement petites (50  $\mu\text{m}$  x 50  $\mu\text{m}$ ). Les mesures de microdureté sont quant à elles plus simples à réaliser mais donnent une information sur les propriétés mécaniques de la microstructure à une échelle plus mesoscopique (plusieurs nodules de perlite) et ne peuvent pas être réalisées en proche surface. Pour éviter les effets de bord, l'indentation n'a pas été réalisée plus près de la surface qu'à une profondeur de 0,1mm. Au vu de la diminution de la distance interlamellaire et de la transformation de la perlite en couche blanche WEL, on peut supposer que la microdureté augmente également de manière significative en proche surface. Chaque technique montre donc deux maximums locaux dans l'évolution en profondeur du paramètre analysé. Le premier maximum est situé juste en sous surface où la microstructure est sévèrement déformée par les contraintes de cisaillement extrêmes localement. Le second maximum local est situé entre 0,5 et 2,5 mm de profondeur et peut être corrélé à la zone où la contrainte de von Mises est maximale selon Johnson (Johnson, 1952). Ces paramètres diminuent ensuite progressivement (resp. augmente pour  $S_p$ ) dans la profondeur et se stabilisent à une profondeur de 3 à 4 mm à des valeurs similaires au rail neuf.

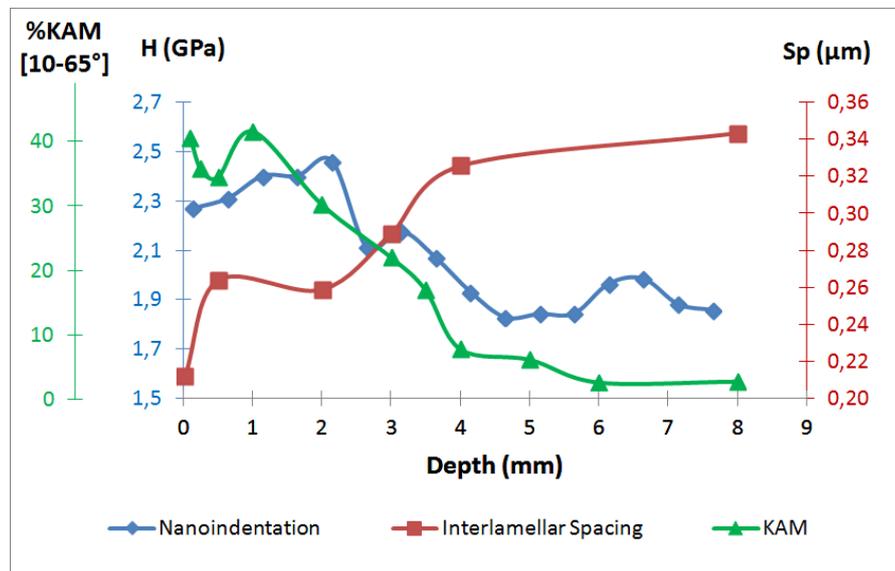


Figure 3-35: Comparaison des résultats de l'analyse EBSD, des mesures de distance interlamellaire et des essais de nanoindentation pour la caractérisation du gradient de microstructure en profondeur de la bande III

L'analyse multi-technique des gradients de microstructure et de propriétés mécaniques dans la profondeur de la bande centrale du rail usagé se révèle donc particulièrement intéressante pour mettre en évidence et corréler entre elles les évolutions observées en sous surface du rail. Ces évolutions importantes et les gradients mesurés peuvent également être mis en regard avec les conditions de contacts avec les roues, de circulation des trains et avec la durée de vie en service du rail.

Par ailleurs, ces évolutions mesurées expérimentalement peuvent être confrontées aux prédictions des modèles de simulation du comportement du rail afin d'en discuter les résultats et valider les outils. En particulier, après avoir examiné les gradients engendrés en sous surface de la tête de rail, il est intéressant de comparer les niveaux de déformation plastique et profondeurs obtenus par simulations numériques. La Figure 3-36 présente les résultats d'une simulation 3D par Eléments Finis du comportement élasto-plastique d'un rail soumis au passage d'une roue dans une zone d'alignement dans le cas où des forces tangentielles de traction imposées par la roue ne sont pas négligeables (Busquet, et al., 2005), comme dans la zone de prélèvement de l'échantillon analysé.

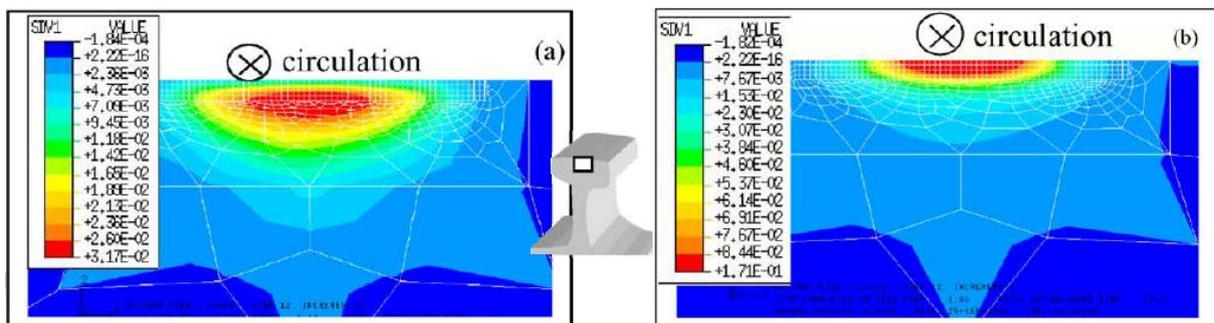


Figure 3-36 : Simulation 3D par Eléments Finis du comportement d'un rail soumis au passage d'une roue, d'après (Busquet, et al., 2005) : prédiction de l'évolution de la déformation plastique équivalente résiduelle en sous surface, (a)  $f = 0.0075$ , (max 3%) et (b)  $f = 0.25$ , (max 15%)

D'un point de vue qualitatif, il est intéressant de constater que les contraintes et déformations plastiques résiduelles obtenues après passage de roue augmentent en sous surface du rail et atteignent un maximum en sous surface ou en proche surface du rail (1 mm de profondeur). Du point de vue quantitatif, le niveau de déformation plastique calculé après un seul passage de roue (cas a 3%, cas b 15%) est bien inférieur à celui estimé ( $8 < \epsilon_{eq\_max} < 16$ ) dans la section 3.4.3 par corrélation des micrographies MEB obtenues sur rail et après essais de sévère déformation plastique. Cet écart s'explique simplement par l'effet rochet subi par le rail lors de l'accumulation des contacts avec les roues au cours de sa durée de vie en service. La profondeur de déformation plastique, comprise entre 2 et 4 mm dans le cas des simulations numériques, est en revanche tout à fait en accord avec les résultats expérimentaux de notre analyse multi-techniques, contrairement aux estimations expérimentales classiques d'environ 0,5 mm faites au travers de l'angle formé par les lignes de réorientation de la microstructure en proche surface. Il paraît tout à fait cohérent de supposer que des simulations de l'accumulation de déformation plastique par rochet dans le rail donneraient également des profondeurs affectées du même ordre. Ce point semble particulièrement important et suggère fortement que l'estimation de la déformation plastique accumulée par le rail sur la base de la mesure de l'angle formé par les lignes de réorientation de la microstructure semble largement sous-évaluer les niveaux et profondeur de déformation plastique réellement subi par le rail.

## Conclusion

Afin de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement par RCF, la problématique retenue dans le cadre de l'analyse de rails prélevés in situ visait à améliorer la compréhension de l'évolution de la microstructure en sous surface d'une part et étudier la sévère déformation plastique du rail d'autre part. Dans ce chapitre, cette sévère déformation plastique de la tête de rail due au phénomène de rochet et ses effets sur l'évolution de la microstructure ont été étudiées par le biais d'une caractérisation multi-techniques et multi-échelles d'un rail usagé R260 en service sur le réseau RATP. Les investigations sur l'évolution de la microstructure perlitique ont été réalisées à la fois à la surface de la bande de roulement et dans la profondeur du rail dans les directions longitudinale et transverse.

En surface, la morphologie du rail évolue le long de la bande de roulement en relation avec les conditions et fréquences de contacts avec les roues, et des **transformations tribologiques de surface** sont engendrées au centre de la bande de roulement. Cette évolution de la morphologie de la bande de roulement s'accompagne également de la présence de **gradients de dureté**, de **contraintes résiduelles** et de **composition chimique** en surface. Ces gradients traduisent ainsi à la fois l'écrasement du rail, sa propension à favoriser **l'amorçage de fissures** et les conditions environnantes de contacts.

Dans la profondeur du rail, l'analyse des évolutions microstructurales, cristallographiques et des propriétés mécaniques a été réalisée afin de caractériser les modifications de la microstructure perlitique et déterminer jusqu'à quelle profondeur celle-ci est influencée par les sévères conditions de contact à l'interface roues/rail. La combinaison d'analyse EBSD, d'observations au microscope optique et au MEB-FEG ainsi que les essais de nanoindentation en profondeur ont permis d'obtenir des informations quantitatives sur le fort gradient de microstructure dans la profondeur du rail. Ces analyses mettent en évidence le comportement particulier de la tête de rail en alignement et l'anisotropie de la microstructure en profondeur. Les principaux points retenus de cette analyse en profondeur sont les suivants :

- La déformation plastique du rail conduit à la formation d'un **gradient tridimensionnel de microstructure**, qui se développe à la fois dans la direction transverse et dans la profondeur du rail de la surface jusqu'à une **profondeur d'environ 4 mm**. De part et d'autre de la bande de roulement, comme les contacts avec les roues sont moins fréquents, la surface est plus rugueuse et les colonies de perlite ne sont pas affectées en profondeur.
- Au milieu de la bande de roulement, les conditions de contact déforment sévèrement et entraînent la **fragmentation de la microstructure perlitique**, conduisant à l'alignement des lamelles dans la direction de cisaillement en proche surface. Toutefois, cette fragmentation des colonies perlitiques en sous surface se retrouve encore jusqu'à une **profondeur de transition de 3-4 mm**, ce qui confirme l'hypothèse que la déformation plastique peut atteindre une profondeur de quelques millimètres. Au sein de cette zone de transition, certaines colonies de perlite restent non affectées, tandis que d'autres colonies voisines sont fragmentées. Dans les colonies fragmentées, les **lamelles de cémentite** sont fortement **fléchies, ondulées** et sont partiellement **rompues**, tandis que la matrice ferritique est fragmentée. Dans cette zone, une **forte augmentation** du pourcentage de **LAGB** (large angle grain boundaries) est mesurée, ce qui permet de **corréliser observations de microstructure et l'analyse EBSD**, et indique que la microstructure nodulaire devient lamellaire avec la déformation. Pour expliquer ces différentes évolutions entre colonies perlitiques adjacentes, nous pouvons supposer qu'un lien avec

l'orientation cristallographique du nodule perlitique d'une part et celle géométrique des lamelles de cémentite d'autre part pourrait exister, comme dans le cas d'une sollicitation de traction engendrant des bandes de cisaillement dans les colonies favorablement orientées. Une simulation micromécanique du comportement de la perlite sur un VER (Volume Élémentaire Représentatif) pourrait éventuellement apporter des éléments de réponse sur ce point. D'un point de vue technique, une telle explication pourrait par exemple guider les fabricants d'acier dans l'amélioration des propriétés mécaniques du rail, à condition de maîtriser la texture cristallographique initiale des aciers pour favoriser plus les orientations de nodules qui ne vont pas se fragmenter.

- En parallèle de ces analyses, le gradient de microstructure est également mis en évidence par l'évolution en profondeur de la **distance interlamellaire**. Alors que ce paramètre reste constant ( $S_p = 0,34 \mu\text{m}$ ) en profondeur (8 mm) jusqu'à une profondeur de transition de 3-4 mm, il **diminue progressivement** jusqu'à moins de  $0,15 \mu\text{m}$  en proche surface du rail.
- Les résultats des essais de nanoindentation en profondeur peuvent aussi être reliés à l'analyse de l'évolution de microstructure et montrent que la dureté du rail augmente en sous surface, confirmant que le **matériau s'écroute jusqu'à 3-4 mm de profondeur**.

Une comparaison de ces résultats expérimentaux avec ceux obtenus en simulation numérique 3D par EF du comportement du rail au passage d'une roue montre que les niveaux de déformation plastique obtenus sont évidemment bien inférieurs à ceux estimés, à cause de l'effet rochet non simulé. Néanmoins, les profondeurs affectées par la déformation plastique sont du même ordre (2-4 mm) et confirment ainsi celles obtenues dans les simulations. Ces résultats montrent également que des **évaluations** de la déformation plastique accumulée par le rail basées sur l'angle formé par les **lignes de réorientation** de la microstructure **sous-évaluent** largement les **niveaux et profondeur de déformation plastique** réellement subi par le rail

Pour résumer, la Figure 3-37 propose une représentation schématique du gradient de microstructure sous la bande de roulement du rail usé R260. Ces différentes observations et conclusions confirment d'une part les résultats issus de la littérature et les enrichissent d'autre part d'un aspect plus quantitatif sur les évolutions microstructurales, chimiques et de propriétés mécaniques au sein de la tête de rail à la fin de sa durée de vie en service.

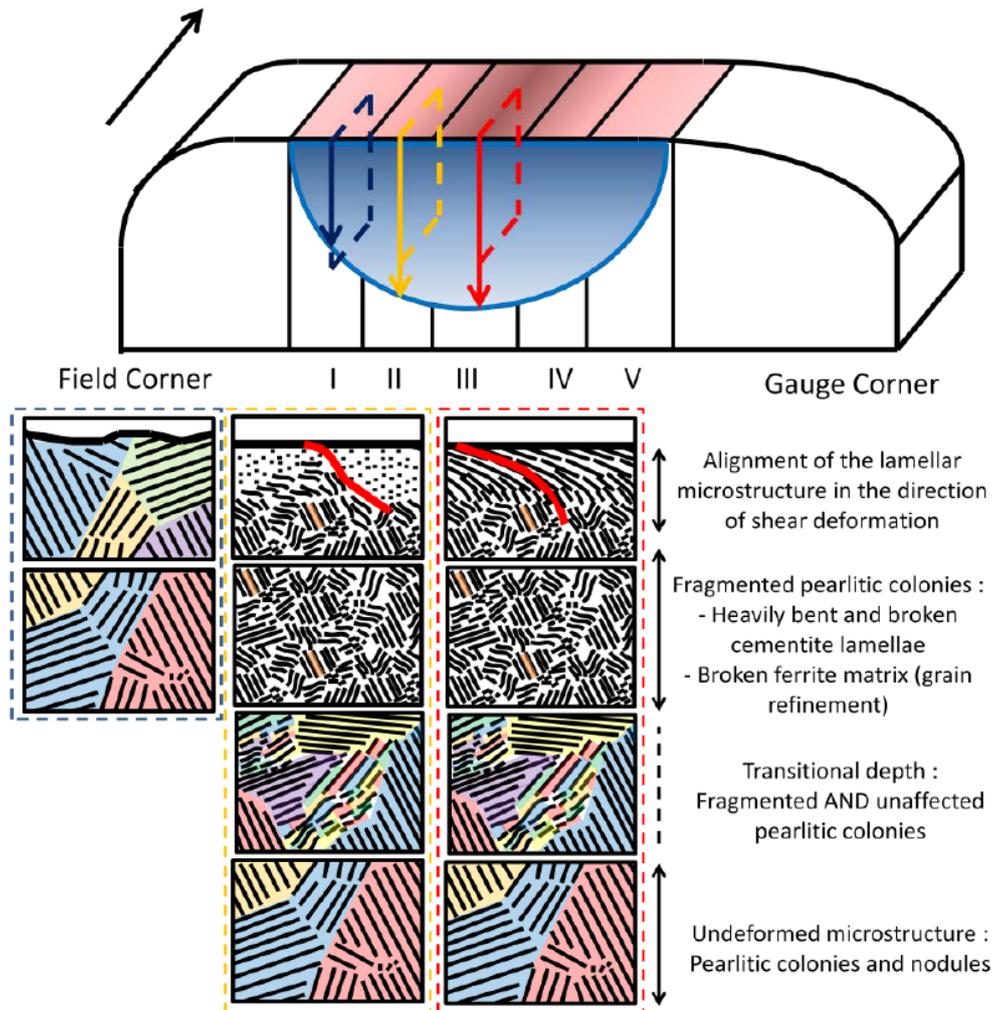


Figure 3-37: Représentation schématique du gradient tridimensionnel de microstructure engendré par l'accumulation de déformation plastique sous la surface d'un rail R260 usagé

## 4. Chapitre 4 – De l’accumulation de déformation plastique à l’amorçage du défaut de Head Check

Introduction .....	107
4.1. La campagne de prélèvements de rails CERVIFER .....	108
4.1.1. Choix du défaut de Head Check .....	108
4.1.2. Déroulement de la campagne de prélèvements .....	108
4.1.3. Sélection des échantillons.....	109
4.2. Les évolutions dans le rail .....	110
4.2.1. Caractérisation du défaut de Head Check sur les lignes A et B .....	110
4.2.1.1. Ligne A .....	110
4.2.1.2. Ligne B .....	114
4.2.2. Evolution des profils.....	116
4.2.3. Evolution de la microstructure perlitique .....	118
4.2.4. Evolutions des propriétés mécaniques.....	122
4.3. Caractérisation de la déformation plastique .....	124
4.3.1. Méthodologie EBSD .....	124
4.3.1.1. Position 1 : contacts très fréquents .....	125
4.3.1.2. Synthèse des évolutions microstructurales aux 3 positions transverses .....	128
4.3.2. Comparaison avec la simulation sur Vocolin® du passage d’un véhicule dans une courbe 130	
4.4. Amorçage du Head Check.....	134
4.4.1. Amorçage des fissures en surface.....	134
4.4.2. Evolution des fissures en profondeur .....	138
4.4.3. Propagation des fissures en profondeur.....	139
Conclusion.....	146

### Introduction

Au cours des chapitres précédents, la sévère déformation plastique dans la tête de rail et le gradient tridimensionnel de microstructure et de propriétés mécaniques engendrés par RCF ont pu être analysés sur un rail usagé en zone à haute densité de défauts Squat bien développés. Le présent chapitre a pour objectif d’étudier l’évolution progressive des rails perlitiques avec l’accumulation des passages de trains, depuis leur installation jusqu’au développement de défauts de RCF. Deux problématiques globales ont été retenues : améliorer la compréhension de l’évolution de la microstructure en sous surface lors des premiers cycles de passage de roues et déterminer son influence dans la fissuration des rails (amorçage et propagation de fissures) par RCF. Ainsi, du point de vue de la microstructure perlitique et de la déformation plastique progressive qu’elle subit, il est intéressant de **comprendre comment les différents gradients de microstructure et de propriétés**

**mécaniques se mettent en place** dans la tête de rail et à **quelle vitesse** par rapport à l'accumulation des passages de roues sur le rail. Pour l'aspect fissuration, nous viserons à mieux comprendre **comment les fissures s'amorcent et se propagent** au cours des **premiers cycles de passages de roues**, à savoir comment la propagation des fissures peut être influencée par la microstructure (orientation des lamelles ou le long des joints des colonies perlitiques) ou par les conditions de contacts. Pour cela, une campagne de prélèvements réguliers de rails sur voies a été mise en place dans le cadre du projet CERVIFER. La méthodologie d'analyse multi-technique présentée dans le **Chapitre 2** est utilisée pour caractériser la mise en place du gradient de microstructure sous la surface du rail à différents stades de développement des fissures.

## 4.1. La campagne de prélèvements de rails CERVIFER

### 4.1.1. Choix du défaut de Head Check

Pour mener l'analyse du rail dans les premiers stades de passages de roues et afin d'améliorer la compréhension des mécanismes impliquant l'amorçage et la propagation récurrentes de défauts de RCF sur voie, la campagne de prélèvements de rails a été mise en place dans le cadre du lot 3 Usure et Fatigue de contact de roulement du projet CERVIFER. Pour cette étude, il a été choisi d'étudier l'amorçage du défaut de Head Check en section courbe, dont les principales caractéristiques ont été présentées dans le Chapitre 1. Contrairement au défaut de Squat, c'est un défaut qui arrive rapidement à maturité en termes de tonnage/temps et qui apparaît de façon continue sur le rail dans la même portion courbe ( $R < 2000$  m), ce qui permet d'étudier sa propagation par le biais de prélèvements successifs dans le temps à des distances très rapprochées. L'étude du Head Check est aussi intéressante du point de vue de la compétition entre usure et RCF qui existe à la surface du rail. Dans le cas d'une usure prépondérante, les fissures amorcées en surface par RCF sont régulièrement éliminées, ce qui ne permet pas la propagation critique du défaut en profondeur. Le Head Check présente également l'avantage de ne pas se développer en zone où les rails subissent des TTS, ce qui simplifie la problématique d'évolution microstructurale. Pour mettre en place une campagne de prélèvements sur voie de grande envergure, il est nécessaire de définir préalablement et avec une grande rigueur les plans de prélèvements, de transport, de découpe et d'analyse d'échantillons de rail. On soulignera bien ici l'opportunité d'avoir pu bénéficier d'une telle campagne de prélèvements et d'une zone dédiée au projet CERVIFER en voie, qui nous ont donné l'opportunité d'effectuer les analyses sur de nombreux échantillons de rails en service.

### 4.1.2. Déroulement de la campagne de prélèvements

La campagne de prélèvements de rails a été réalisée et planifiée par la RATP sur le Réseau Express Régional (RER). Les prélèvements concernent des rails R260 de profil 60E1 à différents stades de tonnages accumulés en file haute dans des zones de Head Check. Deux zones de Head Check ont été sélectionnées : sur la ligne A du RER d'une part afin d'étudier l'effet du « vieillissement » rapide du rail dû au tonnage quotidien important et sur la ligne B d'autre part où le matériel roulant et les conditions de circulation sont plus homogènes. Les caractéristiques de ces deux sites de prélèvements sont résumées dans le Tableau 4-1.

	Ligne A : Auber-Châtelet Voie 2	Ligne B : Baconnets Voie 2
Tonnage	180 à 200kT/jours (environ 60MGT par an)	80 kT/jours (environ 24 MGT par an)
Rayon	1000 m	975 m
Date de pose	24/02/2011	29/04/2000
Date de meulage	11/2013	05/2012

Tableau 4-1 : Caractéristiques des sites de prélèvement de la campagne CERVIFER

#### 4.1.3. Sélection des échantillons

Sur chacune des lignes, le prélèvement des échantillons a été réalisé à différentes étapes après l'installation d'un nouveau tronçon de rail R260. Le Tableau 4-2 récapitule le planning des prélèvements et les tonnages accumulés correspondants sur les lignes A et B. Ainsi, sur la ligne A, la campagne a débuté par le retrait d'un tronçon de rail ayant accumulé 234 MGT (Million Gross Tons), soit 44 mois de service, sur lequel un défaut de Head Check de niveau 2 était visible (voir Figure 4-1). Ce tronçon a ensuite été remplacé par un tronçon de rail neuf R260 de mêmes longueur et profil. Deux échantillons (1 m) de rail 234MGT et neuf ont été transportés jusqu'à l'UTC dans des caisses hydrophobes après avoir préalablement été revêtus d'huiles de colza et filmés en vue de les protéger de l'oxydation. Il est important de noter qu'aucune opération de meulage de la surface des rails n'a été réalisée durant toute la période de la campagne, mis à part sur les rails prélevés avant l'installation du rail neuf. Cette précision revêt une importance particulière quand on la met en perspective avec la présence d'une couche décarburée sur rail neuf. Comme présenté dans le chapitre 1 et observé dans le chapitre 2, cette couche composée de ferrite proeutectoïde et de perlite d'une épaisseur d'environ 300-400  $\mu\text{m}$ , diminue la résistance de l'acier à l'usure et au RCF (Carroll & Beynon, 2006). En théorie, les recommandations de l'UIC vont vers un meulage initial des rails neufs après installation afin d'en éliminer les impuretés et la couche décarburée. Cependant, dans la pratique, cette opération initiale n'est pas toujours réalisée pour des questions de temps et de coûts de maintenance. Par ailleurs, dans des tronçons où l'usure est importante, la durée de vie de cette couche décarburée est supposée très courte et négligeable en comparaison avec la durée de service du rail. Pour ces raisons, il a été choisi de suivre l'évolution des rails avec l'accumulation des chargements sans aucune modification du profil ou de la microstructure initiale du rail afin d'étudier les premiers stades de formation du défaut de Head Check, comme le montre la Figure 4-2.

Date	Ligne	Nature du coupon	Tonnage (MGT)
Août 2014	Zone A	Rails neufs	0
Octobre 2014	Zone A	Rail d'origine	234
Novembre 2014	Zone A	3 semaines	4
Novembre 2014	Zone A	1 semaine et 1 mois	1,3 et 5,3
Janvier 2015	Zone A	2 mois et 3 mois	10,6 et 16
Avril 2015	Zone B	Rail d'origine	0
Mai 2015	Zone B	4.5 semaines	1,3
Juin 2015	Zone B	2 mois et 2.5 mois	2,3 et 2,9
Novembre 2015	Zone B	5 et 7.5 mois	6 et 8,9
Novembre 2015	Zone A	12 mois et 15 mois	69 et 85

Tableau 4-2 : Déroulement de la campagne de prélèvements CERVIFER

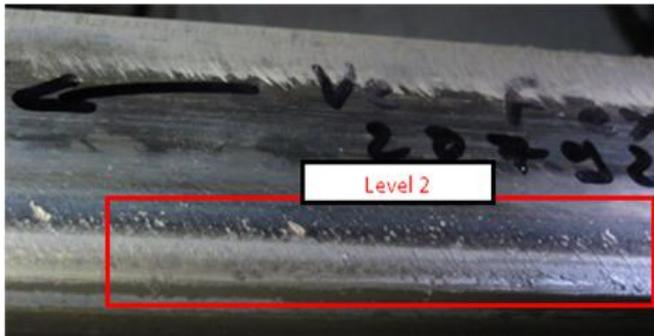


Figure 4-1 : Head Check de niveau 2 visible à la surface du rail, 234 MGT

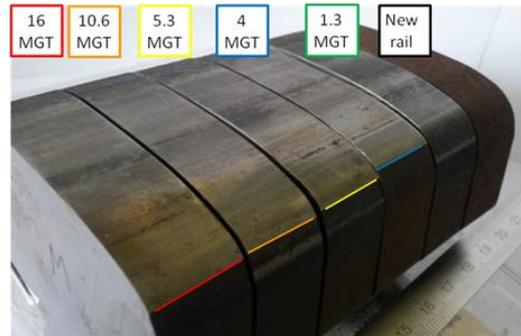


Figure 4-2 : Echantillonnage des rails. Le code couleur correspond au tonnage accumulé.

## 4.2. Les évolutions dans le rail

L'objectif principal de cette partie est d'observer, à l'échelle macroscopique, les évolutions du rail et des fissures de Head Check et de caractériser, à l'échelle microscopique, les évolutions de microstructure et les réorganisations cristallographiques de l'acier, notamment lors des premiers cycles de fatigue où le gradient de microstructure se met en place sous la surface du rail.

### 4.2.1. Caractérisation du défaut de Head Check sur les lignes A et B

Pour étudier l'amorçage du défaut de Head Check depuis l'installation du rail neuf, il est au préalable nécessaire d'étudier le défaut à un état bien développé et déterminer ses caractéristiques macroscopiques (localisation, étendue, espacement inter-fissures) dans les conditions de circulation des deux lignes de prélèvement CERVIFER. Le paramétrage du défaut de Head Check sur les rails usagés nous permet de déterminer a priori, en surface comme en profondeur, la localisation et certaines caractéristiques morphologiques des fissures qui se développeront au fur et à mesure de l'accumulation du tonnage sur le rail neuf. Il sera par ailleurs intéressant de pouvoir distinguer si ces paramètres sont propres au défaut et à la configuration des contacts roue/rail étudiée, ou s'ils évoluent au cours de l'endommagement du rail.

#### 4.2.1.1. Ligne A

La Figure 4-3 est une photographie du rail à 234 MGT retiré sur la ligne A au début de la campagne de prélèvements et où le défaut de Head Check s'est développé.

Sur le congé de roulement du côté du Gauge Corner, les fissures caractéristiques du Head Check sont visibles à la surface du rail. A l'opposé côté Field Corner, on observe en surface des stries de meulage. Ces stries sont issues d'une opération de maintenance de meulage visant à retravailler le profil du rail et à éliminer les fissures de Head Check présentes en surface. Il a été montré récemment (Fau, et al., 2015) que la présence de ces défauts de surface particulièrement prononcés et rugueux peut être la cause d'amorçage préférentiel de fissures de RCF. Sur le rail usagé de la ligne A, les traces du meulage réalisé près d'un an avant le retrait ont disparues sur la partie de la tête de rail en contact fréquent avec les roues et ne se retrouvent que sur la partie non exposée, ce qui explique qu'aucune fissure de RCF ne s'y soit amorcée. On verra en partie 4.2.1.2 qu'à l'inverse sur le rail usagé issu de la ligne de prélèvement B, ces stries de meulage ont une influence sur l'amorçage des fissures de RCF et

confirment la nécessité de prêter une attention particulière lors des opérations de maintenance des rails.

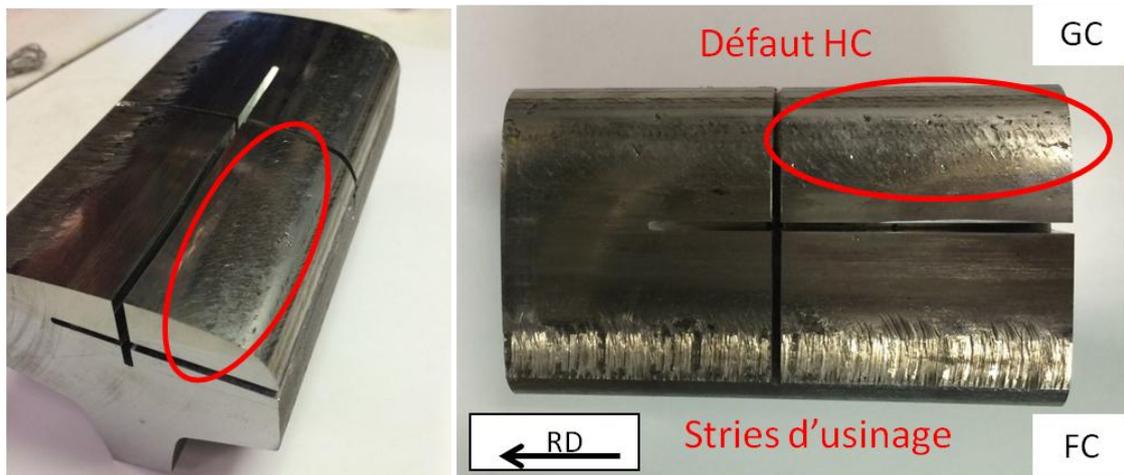


Figure 4-3 : Photographies du rail usagé (234 MGT) de la ligne A. La présence en surface du défaut de Head Check du côté du congé de roulement et des stries de meulage côté FC est visible en surface.

Des observations de la surface du rail dans la zone de Head Check ont été réalisées pour paramétrer les caractéristiques du défaut et afin de faciliter sa détection dans les premiers stades d'accumulation du tonnage. Pour cela, les paramètres de fissuration ont été mesurés à la surface du rail suivant 6 lignes longitudinales ( $1 < i < 6$ ) qui encadre la position du défaut situé à une distance comprise entre 6 et 27 mm du flanc de rail (ligne bleue). La Figure 4-4 présente les paramètres mesurés, que sont la distance inter-fissures sur la ligne  $i$  dans la direction de roulement  $L_{HC i}$ , l'angle  $\alpha_i$  entre direction de roulement et direction de la fissure dans la tranche  $i, i+1$  et  $L_{Tmax}$  qui définit la position transverse du défaut de HC. Le Tableau 4-3 fait état des différentes mesures effectuées. D'après ces mesures, on constate que les fissures de Head Check sont très concentrées entre 9 et 19 mm du GC. A mesure que l'on s'éloigne du centre du rail, les fissures tendent à s'orienter à environ  $60^\circ$  par rapport à la direction de roulement, ce qui nous donne une indication que l'on vérifiera via les simulations numériques sur la direction des contraintes de cisaillement dans le contact.

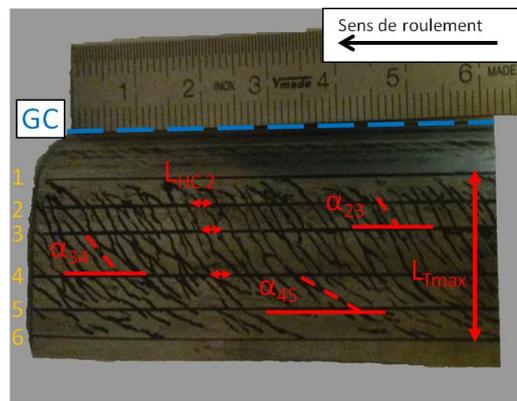


Figure 4-4 : Paramétrage en surface des fissures de Head Check

Ligne	Distance / GC (mm)	Nombre de fissures	$L_{HC}$ (mm)	$\alpha$ moyen [ec.type] ( $^\circ$ )
1	6	5	12,2	
2	9,5	37	1,6	
3	13	33	1,8	61 [4]
4	19	31	2,0	55 [4]
5	23	18	3,4	38 [7]
6	27	5	12,2	

Tableau 4-3 : Paramétrage surfacique du défaut de Head Check - ligne A

Cette étude préliminaire permet de repérer la zone critique (position par rapport au flanc du rail et longueur transverse) où se développe le défaut de HC dans la courbe étudiée. On notera comme attendu que dans la zone étudiée la courbure du rail engendre une zone de contact et donc de défaut plus confinée que pour un rail en alignement (cf **Chapitre 3**). Il est par ailleurs intéressant de déterminer quelques paramètres simples comme les orientations de fissures par rapport à la direction de roulement afin de pouvoir déterminer par la suite s'ils évoluent ou non avec l'accumulation du chargement et de la déformation plastique.

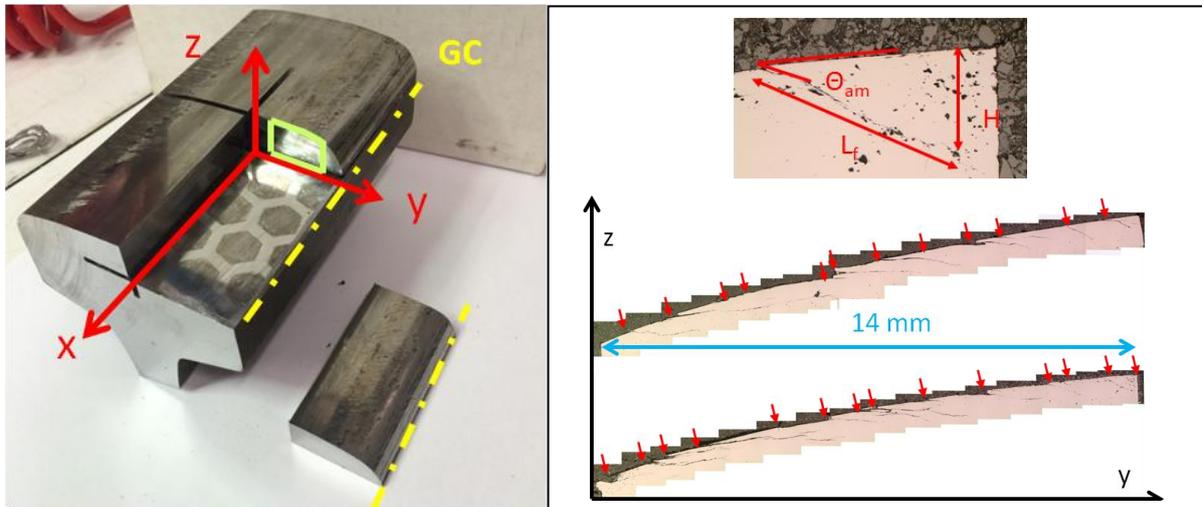


Figure 4-5 : Prélèvements en coupe transverse (yOz) et paramétrage des fissures de Head Check

De la même façon, nous déterminons, à l'aide de coupes transverse entre 8 et 22,5 mm du flanc de rail GC (cf Figure 4-5), quelques paramètres classiques de la fissuration dans la profondeur du rail, comme  $\Theta_{am}$  l'angle d'amorçage de fissure ( $^{\circ}$ ),  $\Theta_{final}$  l'angle entre le segment lèvres/pointe de fissure et la surface du rail ( $^{\circ}$ ),  $L_f$  la distance lèvres-pointe de fissure ( $\mu\text{m}$ ) et  $H$  la profondeur en pointe de fissure ( $\mu\text{m}$ ). La Figure 4-6 présente les résultats des mesures de fissures de HC en profondeur.

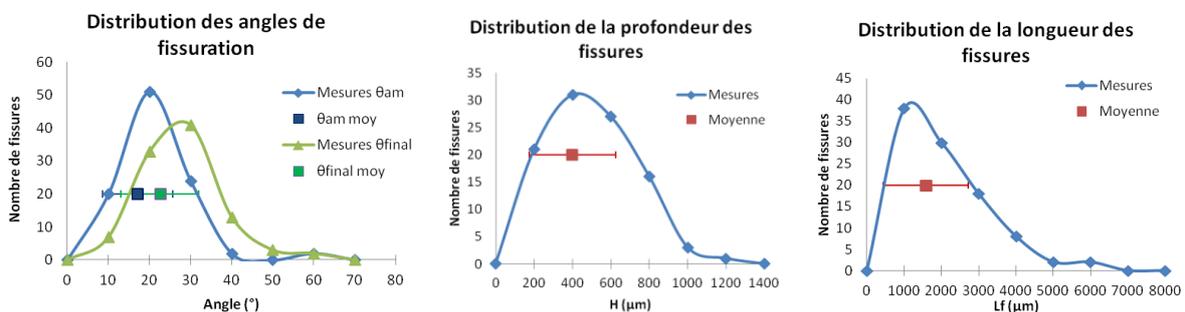


Figure 4-6 : Evolution des angles d'amorçage et de propagation, des profondeurs et longueurs de fissures dans le rail usagé à 234 MGT (ligne A)

Les mesures réalisées en coupes transverse du rail mettent en évidence quelques paramètres simples caractéristiques des fissures de Head Check, comme les faibles angles d'amorçage et final au niveau de la pointe des fissures par rapport à la surface ( $\approx 20^{\circ}$ ), qui témoignent du peu de changement de direction dans la propagation en profondeur à ce stade de développement du défaut. Au sein du réseau, les fissures les plus longues ( $> 5\text{mm}$ ) sont également celles qui se sont propagées le plus en profondeur ( $> 1\text{mm}$ ).

Pour obtenir une vision plus précise du réseau de fissures constituant le défaut de Head Check, une cartographie 3D du réseau de Head Check sous la surface du rail à 234 MGT a été réalisée en tomographie manuelle par le biais d'opérations successives de polissages et d'observations de coupes transverses. La procédure de reconstitution 3D de l'image est plus amplement décrite dans le **Chapitre 1**, tandis que l'algorithme de reconstitution développé sous le logiciel MatLab® est présenté en annexes.

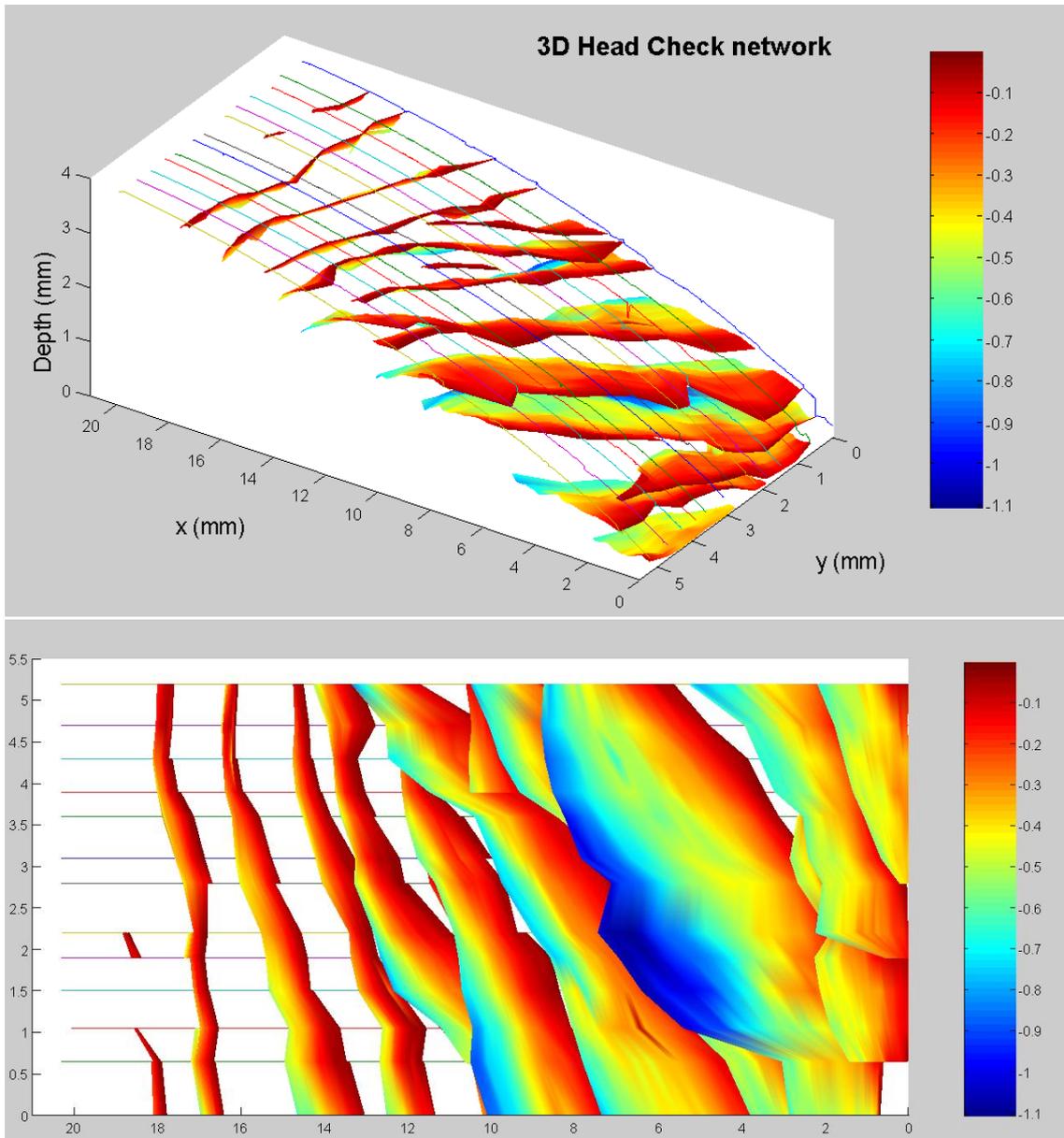


Figure 4-7 : Cartographie 3D du réseau de Head Check sur rail 234 MGT, a) en perspective, b) vue de dessous

Les cartographies 3D du Head Check présentées en Figure 4-7, mettent en avant plusieurs aspects du réseau de fissures développé sous la surface du rail, comme la présence en continu des fissures localisées à une distance entre 7 et 27 mm du flanc GF. Ces fissures sont néanmoins amorcées et se propagent avec un plus faible angle et plus en profondeur dans une zone entre 9 et 16 mm du flanc GF. Cette zone critique où certaines fissures se propagent sous d'autres présente donc un fort

risque d'écaillage. Nous vérifierons donc dans les premiers stades de passages de roues les localisations de la déformation plastique et des amorçages de fissures dans ces zones.

#### 4.2.1.2. Ligne B

Sur le rail usagé provenant de la ligne B de prélèvements, deux types de défauts de RCF sont observés, le Head Check d'une part, et le flaking (écaillage de la surface) d'autre part. Bien que cela ne soit pas l'objet de l'étude, quelques observations ont été réalisées sur ce second défaut de RCF et mises en perspective des travaux de F. Fau (Fau, et al., 2015). Le flaking est amorcé sur les stries encore visibles du meulage réalisé en mai 2012, au niveau du congé de roulement GC, comme le montre la Figure 4-8.

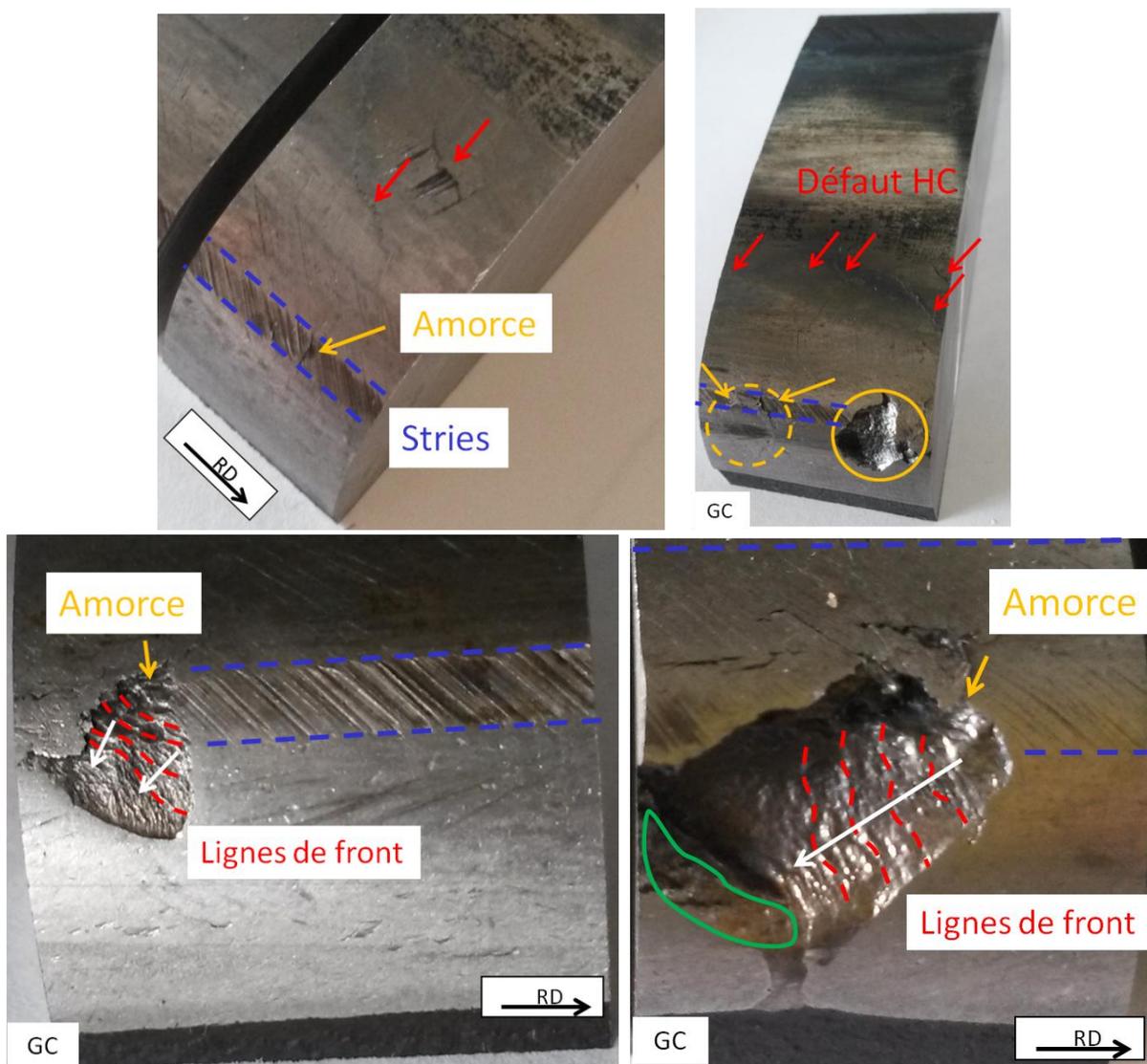


Figure 4-8 : Localisation des défauts de Head Check et de flaking sur le rail usagé de la ligne B.

L'amorçage et la propagation du défaut de flaking à l'emplacement des stries de meulage se déroulent en plusieurs étapes qu'illustrent bien la Figure 4-8. De part l'évolution brutale du profil transverse et la forte rugosité due à la présence des stries (intrusions et extrusions), une zone de concentration de contraintes est créée au niveau des stries. Dans un premier temps, cette zone est le lieu d'amorçage d'une fissure en surface, comme le montre la Figure 4-8 a. Avec l'accumulation des

passages de roues, cette fissure se propage progressivement à chaque cycle en surface le long des stries et en profondeur vers le congé de roulement dans la direction opposée au roulement. A un stade de propagation avancé, la fissure a atteint la surface au congé de roulement et découpe une fine partie du rail sur quelques millimètres. Cette partie rattachée au rail par une languette va se détacher par rupture ductile et produire un écaillage de taille millimétrique à centimétrique sur le rail. Les Figure 4-8 c et Figure 4-8 d montrent des photographies de tels écaillages sur le rail usagé issu de la ligne B, où l'on observe le point d'amorçage, les lignes de front successives de la fissure et la languette arrachée par rupture ductile. Il est important de noter que ces défauts de flaking sont observés dans une zone très lubrifiée du rail où la graisse s'accumule peu à peu au niveau du GC, ce qui semble confirmer l'influence néfaste de ce lubrifiant. Au prélèvement des rails, les cavités créées par l'écaillage dans le rail étaient entièrement comblées par de la graisse, ce qui par ailleurs ne facilite pas leur détection lors de l'inspection des voies.

Le défaut de Head Check observé sur la ligne B est différent de celui sur la ligne A. La densité de fissures en surface est bien moins élevée, tandis que les fissures sont plus longues et plus marquée en surface sur la ligne B. La Figure 4-9 présente une photographie de deux fissures particulièrement longues et les micrographies correspondantes en vue de dessus et coupe transverse. La fissure la plus longue mesurée fait ainsi plus de 15 mm de longueur et se propage jusqu'à 5,5 mm de profondeur sous la surface du rail. La présence d'importants écaillages au niveau du congé de roulement réduit la surface de contact sur le rail et pourrait donc influencer la vitesse de propagation des fissures en générant des pics de chargements locaux. Cependant, les plus faibles tonnages quotidiens accumulés sur cette ligne ainsi que le temps relativement court à l'échelle du développement du Head Check ne nous permettront pas d'en constater l'apparition sur la ligne B, ni d'en étudier les relations avec le défaut de flaking.

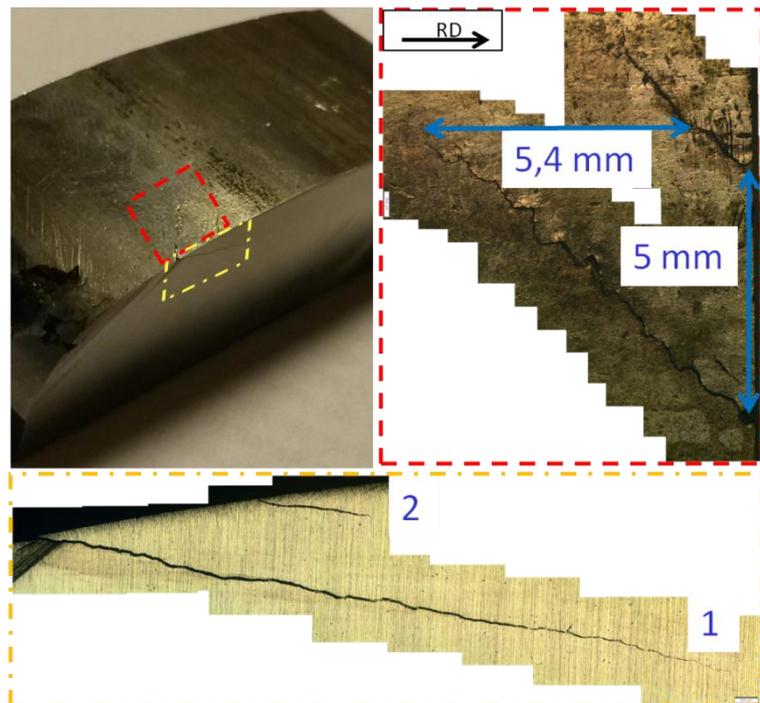


Figure 4-9 : Visualisation du défaut de Head Check sur rail usagé de la ligne B

Après avoir analysé les défauts de Head Check observés sur chacune des 2 lignes de prélèvement et déterminé leur caractéristiques principales, nous nous attacherons dans la suite à comprendre les mécanismes mis en jeu dans l'amorçage et la propagation d'un tel défaut depuis l'installation d'un nouveau rail. Il semble évident d'après la littérature et les résultats du **Chapitre 3** que des évolutions tant à l'échelle du profil du rail que de la microstructure se mettent en place et influencent l'amorçage des premières fissures et du réseau de HC.

#### 4.2.2. Evolution des profils

Quelques semaines après installation du rail neuf sur la ligne A, les premiers prélèvements à faibles tonnages ont été effectués. Des observations au microscope optique sont réalisées en sous surface du rail sur des échantillons ayant supportés différents tonnages dans la zone proche du gauge corner où se développe le réseau de Head Check. La Figure 4-10 montre des micrographies en coupe transverse de la proche surface du rail respectivement après 1,3 MGT, 4 MGT et 16 MGT.

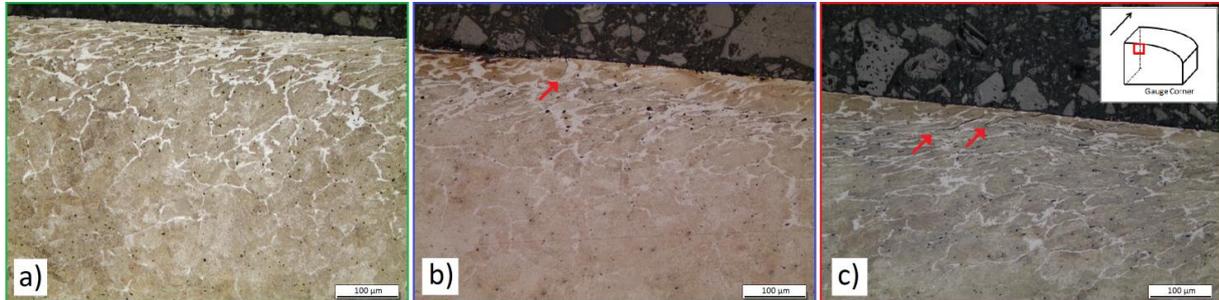


Figure 4-10 : Micrographies de coupes transverses de rail en proche surface respectivement après a) 1,3 MGT, b) 4 MGT, et c) 16 MGT. Les flèches indiquent la position des pointes de fissures au cours du premier stade d'amorçage.

Une sévère déformation plastique de la surface du rail et le cisaillement de la microstructure sont observés en proche surface dans les premiers cycles de contacts roue/rail. Dans la direction transverse, une évolution marquée de la couche décarburée est observable, de la même façon que celle observée après des essais bi-disques (Carroll & Beynon, 2006). La ferrite proeutectoïde est alignée dans la direction du cisaillement de manière significative. L'évolution du cisaillement de la microstructure en profondeur peut être estimée en mesurant l'angle formé par les lignes de déformation de la ferrite proeutectoïde [8]. D'après ces micrographies, on peut noter que le cisaillement en proche surface et l'épaisseur de la couche déformée plastiquement augmentent avec le tonnage. Le pourcentage surfacique de ferrite proeutectoïde semble diminuer légèrement avec le tonnage du fait de la forte déformation de cisaillement / compression. Localement, une forte augmentation de la densité de défauts pourrait être liée à cette diminution. D'autres analyses de l'évolution de la couche décarburée sont nécessaires pour élucider ce point. L'amorçage de microfissures est aussi observé à la surface du rail dans la Figure 4-10 b) et c).

Il est important de noter que la microstructure n'évolue pas de la même façon en proche surface selon la position transverse sur le rail. La Figure 4-11 montre deux micrographies optiques prises en proche surface du rail à 1,3 MGT à différentes positions par rapport au flanc du rail (Gauge Face), respectivement à 13 mm (cadre rouge) et 9 mm (cadre vert). La microstructure est bien plus affectée par la déformation plastique à 13 mm du flanc qu'à 9 mm, comme le montre la Figure 4-11. Comme Simon (Simon, et al., 2013) l'a souligné pour un rail en alignement en zone Squat, la tête de rail pourrait être divisée en plusieurs bandes longitudinales subissant des conditions de contacts variées et avec des évolutions de microstructure différentes. Il est tout de même important de noter que la zone où la microstructure est affectée par le contact augmente avec l'accumulation du tonnage et la déformation plastique.

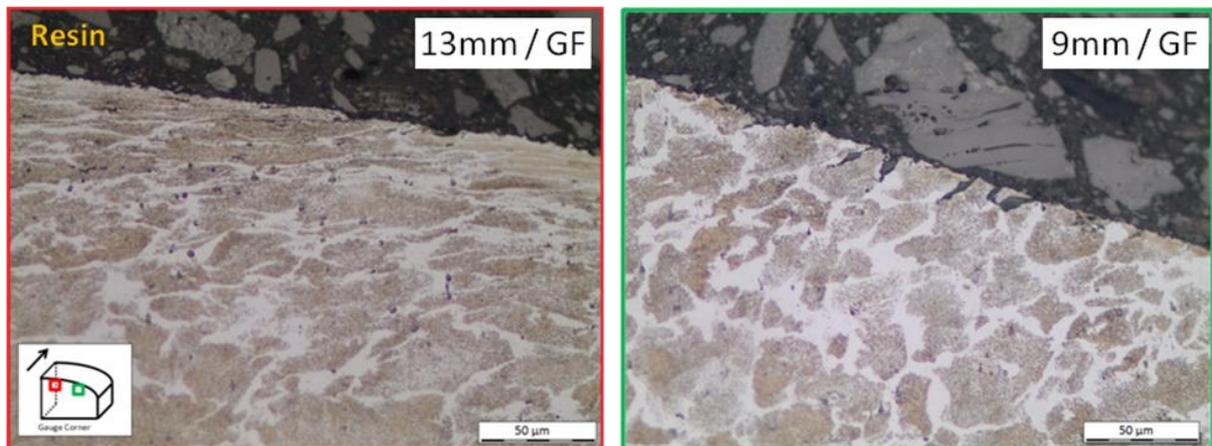


Figure 4-11 : Micrographies en coupe transverse de la surface du rail à 1,3 MGT respectivement a) à 13 mm et b) à 8 mm du flanc de rail Gauge Face

L'évolution des profils de rails avec le tonnage a été étudiée dans les premiers stades de chargement. Comme rappelé dans le chapitre 1, il est bien connu que les défauts de Head Check sont engendrés par la déformation plastique en proche surface du rail mais peuvent également être éliminés par l'usure. Les mécanismes d'usure et de RCF ont donc tous deux une influence sur l'évolution des profils et sont en compétition pour en être le mécanisme dominant, tandis qu'en pratique, une bonne maintenance vise à atteindre le taux d'usure « magique ».

Les profils de chaque rail (0-16 MGT) ont été mesurés sur des échantillons de rails prélevés sur voie, comme le montre la Figure 4-2. Les échantillons ont été découpés à la micro-tronçonneuse à faible vitesse d'avance pour garantir un état de surface sans bavure, et nettoyés à l'éthanol et au coton pour éliminer toutes traces de lubrifiant qui s'est accumulé sur le flanc du rail en service. Par la suite, la procédure de reconstruction numérique présentée dans le chapitre 2 (II.1.9), combinant traitement d'image et analyse numérique via MatLab®, a été utilisée pour obtenir et comparer les profils mesurés.

Les résultats de l'analyse des évolutions de profils sont présentés dans la Figure 4-12. D'après la Figure 4-12 b), une légère diminution du profil avec le chargement au niveau du centre de la tête de rail est observée. Ce léger affaissement du profil au centre de la tête de rail ne dépasse pas les 400 µm après 16 MGT. En parallèle, la déformation plastique du rail vers le congé de roulement (Gauge Corner) conduit à une augmentation progressive de la surface de contact avec le chargement, comme le montre la Figure 4-12 c). Après 16 MGT, la zone de contact s'est étendue de 3 mm par rapport au rail neuf et augmente encore de 2 mm après 69 MGT où le bourrelet de déformation plastique est nettement visible à l'œil. La Figure 4-13 présente des micrographies optiques de la sous surface du rail à 16 MGT à différentes positions transverses sur la tête de rail. Les micrographies ont été post-traitées par traitement d'images en une image tricolore afin de mettre en avant l'évolution de la ferrite proeutectoïde (en rouge) d'une part et de la perlite (en blanc) d'autre part. A partir de ces micrographies, il est possible de localiser la zone déformée en cisaillement. A ce stade de 16 MGT, il est également important de noter que la couche décarburée est encore observable sur toute la tête de rail et n'a donc pas été éliminée par usure. Seuls quelques micro-écaillages peuvent être observés à la surface du rail après 16 MGT. Par conséquent, la présence continue de la couche décarburée montre que le mécanisme d'usure n'est pas du tout dominant à ce stade de contacts roue/rail dans la courbe étudiée.

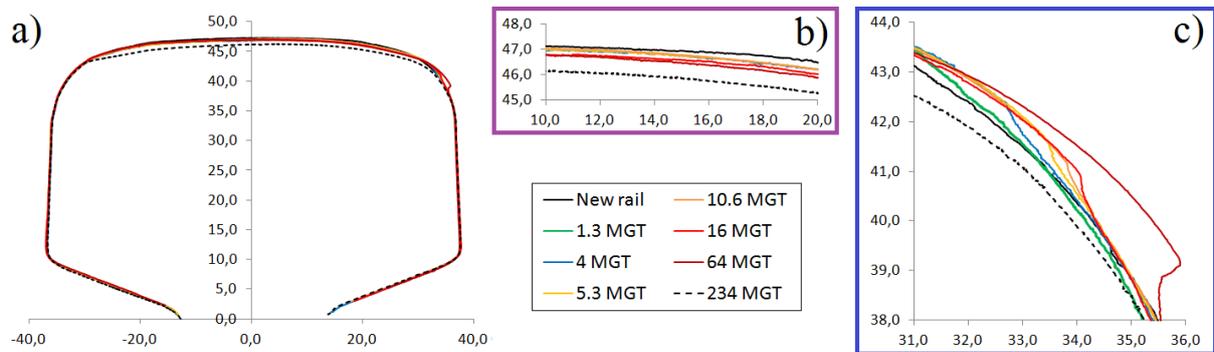


Figure 4-12 : a) Evolution du profil de rail (mm) sur la ligne A depuis l’installation du rail neuf jusqu’à 69 MGT, b) zoom sur la partie supérieure de a), zoom sur le congé de roulement Gauge Corner de a). La ligne pointillée correspond au rail à 234 MGT meulé durant son service où le Head check est bien développé

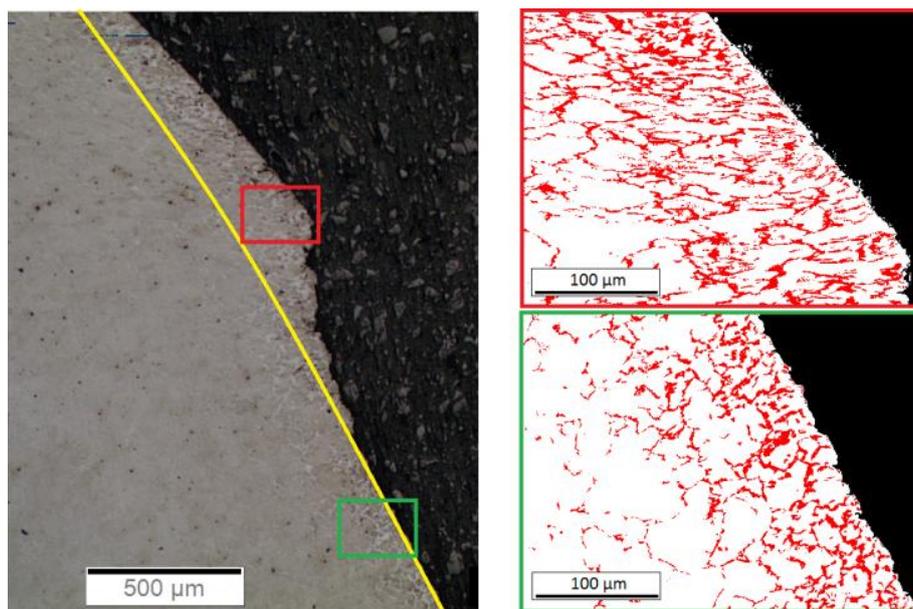


Figure 4-13 : Micrographies transverses du congé de roulement GC après 16 MGT. L’évolution de la ferrite proeutectoïde (en rouge) et de la perlite (en blanc) en proche surface est mise en évidence par traitement d’image. Dans le cadre supérieur, la déformation plastique conduit à l’étirement de la microstructure en direction du Gauge Corner

#### 4.2.3. Evolution de la microstructure perlitique

La microstructure en proche surface a été observée à une échelle plus fine au MEB-FEG afin d’étudier le comportement des colonies de perlite en parallèle de l’évolution de la ferrite proeutectoïde. Comme dans le chapitre 3, il a été montré par des essais bi-disques en glissement pur ou glissement roulement (Perez-Unzueta & Beynon, 1993), et après examen de rails usagés (Larijani, et al., 2014), (Garnham & Davis, 2008), (Garnham & Davis, 2011) que les lamelles de cémentite sont fléchies, partiellement rompues et alignées dans la direction de cisaillement. Par ailleurs, la distance interlamellaire diminue à mesure que l’acier perlitique accumule la déformation plastique. La ferrite proeutectoïde est quant à elle sévèrement déformée par les contacts cycliques de compression/cisaillement et favorise ainsi l’amorçage et la propagation de fissures.

La Figure 4-14 montre des micrographies du rail de 1,3 MGT prises aux mêmes positions que sur la Figure 4-11, c'est-à-dire respectivement à 13 mm et 9 mm du flanc de rail (GF). A 9 mm du GF, la microstructure semble non affectée. La perlite et la ferrite proeutectoïde sont visibles et ont une forme et une orientation géométrique aléatoire dans le plan d'observation. Dans les colonies de perlite, les lamelles de cémentite sont parallèles entre elles et orientées aléatoirement par rapport à la surface du rail. A 13 mm de GF, la microstructure est sévèrement déformée. La ferrite proeutectoïde, de même que les colonies de perlite sont étirées et alignées parallèlement à la surface. Du fait de leur élongation, il résulte qu'à la fois les colonies et la ferrite PE sont affinées. Dans les colonies, les lamelles de cémentite sont également sévèrement affectées. Celles-ci sont partiellement rompues et la distance interlamellaire est visiblement réduite. L'amorçage de microfissures est aussi observé dans la microstructure cisailée et le début de leur propagation se fait le long de la phase de ferrite PE déformée.

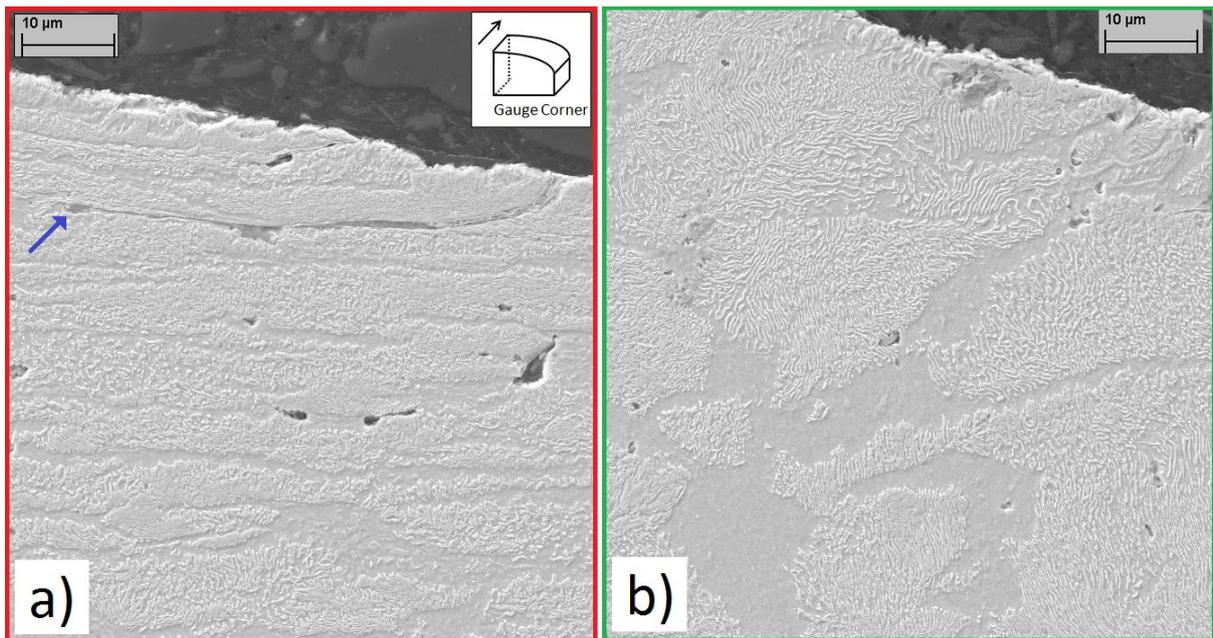


Figure 4-14 : Micrographies MEB-FEG de la surface du rail après 1,3 MGT, respectivement à a) 13 mm et b) 8 mm du flanc GF. La flèche indique l'amorçage et le début de propagation d'une fissure le long de la ferrite proeutectoïde fortement cisailée

Une analyse plus approfondie de la déformation progressive de la microstructure avec l'écoulement plastique en tête du rail a été réalisée. La Figure 4-15 montre une micrographie MEB-FEG à 8 mm du GF d'un rail déformé à 4 MGT.

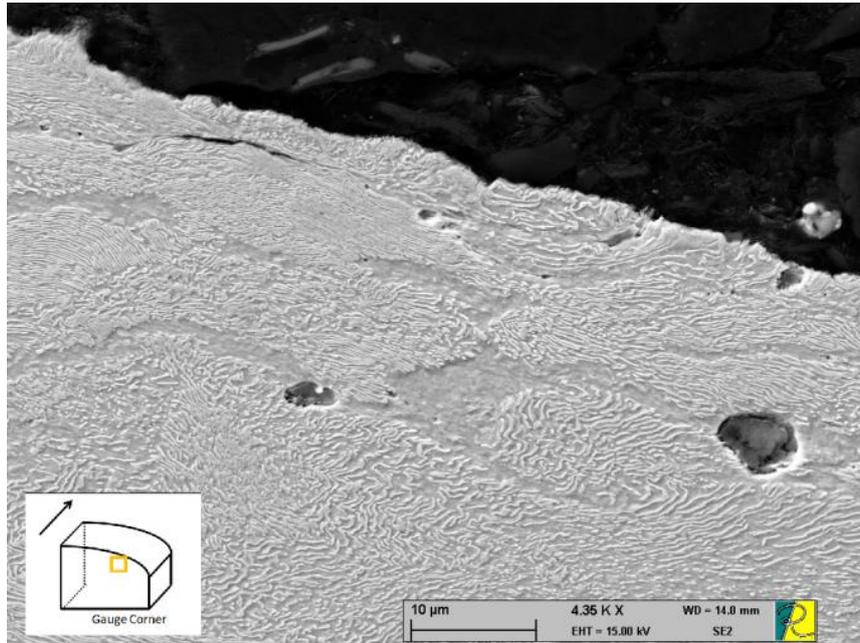


Figure 4-15 : Micrographie MEB-FEG de la surface du rail après 4 MGT, à 8 mm du GF

Des colonies de perlite déformées sont visibles en proche surface du rail. Selon leur orientation géométrique initiale, les lamelles de cémentite sont aussi déjà affectées à ce stade. La distance interlamellaire ( $S_p$ ) diminue fortement dans les colonies dont la structure lamellaire est orientée parallèlement à la surface. A l'inverse, les lamelles de cémentite qui étaient initialement orientées perpendiculairement à la surface sont fléchies et partiellement rompues. De précédentes études (Wetscher, et al., 2004), (Wetscher, et al., 2007) ont montré que la déformation plastique sévère des aciers perlitiques par High Pressure Torsion (HPT) ou Equal Channel Angular Pressing (ECAP) conduit à des évolutions microstructurales similaires pour  $\epsilon_{vM} \approx 4$ . Des changements de propriétés mécaniques, comme l'augmentation de la résistance en traction et la diminution de la ténacité pour les fissures se propageant parallèlement à l'alignement des lamelles de cémentite, sont également constatés.

Des analyses EBSD ont été conduites en proche surface pour obtenir plus d'information à l'échelle microscopique sur la cristallographie et l'évolution de microstructure. L'utilisation de cette technique d'analyse EBSD s'est révélée particulièrement intéressante pour mettre en évidence en sous surface du rail le gradient de microstructure engendré par l'accumulation des passages de roue dans le chapitre 3. La Figure 4-16 montre des cartographies IPF du rail à 1,3 MGT aux deux positions transverses précédentes (zone A et B).

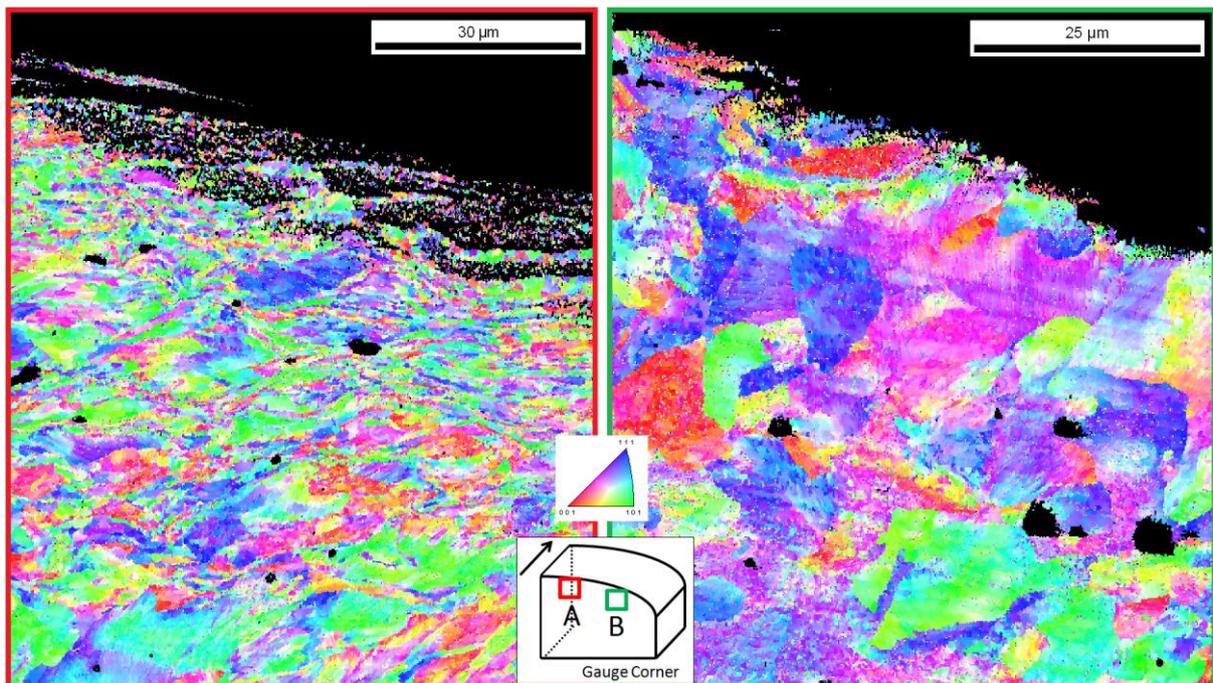


Figure 4-16 : Cartographies EBSD de Figures de Pole Inverse (IPF) en proche surface du rail après 1,3 MGT, respectivement dans les zones A et B

L'analyse EBSD montre que les nodules de perlite, au sein desquels la désorientation est faible, sont observables dans la zone B. A l'inverse, aucune structure lamellaire ne peut être distinguée dans la zone A où les micrographies montrent une microstructure sévèrement cisaillée (voir Figure 4-11 a et Figure 4-14 a). Dans la zone A, la fragmentation de l'orientation cristallographique peut être associée à l'affinement de la microstructure qui se produit après déformation plastique sévère (Wetscher, et al., 2007).

Des investigations microstructurales ont été poursuivies pour évaluer l'évolution de microstructure avec l'accumulation du tonnage. La Figure 4-17 présente des cartographies IPF et KAM, ainsi que la micrographie MEB-FEG correspondante obtenue à 8 mm du flanc GF dans la coupe transverse d'un rail à 5,3 MGT.

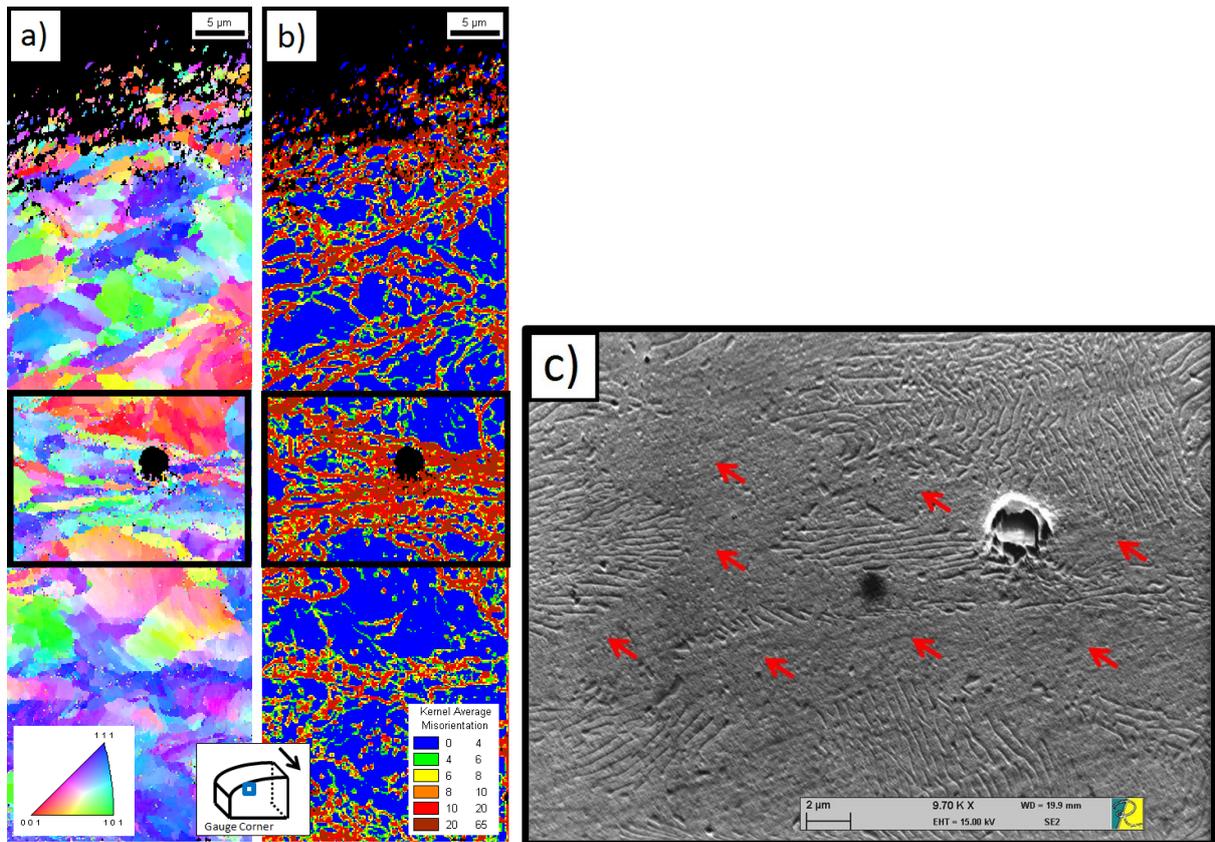


Figure 4-17 : Cartographies EBSD a) Figures de Pôles Inverses (IPF), b) Désorientation KAM et micrographie MEB-FEG correspondante en proche surface du rail à 5 MGT

De la même façon que précédemment, la cartographie IPF montre une structure nodulaire avec également quelques grains moins larges et étirés au centre dans la zone encadrée. La cartographie KAM correspondante indique la présence de LAGB ( $>10^\circ$ ) aux joints de grains entre ferrite proeutectoïde et perlite. Une zone de désorientations fortes est observée au centre. La micrographie MEB-FEG correspondante révèle cette zone hautement désorientée est constituée de ferrite proeutectoïde. Etant donné que la sévère désorientation peut être reliée, comme nous l'avons vu, à une forte densité de défauts et à de la déformation plastique, cela suggère que la ferrite proeutectoïde est plus déformée que les colonies de perlite dans cette zone après 5,3 MGT. Cette observation est également en accord avec des résultats d'essais sur machine bi-disques et de simulation (Franklin, et al., 2008), et va dans le sens d'une déformation plus marquée de la ferrite proeutectoïde par rapport à la perlite. Durant les premiers cycles de contacts avec les roues, la ferrite proeutectoïde accumule plus de déformation que les colonies perlitiques et s'écroute donc plus. Dans le même temps, la microstructure perlitique accumule la déformation et sa dureté augmente avec l'accumulation du chargement.

#### 4.2.4. Evolutions des propriétés mécaniques

L'évolution des propriétés mécaniques du rail avec l'accumulation du tonnage a été étudiée à l'aide d'essais d'indentation instrumentée à 14 mm du flanc de rail. La Figure 4-18 montre les mesures de microdureté d'échantillons de rails à différents tonnages.

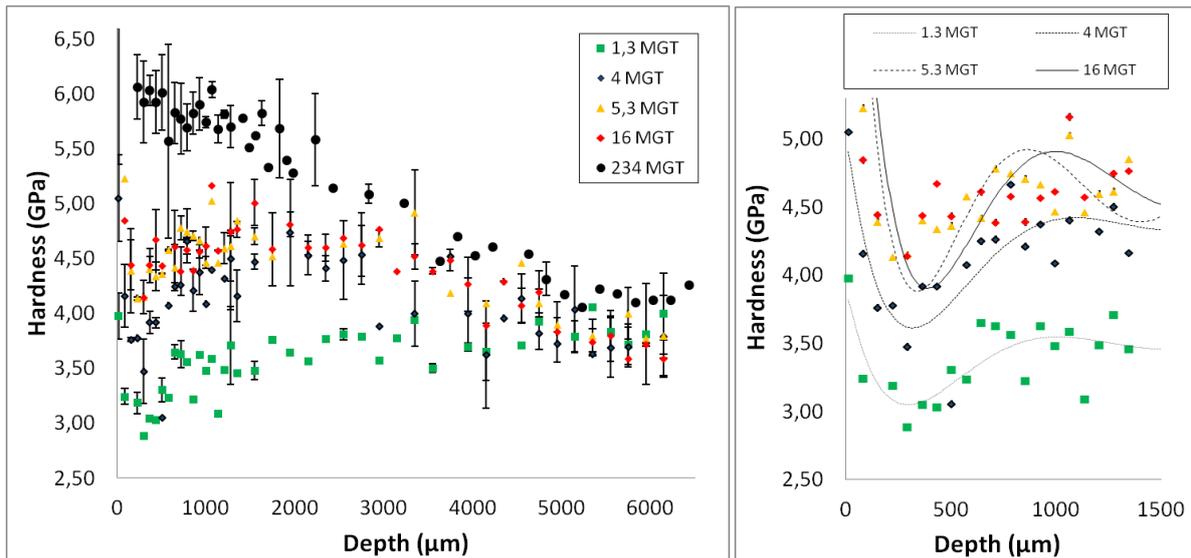


Figure 4-18 : Evolution des profils de microdureté en profondeur pour les rails après 1,3 - 4 - 5,3 - 16 et 234 MGT et zoom sur la proche surface

Trois informations importantes peuvent être extraites de la Figure 4-18.

- La dureté du rail augmente en surface avec l'accumulation du chargement. A cause de la déformation plastique sévère dans la zone proche du Gauge Corner, la microstructure perlitique évolue progressivement et le rail s'écroute.
- L'influence de la profondeur de décarburation sur la dureté du rail peut être estimée par les profils de microdureté. Jusqu'à 600 μm de profondeur, la microdureté est inférieure en comparaison des valeurs atteintes entre 1 et 2 mm de profondeur. La Figure 4-18 b souligne les effets de la décarburation sur la dureté. Les mesures expérimentales de dureté de chaque échantillon sont décrites entre 0 et 3 mm de profondeur par des courbes polynomiales de degré 6 par la méthode des moindres carrés. Pour les échantillons de 1,3 à 16 MGT, la couche décarburee a une influence notable jusqu'à 0,6-1 mm de profondeur. Comme décrit précédemment, la décarburation des rails neufs conduit à réduire la quantité de carbone en surface et à la formation de ferrite proeutectoïde au détriment de perlite. Cette phase étant plus molle et plus ductile que la perlite, elle a ainsi un effet adoucissant sur la dureté du rail en proche surface.
- Les profils de dureté atteignent des valeurs stabilisées plus en profondeur lorsque le tonnage accumulé augmente. La dureté du rail à 1,3 MGT est plus faible en proche surface que dans le volume et se stabilise juste en dessous de la couche décarburee. Pour les profils de dureté des rails plus usagés (4 à 16 MGT), la dureté augmente à la fois dans la couche décarburee et en profondeur, jusqu'à dépasser les valeurs atteintes dans le volume. L'épaisseur de la couche déformée plastiquement augmente avec le chargement. La profondeur maximale atteinte pour le rail à 4 MGT est de 3 mm tandis qu'elle atteint 4-5 mm pour le rail à 16 MGT.

Pour le profil de rail à 234 MGT, on observe une couche sévèrement déformée et écrasée. Dans cette couche, la dureté est deux fois plus élevée que dans le volume en profondeur et atteint jusqu'à 7 GPa en proche surface. Sous cette couche, la dureté diminue progressivement et se stabilise encore plus en profondeur (6-7 mm). Aucune diminution de la dureté n'est observée en sous surface car le rail a été meulé et la couche de décarburation éliminée en service. Nous ne pouvons donc pas faire d'analyse sur l'évolution et l'influence de cette couche décarburee à un stade de chargement si avancé où le défaut de Head Check est parfaitement développé.

## 4.3. Caractérisation de la déformation plastique

### 4.3.1. Méthodologie EBSD

Ce paragraphe vise à localiser et à caractériser l'évolution avec le chargement de la déformation plastique en sous surface de la tête de rail. Pour cela, la méthodologie d'analyse développée dans le **Chapitre 3** afin de caractériser les gradients de microstructure a été reprise dans la suite de cette section. En effet, il a été montré qu'une accumulation de la déformation plastique dans le rail engendre un gradient tridimensionnel de la microstructure avec à la fois un affinement de celle-ci, une diminution de la distance interlamellaire et une fragmentation de la cristallographie. Cette évolution de microstructure peut être détectée par la technique EBSD et plus particulièrement avec les cartographies de désorientation KAM. Par rapport à la microstructure perlitique non déformée, on constate une forte augmentation de l'intervalle de forte désorientation KAM [ $15 - 65^\circ$ ] ou LAGB au détriment de l'intervalle de faible désorientation KAM [ $0 - 4^\circ$ ] lorsque la perlite est fragmentée et que les lamelles de cémentite sont fléchies ou rompues. L'évolution de ce paramètre KAM en profondeur du rail est donc un indicateur quantitatif du gradient de microstructure et de la déformation plastique engendrés sous la surface du rail par l'accumulation des contacts.

Pour caractériser l'évolution de la déformation plastique avec le chargement, nous avons réalisé des coupes longitudinales d'échantillons de rail à différentes positions transverses et pour des rails qui ont accumulés des tonnages différents. Dans la même courbe, nous faisons l'hypothèse que les contacts roue/rail sont globalement similaires aux mêmes positions le long du rail, ou que tout du moins la somme de ces contacts tend à engendrer les mêmes évolutions sous la tête du rail dans le sens transverse quelque soit la position de prélèvement et d'analyse (ou point kilométrique, PK). Cette hypothèse conduit à simplifier le traitement de l'analyse sur deux points. D'abord, sur un même rail, il est possible de connaître l'état de désorientation sur une position transverse précise en analysant et moyennant les résultats dans la coupe longitudinale correspondante. Par ailleurs, deux positions similaires peuvent être comparées l'une avec l'autre pour deux rails de la courbe ayant des durées de service différentes. Cette hypothèse est toutefois simplificatrice et nécessite une grande précision dans le positionnement des analyses. La Figure 4-19 présente schématiquement la position des coupes et des 3 tranches analysées sur les rails de la ligne de prélèvements A à différents chargements. Le premier échantillon (en rouge) est découpé à 13 mm du flanc et correspond à la position où le contact est le plus fréquent et où le Head Check se développe sur rail usagé. Le troisième échantillon (en vert) est pris au centre de la tête de rail tandis que l'échantillon intermédiaire (en orange) est découpé à 25 mm du flanc, ce qui correspond à la position maximale du Head Check sur le rail usagé.

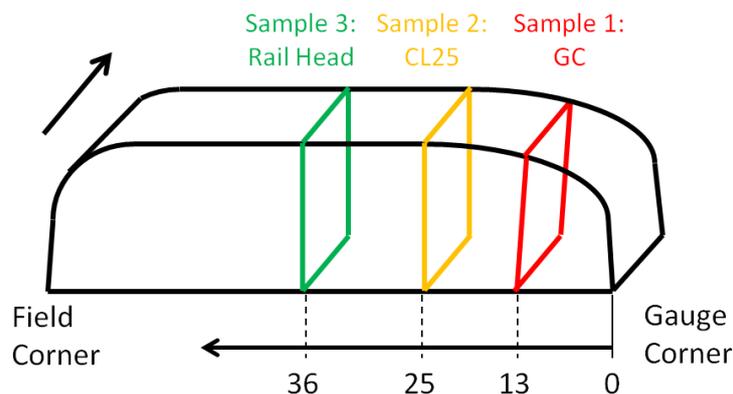


Figure 4-19 : Schématisation des zones analysées avec la technique EBSD

Les rails analysés dans la ligne A correspondent aux tonnages accumulés de 1,3 MGT, 5,3 MGT, 16 MGT et 64 MGT. Dans le prochain paragraphe, nous comparerons ces quatre rails dans la position 1 à 13 mm du flanc où le rail est le plus sollicité par des contacts très fréquents avec les roues.

#### 4.3.1.1. Position 1 : contacts très fréquents

A 13 mm du flanc de rail, les contacts roues/rail sont très fréquents en surface après l'installation du rail neuf dans la courbe de 950 m de rayon de la ligne de prélèvement A. L'aspect blanchi de la surface sur une bande longitudinale à cette position témoigne ainsi d'une sévère déformation plastique en proche surface (voir Figure 4-11). L'analyse du gradient de microstructure dans la profondeur a été réalisée par EBSD. Des cartographies KAM obtenues respectivement à 2 et 8 mm de profondeur sont présentées dans la Figure 4-20.

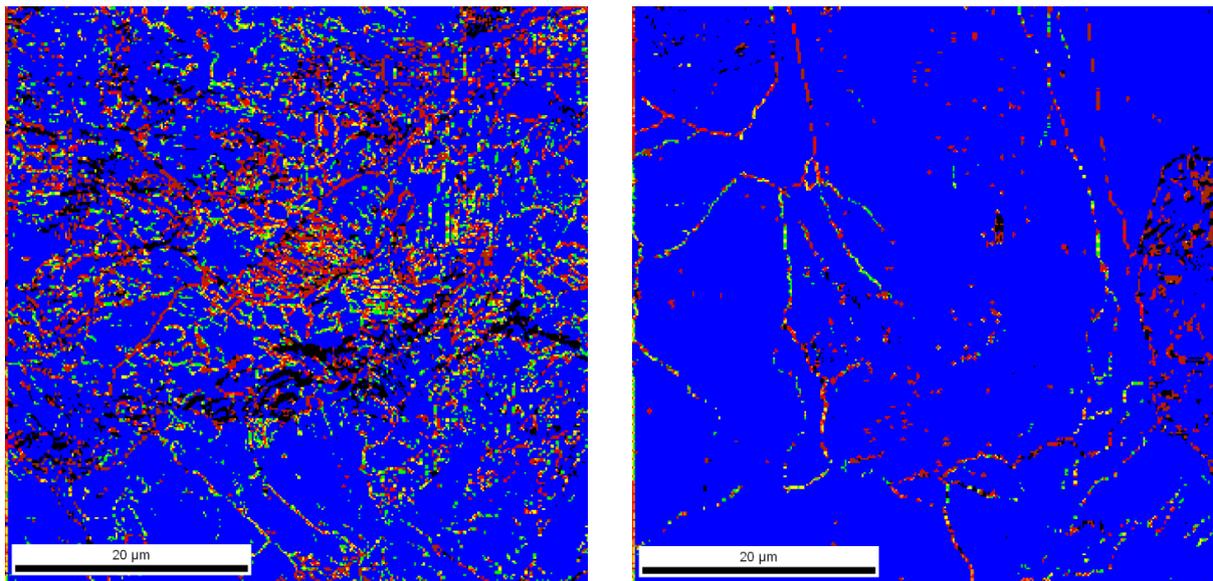


Figure 4-20 : Comparaison des cartographies KAM obtenues respectivement à 2 mm et 8 mm de profondeur sur le rail à 1,3 MGT à 13 mm du flanc de rail (Position 1).

Sur la cartographie KAM à 8 mm, la microstructure perlitique est non affectée et présente des proportions caractéristiques d'une microstructure non déformée avec plus de 90% des pixels très peu désorientés ( $[0-4^\circ]$ ) et moins de 5% de pixels très fortement désorientés ou LAGB ( $[15-65^\circ]$ ). A l'inverse, à 2 mm de profondeur, ces proportions de désorientations KAM sont sensiblement différentes avec une augmentation du pourcentage de pixels fortement désorientés jusqu'à 13% de la cartographie couplée à une diminution du pourcentage de pixels peu désorientés à 78%. La microstructure semble donc bien plus affectée par l'accumulation des contacts avec les roues à cette profondeur.

La Figure 4-21 présente l'évolution de ces pourcentages de pixels désorientés en fonction de la profondeur du rail à la position 1 sur le rail à 1,3 MGT. D'après la Figure 4-21, on constate l'apparition d'un gradient de microstructure en profondeur engendré par l'accumulation des contacts à cette position après seulement 1,3 MGT accumulés. Deux pics d'augmentation sont observés sur la courbe d'évolution de la désorientation KAM en profondeur. Le premier maximum local à 15% atteint par le pourcentage de LAGB est situé en proche surface du rail tandis le second maximum à environ

12% se trouve entre 1 et 2 mm de profondeur. Entre ces deux extrémums, le pourcentage de LAGB diminue et se stabilise à moins de 5% en dessous de 3 mm. D'après ces résultats, nous déduisons que la déformation plastique s'accumule très rapidement dans le rail dès les premiers stades de tonnage. A 1,3 MGT, la déformation est localisée en surface d'une part à cause du cisaillement local engendré par les contacts roues/rail et au niveau du maximum de Hertz d'autre part où la contrainte de von Misès  $\sigma_{vM}$  atteint sa valeur maximale.

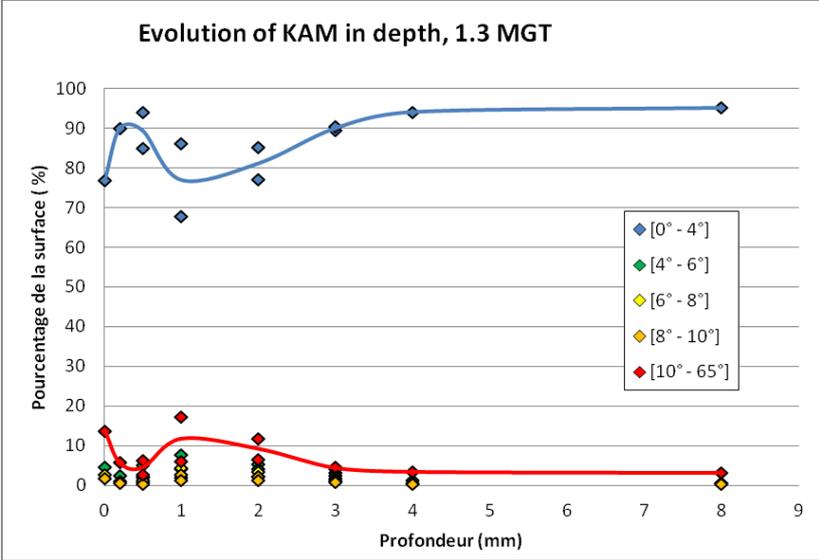


Figure 4-21 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en fonction de la profondeur sur un rail de 1,3 MGT à 13 mm de GF (Position 1)

L'accumulation des passages de roues sur le rail va intensifier ce gradient de microstructure et la déformation plastique subie par la tête de rail. La Figure 4-22 présente l'évolution des pourcentages de pixels désorientés en fonction de la profondeur du rail à la position 1 sur le rail à 16 MGT.

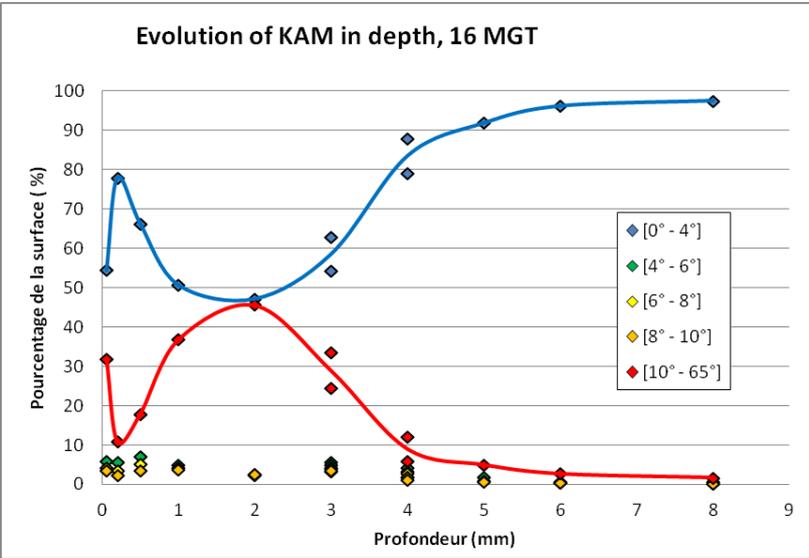


Figure 4-22 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en fonction de la profondeur sur rail de 16 MGT à 13 mm de GF (Position1)

Après 16 MGT, la présence d'un gradient de microstructure en sous surface du rail à 13 mm du flanc est encore plus marquée, comme le montre la Figure 4-22. Les 2 extremums locaux dus au cisaillement en proche surface d'une part et au maximum de la contrainte de von Misès à environ 2 mm de profondeur d'autre part sont toujours observés. Les valeurs atteintes en ces maximums par le pourcentage de LAGB sont bien supérieures à 16 MGT avec 32% en proche surface et plus de 45% à 2 mm de profondeur. Il est par ailleurs important de noter que les zones fortement désorientées s'étendent sur une plus grande épaisseur (entre 0 et 0,25 mm en proche surface et entre 0,5 et 4 mm en profondeur) à ce stade du chargement. L'accumulation des passages de roues entraîne donc à la fois une augmentation de la déformation plastique et un élargissement de la zone déformée sous la tête de rail. Pour suivre l'évolution du gradient de microstructure à la position 1 avec le tonnage, les courbes de fortes désorientations LAGB ont été tracées à différents chargements et superposées sur la Figure 4-23.

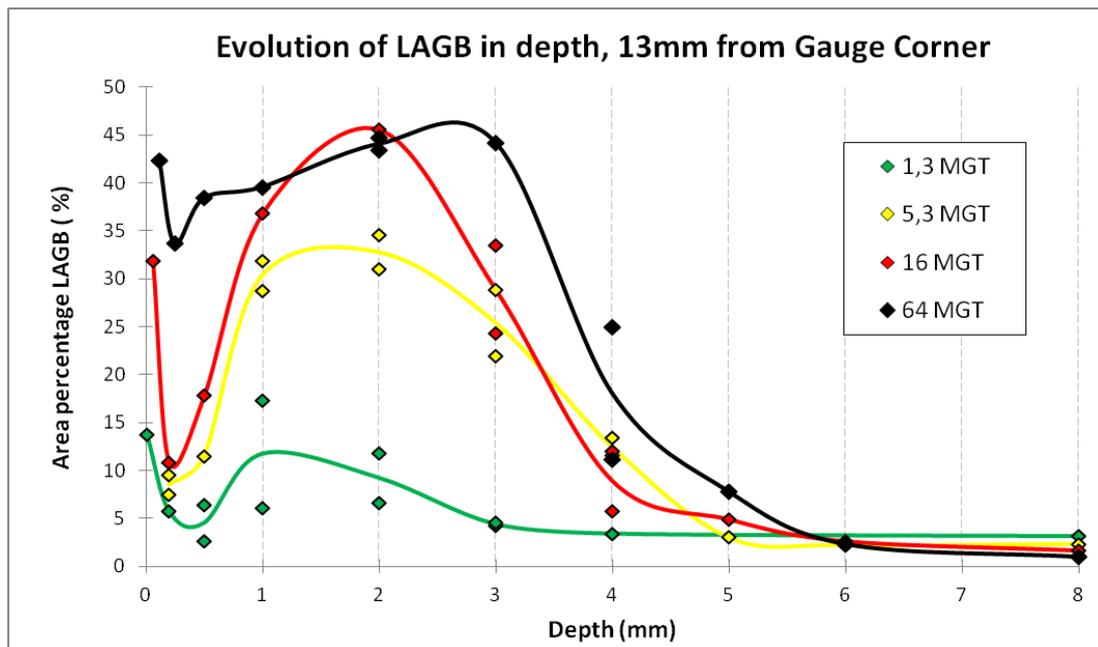


Figure 4-23 : Comparaison des évolutions KAM en profondeur avec différents niveaux de chargement à 13 mm de GF

D'après la Figure 4-23, on observe une augmentation progressive de la désorientation KAM avec l'accumulation du chargement. En sous surface, le pourcentage de LAGB augmente de 14% après 1,3 MGT à 43% après 64 MGT. De même à 2 mm de profondeur, ce pourcentage passe de 10% après 1,3 MGT à 44% après 64 MGT. La taille des zones impactées par la déformation plastique augmente également avec le chargement. Après 1,3 MGT, les 2 zones de déformation plastique à cette position se concentrent en proche surface et entre 1 et 2 mm de profondeur environ. Après 16 MGT, la seconde zone s'est étendue entre 0,5 et 4 mm de profondeur. Finalement après 64 MGT, les 2 zones de déformation se sont rejointes pour former une couche déformée continue de la surface jusqu'à une profondeur de 5 mm environ.

Afin de mieux visualiser les évolutions du gradient de microstructure et faciliter l'analyse et la comparaison, la présentation des données du graphique de la Figure 4-23 a été modifiée. Sous le logiciel MatLab, nous avons appliqué une échelle de couleur correspondant au pourcentage de LAGB (pixels fortement désorientés [10-65°]) sur l'intervalle de variation [0-40%] où une valeur inférieure à 5% correspond à une microstructure non déformée. Une augmentation de ce pourcentage de LAGB

correspond à une augmentation de la déformation plastique. Pour un chargement donné, il est ainsi possible de représenter graphiquement sur une tranche 1D l'évolution de ce paramètre avec la profondeur du rail. La Figure 4-24 présente ainsi l'évolution de ces gradients de microstructure en profondeur aux quatre états de chargement étudiés (1,3 ; 5,3 ; 16 et 65 MGT).

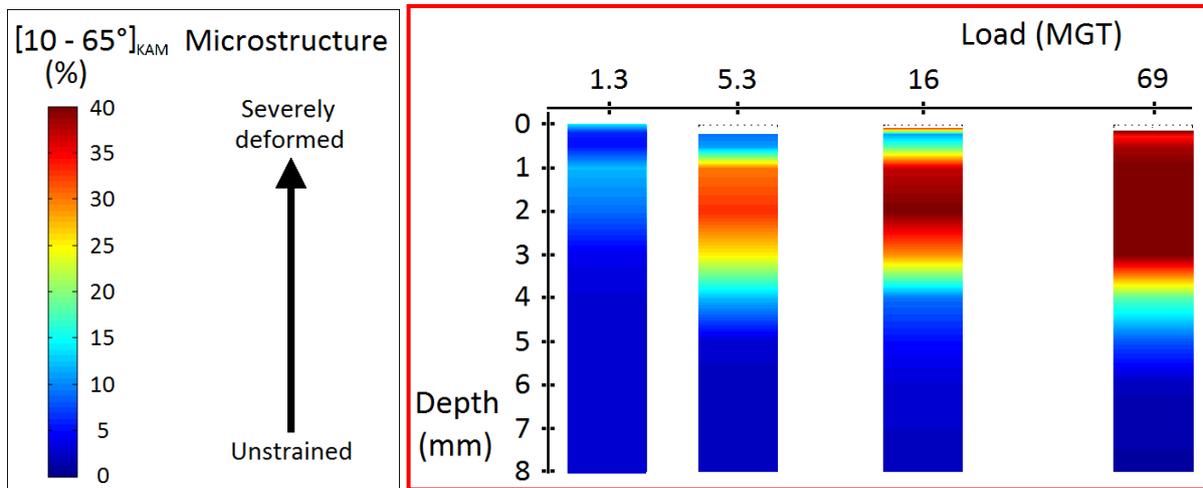


Figure 4-24 : Evolutions des gradients de microstructure en profondeur à 13 mm de GF (Position 1) avec l'accumulation du chargement

Engendré dès les premiers cycles de passages de roues, le gradient de microstructure est d'abord formé en proche surface et au point de Hertz à environ 2 mm de profondeur. Avec l'augmentation du chargement, la déformation plastique dans ces deux zones augmente, s'accumule et s'étend progressivement. A un stade avancé de tonnage accumulé (> 65 MGT), la sous surface du rail est très déformée dans une couche continue de la surface jusqu'à 4-5 mm. La déformation plastique s'accumule progressivement mais nous constatons que sa progression en profondeur semble assez lente et se stabilise. Par ailleurs, comme on l'a vu précédemment, le profil du rail est déformé plastiquement vers le congé de roulement avec l'accumulation du tonnage, entraînant une augmentation de la zone de contact en surface. Il est donc intéressant de se demander comment évolue la microstructure en profondeur plus loin de la zone de contact principale.

#### 4.3.1.2. Synthèse des évolutions microstructurales aux 3 positions transverses

Afin d'estimer l'évolution du gradient de microstructure plus loin de la zone principale de contact, la procédure de découpe et d'analyse en profondeur par EBSD a été répétée à 2 positions différentes, soit à 25 mm du flanc de rail et au milieu de la tête de rail. La Figure 4-25 présente les évolutions du gradient de microstructure avec l'accumulation du chargement aux trois différentes positions sur la tête de rail.

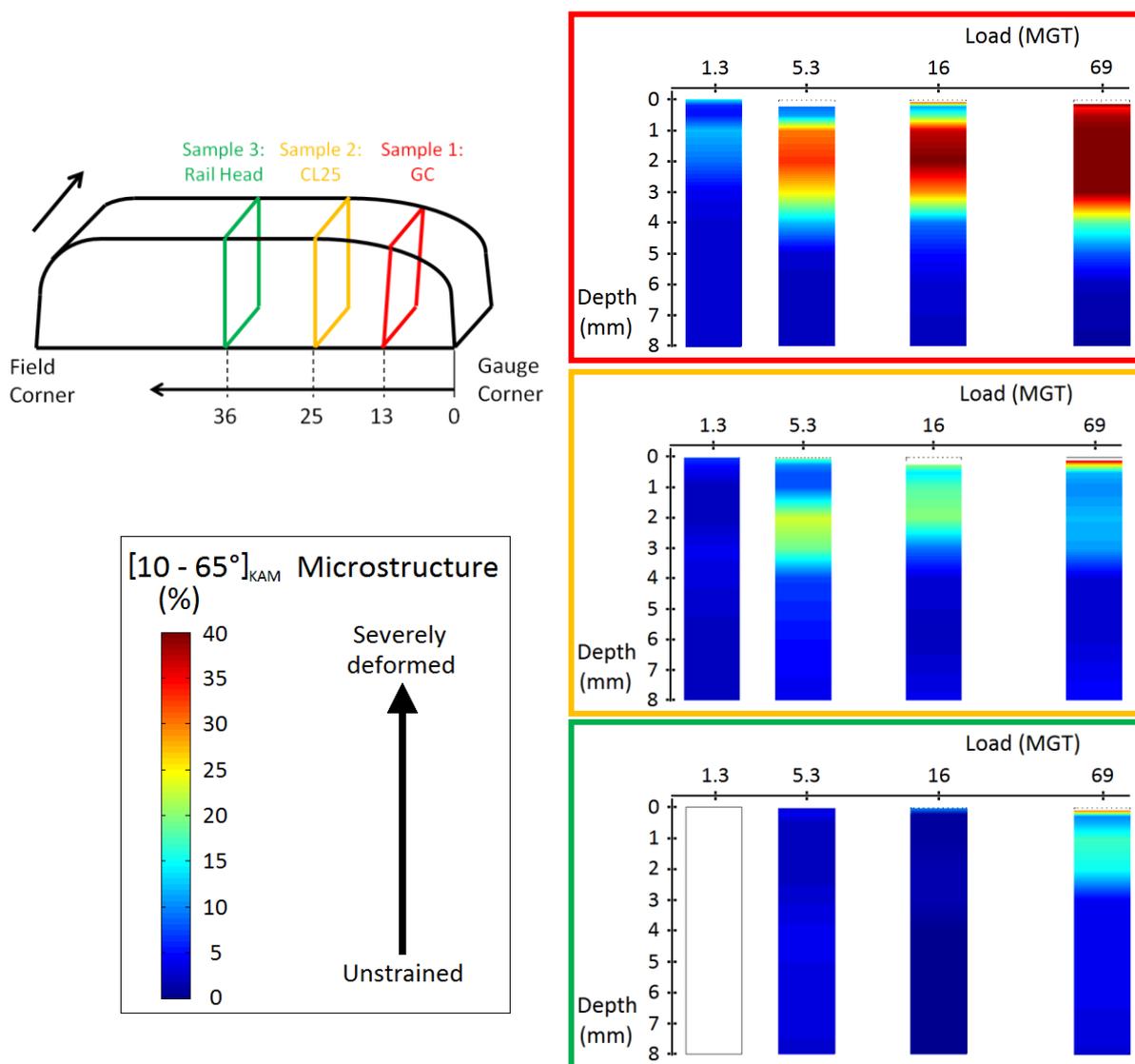


Figure 4-25 : Evolution du pourcentage de LAGB et du gradient de microstructure avec l'accumulation du tonnage à différentes positions transverses sous la tête de rail

La déformation plastique en sous surface est globalement moins importante aux positions 2 et 3. L'intensité du gradient de microstructure diminue à mesure que l'on s'éloigne de la zone de contacts très fréquents. Néanmoins, la zone déformée plastiquement s'étend dans la tête de rail à mesure que celui-ci accumule le tonnage, à la fois en profondeur et dans la direction transverse. Après 1,3 MGT, seule la zone 1 présente un gradient de microstructure tandis que dans les autres coupes il n'y a pas d'évolution visible de la microstructure en profondeur. Après 5,3 MGT, le gradient de microstructure s'est intensifié en profondeur de la zone 1 et a également atteint la zone 2 transversalement où deux pics d'intensité moyenne sont observés en sous surface et à 2-3 mm de profondeur. La zone 3 au centre de la tête de rail reste in affectée à ce stade de chargement. Après 16 MGT, le gradient de microstructure continue de s'intensifier dans chaque coupe et commence légèrement à se mettre en place dans la zone 3. Après 65 MGT, la couche affectée par la déformation plastique est continue à la position 1 jusqu'à 4-5 mm de profondeur. Les positions 2 et 3 présentent également un gradient de microstructure à ce stade de chargement jusqu'à respectivement 3-4 mm et 2-3 mm de profondeur.

On note toutefois quelques points qui paraissent aberrants dans l'évolution du pourcentage de LAGB avec le chargement, comme à 3 mm de profondeur pour la position 2 (correspondant à 25 mm du flanc) où il passe de 19% après 5,3 MGT à 9% après 16 MGT. En effet, à une position et une profondeur données, le pourcentage de LAGB ne doit en théorie pas diminuer puisque la fragmentation de la microstructure perlitique n'est pas réversible lorsque le rail continue d'accumuler la déformation plastique. Trois hypothèses peuvent expliquer cette évolution singulière. Premièrement, le nombre de cartographies réalisées est faible et l'incertitude sur la mesure de LAGB peut être supérieure à la différence d'évolution entre 2 points. Deuxièmement, il est possible que l'incertitude sur la position transverse de la découpe entraîne la comparaison de tranches de rail différentes. Finalement, les rails étudiés à tonnage différents n'étant pas tous issus du même tronçon initial ni d'exactly la même position dans la courbe (PK), il peut être envisagé que les conditions de chargement sur ces rails n'aient pas été exactement les mêmes tout au long de leur durée de service. Toutes ces explications justifient une part de l'incertitude sur les résultats. Néanmoins, il est clair que la tendance observée par le biais de cette campagne de prélèvements valide la méthode employée dans l'analyse quantitative de la déformation plastique du rail.

Ces analyses montrent que l'accommodation du profil de rail avec l'augmentation du chargement a un effet direct sur la répartition des pressions de contact en surface de la tête de rail et la distribution des champs de contraintes en profondeur. Les résultats expérimentaux de cette étude de la déformation plastique de la tête de rail peuvent être comparés à ceux de la simulation numérique, ce qui fait l'objet du paragraphe suivant.

#### 4.3.2. Comparaison avec la simulation sur Vocolin® du passage d'un véhicule dans une courbe

Afin de confronter et comparer nos résultats expérimentaux, la simulation du passage d'un véhicule dans une courbe de  $R=1000$  m et dans des conditions de circulation similaires à celles dans la courbe A a été réalisée à l'aide du logiciel Vocolin®.

Vocolin® est un logiciel de dynamique ferroviaire, développé par l'IFSTTAR, qui permet de modéliser et de simuler le comportement dynamique de véhicules quelconques sur voie théorique ou réelle, avec ou sans défauts additionnels. Pour cela, la résolution du problème de contact roue/rail vise à déterminer les positions successives des essieux d'un véhicule au cours du déplacement de celui-ci et selon la géométrie de la voie empruntée pour en garantir l'équilibre dynamique assuré par les efforts de contact normaux et tangentiels. Utilisé avec l'interface MatLab®, Vocolin® permet entre autre de déterminer les contraintes au contact roue/rail qui peuvent par la suite être utilisées pour des calculs de durée de vie des rails.

Afin de garantir des temps de calcul courts pour des simulations en dynamique ferroviaire sur plusieurs centaines de mètres, la théorie de Hertz est utilisée pour calculer les pressions de contact à l'interface roue/rail. Deux méthodes de résolution du contact peuvent être utilisées :

- La méthode multi-hertzienne est la méthode rapide, qui applique simplement la théorie de Hertz. Le contact multiple est géré et les empreintes de contact sont elliptiques.
- La méthode semi-hertzienne, proposée par (Kik & Piotrowski, 1996) puis adaptée par (Ayasse & Chollet, 2005), est plus lente mais fournit des résultats plus précis dans le calcul des contraintes de contact. En effet, dans ce cas, les profils sont divisés en fines bandes, ce qui permet de s'affranchir de l'hypothèse de Hertz de courbures constantes dans une direction. Les empreintes de contact obtenues ne sont alors plus nécessairement elliptiques. En

comparant avec des résultats issus de codes Eléments Finis et le programme spécifique CONTACT® (Vollebregt, 1994), il a été montré par (Quost, et al., 2006) que la méthode semi-Hertzienne conduit à des résultats satisfaisants en pressions et cisaillements.

Une simulation de la courbe dans la ligne A est réalisée sur le logiciel Vocolin®. La courbe est représentée en 5 tronçons successifs, comme schématisé sur la Figure 4-26, qui permettent l'entrée et la sortie du véhicule dans la courbe de rayon  $R=1000$  m étudiée (tronçon 3).

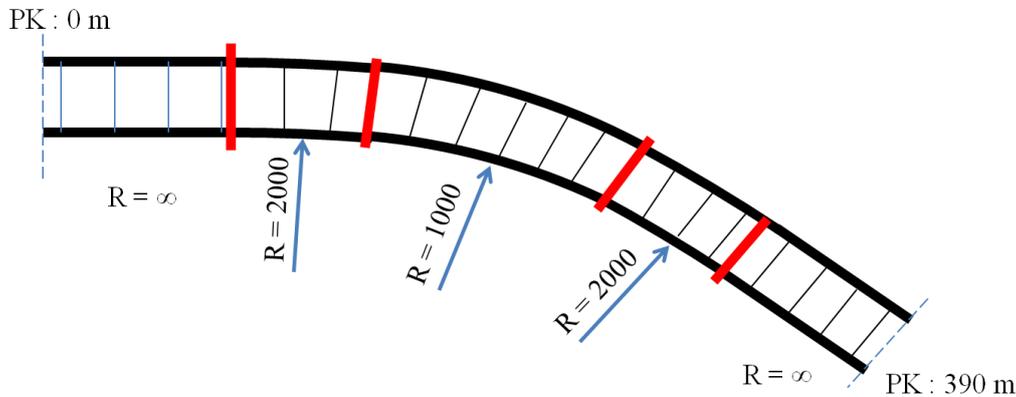


Figure 4-26 : Schématisation de la courbe  $R=1000$  m simulée sur Vocolin®

Le Tableau 4-4 récapitule les données d'entrée de la simulation sur le rail, la voie et les conditions de circulation. Il est important de souligner que les profils de rail et de roue utilisés correspondent respectivement pour le rail à celui du rail à 5,3 MGT de la ligne A et pour la roue à celui mesuré d'une roue en circulation. La possibilité d'utiliser dans les paramètres d'entrée de la simulation des profils de rail et de roue directement issus de mesures réalisées sur voie est un atout majeur pour ce type de simulation puisqu'elle permet d'évaluer les conditions de contacts réellement obtenues en voie, de même que les effets de l'usure et de l'accommodation plastique des composants.

<b>Conditions de circulation</b>	Vitesse (Km/h)	80
<b>Matériel roulant</b>	Véhicule	Mi2N
<b>Roue</b>	Profil	S1002
	Etat	Roue usée mesurée sur voie
<b>Adhérence</b>	Sur table	0,36
	Sur flanc (différence due au graissage)	0,2
<b>Rail</b>	Inclinaison	$1/20^\circ$
	Profil	60E1
	Mesuré sur voie après tonnage (MGT)	Rail 5,3 MGT

Tableau 4-4 : Données d'entrée principales pour la simulation du passage d'un véhicule dans une courbe  $R=1000$  m sur Vocolin®

Les résultats de la simulation sont donnés dans les Figure 4-27 et Figure 4-28. L'entrée du véhicule dans la courbe engendre le déport de l'essieu, ce qui a pour effet de décaler le contact avec la roue de quelques millimètres vers le congé de roulement GC (Figure 4-27 b) par rapport à sa position plus centrée sur la table de roulement en alignement (Figure 4-27 a et c). Dans la courbe de rayon  $R=1000$  m, la roue réalise un contact multiple sur le rail dont les centres des empreintes sont situés à 6 et 18 mm du flanc GC environ tandis que le centre de l'empreinte de contact est positionné à environ 45 mm sur la tête de rail en entrée et sortie de courbe.

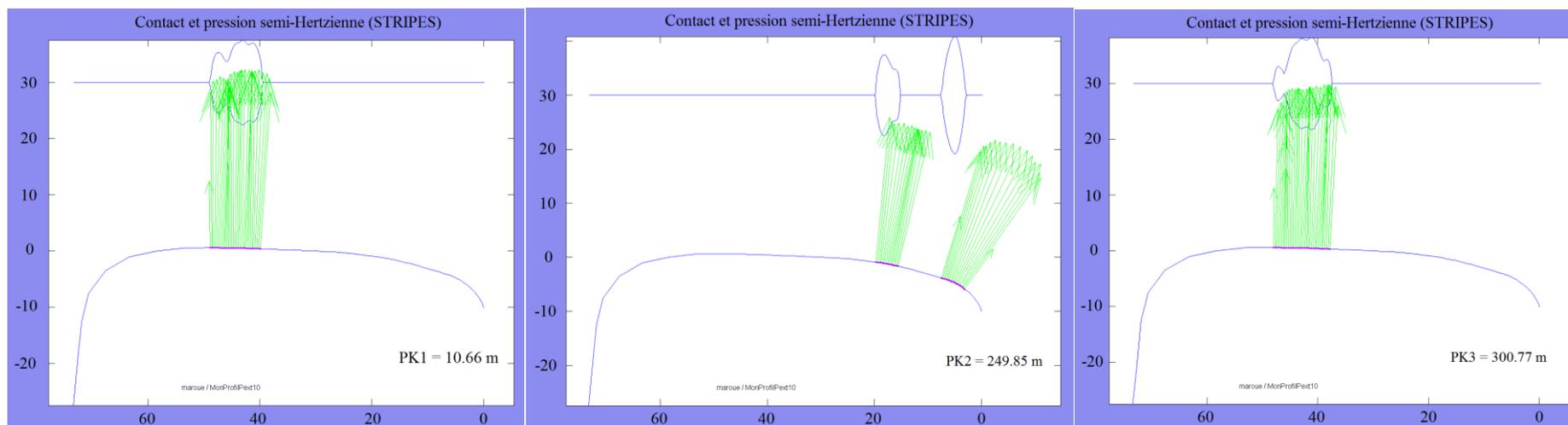


Figure 4-27 : Evolution des zones et pressions de contact respectivement dans les tronçons 1 ( $R=\infty$ ), 3 ( $R=1000m$ ) et 5 ( $R=\infty$ ), simulation sous Vocolin®

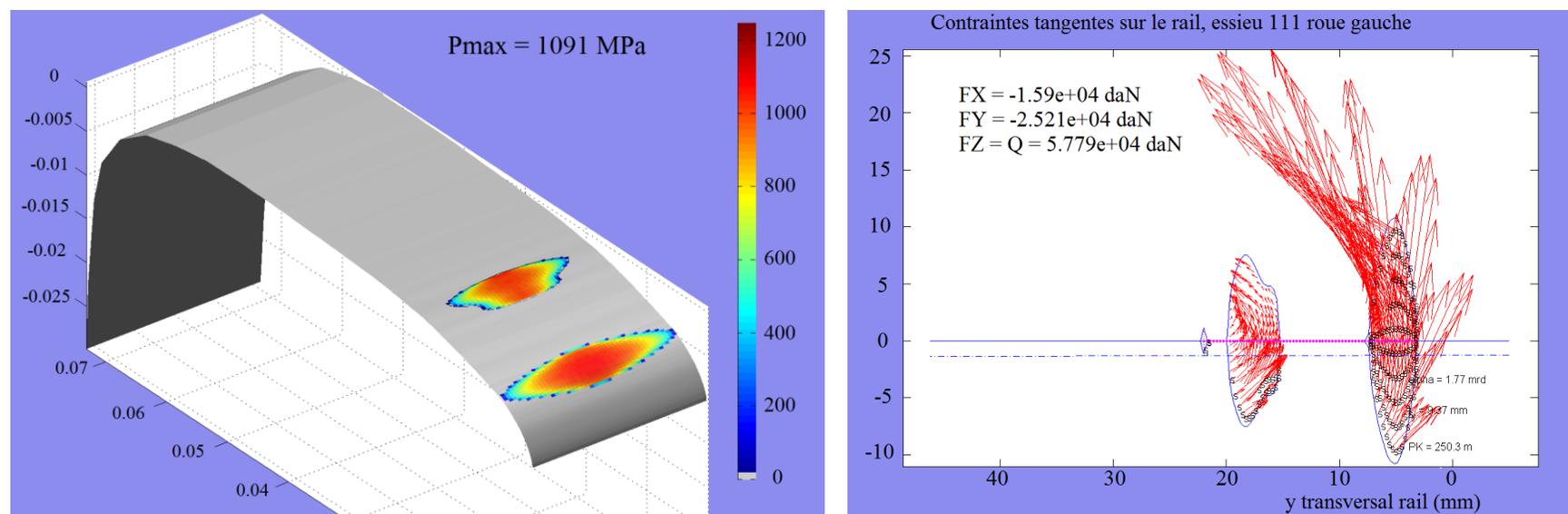


Figure 4-28 : Distribution des pressions et des efforts tangentiels dans la courbe  $R=1000$  m, simulation sous Vocolin®.

La Figure 4-28 présente la répartition des champs de pression au niveau des contacts sur le rail, dont le maximum s'élève à 1091 MPa. En surface, les efforts tangentiels permettent de représenter la direction des cisaillements induits par le contact. Les indices S indiquent la saturation des efforts, entièrement atteinte dans l'empreinte située à proximité du GC et uniquement à l'arrière de l'empreinte centrale, soulignant la sévérité du cisaillement en proche surface au niveau du congé de roulement. Les résultats de cette première simulation sont en accord avec les observations réalisées sur les rails prélevés en service où l'on constate dans cette zone d'une part la sévère déformation plastique et d'autre part l'amorçage de fissures sur rail à 5,3 MGT et le développement du défaut de Head Check à un stade d'accumulation du tonnage avancé. La direction du cisaillement correspond bien avec l'évolution progressive du profil de rail vers le congé de roulement GC et également avec l'orientation à 45° des fissures de Head Check par rapport à la direction de roulement.

Avec la méthode multi-Hertzienne, il est également possible d'évaluer la répartition des contraintes en sous surface de la tête de rail. La Figure 4-29 présente la répartition des contraintes de von Mises engendrées sous la surface du rail lors du passage d'une roue dans la courbe R=1000 m simulée. Bien que le résultat de la simulation soit obtenu pour des hypothèses de comportement élastique du rail très éloignées du comportement réel du rail, la comparaison en première approximation des champs de contraintes de von Mises avec les champs de déformation plastique estimés expérimentalement est particulièrement intéressante d'un point de vue qualitatif et pour valider la simulation.

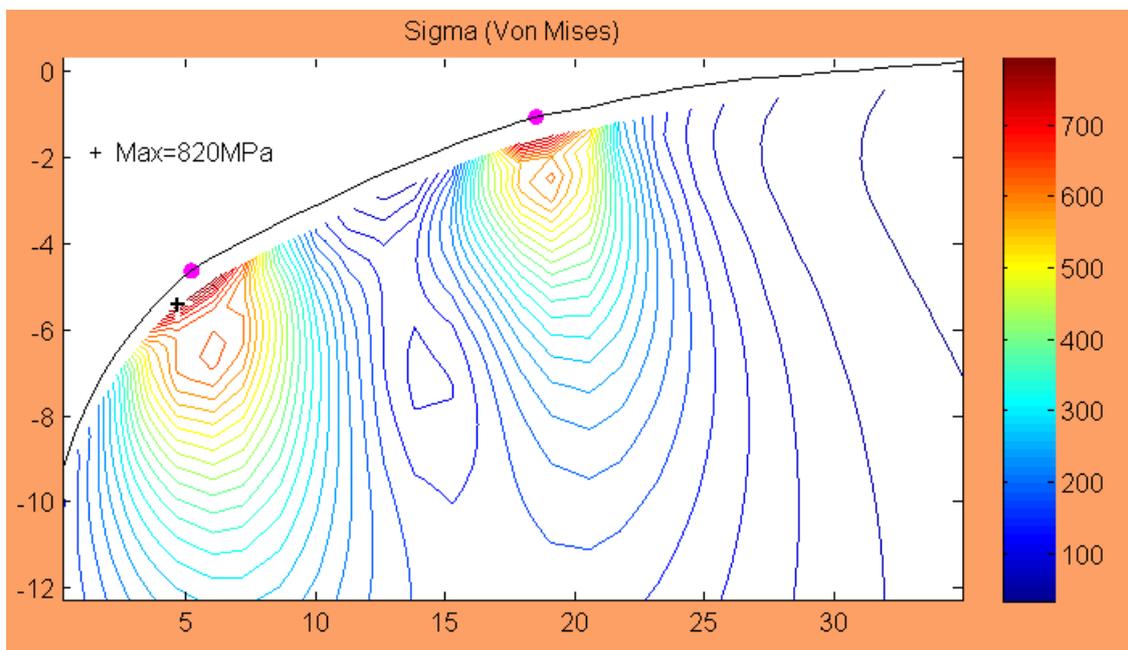


Figure 4-29 : Répartition des contraintes de von Mises engendrées sous la surface du rail par le passage d'une roue dans la courbe R = 1000 m

Dans le cas de notre simulation, les empreintes issues du contact avec la roue engendrent deux zones fortement contraintes sous la surface du rail entre 6 et 18 mm du flanc. La multitude de contacts potentiels et de profils de roues rencontrés nous laisse supposer que ces deux zones se traduisent dans la réalité de la courbe par une zone étendue au moins entre ces deux positions. De par la méthode de calcul utilisée, les contraintes obtenues du rail ne peuvent pas être calculées en proche surface mais sont accessibles dans le reste de la tête de rail. Qualitativement, nous constatons que ces zones de

fortes contraintes s'étendent en profondeur et sont très intenses jusqu'à 1-2 mm sous la surface du rail. L'accumulation de ces contraintes à chaque passage de roue conduit progressivement à la déformation plastique de la tête de rail et à l'évolution de la microstructure en profondeur. En comparaison avec les résultats de l'analyse EBSD sur le rail à 5,3 MGT, il semble tout à fait cohérent à ce stade de chargement que le gradient de microstructure soit important à 13 mm de GC en proche surface et entre 1 et 3 mm et s'étende jusqu'à 25 mm de GC dans ces zones, tandis qu'il n'apparaît pas au centre de la tête de rail (36 mm). Pour poursuivre ces comparaisons simples, il serait intéressant de simuler le passage du véhicule dans les mêmes conditions sur les différents profils mesurés au cours de la campagne de prélèvements. En effet, l'évolution de ces profils de rails vers le congé de roulement avec l'accumulation du chargement risque de conduire à une zone de contact élargie et à une meilleure répartition des contraintes de contact en surface et en profondeur. De la même façon, une telle évolution justifierait effectivement l'expansion de la déformation plastique dans la tête de rail constatée via l'analyse EBSD. Une limite de ce type de simulation concerne le passage limité à un seul véhicule dans la courbe qui engendre de très faibles niveaux de contraintes et permet donc des comparaisons uniquement qualitatives sur la localisation de la déformation plastique et des endommagements observés et estimés expérimentalement.

Comme nous l'avons vu au cours des paragraphes précédents, les sévères conditions de contact générées en courbe conduisent dès les premiers stades d'accumulation de tonnage à l'amorçage de microfissure au sein de la microstructure perlitique. Avec le chargement, ces microfissures vont se multiplier en surface du rail et se propager en profondeur pour conduire au développement du défaut de Head Check.

## 4.4. Amorçage du Head Check

L'objectif de cette partie est de déterminer comment et à quel stade le défaut de Head Check s'amorce au niveau macroscopique sur le rail et comment les fissures se propagent au sein du rail et de sa microstructure dans les différents stades de développement du défaut.

### 4.4.1. Amorçage des fissures en surface

Le développement du défaut de Head Check a été divisé en 3 phases principales par (Heyder & Brehmer, 2014). La phase 1 correspond à la phase d'amorçage des fissures en surface et couvre la période de l'installation du rail à approximativement 5-10 MGT. Au cours de la phase 2, les fissures se propagent dans le rail à une vitesse relativement uniforme et avec un faible angle par rapport à la surface. Pendant la phase 3, la vitesse de propagation des fissures augmente fortement et on observe entre 5 et 10 mm de profondeur le branchement de fissures à la fois horizontalement et verticalement. Pour mettre en lumière le développement de Head Check dans le cadre de notre étude et compléter les informations avec des observations microstructurales, la présence de fissures a été investiguée d'abord à l'échelle microscopique par microscopie optique dans les échantillons de rails prélevés en service. La Figure 4-30 montre des micrographies optiques en sous surface du rail, respectivement après 1,3 ; 5,3 et 10,6 MGT.

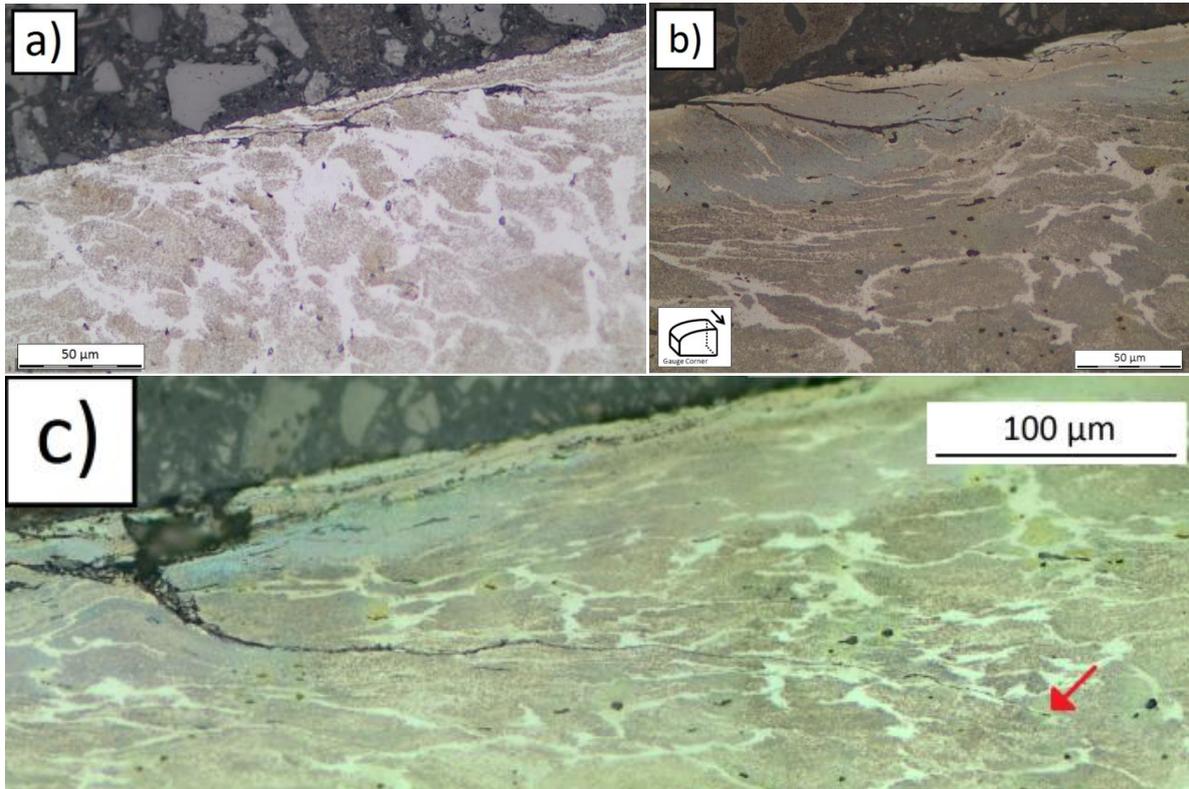


Figure 4-30 : Micrographies optiques de l'amorçage de fissures respectivement après 1,3 ; 5,3 et 10,6 MGT

L'amorçage de micro-fissures est observé à la surface du rail après seulement 1,3 MGT, comme le montre la Figure 4-30 a. Les fissures s'amorcent aux joints entre ferrite proeutectoïde et perlite. Comme la microstructure est cisailée, ces microfissures se propagent alors la plupart du temps le long de la phase de ferrite PE à des angles compris entre  $10^\circ$  et  $30^\circ$  en traversant peu de colonies perlitiques. Le branchement des fissures au sein du réseau de ferrite PE est également observé dans la Figure 4-30 b. Après 16 MGT, les fissures les plus longues n'ont pas encore atteint la profondeur de la couche décarburée et continuent de se propager en profondeur le long de la ferrite PE.

Du point de vue macroscopique, la détection des fissures de Head Check sur les rails prélevés en service à différents tonnages a été réalisée sur des tronçons en Contrôle Non Destructif par magnétoscopie. La Figure 4-31 présente différentes photographies de la surface du rail révélée par magnétoscopie au niveau du congé de roulement Gauge Corner et en vue de dessus.

Entre 0 et 16 MGT, le réseau de Head Check n'est pas développé de façon continue le long du rail et est difficilement visible à la surface du rail. Quelques microfissures continues dans la direction longitudinale sont visibles dans une zone transverse à une distance du flanc de rail comprise entre 12 et 18 mm après 10,6 MGT (Figure 4-31 b) et 10 et 21 mm après 16 MGT (Figure 4-31 c1 et c2). La reconstruction en 3D du réseau de fissures présentée dans la Figure 4-32 montre que ces microfissures amorcées en surface se propagent jusqu'à quelques 200 µm de profondeur dans le rail à 16 MGT. L'amorçage de ces fissures dans la direction longitudinale semble être relié à la répartition réelle des contraintes tangentielles en alternance de bandes hétérogènes d'adhérence et de glissement dans cette même direction (cf **Chapitre 1**).

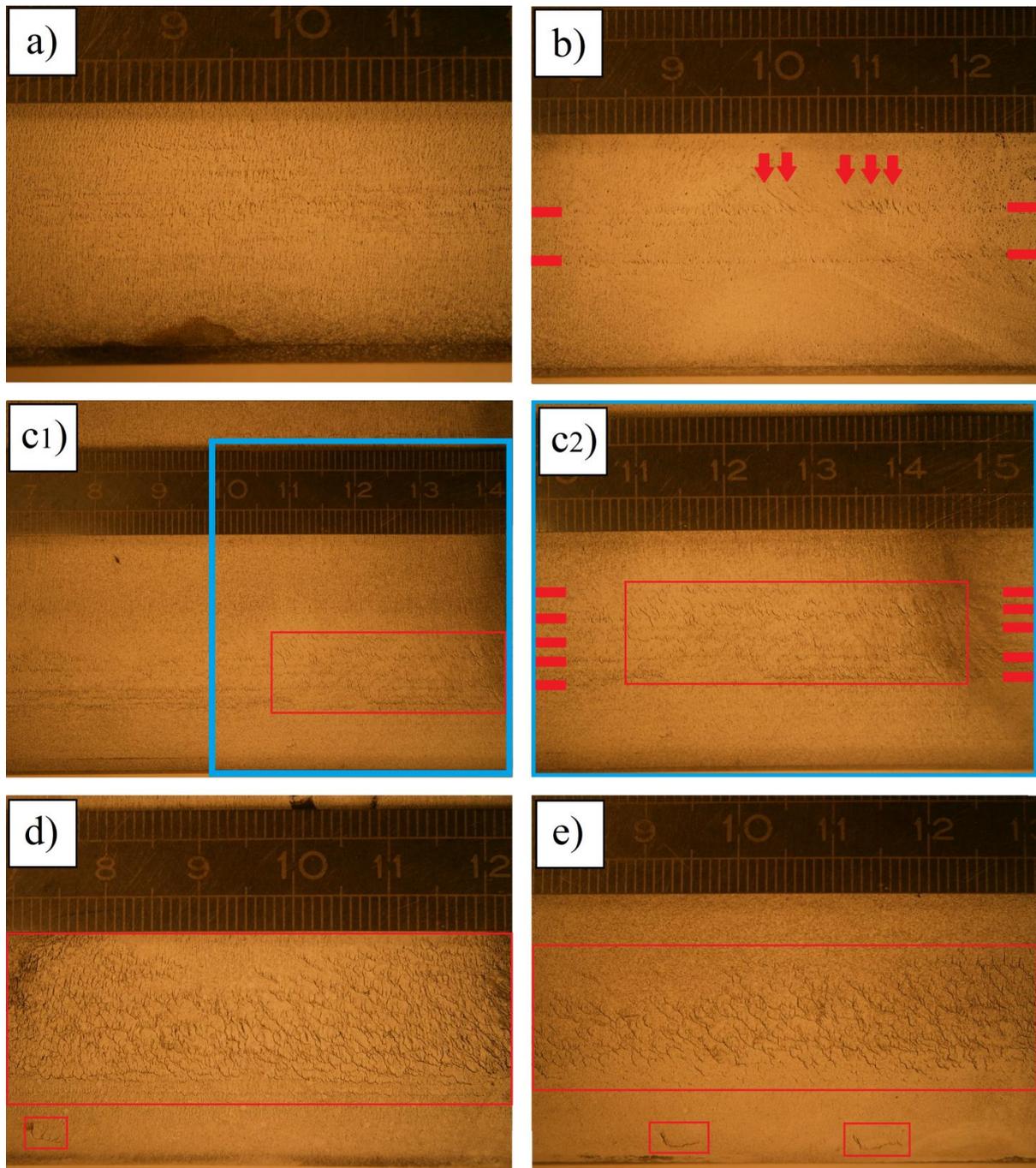


Figure 4-31 : Observation des fissures révélées par magnétoscopie à la surface du rail sur la ligne de prélèvements A, après a) 5,3 MGT, b) 10,6 MGT, c1) et c2) 16 MGT, d) 69 MGT et e) 85 MGT. Des fissures s’amorcent initialement sur des bandes longitudinales puis le défaut de Head Check apparaît progressivement à la surface du rail, d’abord localement puis de façon continue le long du rail

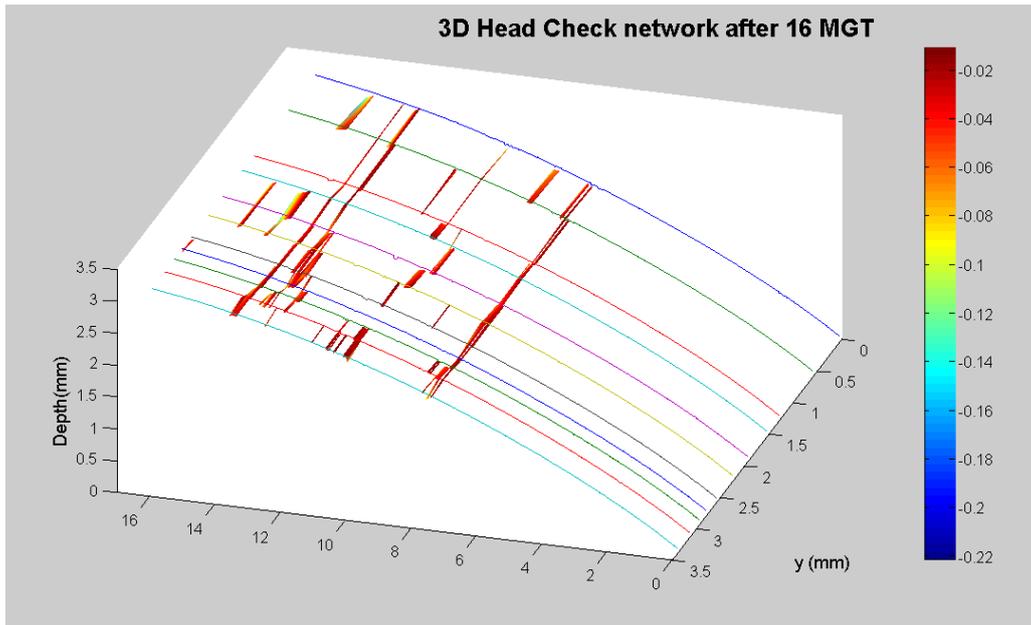


Figure 4-32 : Evolution du réseau 3D de fissures sur le rail à 16 MGT à 10-20 mm du flanc de rail

Quelques fissures orientées à 45° sont par ailleurs visibles sur le rail après 10,3 MGT. Après 16 MGT, le défaut de Head Check apparaît localement à la surface du rail, comme le montre la Figure 4-31 c. La densité de fissures en surface augmente ensuite progressivement avec le chargement. A 69 MGT, le Head Check bien développé est présent de façon continue sur le rail. A partir de ce stade de développement, on constate également l’amorçage de fissures longitudinales à proximité du Gauge Corner et du bourrelet engendré par l’accommodation du profil. Ces fissures de 3 à 6 mm de longueur risquent de conduire à des écaillages de type flaking, comme ceux observés sur le rail usagé de la ligne B (4.2.1.2).

La présence du défaut de Head Check bien développé sur le rail conduit à de nombreux écaillage en surface. En effet, plus la densité de fissures augmente en surface, plus les écaillages sont facilités par la proximité des fissures. La coalescence de fissures dans le voisinage des fissures principales est également la source d’écaillages. La Figure 4-33 présente différentes micrographies MEB-FEG obtenues à la surface du rail 234 MGT avec un Head Check de niveau 2 qui illustrent un scénario d’écaillage engendré par ces fissures.

Après l’amorçage en surface d’une fissure et au cours de sa propagation, d’autres microfissures peuvent être amorcées à proximité de la fissure principale. La coalescence de ces fissures conduit à un micro-écaillage de la surface et une séparation des lèvres supérieure et inférieure de la fissure principale. Dans un second temps, l’amorçage de nouvelles micro-fissures sur la lèvre supérieure conduit à un nouvel écaillage de surface. Dans le cas d’un défaut de Head Check bien développé, la présence de ces microfissures conduit à l’enlèvement de matière sur toute la zone du profil et contribue ainsi en partie à l’usure du rail, bien que celle-ci soit insuffisante pour atteindre le taux d’usure « magique » et l’équilibre avec la vitesse de propagation des fissures.

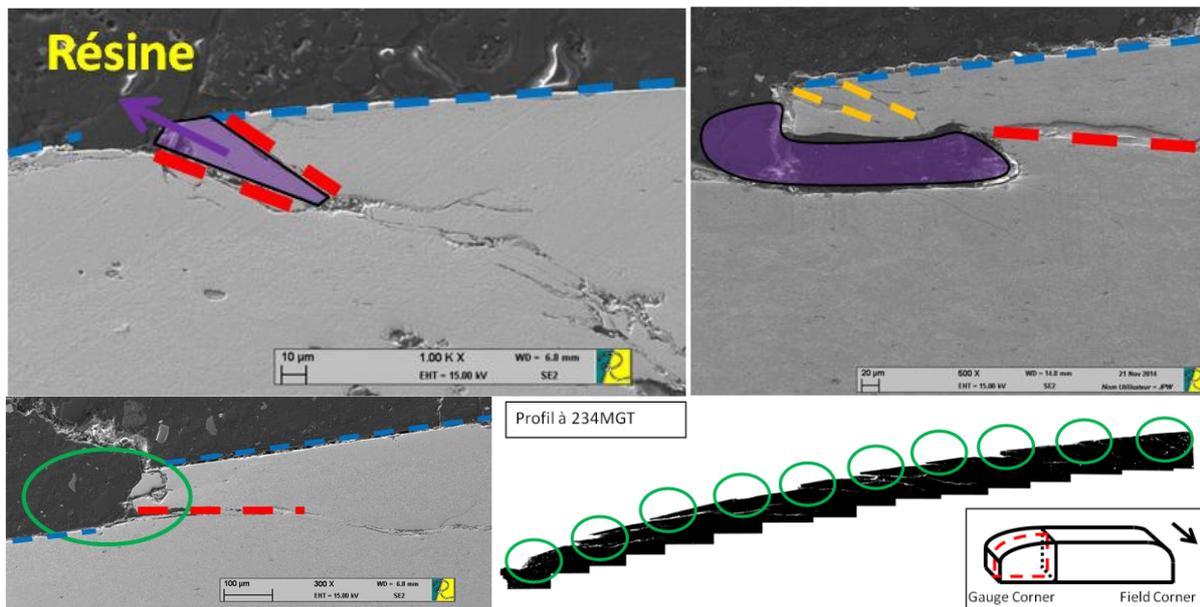


Figure 4-33 : Ecaillage de la surface par amorçage de microfissures

#### 4.4.2. Evolution des fissures en profondeur

L'évolution des fissures a été étudiée en profondeur depuis les premiers stades de chargement à 1,3 jusqu'à 86 MGT. Pour chaque rail, 3 sections transverses ont été découpées dans la zone du Head Check entre 7 et 22 mm du flanc de rail. Il est important de rappeler que le cisaillement est maximal dans cette zone ( $\sigma_T$  est maximal à 7.2 mm de GF) selon une simulation numérique des conditions de chargement dans une courbe de 1000 m de rayon (Li, et al., 2009). Dans notre cas, les fissures ont été mesurées par microscopie optique. En comparaison du rail à 234 MGT avec Head Check, peu de fissures ont été observées dans cette zone. La Figure 4-34 montre l'évolution des longueurs et profondeurs maximales des fissures avec le chargement.

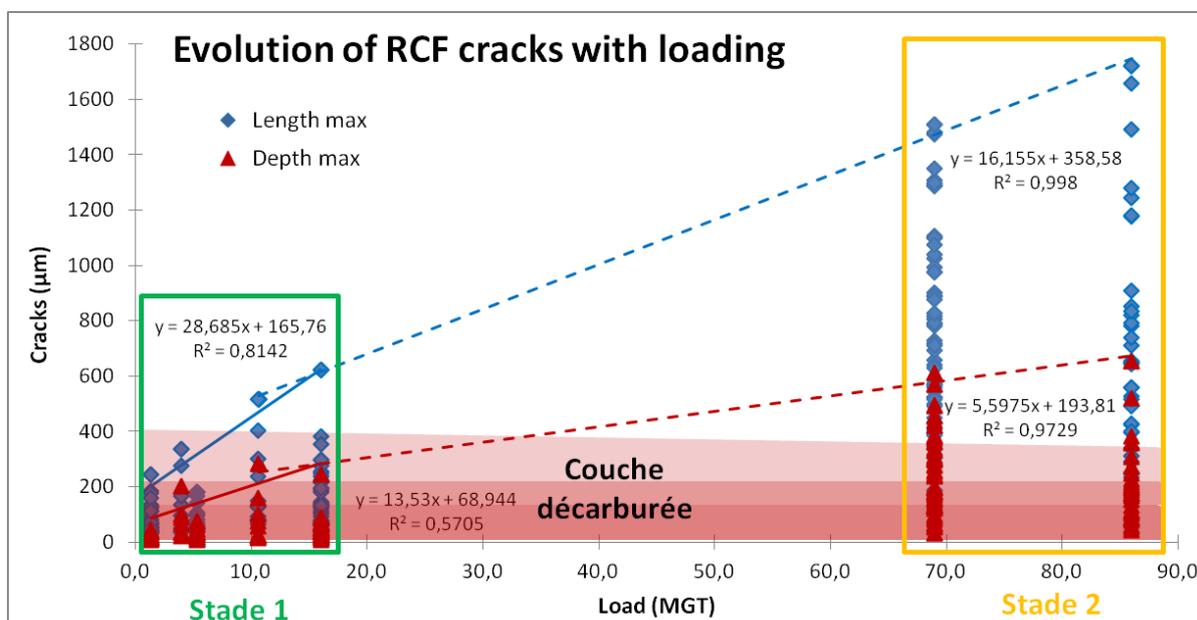


Figure 4-34 : Propagation des fissures de RCF avec le tonnage : Longueur et profondeur maximales des fissures

D'après la Figure 4-34, une croissance progressive des fissures de RCF est constatée au cours d'un premier stade d'amorçage entre 1,3 et 16 MGT. Il apparaît que la longueur des fissures augmente linéairement avec le tonnage. Comme on a observé que les fissures se propagent le long de la ferrite proeutectoïde sévèrement cisailée à un faible angle, nous en déduisons que la propagation des fissures se fait progressivement dans la couche décarburée dans cette phase de développement. Au cours du stade 2 (rails à 69 et 85 MGT), les fissures se sont propagées en profondeur et ont dépassé l'épaisseur de la couche décarburée. Comme nous l'avons observé en surface par magnétoscopie et dans la profondeur par les coupes transverses, le réseau de Head Check est développé en continu sur le rail à ce stade de fissuration.

Le Head Check a également été étudié par (Zhou, et al., 2014) pour une ligne lourdement chargée dans une courbe de 50 m de rayon. Une campagne d'analyse en voie similaire à celle mise en place dans le cadre de ce projet CERVIFER a été menée pour décrire le développement du Head Check dans ces conditions. La phase 1 correspond à la phase d'amorçage des fissures entre l'installation du rail neuf et 10 MGT. Pendant cette période, les défauts de Head Check se développent fortement et peuvent atteindre une profondeur de 4 mm. Dans le cas de notre étude, le Head Check est loin d'être à un stade de développement aussi avancé à 10 MGT, ce qui montre comme l'on pouvait logiquement le postuler que la courbure de voie comme le tonnage moyen par cycle de contacts roue/rail ont beaucoup plus d'influence sur le rail dans les premiers stades de développement du Head Check.

#### 4.4.3. Propagation des fissures en profondeur

Dans cette partie, nous nous intéresserons donc à la propagation des fissures dans le rail au travers de l'étude des trajets de fissuration au sein de la microstructure afin de débiter une réflexion sur l'influence des gradients de microstructure et de propriétés mécaniques, ainsi que de la déformation plastique accumulée au cours des contacts sur la fissuration des rails perlitiques R260 en service. Dans les modèles, l'anisotropie induite par les différents gradients et évolutions dans la tête de rail n'est que très rarement prise en compte pour étudier l'amorçage et la propagation des fissures de RCF. Dans des simulations très récentes, (Larijani, et al., 2014) a cependant montré l'influence directe de l'anisotropie sur la direction de propagation des fissures. Dans cette approche, le modèle proposé prend ainsi en compte le fait que la ténacité du matériau est différente selon la direction de propagation de la fissure considérée, comme c'est le cas au sein de la microstructure perlitique selon l'orientation des lamelles de cémentite. L'orientation géométrique des lamelles de cémentite, alignées parallèlement à la surface en proche surface et aléatoirement en profondeur, est également définie par une fonction sur une épaisseur variable. Par ce modèle, il est montré que l'épaisseur de la couche ainsi que son degré d'anisotropie ont une influence directe sur la direction de propagation des fissures. Ainsi, pour des conditions isotropes, la fissure a tendance à se propager en remontant vers la surface tandis que l'introduction d'anisotropie entraîne un changement de direction de propagation de la fissure vers la profondeur.

Comme il a été montré tout au long de ce manuscrit, la sous-surface du rail R260 peut être décomposée en différentes couches qui possèdent des caractéristiques microstructurales et mécaniques différentes et dont les épaisseurs et propriétés évoluent au cours de la durée de service du rail. Dans la suite, nous considérerons plusieurs stades d'évolution de la fissure au sein de la couche décarburée (0-0,5 mm), de la couche déformée plastiquement (jusqu'à environ 3 à 5 mm) et de la microstructure perlitique non affectée dans le volume du rail.

Dans les premiers stades de passages de roues, l'amorçage des fissures est favorisé par la ferrite proeutectoïde dans la couche décarburée (voir 4.4.1). Dans ce premier stade de fissuration, les fissures se propagent selon un faible angle par rapport à la surface. Cependant à une échelle plus fine, la microstructure influence fortement le trajet de propagation de la fissure. La propagation des fissures au sein de la couche décarburée se fait ainsi le long de la ferrite proeutectoïde, comme le montre la Figure 4-35. La fissure se propage également le long des inclusions MnS alors qu'elle est arrêtée et bifurque pour contourner les colonies de perlite. Il est à noter que la première inclusion MnS rencontrée lors de la propagation de fissure engendre deux branches qui se propagent le long de l'interface supérieure et inférieure de l'inclusion et rencontrent une colonie de perlite. La branche supérieure a commencé à se propager dans la colonie entre les lamelles de cémentite favorablement orientée mais sa longueur est bien inférieure à l'autre branche. A l'inverse, à l'approche d'une seconde colonie de perlite, la fissure ne s'est pas propagée dans la colonie où les lamelles sont orientées perpendiculairement à l'avance de la fissure. Ces observations sont ainsi tout à fait en accord avec les résultats des essais de ténacité en fonction de l'orientation des lamelles de cémentite (Wetscher, et al., 2007) et illustrent que, dans les rails en service non initialement meulés, le chemin de propagation emprunté par les fissures est le moins énergétique et est fortement influencé par la ferrite proeutectoïde à ce stade de propagation.

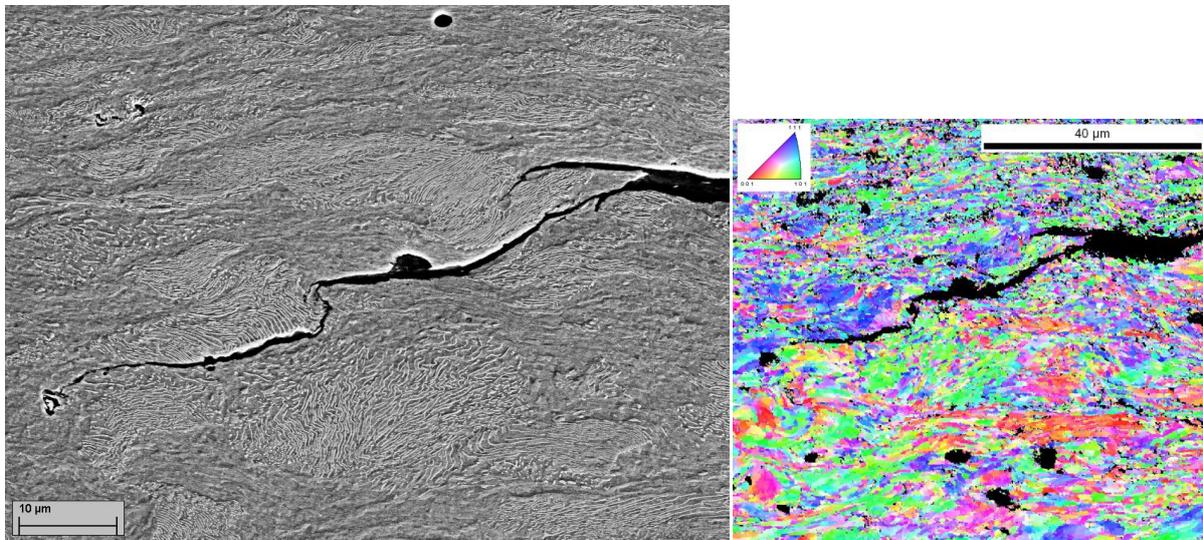


Figure 4-35 : Micrographie MEB-FEG de la propagation intergranulaire d'une fissure le long de la ferrite proeutectoïde. La fissure se propage à l'interface avec des inclusions MnS tandis qu'elle s'arrête et contourne les colonies de perlite.

En revanche, lorsque le rail a subi un meulage au cours de son service et que la couche décarburée n'est plus présente à la surface du rail, l'amorçage des fissures en proche surface se fait le long de la microstructure perlitique alignée dans la direction de roulement. La Figure 4-36 présente une cartographie IPF réalisée en proche surface du rail meulé en service. Comme observé sur la Figure 4-36, nous constatons bien ici comme précédemment que la structure cristallographique perlitique est fragmentée et lamellaire en sous surface et que l'amorçage et le début de propagation de fissure suivent le fibrage de la microstructure.

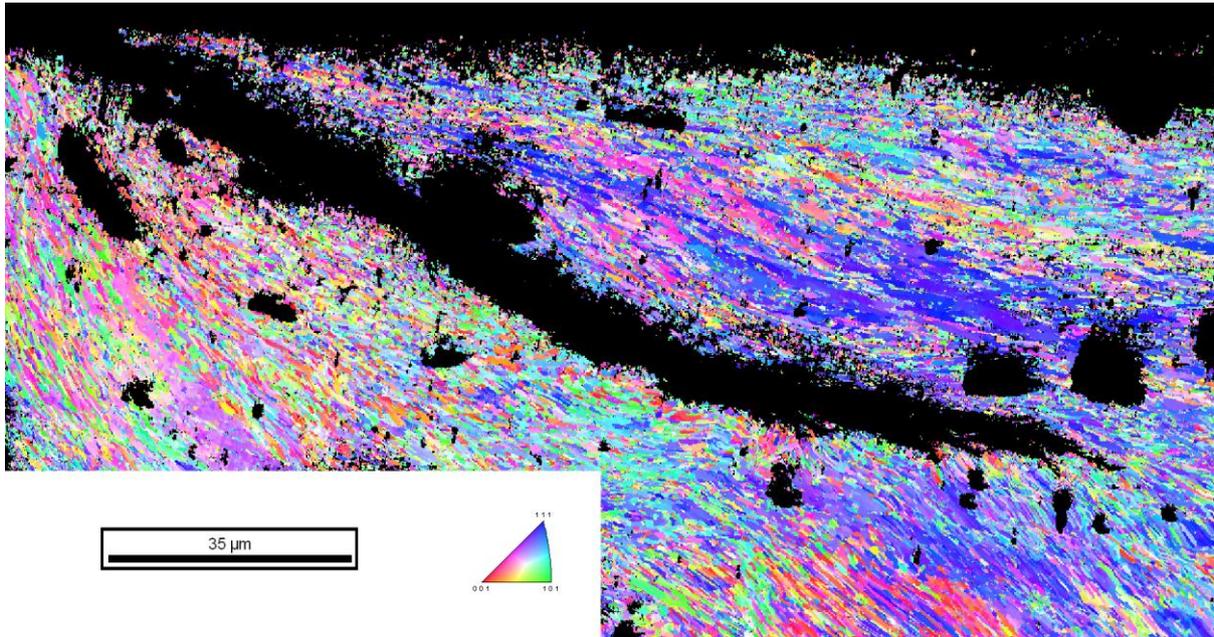


Figure 4-36 : Cartographie IPF de l'amorçage de fissure en proche surface d'un rail meulé. La fissure suit la microstructure perlitique alignée dans la direction de roulement et dont la structure cristallographique est fragmentée

Avec l'accumulation du tonnage, les fissures continuent de se propager progressivement en profondeur dans la couche décarburée. A un stade de chargement avancé (69 MGT) où le défaut de Head Check est développé, la direction de propagation de certaines fissures change significativement et les fissures bifurquent vers la profondeur comme le montre la Figure 4-37. La profondeur de bifurcation des fissures est d'environ 0,25 mm. Cette profondeur semble également correspondre à l'épaisseur de la couche décarburée et du réseau de ferrite proeutectoïde, réduite avec la déformation plastique progressive de la tête de rail.

Si la direction de propagation des fissures est largement guidée par la ferrite proeutectoïde dans les premiers stades de propagation au sein de la couche décarburée, celle-ci est également influencée par les colonies de perlite et les lamelles de cémentite dans la suite après bifurcation. En effet, la propagation des fissures se fait alors à la fois de façon intergranulaire aux joints de grains des colonies de perlite, et également intragranulaire entre les lamelles de cémentite (interlamellaire) ou à travers celles-ci (translamellaire). Il est toutefois important de rappeler que la déformation plastique accumulée dans le rail au cours de l'accumulation du tonnage engendre de nombreuses évolutions au sein de la microstructure, comme la fragmentation cristallographique, la diminution de la distance interlamellaire, ainsi que l'ondulation puis rupture des lamelles de cémentite dans certaines colonies de perlite. Il serait intéressant de comprendre si une zone à fort gradient de déformation plastique et l'oxydation peuvent provoquer un effet de fermeture de fissures. Ces différentes évolutions pourraient également influencer le chemin et les mécanismes mis en jeu dans la propagation des fissures.

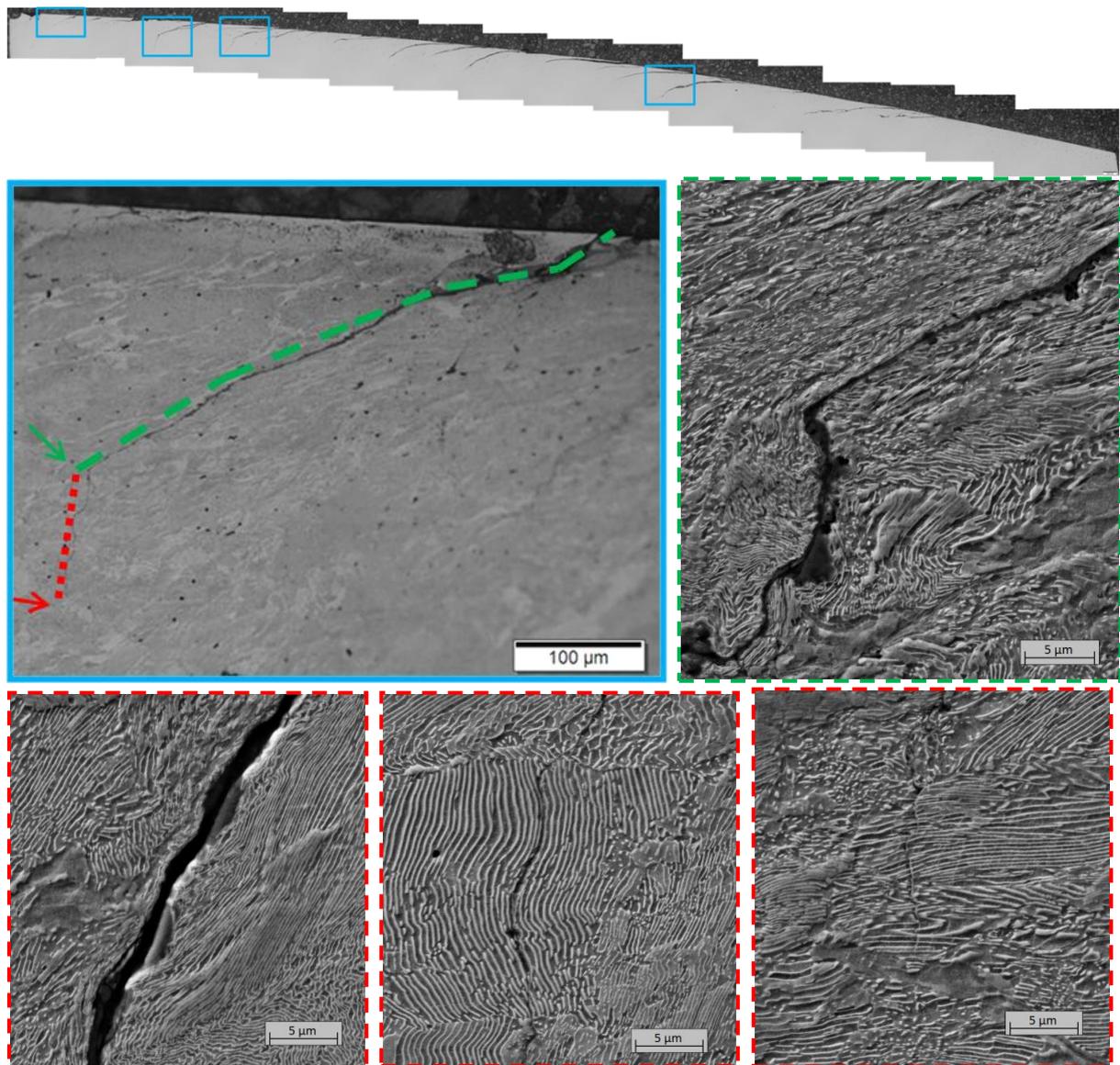


Figure 4-37 : Bifurcation de quelques fissures de Head Check sur rail à 69 MGT, propagation intercolonie, interlamellaire et translamellaire

A des stades de chargements accumulés encore plus importants, les fissures peuvent atteindre des profondeurs millimétrique voir centimétriques dans les cas les plus critiques. A de telles profondeurs, la tête de rail n'est pas nécessairement déformée plastiquement. La Figure 4-38 présente une micrographie MEB-FEG obtenue en pointe d'une fissure de 4,2 mm de profondeur amorcée sur le rail usagé de la ligne B. A cette profondeur, la microstructure n'est visiblement pas affectée par la déformation plastique. Les colonies de perlite se distinguent les unes des autres tandis que les lamelles sont parallèles les unes par rapport aux autres et ne semblent ni ondulées ni rompues. La propagation de la fissure se fait majoritairement par rupture intercolonie ou interlamellaire à cette profondeur. Par ailleurs, l'écartement des lèvres de la fissure est plus important en surface et peut conduire à l'évolution de la morphologie des colonies de perlite avec l'ondulation des lamelles de cémentite qui témoigne de la déformation plastique accumulée le long de la fissure. Comme rappelé dans le chapitre 1, la présence de fluides piégés ou l'oxydation de la fissure favorisent la propagation en mode I par expansion du volume en pointe de fissure. Des fissures secondaires s'amorcent également le long de la fissure principale.

Des cartographies EBSD de la désorientation KAM présentées dans la Figure 4-39 ont été réalisées dans le voisinage des micrographies MEB-FEG précédentes afin d'estimer la déformation plastique dans le rail à proximité de la fissure. Pour faciliter la lecture et la comparaison visuelle, ces cartographies KAM sont extraites du calcul de la désorientation KAM au second ordre, c'est-à-dire que la désorientation en un point est calculée par rapport aux deux proches couronnes de points voisins. Comme mis en évidence en 4.3, la déformation plastique accumulée au cours du tonnage engendre un fort gradient en profondeur. Dans le cas du rail usagé de la ligne B, il est donc logique au vu des précédentes analyses que la fissure évolue au sein d'une microstructure très fortement désorientée à environ 2 mm de profondeur, en pointe de la première fissure (cadre violet) comme à proximité de la deuxième fissure (cadre rouge) jusqu'à plus de 3 mm de profondeur (cadre orange). A plus de 4 mm de profondeur, la microstructure est moins affectée par la déformation plastique, que ce soit au dessus ou en dessous de la fissure. Le long de la fissure et à proximité de la pointe, la désorientation KAM est plus élevée, ce qui semble témoigner de l'influence de la déformation plastique engendrée par le passage de la fissure (sillage plastique et zone plastique en pointe de fissure) et confirme les observations MEB-FEG. L'analyse en pointe d'une fissure située plus en profondeur du rail et hors de la zone déformée plastiquement lors de l'accumulation des contacts serait nécessaire pour confirmer ou infirmer ce point. Il est toutefois clair d'après ces analyses de la propagation des fissures dans le rail à différents stades d'accumulation du tonnage et cohérent avec les précédentes observations et les résultats de la littérature sur des essais conventionnels (essais bi-disques, essais de déformation plastique sévère) que la propagation des fissures dans les rails en service et les trajets de fissuration peuvent être affectés par la microstructure environnante à différents stades de propagation et par la déformation plastique accumulée dans la tête de rail au cours des passages de roues.

Pour limiter la fissuration des rails, les fabricants d'acier à rail préconisent l'utilisation de nuances perlitiques plus dures, comme la R350HT, et qui possèdent au niveau microstructural une distance interlamellaire plus faible ( $S_p \approx 0,1 \mu\text{m}$ ). Très récemment, des études (Kapp, et al., 2016) s'intéressent même à des aciers perlitiques à structure ultrafine et nanolamellaire dont les propriétés mécaniques sont bien supérieures à celles des aciers perlitiques classiques. Différentes questions ouvertes issues de nos observations pourraient être des pistes de recherches permettant d'expliquer de meilleures résistances à l'amorçage et à la propagation de fissures de ces aciers.

➤ Effet de la distance interlamellaire  $S_p$  :

Existe-t-il une relation directe entre la distance interlamellaire et la réorganisation spatiale des lamelles en proche surface du rail qui expliquerait une meilleure résistance à l'amorçage de fissures des aciers plus durs ?

Existe-t-il une relation directe entre la distance interlamellaire et la ténacité du rail ? En conséquence, existe-t-il une distance interlamellaire minimale qui permette la propagation de fissure entre les lamelles ?

➤ Déformation plastique accumulée dans le rail :

Est-ce-que la fragmentation cristallographique des aciers perlitiques due à l'accumulation de déformation plastique facilite la propagation des fissures à partir d'un certain seuil ? Est-ce que les nuances d'aciers plus dures présentent une meilleure résistance à cette fragmentation ?

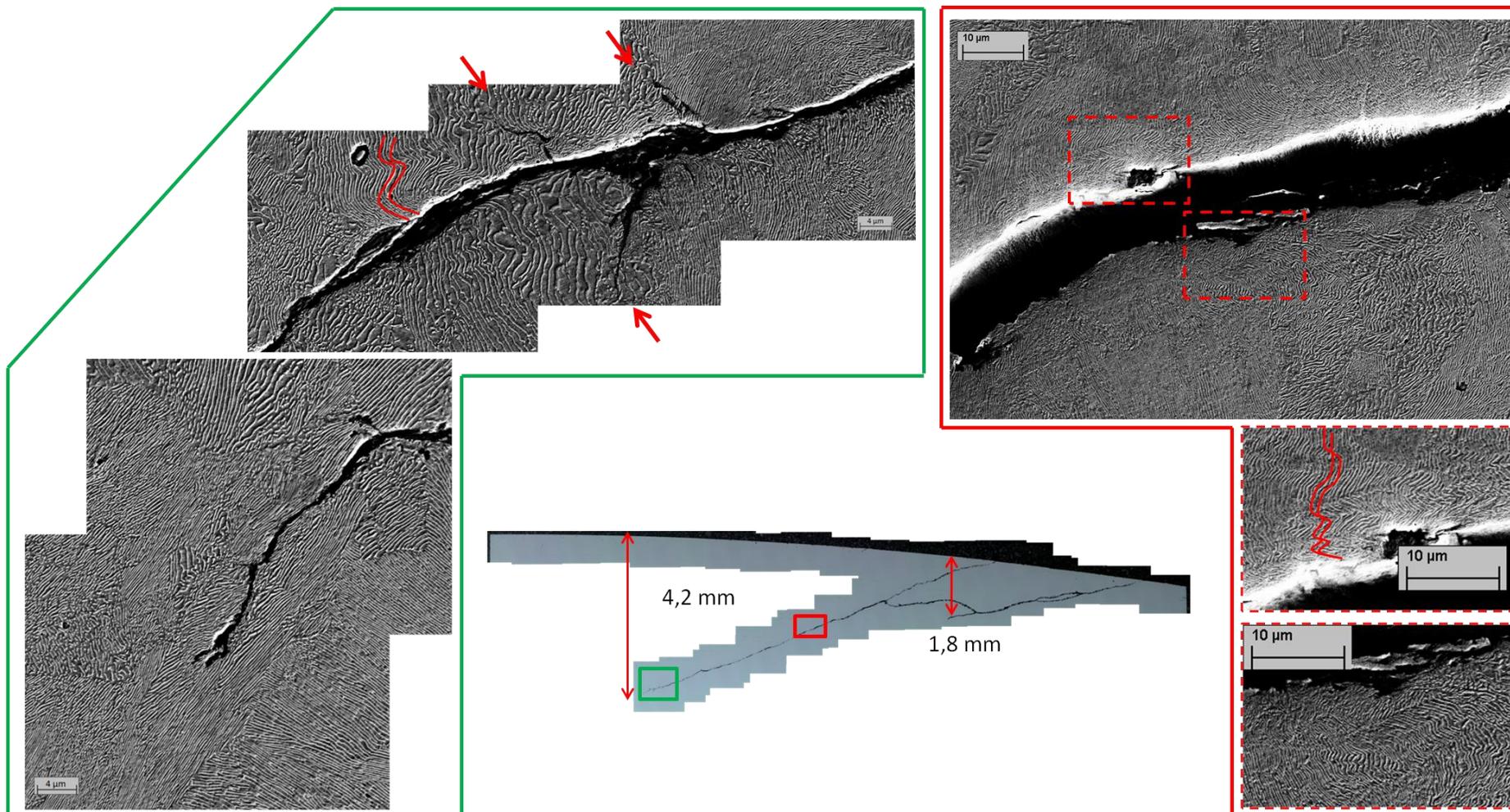


Figure 4-38 : Micrographies MEB-FEG de la propagation d'une fissure longue de Head Check sous la surface du rail usagé ligne B à 408 MGT.

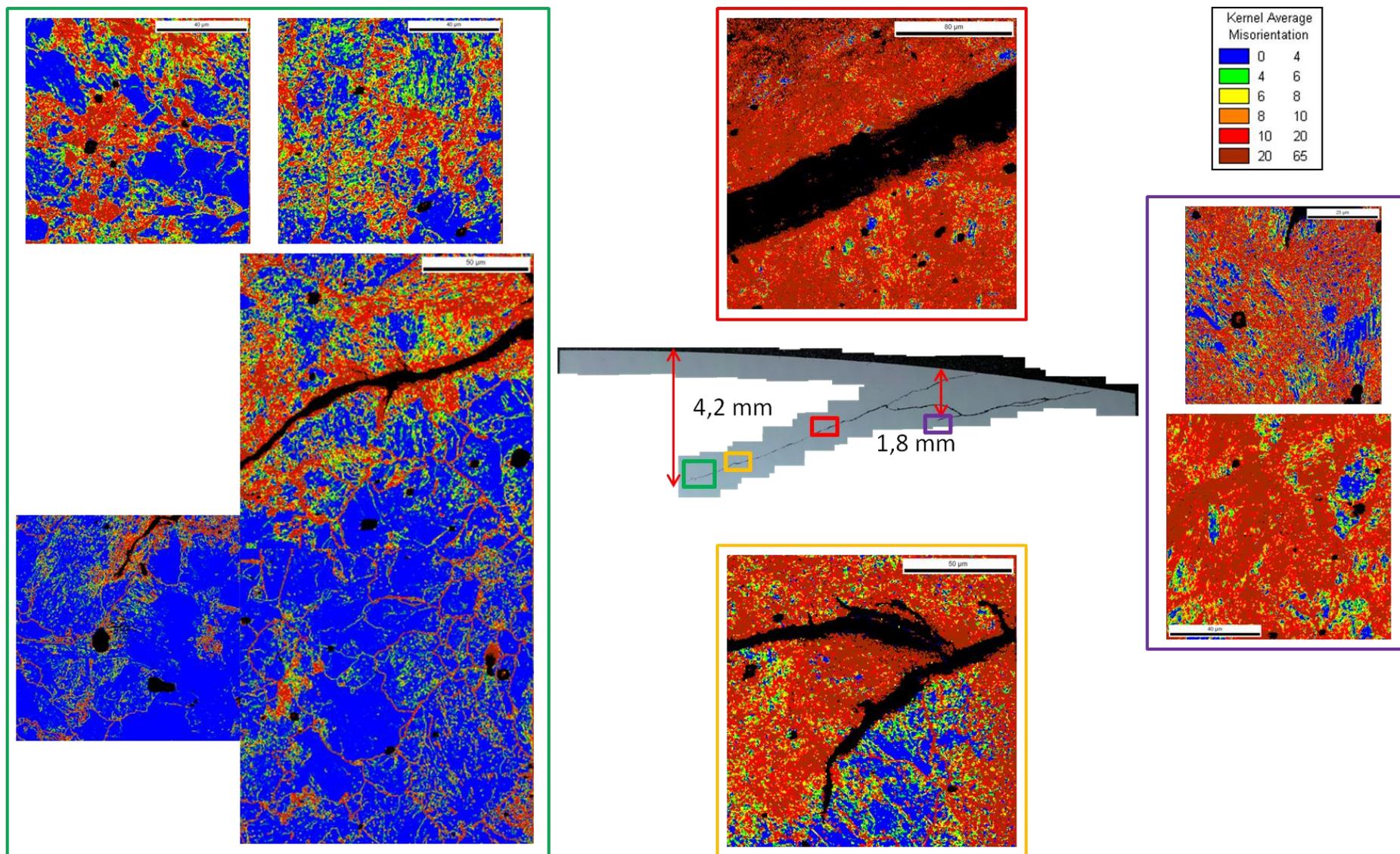


Figure 4-39 : Cartographies de désorientation KAM (2nd ordre) à proximité d'une fissure longue de Head Check sous la surface du rail usagé ligne B à 408 MGT.

## Conclusion

Ce chapitre a été dédié à l'étude de l'évolution de microstructure, de la déformation plastique accumulée dans la tête de rail et au développement du défaut de Head Check depuis les premiers stades d'accumulation du tonnage. Les investigations ont été réalisées à l'aide de la méthodologie expérimentale décrite dans le Chapitre 2 sur des rails prélevés progressivement à des tonnages différents dans deux courbes du RER. Les principaux résultats mis en avant dans ce chapitre sont les suivants :

- La déformation progressive en proche surface du profil de rail et l'évolution de microstructure dans la direction du flanc GF ont été observées durant les premiers cycles de contact avec les roues, avec une forte évolution de la couche décarburée. La phase de ferrite proeutectoïde est sévèrement cisailée à mesure que le chargement accumulé augmente. La morphologie des colonies de perlite évolue également dans la direction de cisaillement avec le chargement et les lamelles de cémentite commencent à fléchir et à se réorienter spatialement. La distance interlamellaire diminue dans les colonies où les lamelles de cémentite sont orientées favorablement. La désorientation élevée dans la ferrite proeutectoïde suggère que cette phase moins dure accumule plus de déformation dans les premiers stades d'accumulation du tonnage.
- La dureté du rail augmente en proche surface avec le chargement. Dans la couche décarburée, une chute abrupte de la dureté est observée jusqu'à une profondeur de 500  $\mu\text{m}$ , témoignant l'influence de la phase ferritique. Plus en profondeur, la dureté augmente progressivement avec le tonnage accumulé et devient rapidement supérieure à celle mesurée dans le volume. Le gradient de dureté augmente globalement avec le tonnage, ce qui montre que le rail s'écroute de plus en plus.
- L'évolution de la déformation plastique progressivement accumulée dans la tête de rail avec le chargement a été estimée par l'analyse du gradient de désorientation KAM en profondeur à différentes positions transverses dans le rail. L'évolution du profil de rail induite progressivement par l'augmentation du chargement influence directement la répartition des pressions de contact en surface de la tête de rail et la distribution des champs de contraintes en profondeur. Engendré sous la zone de contact dès les premiers passages de roues en surface et au point de Hertz à environ 1 à 2 mm de profondeur, le gradient de microstructure s'intensifie et s'étend ensuite peu à peu dans la tête de rail tandis que le chargement accumulé augmente et que le profil évolue. A un stade de chargement accumulé avancé, la tête de rail est continuellement affectée par la déformation plastique entre la surface et jusqu'à quelques millimètres (3 à 5 mm environ) de profondeur selon la position transverse étudiée.
- Les résultats expérimentaux ont été comparés à une simulation numérique d'un passage de train dans une courbe de rayon  $R=1000$  m dans des conditions de circulation similaires. La répartition et la position des pressions de contact et des efforts tangentiels correspondent aux évolutions observées sur voie. Bien que le passage d'un unique véhicule sur la voie engendre des niveaux de contraintes très inférieurs à ceux nécessaires pour entraîner une accumulation de déformation plastique dans le rail, ce type de simulation fournit des résultats qualitatifs intéressants pour la comparaison avec les conditions réelles sur voie. Pour poursuivre en ce sens, il serait intéressant de faire évoluer la géométrie de voie en insérant les profils de rails réellement mesurés à différents tonnages pour mettre en évidence l'évolution progressive des conditions de contact sur le rail au cours de son service.
- Du point de vue de la fissuration, l'amorçage de microfissures en surface est observé dans la ferrite proeutectoïde dès les premiers cycles de passages de roues sur le rail. Les fissures de

Head Check apparaissent dans la même zone progressivement à partir de 10-15 MGT et se multiplient en surface jusqu'à un défaut de Head Check développé et continu le long du rail à 69 MGT. Au niveau de leur propagation dans la couche décarburée, les fissures se propagent favorablement le long de la ferrite proeutectoïde et des inclusions ductiles MnS et peuvent contourner les colonies de perlite dans les premiers stades de chargement. Plus en profondeur, la propagation des fissures se fait dans la microstructure perlitique alors que la direction de propagation de celles-ci semble être influencée par la couche déformée plastiquement en sous surface, la microstructure perlitique cristallographiquement fragmentée et l'anisotropie de propriétés mécaniques induite.

En synthèse, la Figure 4-40 propose une représentation schématique du scénario d'endommagement du rail en service depuis son installation jusqu'au développement du réseau de Head Check continu et bien développé sur le rail. Les données expérimentales quantitatives issues de ces travaux pourront être utilisées pour valider des modèles de prédiction d'évolution des rails au cours de l'accumulation des contacts avec les roues.

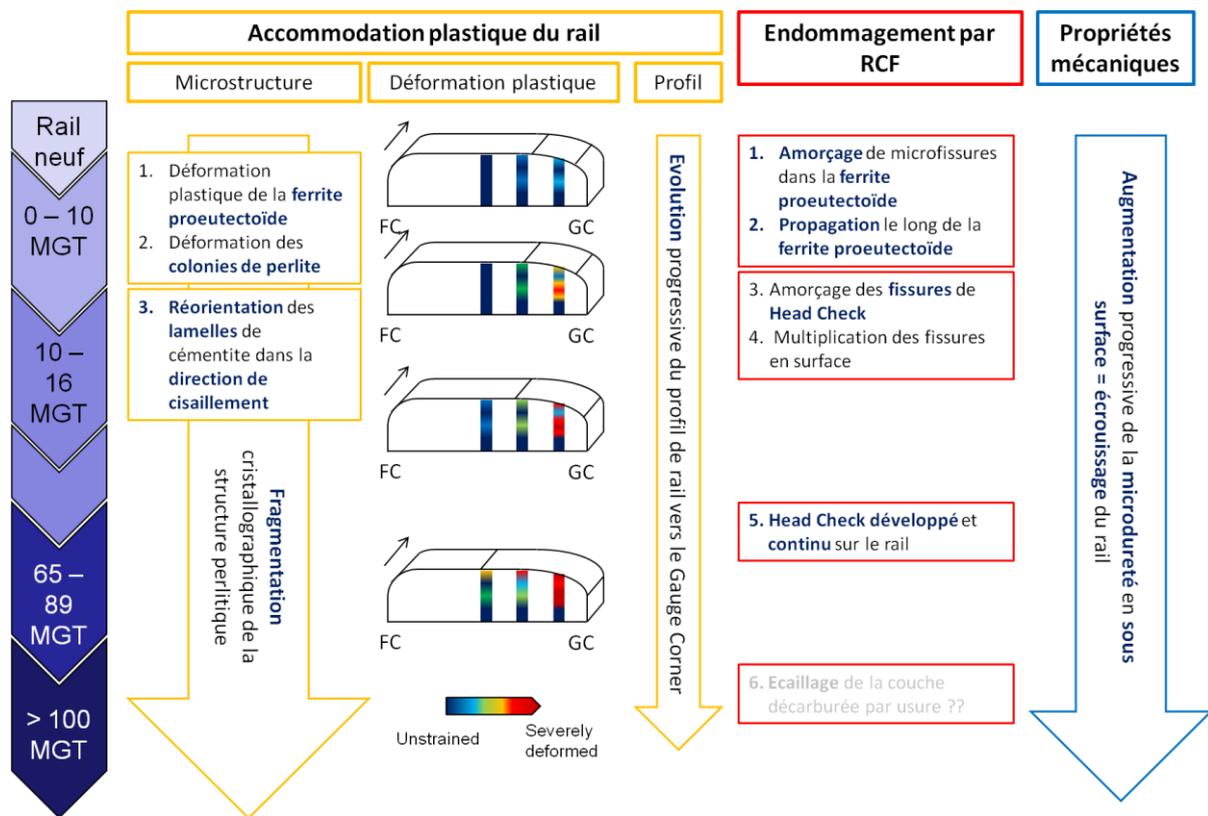


Figure 4-40 : Scénario d'endommagement du rail et développement du Head Check

## Conclusion Générale

La fatigue de contact de roulement (RCF) des rails est devenue un sujet de préoccupation industrielle majeur pour la maintenance du réseau ferroviaire français et européen avec l'augmentation progressive des chargements transportés. L'amorçage de fissures par sévère déformation plastique du rail en surface et leur propagation en profondeur mettent en jeu des phénomènes à l'échelle de la microstructure qui peuvent entraîner à l'échelle macroscopique des écaillages de surface ou même conduire à des ruptures brutales de rails en cours de fonctionnement. Avant de pouvoir mettre en place des stratégies préventives, il est nécessaire de mieux comprendre et expliquer les mécanismes qui conduisent à la dégradation rapide en service des nuances de rails actuellement présentes sur le réseau ferroviaire.

Les principaux objectifs de cette étude ont été définis comme suit :

- Evaluer quantitativement les évolutions engendrées sous la bande de roulement d'un rail usagé de nuance R260 prélevé en service par l'analyse des gradients de microstructure, de cristallographie et de propriétés mécaniques en profondeur du rail.
- Identifier les stades de mise en place de ces gradients dans la tête de rail et leur vitesse de développement par rapport à l'accumulation des passages de roues sur le rail.
- Etudier l'influence de la microstructure et de l'anisotropie induite par la déformation plastique accumulée dans la tête de rail sur l'amorçage et la propagation des fissures au cours des premiers cycles de chargement.

La méthodologie d'analyse multi-techniques et multi-échelles a été présentée dans le chapitre 2. Celle-ci nous a donné la possibilité de caractériser des échantillons de rails issus de diverses positions sur le champignon à différents niveaux de chargement accumulé et de comparer les évolutions à un état initial non déformé du rail neuf. A l'échelle macroscopique, les techniques de magnétoscopie, de microscopie optique et de traitement d'images ont contribué à la détection, l'observation et la caractérisation de la fissuration, de l'évolution des profils et de la microstructure sévèrement déformée. Les mesures de microdureté et les essais d'indentation instrumentée ont donné une estimation locale des propriétés mécaniques et de l'écrouissage du rail. A l'échelle microscopique, les observations MEB-FEG ont conduit à la description locale de la microstructure et des fissures de RCF. Le couplage avec l'analyse EBSD a permis de quantifier les évolutions microstructurales et la désorientation cristallographique (KAM) en profondeur du rail. Les analyses de composition chimique locale et en profondeur par SDL et EDS-X ont été réalisées pour identifier la présence d'inclusions et d'oxydation du rail en service. Enfin, des analyses DRX ont fourni des informations sur les contraintes résiduelles engendrées dans le rail suite à l'accumulation des contacts avec les roues. Les méthodes d'observations et d'analyse présentées ont permis d'accéder à des informations de nature statistique sur le comportement du matériau. Par le biais d'une analyse microstructurale, chimique et micromécanique du rail progressivement déformé de la surface au volume, ces investigations ont apporté des informations quantitatives complémentaires à la littérature sur les déformations plastiques sévères et les mécanismes microstructuraux mis en jeu dans la fatigue de contact de roulement.

Dans cette étude, les analyses ont été réalisées sur des rails prélevés en service de nuance perlitique R260. Cette nuance d'acier composée de multiples colonies de perlite dans lesquelles sont alternées des lamelles de ferrite et de cémentite est à l'heure actuelle la nuance de rail standard de loin la plus utilisée sur le réseau ferroviaire. En surface, une couche de décarburation constituée de ferrite proeutectoïde et de perlite

est issue du processus de laminage à chaud des rails. Les principales caractéristiques de la microstructure du rail neuf, comme la distance interlamellaire, la taille des colonies perlitique et la profondeur de la couche décarburée ont été déterminées dans le Chapitre 2.

Les chapitres 3 et 4 présentent les résultats expérimentaux de caractérisation de microstructure, propriétés physico-chimiques et mécaniques en sous surface de rails prélevés en service sur le réseau RATP.

Plus particulièrement, le chapitre 3 est dédié à l'étude d'un rail usagé prélevé dans une zone d'alignement à forte concentration de défauts de Squat. Les investigations réalisées le long et sous la bande de roulement mettent en avant les gradients tridimensionnels engendrés dans le rail par la répétition des contacts avec les roues. En surface, la morphologie de la bande de roulement évolue selon la position sur le rail et des transformations tribologiques de surface (TTS) peuvent être observées en lien avec les conditions de contact. Les évolutions de dureté, de contraintes résiduelles et de composition chimique en surface témoignent également de l'écaillage du rail et des conditions environnantes de contact.

En sous surface du rail, les investigations ont permis de mettre en évidence les évolutions du comportement et l'anisotropie induite dans la profondeur de la tête de rail par le biais des analyses quantitatives de gradients de microstructure, cristallographiques et des propriétés mécaniques. Les principaux résultats de cette étude sont les suivants :

- La déformation plastique accumulée au cours des nombreux contacts avec les roues engendre un gradient tridimensionnel de microstructure jusqu'à environ 4 mm de profondeur, dont l'intensité diminue de part et d'autre de la bande de roulement où les contacts sont moins fréquents.
- Au centre de la bande de roulement, la microstructure perlitique est sévèrement déformée et cristallographiquement fragmentée alors que les lamelles s'alignent en proche surface dans la direction de roulement. Cependant, il est important de noter que la microstructure est affectée par la déformation plastique accumulée bien plus en profondeur du rail, où les colonies perlitiques sont fragmentées jusqu'à une profondeur de transition de 3-4 mm de profondeur. A cette profondeur de transition coexistent des colonies de perlite fragmentées au voisinage de colonies non affectées. Dans les colonies fragmentées, les lamelles de cémentite peuvent être fléchies, ondulées ou partiellement rompues quand la matrice ferritique est fragmentée. Dans cette zone, le pourcentage de LAGB (large angle grain boundaries) augmente fortement, ce qui montre une bonne corrélation entre observations de la microstructure et résultats de l'analyse EBSD et indique que la microstructure nodulaire devient lamellaire avec la déformation. A l'instar d'un essai de traction où des bandes de cisaillement sont créées dans les colonies de perlite dont les lamelles sont favorablement orientées, nous supposons qu'il existe des configurations d'orientation cristallographique pour la matrice ferritique d'une part et géométrique pour les lamelles de cémentite d'autre part qui permettent d'expliquer ces différences de comportement entre colonies de perlite voisines dans le rail. Des simulations micromécaniques du comportement de la perlite pourraient permettre d'éclairer ce point. Par ailleurs, ce constat pourrait également constituer une piste d'amélioration des propriétés mécaniques de la microstructure perlitique en sélectionnant les orientations les plus résistantes, à condition de pouvoir maîtriser la texture initiale de ces aciers.
- Le gradient de microstructure mis en évidence sous la surface du rail se caractérise également par des évolutions en profondeur de la distance interlamellaire au sein des colonies perlitiques. Mesurée à  $0,34\mu\text{m}$  dans le volume, celle-ci diminue progressivement en sous surface à partir de 3-4 mm de profondeur jusqu'à atteindre des valeurs très faibles inférieures à  $0,15\mu\text{m}$  dans la couche fibrée en proche surface.

- L'évolution de microdureté est également reliée à la présence du gradient de microstructure et témoigne de l'écroissage de la tête de rail jusqu'à 3-4 mm de profondeur.
- La simulation numérique 3D par EF du comportement du rail au passage d'une roue est en accord avec les résultats de localisation du champ de déformation plastique dans la tête de rail, bien que les niveaux obtenus soient très insuffisants à ceux accumulés dans le rail pour engendrer de tels gradients. Cette simulation confirme également que les estimations de la déformation plastique accumulée sur la base de l'angle formé par les lignes de réorientation de la microstructure sous-évaluent largement les niveaux et profondeur de déformation plastique réellement subi par le rail.

Le chapitre 4 est consacré à la mise en place du gradient de microstructure ainsi qu'à l'étude de la déformation plastique accumulé dans la tête de rail et du développement du défaut de Head Check dans les premiers stades d'accumulation du tonnage après installation d'un rail neuf dans une courbe. Ces analyses de rails prélevés sur voie à différents tonnages amènent aux conclusions suivantes :

- En proche surface, la déformation progressive du profil de rail dans la direction du flanc GF est observée dès les premiers cycles de passages de roues en parallèle de l'évolution de microstructure avec fort cisaillement de la ferrite proeutectoïde dans la couche décarburée. Les colonies de perlite s'étirent également dans la direction du cisaillement tandis que les lamelles de cémentite fléchissent, se réorientent spatialement et la distance interlamellaire diminue dans les colonies où les lamelles de cémentite sont orientées favorablement.
- Le rail s'écroit progressivement et le gradient de dureté s'intensifie avec le chargement. L'influence de la phase ferritique molle dans la couche décarburée est notable jusqu'à 0,5 mm de profondeur, tandis que la dureté en sous surface devient rapidement supérieure à celle mesurée dans le volume.
- La déformation plastique progressivement accumulée dans le rail a été évaluée dans la profondeur et à différentes positions transverses dans la tête de rail en analysant le gradient de désorientation KAM par EBSD. Avec l'augmentation du tonnage, le profil de rail subit progressivement une accommodation plastique qui entraîne des évolutions dans la répartition des pressions de contact en surface et des champs de contraintes en profondeur. Au cours des tous premiers contacts, le gradient de microstructure est engendré sous la zone de contact en proche surface et au niveau du point de Hertz entre 1 et 2 mm de profondeur. A mesure que le chargement augmente et que le profil évolue, ce gradient s'intensifie et s'étend progressivement dans la tête de rail. A un stade de tonnage accumulé important, la déformation plastique affecte la tête de rail en continu entre la surface et jusqu'à une profondeur de plusieurs millimètres (3-5 mm) selon la position étudiée.
- Les résultats des investigations expérimentales ont été confrontés à ceux issus d'une simulation numérique du passage d'un véhicule dans une courbe de rayon  $R=1000$  m dans des conditions de circulation similaires. Les évolutions de profils et de microstructure observées sur voies sont en accord et valident bien les prévisions concernant la répartition des pressions de contact et des efforts tangentiels. De telles simulations peuvent fournir des résultats qualitatifs intéressants pour évaluer les conditions réelles de circulation sur voie, mais sont encore limitées au passage d'un véhicule ce qui engendre des niveaux de contraintes bien inférieurs à ceux nécessaires pour entraîner une accumulation de déformation plastique dans le rail. Pour améliorer les prédictions et prendre en compte la variabilité des conditions réelles de circulation, il serait intéressant de faire varier les paramètres de voie, par exemple en insérant d'autres types de véhicules. L'utilisation de profils de roue et de rail issus de mesures réelles à différents tonnages permettrait également de mettre en lumière l'évolution des conditions de contact sur le rail au cours de sa durée de fonctionnement.
- Au niveau de l'aspect fissuration et développement du défaut de Head Check, des microfissures s'amorcent en surface le long de la ferrite proeutectoïde dès les premiers stades d'accumulation du

tonnage. Après 10-15 MGT, des fissures de Head Check commencent à être observées et à se multiplier dans la même zone jusqu'au développement du Head Check en continu après 69 MGT. Concernant l'aspect propagation, les microfissures se propagent initialement le long de la ferrite proeutectoïde et des inclusions ductiles MnS en contournant les colonies de perlite au sein de la couche décarburée. En dessous de cette couche, la direction de propagation des fissures au sein de la perlite semble être affectée par la déformation plastique accumulée en sous surface du rail et le gradient de microstructure engendrant une anisotropie des propriétés mécaniques.

Les conclusions de ce travail contribuent à enrichir de manière conséquente la littérature sur les évolutions subies par la microstructure de l'acier perlitique R260 dans les conditions réelles du rail en service. Par ailleurs, la description des étapes progressives du développement du gradient tridimensionnel de microstructure a pu être reliée avec la déformation plastique accumulée dans la tête de rail au cours des passages de trains. Le développement d'un tel gradient doit ainsi être considéré dans la modélisation du comportement mécanique de ces aciers. Comme récemment souligné (Larijani, et al., 2014), les hétérogénéités en profondeur dues à l'évolution de microstructure peuvent influencer sur la propagation de fissures, conduisant soit à l'écaillage en cas de déviation supérieure ou à la propagation brutale en profondeur dans les pires configurations.

D'un point de vue pratique, les résultats de ce travail nous conduisent à quelques préconisations pour optimiser la maintenance des rails en service. Actuellement, une part très importante et très coûteuse des opérations de maintenance des rails consiste à l'enlèvement régulier des fissures de RCF par meulage d'une fine couche de matière en surface du rail (quelques centaines de microns). Pour éviter l'immobilisation de la voie et des perturbations dans le trafic ferroviaire, ces opérations sont généralement réalisées de nuit. En théorie, les règles de bonnes pratiques recommandent également la réalisation d'un meulage initial sur le rail neuf après installation afin de garantir le profil de rail souhaité et d'éliminer les éventuels défauts de surface ainsi que la couche décarburée. Cependant, en pratique cette opération préliminaire n'est pas réalisée sur tout le réseau à chaque installation d'un rail neuf pour des raisons de temps et de coûts. Au vu des analyses réalisées et de l'influence majeure de la ferrite proeutectoïde sur l'amorçage et la propagation des fissures au sein de la couche décarburée, nous ne pouvons que confirmer l'utilité de cette règle de bonnes pratiques. Il peut également être envisagé de retarder cette opération de meulage si nécessaire jusqu'à un tonnage accumulé ne dépassant pas 15 MGT où le défaut de Head Check commence à faire son apparition localement sur le rail et que les fissures amorcées ne sont pas plus profondes que la couche décarburée. La qualité de cette opération de maintenance est par ailleurs très importante puisque nous avons constaté, en accord avec de très récentes observations (Fau, et al., 2015), que des fissures de RCF peuvent s'amorcer au niveau de stries d'usinage grossières laissées par l'outil de coupe à son passage.

## Perspectives

Comme nous l'avons rappelé précédemment, un des meilleurs compromis actuellement fait pour garantir la maintenance des rails consiste à assurer un équilibre forcé entre fissuration et usure des rails en enlevant régulièrement du profil une couche comprenant de courtes fissures en surface sur une épaisseur de quelques centaines de micromètres. Cependant, nous avons pu constater tout au long de ce travail que, contrairement à ce qui pourrait être supposé, cette opération ne permet pas de remettre le rail dans des

conditions initiales de service puisque la tête de rail est affectée par la déformation plastique accumulée au cours des passages de trains engendrant une évolution de microstructure et une anisotropie de propriétés mécaniques jusqu'à une profondeur de plusieurs millimètres. Le meulage d'une épaisseur superficielle du profil de rail conduit à l'enlèvement des fissures et de la couche qui voit le fibrage de la microstructure dans la direction de cisaillement mais pas de toute la couche fortement écrouie du rail où la microstructure perlitique est cristallographiquement fragmentée. Plusieurs questions peuvent être issues de ces résultats :

- Comment évolue la ténacité du rail en profondeur dans la microstructure perlitique fragmentée ?
- Existe-t-il un seuil de déformation plastique accumulée qui conduit à la propagation critique des fissures en profondeur ?
- A quel stade de chargement ce seuil serait-il atteint ?

Pour tenter de répondre à ces questions, il serait nécessaire de poursuivre les analyses de rails prélevés en service à des stades d'accumulation plus importants, en évaluant les évolutions de profils, de microstructure et de propagation des fissures en profondeur des rails. La propagation des fissures de RCF au sein de la microstructure perlitique mérite également d'être étudiée de manière plus quantitative à l'échelle macroscopique en fonction de la profondeur et au cours des différents stades d'accumulation afin d'identifier s'il existe des trajets de fissuration statistiquement préférentiels en profondeur ou si la fissuration est principalement dirigée par les conditions de chargement à des profondeurs de plusieurs millimètres. A une échelle plus microscopique, des investigations sur les mécanismes de déformation et de rupture de la perlite dans les conditions de contact roue/rail pourraient également améliorer la compréhension des mécanismes locaux mis en jeu au sein des colonies de perlite, dans la phase ferritique d'une part et dans les lamelles de cémentite d'autre part afin de donner des pistes de développement pour les aciéristes sur les orientations cristallographique et lamellaire les plus favorables. Des essais réalisés sur la machine de micro-traction in-situ sous MEB-FEG récemment acquise au Laboratoire Roberval et couplés à l'analyse EBSD pourraient être réalisés en ce sens.

Une autre stratégie de maintenance possible vise à changer de nuances de rails dans les zones à risques pour le développement de défauts de RCF, comme les courbes par exemple. Ces nuances d'aciers plus dures que l'acier R260 qui peuvent être perlitiques comme la nuance R350HT ou bainitiques comme la nuance B320, sont connues pour être plus résistantes à l'amorçage et au développement du Head Check, mais les causes de telles améliorations ne sont pas encore parfaitement expliquées. De la même façon que pour l'acier R260, une étude similaire des gradients de microstructure et de propriétés mécaniques, ainsi que des estimations de la déformation plastique accumulée dans la tête de rail de telles nuances au cours des passages de trains pourraient permettre de mieux comprendre à l'échelle microscopique les mécanismes qui confèrent à ces rails une meilleure résistance à l'amorçage des fissures.

Par ailleurs, des simulations du comportement du rail dans des conditions de circulations réelles sur des logiciels de dynamique ferroviaire comme Vocolin® ou Simpack® pourront être comparées aux résultats expérimentaux en intégrant les profils mesurés en entrée de calcul. Une autre piste de simulation du contact roue/ rail dans la courbe se situe dans une partie du travail de thèse de Loïc Saint Aimé (Saint Aimé, 2017), qui vise au travers de la modélisation 3D du contact roue / rail par éléments finis à la prédiction de cycle stabilisé "réaliste" avec la prise en compte de l'évolution des champs de pression de contact en

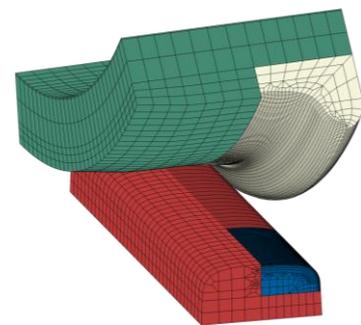


Figure 1 : Modélisation 3D EF du contact roue/rail avec prise en compte des évolutions de profil, d'après (Saint Aimé, 2017)

élastoplasticité. Dans deux approches de contact roue/ rail répété (CRRR) ou pression constante mobile (PCM), il étudie l'évolution de la pression de contact consécutive à 25 passages de roue et les évolutions de profil à chaque itération.

Finalement, ces travaux pourront apporter des informations quantitatives et une méthodologie expérimentale éprouvée pour l'analyse des évolutions de microstructure en sous surface du rail. Dans le cadre du projet CERVIFER et plus particulièrement du lot 3 Usure et Fatigue de contact de roulement, plusieurs travaux en cours dans les laboratoires partenaires pourront bénéficier de ces éléments.

Sur le banc d'essais TriboRing, développé et installé à l'INSA de Lyon, les essais réalisés dans le cadre de la thèse de Pierrick Merino (Merino, 2017) visent à étudier la réponse des couches superficielles du rail en fonction du glissement et de la pression de contact. Les résultats de ces essais en laboratoire pourront être directement confrontés à ceux issus de notre étude sur rails en service, afin d'en estimer le niveau de représentativité. Par ailleurs, des analyses par EBSD pour évaluer le gradient de microstructure et la déformation plastique accumulée par les échantillons testés sur banc pourront enrichir les résultats et être directement reliées aux paramètres de contacts étudiés.

Enfin, les données matériaux sur la microstructure perlitique et son évolution serviront directement à alimenter le modèle multi-échelle du comportement de la perlite implémenté dans un cas de simulation du contact roue / rail que développe actuellement Loïc Saint Aimé dans le cadre de sa thèse au Laboratoire de Mécanique de Lille (LML) (Saint Aimé, 2017). A l'échelle la plus petite, ce modèle prendra en compte les phénomènes de glissement dans les phases de ferrite et de cémentite et d'interface entre ces deux constituants. Par effet de masse, il va remonter à l'échelle de la colonie de perlite puis à un VER de la microstructure perlitique. En sortie du calcul, les niveaux de réorientation des lamelles pourront être comparés avec les résultats expérimentaux. En fournissant des données riches sur la microstructure, son évolution et sa fragmentation avec la déformation plastique, cette étude contribuera par la suite à améliorer la modélisation du comportement mécanique du rail au passage de roue et de sa fissuration par RCF.

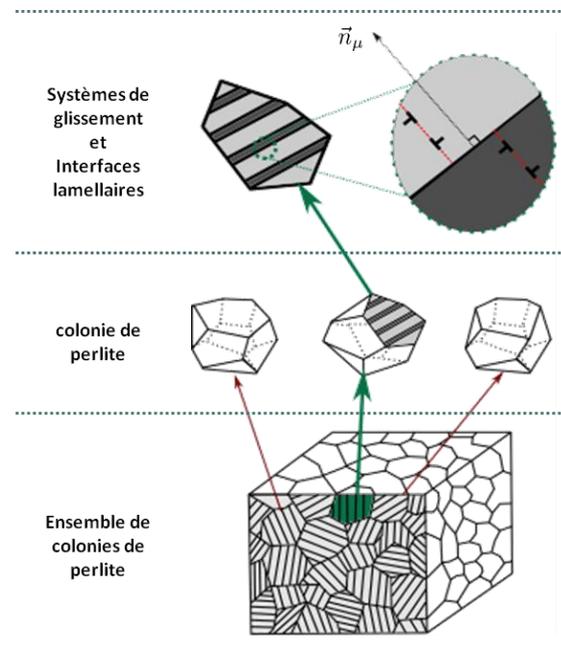


Figure 2 : Modélisation multi-échelle du comportement de la perlite, d'après (Saint Aimé, 2017)

## Bibliographie :

- Alpas, A., Hu, H. & Zhang, J., 1993. Plastic deformation and damage accumulation below the worn surfaces. *Wear*, Volume 162-164, pp. 188-195.
- Alwahdi, F., Kapoor, A. & Franklin, F., 2013. Subsurface microstructural analysis and mechanical properties of pearlitic rail steels in service. *Wear*, Volume 302, pp. 1453-1460.
- Arsenlis, A. & Parks, D., 1999. Crystallographic aspects of geometrically-necessary and statistically-stored dislocation density. *Acta Materialia*, 47(5), pp. 1597-1611.
- Ayasse, J. & Chollet, H., 2005. Determination of the Wheel Rail Contact Patch in semi-hertzian conditions. *Vehicle Systems dynamics*, 43(3).
- Bang, C.-H., Seol, J.-B., Yang, Y.-S. & Park, C.-G., 2015. Atomically resolved cementite dissolution governed by the strain state in pearlite steel wires. *Scripta Materialia*, Volume 108, pp. 151-155.
- Barisone, E., 2011. *Thèse de Doctorat : La décharge lumineuse comme outil analytique. Influence du taux d'émission d'électrons secondaires sur ses caractéristiques.*, Toulouse: Université Toulouse III - Paul Sabatier.
- Beynon, J. & Kapoor, A., 1997. The interaction of wear and rolling contact fatigue. In: *Reliability Assessment of Cyclically Loaded Engineering Structures*. s.l.:Kluwer Academic Publishers, pp. 1-26.
- Bogdanski, S. & Brown, M., 2002. Shear mode growth of short surface-breaking RCF cracks. *Wear*, 253(1-2), pp. 17-25.
- Bogdanski, S. & Lewicki, P., 2008. 3D model of liquid entrapment mechanism for rolling contact fatigue cracks in rails. *Wear*, Volume 265, pp. 1356-1362.
- Bold, P., Brown, M. & Allen, R., 1991. Shear mode crack growth and rolling contact fatigue. *Wear*, Volume 144, pp. 307-317.
- Bower, A. & Johnson, K., 1989. The influence of strain hardening on cumulative plastic deformation in rolling and sliding line contact. *J. Mech. Phys. Solids*, Volume 37, pp. 471-493.
- Bower, A. & Johnson, K., 1991. Plastic flow and shakedown of the rail surface in repeated wheel-rail contact. *Wear*, Volume 144, pp. 1-18.
- Braida, A., s.d. *Le transport ferroviaire en images*. [En ligne] Available at: <http://snf.ratp.free.fr/enginsratp.htm>[Accès le 2016].
- Busquet, M., Baillet, L., Bordreuil, C. & Berthier, Y., 2005. 3D finite element investigation on the plastic flows of rolling contacts - correlation with railhead microstructural observations. *Wear*, Volume 258, pp. 1071 - 1080.
- Calcagnotto, M., Ponge, D., Demir, E. & Raabe, D., 2010. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD. *Materials Science and Engineering: A*, 527(10-11), pp. 2738-2746.
- Cannon, D. & Pradier, H., 1996. Rail rolling contact fatigue Research by the European Rail Research Institute. *Wear*, Volume 191, pp. 1-13.

- Carroll, R. & Beynon, J., 2006. Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel. *Wear*, Volume 260, pp. 523-537.
- Carroll, R. & Beynon, J., 2007. Rolling contact fatigue of White Etching Layer - Part 1 Crack morphology. *Wear*, Volume 262, pp. 1253-1266.
- Carter, F., 1926. On the action of a locomotive driving wheel. *Proc. of the Royal Society*, Volume Serie A112, pp. 151-157.
- Cihak-Bayr, U. et al., 2014. High plastically deformed sub-surface tribozones insliding experiments. *Wear*, Volume 309, pp. 11-20.
- Clayton, P., 1996. Tribological aspects of wheel-rail contact: a review of recent experimental research. *Wear*, Volume 191, pp. 170-183.
- Clayton, P. & Danks, D., 1990. Effect of interlamellar spacing on the wear resistance of eutectoid steels under rolling-sliding conditions. *Wear*, Volume 135, pp. 369 - 389.
- Dang Van, K., 2008. Modelling of damage induced by contacts between solids. *Comptes Rendus Mécanique*, Volume 336, pp. 91-101.
- Dang Van, K. & Maitournam, H., 2002. On some recent trend in modelling of contact fatigue and wear in rail. *Wear*, Volume 253, pp. 219-227.
- Dayot, C., Saulot, A., Godeau, C. & Berthier, Y., 2012. Tribological behaviour of pearlitic and bainitic steel grades under various sliding conditions. *Tribology International*, Volume 46, pp. 128-136.
- Dollar, M., Bernstein, I. & Thompson, A., 1988. Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. *Acta Metallurgica*, 36(2), pp. 311-320.
- Dollevoet, R., 2010. *Thèse de Doctorat : Design of Anti Head Check based on stress relief*, s.l.: University of Twente, Enschede, The Netherlands.
- Donzella, G. et al., 2005. The competitive role of wear and RCF in a rail steel. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 72, pp. 287-308.
- Dylewski, B., Bouvier, S. & Risbet, M., 2016. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis. *Wear*, Volume In Press.
- Dylewski, B., Risbet, M. & Bouvier, S., 2015. Experimental characterization of the tridimensional gradient of microstructure induced by RCF in the rolling band of rails. *Procedia Engineering*, Volume 133, pp. 202-210.
- Ekberg, A. & Kabo, E., 2005. Fatigue of railway wheels and rails under rolling contact and thermal loading - an overview. *Wear*, Volume 258, pp. 1288-1300.
- Ekberg, A., Kabo, E. & Andersson, H., 2002. An engineering model for prediction of rolling contact fatigue of railway wheels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Volume 25, pp. 899-909.
- Elwazri, A., Wanjara, P. & Yue, S., 2005. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypoeutectoid steel. *Materials Science and Engineering A*, Volume 404, pp. 91-98.

- Faerber, J., 2004. *Microscopie électronique à balayage - Microanalyse X par sonde électronique*, s.l.: Institut de Physique et Chimie des Matériaux de Strasbourg (IPCMS).
- Fau, F., Smith, H., Fretwell-Smith, S. & Deng, L., 2015. *Effect of grinding quality, lubrication quality and rail hardness on flaking defect initiation on high rails*. Colorado Springs, USA, s.n.
- Fischer, F., Daves, W., Pippin, R. & Pointner, P., 2006. Some comments on surface cracks in rails. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, Volume 29, pp. 938-948.
- Franklin, F. et al., 2008. Modelling rail steel microstructure and its effect on crack initiation. *Wear*, Volume 265, pp. 1332-1341.
- Garnham, J. & Davis, C., 2008. The role of deformed rail microstructure on rolling contact fatigue initiation. *Wear*, Volume 265, pp. 1363-1372.
- Garnham, J. & Davis, C., 2011. Very early stage rolling contact fatigue crack growth in pearlitic rail steels. *Wear*, Volume 271, pp. 100-112.
- Garnham, J., Ding, R. & Davis, C., 2010. Ductile inclusions in rail, subject to compressive rolling-sliding contact. *Wear*, Volume 269, pp. 733-746.
- Gavriljuk, V., 2003. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, Volume 345, pp. 81-89.
- Gladman, T., McIvor, I. & Pickering, F., 1972. Some aspects of the structure property relationships in high-carbon ferrite-pearlite steels. *JISI*, Volume 210, pp. 916-930.
- Gosmain, L., 2001. *Thèse de Doctorat : Contraintes mécaniques et réactivité lors de l'oxydation des alliages Zy-4 et Zr1%NbO - Analyses in-situ par DRX*, s.l.: Université de Bourgogne.
- Grassie, S., 2005. Rolling contact fatigue on the British railway system: treatment. *Wear*, Volume 258, pp. 1310-1318.
- Grassie, S., Flechter, D., Gallardo Hernandez, E. & Summers, S., 2012. Studs: a squat-type defect in rails. *J. Rail and Rapid Transit*, 226(3), pp. 243-256.
- Gridnev, V. & Gavrilyuk, V., 1982. Cementite decomposition in steel under plastic deformation (a review).. *Physics of Metals*, Volume 4, pp. 531-551.
- Hertz, H., 1882. Über die Berührung fester elastischer Körper. *Journal für reine und angewandte Mathematik*, Volume 92, pp. 156-171.
- Heyder, R. & Brehmer, M., 2014. Empirical studies of head check propagation on the DB network. *Wear*, Volume 314, pp. 36-43.
- Hohenwarter, A., Taylor, A., Stock, R. & Papan, R., 2011. Effect of Large Shear Deformations on the Fracture Behavior of a Fully Pearlitic Steel. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, Volume 42, pp. 1609-1618.
- Hono, K. et al., 2001. Cementite decomposition in heavily drawn pearlitic steel wire.. *Scripta Materialia*, Volume 44, pp. 977-983.

- Hyzak, J. & Bernstein, I., 1976. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A*, Volume 7A, pp. 1217-1224.
- Ikeda, T., Ravi, V. & Snyder, G., 2008. Evaluation of true interlamellar spacing from microstructural observations. *J. Mater. Res.*, 23(9).
- ImageJ, s.d. *ImageJ - Image Processing and Analysis in Java* (<http://imagej.nih.gov/ij/>). s.l.:s.n.
- INNOTRACK, 2007. *D432-F3- Characterization of microstructural changes in layers of rails*, s.l.: s.n.
- INNOTRACK, 2009. *WP 4.3.6 - Characterization of microstructural deformation as a function of rail grade*, s.l.: s.n.
- Jaiswal, J., 2010. *Innovations to Enhance Rail Performance (Corus Rail)*. s.l., s.n.
- Jessop, C. et al., 2016. 3D characterization of rolling contact fatigue crack networks. *Wear*, Volume In press.
- Johnson, K., 1985. *Contact mechanics*. s.l.:Cambridge: Cambridge University Press.
- Kabo, E., 2002. Material defects in rolling contact fatigue - influence of overloads and defect clusters. *International Journal of Fatigue*, Volume 24, pp. 887-894.
- Kabo, E. & Ekberg, A., 2005. Material defects in rolling contact fatigue of railway wheels - the influence of defect size. *Wear*, Volume 258, pp. 1194-1200.
- Kalker, J., 1982. A Fast Algorithm for the Simplified Theory of Rolling Contact (programme FASTSIM). *Vehicle Systems Dynamics*, Volume 11, pp. 1-13.
- Kalker, J., 1991. Wheel-rail rolling contact theory. *Wear*, Volume 144, pp. 243-261.
- Kalousek, J. & Magel, E., 1997. Achieving a balance: the magic wear rate. *Railw. Track Struct*, Volume 3, pp. 50-52.
- Karlsson, B. & Linden, G., 1975. Plastic deformation of eutectoid steel with different cementite morphologies. *Materials Science and Engineering*, Volume 17, pp. 153-164.
- Kik, W. & Piotrowski, J., 1996. A fast, approximate method to calculate normal load at contact between wheel and rail and creep forces during rolling. *Proceedings of 2nd Mini-conference on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems*, pp. 52-61.
- Kubin, L. & Mortensen, A., 2003. Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues. *Scripta Materialia*, Volume 48, pp. 119-205.
- Lamontagne, A., 2014. *Mémoire de Thèse : Etude des mécanismes physiques responsables des évolutions microstructurales des aciers perlitiques au cours du tréfilage et du vieillissement post-tréfilage*, Lyon: Laboratoire MATEIS, INSA de Lyon.
- Landolt, D., 2003. *Corrosion et chimie de surfaces des métaux*. Lausanne: Presses polytechniques et universitaires romandes.

- Larijani, N., Brouzoulis, J., Schilke, M. & Ekh, M., 2014. The effect of anisotropy on crack propagation in pearlitic rail steel. *Wear*, Volume 314, pp. 57 - 68.
- Linz, M. et al., 2015. EBSD study of early damaging phenomena in wheel-rail model test. *Wear*, Volume 342-343, pp. 13 - 21.
- Li, Y. et al., 2011. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*, Volume 59, pp. 3965-3977.
- Li, Z., Dollevoet, R. & Arias-Cuevas, O., 2009. *Relationship between head checking initiation and operational loading conditions*. s.l., s.n.
- Maitland, T. & Sitzman, S., 2007. EBSD Technique and Materials Characterization Examples. Dans: *Backscattering Detector and EBSD in Nanomaterials Characterization*. New York: Springer, pp. 41-75.
- Marteau, J., 2013. *Thèse de Doctorat : Caractérisation multi-échelle et analyse par essai d'indentation instrumentée de matériaux à gradient générés par procédés mécaniques et thermo-chimiques de traitement de surface*, Compiègne: Université de Technologie de Compiègne.
- MSSMAT, s.d. *Le microscope électronique à balayage*. [En ligne] Available at: [http://www.mssmat.ecp.fr/mssmat/moyens/microscopie/principes/microscope\\_electronique\\_a\\_balayage](http://www.mssmat.ecp.fr/mssmat/moyens/microscopie/principes/microscope_electronique_a_balayage)
- Nakumura, R., Owaku, S. & Enomoto, N., 1965. The rail shelly crack in Japan. *Rep. Railway Tech. Res. Inst. Jpn. National Railways*, Volume 6, pp. 34-44.
- Niccolini, E. & Berthier, Y., 2000. *Wheel-rail adhesion : what is the tribological reality?*. Tokyo, s.n., pp. 219-225.
- Norme, 2011. *EN 13674-1: Railway track applications - Rail. Part 1. Flat bottom symmetrical rails 46 kg/m and above*, London, UK: British Standards Institute.
- Olivares, R. O. et al., 2011. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. *Wear*, 271(Issues 1-2), pp. 364-373.
- Olivier, W. & Pharr, G., 2003. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation. Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research Society*, Volume 19-1, pp. 3-20.
- Österle, W., Rooch, H., Pyzalla, A. & Wang, L., 2001. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*, Volume 303, pp. 150-157.
- Pal, S., Daniel, W. & Farjoo, M., 2013. Early stage of rail squat formation and the role of the white etching layer. *International Journal of Fatigue*, Volume 52, pp. 144-156.
- Pal, S., Valente, C., Daniel, W. & Farjoo, M., 2012. Metallurgical and physical understanding of rail squat amorçage and propagation. *Wear*, Volume 284-285, pp. 30-42.

- Perez-Unzueta, A. & Beynon, J., 1993. Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels. *Wear*, Volume 162-164, pp. 173-182.
- Pillay, G., 2007. *Industrial Electrolysis and Electrochemical Engineering*. Salem, MA (USA): The Electrochemical Society.
- Pointner, P., 2008. High strength rail steels - The importance of material properties. *Wear*, Volume 265, pp. 1376-1379.
- Ponter, A., Hearle, A. & Johnson, K., 1985. Application of the kinematical shakedown theorem to rolling and sliding points contacts. *J. Mech. Phys. Solids*, Volume 33, pp. 339-362.
- Pyzalla, A., Wang, L., Wild, E. & Wroblewski, T., 2001. Changes in microstructure, texture and residual stresses on the surface of a rail resulting from friction and wear. *Wear*, Volume 251, pp. 901-907.
- Quost, X. et al., 2006. Assessment of a semi-Hertzian method for determination of wheel-rail contact patch. *Vehicle System Dynamics*, 44(10), pp. 789-814.
- Ravat, C., 2008. *Thèse de Doctorat - Conception de multicateurs à courants de Foucault et inversion des signaux associés pour le contrôle non destructif*, Paris: Université Paris Sud 11.
- Ringsberg, J., 2005. Shear mode growth of short surface-breaking RCF cracks. *Wear*, Volume 258, pp. 955-963.
- Roosz, A., Gacsi, Z. & Baan, M., 1980. A simple method for determining the true interlamellar spacing. *Metallography*, Volume 13, pp. 299-306.
- Saint Aimé, L., 2017. *Thèse de Doctorat en cours*, Lille: Laboratoire de Mécanique de Lille (LML).
- Saulot, A., 2005. *Mémoire de Thèse - Analyse tribologique du contact roue-rail - Modélisation et expérimentations - Cas de l'usure ondulatoire*, s.l.: LaMCoS, INSA Lyon.
- Shur, E., Bychkova, N. & Trushevsky, S., 2005. Physical metallurgy aspects of rolling contact fatigue of rail steels. *Wear*, Volume 258, pp. 1165-1171.
- Simon, S., 2013. *Mémoire de Thèse, De la dynamique ferroviaire à l'accommodation microstructurale du rail - Contribution des TTS à la réponse tribologique des aciers - Cas du défaut de squat*, s.l.: LaMCoS, INSA Lyon.
- Simon, S. et al., 2013. Tribological characterization of rail squat defects. *Wear*, Volume 297, pp. 926-942.
- Steenbergen, M. & Dollevoet, R., 2013. On the mechanism of squat formation on train rails - Part I Origination. *International Journal of Fatigue*, Volume 47, pp. 361-372.
- Steenbergen, M. & Dollevoet, R., 2013. On the mechanism of squat formation on train rails - Part II Growth. *International Journal of Fatigue*, Volume 47, pp. 373-383.
- Stock, R. & Pippan, R., 2011. RCF and wear in theory and practice—The influence of rail grade on wear and RCF. *Wear*, Volume 271, pp. 125-133.

Stock, R. & Pippan, R., 2014. Rail grade dependent damage behaviour – Characteristics and damage. *Wear*, Volume 314, pp. 44-50.

Takahashi, T., Ponge, D. & Raabe, D., 2007. Investigation of orientation gradients in pearlite in hypoeutectoid steel by use of orientation imaging microscopy. *Steel research int.*, Volume 78, pp. 38 - 44.

Takikawa, M. & Iriya, Y., 2008. Laboratory simulations with twin-disc machine on head-check. *Wear*, Volume 265, Issue 9-10, pp. 1300-1308.

Thomas, T., s.d. *La microscopie électronique*. [En ligne] Available at: [http://www.utc.fr/~tthomass/Themes/Meb\\_EDS/meb\\_ed.html](http://www.utc.fr/~tthomass/Themes/Meb_EDS/meb_ed.html)

Toribio, J., 2004. Relationship between microstructure and strength in eutectoid steels. *Materials Science and Engineering A*, Volume 387-389, pp. 227-230.

Trollé, B. et al., 2013. XFEM crack propagation under rolling contact fatigue. *Procedia Engineering*, Volume 66, p. 775 – 782.

Trollé, B. et al., 2014. 2D fatigue crack propagation in rails taking into account actual plastic stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 123, pp. 163-181.

Tyfour, W., Beynon, J. & Kapoor, A., 1996. Deterioration of rolling contact fatigue life of pearlitic rail steel due to dry-wet rolling-sliding line contact. *Wear*, Volume 197, pp. 255-266.

Ueda, M., Uchino, K. & Kobayashi, A., 2002. Effects of carbon contents on wear property in pearlitic steels. *Wear*, Volume 253, pp. 107 - 113.

Vollebregt, E., 1994. *CONTACT93 Users Manual*, s.l.: s.n.

Wang, L., 2002. *Mémoire de Thèse : Microstructure and residual stress state in the contact zone of rails and wheels*, Berlin: Technische Universität Berlin.

Wang, L., Pyzalla, A., Stadlbauer, W. & Werner, E., 2003. Microstructure features on rolling surfaces of railway rails subjected to heavy loading. *Materials and Engineering A*, Volume 359, pp. 31-43.

Wetscher, F., 2006. *Mémoire de thèse : Effect of large shear deformation on rail steels and pure metals*, s.l.: University of Leoben.

Wetscher, F., Stock, R. & Pippan, R., 2007. Changes in the mechanical properties of a pearlitic steel due to large shear deformation. *Materials Science and Engineering A*, Volume 445-446, pp. 237-243.

Wetscher, F., Vorhauer, A., Stock, R. & Pippan, R., 2004. Structural refinement of low alloyed steels during severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, Volume 387-389, pp. 809 - 816.

Wikipedia, 2016. *Introduction à la science des matériaux - Les métaux et alliages ferreux*. [En ligne] Available at: [https://fr.wikiversity.org/wiki/Introduction\\_%C3%A0\\_la\\_sciences\\_des\\_mat%C3%A9riaux/Les\\_m%C3%A9taux\\_et\\_alliages\\_ferreux](https://fr.wikiversity.org/wiki/Introduction_%C3%A0_la_sciences_des_mat%C3%A9riaux/Les_m%C3%A9taux_et_alliages_ferreux)

Wild, E. et al., 2003. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation. *Wear*, Volume 254, pp. 876-883.

- Yahiaoui, H., 2013. *Mémoire de Thèse - Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70*, Paris: Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- Zaefferer, Z. & Wright, S., 2006. Chapter 8, Three dimensional Orientation Microscopy by serial sectioning and EBSD-based orientation mapping in a FIB-SEM. In: *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. s.l.:Springer, pp. 114-116.
- Zhang, H. et al., 2006. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail. *Materials Science and Engineering A*, Volume 421, pp. 191-199.
- Zhang, X. et al., 2010. Evolution of cementite morphology in pearlitic steel wire during wet wire drawing. *Materials characterization*, Volume 61, pp. 65-72.
- Zhang, X., Godfrey, A., Hansen, N. & Huang, X., 2013. Hierarchical structures in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Materialia*, Volume 61, pp. 4898-4909.
- Zhang, X. et al., 2011. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Materialia*, Volume 59, pp. 3422-3430.
- Zhao, X. et al., 2016. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue. *Wear*, Volume 364-365, pp. 130-143.
- Zhou, D. & Shiflet, G., 1992. Ferrite-Cementite Crystallography in Pearlite. *Metallurgical Transaction A*, Volume 23, pp. 1259-1269.
- Zhou, Y. et al., 2014. Field and laboratory investigation of the relationship between rail head check and wear in a heavy-haul railway. *Wear*, Volume 315, pp. 68-77.

## Liste des figures :

Figure 1-1 : Diagramme de transformation des aciers à rail, micrographies d'acier hypoeutectoïde (R220), eutectoïde (R260) et hypereutectoïde (R400HT) d'après (Jaiswal, 2010).....	7
Figure 1-2 : La structure perlitique d'après (Elwazri, et al., 2005) .....	8
Figure 1-3 : La structure cristallographique de l'austénite, de la ferrite et de la cémentite, d'après (Wikipedia, 2016).....	8
Figure 1-4 : Micrographie optique de la couche décarburée en proche surface du rail neuf. Zone A : perlite (gris) + ferrite proeutectoïde (blanc), Zone B : présence en bordure de la couche décarburée de ferrite proeutectoïde le long des joints d'anciens grains d'austénite et Zone C : Microstructure perlitique dans la profondeur du rail. (Dylewski, et al., 2016).....	10
Figure 1-5 : Micrographies de CF-bainite et bainite inférieure, d'après (Pointner, 2008).....	11
Figure 1-6 : Le profil 60E1 du rail, selon la norme EN 13674-1 (Norme, 2011).....	12
Figure 1-7 : Localisation du contact roue/rail sur voie en alignement et en courbe, d'après (Saulot, 2005).....	12
Figure 1-8 : Le contact de Hertz, d'après (Johnson, 1985) .....	13
Figure 1-9 : L'ellipse de contact, zone d'adhérence et de glissement : Théorie de Haines-Ollerton et de Johnson, d'après (Saulot, 2005) .....	14
Figure 1-10 : Répartition des zones d'adhérence et de glissement dans un contact roulant, d'après (Niccolini & Berthier, 2000) .....	15
Figure 1-11. La réponse d'un matériau à un chargement cyclique, d'après (Beynon & Kapoor, 1997)	16
Figure 1-12. Diagramme d'adaptation et d'accommodation pour un cas général de roulement de contact glissant, d'après (Ponter, et al., 1985) .....	17
Figure 1-13. Déformation sévère en cisaillement de surface d'un rail usagé, d'après (Alwahdi, et al., 2013).....	18
Figure 1-14 : Micrographies MEB de l'évolution de la microstructure perlitique R260 avec la déformation plastique sévère générée par HPT, a) rail neuf, b) $\epsilon_{vM}=4$ , c) $\epsilon_{vM}=8$ et d) $\epsilon_{vM}=16$ , d'après (Hohenwarter, et al., 2011).....	19
Figure 1-15 : Réorientation spatiale des lamelles de cémentite après tréfilage selon leur orientation initiale, d'après (Zhang, et al., 2013).....	20
Figure 1-16 : Processus de glissement d'une dislocation coin .....	20
Figure 1-17 : Observation au microscope électronique à transmissions (MET) (a) et schématisation (b) des dislocations dans les lamelles de ferrite au sein de la structure perlitique à une déformation $\epsilon=0,68$ , d'après (Zhang, et al., 2013).....	21
Figure 1-18 : Schématisation des mécanismes de multiplication des dislocations dans la perlite pendant le tréfilage, d'après (Li, et al., 2011) .....	21
Figure 1-19. Amorçage de fissure le long de la ferrite pro-eutectoïde, d'après (Garnham & Davis, 2008).....	22
Figure 1-20 : Cémentite PE aux joints de grains, d'après (Olivares, et al., 2011) .....	22
Figure 1-21 : Micrographies MEB du chemin de propagation de fissure sur éprouvettes de ténacité a) non déformée, et déformées par ECAP selon b) l'orientation A et c) l'orientation B. D'après (Wetscher, et al., 2007) .....	23
Figure 1-22 : Reconstruction 3D d'après (Lamontagne, 2014) d'un volume situé à l'interface ferrite/cémentite, dans le cas d'un échantillon non écroui et à $\epsilon = 3,42$ . Seuls les ions associés aux atomes de carbone sont représentés.....	25
Figure 1-23. Présence en surface du rail d'une couche de WEL, respectivement de formation a) mécanique (Alwahdi, et al., 2013) et b) thermique (Grassie, et al., 2012).....	26

Figure 1-24. Propagation de fissure dans la couche blanche (WEL), essais bi-disques d'après (Carroll & Beynon, 2007) .....	26
Figure 1-25 : Propagation de fissures initiées en surface, d'après (Ekberg & Kabo, 2005).....	28
Figure 1-26 : Défaut de Squat mature, d'après (Simon, 2014).....	29
Figure 1-27 : Représentation de la compétition déformation/détachement/transformation, selon (Simon, 2014).....	31
Figure 1-28. Défaut Head-Check sévèrement développé, (Dollevoet, 2010).....	32
Figure 1-29 : Localisation des zones potentielles de contact en courbe (R=500m) en fonction de l'usure de la roue, d'après (Zhou, et al., 2014) .....	32
Figure 1-30. Influence du grade de l'acier et de la courbure du rail sur la profondeur des fissures de RCF, d'après (Pointner, 2008) .....	34
Figure 2-1 : Dispositif d'analyse par microscopie optique.....	39
Figure 2-2 : Le microscope électronique à balayage (MEB-FEG), schéma de principe d'après (Thomas, s.d.).....	40
Figure 2-3 : Radiations émises lors de l'interaction entre faisceau d'électron et échantillon, d'après (MSSMAT, s.d.).....	41
Figure 2-4 : Simulation Monte Carlo de la trajectoire de 200 électrons primaires dans un acier eutectoïde présentant des lamelles de ferrite et de cémentite parallèles à la surface, avec une tension d'accélération des électrons de 20kV, réalisée via le Logiciel Casino®. En bleu, les électrons secondaires atteignent une profondeur d'environ 1µm ; en rouge, les électrons rétrodiffusés atteignent une profondeur d'environ 0,5µm.....	42
Figure 2-5 : La loi de Bragg, diffraction des rayons X sur une famille de plan (hkl) .....	43
Figure 2-6 : Schéma de principe de la technique EBSD, d'après (Maitland & Sitzman, 2007) .....	43
Figure 2-7 : Bandes de Kikuchi.....	43
Figure 2-8 : Variation de la distance interréticulaire dans un solide sous contraintes, d'après (Gosmain, 2001).....	46
Figure 2-9 : Principe de fonctionnement de la SDL, d'après (Barisone, 2011) .....	48
Figure 2-10 : Evolution de la force P en fonction du déplacement h lors d'un essai d'indentation instrumentée, d'après (Olivier & Pharr, 2003).....	49
Figure 2-11 : Principe de fonctionnement du contrôle par magnétoscopie, d'après (Ravat, 2008) .....	51
Figure 2-12 : La mesure du profil de rail .....	52
Figure 2-13 : La reconstruction 3D du réseau de fissures par tomographie manuelle .....	53
Figure 2-14 : La méthodologie d'analyse multi-échelle et multi-techniques .....	55
Figure 2-15 : Cartographie de désorientations intergranulaires locales d'échantillons d'aciers AISI 316 grenillés par ultrasons, (a) et (b) correspondant à différents niveaux de traitement où (b) correspond la zone affectée la plus marquée, (Marteau, 2013).....	56
Figure 2-16 : Investigations microstructurale, chimique et micromécanique –appliquée sur micrographie de rail R260, adaptée de (Simon, et al., 2013) .....	57
Figure 2-17 : Micrographie MEB de la structure perlitique d'un rail non usagé R260.....	58
Figure 2-18 : Observation au MEB de colonies de perlite .....	58
Figure 2-19 : Observation de la structure lamellaire ferrite-cémentite au MEB .....	58
Figure 2-20 : La méthode d'interception.....	59
Figure 2-21 : Détermination de la distance interlamellaire sur micrographie MEB-FEG .....	59
Figure 2-22 : Evolution de Sp en profondeur du rail R260 neuf .....	59
Figure 2-23 : Distribution de la distance interlamellaire .....	59

Figure 2-24 : Influence du plan d'observation dans la mesure de la distance interlamellaire (d'après (Ikeda, et al., 2008)) .....	60
Figure 2-25 : Cartographie d'orientation 3D de la structure perlitique, d'après (Zaefferer & Wright, 2006).....	61
Figure 2-26 : Cartographie des désorientations sur rail non usagé.....	62
Figure 2-27 : La microstructure perlitique d'après [3] .....	62
Figure 2-28 : Cartographie de figures de pôles inverses sur rail non usagé respectivement à 2 et 8mm de profondeur .....	63
Figure 2-29 : Evolution de la taille de nodules dans la profondeur, rail non usagé .....	64
Figure 2-30 : Distribution de la taille de nodules perlitiques .....	64
Figure 2-31 : Cartographies EBSD de la microstructure perlitique (IPF+IQ à gauche, KAM à droite). Rail non déformé en profondeur.....	65
Figure 2-32 : Estimation de la densité de GND basée sur le KAM et le tenseur de dislocations, d'après (Calcagnotto, et al., 2010) .....	66
Figure 2-33 : Evolution de la désorientation en fonction de la profondeur, rail non usagé .....	67
Figure 2-34 : Distribution de la désorientation moyenne .....	67
Figure 2-35 : Effet du pas de scan sur la mesure de désorientation moyenne KAM .....	68
Figure 2-36 : Spectre d'émission EDS-X dans le volume du rail neuf R260 .....	69
Figure 2-37 : Caractérisation par EDS-X des inclusions ductiles MnS dans le rail neuf R260 .....	70
Figure 3-1 : Tables de roulement de rail non usagé et du rail usagé 1 .....	73
Figure 3-2 : La décomposition de la bande de roulement en 5 bandes longitudinales selon (Simon, et al., 2013).....	74
Figure 3-3 : Les plans de coupes dans le rail.....	74
Figure 3-4 : Micrographies optiques de la bande de roulement du rail usagé, vue du dessus.....	75
Figure 3-5 : Micrographies optique de la proche surface du rail, respectivement dans les bandes longitudinales a) II, b) III et c) IV .....	76
Figure 3-6 : Micrographies MEB-FEG de la proche surface du rail, respectivement dans les bandes longitudinales a) II, b) III et c) IV .....	77
Figure 3-7 : Micrographie MEB de la propagation de fissures le long de la microstructure déformée du rail usagé, coupe CL, bande IV .....	78
Figure 3-8 : Hardness evolution of the running band surface along the transverse direction .....	79
Figure 3-9 : Détermination des contraintes résiduelles à la surface du rail dans la direction transverse .....	80
Figure 3-10 : Evolution des contraintes résiduelles longitudinales le long de la bande de roulement ..	80
Figure 3-11 : Evolution des contraintes résiduelles transverses le long de la bande de roulement.....	80
Figure 3-12 : Dosage de phase par DRX sur la table de roulement du rail .....	81
Figure 3-14 : Résultats qualitatifs des essais de SDL sur rail usagé, bande centrale III .....	83
Figure 3-13 : Essais de SDL sur rail usagé.....	83
Figure 3-15 : Mesure du profil d'un cratère d'érosion obtenu par SDL.....	84
Figure 3-16 : Détermination de la vitesse d'érosion par SDL de l'acier R260.....	84
Figure 3-17 : Micrographie MEB-FEG au fond d'un cratère d'érosion SDL dans la bande III.....	84
Figure 3-18 : Evolution du %wt de Fe dans un rail usagé.....	85
Figure 3-19 : Evolution des éléments Fe et O en proche surface le long de la bande de roulement .....	86
Figure 3-20 : Evolution des propriétés physico-chimiques et mécaniques en surface du rail usagé.....	87
Figure 3-21 : Evolution de la microdureté en profondeur .....	88

Figure 3-22 : Cartographies EBSD (IPF) au centre de la bande de roulement (bande III), respectivement a) sous la surface du rail, b) à 6 mm de profondeur .....	89
Figure 3-23 : Cartographie IPF en proche surface respectivement dans les bandes longitudinales a) I, b) II, c) III et d) IV .....	91
Figure 3-24: Evolution de la désorientation KAM en profondeur du rail usagé dans les différentes bandes longitudinales .....	92
Figure 3-25 : Evolution de l'Indice de Confiance par scan avec la profondeur.....	93
Figure 3-26 : Evolution de cartographie KAM en profondeur de la bande centrale III .....	93
Figure 3-27 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en profondeur de la bande III .....	94
Figure 3-28: Cartographies IPF du rail au milieu de la bande de roulement (bande III) prises respectivement, a) sous la surface du rail, et à des profondeurs de b) 3 mm, c) 3.5 mm d) 4 mm.....	96
Figure 3-30: a) Micrographie MEB-FEG et b) cartographie KAM correspondante obtenues à 3 mm de profondeur. Des lamelles de cémentite ondulées sont observées dans la zone hautement désorientée.	97
Figure 3-29 : Schématisation d'après (Takahashi, et al., 2007) de 2 mécanismes possibles d'accommodation de la courbure des lamelles : a) par rotation cristallographique, b) à l'interface....	97
Figure 3-31: a) Micrographie MEB-FEG, b) cartographie IPF + IQ et c) cartographie KAM correspondantes obtenues à 3,5 mm de profondeur. Dans la colonie de perlite inférieure, de courtes lamelles de cémentite rompues et de la matrice ferritique fragmentée sont observées dans la zone fortement désorientée. ....	98
Figure 3-32: Micrographies MEB-FEG de la microstructure perlitique du rail R260 usagé respectivement, a) en sous surface, b) à 0,5 mm, c) à 2 mm et d) à 8 mm de profondeur. ....	99
Figure 3-33: a) Evolution de la distance interlamellaire (Sp) en profondeur et b) distribution de la distance interlamellaire en profondeur du rail R260 usé. Sp diminue progressivement à 2-4 mm de la surface du rail. ....	100
Figure 3-34: Evolution de la dureté en profondeur dans la bande III. La dureté augmente entre la surface et jusqu'à 3-4 mm de profondeur. ....	101
Figure 3-35: Comparaison des résultats de l'analyse EBSD, des mesures de distance interlamellaire et des essais de nanoindentation pour la caractérisation du gradient de microstructure en profondeur de la bande III .....	102
Figure 3-36 : Simulation 3D par Eléments Finis du comportement d'un rail soumis au passage d'une roue, d'après (Busquet, et al., 2005) : prédiction de l'évolution de la déformation plastique équivalente résiduelle en sous surface, (a) $f = 0.0075$ , (max 3%) et (b) $f = 0.25$ , (max 15%) .....	103
Figure 3-37: Représentation schématique du gradient tridimensionnel de microstructure engendré par l'accumulation de déformation plastique sous la surface d'un rail R260 usagé.....	106
Figure 4-1 : Head Check de niveau 2 visible à la surface du rail, 234 MGT .....	110
Figure 4-2 : Echantillonnage des rails. Le code couleur correspond au tonnage accumulé. ....	110
Figure 4-3 : Photographies du rail usagé (234 MGT) de la ligne A. La présence en surface du défaut de Head Check du côté du congé de roulement et des stries de meulage côté FC est visible en surface.	111
Figure 4-4 : Paramétrage en surface des fissures de Head Check .....	111
Figure 4-5 : Prélèvements en coupe transverse (yOz) et paramétrage des fissures de Head Check ...	112
Figure 4-6 : Evolution des angles d'amorçage et de propagation, des profondeurs et longueurs de fissures dans le rail usagé à 234 MGT (ligne A) .....	112
Figure 4-7 : Cartographie 3D du réseau de Head Check sur rail 234 MGT, a) en perspective, b) vue de dessous .....	113
Figure 4-8 : Localisation des défauts de Head Check et de flaking sur le rail usagé de la ligne B. ....	114

Figure 4-9 : Visualisation du défaut de Head Check sur rail usagé de la ligne B .....	115
Figure 4-10 : Micrographies de coupes transverses de rail en proche surface respectivement après a) 1,3 MGT, b) 4 MGT, et c) 16 MGT. Les flèches indiquent la position des pointes de fissures au cours du premier stade d'amorçage.....	116
Figure 4-11 : Micrographies en coupe transverse de la surface du rail à 1,3 MGT respectivement a) à 13 mm et b) à 8 mm du flanc de rail Gauge Face.....	117
Figure 4-12 : a) Evolution du profil de rail (mm) sur la ligne A depuis l'installation du rail neuf jusqu'à 69 MGT, b) zoom sur la partie supérieure de a), zoom sur le congé de roulement Gauge Corner de a). La ligne pointillée correspond au rail à 234 MGT meulé durant son service où le Head check est bien développé.....	118
Figure 4-13 : Micrographies transverses du congé de roulement GC après 16 MGT. L'évolution de la ferrite proeutectoïde (en rouge) et de la perlite (en blanc) en proche surface est mise en évidence par traitement d'image. Dans le cadre supérieur, la déformation plastique conduit à l'étirement de la microstructure en direction du Gauge Corner .....	118
Figure 4-14 : Micrographies MEB-FEG de la surface du rail après 1,3 MGT, respectivement à a) 13 mm et b) 8 mm du flanc GF. La flèche indique l'amorçage et le début de propagation d'une fissure le long de la ferrite proeutectoïde fortement cisailée .....	119
Figure 4-15 : Micrographie MEB-FEG de la surface du rail après 4 MGT, à 8 mm du GF .....	120
Figure 4-16 : Cartographies EBSD de Figures de Pole Inverse (IPF) en proche surface du rail après 1,3 MGT, respectivement dans les zones A et B.....	121
Figure 4-17 : Cartographies EBSD a) Figures de Pôles Inverses (IPF), b) Désorientation KAM et micrographie MEB-FEG correspondante en proche surface du rail à 5 MGT.....	122
Figure 4-18 : Evolution des profils de microdureté en profondeur pour les rails après 1,3 - 4 - 5,3 - 16 et 234 MGT et zoom sur la proche surface .....	123
Figure 4-19 : Schématisation des zones analysées avec la technique EBSD .....	124
Figure 4-20 : Comparaison des cartographies KAM obtenues respectivement à 2 mm et 8 mm de profondeur sur le rail à 1,3 MGT à 13 mm du flanc de rail (Position 1).....	125
Figure 4-21 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en fonction de la profondeur sur un rail de 1,3 MGT à 13 mm de GF (Position 1).....	126
Figure 4-22 : Evolution des intervalles de désorientation KAM en fonction de la profondeur sur rail de 16 MGT à 13 mm de GF (Position1).....	126
Figure 4-23 : Comparaison des évolutions KAM en profondeur avec différents niveaux de chargement à 13 mm de GF.....	127
Figure 4-24 : Evolutions des gradients de microstructure en profondeur à 13 mm de GF (Position 1) avec l'accumulation du chargement .....	128
Figure 4-25 : Evolution du pourcentage de LAGB et du gradient de microstructure avec l'accumulation du tonnage à différentes positions transverses sous la tête de rail.....	129
Figure 4-26 : Schématisation de la courbe R=1000 m simulée sur Vocolin® .....	131
Figure 4-27 : Evolution des zones et pressions de contact respectivement dans les tronçons 1 (R=∞), 3 (R=1000m) et 5 (R=∞), simulation sous Vocolin® .....	132
Figure 4-28 : Distribution des pressions et des efforts tangentiels dans la courbe R=1000 m, simulation sous Vocolin®.....	132
Figure 4-29 : Répartition des contraintes de von Mises engendrées sous la surface du rail par le passage d'une roue dans la courbe R = 1000 m.....	133
Figure 4-30 : Micrographies optiques de l'amorçage de fissures respectivement après 1,3 ; 5,3 et 10,6 MGT .....	135
Figure 4-31 : Observation des fissures révélées par magnétoscopie à la surface du rail sur la ligne de prélèvements A, après a) 5,3 MGT, b) 10,6 MGT, c1) et c2) 16 MGT, d) 69 MGT et e) 85 MGT. Des	

fissures s’amorcent initialement sur des bandes longitudinales puis le défaut de Head Check apparaît progressivement à la surface du rail, d’abord localement puis de façon continue le long du rail .....	136
Figure 4-32 : Evolution du réseau 3D de fissures sur le rail à 16 MGT à 10-20 mm du flanc de rail	137
Figure 4-33 : Ecaillage de la surface par amorçage de microfissures .....	138
Figure 4-34 : Propagation des fissures de RCF avec le tonnage : Longueur et profondeur maximales des fissures .....	138
Figure 4-35 : Micrographie MEB-FEG de la propagation intergranulaire d'une fissure le long de la ferrite proeutectoïde. La fissure se propage à l’interface avec des inclusions MnS tandis qu’elle s’arrête et contourne les colonies de perlite. ....	140
Figure 4-36 : Cartographie IPF de l'amorçage de fissure en proche surface d'un rail meulé. La fissure suit la microstructure perlitique alignée dans la direction de roulement et dont la structure cristallographique est fragmentée.....	141
Figure 4-37 : Bifurcation de quelques fissures de Head Check sur rail à 69 MGT, propagation intercolonie, interlamellaire et translamellaire .....	142
Figure 4-38 : Micrographies MEB-FEG de la propagation d’une fissure longue de Head Check sous la surface du rail usagé ligne B à 408 MGT.....	144
Figure 4-39 : Cartographies de désorientation KAM (2nd ordre) à proximité d’une fissure longue de Head Check sous la surface du rail usagé ligne B à 408 MGT. ....	145
Figure 4-40 : Scénario d’endommagement du rail et développement du Head Check .....	147

## Liste des tableaux :

Tableau 1-1 : Les relations d'orientation entre ferrite et cémentite, d'après (Zhou & Shiflet, 1992) .....	8
Tableau 1-2 : Composition chimique du grade R260.....	9
Tableau 1-3 : Propriétés mécaniques des aciers à rail selon Euronorme (Norme, 2011).....	9
Tableau 2-1 : Paramètres de scans pour la mesure de la taille de nodules perlitiques .....	63
Tableau 2-2 : Quantification par EDS-X des éléments présents dans le rail neuf R260 .....	69
Tableau 3-1 : Caractéristiques des sites de prélèvement de rails .....	74
Tableau 3-2 : Mesures des caractéristiques des fissures amorcées dans la bande de roulement.....	77
Tableau 3-3 : Les principales phases présentes en surface du rail .....	81
Tableau 3-4 : Dosage de phases en surface de la tête de rail.....	82
Tableau 3-5 : Evaluation qualitative de la concentration massique (% wt) dans le rail en proche surface par rapport au matériau à cœur.....	86
Tableau 3-6 : Paramètres de scans pour la mesure de désorientation KAM .....	89
Tableau 4-1 : Caractéristiques des sites de prélèvement de la campagne CERVIFER.....	109
Tableau 4-2 : Déroulement de la campagne de prélèvements CERVIFER.....	109
Tableau 4-3 : Paramétrage surfacique du défaut de Head Check - ligne A.....	111
Tableau 4-4 : Données d'entrée principales pour la simulation du passage d'un véhicule dans une courbe R=1000 m sur Vocolin® .....	131