



INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUÉES LYON

NNT/NL: 2021AIXM0050/002ED353

THÈSE DE DOCTORAT

Soutenue à Aix-Marseille Université en co-direction avec l'INSA de Lyon le 6 janvier 2021 par

Léo THIERCELIN

Modélisation multi-physique des mécanismes de formation de la phase blanche (White Etching Layer)

Discipline

Sciences pour l'Ingénieur

Spécialité Mécanique des solides

École doctorale

ED 353 Sciences pour l'ingénieur : mécanique, physique, micro et nanoélectronique

Laboratoires

Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique (LMA - UMR 7031 AMU - CNRS -Centrale Marseille)

Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Solides (LaMCoS - UMR 5259 INSA Lyon - CNRS)

Partenaires de recherche Consortium entre l'IRT Railenium, SNCF, RATP et France Rail

Composition du jury

DR. X. SAUVAGE	CNRS, Université de Rouen	Président
DR. E. MASSONI	Mines ParisTech	Rapporteure
Prof. Y. DESPLANQUES	Centrale Lille	Rapporteur
MCF. S. CAZOTTES	INSA Lyon	Examinatrice
Prof. T. DESOYER	Centrale Marseille	Examinateur
Docteur, X. QUOST	RATP	Examinateur
Prof. F. LEBON	Aix Marseille Université	Directeur de thèse
Prof. A. SAULOT	INSA Lyon	Co-Directeur de thèse
Docteure J. CHALON	IRT Railenium	Invitée
Docteur F. CRISTOFARI	France Rail	Invité
Prof. D. FABRÈGUE	INSA Lyon	Invité
Mr. S. NIERENGARTEN	SNCF	Invité



VIL





Je soussigné, Léo THIERCELIN, déclare par la présente que le travail présenté dans ce manuscrit est mon propre travail, réalisé sous la direction scientifique de Frédéric LEBON et d'Aurélien SAULOT dans le respect des principes d'honnêteté, d'intégrité et de responsabilité inhérents à la mission de recherche. Les travaux de recherche et la rédaction de ce manuscrit ont été réalisées dans le respect à la fois de la charte nationale de déontologie des métiers de la recherche et de la charte d'Aix-Marseille Université relative à la lutte contre le plagiat.

Ce travail n'a pas été précédemment soumis en France ou à l'étranger dans une version identique ou similaire à un organisme examinateur.

Fait à Marseille le 06 janvier 2021



Jan



Frédéric LEBON

Aurélien SAULOT

Léo THIERCELIN



Cette œuvre est mise à disposition selon les termes de la Licence Creative Commons Attribution - Pas d'Utilisation Commerciale - Pas de Modification 4.0 International.

Résumé

Les Transformations Tribologiques de Surface (TTS), connues sous le nom de phases blanches (White Etching Layer : WEL) dans le contact roue-rail, correspondent à des transformations progressives et irréversibles à la surface des rails pouvant conduire à la fissuration puis la rupture des rails. Ces zones de structures nanocristallines sont constituées de plusieurs phases qui témoignent d'une plasticité sévère et d'élévations de température (pouvant dépasser la température d'austénitisation).

Un scénario de formation progressive des WEL a été proposé par l'introduction de stades d'évolution de la microstructure dans le cas d'aciers perlitiques utilisés dans le ferroviaire. Ces stades se définissent par des indicateurs obtenus par une méthode d'observations multi-échelles (analyses optiques et EBSD).

Un modèle thermomécanique prenant en compte un couplage entre pression hydrostatique, cisaillement et température est présenté. Des simulations 2-D par éléments finis représentatives des conditions du contact roue-rail ont permis de reproduire qualitativement des zones de WEL. Ce modèle est de même capable de rendre compte des effets de la dynamique ferroviaire sur la cinétique de formation de WEL qui pourrait plus particulièrement expliquer la formation éparse de WEL par ilot.

Des essais représentatifs des conditions du contact-roue rail ont été effectués pour valider le rôle du cisaillement dans la formation de WEL. D'une part, des essais cycliques de cisaillement pur sous température contrôlée (éprouvette « chapeau ») ont été réalisés en utilisant le simulateur thermomécanique GLEEBLE (Mateis-LaMCoS, INSA Lyon). D'autre part, des essais de type galet sur rail circulaire (banc Triboring, LaMCoS, INSA Lyon) ont été menés pour déterminer le couplage pression-cisaillement.

Mots-clés : Transformation Tribologique de Surface (TTS), phase blanche, contact roue-rail, modèle thermomécanique, plasticité, changement de phase, essais, calculs par éléments finis

Abstract

Tribological Surface Transformations (TST), known as White Etching Layer (WEL) in the wheel-rail contact, correspond to progressive and irreversible transformations on the rail surface that can lead to cracking and then failure of the rails. These areas of nanocrystalline structures are made up of several phases which show severe plastic deformation and temperature rises (which can exceed the austenitization temperature).

A scenario of progressive formation of WELs has been proposed by introducing stages of microstructure evolution in the case of pearlitic steels used in railways. These stages are defined by indicators obtained by a multi-scale observations method (optical analyses and EBSD).

A thermomechanical model taking into account a coupling between hydrostatic pressure, shear stress and temperature is presented. 2-D finite element simulations representative of the wheel-rail contact conditions have successfully qualitatively reproduced WEL spots. This model is also able to capture the effects of the rail dynamics on the formation kinetics of WEL, which could explain the sparsely scattered formation of WEL by island.

Representative tests of wheel-rail contact conditions were carried out to validate the role of shear stress in WEL formation. On the one hand, cyclic tests of pure shear under controlled temperature ("hat-shaped" specimen) were carried out using the GLEEBLE thermomechanical simulator (Mateis-LaMCoS, INSA Lyon). On the other hand, "roller on circular rail" experiments (Triboring test rig, LaMCoS, INSA Lyon) were performed to determine the pressure-shear coupling.

Keywords : Tribological Surface Transformation (TST), White Etching Layer (WEL), wheel-rail contact, thermomechanical modelling, plasticity, phase change, experiments, Finite Elements simulations

Remerciements

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet « Modélisation de la PHAse Blanche » un consortium entre l'IRT Railenium, plusieurs partenaires industriels (RATP, SNCF et France Rail) et plusieurs laboratoires (LMA, LaMCoS et le LamCube). Je tiens tout d'abord à remercier l'IRT Railenium et l'ensemble des partenaires industriels pour le financement du projet, le suivi régulier, les diverses discussions et vos retours d'expérience qui ont mis le projet sur de bons rails! Je remercie spécifiquement tout le personnel de Railenium en particulier Adnane Boukamel et Julie Chalon, les personnes de la RATP, Xavier Quost, Samuel Simon et Pierre Boutet, les personnes de la SNCF, Serge Nierengarten, Olivier Vo Van et Si Hai Mai et François Cristofari de France Rail.

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été réalisés au sein du Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique (LMA) à l'université d'Aix-Marseille et au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS) de l'INSA de Lyon que je remercie pour leur accueil chaleureux respectif.

Ces trois années de thèse ont été riches d'aventures et de péripéties pour le meilleur et pour le pire. Toutes les rencontres faites lors de ce périple m'ont permis de braver ces multiples épreuves. Un petit récit retrace les étapes majeures de cette aventure et me permettra de remercier vivement toutes les personnes rencontrées ...

Il y a bien longtemps dans une galaxie lointaine, très lointaine, un jeune étudiant tout juste diplômé a été recruté par deux maitres Jedi aux Forces complémentaires avec d'une part Aurélien Saulot, Tribologue Expérimentateur et d'autre part Frédéric Lebon, Numéricien Modélisateur. Vos brillantes qualités humaines et scientifiques ont été très bénéfiques, j'ai appris énormément grâce à vous. Vous avez été de super encadrants. La garde alternée s'est très bien déroulée, un grand merci à vous!

Je tiens ensuite à remercier Elisabeth Massoni et Yannick Desplanques d'avoir accepté de rapporter mon mémoire de thèse. Je remercie également Xavier Sauvage d'avoir accepté de présider mon jury de thèse ainsi que tous les autres membres du jury Thierry Désoyer, Sophie Cazottes et Damien Fabrègue et à nouveau tous les partenaires industriels. J'ai beaucoup apprécié la richesse des échanges lors de ma soutenance qui ont témoigné d'un véritable intérêt porté pour mes travaux.

Un grand merci à Yves Berthier, grand Maitre de la Tribologie, pour nos discussions toujours très philosophiques sur la nature des TTS et sur l'existence même du frottement. Merci aussi à András Eleöd pour vos éclairages au sujet des TTS. Je tiens à remercier grandement le laboratoire Mateis qui m'a ouvert ses portes chaleureusement et m'a permis de maitriser une nouvelle technique de la Force : la Métallurgie. Je remercie en particulier Florian Mercier, Sylvain Dancette, Damien Fabrègue et Christophe Le Bourlot. Enfin, je remercie grandement Sophie Cazottes pour ton dynamisme, ta motivation et ta précieuse aide. Tu as été vraiment géniale en tant que « troisième » directrice de thèse.

Je souhaiterais aussi saluer le travail méticuleux de Pascal et Michel de l'INSA de Lyon qui ont usiné dans des délais restreints mes éprouvettes pour me permettre de réaliser mes expériences dans le temps qui m'était imparti.

Je remercie enfin Philippe Dufrénoy et Vincent Magnier (LamCube) pour leurs discussions traitant des aspects numériques.

Je voudrais remercier tous les doctorants rencontrés pendant ma thèse, Martial, Samy, Louis, Camilo, Youssera, Christelle, Patryk, et les autres! Petite mention spéciale à certains en particulier. Les deux experts du rail Pierrick et Loïc, j'ai beaucoup apprécié travailler avec vous dans la joie et la bonne humeur avec des discussions toujours très enrichissantes! Oscarito, no podría tener un mejor compañero de trabajo que tú. Gracias mi amigo, tú eres el mejor! Agent elastoMary Christmas taxi 1307, merci de ton grand soutien pendant la thèse et surtout dans la campagne de pâtisserie face à l'envahisseur! Et enfin, Aldo, tu as été « Fantastique » merci pour tous les services rendus en tant que chauffeur, webmaster, informaticien et ami!

Mes aventures m'ont conduit vers l'univers de Dora, merci à la Carte pas très fiable en LéAnne Rando mais toujours à l'écoute et bienveillante. Merci à Babouche (Farès) pour tes multiples défis sportifs, merci à mon cocotier, binôme de choc (Xavier) et merci aux autres membres de la crèche (Albathar, MM <3 et Joseph). Merci à tous le fan club du BIM, un club de bad hors norme! Je tiens ensuite à remercier tous mes amis de plus longue date qui m'ont accompagné et soutenu durant toutes ces années d'études (Damien, Tom, Basil, Nicolas, Akli et Pierre).

Pour finir, un grand merci à toute ma famille de m'avoir soutenu, encouragé et accompagné pendant toute ces années jusqu'au dénouement. Un grand merci à Suzy illustre amie et véritable ange gardien qui a toujours été là pour nous. Tes pensées, ton soutien et ton amitié indéfectible nous vont toujours droit au cœur. Enfin, des remerciements plus profonds à mes parents qui ont fait ce que je suis aujourd'hui. Ni mon père ni mes grands-parents n'ont pu suivre mes dernières péripéties mais votre Force et votre fierté demeurent en moi et m'ont permis de me surpasser malgré tout. Je suis fier d'en être arrivé là!

Pour résumer, cette thèse a été une incroyable expérience qui m'a donné des ailes pour me surpasser, investiguer et continuer d'apprendre car on ne finit jamais de progresser ! Les travaux de cette thèse reflètent l'ensemble des soutiens apportés par vous tous, MERCI !

Je vous souhaite une très bonne lecture, Que la Force soit avec vous!

Table des matières

Résu	né I
Abst	act III
Rem	rciements VI
Tabl	des matières VII
Tabl	des figures IX
Liste	des tableaux XI
Intro	luction 4
1 E 1. 1. 1. 1.	Ide bibliographique5Définition générale du concept de TTS6Les TTS dans les métaux : vers une définition quantitative7Les TTS dans les aciers : les phases blanches (WEL)121.3.1Prérequis de métallurgie dans les aciers1.3.2État de l'art des WEL1.3.3Identifications de paramètres favorables à la formation de WEL19Les WEL dans le ferroviaire1.4.1WEL et fissuration1.4.2Localisation des WEL1.4.3Description des WEL1.4.4Mécanismes et cinétiques de formation28Le contact roue-rail (CRR)1.5.1Introduction1.5.2Les conditions du CBR : vers un champ thermomécanique
1. 2 D 2.	1.3.2 Les conditions du CKK : vers un champ thermomecamque équivalent 34 1.5.3 Effets de la dynamique du contact et du troisième corps 40 1.5.4 Réponse d'un matériau à une sollicitation cyclique 42 Bilan du Chapitre 1 44 finition d'indicateurs pour la caractérisation des WEL 45 Introduction 46 M(the log l'and pourt l'alor extinction 46

	2.3	Les aciers perlitiques	49
		2.5.1 Generalites	49 50
	9.4	2.5.2 Caracterisation du materiau etudie	50
	2.4	2.4.1 Observations entires	52 50
		2.4.1 Observations optiques	02 54
	0.5	2.4.2 Observations EBSD	54
	2.5	Stades d'evolution et indicateurs	57
		2.5.1 Reflexions sur les indicateurs	59 69
		2.5.2 Definition des stades d'évolution	62 67
	9.6	2.5.3 Evolution des angles de desorientation des joints de grain	60 60
	2.6	Bilan du Chapitre 2	69
3	Mo WE	délisation du couplage thermomécanique de formation de L	71
	3.1	Introduction	72
	3.2	Formulation des modèles de changement de microstructure en lien	70
		avec les WEL	72
		3.2.1 Modeles thermiques de changement de phase	(3
		3.2.2 Modeles de plasticite TRIP	13
		3.2.3 Modeles du scenario mecanique de formation de WEL	(4 74
	0.0	3.2.4 Methodologie adoptee pour la modelisation	74 75
	3.3	Rappel du modele 115 developpe par Antoni	() 75
		3.3.1 Hypotheses, et definition des variables d'état	70 77
		2.2.2 Curfaces quile et lais d'évolutions des variables intermes	11 70
	2 1	5.5.5 Surfaces seuils et lois d'évolutions des variables internes	10
	0.4	2.4.1 Motivations at significations physicals	00 80
		2.4.2 Amélioration du modèle par le définition d'une nouvelle	00
		5.4.2 Amenoration du modele par la demition d'une nouvelle	Q 1
		3.4.3 Représentation 3D	82
		3.4.4 Méthodologie d'identification des paramètres pour le maté	02
		riau étudié dans les conditions du CBB	82
	3.5	Bilan du Chapitre 3	91
1	Mo	dèle numérique représentatif du CBB	03
4	1 VIO	Introduction	93 04
	4.1 19	Modélisations et hypothèses de l'étude	94 04
	4.2	4.2.1 Modélisation par éléments finis	94 04
		4.2.1 Modelisation par elements lines	94 06
	19	4.2.2 Modelisation des conditions du ORR	90
	4.3	A 2.1 Cas élections de référence cars formation de WEI	90
		4.5.1 Cas elastique de reference sans formation de WEL	98 101
		4.5.2 validation et identification numerique de la 101 de comportement	101

		4.3.3 Corrélation entre les stades de transformation (Chapitre 2) et la variable métallurgique (Chapitre 3)	. 111
		4.3.4 Application à un champ mobile variable	. 115
	4.4	Bilan du Chapitre 4	. 119
5	Ider	ntification et validation expérimentale du modèle	121
	5.1		. 122
	5.2	Essais de cisaillement sous temperature controlee : essais chapeau	. 124
		5.2.1 Les bandes de cisaillement et les essais chapeau	. 124
		5.2.2 Presentation des essais	. 120
		5.2.3 Resultats des essais monotones	140
		5.2.4 Resultats des essais cycliques	140
		5.2.5 Competition insuration-transformation	. 140 150
		5.2.0 Dhan des essais chapeaux	150
	53	Essais représentatifs du CBR : Triboring [Mer10] : [Mer ± 21]	152
	0.0	5.3.1 Présentation du bane Triboring [Mer10], [Mer + 21]	152
		5.3.2 Béinterprétation des essais Triboring	154
		5.3.3 Bilan des essais Triboring	. 159
	5.4	Bilan du Chapitre 5	. 161
C	· .	•	1 50
Co	onclu	ISION	170
Pe	erspe	ctives	170
AI	NNE	XES	172
Α	Mét	hode numérique de discrétisation du modèle	173
	A.1	Discrétisation des équations du modèle	. 174
	A.2	Résolutions numériques	. 175
		A.2.1 Equations du calcul itératif	. 175
		A.2.2 Algorithme du calcul itératif	. 176
Β	Rés	ultats d'essais MaxStrain	181
	B.1	Présentation du banc d'essai MaxStrain	. 181
	B.2	Quelques résultats	. 181
	B.3	Bilan	. 183
С	Vali	dation des essais chapeau	185
	C.1	Contrôle de la température	. 185
	C.2	Validation de la partie mécanique	. 186
		C.2.1 Essais monotone	. 186
		C.2.2 Essais cycliques	. 187

D	Mes	sures de nano-dureté	191
	D.1	Cas monotone : $T = 200^{\circ}C$, $v = 150 \text{ mm.s}^{-1}$ (Section 5.2.4.2).	. 191
	D.2	Cas cyclique : $T = 20^{\circ}C - 500$ cycles (Section 5.3.3.3)	. 193
\mathbf{E}	Déta	ails des résultats des essais Triboring	195
E	Déta E.1	ails des résultats des essais Triboring Essais avec préparation d'une couche fusible écrouie	195 . 195

Table des figures

0.1	Micrographie optique d'une coupe longitudinale d'un rail en présence de WEL en surface	1
1.1	Différents procédés de plasticité sévère d'après [Ume03]	8
1.2	TTS observées pour différents métaux et différentes applications : Essais de glissement avec frottement (Sliding Friction Treatment) pour du Cu a) et du Ta b) [Zha+14b]; Impact répété (Alliage TiAl6V4) [SLV05]; d) Fretting (Acier Maraging M250) [Sau+00a] .	9
1.3	Evolution de la dureté en fonction de la taille de grain dans le cas du Fer pur (trait rouge en pointillé : loi de Hall-Petch, les ronds noirs sont les résultats d'essais de compression et les ronds blancs ceux des mesures de dureté normalisées par le coefficient de Tabor)	
	d'après [CKS16]	11
1.4	Formation de TTS dans des essais de micropercussion avec du Fer	11
15	pur [1001+10]	11
1.0	Quadratique et a) Orthorhombique	12
16	Diagramme de phase Fe C sous pression atmosphérique	12
$1.0 \\ 1.7$	Diagramme de Transformations en Refroidissement Continu (TRC)	10
	pour les aciers	14
1.8	Structure des aciers perlitiques en fonction de la teneur en carbone	15
1.9	Effet de la teneur en carbone sur la dureté des différentes phases des	10
1.10	aciers d'après [Car05]	16
	tique : c) Essais pion-disque et d) Dent de pelleteuse	18
1.11	Schéma de synthèse des WEL observées dans la littérature	18
1.12	Différents types de défauts de fatigue de contact observés sur les	
	rails d'après [Sim14] : a) Headcheck; b) Écaillage; c) Tache ovale	~~
	décentrée et d) Squat	22
1.13	Image optique d'une coupe longitudinale d'un rail montrant l'amor- cage et la propagation de fissures en présence de WEL et de BEL	
	d'après [Kum+19]	23
1.14	Cinétique de formation de WEL selon Baumann [BFL96]	24

1.15	Formation de deux types de WEL [Al-+19a] : a) WEL thermique ; b) zoom dans la zone a) ; c) WEL mécanique et d) zoom dans la	
	zone c)	25
1.16	Schéma de synthèse des différentes WEL observées dans les aciers perlitiques	31
1.17	Représentation du triplet tribologique appliqué au cas du CRR d'après [Sau05]	33
1.18	Coupe d'une roue présentant une couche de troisième corps et de WEL d'après [Nic01] : [Ber+04]	33
1.19	Paramètres du modèle de Hertz d'après [Joh85]	35
1.20	Zone d'adhérence (adhésion) et de glissement (dérapage) d'après	27
1.21	Répartition des zones d'adhérence et de glissement dans un contact :	57
1.22	théorie et réalité, d'après [Nic01]	39
1.23	rail présentant un défaut d'usure ondulatoire d'après [Zha14] Elevation de la température de contact pour différents taux de	41
	glissement après chaque passage de roue, et (b) répartition de la température dans la profondeur du rail après 9 passages de roue	
1.24	d'après [Lia+20]	41 42
91	Code couleur des cartes EBSD en Inverse Poles Figure (IPF)	/18
2.1 2.2	Schéma des différents éléments constitutifs de la perlite d'après	40
2.3	Perlite lamellaire attaquée au Nital et observée au MEB d'après	49
9.4	[Sau05]	50
2.4	de la tête de champignon d'un rail neuf	51
2.5	Carte de désorientation des joints de grain de la microstructure de l'acier perlitique R260 au niveau de la tête de champignon d'un rail	
	neuf	52
2.6	Micrographie optique d'une coupe longitudinale d'un rail prélevé dans une zone de squats sur le site de Bussy-Saint-Georges en 2009 :	
2.7	réseau de fissures induites par la présence d'ilots de WEL en surface Zoom de la Figure 2.6 sur un ilot de WEL : la zone bleue montre une	53
	transition graduelle entre WEL et perlite très fibrée tandis que la zone verte présente une transition plus nette sans fibrage, les zones	
	1 et 2 concernent les zones observées en ERSD	54
2.8	Image en bande de contraste du gradient de microstructure observée	
29	en EBSD (zone 1 de la Figure 2.7)	55
	Carte IPF A du gradient de microstructure, bas d'indexation de U.I	

2.10	Carte de désorientation des joints de grains du gradient de micro- structure, pas d'indexation de 0.1 μm et nettoyage de 4 voisins	58
2.11	Carte IPF X de la zone de WEL, pas d'indexation de 0.03 μm , nettoyage 4 voisins	59
2.12	Carte des phases cristallines indexées : ferrite (bleue) et austénite (rouge)	60
2.13	Carte de désorientation des grains dans la zone de WEL à une dizaine de μm de la surface (partie la mieux indexée de la Figure 2.11)	60
2.14	Essais de nano-indentation à proximité d'une zone de WEL	62
2.15	Images caractéristique d'un stade 2 : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)	64
2.16	Images caractéristiques d'un stade 3 : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)	65
2.17	Images caractéristiques d'un stade 4 : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)	66
2.18	Image optique d'un stade 5	66
2.19	Distribution des angles de désorientation en fonction du stade d'évo-	
	lution de la microstructure	68
2.20	Schéma récapitulatif des stades d'évolution	70
3.1	Représentation 3D de la surface seuil $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ et effets sur la sensibilité des paramètres ω_1, ω_2 and ω_3 sur la courbure de la surface	83
3.2	Effet de la pression hydrostatique sur la température d'austénitisa- tion dans le cas des aciers eutectoides d'après Hilliard [Hil63] (points bleus) et Wu [Wu+16] (point rouge), la ligne en pointillés correspond à une régression linéaire des points mesurés	81
3.3	Effet du paramètre τ_c sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement pur $(P = 0 \ GPa)$ sous température	04
	contrôlée ($\omega_2 = 100 \ GPa$)	87
3.4	Effet du paramètre ω_2 sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement pur sous température contrôlée	87
3.5	Effet du paramètre ω_3 sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement sous pression hydrostatique à température ambiante	89
3.6	Représentation de la contrainte de cisaillement critique en fonction de la pression hydrostatique pour différentes températures possibles dans le CBB : $\omega_2 = 100 GPa$, $\omega_2 = 4 GPa$	90
3.7	Schéma de synthèse des six paramètres à identifier pour le modèle de plasticité de transformation : trois paramètres critiques $(T_c, \sigma_c \text{ et } \tau_c)$ et trois paramètres de sensibilité sur différente complexes (τ_c) et	50
	(τ_c) et trois paramètres de sensionité aux différents couplages (ω_1, ω_2) et ω_3)	92

4.1	Modélisation 3D du rail et modèle 2D (coupe longitudinale) considéré pour cette étude 95
4.2	Maillage éléments finis du rail avec le champ thermomécanique imposé 96
4.3	Champ tangentiel de Carter [Car26] : x_0 est le centre de la zone de
	contact
4.4	Effet de la zone de glissement s_{aliss} sur la répartition des contraintes
	de Von Mises ($\mu_0 = 0.3$)
4.5	Effet du coefficient de frottement sur la répartition des contraintes
	de Von Mises $(s_{gliss} = 0.5)$
4.6	Effet de τ_c sur la profondeur de la zone transformée (avec $\omega_2 = \omega_3 =$
	$100 \ GPa) \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots $
4.7	Effet de ω_2 sur la profondeur de la zone transformée (avec $\tau_c = 1 \ GPa$
	et $\omega_3 = 100 \ GPa$)
4.8	Effet de ω_3 sur la profondeur de la zone transformée (avec $\tau_c = 1 \ GPa$
	$et \omega_2 = 100 \ GPa) \qquad \dots \qquad $
4.9	Effet de la pression de contact sur la taille de la zone transformée
	$(\text{avec } \mu_0 = 0.3 \text{ et } T_i = 450 \text{ K}) \dots \dots$
4.10	Effet de la température sur la taille de la zone transformée (avec
4 1 1	$p_0 = 1 \ GPa \ \text{et} \ \mu_0 = 0.3) \dots \dots$
4.11	Effet du coefficient de frottement sur la taille de la zone transformée $(1, CD + (T, -(150, K)))$
4 1 9	(avec $p_0 = 1$ GPa et $I_i = 450$ K)
4.12	Effet de variations simultanées de plusieurs variables de champs $(1, 2, 2)$ sur la taille de la recenterente de plusieurs de la la la la la recente de plusieurs de la
1 1 9	2 ou 3) sur la tallie de la zone transformée
4.15	Effet du paramètre κ sur la chietique de la variable z : $p_0 = 1.07$
1 11	Fffet de la pression de contact sur la cinétique de la variable z
4.14	$(\mu_0 = 0.3 \text{ et } T_1 = 450 \text{ K})$ 108
4 15	Effet du coefficient de frottement sur la cinétique de la variable z
1.10	$(p_0 = 1 \ GPa \ \text{et} \ T_i = 450 \ K) \dots $
4.16	Effet de la température sur la cinétique de la variable z ($p_0 = 1 \ GPa$
	et $\mu_0 = 0.3$)
4.17	Effet de variations de plusieurs variables sur la cinétique de la variable z110
4.18	Cinétiques de transformation identiques obtenues à partir de varia-
	tions différentes des conditions de contact
4.19	Corrélation entre les observations réelles (stades d'évolution) et les
	modèles numériques (variable métallurgique z)
4.20	Comparaison des gradients de microstructure : a) observés à la
	surface d'un rail extrait d'une zone de squats en présence d'îlots
	de WEL (détails dans le Chapitre 2) et b) calculés numériquement
	après 100 trains pour les conditions suivantes : $p_0 = 1 \ GPa - \mu_0 =$
1.01	$0.35 - T_i = 450 \ K \ (\kappa = 200) \ \dots \ $
4.21	Evolution de la variable z avec la protondeur : comparaison entre la
	simulation numerique et les observations de la micrographie 114

4.22 4.23	Conditions du chargement cyclique appliqué dans cette simulation . Évolution du gradient de transformation de la microstructure en	116
	fonction du nombre cumulé de trains	118
4.24	Cinétique de formation de z dans un élément fini à la surface des zones I, II , III et IV	118
5.1	Schéma présentant la méthodologie d'identification des paramètres de la surface seuil : les paramètres T_c , σ_c et ω_1 sont déjà déterminés bibliographiquement [Hil63]; [Wu+16]. Les trois paramètres restant sont à identifier à partir d' essais de cisaillement cycliques (τ_c), sous température contrôlée (ω_2) et sous pression hydrostatique (ω_3). Les points étoilés représentent des conditions d'essai fictives qui auraient mené à la formation de WEL (en rouge) ou non (en vert).	123
5.2	Image de deux éprouvettes chapeau (déformée à gauche et intacte à droite)	127
5.3	Schéma axisymétrique de l'éprouvette chapeau	127
5.4	Image du banc d'essais Gleeble avec la mise en place de l'éprouvette chapeau : la force (ou le déplacement) est appliquée par un bras mobile, la température est induite par conduction thermique et est contrôlée à l'aide d'un thermocouple	199
5.5	Schémas des coupes étudiées pour les essais chapeaux : a) éprouvette	120
	non rompue; b) éprouvette rompue	129
5.6	Courbe contrainte-déformation des essais monotones réalisés pour 4 températures de 20°C à 400°C	130
5.7	Comparaison de grandeurs macroscopiques déterminées à partir des courbes contrainte-déformation (Fig. 5.6) : la contrainte de cisaillement élastique $\tau_{\text{electricuse}}$ contrainte de cisaillement critique de	
	rupture $\tau_{rupture}$ et la déformation critique de rupture $\gamma_{rupture}$	131
5.8	Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone (T = 20 °C)	133
5.9	Carte IPF X de la zone fortement cisaillée encadrée en rouge dans	
	Figure 5.8, pas d'indexation de 0.08 μm , nettoyage de 4 voisins	133
5.10	Distribution des angles de désorientation de la carte EBSD de la Figure 5.9 comparée aux distributions des stades d'évolution	134
5.11	Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone (T = 200 °C)	135
5.12	Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone ($T = 300$ °C)	135
5.13	Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette n'ayant pas	100
	rompu dans un essai de cisaillement monotone (T = 400 °C)	136
5.14	Carte IPF X de la zone encadrée en rouge de la Figure 5.13, pas d'indexation de $0.1 \ \mu m$, nettoyage de 4 voisins	137

5.15	Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone testé à plus grande vitesse (T = 200° C et v = 150 mm/s)	138
5.16	Image optique d'un plan large de la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 20° C - 500 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de $100/560$ MPa)	142
5.17	Image optique de la pointe de fissure de la Figure 5.16	142
5.18	Carte IPF X de la zone 1 de la Figure 5.17, pas d'indexation de 0.06 μm , nettoyage de 4 voisins	144
5.19	Graphique de la répartition de l'orientation des grains dans les zones A et C de la Figure 5.18 en comparaison avec les stades d'évolution définis dans le Chapitre 2	145
5.20	Image optique la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 300° C - 1000 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de $100/560$ MPa)	145
5.21	Image optique d'un plan large de la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 200° C – 10000 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de $100/500$ MPa)	146
5.22	Banc d'essai Triboring localisé au LaMCoS (INSA Lyon). Les condi- tions aux limites appliquées à la surface de la couronne sont indiquées en rouge : les vitesses de rotation (galet et couronne), la charge nor- male et un éventuel effort transverse. Les efforts induits dans le contact sont indiqués en bleu : l'effort transverse induit par l'effort centrifuge de la couronne et l'effort longitudinal induit par le glis- sement longitudinal, crédit photo I@L/PHOTOS Alexis Chézière	153
5.23	Plan d'essais Triboring réalisés dans cette thèse et la thèse de Pierrick Merino avec la préparation d'une couche fusible oxydée : les points bleus corrspondent aux essais de Pierrick Merino et les points rouges ceux réalisés dans cette thèse.	155
5.24	Observation de coupes longitudinales révélant des zones probables de WEL au microscope optique à balayage électronique d'après Merino [Mer19] dans les conditions avec un taux de glissement de 0.5 % et une pression de contact de 1 GPa : a) après 1000 cycles et b) après 2000 avalas	155
5.25	Cartes IPF de deux coupes d'un échantillon de la couronne : a) coupe transverse et b) coupe longitudinale (pas d'indexation de 0.02	155
5.96	piut)	190
0.20	carte EBSD de la Figure 5.25 b)	157

5.27	Méthodologie d'identification du couplage pression-cisaillement à partir des conditions d'essais ayant conduit à la formation de WEL dans les essais Triboring : une correspondance doit être effectuée pour relier les conditions de glissement et de cisaillement transverse à la contrainte de Von Mises. Les croix vertes correspondent à des conditions d'essais théoriques qui minimisent l'effort transverse	160
B.1	Banc d'essai Gleeble Maxstrain : a) Zoom dans la zone sollicitée en	
B.2	compression multiaxiale alternée, b) éprouvette Maxstrain \ldots . Micrographie optique d'une coupe de l'éprouvette (T = 500°C et 80 cycles de compression à 0.8 mm), la flèche rouge indique la force de	182
B.3	compression cyclique	182
	la flèche rouge indique la force de compression cyclique	183
C.1	Positionnement des thermocouples	186
C.2	Gradient de température mesuré pour des essais monotones à la température de consigne : a) $T = 200$ °C ; b) $T = 400$ °C	186
C.3	Courbes force-déplacement de reproductibilité des essais pour trois	107
C.4	Comparaison entre la force de consigne imposée et l'effort réel appli- qué (signal créneau avec un passage de la force minimale à la force	187
C.5	maximale en $2.10^{-2} s$ puis un temps de maintien de $0.5 s$) Courbes force-déplacement de reproductibilité des essais cycliques pour deux températures : a) T = 20°C après 500 cycles et b) T =	188
	200°C après 1000 cycles	189
C.6	Courbe d'évolution de la température (rouge) au cours de l'essai cyclique mécanique (courbe bleue)	189
D.1 D.2	Carte de dureté à proximité d'une zone de WEL (cas monotone) Évolution de la dureté avec le gradient de microstructure (cas monotone) : carte de 300 x 40 μm^2 avec un pas de discrétisation de 20	192
D.3	μm	192
	$20 \ \mu m$	194
E.1 E.2	Tableau des essais avec une couche fusible écrouie Coupes transverses, pas d'indexation de 0.1 µm, nettoyage 5 voisins :	196
	a) Essai 1 : RSG 1000 cycles, b) Essai 2 : 0.5 % 1000cycles; c) Essai 3 : RSG puis 0.5 % (1000 + 1000 cycles)	196
E.3	Carte 1PF X d'une coupe longitudinale de la couronne (Essai de $RSG + 0.5 \%$ de glissement)	198

E.4	Distribution des angles de désorientation des grains dans les zones	
	A et B de la Figure E.3	198
E.5	Tableau des essais avec une couche fusible oxydée	199
E.6	Couches oxydées : Coupes longitudinales : a) Essai 1 : RSG-1000	
	(ycles; b) Essai 2: 0.5 % - 1000 cycles; c) Essai 3: 0.5 % - 3000	
	cycles	200
E.7	Couches oxydées : Coupes transverses : a) Essai 1 : RSG-1000 cycles ;	
	b) Essai 2 : 0.5 % – 1000 cycles; c) Essai 3 : 0.5 % – 3000 cycles	200

Liste des tableaux

Synthèse des différentes phases cristallines dans les aciers 16 Données statistiques des zones de WEL observées dans l'étude de
Clayton [CA82]
Synthèse des différents changements microstructuraux observés à la surface des rails
Composition chimique (% massique) de l'acier perlitique eutectoïde (Nuance R260) étudié dans cette thèse [Ste17] 50
Tableau de répartition des angles de désorientation (%) \dots 67
Paramètres fixés pour le reste de la thèse
Effet de ω_2 sur la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{critique}^{eq}$ 86
Effet de la pression combinée à la température sur la contrainte de
cisaillement critique ($\omega_2 = 100 \ GPa; \ \omega_3 = 4 \ GPa$)
Etat de contraintes d'un élément en surface pour différentes tailles
de zones de glissement ($\mu_0 = 0.3$)
Etat de contraintes d'un élément en surface pour différents coeffi- cients de frottement ($s_{elice} = 0.5$) 101
Rappel des paramètres de la surface seuil traduisant le couplage pression-cisaillement-température dans la formation de WEL : les
paramètres en lien avec le cisaillement sont indéterminés 101
Conditions thermomécaniques « classiques » supposées conduire à
$\mathbf{n} \circ 1$)
Paramètres de la surface seuil choisis pour la suite des simulations : les paramètres en bleu correspondent aux paramètres admissibles
qui satisfont l'hypothèse n°1 \ldots 103
Paramètres de la simulation numérique présentée dans la Figure 4.20112
Paramètres de la simulation numérique présentée dans la Figure 4.22116
Tableau récapitulatif des résultats des essais monotones 140
Nombre de cycles à rupture en cisaillement en fonction de la tempé-
Résultats des microstructures observées à l'issue des essais cycliques 147

Introduction

Les Transformations Tribologiques de Surface (TTS), connues sous le nom de phases blanches (White Etching Layer : WEL) dans le contact roue-rail, correspondent à des transformations progressives et irréversibles à la surface des rails faisant suite à l'accumulation de passage de trains. La présence de phase blanche induit des fissures qui peuvent se développer et conduire à l'endommagement par rupture des rails (Fig. 0.1). La compréhension des mécanismes de formation de WEL est alors nécessaire pour prévenir le problème de fatigue de contact de roulement (Rolling Contact Fatigue : RCF) et réduire les coûts de maintenance du réseau ferroviaire (300 M \in par an).



FIGURE 0.1. – Micrographie optique d'une coupe longitudinale d'un rail en présence de WEL en surface.

C'est dans ce contexte que le projet MOPHAB (MOdélisation de la PHAse Blanche) a été concrétisé par un consortium entre l'IRT Railenium, plusieurs partenaires industriels et plusieurs laboratoires :

- les deux principaux opérateurs du secteur ferroviaire français qui assurent la maintenance de leurs réseaux : RATP (Régie Autonome des Transports Parisiens) et SNCF (Société Nationale des Chemins de Fer)
- un fabriquant de rails, France Rail, acteur majeur dans la fourniture des rails en France et Europe,
- trois laboratoires de recherche travaillant dans la caractérisation et la modélisation du contact roue-rail : le LaMCoS à Lyon, le LMA à Marseille et le LaMCube à Lille.

On tient à remercier le laboratoire Mateis (INSA Lyon) pour sa contribution majeure dans le projet alors qu'il ne se faisait pas partie du consortium. Ce laboratoire nous a apporté une aide précieuse dans la mise à disposition de ses équipements, la réalisation des essais, son expertise pour l'analyse des résultats et enfin pour la supervision des travaux de caractérisation des WEL.

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit visent à apporter des réponses aux nombreuses problématiques en lien avec la structure des WEL et leurs mécanismes de formation qui sont toujours sujets à controverses (ou font défaut à l'heure actuelle) dans la communauté scientifique :

- La structure des WEL n'étant pas unique, existe-t-il un ou plusieurs mécanismes de formation?
- La formation de WEL est liée à un couplage thermomécanique dont les contributions ne sont pas clairement établies.
- La reproduction expérimentale de WEL dans des conditions thermomécaniques contrôlées et représentatives du contact roue-rail n'est pas acquise.
- Les modèles de formation de WEL actuels ne permettent pas de rendre compte de l'ensemble des mécanismes de leurs formations.

Cette thèse s'inscrit dans la continuité de deux thèses réalisées au LMA (Marseille) et au LaMCoS (INSA Lyon). Celles-ci ont apporté des premiers éléments de réponse à ces problématiques. D'une part, les travaux de G.Antoni (LMA) se sont orientés vers la modélisation numérique des phases blanches par un couplage thermomécanique [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. Les modèles numériques ont été ensuite repris par Loïc Saint-Aimé, post-doctorant dans le projet MOPHAB jusqu'en septembre 2019 [Sai19].

D'autre part, les travaux de S.Simon (LaMCoS) se sont plutôt focalisés sur la compréhension des mécanismes de formation de WEL et leur lien avec l'amorçage de problèmes de fatigue de contact dans la dynamique ferroviaire [Sim+13]; [Sim14].

Le manuscrit s'articulera autour de la problématique centrale qui est : Comment peut-on appréhender les mécanismes de formation de WEL pour leurs modélisations dans le contexte ferroviaire?

La formation de WEL n'est pas un cas isolé au contact roue-rail mais elle s'inscrit dans un domaine d'études plus vaste en tribologie qui concerne la formation des TTS induites thermomécaniquement. Le **premier chapitre** introduira alors dans un premier temps la notion générale des TTS dans les matériaux. Ensuite, une étude plus approfondie dans le cas des aciers sera menée (WEL) afin de déterminer des grandeurs thermomécaniques responsables de leurs formations. Enfin, la description des WEL dans le contact ferroviaire sera donnée en apportant des réponses sur leurs mécanismes de formation. Ces mécanismes seront expliqués au regard d'un état de l'art sur l'ensemble des interactions thermomécaniques dans le contact roue-rail.

Le **deuxième chapitre** présentera une caractérisation de WEL à partir de résultats bibliographiques et d'échantillons de référence prélevés directement sur site. A partir d'observations en microscopie optiques et électroniques (plus particulièrement par EBSD), des indicateurs seront introduits pour définir des stades d'évolution de la microstructure jusqu'à la formation de WEL. Ces stades seront ensuite reliés aux modèles numériques qui seront développés dans les chapitres suivants.

Le troisième chapitre présentera le modèle de changement de phase proposé dans cette thèse qui sera une extension du modèle de G.Antoni [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. Le nouveau modèle introduira un couplage pression-cisaillementtempérature pour expliquer la formation de WEL. Une étude paramétrique de ce modèle sera menée pour illustrer la capacité du modèle à rendre compte des différents scenarii de formation de WEL. Enfin, une variable interne représentant la transformation progressive de la microstructure sera corrélée avec les stades d'évolution définis dans le Chapitre 2.

Le **quatrième chapitre** présentera l'implémentation numérique du modèle de changement de phase. Des simulations par éléments finis du passage cumulé de trains sur un rail seront présentées. Différentes conditions thermomécaniques illustrant la dynamique du contact ferroviaire (pression, coefficient de frottement et température variables) seront simulées pour voir leur effet sur la taille des zones transformées et sur la cinétique de transformation. Cela permettra alors de valider qualitativement le modèle proposé dans le Chapitre 3.

Le cinquième chapitre portera sur la validation expérimentale du couplage cisaillement-pression hydrostatique-température dans la formation de WEL. La recherche de conditions expérimentales sera menée pour identifier les paramètres du modèle introduits dans le chapitre 3. Dans un premier temps, des essais de cisaillement sous température contrôlée (essais chapeau) permettront de valider (ou non) ce couplage. Enfin, des résultats d'essais représentatifs du contact roue-rail à l'échelle $1/15^{ème}$ (banc d'essai Triboring) seront re-exploités pour valider le couplage pression-cisaillement.

1. Étude bibliographique

Sommaire

ο	0
définition quantitative	7
blanches (WEL) 1	2
les aciers \ldots 1	2
	6
avorables à la formation de WEL 1	9
	21
	21
	22
	24
\hat{c} ormation 2	28
ssistée par la mécanique 2	28
piloté par les dislocations 2	29
	32
	32
s un champ thermomécanique	
	84
	84
	86
·	39
ntact et du troisième corps 4	10
sollicitation cyclique 4	2
	14
	définition quantitative 1 blanches (WEL) 1 s les aciers 1 favorables à la formation de WEL 1 favorables à la formation de WEL 1 favorables à la formation de WEL 1 issistée par la mécanique 2 piloté par les dislocations 2 s un champ thermomécanique 3 issiste e du troisième corps 4 e sollicitation cyclique 4

1.1. Définition générale du concept de TTS

L'interface entre deux matériaux en contact (et en mouvement relatif) est un environnement sévère qui entraine des modifications de la composition et de la structure des surfaces en contact. On parle de Transformation Tribologique de Surface ou Superficielle (TTS). L'épaisseur de ces couches et films varie de quelques monocouches atomiques à plusieurs dizaines de micromètres. Malgré une épaisseur négligeable comparée à celle des corps en contact, les TTS modifient la résistance à l'usure et la durée de vie des pièces en contact. La compréhension de ces mécanismes d'apparition est alors essentielle pour appréhender la réponse tribologique des matériaux.

La formation des TTS est liée à des phénomènes physico-chimiques et thermomécaniques pouvant être interdépendants [Rig00]. Le processus physico-chimique concerne toute modification liée à des contaminations extérieures, un effet de l'environnement ou un débit de 3^{eme} corps. Le processus thermomécanique concerne tous les changements microstructuraux du même matériau induits par des contraintes thermomécaniques. Les travaux de cette thèse porteront sur cette deuxième famille de TTS, les phénomènes physico-chimiques ne seront pas pris en compte.

Tous les matériaux ont des plages de sollicitation qui peuvent conduire à la formation de TTS qui les amène à s'adapter aux conditions de contact pour protéger leur surface. Dans tous les cas, les TTS se caractérisent par différents types de gradient microstructural en fonction des matériaux :

- Une réorientation de la matière (cartilages [CB98], ou les métaux voir Section 1.2)
- Un changement de phase cristalline (roches [RV20], diamant [Wan+20], silicium [KGN97])
- Une amorphisation (minéraux [Nak+12]; [FRF03])
- Une nanostructuration des grains (cas des métaux, Section 1.2)
- Une structure mixte, mélange des deux matériaux en contact désignée par « Mechanically Mixed Layer » [Kuh01]; [Esp+17]; [Rig00]

La formation de TTS pour différents types de matériaux suggère l'existence de facteurs communs qui sont intrinsèques au contact. Le facteur d'usure n'est pas pris en compte dans cette approche.

Le premier constat est que la surface de contact est dans la majorité des cas dans un état de compression¹ quelles que soient les applications. Dans le cas de zones de

^{1.} On a généralement un état macroscopique de compression sauf dans le cas d'une adhésion dans le contact avec des micro tractions locales comme des instabilités de contact.

contact très petites, la pression de contact peut atteindre plusieurs dizaines de GPa. En considérant le tenseur des contraintes sur un élément de matière en surface, la pression hydrostatique (égale au tiers de la trace du tenseur des contraintes) est alors du même ordre de grandeur que la pression de contact. La pression de contact pourrait alors déstabiliser le matériau, le mettre dans une situation hors équilibre, et favoriser la formation de TTS [Ele+03a]; [Ele+03b].

Dans le cas des métaux purs, les diagrammes de phase indiquent clairement une dépendance à la pression hydrostatique dans la nature des phases. La pression hydrostatique semble alors être un premier paramètre important à prendre en compte dans la formation des TTS (voir le cas des aciers dans la Section 1.3.3).

Le deuxième point commun dans les TTS concerne une réorientation de la microstructure liée aux conditions de frottement dans le cas de mouvement relatifs entre deux matériaux en contact. En fonction des conditions d'adhérence, il existe des zones de (micro-)glissement dans le contact qui induisent des contraintes de cisaillement en surface. Ces contraintes (qui dépendent des conditions d'adhérence) permettraient donc d'expliquer la présence d'un gradient marqué de déformation de cisaillement qui décroit exponentiellement avec la profondeur d'après les travaux de Rigney [Rig+86]; [Rig00]; [Rig+03].

La pression hydrostatique et les contraintes de cisaillement (ou déformation de cisaillement induites) apparaissent donc comme des points communs entre toutes les TTS et constituent de bons candidats pour expliquer la formation des TTS dans beaucoup d'applications. D'autres facteurs d'influence, propres à d'autres applications, pourraient aussi favoriser les formations des TTS tels que des élévations de température liées au glissement, la vitesse de déformation, l'histoire de chargement, etc. La détermination de ces paramètres d'influence sera donnée pour le cas des TTS dans les aciers (Section 1.3.3).

La partie suivante s'intéressera plus particulièrement à la formation des TTS dans les métaux dont la fréquence d'apparition est la plus grande.

1.2. Les TTS dans les métaux : vers une définition quantitative

Malgré les multiples applications, les TTS sont majoritairement présentes dans les métaux pour des alliages ou des éléments « purs ». Les « TTS métalliques » se caractérisent par un contraste optique avec le matériau d'origine (zones blanches (Section 1.3.2), brunes [Li+16]; [Kum+19] ou sombres [SBV76]; [FR18]; [AKK20] après attaque chimique) et un gradient microstructural (et donc de propriétés mécaniques) sur une centaine de micromètres. Les cas de TTS dans les métaux étant nombreux, ils ne seront pas détaillés pas de façon exhaustive. La présence de TTS est bénéfique dans certaines applications puisqu'elle permet d'améliorer la résistance à l'usure, il s'agit de l'ensemble des traitements de surfaces. En effet, le principe est d'obtenir un gradient de microstructure dans le but d'augmenter la dureté superficielle pour améliorer la tenue à l'usure et à la fatigue de surface. Pour cela, il y a les traitements de surface thermiques qui consistent à chauffer localement la surface du matériau (par induction, laser) pour induire des transformations de phase en une phase plus dure. D'autre part, le traitement mécanique induit plutôt une déformation sévère en surface par différents types de procédés tels que le grenaillage (shot-peening) [MB16]; [DZH16]; [Spi16] ou le SMAT (Surface Mechanical Attrition) [LL04]; [Tao+02]; [Ker+11]; [KL14] (Fig. 1.1 et 1.2).



FIGURE 1.1. – Différents procédés de plasticité sévère d'après [Ume03]

Néanmoins, dans certaines applications, les TTS se forment de façon imprévue suite aux sollications de contact et sont à l'origine d'effets indésirables tels que la formation progressive de fissures superficielles et/ou le détachement de particules par incompatibilité de microstructure. On peut notamment citer les problèmes de fretting [Sau97]; [Sau+00a] ou les différentes TTS observées dans le cas des aciers (Section 1.3.2).

A ce stade, la dénomination de TTS est trop vague pour la caractérisation et la réalisation de modèles thermomécaniques adaptés. En effet, les TTS peuvent à la fois concerner des matériaux fortement écrouis (par plasticité sévère) et/ou subissant



FIGURE 1.2. – TTS observées pour différents métaux et différentes applications : Essais de glissement avec frottement (Sliding Friction Treatment) pour du Cu a) et du Ta b) [Zha+14b]; Impact répété (Alliage TiAl6V4) [SLV05]; d) Fretting (Acier Maraging M250) [Sau+00a]

une transformation de phase. Dans la littérature, on parle souvent de gradient de microstructure. Ce terme désigne un vecteur traduisant des variations d'une ou plusieurs variables dans une zone donnée. Ce terme générique peut concerner des variations de grandeurs caractéristiques à toutes les échelles d'observation des TTS :

- Échelle macroscopique : on constate un gradient de déformation plastique, des contraintes résiduelles et une augmentation significative de la dureté.
- Échelle des grains : il est observé une réduction de la taille des grains (nanostructuration), une désorganisation cristalline [Spi16].
- Échelle cristalline : il est possible d'avoir des réarrangements microstructuraux du matériau initial tels que des changements de réseau cristallin [KGN97], ou une dissolution dans le cas de métaux alliés (voir le cas de la dissolution de la cémentite dans la Section 1.4.4).
- Échelle atomique : on peut voir une remise en solution des éléments d'alliages dans le réseau métallique, accompagnée d'une migration d'atomes dans les dislocations et les joints de grain (effet du vanadium dans les alliages de titane [Bla91]; [Sau97] ou du carbone dans les aciers perlitiques Section 1.3.2).

En se basant sur une caractérisation multi-échelle, il serait alors possible de

définir rigoureusement la notion de TTS en fonction des caractéristiques propres à chaque matériau. Une TTS se définira alors comme une transformation surfacique d'un matériau conduisant à un gradient de microstructure mesurable sur une ou plusieurs échelles. Dans chaque échelle d'observation, des indicateurs quantifiables présentant une différence notable avec le matériau initial (notion de seuil à définir pour chacune des grandeurs) devront être définis.

Le prérequis avant toute étude des mécanismes de formation des TTS est alors la caractérisation précise du matériau étudié et la nature de la TTS en question. La première étape consiste donc à définir des indicateurs caractéristiques dans chacune des échelles et à définir des critères « seuil » sur chacun d'eux. On parlera de TTS lorsque la combinaison de chacun des critères sera réunie.

Dans le cas des métaux purs subissant des déformations plastiques sévères, la formation des TTS peut se définir comme une nanostructuration des grains accompagnée d'une élévation de dureté importante [Sau+00a]; [Spi16]; [Tum+18]; [Zha+14b]; [Zha+14a]; [DBB11]; [DDR11] (Fig. 1.4). Ces deux paramètres sont en réalité reliés par la loi de Hall-Petch qui exprime que la dureté est proportionnelle à la taille des grains (d) élevée à la puissance -1/2 (Eq. 1.1). Les travaux de Cordero [CKS16] ont confirmé cette relation pour la plupart des métaux purs.

Dans la plupart des métaux, la dureté mesurée et la limite d'élasticité sont corrélées par un coefficient de proportionalité introduit initialement par Tabor [Tab70]. Des essais expérimentaux ont confirmé cette relation et ont montré que la dureté mesurée correspond approximativement au triple de la limite d'élasticité [ST94]. La Figure 1.3 montre l'exemple du fer pur qui présente une très bonne corrélation entre les mesures expérimentales et la loi de Hall-Petch. En effet, pour une taille de grain initiale de 100 μm , une réduction de la taille de grain d'un facteur 10 (taille de 10 μm) n'augmente pas énormément la limite d'élasticité (passage de 200 à 300 MPa). Cependant, lorsque la taille de grains diminue à moins d' 1 μm , la limite d'élasticité triple par rapport au matériau initial. On a alors l'expression de la limite d'élasticité (ou de dureté) suivante :

$$\sigma^y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \tag{1.1}$$

avec σ^y la limite d'élasticité du matériau, σ_0 et k des paramètres matériau.

L'existence d'une taille de grain critique pourrait alors expliquer des élévations significatives de dureté à la surface de matériau en contact. On pourrait alors redéfinir les TTS par rapport à un seuil critique de nanostructuration. Dans le cas d'une taille de grain intermédiaire, on considérera une surface écrouie qui serait un stade intermédiaire dans la formation des TTS. Un tel niveau de nanostructuration serait alors possible par l'effet de la pression hydrostatique, facteur intrinsèque au contact, qui rend plus ductile les métaux et augmente donc la déformation plastique cumulée avant rupture [Bri35]; [Bri53]; [YIK70]; [LL98].



FIGURE 1.3. – Evolution de la dureté en fonction de la taille de grain dans le cas du Fer pur (trait rouge en pointillé : loi de Hall-Petch, les ronds noirs sont les résultats d'essais de compression et les ronds blancs ceux des mesures de dureté normalisées par le coefficient de Tabor) d'après [CKS16]



FIGURE 1.4. – Formation de TTS dans des essais de micropercussion avec du Fer pur [Tum+18]

Dans le cas de la plasticité sévère des métaux alliés, la formation de TTS s'accompagne aussi d'un mécanisme de nanostructuration plus prononcée que dans le métal pur avec aussi une élévation de la dureté [Sau10]. Dans le cas de matériaux multi-phasés, la déformation plastique sévère peut conduire à la dissolution de l'une des phases composée d'éléments d'alliages [Raa+10]. C'est notamment le cas des alliages de titane avec la migration du vanadium [Sau97], des aciers avec dissolution des éléments carburés [Li+17] ou des alliages Fe-Ni [SS97]. Le matériau se transforme alors progressivement en un matériau « homogène » monophasé (macroscopiquement). L'élévation de dureté dépendra dans ce cas des éléments d'alliages dissous dans le soluté et d'une réduction de la taille de grains (Chapitre 2). Un indicateur supplémentaire devra alors être défini pour caractériser les métaux alliés. Cela pourrait être le suivi de la proportion d'un élément d'alliage dans le soluté [Iva+03b]; [Sau10].

La compréhension des TTS induites par plasticité sévère est directement reliée à tous les travaux traitant de matériaux en grandes déformations. Les multiples essais réalisés en plasticité sévère ont apporté beaucoup d'éléments de réponse sur les différentes évolutions microstructurales dans les métaux [VIA00]; [EV13].

La partie suivante s'intéressera à la formation des TTS dans les aciers appelées phases blanches. Les mécanismes de formation seront détaillés dans la partie suivante.

1.3. Les TTS dans les aciers : les phases blanches (WEL)

1.3.1. Prérequis de métallurgie dans les aciers

Les métaux sont des matériaux cristallins qui possèdent différentes structures cristallines. Dans le cas des aciers, les réseaux cristallins typiques sont des structures cubiques, quadratiques ou orthorhombique (Fig. 1.5). On appelle paramètre de maille les longueurs caractéristiques de chacun de ces réseaux. Par exemple, une structure quadratique est une structure cubique étirée dans une seule direction. Cette structure se caractérise par deux paramètres de maille (a et c). La valeur de a étant connue, la distorsion des mailles dans une direction est souvent exprimée par le ratio c/a.

En métallurgie, on définit une phase solide comme étant un état du matériau présentant une organisation des atomes sous formes de réseaux cristallins. Un changement de phase désigne alors un changement de réseau cristallin.

Les aciers sont des alliages métalliques à base de fer avec une certaine teneur en carbone (de 0.008 % à 2.1% en proportion massique). Au-delà de 2.1 % on est dans le domaine de fontes. Le diagramme d'équilibre Fer-Carbone permet alors de comprendre les différentes phases mises en jeu et de suivre les changements de phase dans des conditions à l'équilibre sous pression atmosphérique et pour des vitesses de refroidissement lentes (Fig. 1.6).


FIGURE 1.5. – Réseaux cristallins caractéristiques dans les aciers : a) Cubique, b) Quadratique et c) Orthorhombique



FIGURE 1.6. – Diagramme de phase Fe-C sous pression atmosphérique

La réalisation des différentes nuances d'acier consiste dans un premier temps à chauffer l'acier au-dessus de la température A_3 . La structure de l'acier est alors sous forme d'une seule phase : l'austénite (γ). Il s'agit d'une structure cubique à faces centrées d'atomes de Fer dans laquelle les atomes de carbone se trouvent en insertion. On parle de solution solide, car le carbone est réparti de manière homogène dans la phase austénitique. Ceci est possible car le carbone est très soluble dans l'austénite (solubilité maximale du carbone dans l'austénite de 2.1 wt%).

L'obtention des différentes structures à température ambiante repose sur l'étape de refroidissement de l'austénite. L'austénite reste stable jusqu'à la température A_1 , nommée aussi la température d'austénitisation. Pour des cycles de refroidissement simples (vitesse de refroidissement constante), le diagramme de Transformation en Refroidissement Continu (diagramme TRC) permet de connaitre la nature des structures cristallines (Fig. 1.7).



FIGURE 1.7. – Diagramme de Transformations en Refroidissement Continu (TRC) pour les aciers

Dans le cas d'une vitesse de refroidissement lente (chemin 1 de la Figure 1.7) et sous pression atmosphérique on est dans les conditions à l'équilibre : le diagramme d'équilibre Fe-C donne alors la composition de l'acier en fonction de la teneur en carbone de l'alliage (Fig. 1.6). La structure finale est alors biphasée et se compose de lamelles alternées de cémentite (Fe_3C) (11 %) et de ferrite (89 %) : on parle de structure perlitique. La ferrite (fer α) est un réseau cubique centré d'atomes de fer (CC). Contrairement à la structure cubique à faces centrées (CFC) de l'austénite, les atomes de carbone sont très peu solubles dans la maille CC de la ferrite (solubilité maximale du carbone de 0.02 %). Les atomes de carbone précipitent alors sous forme de cémentite Fe_3C de structure orthorhombique.

En fonction de la teneur en carbone, les joints des grains de perlite seront soit composés de ferrite (perlite hypoeutectoïde si la teneur en carbone est inférieure à 0.77 %) soit de cémentite (perlite hypereutectoïde si la teneur en carbone excède 0.77 %). Dans le cas où la proportion de carbone est aux alentours de 0.77 % on parlera d'acier perlitique eutectoïde (Fig. 1.8).



FIGURE 1.8. – Structure des aciers perlitiques en fonction de la teneur en carbone

Pour une vitesse de refroidissement moyenne (chemin 2 de la Figure 1.7), la structure finale obtenue devient de la bainite : structure constituée de fins agrégats de lattes de ferrite ainsi que des particules de cémentite.

Enfin, pour une vitesse de refroidissement rapide (chemin 3 de la Figure 1.7), l'acier subit une trempe. L'austénite se transforme alors en une phase fragile et très dure, la martensite. Sa dureté dépend de la teneur en carbone dans l'acier (Fig. 1.9). La martensite correspond à une phase ferritique sursaturée en atomes de carbone. Cette sursaturation a contraint la maille ferritique à s'étirer pour laisser la place au carbone. La structure cristallographique de la martensite devient alors quadratique avec un rapport c/a directement proportionnel à la quantité de carbone en solution solide [Zha+06].

Remarque :

L'austénite et la martensite sont des phases hors équilibre à température ambiante : on parle de phases métastables. Sous l'effet d'une déformation ou d'une contrainte en dessous de la limite d'élasticité de l'acier, elles auront alors tendance à changer de phase assez facilement. C'est le principe des aciers TRIP (Transformed Induced Plasticity) [PC53]; [OC72]; [OC82]. L'ensemble des phases cristallines majoritairement présentes dans les aciers est résumé dans le tableau 1.1.



FIGURE 1.9. – Effet de la teneur en carbone sur la dureté des différentes phases des aciers d'après [Car05]

Phases	Ferrite	Cémentite	Austénite	Martensite
Structure cristalline du Fer	Fer α (cu- bique centré)	Fe_3C (orthorombique)	Fer γ (cubique à faces centrées)	Fer α' (qua- dratique)
Répartition	Très peu so-	carbure de Fer	En insertion	Sursaturation
du carbone	luble	Fe_3C	dans le Fer- γ	dans le Fer- α'
Stabilité à 20°C	Stable	Stable	Métastable	Métastable

TABLE 1.1. – Synthèse des différentes phases cristallines dans les aciers

1.3.2. État de l'art des WEL

Les TTS rencontrées dans les aciers et certains autres alliages métalliques sont communément appelées phases blanches (WEL : « White Etching Layer »). Elles se caractérisent par un fort contraste avec le matériau d'origine puisqu'elles ont une apparence blanche à l'observation optique après une attaque chimique au Nital (solution d'acide nitrique et d'éthanol). Griffith [Gri87] et Bulpett [Bul91] ont réalisé des études bibliographiques détaillées sur les différents types de WEL. Celles-ci présentent des similitudes dans leurs propriétés, leurs structures et leurs mécanismes d'apparition. Il s'agit de phases très dures (dont la dureté peut excéder 1000 HV) et fragiles.

Les WEL sont observées dans tous les types d'acier (martensitique, austénitique, perlitique, bainitique) et dans beaucoup d'applications aux sollicitations thermomécaniques diverses (Fig. 1.10). La synthèse des différents types de WEL met en évidence trois principaux mécanismes de formation :

- Transformation par chauffage puis refroidissement rapide (trempe)
- Déformation plastique sévère
- Réaction de la surface avec l'environnement

En fonction des applications, un ou plusieurs mécanismes sera prédominant dans la formation des WEL. Dans la majorité des cas il est compliqué de les dissocier car ils sont généralement couplés. Les WEL ont dans la majorité des cas une structure nanocristalline induite par un couplage thermomécanique (et chimique parfois) dépendant des conditions de contact. En fonction des sollicitations, la formation sera plutôt d'origine thermique ou mécanique :

- 1. Scénario thermique classique par chauffage (chauffage laser [Bul91]; [Öst+01], glissements importants [Ber+16]; [Car05], arcs électriques [Al-+19b]
- 2. Déformation plastique sévère : fretting [Sau+00a], essais SPD [Ume03], fatigue de contact [Eva12] et WEL ferroviaire (Section 1.4.4)
- 3. Les procédés d'usinage : dans ces applications, le type de WEL dépend de la vitesse d'usinage. Dans le cas de faibles vitesses, la formation de WEL est liée à une plasticité sévère alors que dans le cas des hautes vitesses, la formation est plutôt un couplage thermomécanique [Ram+05]; [Hos+15]; [Nie+20]; [Umb13]
- 4. Création de bandes de cisaillement adiabatique : études d'impact, essais à grandes vitesses de déformation [Nak91]; [Tim87]; [Bul91]; [Hos+15], essais chapeau [Xu+08]; [Lin+07]; [Dou+09]; [Hab06]; [Hor11]
- 5. Couplage entre la mécanique et des facteurs environnementaux [Eva12]; [Bul91]

L'ensemble des WEL observées dans la littérature est regroupé et synthétisé dans la Figure 1.11 en fonction du type de mécanisme observé.



FIGURE 1.10. – Différents types de WEL pour différentes sollicitations d'après [Bul91] : a) Traitement thermique (laser) ; b) Bande de cisaillement adiabatique ; c) Essais pion-disque et d) Dent de pelleteuse



FIGURE 1.11. – Schéma de synthèse des WEL observées dans la littérature

1.3.3. Identifications de paramètres favorables à la formation de WEL

Malgré la complexité du couplage thermomécanique dans les mécanismes de formation des WEL, plusieurs facteurs moteurs et catalyseurs sont identifiés dans la littérature.

La **température** est la force motrice du scénario thermique lorsqu'elle dépasse la température d'austénitisation (720 °C). Elle influe directement sur la stabilité des phases de l'acier et favorise la diffusion du carbone.

De plus, une élévation de la température abaisse généralement la limite d'élasticité des aciers et pourrait donc faciliter la plasticité des aciers et augmenter la densité de dislocation.

Cependant, certains auteurs [Ume03]; [Iva+03b] affirment que la nanostructuration des aciers (scénario mécanique) est facilitée à basse température car cela évite la restauration des grains.

Une élévation de la température proche de l'austénitisation pourrait donc favoriser la formation de WEL mais dans le cas d'une température intermédiaire la formation de WEL pourrait être inhibée (voir le cas des aciers perlitiques dans la Section 1.4.4).

Ensuite, les **dislocations** sont le paramètre moteur du scénario mécanique puisqu'elles permettent la nanostructuration des grains et la dissolution des carbures dans les aciers [SI07]; [Li+17]. De plus, les dislocations augmentent la diffusion du carbone et permettent aussi d'abaisser la température d'austénitisation [Car05]. Il serait alors possible qu'un état fortement écroui soit plus favorable à abaisser la température d'austénitisation.

La pression hydrostatique peut favoriser les deux mécanismes de formation (thermique et mécanique). Comme évoqué dans la première partie, il s'agit d'un facteur commun à tout matériau en contact. En fonction des applications et de la taille de la zone de contact, la pression de contact peut être localement très élevée et peut atteindre plusieurs GPa en surface. Dans ces gammes de pression, le matériau est alors dans un état hors équilibre. Cela modifie alors ses propriétés mécaniques et la stabilité des phases métallurgiques.

En effet, la pression hydrostatique modifie les diagrammes de phase classiquement définis à l'équilibre [BE13]; [Hil63]; [Wu+16]. La température d'austénitisation est abaissée et le point eutectoïde se décale vers la gauche. Les détails quantitatifs de l'effet de la pression sont décrits dans le cas de la formation des WEL dans la Section 1.4.4.1. Ce premier effet favorise alors une formation thermique (par austénitisation puis refroidissement rapide).

Le deuxième effet est que la pression hydrostatique augmente la ductilité des métaux et limite leur endommagement lorsqu'ils sont soumis à une déformation plastique sévère (voir le cas de la nanostructuration dans la Section 1.2).

Le cisaillement (déformation ou contrainte) est un autre paramètre mécanique intrinsèque aux problèmes de contact glissant (roulement, fretting, etc.). En effet, les conditions d'adhérence des deux surfaces en contact vont conduire à une localisation plus ou moins prononcée du cisaillement en surface. Cette composante de cisaillement est responsable du gradient de déformation plastique observé dans la majorité des TTS observées (fibrage quasiment systématique). Le cisaillement combiné à la compression contribue à plastifier davantage les aciers et créer donc davantage de dislocations. Dans le cas d'un cisaillement intense à haute vitesse de déformation cela peut conduire à la formation de bandes de cisaillement qui vont se déformer sévèrement (sans changer de phase métallurgique) et dans certains cas former des bandes de transformation par un échauffement localisé au-delà de la température d'austénitisation (Section 5.2.1).

La vitesse de déformation est donc aussi un paramètre pouvant faciliter la transformation thermique mais aussi mécanique. En effet, d'après Umemoto [Ume03] la vitesse de déformation favoriserait aussi la nanostructuration des aciers puisqu'elle augmente la contrainte d'écoulement, favorise l'écrouissage du matériau à même niveau de déformation, augmente la mobilité des dislocations et désorganise le réseau cristallin.

Umemoto ajoute aussi l'effet d'un **chargement cyclique** qui augmente la plasticité cumulée et pourrait contribuer à la formation progressive de WEL. Enfin, Newcomb et Stobbs [NS84] mentionnent aussi un effet de la **fréquence** dans la formation des WEL dans le ferroviaire.

Le dernier facteur possible est l'effet des **différents types d'aciers** dont la structure est plus ou moins favorable à se transformer sous l'effet d'une contrainte (ou déformation imposée). Les transformations martensitiques seront plus faciles pour des aciers composés d'austénite (métastable) que dans les aciers perlitiques (stables) qui nécessitent une déformation plastique intense [Dja+16].

1.4. Les WEL dans le ferroviaire

1.4.1. WEL et fissuration

Le réseau ferroviaire fait face à deux problèmes principaux dans le contact rouerail (CRR), l'usure et la formation de défauts de fatigue de contact de roulement (RCF : « Rolling Contact Fatigue »). Historiquement, le problème initial des rails était l'usure ou la rupture à cause d'inclusions car les rails n'étaient pas homogènes. Les métallurgistes ont alors opté pour changer la nuance des aciers et obtenir des rails qui résistent mieux à l'usure principalement en les durcissant mais cela a conduit à des problèmes de fatigue de contact.

Dans les portions sujettes aux défauts de RCF, le choix est de poser un rail plus mou dont le taux d'usure supposé plus élevé permet d'éviter la formation de fissures superficielles. La deuxième option consiste à effectuer une maintenance préventive de la surface des rails en faisant passer un train qui meule artificiellement la surface des rails mais cela est très couteux. Cette stratégie permet de supprimer des amorces de défauts et d'avoir une reprise du profil pour relocaliser correctement le contact.

Le choix d'une nuance d'acier est donc une histoire de compromis entre un acier assez dur pour résister à l'usure mais pas trop pour éviter les problèmes de fatigue de contact. Certains auteurs [Mag+05] mentionnent l'idée d'un taux d'usure « magique » (« magic wear ») dont la cinétique serait la même que celle de la formation des TTS. Tout début de formation de TTS serait alors immédiatement évacué par l'usure.

Le chargement sévère subi par les rails va conduire à l'apparition de différents types de défauts de fatigue pouvant aller jusqu'à la rupture des rails. La formation de ces différents défauts est la conséquence de plusieurs mécanismes d'endommagement des rails tels que la plasticité cyclique et/ou la formation de TTS. Les principaux défauts concernent des problèmes d'écaillage (« spalling »), d'usure ondulatoire (« corrugation »), de squat ou des défauts de « Head check » (dans les portions en courbe). La liste n'est pas exhaustive mais le lecteur pourra se référer au catalogue des défauts des rails de l'Union Internationale des Chemins de Fer ([UIC02]).

D'un point de vue métallurgique, ces défauts font suite à l'apparition dans la majorité des cas de fissures initiées par des changements microstructuraux du matériau. Le premier type d'évolution est une déformation plastique sévère en surface. Cela peut soit modifier le profil des rails (défaut d'usure ondulatoire) soit induire un fibrage important de la microstructure qui entraine ensuite des fissures.

Le deuxième type d'évolution concerne la formation de TTS qui induisent des problèmes de fissuration aux interfaces par incompatibilité entre la phase initiale et les TTS ou au sein de la TTS elle-même (Fig. 1.13). Deux types de TTS dans le ferroviaire sont observées à la surface des rails et sont précurseurs des problèmes de RCF : la phase blanche et la phase brune (BEL : « Brown Etching Layer »).



FIGURE 1.12. – Différents types de défauts de fatigue de contact observés sur les rails d'après [Sim14] : a) Headcheck; b) Écaillage; c) Tache ovale décentrée et d) Squat

L'apparition de WEL est un problème qui touche toutes les nuances d'aciers à rail dans la plupart des réseaux ferroviaires (France ([Sim14]; [DRB17]; [Ber+97], Royaume-Uni [NS84]; [CA82], Allemagne [BFL96]; [Wan+03]; [Pyz+01]; [Wil+03], Pays-bas [Kum+19]; [Wu+18], Etats-Unis [Zha+06], Australie [DPF13]; [Pal+12], Japon [Ish13]).

Enfin, des études commencent à paraître sur la nature et le degré de criticité des BEL [Li+16]; [Wu+18]; [Kum+19]. Les travaux de Li [Li+16] ont montré que les BEL induisaient des fissures plus critiques que les WEL. Le cœur de la thèse ne porte pas sur les mécanismes de formation des BEL mais une attention particulière sera malgré tout portée sur leur présence à la surface des rails. En effet, leurs mécanismes de formation est proche de ceux des WEL [Kum+19].

1.4.2. Localisation des WEL

Clayton [CA82] a mené en 1984 une large étude sur des rails avec des défauts de fatigue prélevés dans le réseau britannique. Il a montré que 85 % des rails examinés présentaient des zones de WEL. Les WEL apparaissent sous forme d'îlots semielliptiques épars (ou continus) dans les directions longitudinales et transverses. La taille des îlot est variable avec une épaisseur qui fluctue entre 5 et 60 μm (moyenne de 17 μm), une longueur longitudinale comprise entre 3 et 3300 μm (moyenne de 500 μm) et une longueur transverse variant entre 30 et 2000 μm (moyenne de 300



FIGURE 1.13. – Image optique d'une coupe longitudinale d'un rail montrant l'amorçage et la propagation de fissures en présence de WEL et de BEL d'après [Kum+19]

 μm). Les statistiques sont résumées dans le tableau 1.2.

Baumann [BFL96] a donné des explications sur la présence d'îlots de différentes tailles plus ou moins homogènes et sur la cinétique de formation des WEL. Selon Baumann, la formation de WEL débute par la formation d'îlots qui coalescent progressivement pour former des zones homogènes à la surface. Les îlots initiaux ont une épaisseur de 10 μm , une longueur transverse de 30 à 50 μm et une longueur longitudinale d'un mm. Une fois que les îlots sont rassemblés la couche homogène de WEL pourrait s'étendre sur 5 mm de long (Fig. 1.14).

Il est intéressant de constater que dans le cas du ferroviaire, les WEL sont confinées en surface avec une épaisseur qui ne dépasse pas les 100 μm . On pourrait supposer une localisation des conditions de contact en extrême surface (combinaison de contraintes maximales et de température). De plus, la forte hétérogénéité des zones de WEL révèle une différence de cinétique dans la formation de WEL. Cela pourrait s'expliquer par une orientation initiale privilégiée des grains associée à des variations locales des conditions de contact. Les grains préférentiellement orientés se transformeraient rapidement en premiers îlots de WEL. Les grains alentours orientés moins favorablement mettraient plus de temps à se former. A terme, après un temps assez long il y aurait alors coalescence des îlots comme expliqué par Baumann [BFL96].

Dimensions	Plage de variation (μm)	Valeur moyenne (μm)
Longitudinale	De 3 à 3300	500
Transverse	De 30 à 2000	300
Épaisseur	De 5 à 60	17

TABLE 1.2. – Données statistiques des zones de WEL observées dans l'étude de Clayton [CA82]



FIGURE 1.14. – Cinétique de formation de WEL selon Baumann [BFL96]

La présence de WEL dans de multiples endroits suggère des mécanismes de formation complexes qui différent selon les lieux. Il peut s'agir de problèmes liées à la dynamique du contact (voir la partie 1.5), une accumulation de trains (fatigue de contact) ou des problèmes de fatigue thermique. La cinétique de formation de WEL est alors très variable en fonction de la zone étudiée.

1.4.3. Description des WEL

Les WEL et les BEL sont des phases très fragiles et très dures (deux à trois fois la dureté du matériau initial). La dureté des WEL excède celle des rails simplement écrouis dont l'élévation de dureté est moins significative (plutôt 50 % d'augmentation). La dureté des WEL est toujours supérieure à 700 HV et peut même dépasser 1000 HV. La dureté des BEL est inférieure à celle des WEL mais reste très élevée (de 450 HV et 900 HV).

L'élévation de dureté dans les aciers perlitiques peut s'expliquer d'un point de vue métallurgique par plusieurs facteurs. En effet, dans le cas du tréfilage pour des aciers perlitiques, le durcissement peut être l'effet de trois contributions [Zha+11]; [Par11]; [Lam+15] :

- Une longueur caractéristique de la microstructure du matériau (effet Hall-Petch) : la distance inter-lamellaire pour les aciers perlitiques en présence de lamelles de cémentite [PB93] ou la taille de grains pour une structure non lamellaire ou fortement écrouie [Ume03]; [BFL96]; [Loj+01a]
- La densité de dislocations [Spi16]; [Zha+11]
- La présence d'atomes de carbone en solution solide ou piégés dans les cœurs des dislocations [Par11]; [Zha+11]

La simple mesure de durété et la texturation plus ou moins blanche de ces TTS sont des indicateurs macroscopiques de présence de WEL-BEL mais ne permettent pas de conclure sur leur nature exacte. La structure des WEL n'est pas unique et résulte de réarrangements microstructuraux de l'acier initial sans contamination extérieure. Dans le cas du CRR et des aciers perlitiques on retrouve deux microstructures extrêmes issues des mécanismes thermiques et mécaniques définis dans la partie précédente (Section 1.3.2).

Les travaux d'Al-Juboori [Al-+17]; [Al-+19a] ont mis en évidence ces deux structures de WEL caractéristiques qui proviennent de secteurs aux sollicitations thermomécaniques bien distinctes. Les spots de WEL ont été prélevés dans deux zones en courbes, la première dans une entrée de gare (freinage et glissements de roue importants) et la seconde dans une portion de rail qui cumule le passage des trains à vitesse est constante (condition de « marche sur l'erre ») (Fig. 1.15).



FIGURE 1.15. – Formation de deux types de WEL [Al-+19a] : a) WEL thermique;
b) zoom dans la zone a); c) WEL mécanique et d) zoom dans la zone c)

Dans la zone d'entrée de gare (Fig. 1.15 a)), la présence de martensite et d'austénite résiduelle est confirmée par des mesures de diffraction par rayons X (paramètre de maille c/a = 1.01) et des observations en microscopie à transmission. De plus, les micrographies optiques ne révèlent pas de déformation plastique des grains à l'interface WEL-perlite comme observé dans les problèmes de fatigue de contact. En l'absence de déformation plastique, la présence de martensite et d'austénite s'explique par un échauffement du rail au-delà de la température d'austénitisation. Une fois refroidie, la surface du rail se serait transformée en martensite et des résidus d'austénite non transformée resteraient présents. Dans cette situation, les auteurs parlent de WEL thermique. D'autres WEL thermiques sont répertoriées dans la littérature et présentent des structures identiques [Pan+17b]; [Pyz+01]; [Dan13]; [Wil+03]; [Öst+01]. Le détail du scénario est donné dans la partie suivante. Le deuxième échantillon étudié a été prélevé dans une zone soumise à peu de variations de vitesse qui voit passer des trains de fret et de passagers (Fig. 1.15 c)). Dans ces WEL, la structure diffère totalement des WEL thermiques. La microstructure est fortement déformée et se compose de nano-grains de ferrite, des fragments de cémentite et il y a absence d'austénite résiduelle. Des images en microscopie à transmission révèlent une structure martensitique avec une forte densité de dislocations. Contrairement aux WEL thermiques, la présence de martensite et l'absence d'austénite mettent en évidence un autre scénario de formation de WEL produit par plasticité sévère. La formation de martensite à partir de la perlite avait déjà été évoquée dans le cas du tréfilage par les travaux de Djaziri [Dja+16]. Enfin, l'interface WEL-perlite est constituée de lamelles de cémentite fortement déformées. On parlera de WEL mécanique sévèrement déformée [Loj+01a]; [NS84]; [Ber+97].

Plus généralement, des structures mixtes composées de nano-grains de martensite avec d'éventuelles traces d'austénite résiduelle (ou non), des fragments de cémentite et autres carbures sont observés [Zha+06]; [Wu+18]; [Kum+19]. Cela conduit à ne pas opposer complètement les deux structures de WEL dont la composition dépend de l'histoire de chargement.

Les évolutions microstructurales des rails sont multiples et dépendent fortement de l'histoire de chargement de chaque rail. On dénombre 5 microstructures typiques observées sur les rails (1 écrouie et 4 types de TTS) qui sont résumées dans le tableau 1.3. Le constat global est que les TTS du ferroviaire (WEL ou BEL) sont composées de nano-grains de plusieurs phases cristallines (martensite, ferrite sursaturée en carbone, cémentite, austénite résiduelle) qui attestent d'un couplage thermomécanique mêlant une plasticité sévère (pour les portions de rails subissant un tonnage important) et des cycles thermiques éventuellement au-delà de la température d'austénitisation (Sections 1.4.4).

Schéma	Image optique	Composition
Rail écroui	20 µm 20 µm	Perlite très déformée La dureté est variable et dé- pend du niveau de déforma- tion plastique Dureté < 700 HV
WEL thermique	50 μm 	Martensite avec présence d'austénite résiduelle Interface WEL/perlite non déformée Dureté : 700 – 800 HV (dé- pend de la teneur en car- bone)
WEL thermomécanique	20 μm	Déformation plastique sé- vère Nano-grains de ferrite sur- saturée en carbone, marten- site, cémentite fragmentée Optionnel : austénite rési- duelle Dureté : 700 - 1200 HV
BEL thermomécanique	20 μm	Déformation plastique sé- vère Structure mixte : nano- grains de ferrite sursaturée en carbone, martensite reve- nue, austénite résiduelle et cémentite fragmentée Dureté : 450 - 900 HV
WEL-BEL thermomécanique	20 μm	Structure stratifiée : couche de WEL en surface puis BEL puis surface très déformée Dureté WEL > dureté BEL

TABLE 1.3. – Synthèse des différents changements microstructuraux observés à la surface des rails

1.4.4. Mécanismes et cinétiques de formation

La structure initiale perlitique constituée de lamelles de cémentite (Fe_3C) et de ferrite se transforme progressivement pour devenir une structure plus ou moins homogène qui s'accompagne d'une redistribution des atomes de carbone dans le réseau ferritique. La compréhension des mécanismes de dissolution de la cémentite permettra alors d'apporter des réponses sur les scénarios de formation de WEL dans les nuances d'acier à rail et plus généralement dans les aciers perlitiques. La température et la déformation plastique sévère sont les facteurs majoritairement responsables de la dissolution de la cémentite. On retrouve aussi l'effet des éléments d'alliages qui facilitent ou pas la dissolution de la cémentite [Gav03] et la microstructure initiale (perlite ou bainite) [Sim14].

Les mécanismes thermiques et mécaniques de dissolution de la cémentite (et donc de WEL dans les aciers perlitiques) sont alors explicités dans les parties suivantes (Section 1.4.4.1 et 1.4.4.2).

1.4.4.1. Origine thermique assistée par la mécanique

Le scénario thermique est le scénario classique de dissolution de la cémentite. En effet, la forte élévation de dureté des WEL et sa structure martensitique avait conduit initialement les auteurs à considérer une origine thermique des WEL [Wu+18]; [Wan+03]; [Wil+03]; [Pyz+01]; [Öst+01]; [TKU10]; [Pan+17b]; [Dan13]. La présence d'austénite résiduelle est l'indicateur caractéristique d'une forte élévation de la température. Deux sources de chaleur sont évoquées pour expliquer la présence d'austénite :

- Un glissement important de la roue sur le rail
- Une plasticité intense en surface qui génère des bandes de cisaillement adiabatique : selon Nakkalil [Nak91], le mécanisme de formation de WEL serait lié à une succession de bandes de cisaillement adiabatiques qui se rejoindraient ensuite pour former une couche homogène.

Or, les trains sont généralement équipés d'anti-enrayeurs qui limitent le glissement à environ 2 % [Sim14]. L'élévation de température serait donc plutôt de l'ordre de 200 °C. Il faudrait alors un glissement de plus de 6 % pour atteindre 720 °C (Section 1.5.2.3). L'explication la plus plausible de la présence d'austénite résiduelle serait des conditions extrêmes de glissement dans le contact (accélération brutale, blocage de roue par un freinage d'urgence), un meulage trop violent, ou même des arcs électriques (par retour du courant de traction). De plus, les imperfections en surface pourraient induire des micro-glissements locaux (présence de zones bleuies) [Sau05]; [Sim14].

Pour expliquer la présence d'austénite, le rôle de la pression hydrostatique sur l'équilibre thermodynamique des aciers a été avancé. En effet, Hilliard [Hil63] et Wu

[Wu+18] ont établi des diagrammes d'équilibre Fer-Carbone à différents niveaux de pression hydrostatique (0, 1.8, 3.5, 5 et 6.5 GPa). Il y a un abaissement du point eutectoïde traduisant une baisse de la température d'austénitisation. En interpolant les données de ces deux articles, on en déduit un abaissement de 20 °C/GPa. Or, le rail est soumis à une pression hydrostatique de l'ordre de 1 GPa. La température dans le contact ne dépassant pas les 300 °C, il faudrait alors une pression hydrostatique de 20 GPa pour pouvoir abaisser la température d'austénitisation à 300°C.

Néanmoins, des essais de compression à 1 GPa sous température controlée ont mis en évidence la formation de WEL à partir d'une température de 550 °C [Al-18]; [Zhu+20]. De plus, la pression hydrostatique combinée à une forte densité de dislocations pourrait diminuer la température d'austénitisation à 620 °C selon Carroll [Car05].

Un autre argument mécanique pourrait expliquer la présence d'austénite dans des conditions très spécifiques. Les travaux d'Ivanisenko [Iva+06] ont mis en évidence la formation d'austénite à température ambiante dans le cas d'essais HPT (essai de torsion sous pression hydrostatique élevée) pour des aciers perlitiques. La formation d'austénite mécanique serait possible sous condition d'avoir une nanostructuration des grains couplée à un cisaillement intense. Cette explication ne peut pas s'appliquer à tous les cas de formation de WEL mais seulement dans les conditions d'un rail fortement écroui soumis localement à un cisaillement intense similaire aux essais HPT.

La formation majoritairement thermique de WEL parait plausible mais ce scénario n'est pas convainquant pour expliquer la formation de toutes les zones de WEL qui ne présentent pas systématiquement d'austénite résiduelle.

1.4.4.2. Scénario mécanique piloté par les dislocations

L'absence d'austénite résiduelle dans certaines WEL suggère un mécanisme de fragmentation puis de dissolution de cémentite sans austénitisation au préalable. Newcomb [NS84] et Lojkwoski [Loj+01a] proposent alors un mécanisme basé sur une accumulation de déformation plastique dans le rail qui va créer des dislocations. Elles sont responsables de la diminution de la taille des grains, de la fragmentation de la cémentite puis de la dissolution de la cémentite. En effet, selon Gavriljuk [Gav03] l'énergie de liaison entre les atomes de carbone et les dislocations (0.8 eV) est supérieure à celle dans la cémentite (0.5 eV). Il serait alors plus attractif pour le carbone de migrer vers les dislocations. Les essais en plasticité sévère (tréfilage, HPT) ont effectivement montré leur rôle dans la nanostructuration et la dissolution de la cémentite. On peut citer quatre phénomènes physiques qui pourraient expliquer leur rôle dans la formation de WEL :

— L'accumulation des dislocations peut conduire à la formation de cellules ou

de murs de dislocations. Une fois très denses, ces structures disloquées accommoderaient la déformation par la subdivision des grains initiaux [Tao+02]; [SI07]; [Pan+17a]; [He+20]; [Li+16]

- L'incompatibilité de déformations entre la cémentite et la ferrite conduit à la formation de dislocations aux interfaces ferrite/cémentite [Zho+08]. En fonction de l'orientation initiale des lamelles de cémentite, l'accumulation des dislocations va conduire à différents mécanismes de déformation voire même de fragmentation de la cémentite [Zha+10]. Il y a alors augmentation de l'énergie libre de la cémentite qui devient plus instable et aura tendance à se dissoudre dans la ferrite [LKB97]; [Sau+00b] : on parle d'effet « Gibbs Thomson ».
- Gavriljuk [Gav03] explique que les dislocations jouent aussi le rôle de conduit dans lesquels les atomes de carbone seraient attirés : c'est le phénomène de « pipe diffusion ».
- La mobilité des dislocations les rend encore plus attractives dans le transport des atomes de carbone, on parle alors de « drag diffusion ». Ce phénomène est aussi possible dans les conditions du CRR. [Kum+19]

La température pourrait catalyser la dissolution de la cémentite puisqu'elle va faciliter l'écrouissage du matériau (donc augmenter potentiellement la densité de dislocations) et augmenter la diffusion des atomes de carbone.

Cependant, lorsque la température augmente, il peut se produire la précipitation de carbures (dont de la cémentite au delà de 300 °C [Iva+03a]; [Loj+01a]. L'effet de la déformation couplée à la température pourrait alors conduire à une compétition entre un mécanisme de précipitation de carbure et un mécanisme de dissolution de carbure. La formation de WEL serait donc possible si la cinétique de dissolution de la cémentite est plus rapide que celle de la précipitation. Dans ce scénario d'origine mécanique, la température pourrait favoriser la diffusion du carbone et donc la dissolution de la cémentite mais il n'est pas impossible que cette théorie ne soit valide que pour des basses températures (en dessous de 300 °C).

Dans le cas général, la présence d'austénite résiduelle et une déformation plastique sévère en surface indiquent que la formation des WEL est plutôt liée à un couplage thermomécanique. Les rails subissent donc une accumulation de déformation plastique (nanostructuration de la surface) accompagnée de cycles thermiques pouvant dépasser dans certains cas la température d'austénitisation (présence d'austénite résiduelle). Un schéma de synthèse a été réalisé pour rendre compte du degré de couplage thermomécanique dans chaque étude (Fig. 1.16).



FIGURE 1.16. – Schéma de synthèse des différentes WEL observées dans les aciers perlitiques

1.5. Le contact roue-rail (CRR)

1.5.1. Introduction

L'objectif de cette partie est de comprendre les interactions de contact entre la roue et le rail afin d'expliquer la formation des WEL. Dans les années 70, Godet [God84] a introduit le concept de triplet tribologique pour comprendre les interactions d'un contact frottant à trois échelles : le **mécanisme**, les **premiers corps** et le **troisième corps** (Fig. 1.17). Ces trois échelles sont explicitées ci-dessous dans le cas du CRR.

L'échelle du **mécanisme** concerne les interactions globales entre la voie et le train et permet de traiter la **dynamique globale du contact**. La dynamique globale du contact concerne plusieurs contributions : la cinématique du train (avance du train, variations de vitesses, glissements), une variabilité de raideur et d'amortissement des différents constituants du train et de la voie (ballast, traverses etc.) et le contact à l'échelle des premiers corps (voir le paragraphe ci-dessous). Cette échelle est principalement abordée au travers de modélisations multi-corps qui permettent de simuler le comportement dynamique global du train dans le but de déterminer les efforts au contact. Certaines études utilisent notamment les logiciels VOCO [©] [Cho+13]; [Tou17] ou Simpack [©] [Iwn06]; [But+19].

L'échelle des **premiers corps** correspond aux interactions locales entre la roue et le rail. Cette échelle correspond à la réponse volumique des matériaux en contact soumis aux sollicitations du mécanisme. Des singularités de voies (soudure, éclisse), des imperfections de surface (rugosité, effet de meulage, usure ondulatoire) et la présence de troisième corps (voir le paragraphe suivant) modifient localement les efforts au contact. Il s'agit de la **dynamique locale du contact**. Des modélisations quasi-statiques et dynamiques par éléments finis sont généralement utilisées pour modéliser cette échelle car elles permettent d'estimer les champs de contraintes et de déformations à proximité de la zone de contact [Sai17]. De plus, ces simulations mettent en évidence des régimes d'instabilité dans le contact [Sau05]; [Lin05]; [LSB06].

L'échelle du **troisième corps** concerne l'interface roue-rail qui se caractérise par un mélange de contaminants extérieurs (eau, sable, huile, feuilles mortes etc.) et de particules détachées des premiers corps. Le troisième corps permet la transmission des efforts normaux et accommode les vitesses (efforts tangentiels) [Nic01]. La modélisation des écoulements du troisième corps et la description des mécanismes d'accomodation ont été intialement définis dans les travaux menés par Yves Berthier [Ber+88]; [Ber96].

La présence de TTS est souvent constatée sous la couche de troisième corps [Nic01]; [Ber+04]; [Des+05], ce qui laisse suggérer que celui-ci jouerait le rôle de

couche protectrice de l'usure et faciliterait la déformation des premiers corps (Fig. 1.18). De récents essais représentatifs du CRR réalisés au LaMCoS ont justement mis en évidence le rôle d'une couche « fusible » (couche oxydée) qui conduit à la formation de WEL. Il s'agit d'essais bi-disques [Var+16] et d'essais de galet sur un rail circulaire (Banc d'essai Triboring) [Mer19]. Les résultats et observations de ces derniers seront détaillés dans le Chapitre 5.



FIGURE 1.17. – Représentation du triplet tribologique appliqué au cas du CRR d'après [Sau05]



Rolling direction

FIGURE 1.18. – Coupe d'une roue présentant une couche de troisième corps et de WEL d'après [Nic01]; [Ber+04]

L'ensemble des interactions entre les différents constituants du triplet tribologique sont interdépendants ce qui rend la modélisation du CRR dans son ensemble complexe. Dans le cadre de cette thèse on s'intéressera à la compréhension de la réponse surfacique des premiers corps qui conduit *in fine* à la formation de WEL.

Dans la suite de cette partie, plusieurs hypothèses simplificatrices seront faites pour permettre d'expliquer les conditions de formation de WEL :

- 1. L'échelle du troisième corps (écoulement du troisième corps, accommodation des vitesses) ne sera pas prise en compte. La cinétique d'usure sera alors considérée négligeable devant la cinétique de formation de WEL.
- 2. On considère que les conditions de contact induisent un chargement thermomécanique cyclique équivalent à la surface des premiers corps. Cette hypothèse forte permet de s'affranchir des conditions contact dans le but de déterminer des grandeurs thermomécaniques intrinsèques au contact qui faciliteraient la formation de WEL (Section 1.3.3). L'avantage étant de pouvoir les intégrer dans la modélisation de lois de comportement (Chapitre 3) et de les déterminer expérimentalement par des essais sans contact représentatifs des conditions du CRR (Chapitre 5).
- 3. La dynamique du contact (globale et locale) et le troisième corps modifient localement les conditions de contact et *a fortiori* le champ thermomécanique induit. Celle-ci ne sera pas prise en compte dans cette étude.

1.5.2. Les conditions du CRR : vers un champ thermomécanique équivalent

Les conditions de contact induisent un champ mécanique (divisé en problèmes normal et tangent) et thermique en surface qui sont décrits ci-après.

1.5.2.1. Problème normal

Le problème normal a été initialement résolu par Hertz [Her82] qui s'est intéressé au cas du contact pressé sans frottement entre deux solides élastiques semi-infinis, dont les surfaces présentent des courbures constantes. Il propose alors une solution analytique pour déterminer l'aire de contact et le champ de pression en son sein.

Les hypothèses de validité du modèle sont les suivantes :

- Chaque solide est considéré comme un demi-espace élastique, homogène et isotrope caractérisé par un module d'Young E_i et un coefficient de Poisson ν_i .
- Les surfaces considérées sont du second degré (courbure constante), continues, et non conformes.

- Les dimensions de l'ellipse de contact sont considérées petites devant les dimensions et les rayons de courbure des solides.
- La force appliquant les solides l'un contre l'autre s'exerce perpendiculairement au plan tangent commun aux deux solides. Cette hypothèse exclut les cas de frottement.



FIGURE 1.19. – Paramètres du modèle de Hertz d'après [Joh85]

Selon Hertz, la zone de contact est une ellipse caractérisée par les demi-axes a et b qui se calculent en fonction des propriétés des matériaux en contact, des rayons de courbure de chacun des solides et de l'effort normal appliqué (Eq. 1.2) [Iwn06] :

$$\frac{a}{m} = \frac{b}{n} = \left[\frac{3\pi}{2} \left(\frac{k_1 + k_2}{A + B}\right) N\right]^{\frac{1}{3}} et \ k_i = \frac{1 - \nu_i^2}{\pi E_i} \ avec \ i = 1, 2$$
(1.2)

avec :

— A et B traduisant les géométries de la roue et du rail :

$$A = \frac{1}{R_{xw}} + \frac{1}{R_{xr}} \ et \ B = \frac{1}{R_{yw}} + \frac{1}{R_{yr}}$$
(1.3)

- R_{xw} , R_{xr} , R_{yw} et R_{yr} les rayons de courbure de la roue et du rail dans les directions longitudinales (x) et transverses (y) (Fig. 1.19)
- m et n : Coefficients de Hertz
- N : la force normale appliquée

La répartition du champ de pression p(x, y) est donnée par l'équation (1.4) :

$$p(x,y) = p_{max} \left[1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2 - \left(\frac{y}{b}\right)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$
(1.4)

avec P_{max} qui désigne la pression maximale dans le contact définie par :

$$p_{max} = \frac{3}{2} \frac{N}{\pi ab} \tag{1.5}$$

Application numérique : A partir de l'équation (1.5) on peut alors faire une estimation de la pression maximale p_{max} dans des conditions classiques du CRR dans le cas de voies en alignement. Les valeurs suivantes seront considérées :

 $E_1 = E_2 = 210 \ GPa; \ \nu_1 = \nu_2 = 0.3; \ m = 1.13; \ n = 0.89; \ N = 70 - 110 \ kN; \\ R_{xw} = 0.3 - 0.65 \ m; \ R_{yw} = 0.5 - 0.9 \ m; \ R_{yr} = 0.3 \ m \text{ et } R_{xr} = \infty$

Avec cette plage de valeurs on obtient alors une demi longueur de contact a compris entre 6 et 8 mm, une demi largeur b entre 5 et 7 mm et une pression maximale de l'ordre de 1 à 1.5 GPa.

Remarques :

- L'estimation d'une pression théorique d'1 GPa est valable dans le cas de surfaces non rugueuses et en conditions de voies en alignement. Dans le cas de voies en courbe, la pression maximale est de 2 GPa au niveau des congés de la tête de champignon du rail [DQD15].
- Les courbures des surfaces en contact ne sont pas constantes ce qui invalide l'une des hypothèses hertziennes. Des méthodes semi-hertziennes qui partitionnent les surfaces de contact (pour etre localement dans les conditions hertziennes) ont alors été développées pour se rapprocher des efforts réels au contact [AC05]; [Quo+06].
- Cette modélisation ne prend pas en compte la plasticité des matériaux alors que celle-ci est omniprésente dans le cas du CRR et modifie la zone de contact et la répartition de la pression de contact [Sai17].

1.5.2.2. Problème tangent

L'estimation des efforts tangentiels induits lors de l'avance d'un train est difficile car ils dépendent des conditions d'adhérence dans le contact.

Quost [Quo05] fournit une description physique de l'adhérence. Il explique que lors du passage de la roue sur le rail, la déformation élastique des corps permet de maintenir une zone d'adhérence dans le contact tant que la vitesse relative des solides est suffisamment faible. Lorsqu'un point M_1 appartenant au rail rencontre un point M_2 appartenant à la roue en entrant dans la zone de contact, la déformation des corps permet dans un premier temps à M_1 et M_2 de rester en vis-à-vis : c'est la zone d'adhérence. Puis, lorsque les contraintes tangentielles atteignent une valeur seuil (elles sont dites saturées), les points se séparent, les surfaces glissent l'une sur l'autre : c'est la zone de glissement (Fig. 1.20).



FIGURE 1.20. – Zone d'adhérence (adhésion) et de glissement (dérapage) d'après [Quo05]

Dans le cas du CRR, il y a plusieurs mouvements relatifs de la roue par rapport au rail qui se traduisent par trois composantes de glissement. Il y a le pseudo-glissement longitudinal (direction d'avance du train autour de l'axe x), le pseudo-glissement transversal (autour de l'axe y) et le pseudo-glissement en rotation (angle autour de l'axe z). On s'intéressera uniquement au pseudo-glissement longitudinal ξ_x appelé aussi creepage (Eq. 1.6) et au taux de glissement correspondant γ (Eq. 1.7) dont l'expression diffère d'un facteur 2 selon les études (voir le détail dans la thèse de Merino [Mer19]).

$$\xi_x = \frac{R\omega_{roue} - V_{train}}{V_{train}} \tag{1.6}$$

$$\gamma = \frac{R\omega_{roue} - V_{train}}{|R\omega_{roue}| + |V_{train}|} \tag{1.7}$$

La valeur du pseudo-glissement permet de connaître théoriquement la répartition entre zones de glissement et d'adhérence ainsi que d'évaluer les contraintes tangentielles à partir des courbes d'adhérence (creep-curve) (Fig. 1.21).

Dans des conditions de roulement sans glissement (pseudo-glissement faible), la zone de contact est en adhérence totale. Dans ce cas-là, l'effort tangentiel évolue linéairement avec le pseudo-glissement (partie linéaire).

Lorsque le pseudo-glissement augmente, la zone de glissement s'agrandit et les efforts tangentiels augmentent (partie non linéaire de la phase de pseudo-glissement). Au-delà, d'un glissement limite ξ_{lim} , il y a perte d'adhérence complète et la roue est en glissement total. L'effort tangentiel sature alors à la force de Coulomb $\mu_0 N$. Dans des conditions normales de traction la valeur de glissement limite est de l'ordre de 1 à 2 % [LO09], ce qui justifie le rôle des anti-enrayeurs qui permettent d'éviter d'être en glissement complet (Section 1.4.4.1). Toutefois, elle peut chuter en fonction des conditions climatiques et des contaminations extérieures dans le contact (humidité, feuilles, neige, graisse, etc..).

La première théorie du contact roulant fut établie par Carter [Car26] qui proposa de diviser la zone de contact entre une zone d'adhérence (correspondant au bord d'attaque de la roue) et une zone de glissement à l'arrière du contact. Dans le cas d'un contact linéique 2D, Carter proposa alors une expression simple de l'effort tangentielle (normalisé par la force de Coulomb) qui dépend uniquement de la valeur du pseudo-glissement ξ_x (Eq. (4.2)).

$$\begin{cases} \frac{T}{\mu_0 N} = -k\xi_x + \frac{sgn(\xi_x)k^2\xi_x}{4} & si \ k \ |\xi_x| \le 2\\ \frac{T}{\mu_0 N} = -sgn(\xi_x) & si \ k \ |\xi_x| > 2 \end{cases}$$
(1.8)

avec :

- T: l'effort tangentiel
- μ_0 : coefficient de frottement
- k : coefficient de Hertz

Le modèle de Carter a ensuite été étendu au cas des contacts elliptiques tridimensionnels par de nombreux auteurs. L'expression de ces modèles diffèrent par les lois de saturations plus complexes que celles de l'équation (1.8) ainsi que la forme de la zone d'adhérence qui en résulte. Les travaux de référence dans ce domaine sont ceux de Johnson [Joh85] et plus particulièrement de Kalker [Kal90] dans le cas du CRR.

Les modèles numériques ne permettent pas de traiter simultanément toutes les échelles du CRR qui doivent être idéalisées. Ceux-ci reflètent alors partiellement la réalité du CRR. En effet, Kalker mentionne lui même que ses modèles ne prennent pas en compte la plasticité, l'hétérogénéité des matériaux, la rugosité et l'influence du troisième corps à l'interface [Kal92].

Les travaux expérimentaux de Niccolini [Nic01] ont effectivement montré que l'accommodation de vitesse dans un contact roue-rail réel n'aboutit pas à la répartition du contact en deux zones distinctes d'adhérence et de glissement. En effet, l'accommodation des vitesses se traduit plutôt par l'alternance de bandes hétérogènes d'adhérence et de glissement parallèles à la direction du train (Fig. 1.21).



 $\label{eq:FIGURE 1.21. - Répartition des zones d'adhérence et de glissement dans un contact : théorie et réalité, d'après [Nic01]$

1.5.2.3. Problème thermique

Le contact entre la roue et le rail peut générer des échauffements qui dépendent des conditions de contact (présence d'aspérité, glissements locaux et globaux, vitesse etc.) et de la plasticité des corps en contact. Tanvir [Tan80] et Knothe [KL95] ont proposé des modèles analytiques assez proches pour estimer la température à la surface de contact. Seul le modèle de Knothe sera présenté ici. Ces deux modèles illustrent la dépendance de la température de contact à la pression de contact, au coefficient de frottement, à la vitesse, à la taille de la zone de contact et au taux de glissement (Eq. (1.9)).

$$\Delta T = 1.23 \ \alpha_P \sqrt{\frac{a\lambda_c v}{\rho C} \frac{\mu_0 \ p_{max}}{\lambda_c}} \gamma \tag{1.9}$$

avec :

 α_P : coefficient de partage λ_c : conductivité thermique $(W.m^{-1}.K^{-1})$ ρ : masse volumique $(kg.m^{-3})$ C: chaleur spécifique $(J.kg^{-1}.K^{-1})$ v: vitesse d'avance du train $(m.s^{-1})$

Des calculs thermomécaniques utilisant les éléments finis ont confirmé par d'autres méthodes les modèles de Knothe [LSB06]; [Nae+18] et de Tanvir [FDW03] ce qui permet de justifier l'utilisation du modèle de Knothe dans l'estimation de la température de contact.

La température étant fortement dépendante des conditions de contact, son estimation diffère en fonction de chaque étude. La seule certitude concerne le niveau du taux de glissement limité à 2 % (anti-enrayeurs). Les études basées sur des niveaux de glissement au-delà de cette valeur sont à nuancer et ne représentent pas la réalité des conditions du CRR. Ces modèles seront donc écartés pour obtenir une estimation rationnelle de la température. Dans ces études [TKU10]; [Wu+18]; [Kum+19], la température calculée excède généralement 1000 °C.

De récents travaux numériques développés par Lian [Lia+20] ont montré l'effet du glissement sur la température de contact et sa répartition au sein du matériau (Fig. 1.23). Pour des niveaux de glissement autour de la limite des anti-enrayeurs (environ 2 %), les auteurs mettent en évidence des élévations de température atteignant au maximum 400 °C. Cette tendance est aussi confirmée dans d'autres études [Zwi15]; [Nae+18] ce qui permet de donner un ordre de grandeur de la température de contact qui serait comprise entre 20 °C et 400 °C dans des conditions de circulations sur des voies standards en alignement.

Enfin, dans des conditions de contact plus extrêmes des élévations notables aux alentours de 700 °C sont par ailleurs estimées dans le cas de freinage d'urgence ou au niveau des congés des champignons par exemple [Spi+10].

1.5.3. Effets de la dynamique du contact et du troisième corps

Les interactions des différentes échelles du triplet tribologique du CRR conduisent à des variations dynamiques globales (variation des efforts de contact) et témoignent de modifications des conditions de contact à l'échelle des premiers corps (variations locales).

Un premier exemple concerne des mesures sur un train instrumenté menées par la RATP [Sim14] dans des zones sujettes aux problèmes de squat. Ces études ont mis en évidence des variations de 20 % de l'effort de normal et de 100 % pour les efforts longitudinaux. Des inversions d'efforts longitudinaux sont aussi constatées.

A l'échelle des premiers corps, la variation de l'effort normal induit des augmentations de pression dans la zone de contact. Les variations des efforts longitudinaux témoignent quant à eux de changements des conditions d'adhérence. Ces variations pourraient donc augmenter localement la température et modifier les contraintes tangentielles.

Un deuxième exemple concerne l'effet de la profilométrie des rails en présence d'usure ondulatoire (formation périodique de bosses en surface) [Sau05]. En effet, des zones de WEL sont souvent observées au niveau des bosses mais jamais dans les creux [Wil+03]. Les auteurs [Wil+03]; [BFL96] expliquent alors que les bosses sont des zones subissant un niveau de contraintes thermomécaniques supérieures aux creux. Ces considérations sont confirmées par des calculs par éléments finis qui montrent qu'au niveau des bosses la pression de contact et la contrainte de cisaillement sont maximales [Zha14].



FIGURE 1.22. – Distribution des contraintes maximales le long de la surface d'un rail présentant un défaut d'usure ondulatoire d'après [Zha14]

Enfin, les variation des conditions d'adhérence (glissement et/ou coefficient de frottement) modifient la température de contact et la répartition des contraintes tangentielles (taille de la zone d'adhérence). L'expression analytique de la température de contact (Eq. (1.9)) illustre directement cette dépendance linéaire au taux de glissement et au coefficient de frottement. Les travaux numériques de Lian [Lia+20] montrent l'effet du taux de glissement sur la température de contact en surface (Fig. 1.23). La température de contact est de l'ordre de 100 °C pour un taux de glissement de 0.91 % et celle-ci passe à 400 °C lorsque le taux de glissement est multiplié par 4 (3.83 %). Pour un taux de glissement extrême de 9.43 %, la température dépasse les 700 °C.



FIGURE 1.23. – Elevation de la température de contact pour différents taux de glissement après chaque passage de roue, et (b) répartition de la température dans la profondeur du rail après 9 passages de roue d'après [Lia+20]

Remarques :

- Malgré des niveaux de glissement inférieur à 2%, les travaux de Niccolini ont montré que la présence du troisième corps générait des zones de glissement par bandes parallèles à la direction de roulement. On peut supposer que les zones de micro-glissements induiraient localement un cisaillement et une élévation de température importante.
- Effet de la rugosité de surface : les contraintes estimées en surface sont souvent des valeurs moyennes qui ne considèrent pas l'effet de la rugosité. En effet, celle-ci pourrait aussi modifier localement la pression de contact [BKJ01]; [Mar+06] combinée aux contraintes de cisaillement [Kuh01]. De plus, certains auteurs mentionnent l'apparition de températures flash causées par la plastification brutale d'aspérités [Blo63]; [TK94]; [KL95].

1.5.4. Réponse d'un matériau à une sollicitation cyclique

Le passage successif des trains induit un chargement cyclique sévère et variable à la surface des rails à la fois mécanique et thermique. En fonction de l'amplitude des contraintes thermomécaniques imposées, le matériau aura différentes réponses asymptotiques. Ces mécanismes d'accommodation ont été introduits par Johnson [KJ94] puis développés par Bohmer et Ertz [BEK03]. Ces scénarios sont les suivants :



FIGURE 1.24. – Scénarii des réponses en plasticité cyclique

Adaptation élastique (elastic shakedown) : le matériau subit des déformations plastiques durant quelques cycles puis à son état stabilisé ce dernier présente un comportement élastique. Dans ces conditions, la fatigue interviendra donc à un nombre de cycles important. Accommodation plastique (plastic shakedown) : le chargement appliqué est d'autant plus sévère que la réponse cyclique en contrainte-déformation aboutit en une boucle d'hystérésis fermée et stabilisée sans évolution de la déformation totale. On considère alors que la fatigue du matériau surviendra pour un faible nombre de cycles appliqués.

Rochet (Ratcheting) : ce dernier cas de figure correspond à une accumulation progressive de la déformation plastique cycle après cycle. Le phénomène du Rochet engendre généralement une rupture rapide de la structure.

L'ensemble des interactions du triplet tribologique induit une variabilité du champ thermomécanique qui s'applique à la surface des premiers corps. Cela peut alors conduire à différentes réponses en plasticité cyclique du matériau. En effet, la répartition des efforts tangentiels et la température de surface sont très sensibles aux variations des conditions d'adhérence. Cela conduirait alors à différents changements microstructuraux en fonction du couplage pression, cisaillement et température conduisant dans certains cas à la formation de WEL.

1.6. Bilan du Chapitre 1

La notion de TTS se caractérise par un gradient de microstructure se définissant à plusieurs échelles. A chaque échelle des indicateurs caractéristiques (mesurables) des changements microstructuraux ainsi que des critères seuils peuvent être définis. On parlera de TTS si un ou plusieurs indicateurs dépassent les critères simultanément.

Dans le cas des métaux purs sujets à une déformation plastique sévère, on parlera de TTS lorsque la taille de grain est réduite au-delà d'une taille de grain critique. De façon équivalente un critère de dureté critique donnerait les mêmes résultats puisque la dureté est reliée à la taille de grains dans les métaux purs par la loi de Hall-Petch.

Dans le cas des métaux alliés déformés sévèrement, il y a aussi une nanostructuration des grains associée généralement à une dissolution d'une phase qui conduit à une remise en solution d'éléments d'alliages en soluté. Un indicateur supplémentaire de la taille de grain pourrait alors être le suivi de la proportion d'un élément d'alliage remis en solution dans le soluté.

Les TTS dans les aciers, appelées phases blanches ou WEL (et aussi les phases brunes BEL) sont des phases très dures et fragiles initiatrices de fissures. On les retrouve dans tous les aciers dans une multitude d'applications avec des structures diverses. Malgré cette disparité, elles ont des mécanismes de formation communs associés à un couplage thermo-(chimio)mécanique.

Dans le contexte ferroviaire, les WEL et BEL ont des structures majoritairement nanocristallines constituées de plusieurs phases qui traduisent à la fois une plasticité sévère et des élévations de température (pouvant dépasser la température d'austénitisation). En effet, le passage répété des trains se caractérise par un chargement thermomécanique multiaxial (compression et cisaillement) cyclique et dynamique. Les conditions de contact complexes conduisent à une variabilité de ce champ. Des variations des contraintes thermomécaniques peuvent alors mener à différentes réponses asymptotiques du matériau.

La caractérisation des TTS issues du CRR ferroviaire sera détaillée dans la partie suivante. L'objectif sera de définir des indicateurs caractéristiques des WEL pour établir un suivi « quantitatif » de l'évolution de la microstructure jusqu'à la formation finale des WEL.

2. Définition d'indicateurs pour la caractérisation des WEL

Sommaire

2.1	Introduction	6
2.2	Méthodes d'analyse et d'observations	6
2.3	Les aciers perlitiques	9
	$2.3.1 \text{Généralités} \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots $	9
	2.3.2 Caractérisation du matériau étudié	0
2.4	Caractérisation des WEL	2
	2.4.1 Observations optiques	2
	2.4.2 Observations EBSD $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots 54$	4
	2.4.2.1 Analyse de l'interface WEL-perlite	4
	2.4.2.2 Analyse de la zone de WEL	6
2.5	Stades d'évolution et indicateurs	7
	2.5.1 Réflexions sur les indicateurs	9
	2.5.2 Définition des stades d'évolution	2
	2.5.3 Evolution des angles de désorientation des joints de grain 68	5
2.6	Bilan du Chapitre 2	9

2.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre consiste à caractériser les WEL à partir de données de la littérature et d'échantillons de référence prélevés directement sur site. Le travail de caractérisation a alors consisté dans un premier temps à l'analyse d'ilots de WEL et du gradient de microstructure pour essayer de retracer les différentes étapes de transformation de la microstructure jusqu'à la formation des WEL. Malgré des études approfondies dans la structure des WEL, la définition et le suivi des différents changements microstructuraux de la perlite lamellaire jusqu'à la formation de WEL font défaut à ce jour. On propose alors dans cette partie plusieurs stades successifs d'évolution de la microstructure basés sur la définition d'indicateurs qualitatifs et quantitatifs obtenus à partir d'images optiques et EBSD.

2.2. Méthodes d'analyse et d'observations

Les travaux de caractérisation des microstructures et la réalisation des essais thermomécaniques effectués lors de cette thèse ont été réalisés grâce à une étroite collaboration avec le laboratoire Mateis (INSA Lyon). La méthodologie d'analyse a reposé sur la combinaison de plusieurs techniques d'investigations telles que la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB-FEG) avec la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD).

Les observations au MEB utilisent un balayage d'électrons sur un échantillon, et détectent différents signaux correspondant à différents types d'émission. Deux types d'émission peuvent être analysés ici :

- Mode SE (Secondary Electrons) qui correspond aux électrons secondaires. Les images obtenues en SE permettent de visualiser la topographie de l'échantillon analysé. Ce mode d'observation n'a pas été utilisé dans le cadre de cette thèse car les images optiques fournissent déjà des informations qualitatives satisfaisantes pour la caractérisation des essais.
- Mode EBSD (Electron BackScatter Diffraction) qui correspond à la diffraction des électrons rétrodiffusés. Ce mode permet de cartographier les orientations cristallographiques de l'échantillon. La structure cristallographique présente doit être connue au préalable des observations. Dans le cas présent, la ferrite α et l'austénite γ ont été déclarées comme phases présentes pour déterminer si le matériau a subi une austénitisation pendant son histoire.

Plusieurs types d'information peuvent être extraites des analyses des cartes EBSD :

 L'orientation des grains : les orientations peuvent être représentées par différents codes couleur. Le code couleur IPF (« Inverse Pole Figure ») représente la direction cristallographique parallèle à la direction d'étude. Elle est représentée en fonction des axes X, Y ou Z de l'échantillon. Dans le cas d'essais de cisaillement (voir les essais chapeau dans le Chapitre 5), l'observation de la réorientation des grains dans la direction de cisaillement s'avère pertinente. Les échantillons ont alors été positionnés tels que la direction X soit parallèle à la direction de cisaillement. L'ensemble des cartes IPF utilise le code couleur de la Figure 2.1. Par exemple, sur une carte de type IPF X, si un grain est bleu, cela signifie que la direction <111> est parallèle à X dans ce grain.

- Les phases cristallines : cela permet de voir les phases cristallines dans l'échantillon et en particulier de déterminer la présence d'austénite. Cependant, l'indexation de l'austénite n'a pas été systématiquement déclarée dans les acquisitions des cartes EBSD pour éviter des erreurs possibles d'indexation. En effet, l'austénite est supposée présente uniquement dans les WEL sous forme d'ilots nanométriques. Ainsi, elle n'a pas été déclarée pour des cartes faites avec un pas « grossier » (> 50 nm). De plus, cela aurait accru le temps de calculs. Donc ce critère de présence d'austénite ne sera pas toujours considéré dans les essais.
- La taille des grains selon la norme ASTM E112-113¹. Les joints de grains sont définis par un critère de désorientation entre deux pixels voisins. Dans le cadre de cette étude, la désorientation maximale entre deux pixels appartenant au même grain a été fixée à 5°. Au-delà, les pixels sont considérés comme appartenant à deux grains distincts. De plus, les grains de moins de 4 pixels ont étés considérés comme des erreurs d'indexation.
- Les angles de désorientation des joints de grain : on distingue généralement des faibles angles de désorientation appelés « Low Angle Grain Boundary » (LAGB) pour des angles compris entre 5 et 15°. Dans le cas d'angles au-delà de 15° on parle de grands angles de désorientation appelés « High Angle Grain Boundary » (HAGB). Dans cette thèse, l'intervalle des grands angles a été scindé en deux sous-groupes pour distinguer des grains moyennement désorientés (15° 40°) et fortement désorientés (> 40°) :
 - [5° 15°] : Grains faiblement désorientés (LAGB)
 - [15° 40°] : Grains moyennement désorientés (HAGB)
 - [40° 65°] : Grains fortement désorientés (HAGB)

A partir des cartes EBSD, il est alors possible de tracer des histogrammes de la répartition des grains dans chacun des intervalles d'angles définis ci-dessus.

^{1.} La taille d'un grain correspond au diamètre d'un grain fictif idéalement sphérique. Elle se calcule alors indirectement à partir de sa surface occupée (considérée comme celle d'un disque). Deux méthodes sont alors possibles pour calculer le diamètre moyen des grains : en faisant la moyenne des diamètres de chaque grain (déterminés à partir de leur surface respective) ou en calculant dans un premier temps la surface moyenne des grains. Le calcul direct à partir du diamètre de chaque grain a été considéré.

Cette répartition peut aussi être comparée à une distribution d'angle aléatoire [MS09].



FIGURE 2.1. – Code couleur des cartes EBSD en Inverse Poles Figure (IPF)

Pour l'observation d'échantillons par les différentes techniques d'analyse, les échantillons nécessitent d'être préparés soigneusement. Pour l'observation au microscope optique, les échantillons sont polis mécaniquement jusqu'à 3 μm , puis attaqués par une solution acide (de Nital 4 %) pendant 5 s. Cette attaque chimique permet d'améliorer le contraste entre les lamelles de ferrite et de cémentite ainsi que de révéler la présence éventuelle de phase blanche.

Les échantillons EBSD doivent présenter un état de surface non écroui, non attaqué et plan. Les échantillons d'intérêt sélectionnés après observations au microscope optique doivent alors être polis mécaniquement une nouvelle fois jusqu'à 1 μm suivi d'un polissage avec une solution de silice colloïdale. Les analyses métallurgiques ont été réalisées en collaboration entre les laboratoires LaMCoS et Mateis (INSA Lyon) sous la supervision de Sophie Cazottes (Mateis) pour l'intégralité des images EBSD des échantillons. Les images ont été réalisées par le personnel du laboratoire Mateis, et le traitement et l'analyse effectués en commun avec le LaMCoS. Le microscope utilisé est le MEB FEG Zeiss Supra 55VP équipé d'un détecteur EBSD Symmetry d'Oxford Instrument du laboratoire Mateis. Les observations ont été réalisées à des tensions d'accélération variant entre 12kV et 15kV, et avec des courants de sonde de l'ordre de 4 à 5nA. L'ensemble des cartes EBSD a ensuite été post-traité à l'aide du logiciel open source ATEX développé par une équipe du LEM3 (Metz) [BF17].
2.3. Les aciers perlitiques

2.3.1. Généralités

Les concepteurs de rail se sont tournés vers des aciers perlitiques qui présentent des bonnes propriétés mécaniques et une bonne résistance à l'usure. Les deux phases constituant la perlite ont des structures cristallographiques et des propriétés mécaniques très différentes. 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 reliées et influencées par différents paramètres microstructuraux propres aux aciers perlitiques représentés dans la Figure 2.2 et définis ci-dessous :

Une **colonie de perlite** est définie comme le regroupement d'un ensemble de la la la même direction.

Un **nodule de perlite** représente un ensemble défini par une faible désorientation cristallographique en son sein (LAGB). Un nodule peut être constitué de plusieurs colonies de perlite.

L'espace interlamellaire se définit comme étant la distance moyenne entre deux lamelles de cémentite d'une même colonie.



FIGURE 2.2. – Schéma des différents éléments constitutifs de la perlite d'après [EWY05]

Dans le cas des aciers eutectoïdes, il a été montré [KL75] que la distance interlamellaire est le facteur principal influant sur la résistance mécanique de l'acier et sur la dureté du matériau [EWY05]; [PB93]. De plus, la structure lamellaire est une structure auto-adaptative pour pallier les problèmes d'usure. En effet, le passage cumulé des trains entraine une réorientation des lamelles de cémentite, initialement orientées aléatoirement, et une diminution de l'espace interlamellaire. Cela conduit à un durcissement de la surface qui réduit le taux d'usure [PB93].

Les industriels ont alors développé des rails plus durs en optimisant les traitements thermiques pour diminuer l'espace interlamellaire tout en conservant la composition chimique d'une nuance initiale. C'est justement la stratégie optée par British Steel qui a optimisé la nuance R260 avec des nuances premium plus dures telles que R350HT dont la résistance à l'usure et les propriétés mécaniques ont été améliorées [Wen+20].

Toutefois, le cumul de déformation plastique peut conduire inexorablement à des problèmes de fatigue de contact lorsque la microstructure devient trop déformée ou a subi des transformations de phase, lors de la dissolution des lamelles de cémentite par déformation plastique sévère (problème de la formation des WEL).

2.3.2. Caractérisation du matériau étudié

Le matériau étudié est un acier perlitique eutectoïde (Nuance R260) fourni par British Steel, partenaire industriel du projet MOPHAB. La composition chimique de l'acier figure dans la Table 2.1.

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Al
0.62/0.80	0.15/0.58	0.7/1.20	≤ 0.025	≤ 0.025	≤ 0.15	≤ 0.004

TABLE 2.1. – Composition chimique (% massique) de l'acier perlitique eutectoïde (Nuance R260) étudié dans cette thèse [Ste17]

Une image MEB de la microstructure des aciers perlitiques est présentée dans la Figure 2.3. Cette figure illustre la structure perlitique lamellaire caractéristique de ce matériau architecturé.



FIGURE 2.3. – Perlite lamellaire attaquée au Nital et observée au MEB d'après [Sau05]

Les travaux de Dylewski [DRB17] ont permis de déterminer les grandeurs caractéristiques d'un rail neuf (de nuance R260) qui sont la distance interlamellaire et la taille des nodules. Dans ses travaux, il observe que la répartition de l'espace interlamellaire est très hétérogène et suit une loi log-Normale, la distance moyenne est estimée à 0.32 μm avec un écart-type de 0.26 μm . La taille des grains suit aussi une loi log-Normale de répartition avec une taille moyenne de 17 μm .

Dans notre étude, on s'est intéressé à comparer les résultats de Dylewski avec nos propres échantillons. Un échantillon d'une éprouvette d'essai extraite de la tête de champignon d'un rail neuf (nuance R260) a été cartographié en EBSD. La zone étudiée n'ayant pas subi de déformation plastique, la microstructure de l'échantillon sera considérée comme le stade initial de référence.

La carte IPF X révèle que les grains ont une orientation cristallographique aléatoire à l'état initial (Fig. 2.4). En effet, les nodules de perlite issus de la croissance non orientée des grains austénitiques n'ont pas d'orientation cristallographique particulière [EWY05]. La taille des grains est très hétérogène avec des grains de plusieurs dizaines de micromètres et d'autres de seulement quelques micromètres. La taille moyenne des grains est estimée à 7.9 μm avec un écart type de 8 μm .



FIGURE 2.4. – Carte IPF X de la microstructure de l'acier perlitique R260 au niveau de la tête de champignon d'un rail neuf

Enfin, la Figure 2.5 représente la carte des angles de désorientation. On constate un état faiblement désorienté avec une proportion initiale majoritaire de faibles angles (40 %), une proportion modérée de joints de grains moyennement désorientés (37 %) et une faible proportion de grands angles (24 %).

2.4. Caractérisation des WEL

L'objectif de cette partie consiste à caractériser le gradient microstructural d'un rail usagé en présence de WEL. Un échantillon a été extrait d'une zone de



FIGURE 2.5. – Carte de désorientation des joints de grain de la microstructure de l'acier perlitique R260 au niveau de la tête de champignon d'un rail neuf

squats naissants ayant une forte densité d'ilots de WEL, visible par attaque Nital. Cet échantillon provient d'une étude menée par le LaMCoS à la genèse de la compréhension des origines du squat. L'échantillon provient d'un coupon de rail prélevé sur le site de la gare de Bussy-Saint-Georges en 2009. Le détail des études antérieures figure dans l'annexe C de la thèse de Simon [Sim14].

2.4.1. Observations optiques

Les coupes longitudinales (Fig. 2.6) de cette portion de rail montrent la présence d'ilots de WEL périodiques qui s'étendent sur quelques centaines de microns de long et font une vingtaine de microns d'épaisseur. Les dimensions de ces ilots sont du même ordre de grandeur que dans l'étude effectuée par Clayton présentée dans le Chapitre 1.

De plus, on constate la présence de fissures aux interfaces WEL-perlite. Il semble y avoir deux modes de propagation de fissures. Un premier type de fissures se propagent parallèlement à la surface du rail et entrainent un écaillage en surface menant à un détachement de matière. D'autres fissures plongent plutôt perpendiculairement à la surface sur quelques centaines de micromètres de profondeur. Ces fissures seraient précurseurs de l'initiation des défauts de fatigue de contact présentés dans le Chapitre 1. Dans le cas de cet échantillon, ces fissures seraient à l'origine de la formation du squat. Enfin, la microstructure originelle de la perlite est déformée (optiquement) sur environ un millimètre depuis la surface.



FIGURE 2.6. – Micrographie optique d'une coupe longitudinale d'un rail prélevé dans une zone de squats sur le site de Bussy-Saint-Georges en 2009 : réseau de fissures induites par la présence d'ilots de WEL en surface

Dans le but de caractériser plus finement le gradient microstructural, on s'est alors concentré sur l'étude d'un seul ilot de WEL (Fig. 2.7) qui correspond à la zone encadrée en rouge de la Figure 2.6. Dans cet ilot de WEL plusieurs zones seront observées en EBSD.

La zone encadrée en bleue (Fig. 2.7) à proximité de la fissure met clairement en évidence une évolution progressive de la microstructure qui passe d'une zone de WEL en surface à des grains de perlite présentant un fort fibrage.

En surface, la WEL apparait blanche et homogène, on ne distingue plus de cémentite. Dans la zone de transition, la texturation blanche disparait et laisse place à une zone « sombre », dans laquelle aucun joint de grain n'est visible à cette échelle d'observation. Un plus fort grossissement est donc nécessaire pour les caractériser correctement. On peut remarquer que cette couche « sombre » n'est pas présente sur toute la longueur de la WEL. Par exemple, dans la zone encadrée en vert, la transition WEL-perlite semble beaucoup plus abrupte, et cette couche sombre semble absente. Enfin, sous la zone de transition, l'apparence devient plus claire et on commence à distinguer un fibrage important de la microstructure orientée parallèlement à la surface du rail. Les analyses EBSD se sont plutôt focalisées sur une zone de transition avec une perlite fortement déformée (zone 1 de la Figure 2.7) et une zone de WEL (zone 2 de la Figure 2.7).



FIGURE 2.7. – Zoom de la Figure 2.6 sur un ilot de WEL : la zone bleue montre une transition graduelle entre WEL et perlite très fibrée tandis que la zone verte présente une transition plus nette sans fibrage, les zones 1 et 2 concernent les zones observées en EBSD

2.4.2. Observations EBSD

2.4.2.1. Analyse de l'interface WEL-perlite

La Figure 2.8 montre la carte de bande de contraste du gradient de microstructure à proximité de la zone de WEL. On observe deux zones de texturation distinctes à l'image :

- La couche en surface correspondant à la zone de WEL n'est pas indexée et apparait noire car la taille des grains dans la WEL est inférieure au pas d'indexation choisi (inférieur à $0.1 \ \mu m$). On ne peut donc pas analyser la zone de WEL à partir de cette carte.
- La couche en dessous de la WEL se compose de grains de perlite fragmentés.

Le choix d'un pas d'indexation plus petit que 0.1 μm aurait conduit à un temps d'acquisition conséquent par rapport à la taille de la carte étudiée. Dans un premier temps, la stratégie a été de cartographier la zone fibrée fragmentée en dessous de la WEL avec un pas relativement faible (0.1 μm). Ensuite, une deuxième carte au sein de la zone de WEL avec un pas d'indexation plus fin (0.03 μm) a été réalisée.

La Figure 2.9 montre une carte IPF X de la zone déformée sous l'ilot de WEL. On constate une fragmentation cristallographique des nodules en grains de quelques micromètres de longueur, de formes allongées et orientés selon la parallèle aux Chapitre 2. Définition d'indicateurs pour la caractérisation des WEL



FIGURE 2.8. – Image en bande de contraste du gradient de microstructure observée en EBSD (zone 1 de la Figure 2.7)

directions de cisaillement (grains bleus). Entre ces grains, de plus petits grains de forme sphérique et de diamètre de l'ordre de la centaine de nm, orientés de manière relativement aléatoire sont visibles.

Sur cette zone, une majorité de la surface est occupée par des grains présentant une orientation cristallographique proche de $\langle 111 \rangle //$ DC (Direction de Cisaillement). Or cette surface (70 x 70 μm^2) est plus grande que les plus grands nodules observés dans le matériau de référence, ainsi les grains observés proviennent probablement de nodules initiaux différents. Cette orientation privilégiée serait alors apparue lors de la déformation. On peut donc émettre l'hypothèse que la déformation intense crée une fragmentation des lamelles de perlite, une réorientation morphologique (alignement parallèlement aux directions de cisaillement) et une réorientation cristallographique (de type $\langle 111 \rangle //$ DC).

Les joints de grains sont représentés selon leur nature sur la Figure 2.10 avec, en vert les joints faiblement désorientés, en jaune les joints moyennement désorientés et en rouge les joints de forte désorientation. Ces derniers permettent de visualiser les

joints entre les nodules de perlite. Dans la zone proche de la WEL, la reconstruction des joints de grains est rendue assez difficile par le relatif faible taux d'indexation. Cependant, certaines tendances semblent se dessiner :

- On remarque qu'aucun nodule n'est identifiable sur cette carte, ce qui confirme les observations précédentes supposant une réorientation cristallographique de l'ensemble de la zone.
- La répartition globale des angles a évolué par rapport au cas de référence puisqu'en moyenne, ce sont les grains moyennement désorientés qui sont à présent majoritaires avec une proportion de 40 % suivie de près par les très grands angles (38 %).



FIGURE 2.9. – Carte IPF X du gradient de microstructure, pas d'indexation de 0.1 μm et nettoyage de 4 voisins



FIGURE 2.10. – Carte de désorientation des joints de grains du gradient de microstructure, pas d'indexation de 0.1 μm et nettoyage de 4 voisins

2.4.2.2. Analyse de la zone de WEL

Une cartographie EBSD dans la zone de WEL (zone 2 de la Figure 2.7) a été réalisée à quelques microns de la surface avec un pas d'indexation de 0.03 μm . La carte IPF X (Fig. 2.11) de cette zone révèle la présence de nano grains n'excédant pas quelques centaines de nanomètres de diamètre. On constate un gradient de la taille des grains entre la surface et la profondeur. En effet, les grains sont de moins en moins bien indexés en surface ce qui suggère une forte réduction de la taille des grains en surface en dessous de 30 nm. Contrairement à la zone de transition, les grains dans la zone de WEL ne sont pas allongés mais équiaxes. Sur le plan cristallographique, la IPF X montre une orientation complètement aléatoire des grains.

Enfin, la carte des phases, Figure 2.12 indique la présence de très petits grains d'austénite (en rouge) de quelques dizaines de nm de diamètre au sein de la WEL. Les grains d'austénite semblent plus nombreux et plus gros proche de la surface déformée.

La Figure 2.13 représente une carte de désorientation des grains dans la zone relativement bien indexée de la zone de WEL (située à une dizaine de micromètres depuis la surface). Cette carte montre une structure beaucoup plus désorientée que la perlite déformée et fragmentée sous la phase blanche (Fig. 2.10). Les faibles angles (grains verts) ont quasiment disparu et la microstructure se compose à présent d'une très grande majorité de très grands angles (grains jaunes et rouges). La zone de WEL apparait donc comme une zone à la fois fortement déformée et fortement désorientée.



FIGURE 2.11. – Carte IPF X de la zone de WEL, pas d'indexation de 0.03 $\mu m,$ nettoyage 4 voisins



FIGURE 2.12. – Carte des phases cristallines indexées : ferrite (bleue) et austénite (rouge)



FIGURE 2.13. – Carte de désorientation des grains dans la zone de WEL à une dizaine de μm de la surface (partie la mieux indexée de la Figure 2.11)

2.5. Stades d'évolution et indicateurs

Les observations de la microstructure des WEL et des zones en sous surface des WEL dans le rail usagé sont tout à fait conformes aux résultats déjà parus dans la littérature [Dyl16]; [DRB17]; [Kum+19]. Le gradient de déformation engendre un gradient de microstructure entre une perlite non déformée à environ 20 μm de la surface, et une zone présentant des nanograins dans la WEL. Or, l'hypothèse de ce travail repose sur la transformation progressive de la perlite en WEL. Il est donc supposé qu'au cours de la déformation la perlite se transforme graduellement jusqu'à former la WEL. Pour identifier le stade de déformation, il est donc nécessaire de relier la microstructure à un stade d'évolution (ou de formation de WEL).

Ainsi, cinq stades d'évolution de la microstructure seront proposés ici : ils correspondent chacun à une étape dans le mécanisme de formation de la WEL. La définition des marqueurs permettant l'identification de ces stades peut toujours être discutée, puisque la microstructure observée évolue graduellement, mais cette méthode a le mérite de constituer un référentiel commun pour comparer des microstructures (et donc des conditions d'essais) les unes par rapport aux autres.

2.5.1. Réflexions sur les indicateurs

Plusieurs indicateurs caractéristiques (qualitatifs et quantitatifs) ont alors été définis pour caractériser chacun des stades à partir des images optiques et des cartes EBSD. Les indicateurs qualitatifs sont les suivants :

- présence/absence de WEL par attaque Nital et observation par microscopie optique
- fibrage de la microstructure
- formes des grains (allongée, sphérique)
- désorientation cristallographique des grains
- présence d'austénite

Les indicateurs quantitatifs sont :

- la taille des grains
- la répartition des angles de désorientation des joints de grain

Un couplage systématique des images optiques et EBSD a été réalisé pour lever une partie de l'indétermination entre les stades d'évolution. Les caractéristiques de chaque stade sont présentées et constitueront les bases des analyses des essais expérimentaux développés dans cette thèse. D'autres critères auraient pu être considérés pour l'identification des stades mais les raisons suivantes ont conduit à les écarter dans ces travaux de thèse.

La dureté

Des mesures de dureté sont généralement faites dans la littérature pour confirmer la présence de WEL et caractériser le gradient de déformation plastique [Dyl16]; [Zho+16]. Deux types de mesures peuvent être faites en fonction de la taille de la zone étudiée : la micro-dureté et la nano-dureté. Les mesures de micro-dureté sont assez faciles à mettre en œuvre et permettent d'avoir une première information sur l'écrouissage macroscopique du matériau et éventuellement la formation de WEL. Cependant, la taille des indents étant de l'ordre de plusieurs dizaines de microns, cela n'est alors pas adapté dans notre cas pour caractériser un gradient de microstructure sur seulement une centaine de micromètres. Pour être capable de mesurer la dureté dans les zones de WEL, il faut alors avoir recours à des mesures de nano-indentation.

Dans le cadre de cette thèse, quelques essais de nano-indentation ont été réalisés en fin de thèse (Annexe D) et ont montré la complexité de ces mesures dans notre cas d'étude. Premièrement, les zones d'intérêt sont souvent proches de la surface et peuvent induire des erreurs de mesures (effets de bord). Deuxièmement, la taille des zones étudiées sont de quelques dizaines de micromètres et requièrent donc une précision pour viser la zone souhaitée. La Figure 2.14 illustre clairement les deux problèmes mentionnés : la zones de WEL est à la fois en surface de l'échantillon et mesure moins de 10 μm . De plus, il ya un léger décalage entre la zone blanche et les zones indentées. Enfin, pour obtenir des mesures fiables, la préparation de l'échantillon doit etre optimale (surface parfaitement plane), des mesures éloignées des bords d'échantillon et des conditions d'essais sans perturbations extérieures (vibration, claquement de porte...) doivent être réalisées.

On a alors opté pour ne pas considérer les mesures de nano-indentation pour caractériser les stades d'évolution. Cela aurait nécessité un temps de préparation des éprouvettes conséquent. Ces mesures n'auraient pas apporté d'informations complémentaires puisque la dureté peut être directement corrélée à la taille des grains mesurée par EBSD.



FIGURE 2.14. – Essais de nano-indentation à proximité d'une zone de WEL

L'espace interlamellaire

Le critère de suivi de l'espace interlamellaire à partir des images MEB comme développé dans les travaux de l'UTC [DRB17]; [Wen+20] n'a pas été adopté. En effet, au delà d'un état très déformé (stade 4), la cémentite est très fragmentée et la mesure de l'espace interlamellaire n'est plus un facteur pertinent pour caractériser le matériau dans son ensemble. En effet, dans le cas d'essais HPT [Iva+03b], la mesure de la distance interlamellaire varie beaucoup en fonction de l'orientation initiale des lamelles de cémentite par rapport à la direction de cisaillement. Dans le cas d'une orientation initiale parallèle, la distance interlamellaire diminue avec la déformation de cisaillement alors que celle-ci augmente plutôt pour les lamelles initialement orientées perpendiculairement. Dans le cadre de cette thèse, la caractérisation s'est donc limitée à l'évaluation de la taille des grains qui concerne une grandeur pouvant être suivie à tous les stades de transformation.

Proportion de dissolution de la cémentite

Pour aller plus loin dans la caractérisation des stades ultimes de la transformation, des mesures en sonde atomique seraient nécessaire pour déterminer une proportion de dissolution de la cémentite et connaître la répartition du carbone dans le Fer. En effet, des essais HPT [Iva+03b]; [SI07] et de tréfilage [Lam+15]; [Li+11]) sur des aciers perlitiques ont clairement mis en évidence la dissolution progressive de cémentite avec la déformation plastique cumulée. Cette grandeur est toutefois compliquée à estimer et nécessite des dispositifs expérimentaux conséquents. Bien qu'il s'agisse d'un indicateur clé dans la formation de WEL, ces mesures n'ont donc pas été effectuées dans cette thèse mais il serait intéressant de pouvoir les relier aux différents stades définis.

2.5.2. Définition des stades d'évolution

Stade 1 : Etat perlitique eutectoide initial

Le stade initial (**stade 1**) concernera la structure initiale du matériau dans son état de réception dans la zone au cœur du champignon du rail (perlite eutectoïde dans la thèse). La description de la microstructure initiale a été détaillée dans la Section 2.3.2.

Stade 2 : État fibré sans fragmentation

Le premier stade de changement microstructural concerne le début de **fibrage** sans fragmentation de la microstructure (stade 2) (Fig. 2.15). Il s'agit d'une réorientation des lamelles de cémentite dans la direction de sollicitation (de roulement dans le CRR). On observe une anisotropie de la déformation de la perlite qui dépend de l'orientation initiale des grains par rapport à la direction de cisaillement. Zhang [Zha+10] et Nam et Bae [NB95] ont montré que si les lamelles de perlite sont orientées parallèlement à la direction de cisaillement (tréfilage dans leur cas) alors celles-ci auront plutôt tendance à s'étirer et s'amincir. Si elles sont orientées plutôt perpendiculairement, il est plutôt observé une fragmentation des lamelles et un changement de morphologie de la cémentite qui se globulise. La cinétique d'évolution de ce stade peut donc varier d'un grain à l'autre et d'ores et déjà entraîner des hétérogénéités dans les changements microstructuraux. Une légère augmentation de dureté (élévation d'une centaine de HV d'après [CA82]; [AKF13] corrélée à la diminution de l'espace interlamellaire est mesurée. Les Figures 2.15 a) et b) présentent un exemple de microstructure fibrée, observée respectivement par microscopie optique et par cartographie EBSD. On remarque que les nodules sont étirés dans la direction de cisaillement. Leur longueur est de l'ordre de plusieurs micromètres, on observe des gradients d'orientation dans les grains, témoignant de déformation plastique. Seuls quelques grains de taille nanométrique sont visibles à l'intérieur de ces « bandes ».





FIGURE 2.15. – Images caractéristique d'un **stade 2** : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)

Stade 3 : État fibré avec fragmentation

Le cumul des trains supplémentaires va générer de plus en plus de dislocations dans les nodules qui va conduire à l'initialisation de leur fragmentation. Il s'agit alors du stade de **fibrage avec fragmentation (stade 3)**. Il peut y avoir deux types de fibrage de la microstructure en fonction de l'orientation initiale des nodules. Les nodules préférentiellement orientés qui ont été étirés dans le stade précédent commencent à se fragmenter mais il y a toujours un fibrage optique et cristallographique apparent. Les grains fragmentés conservent alors une orientation cristallographique proche du nodule initial étiré. Pour des nodules initialement moins bien orientés, les grains déjà fragmentés dans l'étape précédente peuvent former de nouvelles fibres issues des nodules fragmentés. Les nouveaux grains sont de forme globulaires ou allongées et leur taille peut atteindre quelques centaines de nanomètre, voir Figure 2.16 b).



FIGURE 2.16. – Images caractéristiques d'un **stade 3** : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)

Stade 4 : État nanostructuré sans fibrage

Une fois totalement fragmentés, les grains commencent à avoir une orientation cristallographique aléatoire (voir Fig. 2.17 b)). Le nodule initial et les lamelles de cémentite ne sont plus discernables optiquement (Fig. 2.17 a)). La microstructure tend à s'homogénéiser, la taille des grains vaut à présent quelques centaines de

nm. A ce stade l'apparence optique de la microstructure reste distinguable d'une zone de WEL (Fig. 2.17 a)) et de la zone de transition « sombre » de la Figure 2.7. On peut alors supposer qu'il s'agit d'un stade de dissolution de la cémentite important mais qui reste insuffisant pour etre qualifié de WEL. On parlera de **stade nanostructuré sans fibrage (stade 4)**. Ce stade est généralement décrit comme un état « fortement écroui », « sévèrement déformé » ou « nanocristallin » qui s'accompagne d'une forte élévation de dureté qui double par rapport au stade initial (entre 500 et 700 HV) [PB93]; [Pan+17a]; [He+20]; [Mer19]; [Wen+20]. Bien qu'il ne s'agisse pas encore de WEL, l'état nanostructuré constitue déjà un stade critique du matériau pour lequel la probabilité de fissuration est grande. On peut remarquer que dans le cas des métaux purs, ce stade nanocristallin pourrait déjà être qualifié de TTS mais dans le cas des aciers perlitiques la dissolution de la cémentite doit être plus prononcée.



FIGURE 2.17. – Images caractéristiques d'un **stade 4** : a) Image optique ; b) Carte IPF X de la zone rouge dans l'image a)

Stade 5 : Zones de TTS (WEL et/ou BEL)

Le dernier stade (stade 5) concerne la formation de BEL et/ou de WEL. Le stade 5 est identifiable par un changement de coloration après attaque Nital (blanc pour les WEL et marron pour les BEL). L'observation optique des WEL est alors limitée à la résolution des microscopes optiques qui ne permettent de détecter que des zones supérieures à 1 µm d'épaisseur (Fig. 2.18). L'orientation cristallographique des grains ainsi que leur taille est proche du stade précédent. Les cartes EBSD seules ne permettent alors pas de discriminer un stade 5 d'un stade 4. En effet, la seule distinction réside dans la proportion de dissolution de la cémentite et la remise en solution du carbone. Dans les zones de WEL, le carbone migre dans le réseau ferritique, les joints de grains, les défauts ou reste encore présent sous forme de cémentite globulaire [Zha+06]; [TKU10]; [Kum+19]. Dans les BEL, le carbone commence à migrer dans la matrice ferritique et est présent sous forme de carbure [Kum+19].



FIGURE 2.18. – Image optique d'un stade 5

2.5.3. Evolution des angles de désorientation des joints de grain

On s'est intéressé à regarder la corrélation entre les stades d'évolution et la distribution des angles de désorientation des joints de grain. A partir des cartes EBSD spécifiques à chaque stade, la distribution des angles a été représentée (Fig. 2.19).

Chacun des stades a été identifié à partir des morceaux de rails dont l'historique et les caractéristiques ont été détaillés dans la Section 2.4 (stades 3 et 5), d'un échantillon d'essai représentatif de CRR issu de la thèse de P. Merino (stade 4). Enfin, le stade 2 a été extrait d'un essai chapeau (par manque de données expérimentale sur ce stade).

L'analyse des courbes est effectuée par l'étude de la répartition des angles des grains faiblement, moyennement et très désorientés définis dans la Section 2.2. Le tableau 2.2 résume les proportions des grains présentant la même désorientation pour chaque stade d'évolution. Le passage au stade 2 n'induit pas de changements notables dans la proportion des angles puisque les grains ne sont pas encore fragmentés donc la désorientation des grains reste assez faible.

A partir du stade 3, les grains se fragmentent de plus en plus ce qui conduit à un début de changement de la répartition des angles. La proportion des petits angles diminue presque de moitié par rapport au matériau de référence (23 %) et les angles moyens deviennent majoritaires (40 %) suivi de près par celle des grands angles (38 %).

Lorsque la microstructure atteint le stade 4, la tendance des courbes s'inverse, la proportion des petits angles devient alors insignifiante (8 %). Il y a à présent une répartition équitable entre des grains moyennement et fortement désorientés (46 % et 47 % respectivement). A ce stade, la distribution des angles tend alors vers le modèle aléatoire. Une fois le stade de WEL atteint, la désorientation des grains semble encore plus prononcée que la microstructure aléatoire avec une proportion de très grands angles qui devient largement majoritaire (61 %).

Angles	Faiblement désorientés [5° - 15°]	Moyennement désorientés [15° - 40°]	Fortement désorientés [40° - 65°]
Stade 1	40	37	24
Stade 2	37	46	17
Stade 3	23	40	38
Stade 4	8	46	47
Stade 5	11	28	61
Stade aléatoire	4	47	53

TABLE 2.2. – Tableau de répartition des angles de désorientation (%)

La confrontation de ces observations met clairement en évidence une évolution progressive de la désorientation des joints de grains dont la répartition des grands angles augmente à mesure que le matériau se déforme plastiquement.

L'évaluation de la désorientation des angles sont des indicateurs du cumul de dislocations qui en se réunissant forment des murs de dislocations et conduisent à la subdivision des grains. Il y a alors formation de sous-grains faiblement orientés (transition stade 2 et 3) qui se désorientent de plus en plus et forment alors des grains fortement désorientés (transition stade 3 et 4). La transition entre les stades 3 et 4 est la plus prononcée puisqu'il s'agit de l'étape qui induit le plus de désorientation dans les grains. Un état intermédiaire dépendra de la proportion de grains aux stades 3 et 4 dans le calcul de la distribution des angles. De tels états sont observés dans le cas des essais réalisés dans la thèse de P. Merino [Mer19] qui ont été réinterprétés (Chapitre 5).

Ce scénario de nanostructuration des grains est bien expliqué dans plusieurs articles de la littérature dans le cas d'essais bi-disques [Pan+17a]; [He+20]. D'autres auteurs observent aussi ce même phénomène de raffinement et de désorientation progressive des grains (« progressive subgrain misorientation ») dans la formation des bandes de cisaillement [HVA98]; [Lin+07].



FIGURE 2.19. – Distribution des angles de désorientation en fonction du stade d'évolution de la microstructure

2.6. Bilan du Chapitre 2

La phase blanche possède une structure nanocristalline qui résulte de la fragmentation des grains et d'une dissolution des carbures présents dans la perlite (cémentite). La fragmentation des grains s'explique par une accumulation de déformation plastique (et un éventuel effet de la vitesse de déformation) des rails commune à tous les problèmes de fatigue de contact et conduit ou non à la formation de WEL.

Un scénario de formation progressive de la phase blanche a alors été proposé par l'introduction de stades d'évolution de la microstructure jusqu'au stade final (WEL). Ces stades d'évolution sont définis à partir d'observations de rails endommagés prélevés en voies, des essais de reproduction du CRR dans des conditions maitrisées en laboratoire et des essais de plasticité sévère d'aciers perlitique (HPT). Ces stades sont orientés vers un scénario mécanique de plasticité sévère des rails qui conduit *in fine* à la formation des WEL. L'effet d'une éventuelle austénitisation ne contredit pas ce scénario qui pourrait accélérer la cinétique des stades d'évolution.

Chacun des stades est défini par la conjonction de plusieurs indicateurs caractéristiques des évolutions microstructurales qui sont spécifiées dans le tableau de synthèse (Fig. 2.20).

L'objectif à présent consiste à relier les observations expérimentales définies à l'aide des stades d'évolution à un modèle macroscopique de formation de TTS développé dans la thèse de G.Antoni [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. Ce modèle est basé sur l'introduction d'une variables interne de changement de phase traduisant l'état qui définira chacun des stades.

	Réorien noc	tation des Fragm dules nc	entation des Nanostruc odules Désorien	turation Migr. tation cau	ation du bone
Légende - Austénite - Dislocations • Cémentite (Fe3C)	Fe ₃ C				Ferrite disloquée sursaturée en carbone
	STADE 1 Perlite initiale	STADE 2 Fibrage SANS fragmentation	STADE 3 Fibrage AVEC fragmentation	STADE 4 Nanostructuration sans fibrage	STADE 5 TTS (WEL-BEL)
Observations	Orientation cristallographique aléatoire Perlite lamellaire	Fibrage des nodules (étirement) Début de fragmentation Faible désorientation	Fragmentation des nodules étirés réorientation cristallographique des sous-grains	Disparition du fibrage Orientation aléatoire Grains très désorientés Cémentite pas entièrement dissoute	Apparence blanche-brune Orientation aléatoire Grains très désorientés Cémentite totalement diss
Taille de grain	20 µm (moyenne)	duelques µm	< 1 µm	[0.2 - 1] µm	< 0.2 µm
LAGB [5° -15°] HAGB (> 15°) Angles majoritair	40 % 60 % es [5° - 15°]	37 % 63 % [15° - 40°]	23 % 77 % [15° - 40°]	8 % 92 % [40° - 65°]	11 % 89 % [40° - 65°]
Emplacement du carbone	Lamelles de cémentite (Fe ₃ C)	Lamelles de cémentite (Fe ₃ C)	Cémentite (Fe ₃ C) fragmentée Début de dissolution ?	Cémentite (Fe ₃ C) fragmentée ? Début de dissolution ?	Migration dans le réseau ferritique (joints de grai dislocations) Austénite, résidus de Fe

FIGURE 2.20. – Schéma récapitulatif des stades d'évolution

3. Modélisation du couplage thermomécanique de formation de WEL

Sommaire

3.1	Introd	uction	72		
3.2	Formu	ulation des modèles de changement de microstructure en lien			
	avec le	es WEL	72		
	3.2.1	Modèles thermiques de changement de phase	73		
	3.2.2	Modèles de plasticité TRIP	73		
	3.2.3	Modèles du scénario mécanique de formation de WEL	74		
	3.2.4	Méthodologie adoptée pour la modélisation	74		
3.3	Rappe	el du modèle TTS développé par Antoni	75		
	3.3.1	Hypothèses, et définition des variables d'état	75		
	3.3.2	Lois de comportement	77		
	3.3.3	Surfaces seuils et lois d'évolutions des variables internes	78		
		3.3.3.1 Plasticité classique	78		
		3.3.3.2 Plasticité de transformation	79		
3.4	La sur	face seuil de plasticité de changement de phase	80		
	3.4.1	Motivations et significations physiques	80		
	3.4.2	Amélioration du modèle par la définition d'une nouvelle			
		surface seuil	81		
	3.4.3	Représentation 3D	82		
	3.4.4	Méthodologie d'identification des paramètres pour le maté-			
		riau étudié dans les conditions du CRR	82		
3.5	Bilan	du Chapitre 3	91		

3.1. Introduction

L'objectif de cette partie consiste à (re)définir un modèle thermomécanique de formation de WEL. Ce modèle s'inscrit dans la continuité des travaux de thèse de G.Antoni [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. Le modèle initialement développé s'inspire des modèles de plasticité TRIP dans le cas des aciers. Or, ces modèles sont applicables pour des aciers métastables qui peuvent changer de phase sous l'effet d'une contrainte inférieure à la limite d'élasticité. Cela n'est pas le cas des aciers perlitiques dont le changement de phase résulte plutôt d'un couplage entre une déformation plastique sévère et une élévation de température (Chapitre 1).

La philosophie du modèle consiste à réaliser un modèle macroscopique capable de rendre compte des différents changements microstructuraux menant à la formation de WEL (voir la description des stades d'évolution dans le Chapitre 2). Une variable interne métallurgique introduite initialement dans le modèle de G.Antoni est alors réinterprétée en conséquence.

Pour décrire l'évolution des variables d'état internes au cours d'un chargement thermomécanique, il faut définir des surfaces seuils qui permettent de prédire à quelle condition thermomécanique le changement de la variable interne peut intervenir. Deux surfaces seuils de plasticité (indépendantes) sont alors définies dans ce modèle. La première concerne un seuil de plasticité classique et la seconde un seuil d'écoulement plastique lié à la transformation de phase. La nouveauté dans cette thèse repose sur la définition d'une nouvelle surface seuil qui sera une extension de celle développée par Antoni, basée sur un couplage entre pression hydrostatique, contraintes de cisaillement et température.

3.2. Formulation des modèles de changement de microstructure en lien avec les WEL

On a vu dans le Chapitre 2 que la formation de WEL dans les aciers perlitiques reposait sur un mécanisme de dissolution de la cémentite et de remise en solution des atomes de carbone. Ce mécanisme est issu d'un couplage thermomécanique complexe comprenant à la fois une accumulation de déformation plastique, un chargement multiaxial, une fatigue thermomécanique et des changements de phases (austénitisation, dissolution, nanostructuration). La modélisation de la formation de WEL s'avère complexe si l'on veut rendre compte précisément de tous les phénomènes mis en jeu. A notre connaissance aucun modèle satisfaisant et complet n'a été développé pour prédire la formation de WEL par un processus thermomécanique. Le seul modèle développé concerne les travaux réalisés par Antoni [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. Cependant, on retrouve différents modèles qui traitent d'une partie des phénomènes intervenant dans la formation de WEL. On recense plusieurs

points clés dans la modélisation de la formation de WEL :

- l'effet de la température sur les changements de phases dans les aciers perlitiques (austénitisation, dissolution de la cémentite et nanostructuration)
- Vaffet de la miseraturation, dissolution de la cementité et fianosti
- l'effet de la microstructure
- l'effet de la cyclicité sur la plasticité
- l'effet de la pression hydrostatique qui déstabilise l'équilibre des phases et limite l'endommagement

3.2.1. Modèles thermiques de changement de phase

Tous les modèles de formation de WEL concernent des lois considérant que la température dépasse la température d'austénitisation. On peut citer des modèles de diffusion du carbone développés dans la thèse de Carroll [Car05] ou les modèles de Ahlstrom [AK02]; [Ahl15]; [Ahl16] qui a étudié notamment l'effet des changements de phases sur les contraintes résiduelles dans le matériau. Enfin, d'autres modèles plus atypiques concernent une modélisation par la méthode des champs de phase développés par Wu [Wu+18]. Tout ces modèles rendent compte de la formation de WEL thermique mais sont insuffisants pour expliquer la formation des WEL induites par déformation plastique sévère.

3.2.2. Modèles de plasticité TRIP

Les changements de phase des aciers sous l'effet d'un chargement mécanique dépendent du type de phases présentes. Dans le cas d'aciers avec des phases métastables telles que l'austénite et la martensite, l'effet de la déformation (ou de la contrainte) permet assez aisément des changements de phase en dessous de la limite d'élasticité de l'acier considéré. En effet, l'austénite peut se transformer facilement sous forme de martensite, car leur structure cristalline est assez voisine [Han+04]. C'est le principe des aciers TRIP (Transformation Induced Plasticity). Le modèle développé dans la thèse de G. Antoni [Ant10] s'est beaucoup inspiré des modèles de plasticité TRIP développés par Leblond [LDD89]; [Leb89] et Taleb [TS03].

Toutefois, l'ensemble de ces modèles ne s'applique pas au cas de phases stables des aciers (cémentite et ferrite) qui auront plus de difficulté à se transformer sous l'effet d'une contrainte ou d'une déformation. En effet, comme évoqué dans le Chapitre 2, la formation de WEL résulte de mécanismes de déformation plastique sévère combinée à des élévations de température pouvant être importants. Les modèles de plasticité TRIP sont alors inadaptés pour modéliser la formation de WEL dans les aciers perlitiques.

3.2.3. Modèles du scénario mécanique de formation de WEL

Les études bibliographiques réalisées dans le Chapitre 1 ont montré que le scénario mécanique de formation de WEL reposait à la fois sur la plasticité sévère des aciers, sur la dissolution de la cémentite et sur le transport des atomes de carbone par les dislocations.

Or, les modèles de G.Antoni n'ont pas considéré l'effet de la plasticité sévère dans le seuil de formation de WEL qui dépend uniquement de la pression hydrostatique (partie sphérique du tenseur des contraintes) et de la température (plus de détails dans la Section 3.4.1).

En effet, la modélisation de la nanostructuration des grains qui constitue les stades qui précèdent la formation de WEL (stade 2, 3 et 4 définis dans le Chapitre 2) serait pertinente pour rendre compte de l'évolution progressive de la microstructure [Est98]; [PS07]; [Zen+19].

Par ailleurs, la formation mécanique des WEL est intimement liée au processus de dissolution de la cémentite puis de la remise en solution du carbone qui intervient majoritairement dans les derniers stades de transformation (voir le passage des stades 4 à 5 dans le Chapitre 2). Les mécanismes sont très complexes et reposent sur l'interaction des dislocations avec les éléments carburés (cémentite dans le cas des aciers perlitiques). On peut citer les rares modèles de dissolution de la cémentite développés initialement par Sauvage [Sau+00b]. Ces travaux ont ensuite été repris partiellement par Chen [Che+17] en utilisant une méthode de champ de phases combinée à des calculs par éléments finis pour prédire la dissolution progressive de la cémentite.

3.2.4. Méthodologie adoptée pour la modélisation

Vu la complexité de tous les phénomènes mis en jeu, le modèle présenté dans cette thèse, qui est une extension des modèles développés dans la thèse d'Antoni, n'a pas la prétention de modéliser finement les processus de formation de WEL. Toutefois, une attention particulière a été portée sur la volonté de prendre en compte les grandeurs thermomécaniques qui seraient favorables à la formation des WEL.

Dans le cadre de cette thèse, il s'est avéré ambitieux de reconsidérer l'ensemble du modèle développé par G. Antoni et de ses hypothèses (en partie pour la partie de plasticité cyclique). Celui-ci a donc été repris dans les grandes lignes avec une réinterprétation des variables internes introduites et une modification de la surface seuil liée à la formation de WEL en considérant un couplage pression-cisaillementtempérature.

3.3. Rappel du modèle TTS développé par Antoni

On rappelle dans cette partie l'ensemble des équations du modèle développées dans les travaux de thèse de Antoni [Ant10]; [ADL12]; [ALD18]. La majorité des notations a été reprise avec quelques modifications et nouvelles réinterprétations de certaines grandeurs qui seront mentionnées dans le texte. L'originalité de ce modèle réside dans l'introduction de deux écoulements plastiques pouvant intervenir conjointement, le premier associé à la plasticité isochore et le second associé à la plasticité de changement de phases (transformation de la microstructure).

3.3.1. Hypothèses, et définition des variables d'état

Les variables d'état utilisées dans ce modèle sont divisées en variables observables et en variables internes. Plusieurs hypothèses sont faites sur ces variables.

H1 : Les variables observables sont la température absolue T (en Kelvin) et le tenseur de déformation totale (avec l'hypothèse des petites déformations). Le tenseur de déformation est décomposé en sa partie sphérique $\frac{1}{3}tr(\boldsymbol{\epsilon})\boldsymbol{I}$ et sa partie déviatorique \boldsymbol{e} (Eq. (3.1)). \boldsymbol{I} désigne le tenseur identité.

$$\boldsymbol{\epsilon} = \frac{1}{3} tr(\boldsymbol{\epsilon}) \boldsymbol{I} + \boldsymbol{e} \tag{3.1}$$

H2 : Les écoulements de plasticité classique et de plasticité de transformation pouvant avoir lieu simultanément, les deux types de plasticité seront définies par deux tenseurs distincts. On notera ϵ^{pc} et ϵ^{pz} les tenseurs de déformations plastiques associés respectivement à la plasticité classique et à la plasticité de transformation.

H3 : La plasticité des métaux est généralement supposée isochore. Cela implique donc que la trace du tenseur ϵ^{pc} est nulle. La déformation plastique ϵ^{pc} vaut alors sa partie déviationique e^{pc} .

H4 : La plasticité de changement de phase s'accompagne d'une distorsion et d'un changement de masse volumique.

Les variables internes de ce modèle sont relatives à la plasticité classique isochore et à la plasticité de changement de phase.

Pour la plasticité de changement de phase, une variable interne z, comprise entre 0 et 1 est définie. Cette variable a plusieurs interprétations en fonction du point de vue. D'un point de vue métallurgique, elle correspond à la proportion d'une phase mère (perlite) qui serait transformée en une phase fille (WEL). Cependant, cette approche considère que la transformation est binaire et qu'il existe un équilibre entre les deux phases : la structure perlitique (phase mère) et la WEL (phase fille). La formation de la WEL est plus complexe et il y a plusieurs étapes pour transformer la perlite originale en WEL. De plus, la structure réelle des WEL n'est pas du tout homogène à l'échelle nanométrique donc l'interprétation d'une phase transformée unique n'est pas pertinente pour ce type de matériau.

Ainsi, z pourrait plutôt être redéfinie comme un indicateur des différents stades de transformations successives définis dans le Chapitre 2. Plus z se rapproche de 1, plus la structure aura un stade de transformation avancée.

La deuxième variable concerne la partie déviatorique du tenseur de déformation plastique de changement de phase. La plasticité de changement de phase s'accompagne d'un changement de masse volumique progressif au cours des changements microstructuraux. Ainsi, le tenseur de déformation plastique total TRIP aura des parties sphérique et déviatorique non nulles (Eq. (3.2)) contrairement à la plasticité classique qui est isochore. Le paramètre κ indique le changement de masse volumique pendant la formation de la WEL.

$$\boldsymbol{\epsilon}^{pz} = \boldsymbol{e}^{pz} - \frac{1}{3} \frac{z}{\kappa} \boldsymbol{I}$$
(3.2)

Concernant la plasticité isochore classique, une variable d'écrouissage isotrope et le tenseur de déformation plastique constituent les deux variables internes.

Le tenseur de déformation élastique est alors défini par :

$$\boldsymbol{\epsilon}^{\boldsymbol{e}} = \boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^{\boldsymbol{p}\boldsymbol{c}} - \boldsymbol{\epsilon}^{\boldsymbol{p}\boldsymbol{z}} \tag{3.3}$$

En décomposant le tenseur ϵ en sa partie sphérique et déviatorique (e^e) on obtient alors :

$$\boldsymbol{e}^{\boldsymbol{e}} = \boldsymbol{e} - \boldsymbol{e}^{pc} - \boldsymbol{e}^{pz} \tag{3.4}$$

$$tr(\boldsymbol{\epsilon}^{\boldsymbol{e}}) = tr(\boldsymbol{\epsilon}) - tr(\boldsymbol{\epsilon}^{pz}) \tag{3.5}$$

L'écoulement plastique associé une transformation de phase s'accompagne d'une variation volumique $(tr(\boldsymbol{\epsilon}^{pz}) \neq 0)$. Dans le cas de la formation des TTS, cela se traduit par une contraction du matériau $(tr(\boldsymbol{\epsilon}^{pz}) \leq 0)$ liée aux efforts de compression. En effet, dans le cas des métaux, les TTS se forment par des réarrangements du réseau cristallin (changement des paramètres de mailles, remise en solution des éléments d'alliage) entrainant *a fortiori* des changements de masse volumique plus ou moins significatifs.

3.3.2. Lois de comportement

On notera σ le tenseur des contraintes qui sera décomposé en sa partie sphérique -PI et déviatorique s:

$$\boldsymbol{\sigma} = -P\boldsymbol{I} + \boldsymbol{s} \tag{3.6}$$

avec I le tenseur unitaire et P la pression hydrostatique définie par :

$$P = -\frac{1}{3}tr(\boldsymbol{\sigma}) \tag{3.7}$$

Il est important de souligner que la notion de pression hydrostatique concernera le premier invariant du tenseur des contraintes défini par l'équation (3.7). Dans le cas du CRR, on parle souvent de pression hydrostatique alors que le rail n'est pas dans un état de contraintes sous pression hydrostatique pure. Toutefois, en s'intéressant à un élément de matière à la surface du rail, la valeur de la pression hydrostatique sera du même ordre de grandeur que la valeur de la pression de contact.

La loi de comportement reliant les contraintes et les déformations (Eq. (3.8) et (3.9)) et l'équation de la chaleur (Eq. (3.10)) sont rappelées ci-dessous. Ces relations découlent des différentes dérivées partielles d'un potentiel d'état. Le détail des calculs et la vérification du second principe de thermodynamique figurent dans la thèse de G.Antoni [Ant10]. On a alors les expressions suivantes :

$$\boldsymbol{s} = 2\mu(\boldsymbol{e} - \boldsymbol{e}^{pc} - \boldsymbol{e}^{pz}) \tag{3.8}$$

$$P = -K \left[tr(\epsilon) + \frac{z}{\kappa} - 3\alpha (T - T_0) \right] \text{ avec } K = \frac{3\lambda + 2\mu}{3}$$
(3.9)

L'équation (3.10) est l'équation de la chaleur. Les termes du membre de droite de l'équation concernent les différentes contributions aux dissipations de chaleur : le premier est associé à la thermo-élasticité, le suivant à la plasticité classique et le dernier à la plasticité de transformation.

$$\rho_{i}C_{\epsilon}\frac{T}{T_{0}}\dot{T} - k\Delta T = -(3\lambda + 2\mu)\,\alpha T \,tr(\dot{\epsilon}) \quad (\text{thermoélasticité}) \\ + s: \dot{\epsilon}^{pc} - hv\dot{v} \qquad (\text{plasticité classique}) \\ + s: \dot{\epsilon}^{pz} + \frac{1}{\kappa}[P - (3\lambda + 2\mu)\alpha T]\dot{z} \quad (\text{plasticité de transformation})$$
(3.10)

Les surfaces seuil ainsi que les lois d'évolutions des variables internes sont explicitées dans la partie suivante.

3.3.3. Surfaces seuils et lois d'évolutions des variables internes

3.3.3.1. Plasticité classique

Dans le cas des aciers du ferroviaire, la plasticité classique isochore est généralement représentée par des modèles de plasticité cyclique type Chaboche [Cha89] en introduisant un écrouissage mixte combinant un écrouissage isotrope non linéaire et un écrouissage cinématique [Sai17]; [SF01]; [MNA18]; [MEA18]; [Ekh+00]. L'introduction d'un tel modèle serait pertinente pour modéliser le comportement du matériau dans son ensemble en incluant la cyclicité mais l'objectif initial du modèle était de se focaliser sur la modélisation de la plasticité de changement de phase.

Pour une première approche, il a été opté de considérer seulement un écrouissage linéaire isotrope défini par un module d'écrouissage linéaire noté h (Eq. (3.11)). On notera σ^y la limite initiale d'élasticité du matériau. La surface seuil s'écrit :

$$f^{pc}(\sigma^{eq}, v) = \sigma^{eq} - (\sigma^y + hv) \tag{3.11}$$

Par un souci de coût de calcul, un modèle visco-plastique est introduit (Eq. (3.12)). Ce modèle est régularisé par un paramètre ξ afin de converger vers un modèle de plasticité non visqueux i.e indépendant de la vitesse de déformation. Pour cela, le paramètre ξ homogène à un temps caractéristique doit être choisi suffisamment petit.

Enfin, on suppose que l'évolution de la déformation plastique suit une loi dissipative normale de direction colinéaire au tenseur déviateur des contraintes s (Eq. (3.13)).

$$\dot{v} = \frac{\langle f^{pc}(\sigma^{eq}, v) \rangle}{\xi \sigma^y}$$
(3.12)

$$\dot{\boldsymbol{e}}^{pc} = \dot{v} \frac{3}{2\sigma^{eq}} \boldsymbol{s} \tag{3.13}$$

3.3.3.2. Plasticité de transformation

L'originalité de ce modèle réside dans l'introduction d'un deuxième seuil de plasticité relatif à la formation des WEL. L'expression de la surface seuil $f^{pz}(\boldsymbol{\sigma}, T)$ est basée sur l'hypothèse d'une formation de WEL induite par un couplage entre un terme thermique $f_{therm}(T)$ et un terme lié aux contraintes mécaniques $f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$ (Eq. (3.14)). Dès que la différence entre ces deux termes devient positive, la microstructure se transforme progressivement en passant par les différents stades de transformation explicités au Chapitre 2. Cela s'exprime numériquement par une évolution de la variable interne z. Le choix de la formulation des termes $f_{therm}(T)$ et $f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$ et leur signification physique sont détaillés dans la partie suivante.

De façon analogue à la plasticité classique, un modèle visco-plastique est introduit pour la plasticité de changement de phase. Le paramètre η doit être choisi de manière appropriée afin de converger vers un modèle plastique non visqueux (Eq. (3.15)). Comme pour la plasticité classique, le taux de déformation plastique lié à la formation de WEL est également supposé orienté par le tenseur déviateur des contraintes (Eq. (3.16)).

L'équation (3.17) décrit la cinétique d'évolution de la variable z et traduit donc la cinétique des stades d'évolution.

$$f^{pz}(\boldsymbol{\sigma}, T) = f_{therm}(T) - f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$$
(3.14)

$$\dot{p} = \frac{\langle 1-z \rangle}{\eta} \langle f^{pz}(\boldsymbol{\sigma}, T) \rangle H(P)$$
(3.15)

$$\dot{\boldsymbol{e}}^{pz} = \dot{p} \frac{3}{2\sigma^{eq}} \boldsymbol{s} \tag{3.16}$$

$$\dot{z} = \kappa \dot{p} \tag{3.17}$$

avec H(P) la fonction de Heaviside définie par : H(P) = 1 si $P \ge 0$ et 0 si P < 0

Remarques sur les équations :

- L'équation (3.15) illustre que la formation de WEL n'est possible que dans un état de compression (terme H(P)) et se termine lorsque z atteint 1 (terme < 1-z >)
- L'équation (3.17) est cohérente avec la condition d'irréversibilité de la transformation car \dot{z} ne peut pas être négative.

3.4. La surface seuil de plasticité de changement de phase

3.4.1. Motivations et significations physiques

Le nouveau modèle développé dans cette thèse repose sur la modification de la surface seuil $f^{pz}(\boldsymbol{\sigma}, T)$ sans changer fondamentalement les autres équations du modèle.

La formulation de cette surface seuil traduit explicitement un critère de formation de WEL basée sur un couplage thermomécanique. L'idée initiale du modèle est de considérer que la formation de WEL est liée aux contributions des contraintes mécaniques $(f_{meca}(\boldsymbol{\sigma}))$ et thermiques $(f_{therm}(T))$.

Dans un état sans contraintes mécaniques, la formation de WEL thermique est possible par un échauffement au-delà de la température d'austénitisation qui sera notée T_c dans le modèle (Eq. (3.18)).

Cependant, les données de la littérature ont révélé que la formation de WEL est possible pour des échauffements en dessous de la température d'austénitisation par la contribution des contraintes mécaniques et de la microstructure (Section 1.4.4.2). Ce modèle traduit directement ces observations en considérant que les contraintes mécaniques permettent de compenser le manque d'énergie thermique induite dans le matériau par frottement ou déformation plastique.

Les contributions mécaniques sont concentrées dans le terme $f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$. Antoni [Ant10] a considéré l'effet unique de la pression hydrostatique avec un modèle d'un seul paramètre ω_1 (Eq. (3.19)).

$$f_{therm}(T) = \frac{T - T_0}{T_c - T_0}$$
(3.18)

$$f_{ancien} = f_{meca}(P) = e^{-\frac{\langle P \rangle}{\omega_1}}$$
(3.19)

Ce modèle a donné des résultats qualitatifs satisfaisants mais présente malgré tout des limites. En effet, dans le cas des aciers, la pression hydrostatique a très peu d'effet sur l'abaissement de la température d'austénitisation (baisse de seulement 20 K/GPa). Elle ne permet donc pas, couplée à la température d'expliquer la formation de WEL dans des conditions réalistes du CRR.

Par ailleurs, le rôle du cisaillement dans la transformation progressive des WEL est un facteur important (Chapitre 2) dans le cas du CRR qui n'est pas pris en compte dans ce modèle.

3.4.2. Amélioration du modèle par la définition d'une nouvelle surface seuil

L'amélioration majeure du modèle de G. Antoni repose sur une nouvelle formulation de la surface seuil relative à la plasticité de changement de phase f^{pz} avec la modification du terme mécanique $f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$. L'expression du terme $f_{meca}(\boldsymbol{\sigma})$ dépendra à présent de la pression hydrostatique et de la contrainte équivalente de Von Mises¹ (Eq. (3.20) et (3.21)).

Dans ce modèle, on a supposé l'existence de deux autres points critiques au-delà desquels il y a nécessairement changement de phase :

- une pression hydrostatique critique σ_c ;
- une contrainte de cisaillement critique τ_c .

La deuxième hypothèse forte est de considérer d'une part un couplage entre la pression et le cisaillement, d'autre part la pression et la température ainsi que le cisaillement et la température.

Il y a désormais six paramètres à identifier (contre deux pour le modèle d'Antoni) : trois concernant les points critiques de transformation $(T_c, \sigma_c \text{ et } \tau_c)$ et trois autres représentant la sensibilité aux différents couplages ($\omega_1, \omega_2 \text{ et } \omega_3$). Les parties suivantes porteront sur une caractérisation du modèle.

$$f_{nouveau} = f_{meca}(P, \sigma^{eq}) = \frac{\langle e^{-\frac{\langle P \rangle}{\omega_1}} - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_1}} \rangle}{1 - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_1}}} \frac{\langle e^{-\frac{\sigma^{eq}}{\omega_2}} - e^{-\frac{\tilde{\tau}(P)}{\omega_2}} \rangle}{1 - e^{-\frac{\tilde{\tau}(P)}{\omega_2}}}$$
(3.20)

$$\tilde{\tau}(P) = \tau_c \frac{\langle e^{-\frac{\langle P \rangle}{\omega_3}} - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}} \rangle}{1 - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}}}$$
(3.21)

 T_0 : Température ambiante (300 K)

 T_c : Température critique de transformation (austénitisation)

 σ_c : Pression hydrostatique critique de transformation

 τ_c : Contrainte de cisaillement critique de transformation

 ω_1 : Paramètre de sensibilité du couplage température de transformation/pression hydrostatique

 ω_2 : Paramètre de sensibilité du couplage température/contrainte de Von Mises

 ω_3 : Paramètre de sensibilité du couplage contrainte de Von Mises/pression hydrostatique

^{1.} Dans le but d'avoir un modèle de comportement général du matériau, on considère que le tenseur déviateur des contraintes traduit l'effet du cisaillement. La contrainte équivalente de Von Mises, norme de ce tenseur, est alors considérée comme un indicateur du cisaillement issu du CRR.

Il est important de souligner que l'hypothèse sous-jacente de la température critique à atteindre pour avoir une transformation de phase est de considérer qu'il y a un refroidissement rapide après l'échauffement du rail. Cette condition est nécessaire pour obtenir une WEL thermique. Cette condition n'est pas prise en compte dans le modèle car elle est implicitement considérée comme toujours vérifiée dans le contact roue/rail [Ume+06]; [TKU10].

On peut se demander si pour la pression critique et la contrainte de cisaillement critique il faudrait aussi une forte variation des contraintes après dépassement du seuil. Cette condition n'a été ni considérée ni prise en compte dans le modèle.

3.4.3. Représentation 3D

Une étude paramétrique de la nouvelle surface est présentée dans cette partie avec l'objectif de développer une stratégie pour identifier les paramètres du modèle. Une représentation 3D de la surface seuil (avec T, P et σ^{eq} comme variables) est donnée en traçant la surface d'équation $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T) = 0$. Il est possible de modifier la courbure de la surface en changeant la valeur d'un paramètre de sensibilité (Fig. 3.1). Chaque ω_i correspond au couplage entre deux variables séparément. Il est alors possible de modifier indépendamment chacun des couplages spécifiques. Par exemple, ω_3 est le paramètre de sensibilité du couplage entre la pression hydrostatique et la contrainte de cisaillement. Ainsi, plus ω_3 est faible, plus le couplage est élevé. En d'autres termes, prendre une petite valeur de ω_3 facilitera la formation de WEL. Néanmoins, si le couplage entre les paramètres est inconnu, par manque de données expérimentales, un couplage linéaire entre les variables est possible en considérant ω_1 , ω_2 et ω_3 suffisamment élevés.

De plus, en prenant des valeurs de paramètres spécifiques, il est possible d'avoir un modèle indépendant de la contrainte de Von Mises et d'obtenir un modèle équivalent au modèle d'Antoni. On peut donc voir ce nouveau modèle comme une extension du précédent en ajoutant la contribution d'une composante déviatorique qui traduit en partie les contraintes de cisaillement en surface des rails.

3.4.4. Méthodologie d'identification des paramètres pour le matériau étudié dans les conditions du CRR

Une première étude paramétrique est faite pour identifier et avoir un ordre de grandeur des six paramètres indéterminés de la surface seuil. Cette méthodologie est appliquée à la formation des WEL dans les conditions du CRR mais pourrait s'appliquer à tout matériau présentant une formation de TTS induite thermomécaniquement.



Chapitre 3. Modélisation du couplage thermomécanique de formation de WEL

FIGURE 3.1. – Représentation 3D de la surface seuil $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ et effets sur la sensibilité des paramètres ω_1, ω_2 and ω_3 sur la courbure de la surface

La première étape consiste à identifier les trois points critiques de transformation. La température T_c correspond à la température d'austénitisation et vaut 727 °C dans le cas de notre acier. La température T_c peut alors être fixée à 1000 K. Les études de la littérature [Hil63]; [Wu+16] montrent que la température d'austénitisation diminue linéairement avec la température d'environ 20 K/GPa (Fig. 3.2). Ainsi, le couplage entre la pression hydrostatique et la température est considéré comme linéaire, ω_1 est donc arbitrairement choisi très élevé (100 GPa).

De plus, en supposant une diminution linéaire de 20 K/GPa, la pression hydrostatique critique σ_c conduisant à une transformation à température ambiante est supposée être égale à 30 GPa.

Remarques :

- Des essais de compression réalisés par Al-juboori [Al-18] et Zhu [Zhu+20] ont mis en évidence la formation de WEL en comprimant un échantillon à une pression de 1 GPa à partir d'une température de 550 °C. Les auteurs donnent très peu d'information sur le protocole expérimental et notamment sur la force imposée au cours de l'essai. On a alors fait le choix de ne pas considérer ces travaux pour l'estimation des paramètres.
- Des essais de compression cyclique multiaxiale (essais Maxstrain) ont été effectués pendant le début de la thèse pour représenter le passage cumulé des trains. Les résultats n'ont pas abouti à la formation de WEL car le niveau de contrainte imposée était bien en dessous d'un GPa ce qui a conduit à écarter cette piste. La présentation de ces essais figure dans l'Annexe B.



FIGURE 3.2. – Effet de la pression hydrostatique sur la température d'austénitisation dans le cas des aciers eutectoides d'après Hilliard [Hil63] (points bleus) et Wu [Wu+16] (point rouge), la ligne en pointillés correspond à une régression linéaire des points mesurés

Le troisième point critique concerne la contrainte de cisaillement critique τ_c qui est indéterminée dans la littérature. Sa détermination repose alors sur la réalisation d'essais de cisaillement pur (cycliques ou non) à température ambiante. Des essais de cisaillement dédiés à la sensibilité du cisaillement dans la formation de WEL sont présentés dans le Chapitre 5.

À ce stade, trois paramètres sont identifiés bibliographiquement $(T_c, \sigma_c \text{ et } \omega_1)$ et seront fixés pour le reste de l'étude (Table 3.1).

$T_i^z(K)$	$\sigma_c (GPa)$	$\omega_1 (GPa)$
1000	30	100

TABLE 3.1. – Paramètres fixés pour le reste de la thèse

L'estimation des trois autres paramètres (τ_c , ω_2 et ω_3) repose alors sur l'effet des contraintes de cisaillement sur la formation de WEL. Or, dans le CRR, ces contraintes sont difficiles à déterminer expérimentalement. La contrainte de cisaillement qui pourrait induire la formation des WEL reste alors inconnue.

A l'aide de l'expression de la nouvelle surface seuil (Eqs. 3.14, 3.20 et 3.21) il est possible de définir une contrainte de cisaillement critique théorique $\sigma_{critique}^{eq}(P,T)$ qui induirait une transformation de phase qui varie en fonction des différentes de pression et de température induites. En effet, en fixant la température et la pression hydrostatique, la surface seuil $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ devient alors une fonction
d'une variable qui dépend uniquement de la contrainte de cisaillement. $\sigma^{eq}_{critique}$ vérifie alors l'équation suivante :

$$f^{pz}(P, \sigma^{eq}_{critique}, T) = 0 \tag{3.22}$$

En utilisant les équations (3.18), (3.20) et (3.21) on obtient alors une relation entre la contrainte de cisaillement critique, la pression, la température et les paramètres du modèle :

$$\sigma_{critique}^{eq}(P,T) = -\omega_2 \ln \left(e^{-\frac{\tilde{\tau}(P)}{\omega_2}} + \frac{T - T_0}{T_c - T_0} \frac{\left(1 - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_1}}\right) \left(1 - e^{-\frac{\tilde{\tau}(P)}{\omega_2}}\right)}{< e^{-\frac{\leq P}{\omega_1}} - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_1}} >} \right)$$
(3.23)

Dans le but de mieux comprendre la sensibilité de $\sigma_{critique}^{eq}(P,T)$ à la pression et la température on distinguera plusieurs conditions possibles. L'objectif étant *in fine* d'identifier les paramètres indéterminés du modèle (ω_2 , ω_3 et τ_c). Une étude paramétrique est aussi menée sur ces paramètres pour chacun des cas présentés.

Cas 1 $(P = 0 \text{ et } T = T_0)$

Dans ce premier cas on se place dans des conditions de cisaillement pur à température ambiante. On remarque que l'expression de $\tilde{\tau}(P)$ vaut directement τ_c pour une pression nulle (Eq. (3.24)) :

$$\tilde{\tau}(P=0) = \tau_c \frac{\langle e^{-\frac{\langle 0 \rangle}{\omega_3}} - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}} \rangle}{1 - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}}} = \tau_c$$
(3.24)

A partir de l'équation (3.24), la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{critique}^{eq}$ vaut directement le paramètre τ_c (Eq. (3.25)), ce qui est cohérent avec la définition donnée à ce paramètre.

$$\sigma_{critique}^{eq}(P=0, T=T_0) = -\omega_2 \ln\left(e^{-\frac{\tilde{\tau}(P=0)}{\omega_2}}\right) = \tau_c \tag{3.25}$$

Cas 2 $(P = 0 \text{ et } T > T_0)$

On se place à présent dans des conditions de cisaillement pur sous température contrôlée, l'expression de $\sigma_{critique}^{eq}$ dépend à présent de la température et des paramètres τ_c et ω_2 (Eq. (3.26)) :

$$\sigma_{critique}^{eq}(P=0,T) = -\omega_2 \, ln \left(e^{-\frac{\tau_c}{\omega_2}} + \frac{T - T_0}{T_c - T_0} \left(1 - e^{-\frac{\tau_c}{\omega_2}} \right) \right) \tag{3.26}$$

Cette équation traduit directement que la formation de WEL serait possible en l'absence de pression hydrostatique par un couplage direct entre la contrainte de cisaillement et la température. Indépendamment du choix des paramètres τ_c et ω_2 , l'expression de $\sigma_{critique}^{eq}$ est de la forme « -log (T) » qui est une fonction décroissante de la température. En d'autres termes, la température abaisse la contrainte de cisaillement critique. Cet abaissement sera plus ou moins marqué en fonction de la valeur des paramètres τ_c et ω_2 (Figs. 3.3 et 3.4).

La contrainte $\sigma_{critique}^{eq}$ est maximale à température ambiante et vaut directement τ_c (dans le cas d'une pression nulle). Celle-ci tend vers 0 dans le cas ou la température atteint la température d'austénitisation T_c . En diminuant alors la valeur de τ_c , $\sigma_{critique}^{eq}$ diminue alors, ce qui favorise la formation de WEL (Fig. 3.3). La valeur de τ_c sera fixée arbitrairement à 1 GPa pour la suite de l'étude.

Concernant le couplage cisaillement-température, la littérature est assez pauvre à ce sujet et concerne majoritairement la formation de WEL dans le cas d'essais de cisaillement à grandes vitesses de déformation. A notre connaissance seuls des travaux sur des aciers à roulement ont montré l'effet de la température combinée au cisaillement sur la formation de WEL [Hab06]. La mise en évidence de ce couplage, dans le but d'identifier le paramètre ω_2 a été l'objet d'une partie du travail expérimental développé dans cette thèse. Le détail des résultats expérimentaux sera décrit dans le Chapitre 5. Une étude paramétrique est alors menée pour voir la sensibilité au paramètre ω_2 (Fig. 3.4).

La Figure 3.4 représente alors l'effet de la température sur la contrainte de cisaillement critique pour différentes valeurs de ω_2 . Indépendamment du choix de la valeur de ω_2 , la température abaisse la contrainte de cisaillement critique. Cet abaissement est d'autant plus marqué si l'on considère une faible valeur de ω_2 . Dans le cas d'une élévation de température de 500 K, on constate en effet une chute de la contrainte critique (Tab. 3.2). Dans le cas d'un couplage linéaire cisaillement-température ($\omega_2 = 100 \ GPa$), $\sigma_{critique}^{eq}$ vaut 0.71 GPa. Cette contrainte diminue de moitié ($\sigma_{critique}^{eq} = 0.35 \ GPa$) en considérant une valeur de ω_2 de 0.3 GPa. Enfin, pour une valeur ω_2 égale à 0.1 GPa, la contrainte $\sigma_{critique}^{eq}$ passe finalement à 0.13 GPa.

P (GPa)	T(K)	$\omega_2 \ (GPa)$	$\omega_3 (GPa)$	$\sigma_{critique}^{eq} (GPa)$
0	500	100	100	0.71
0	500	0.3	100	0.35
0	500	0.1	100	0.13

TABLE 3.2. – Effet de ω_2 sur la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{critique}^{eq}$



FIGURE 3.3. – Effet du paramètre τ_c sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement pur $(P = 0 \ GPa)$ sous température contrôlée $(\omega_2 = 100 \ GPa)$



FIGURE 3.4. – Effet du paramètre ω_2 sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement pur sous température contrôlée

Cas 3 $(P \neq 0 \text{ et } T = T_0)$

Dans cette configuration on considère un état de cisaillement sous pression hydrostatique à température ambiante. Dans ces conditions, la contrainte de cisaillement critique vaut directement $\tilde{\tau}(P)$ définie précédemment dans l'équation (3.21). $\sigma_{critique}^{eq}$ est à présent une fonction qui dépend uniquement de la pression hydrostatique et des paramètres du modèle σ_c , τ_c et ω_3 (Eq. (3.27)) :

$$\sigma_{critique}^{eq}(P, T = T_0) = \tilde{\tau}(P) = \tau_c \frac{\langle e^{-\frac{\langle P \rangle}{\omega_3}} - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}} \rangle}{1 - e^{-\frac{\sigma_c}{\omega_3}}}$$
(3.27)

Cette nouvelle expression de $\sigma_{critique}^{eq}$ traduit à présent que la formation de WEL est aussi possible en l'absence de température par le biais d'un couplage entre la pression hydrostatique et la contrainte de cisaillement. Par un raisonnement analogue au cas précédent, c'est le paramètre ω_3 qui traduit la sensibilité de ce couplage.

Un tel couplage est mentionné dans la littérature de façon indirecte dans le cas d'essais représentatifs du CRR tels que des essais bi-disques [Ber+97]; [Var+16] ou des essais Triboring [Mer19]. Dans ce type d'essais, le contact induit par l'essai en lui même génère une pression hydrostatique et la composante tangentielle est induite par le taux de glissement.

D'autres essais plus directs tels que les essais HPT ont mis en évidence la formation de WEL et ont permis de mieux comprendre les mécanismes de dissolution progressive de la cémentite jusqu'à obtenir la formation de WEL [Iva+03a]; [Wet+04]; [WVP05]; [Wet+06]. Toutefois, à partir de ces résultats, il est difficile d'identifier les paramètres de notre modèle pour plusieurs raisons.

Premièrement, le chemin de déformation est différent (chargement monotone) des conditions de contact (cycliques). Quelques essais HPT cycliques ont clairement montré une différence de comportement par rapport à un essai monotone [Wet+06].

Deuxièmement, il s'agit d'essais en grandes déformations imposées qui sont bien au-delà de la plasticité classique ce qui rend difficile la modélisation du comportement mécanique. Le rôle du cisaillement couplé à la pression hydrostatique est indéniable mais il s'avère difficile d'identifier clairement le paramètre ω_3 . Une discussion sur la réalisation d'essais de cisaillement sous pression sera donnée dans le chapitre 5 pour identifier le paramètre ω_3 qui demeure pour le moment indéterminé.

La Figure 3.5 présente alors l'effet de la pression hydrostatique sur la contrainte de cisaillement critique de transformation pour différentes valeurs du paramètre ω_3 . La formulation de la surface seuil proposée met clairement en évidence que la pression hydrostatique abaisse la contrainte de cisaillement critique de transformation quelles

que soient les valeurs prises par ω_3 . Le paramètre ω_3 permet de jouer sur le niveau de sensibilité du couplage pression-cisaillement dans la formation de WEL. En effet, plus ω_3 sera petit plus la contrainte de cisaillement critique sera petite et donc plus la formation de WEL sera facilitée. Si l'on considère une pression hydrostatique du même ordre de grandeur que dans le CRR de 1 GPa (Table 3.3), la contrainte de cisaillement critique est de l'ordre de 0.96 GPa dans le cas d'un couplage linéaire ($\omega_3 = 100 \ GPa$). Cette contrainte diminue à 0.72 GPa pour une valeur de ω_3 de 3 GPa. Enfin, une valeur de 1 GPa pour ω_3 divisera par 2 la contrainte de cisaillement critique (passage à 0.37 GPa).



FIGURE 3.5. – Effet du paramètre ω_3 sur la contrainte de cisaillement critique dans des conditions de cisaillement sous pression hydrostatique à température ambiante

P(GPa)	T(K)	$\omega_2 (GPa)$	$\omega_3 (GPa)$	$\sigma^{eq}_{critique} \ (GPa)$
1	T_0	100	100	0.96
1	T_0	100	4	0.71
1	T_0	100	1	0.37

TABLE 3.3. – Effet de ω_3 sur la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{critique}^{eq}$

Cas réel représentatif du CRR $(P = 1 \ GPa \ \text{et} \ T \in [300; 700 \ K])$

Dans le cas du CRR, les valeurs de la pression hydrostatique et de la température ne peuvent pas être négligées. On cherche alors à regarder l'effet combiné de la pression hydrostatique et de la température sur la valeur de $\sigma_{critique}^{eq}$. La Figure 3.6 représente l'évolution de $\sigma_{critique}^{eq}$ en fonction de la pression hydrostatique pour différentes valeurs de température (de 300 K à 700 K). Les paramètres de sensibilité ω_2 et ω_3 sont fixés arbitrairement et valent respectivement 100 GPa et 4 GPa.

La Figure 3.6 met en évidence que la température abaisse globalement la valeur de $\sigma_{critique}^{eq}$ pour n'importe quelle pression hydrostatique considérée. Ce résultat a déjà été montré dans le cas d'une pression nulle (Fig. 3.4) et se généralise dans le cas d'une pression hydrostatique quelconque.

Parallèlement, on constate que si la pression augmente, $\sigma_{critique}^{eq}$ diminue aussi pour toutes les températures testées. Ce résultat généralise les résultats présentés dans le cas 3 (Fig. 3.5). La combinaison de la pression associée à la température amplifient la diminution de la valeur de $\sigma_{critique}^{eq}$ par rapport à un cas sans pression hydrostatique imposée (Cas 2) ou sans température imposée (Cas 3).

La Table 3.4 donne quelques exemples numériques pour résumer le modèle. En effet, dans le cas d'une pression de 1 GPa, $\sigma_{critique}^{eq}$ vaudra 0.55 GPa à une température de 500 K (contre 0.71 GPa sans pression) puis décroit à 0.32 GPa pour une température de 700 K (contre 0.43 GPa sans pression).



FIGURE 3.6. – Représentation de la contrainte de cisaillement critique en fonction de la pression hydrostatique pour différentes températures possibles dans le CRR : $\omega_2 = 100 \ GPa$, $\omega_3 = 4 \ GPa$

P(GPa)	T(K)	$\sigma_{critique}^{eq} (GPa)$
0	500	0.71
1	500	0.55
0	700	0.43
1	700	0.32

TABLE 3.4. – Effet de la pression combinée à la température sur la contrainte de cisaillement critique ($\omega_2 = 100 \ GPa$; $\omega_3 = 4 \ GPa$)

3.5. Bilan du Chapitre 3

Un modèle thermomécanique de formation de WEL est présenté. Celui-ci reprend comme base les équations du modèle de G.Antoni qui ont été reconsidérées puis étendues.

Premièrement, une variable interne métallurgique a été réinterprétée comme un indicateur des stades d'évolution introduits dans le Chapitre 2. Celle-ci pourrait aussi correspondre au suivi de la proportion de dissolution de la cémentite au cours de la déformation. La réinterprétation de cette variable interne permet de conserver un modèle macroscopique de changement de phase tout en prenant en compte les différentes évolutions microstructurales.

Deuxièmement, la surface seuil de transformation de phase a été modifiée pour rendre compte des différents scénarios de formation de WEL :

- Le scénario thermique assisté par la mécanique se modélise par l'introduction de trois paramètres relatifs au couplage pression-température : une température critique de transformation T_c , une pression critique de transformation σ_c et un paramètre de sensibilité ω_1 qui ont été identifiés bibliographiquement.
- Le scénario mécanique (sans austénitisation) (voir Chapitre 1) est pris en compte par l'effet de la contrainte de Von Mises qui traduit l'effet des contraintes de cisaillement. Dans ce scénario, la formation de WEL s'expliquerait par un couplage du cisaillement avec d'une part la température et d'autre part la pression hydrostatique. Trois autres paramètres doivent alors être identifiés : une contrainte de cisaillement critique τ_c et deux paramètres de sensibilité ω_2 et ω_3 .

Le chapitre suivant (Chapitre 4) portera alors sur la validation numérique du rôle du cisaillement et de ses couplages (avec la température et la pression) dans la formation de WEL. Pour cela, le modèle proposé sera implémenté dans des simulations par éléments finis reproduisant les conditions du CRR. Cette première étape permettra de valider qualitativement le modèle et déterminera des ordres de grandeur des paramètres restants à identifier. Une fois ce modèle validé, des essais de reproduction expérimentale de WEL seront réalisés pour vérifier ces couplages et identifier précisément les paramètres indéterminés du modèle (Chapitre 5). L'ensemble des paramètres relatifs aux différents couplages est résumé dans la Figure 3.7.



FIGURE 3.7. – Schéma de synthèse des six paramètres à identifier pour le modèle de plasticité de transformation : trois paramètres critiques $(T_c, \sigma_c$ et $\tau_c)$ et trois paramètres de sensibilité aux différents couplages $(\omega_1, \omega_2$ et $\omega_3)$

4. Modèle numérique représentatif du CRR

Sommaire

4.1	Introd	luction $\ldots \ldots $
4.2	Modél	lisations et hypothèses de l'étude
	4.2.1	Modélisation par éléments finis
	4.2.2	Modélisation des conditions du CRR 96
4.3	Résult	tats numériques
	4.3.1	Cas élastique de référence sans formation de WEL 98
		4.3.1.1 Effet de la zone de glissement normalisée ($\mu_0 = 0.3$) 98
		4.3.1.2 Effet du coefficient de frottement $(s_{glis} = 0.5)$ 100
	4.3.2	Validation et identification numérique de la loi de comportement 101
		4.3.2.1 Étude pour un cycle de chargement
		4.3.2.2 Étude d'un chargement cyclique
	4.3.3	Corrélation entre les stades de transformation (Chapitre 2)
		et la variable métallurgique (Chapitre 3)
	4.3.4	Application à un champ mobile variable
		$4.3.4.1 \text{Cadre de la simulation} \dots \dots \dots \dots \dots \dots 115$
		4.3.4.2 Résultats d'une simulation après 100 passages de
		$train (3000 cycles) \dots \dots$
4.4	Bilan	du Chapitre 4

4.1. Introduction

Dans le Chapitre précédent, un modèle thermomécanique a été revisité et amélioré pour prendre en compte l'ensemble des scénarii de formation de WEL. La nouveauté majeure de ce modèle repose sur l'introduction de l'effet du cisaillement (couplé à la température et à la pression hydrostatique) dans la formation de WEL.

L'objectif de ce Chapitre est de montrer la cohérence du modèle et sa capacité à reproduire la formation de WEL dans des conditions réalistes du CRR (Chapitre 1). Pour cela, le modèle de comportement présenté dans le Chapitre 3 a été intégré à des simulations numériques reproduisant les conditions du CRR.

Pour valider la cohérence de la loi de comportement introduite, la démarche repose sur la validation de plusieurs hypothèses numériques. Ces conditions concernent des observations réelles qualitatives (facteurs d'influence, cinétique de transformation) et quantitatives (gradients microstructuraux, épaisseur des zones de WEL) :

- **Hypothèse** n°1 : on suppose que dans des conditions thermomécaniques classiques ($p_0 = 1 \ GPa$, $\mu_0 = 0.3$, $T_i = 450 \ K$), le gradient de microstructure s'étend sur moins de 0.2 mm (voir la description dans le Chapitre 2 et la Figure 4.20).
- **Hypothèse n°2** : Une variation des conditions thermomécaniques classiques $(p_0 + \Delta p, \mu_0 + \Delta \mu \text{ et ou } T_i + \Delta T)$ va augmenter la taille de la zone transformée.
- Hypothèse n°3 : La formation de zones complètement transformées (WEL) doit avoir une épaisseur de moins d'une centaine de micromètres
- Hypothèse n°4 : Des variations des conditions de contact accélèrent la cinétique de formation de WEL par rapport à des conditions classiques.

L'objectif de cette partie est donc d'identifier des paramètres admissibles du modèle qui respectent ces quatre conditions. Pour cela, des simulations 2D par éléments finis du passage répété de roues seront effectuées. Une synthèse des résultats présentés dans ce chapitre est disponible dans un article publié dans la revue internationale Mechanics of Materials [Thi+20].

4.2. Modélisations et hypothèses de l'étude

4.2.1. Modélisation par éléments finis

Les simulations numériques ont été réalisées à l'aide du logiciel de calculs par éléments finis Abaqus[®]. La loi de comportement du matériau a été implémentée dans une subroutine utilisateur (UMAT : « User-defined Material Model ») codée en langage Fortran 77. Il s'agit d'un sous-programme Fortran auquel le solveur d'Abaque Standard (implicite) fait appel pour intégrer des lois de comportement définies par les utilisateurs [Sai19]. Ce programme intervient au niveau de l'intégration locale du comportement du matériau pour la détermination des contraintes, des variables internes et de l'opérateur tangent local. Le détail des méthodes numériques d'intégration est présenté dans l'Annexe A.

Un cas d'étude 2D correspondant à une coupe longitudinale d'un rail a été considéré pour les simulations. Le rail est représenté par un carré d'une longueur de 100 mm (Fig. 4.1).

Le maillage a été raffiné sur les 5 premiers mm depuis la surface pour coïncider avec la profondeur de la zone où les contraintes de Von Mises sont maximales dans des conditions de roulement sans glissement [Zwi15]).

Un maillage encore plus raffiné composé d'éléments rectangulaires de taille 0.5 x 0.01 mm² est considéré en sous-surface (Fig. 4.2). Un tel raffinement a été fixé pour satisfaire d'une part la convergence au maillage et d'autre part déterminer l'état de contraintes au voisinage de la surface de contact. Le but étant de reproduire numériquement la formation de WEL à une profondeur de quelques dizaines de micromètres (Chapitre 2). Une épaisseur de maille plus petite aurait pu être envisagée mais cela remettrait en cause les hypothèses d'un modèle macroscopique et isotrope. En effet, l'épaisseur minimale de 0.01 mm est déjà à la limite de la taille de grains.

Enfin, des élément quadrangulaires bilinéaires avec un degré de liberté en température ont été choisis pour les simulations (CPE4T).



FIGURE 4.1. – Modélisation 3D du rail et modèle 2D (coupe longitudinale) considéré pour cette étude



FIGURE 4.2. – Maillage éléments finis du rail avec le champ thermomécanique imposé

4.2.2. Modélisation des conditions du CRR

La simulation numérique du CRR est à la fois un problème multi-échelle (de l'échelle du train à l'échelle du troisième corps) et multi-physique (couplage thermomécanique). La prise en compte de l'ensemble de ces phénomènes combinés à une loi de comportement fortement non linéaire s'est avérée très complexe et trop coûteuse en temps de calcul.

Pour une première approche, le choix des simulations a alors été de ne pas résoudre numériquement le problème de contact. Celui-ci a alors été modélisé par un champ thermomécanique équivalent qui représente les conditions du CRR. Ce chargement se compose d'un champ mécanique (avec une composante normale et une composante tangentielle) et d'un champ thermique (Fig. 4.2).

Un couplage faible a été considéré pour la résolution du problème thermomécanique. Autrement dit, le champ thermique, résolu au préalable en régime stationnaire, est réintégré dans le problème mécanique pour la résolution complète.

La composante normale du champ mécanique p(x), qui suit un profil théorique de Hertz [Her82], représente le champ de pression exercé par la roue sur le rail (Eq. (4.1)). En 2D, le contact est considéré comme linéique avec une zone de contact de taille 2a. En conditions réelles, celle-ci change en raison de la plasticité du matériau, de sorte que la taille du contact (2a) et la pression ne sont pas constantes [Seb+12]. Néanmoins, pour une première approximation dans les simulations, la taille de la zone de contact et la pression maximale (p_0) seront considérées comme constantes. Dans un cas 2D, le champ de pression Hertzienne s'écrit alors comme suit :

$$p(x) = p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x - x_0}{a}\right)^2}$$
 avec $x \in [x_0 - a, x_0 + a]$ (4.1)

où x désigne la coordonnée longitudinale d'un point à la surface du rail et x_0 celle du point au centre de la zone de contact.

La valeur de *a* sera alors fixée à 5 mm pour toutes les simulations présentées dans ce Chapitre. Cette taille correspond aux conditions initiales dans un cas élastique [Zwi15]. De même, la valeur classique de la pression de contact maximale p_0 est généralement de l'ordre d'1 GPa. Cette valeur de pression constituera donc une des valeurs indiquées comme « classique » dans le CRR.

La composante tangentielle du champ mécanique q(x) est modélisée à l'aide de la théorie de Carter [Car26] (Eq. (4.2)). Carter a établi une expression du champ de contraintes tangentielles q(x) dans la zone de contact qui dépend de la taille de la zone de glissement (Fig. 4.3). Dans le cas d'un contact 2D, cette zone correspond à une ligne de longueur 2c. Ce champ s'écrit alors comme la somme de deux contributions $q_1(x)$ et $q_2(x)$ qui correspondent respectivement aux cas limite de glissement complet et d'adhérence totale (Eq. (4.2)) :

$$\begin{cases} q(x) = q_1(x) + q_2(x) \\ q_1(x) = \mu_0 p(x) \\ q_2(x) = -\frac{c}{a} \mu_0 p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x - x_0 - a + c}{c}\right)^2} \text{ avec } x \in [x_0 - a, x_0 + a] \end{cases}$$
(4.2)



FIGURE 4.3. – Champ tangentiel de Carter [Car26] : x_0 est le centre de la zone de contact

Enfin, le champ thermique est modélisé par un champ de température $\mathbf{T}(\mathbf{x})$ imposé à la surface du rail. Dans la zone de contact, la température est considérée uniforme et vaut la température T_i . Hors de la zone de contact, celle-ci est fixée à la température ambiante T_0 (Eq. (4.3)).

$$T(x) = \begin{cases} T_i & \text{si } x \in [x_0 - a, x_0 + a] \\ T_0 & \text{Sinon} \end{cases}$$
(4.3)

Ce chargement thermomécanique peut alors se caractériser par plusieurs variables de champ qui seront utilisées dans la suite de ce Chapitre pour simuler des variations dynamiques de ce champ :

- la pression de contact maximale p_0
- le coefficient de frottement μ_0
- la zone de glissement normalisée : $s_{glis} = 1 \frac{c}{a}$
- la température de contact T_i

Il est important de souligner que le choix d'un chargement thermomécanique équivalent est une première approche de modélisation des conditions de contact. Il est clair que ces simulations ne montrent pas l'intégralité de la complexité du CRR, en partie les différents couplages entre les variables de champ.

Toutefois, il s'agit d'un premier cas d'application de la loi de comportement dans des conditions représentatives du CRR. La méthodologie d'identification des paramètres du modèle pourrait être reprise avec des modèles de contact plus élaborés (résolution directe du contact) sans que cela nuise au raisonnement global présenté.

4.3. Résultats numériques

4.3.1. Cas élastique de référence sans formation de WEL

Des simulations numériques dans un cas purement élastique sont réalisées dans un premier temps pour illustrer les effets du glissement (répartition des zones adhérence/glissement dans le contact) et du coefficient de frottement sur la répartition des contraintes (de Von Mises). Cette étude permettra d'avoir un cas de référence et apportera des éléments de réponse sur les résultats obtenus dans l'étude paramétrique de la partie suivante. Pour cette partie, la pression maximale de contact sera fixée à 1 GPa.

4.3.1.1. Effet de la zone de glissement normalisée ($\mu_0 = 0.3$)

On s'intéresse dans un premier temps à l'effet de la zone de glissement s_{gliss} sur la répartition des contraintes de Von Mises dans le rail (Fig. 4.4). Pour cette première étude, le coefficient de frottement μ_0 est fixé à 0.3.

Si on se place dans des conditions de roulement sans glissement $(s_{gliss} = 0)$ alors les efforts tangentiels induits à la surface du rail seront nuls pour n'importe quelle valeur de coefficient de frottement. La théorie de Carter confirme effectivement ce cas particulier puisque la somme des termes $q_1(x)$ et $q_2(x)$ conduit à une répartition des contraintes tangentielles nulles q(x) (Eq. (4.2)). La répartition des contraintes de Von Mises se réduit alors au cas classique d'une structure soumise uniquement à une pression de Hertz. Dans ces conditions, la contrainte maximale de Von Mises se localise alors en sous surface à environ 3 mm dans ce calcul.

Dans des conditions de roulement avec glissement $(s_{gliss} > 0)$, le champ de contrainte se modifie, la contrainte maximale « migre » alors vers la surface au-delà d'une certaine taille de la zone de glissement (au delà de 0.5) (Fig. 4.4).

Ces premiers résultats illustrent numériquement que le glissement induit des contraintes de cisaillement en surface et contribue à localiser les contraintes de Von Mises en surface. Plus généralement, cet exemple illustre le rôle des efforts tangentiels dans la localisation en surface des contraintes maximales. Cela permettrait d'expliquer les gradients de microstructure observés dans le cas du CRR en présence de WEL ou non.

Enfin, l'effet du glissement aura peu d'influence sur la pression hydrostatique mesurée dans un élément de surface qui reste autour de 0.8 GPa pour toutes les configurations de glissement (Table 4.1). Ce résultat est assez intuitif puisque le glissement induit des contraintes déviatoriques (tangentielles) qui n'interviennent pas dans le calcul de la pression hydrostatique.



FIGURE 4.4. – Effet de la zone de glissement s_{gliss} sur la répartition des contraintes de Von Mises ($\mu_0 = 0.3$)

s_{gliss}	$\sigma^{eq}_{surface}~(GPa)$	$P_{surface} \; (GPa)$
0	0.40	0.86
0.25	0.43	0.79
0.5	0.64	0.78
0.75	0.65	0.86
1	0.66	0.87

Chapitre 4. Modèle numérique représentatif du CRR

TABLE 4.1. – Etat de contraintes d'un élément en surface pour différentes tailles de zones de glissement ($\mu_0 = 0.3$)

4.3.1.2. Effet du coefficient de frottement $(s_{qlis} = 0.5)$

La partie précédente a mis en évidence que le glissement fait migrer la zone de contraintes maximales en surface. Or, ce niveau de contraintes est aussi sensible à la valeur du coefficient de frottement μ_0 . Une étude paramétrique est alors menée dans cette partie en considérant une demie zone de glissement ($s_{qliss} = 0.5$).

La Figure 4.5 illustre la répartition des contraintes de Von Mises pour différentes valeurs de μ_0 . On constate que le coefficient de frottement a une forte influence sur le niveau des contraintes globales dans le matériau, en particulier à la surface. En effet, la contrainte de Von Mises, au sein d'un élément de surface, augmente drastiquement avec le coefficient de frottement. Celle-ci passe d'une valeur de 0.64 GPa pour des conditions de tractions classiques ($\mu_0 = 0.3$) à une valeur proche d'1 GPa dans des conditions de traction plus élevée ($\mu_0 = 0.5$). Parallèlement, on constate que localement, le niveau de pression hydrostatique baisse légèrement entre ces deux valeurs de μ_0 (passage de 0.78 à 0.73 GPa) (Table 4.2).



FIGURE 4.5. – Effet du coefficient de frottement sur la répartition des contraintes de Von Mises ($s_{gliss} = 0.5$)

A même pression normale, l'accroissement de la taille des zones de glissement induit une augmentation des efforts tangentiels en surface du rail qui font remonter les contraintes de cisaillement en surface de ce dernier. Ces contraintes sont accrues dans des conditions de traction élevée (coefficient de frottement élevé). Enfin, le glissement et le coefficient de frottement modifient légèrement la pression hydrostatique en surface qui restera alors dans un état de compression élevée.

μ_0	$\sigma^{eq}_{surface}~(GPa)$	$P_{surface} \; (GPa)$
0.3	0.64	0.78
0.4	0.79	0.76
0.5	0.95	0.73

TABLE 4.2. – Etat de contraintes d'un élément en surface pour différents coefficients de frottement $(s_{gliss} = 0.5)$

4.3.2. Validation et identification numérique de la loi de comportement

Cette partie présente la démarche de vérification des quatre hypothèses numériques définies dans l'introduction. L'objectif étant de déterminer numériquement des ordres de grandeur des paramètres de la loi de comportement (paramètres de la surface seuil) vérifiant ces conditions.

A ce stade du raisonnement, trois paramètres sur six ont été déterminés à partir de la bibliographie. Ceux-ci concernent le couplage entre la pression hydrostatique et la température. Ils sont donc fixés pour toute la suite des simulations numériques.

Les trois paramètres indéterminés concernent l'effet du cisaillement (contrainte de cisaillement critique τ_c) couplé à la température (ω_2) et à la pression hydrostatique (ω_3). Une étude paramétrique sur ces derniers est alors menée pour obtenir un gradient de transformation de moins de 0.2 mm (**hypothèse n°1**).

La Table 4.3 résume l'ensemble des paramètres de la surface seuil ayant été déterminés ou pas à ce stade.

$T_c(K)$	$\sigma_c ~(GPa)$	$\omega_1 \; (GPa)$	$ au_c~(GPa)$	$\omega_2 \; (GPa)$	$\omega_3~(GPa)$
1000	30	100	inconnu	inconnu	inconnu

TABLE 4.3. – Rappel des paramètres de la surface seuil traduisant le couplage pression-cisaillement-température dans la formation de WEL : les paramètres en lien avec le cisaillement sont indéterminés

A l'issue de cette étude, un jeu de paramètres adéquats sera choisi arbitrairement parmi ceux satisfaisant la première hypothèse. Une étude de sensibilité aux variables du champ thermomécanique sera ensuite réalisée pour voir leurs effets sur la taille de la zone transformée (**hypothèse n°2**).

A la suite de la validation des deux premières conditions, l'étude de la cinétique de formation de WEL sera menée dans le cas d'un chargement cyclique imposé. Ces simulations permettront de montrer la formation d'une zone totalement transformée sur moins de 0.1 mm (**hypothèse n°3**). De plus, elles permettront d'illustrer les différences de cinétique pour plusieurs conditions de chargement (**hypothèse n°4**).

4.3.2.1. Étude pour un cycle de chargement

Étude paramétrique du modèle

L'étude paramétrique du modèle (τ_c , ω_2 et ω_3) est réalisée dans les conditions thermomécaniques classiques qui sont données dans la Table 4.4. L'étude est effectuée séparément pour chacun des trois paramètres (τ_c , ω_2 et ω_3) en fixant les deux autres. Un cycle thermomécanique est appliqué et correspond à un passage de roue.

$p_0 (GPa)$	μ_0	$T_i(K)$	s_{gliss}
1	0.3	450	0.5

TABLE 4.4. – Conditions thermomécaniques « classiques » supposées conduire à l'apparition de zones transformées de moins de 0.2 mm (**hypothèse n°1**)

Pour évaluer l'effet du paramètre τ_c , défini comme le paramètre de cisaillement critique, un couplage linéaire est défini, entre la contrainte de cisaillement et la température d'une part ($\omega_2 = 100 \ GPa$), et entre la contrainte de cisaillement et la pression hydrostatique d'autre part ($\omega_3 = 100 \ GPa$). On constate que plus la contrainte τ_c est élevée, plus la profondeur de la zone transformée est grande. En effet, en prenant une valeur de τ_c égale à 0.7 GPa la profondeur de la zone transformée est de 3.3 mm alors que pour une valeur de 0.8 GPa, celle-ci est réduite à 0.2 mm (Fig. 4.6).



FIGURE 4.6. – Effet de τ_c sur la profondeur de la zone transformée (avec $\omega_2 = \omega_3 = 100 \ GPa$)

On s'intéresse à présent au couplage entre la contrainte de cisaillement et la température (effet de ω_2). Pour cette étude, τ_c est maintenant fixé à 1 GPa afin de n'avoir aucune influence significative de ce paramètre. Un couplage linéaire entre la contrainte de cisaillement et la pression est à nouveau considéré ($\omega_3 = 100 \ GPa = +\infty$). Le choix d'un paramètre ω_2 élevé va diminuer la profondeur de la zone transformée. En effet, en choisissant une valeur de ω_2 égale à 0.4 GPa, la profondeur est de 2 mm alors que pour une valeur de 0.5 GPa la profondeur de la zone transformée est réduite à 0.5 mm (Fig. 4.7).



FIGURE 4.7. – Effet de ω_2 sur la profondeur de la zone transformée (avec $\tau_c = 1 \ GPa$ et $\omega_3 = 100 \ GPa$)

Des conclusions similaires sont établies concernant le couplage entre les contraintes de cisaillement et la pression hydrostatique (effet de ω_3). En effet, plus ω_3 est élevé, plus la zone transformée est petite (Fig. 4.8).



FIGURE 4.8. – Effet de ω_3 sur la profondeur de la zone transformée (avec $\tau_c = 1 \ GPa$ et $\omega_2 = 100 \ GPa$)

À ce stade, il n'existe pas une seule combinaison de paramètres conduisant à une zone transformée d'une épaisseur maximale de 0.2 mm. Ainsi, l'**hypothèse** $n^{\circ}1$ est satisfaite pour de multiples jeux de paramètres. Le choix optimal des paramètres dépendra de la sensibilité de chaque couplage qui nécessite l'identification expérimentale de chacun des paramètre (Chapitre 5). Les paramètres à identifier étant pour le moment indéterminés, un choix arbitraire de paramètres admissibles est considéré et sera fixé pour la suite de l'étude (Table 4.5).

$T_c (K)$	$\sigma_c~(GPa)$	$\omega_1 \; (GPa)$	$ au_{c}~(GPa)$	$\omega_2 \; (GPa)$	$\omega_3~(GPa)$
1000	30	100	1	100	4

TABLE 4.5. – Paramètres de la surface seuil choisis pour la suite des simulations : les paramètres en bleu correspondent aux paramètres admissibles qui satisfont l'hypothèse n°1

Effet de la variabilité du champ thermomécanique

On s'intéresse à présent à l'effet de variations des conditions de contact par rapport aux conditions classiques (Table 4.4). Dans ce modèle, celles-ci correspondent à des modifications de la pression maximale de contact $(p_0 + \Delta p)$, des changement du coefficient de frottement $(\mu_0 + \Delta \mu)$, et des fluctuations de température $(T_i + \Delta T)$. L'effet des ces variations sur la taille de la zone transformée est alors étudié.

La Figure 4.9 illustre l'effet de la pression maximale de Hertz. On constate qu'une variation de 20 % de la pression augmente drastiquement la taille de la zone transformée qui est passée de 0.06 mm (pour une pression de 1 GPa) à 2 mm. Cela s'explique par la combinaison de plusieurs facteurs. En effet, l'élévation de la pression de contact va augmenter localement la valeur de la pression hydrostatique mais aussi celle de la contrainte de Von Mises qui est maximale en surface dans cette configuration (car $s_{gliss} = 0.5$). Ainsi, la surface seuil sera donc plus facilement franchie à cause d'une élévation locale de la pression hydrostatique et de la contrainte de Von Mises. La zone transformée sera donc plus étendue.



FIGURE 4.9. – Effet de la pression de contact sur la taille de la zone transformée (avec $\mu_0 = 0.3$ et $T_i = 450 K$)

La Figure 4.10 montre à présent l'effet de la température sur la taille de la zone transformée. De façon analogue à l'effet de la pression, on constate un fort accroissement de la taille du gradient de transformation qui passe d'une épaisseur de 0.06 mm (pour une température de 450 K) à une épaisseur de 1.9 mm lorsque la température passe à 600 K. Cela peut s'expliquer par un effet cumulé du couplage de la température avec la pression hydrostatique et avec la contrainte de Von Mises.



FIGURE 4.10. – Effet de la température sur la taille de la zone transformée (avec $p_0 = 1~GPa$ et $\mu_0 = 0.3$)

Enfin, la Figure 4.11 présente l'effet du coefficient de frottement sur la taille de la zone transformée. On constate aussi un élargissement de la zone transformée qui semble moins prononcé que dans le cas de la température et de la pression de contact. En effet, la taille passe de 0.3 mm pour un coefficient de frottement de 0.35 à 1.3 mm pour un coefficient de frottement de 0.5. Contrairement au cas de la pression de contact, les variations du coefficient de frottement vont modifier uniquement les contraintes tangentielles dans la zone de glissement. Le niveau de contrainte sera plus élevé et le gradient de contrainte sera plus concentré en surface.

Chapitre 4. Modèle numérique représentatif du CRR



FIGURE 4.11. – Effet du coefficient de frottement sur la taille de la zone transformée (avec $p_0 = 1 \ GPa$ et $T_i = 450 \ K$)

Des augmentations d'une des trois variables séparément (température, coefficient de frottement et température) induisent un agrandissement plus ou moins prononcé de la zone transformée (Figs. 4.9, 4.10 et 4.11). Dans le cas de variations multiples et simultanées, ce qui correspond à la réalité du CRR, l'épaisseur de la zone transformée augmente davantage que dans le cas d'une variation d'une seule variable (Fig. 4.12).

L'ensemble de ces observations permettent de montrer que tout accroissement local des variables du champ thermomécanique va augmenter la taille de la zone transformée par rapport à des conditions classiques. L'**hypothèse n°2** est alors vérifiée.



FIGURE 4.12. – Effet de variations simultanées de plusieurs variables de champs (1, 2 ou 3) sur la taille de la zone transformée

Ainsi, le modèle qui nous avons développé permet d'expliquer que des variations de conditions de contact pourraient conduire à la formation de zones transformées de tailles différentes. Ces zones transformées formeraient à terme des îlots de WEL d'épaisseurs variables comme observées dans des micrographies de rails usagés ou dans le scénario proposé par Baumann [BFL96].

4.3.2.2. Étude d'un chargement cyclique

Cadre des simulations

On s'intéresse à présent à l'étude de la cinétique de formation de WEL dans le cas d'un chargement cyclique représentatif du passage cumulé de trains. La cinétique de formation de WEL est reliée numériquement à l'évolution de la variable métallurgique z associée aux différents stades de transformation du matériau (définis dans le Chapitre 2). La loi d'évolution de z, qui a été définie dans le Chapitre 3, est rappelée dans cette partie (Eq. (4.4)). Les facteurs variables susceptibles d'influencer cette cinétique sont surlignés en rouge et feront l'objet d'une étude approfondie dans cette partie.

$$\dot{z} = \kappa \frac{\langle 1 - z \rangle}{\eta} \langle f^{pz}(\boldsymbol{P}, \sigma^{eq}, T) \rangle H(\boldsymbol{P})$$
(4.4)

Dans le but de reproduire la cinétique de formation de WEL, des simulations d'un chargement cyclique sont réalisées. Au cours des cycles, si les conditions de chargement sont favorables à la transformation du matériau $(f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T) \ge 0)$ alors la variable interne z augmentera progressivement. On considère alors une transformation quasi-complète de WEL lorsque cette variable z dépasse 0.95.

Hypothèse de calculs

Chaque cycle de chargement représente les conditions de contact du passage d'une roue. Pour simplifier le problème, le chargement imposé s'applique de façon répétée dans la même zone de contact. La période considérée est alors prise égale au temps de mise en contact de la roue sur le rail. Pour une vitesse de train allant à 100 km/h, le temps est de $4.10^{-4} s [\text{Loj}+01a]^{1}$.

La cyclicité des simulations sera illustrée avec un nombre de passage de train plutôt qu'un nombre de cycles. Un passage de train correspondra alors au passage de 30 roues, soit 30 cycles de chargement (un TGV Atlantique possède 15 bogies donc 30 essieux).

Enfin, l'ensemble des résultats présentés dans la partie suivante correspondra à l'évaluation de la variable interne z calculée dans un élément fini en surface du rail. Cette valeur étant calculée pour chaque cycle (roue), il est alors possible d'avoir un suivi de cette variable (donc un suivi de l'évolution de la microstructure) avec le nombre de cycles et *a fortiori* avec le nombre de trains.

Remarques :

- L'estimation du nombre de cycles menant à la formation de WEL est pour le moment une grandeur qualitative qui permet de comparer les différents chargements appliqués. En effet, la loi d'évolution est un modèle simple pour respecter le second principe de la thermodynamique [Ant10].
- La formulation différentielle des variables internes (et notamment z) permet d'avoir un modèle qui prend en compte l'histoire du chargement contrairement à des modèles analytiques. L'inconvénient est que le calcul du nombre de trains conduisant à la formation de WEL nécessite alors la réalisation de simulations de l'ensemble des cycles de chargement appliqués. Les simulations se sont donc limitées à 100 passages de trains (3000 cycles). Un paramètre κ assez grand a été considéré pour catalyser la formation de WEL après seulement 100 trains.

^{1.} Il s'agit en réalité d'un artefact de calcul puisque les simulations sont réalisées en quasistatique bien que les lois d'évolution dépendent explicitement du temps (Eq. (4.4))

Étude de sensibilité des facteurs influant sur la cinétique de z

On s'intéresse dans cette partie à l'étude de sensibilité des facteurs qui modifient la cinétique de formation de WEL. Il s'agit du paramètre κ et des variables de la surface seuil $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ associée à la formation de WEL (Eq. (4.4)).

La Figure 4.13 présente une étude paramétrique du paramètre κ . On voit clairement que plus ce paramètre est élevé plus la transformation est rapide. En effet, pour une valeur de κ égale à 200, le nombre de trains nécessaires pour atteindre une transformation quasi complète se situe autour de 100 alors que pour $\kappa = 300$, ce nombre passe à 70. Cette tendance s'explique par l'expression de \dot{z} qui pour des mêmes conditions de chargement dépendra linéairement de κ . Il est alors logique qu'une augmentation de κ augmente la vitesse de transformation. Pour la suite de l'étude le paramètre κ sera fixé à 100.

Remarque :

Si l'on connait le nombre de trains ainsi que des conditions de chargement menant à la formation de WEL on sera en mesure de déterminer κ en conséquence. Des observations récentes sur le site d'expérimentation de Bussy Saint Georges (RER A) ont montré l'apparition de premières zones de squat au bout de 10 années d'exploitation à raison de 100 trains/jours, soit un équivalent de 4.10⁵ trains. Si l'on considère que des zones de WEL ont été les précurseurs de cette zone de squat, on serait capable d'estimer κ en réalisant des simulations dans les mêmes conditions que celles du site de Bussy.



FIGURE 4.13. – Effet du paramètre κ sur la cinétique de la variable z : $p_0=1~GPa,~\mu_0=0.35,~T_i=450~K$

On considère à présent l'effet de variations du chargement thermomécanique (Δp , $\Delta \mu$ ou ΔT) sur le nombre de trains nécessaires pour obtenir une transformation de WEL.

La Figure 4.14 présente l'effet de la pression de contact sur la cinétique de z après 100 passages de train (1 journée d'exploitation du RER A). On constate une forte sensibilité de la pression sur l'état final de la microstructure. En effet, dans le cas de la pression de référence ($p_0 = 1 \ GPa$) la variable z est quasi nulle et semble évoluer très lentement alors que pour une pression supérieure de 5 % la variable z atteint 0.4. En revanche, si la pression augmente à présent de 20 %, la transformation est complète au bout de 80 cycles. Ce fort niveau de sensibilité est lié au double effet de la pression de contact qui augmente d'une part la valeur de la pression hydrostatique et d'autre part la contrainte de Von Mises en surface. La valeur de la surface seuil $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ augmentant, cela conduit donc à une vitesse de transformation plus rapide puisque \dot{z} est proportionnel à $f^{pz}(P, \sigma^{eq}, T)$ (Eq. 4.4).



FIGURE 4.14. – Effet de la pression de contact sur la cinétique de la variable z $(\mu_0 = 0.3 \text{ et } T_i = 450 \text{ K})$

L'augmentation de la valeur du coefficient de frottement induit aussi une réduction du nombre de cycles menant à une transformation complète (Figure 4.15). En effet, dans le cas d'un coefficient de frottement de 0.4, 60 trains sont nécessaires pour obtenir une zone de WEL. Ce nombre se réduit de moitié pour une valeur de 0.5. Par un raisonnement analogue au cas de la pression, une variation du coefficient de frottement conduit à une élévation des contraintes de cisaillement en surface, ce qui induit alors une élévation de la valeur de la surface seuil. Ainsi, dans le cas d'une élévation du coefficient de frottement, la formation de WEL devient alors plus rapide que dans des conditions classiques.

Enfin, le troisième paramètre étudié concerne la température (Fig. 4.16) qui précipite la formation de WEL au même titre que la pression de contact et le coefficient de frottement. En effet, dans le cas d'une température de 500 K, la transformation est incomplète après 100 passages de train (z = 0.6) alors que pour une température de 550 K, le matériau est intégralement transformé après le même nombre de trains. Lorsque la température passe à 600 K, la formation de WEL se produit après 50 trains.



FIGURE 4.15. – Effet du coefficient de frottement sur la cinétique de la variable z $(p_0 = 1 \ GPa \ \text{et} \ T_i = 450 \ K)$



FIGURE 4.16. – Effet de la température sur la cinétique de la variable z ($p_0 = 1 \ GPa$ et $\mu_0 = 0.3$)

Pour conclure sur cette partie, il a été montré qu'une variation des conditions par rapport à des conditions classiques (Δp , $\Delta \mu$ ou ΔT) catalyse la formation de WEL par rapport à des conditions classiques (Fig. 4.14, 4.15 et 4.16). De plus, une combinaison de variations simultanées accélérera la cinétique de la formation de la WEL. La Figure 4.17 montre effectivement que des variations simultanées de plusieurs variables diminuent le nombre de trains requis pour obtenir une transformation complète. Une seule variation de pression conduit à une zone partiellement transformée (z = 0.7) après 100 passages de trains alors qu'une augmentation simultanée du coefficient de frottement induit une transformation complète après 60 trains. Enfin, dans le cas où la température varie au même moment, la transformation sera encore plus rapide et la surface sera totalement transformée après 40 trains. L'hypothèse n°4 est donc confirmée.



FIGURE 4.17. – Effet de variations de plusieurs variables sur la cinétique de la variable z

Le deuxième résultat remarquable est que des variations de différentes variables peuvent conduire à une même cinétique de formation, avec un même nombre critique de passage de trains. En effet, en considérant une augmentation du coefficient de frottement de 0.3 à 0.4 ou une augmentation de la pression de 1 GPa à 1.2 GPa, la cinétique de formation de WEL est identique et il faudrait 60 trains pour atteindre une transformation quasi-complète (Fig. 4.18). En outre, la combinaison de plusieurs variations simultanées conduit ($p = 1.1 \ GPa$, $\mu = 0,35$ et $T = 450 \ K$) (Fig. 4.18) aussi à la même cinétique. **Ces derniers résultats mettent en évidence numériquement que l'historique de chargement menant** *in fine* **à la formation de WEL par différents mécanismes induits par un couplage thermomécanique complexe. On peut alors supposer que la multitude de types de WEL pourrait résulter de sollicitations thermomécaniques diverses qui sont propres à la vie de chaque rail.**



FIGURE 4.18. – Cinétiques de transformation identiques obtenues à partir de variations différentes des conditions de contact

4.3.3. Corrélation entre les stades de transformation (Chapitre 2) et la variable métallurgique (Chapitre 3)

Dans cette partie, les résultats des simulations numériques seront comparés aux micrographies de zones de WEL caractérisées dans le Chapitre 2 (Fig. 4.20). La méthodologie de comparaison qualitative repose sur la corrélation entre les stades d'évolutions de la microstructure et les valeurs prises par la variable interne z. Pour cela, on propose que la variable z augmente linéairement avec les stades de la microstructure. La Figure 4.19 permet d'illustrer la correspondance réalité-modèle.

Considérons un exemple pour expliciter cette corrélation. Lorsque la valeur de z est égale à 0, la totalité des grains est supposée à l'état initial (stade 1). Pour une valeur de z de 0.20, le matériau est supposé dans un état transitoire vers le stade 2. Une certaine proportion de grains aurait commencé à se fibrer (stade 2) tandis que d'autres seraient restés à l'état initial. Lorsque z atteint 0.25, la totalité des grains sera passé au stade 2. On suppose que la variable z progresse de la même manière jusqu'à atteindre 1 lorsque l'ensemble des grains sera transformé en WEL.

Cette approche reste pour le moment très simpliste mais elle permet toutefois de confronter « numériquement » des observations expérimentales avec le modèle présenté dans cette thèse. En effet, dans les aciers perlitiques le stade final de WEL est issu d'une succession d'états de transformation difficilement quantifiables. Le passage par des stades d'évolution a le mérite de quantifier des observations expérimentales qui pourraient être améliorées par la suite. En effet, la formation de WEL résulte de la dissolution de la cémentite et de la remise en solution du carbone. Une meilleure corrélation résiderait dans une mesure de proportion de dissolution de la cémentite qui serait reliée à chacun des stades [Iva+03a] mais qui reste particulièrement complexe à mettre en œuvre.



FIGURE 4.19. – Corrélation entre les observations réelles (stades d'évolution) et les modèles numériques (variable métallurgique z)

A partir de ce formalisme, une simulation numérique est alors confrontée à une micrographie d'une zone de WEL qui a été préalablement caractérisée dans le Chapitre 2 (Fig. 4.20).

La Figure 4.20 a) présente un gradient de microstructure caractéristique des zones de WEL qui s'étend sur moins de 200 μm (hypothèse n°1). Au sein de cette région, plusieurs zones se distinguent avec des niveaux de transformation plus ou moins avancés. Dans les 30 premiers micromètres, le matériau se compose de stade 4 à 5 qui correspondrait à une valeur de z comprise entre 0.75 et 1. Ensuite sur une cinquantaine de micromètres, les grains sont fibrés à certains endroits et très fragmentés à d'autres endroits. La valeur de z serait comprise dans ce cas entre 0.25 et 0.75 (stade 2 à 4). Enfin, une zone de 100 μm se compose de grains qui commencent à se déformer (z < 0.25). En dessous de cette zone fibrée, les grains demeurent intacts (z = 0).

La Figure 4.20 b) présente les résultats d'une simulation numérique d'un chargement cyclique ayant conduit à la formation de WEL après 100 passages de trains. Les conditions de chargement pour cette simulation sont proches des conditions classiques et sont résumées dans la Table 4.6. Les paramètres du modèle restent les mêmes que ceux fixés dans les simulations cycliques précédentes (Table 4.5) avec une seule modification concernant la valeur de κ avec une valeur de 200.

$p_0 \; (GPa)$	μ_0	$T_i \; (K)$	Nombre de trains	κ (-)
1	0.35	450	100	200

TABLE 4.6. – Paramètres de la simulation numérique présentée dans la Figure 4.20

La Figure 4.20 b) illustre alors la carte du gradient de la variable métallurgique z avec la profondeur après 100 passages de trains. Plusieurs résultats remarquables figurent dans cette image :

- La profondeur de la zone transformée est de 180 μm . Il s'agit de la zone pour laquelle z est non nulle. Cette épaisseur est donc exactement du même ordre de grandeur que dans la micrographie réel. Ce résultat n'est pas surprenant puisque les paramètres du modèle avait déjà été choisis au préalable pour avoir un gradient de transformation sur moins de 200 μm (hypothèse n°1).
- La valeur de z dépasse 0.9 dans les 4 premiers éléments en surface. Cela traduit alors **une épaisseur de WEL reproduite numériquement de moins de 40 \mu m. L'hypothèse n°3 est alors validée. Cette épaisseur est alors en très bon accord avec les épaisseurs des îlots de WEL (Chapitre 2). Toutefois, la longueur de la zone de WEL transformée numériquement (1 mm) est 5 fois plus grande que la taille réelle des îlots observés (200 \mu m). Une limitation possible concerne la longueur du maillage qui est trop « grossier » pour reproduire numériquement des zones moins larges.**



FIGURE 4.20. – Comparaison des gradients de microstructure : a) observés à la surface d'un rail extrait d'une zone de squats en présence d'îlots de WEL (détails dans le Chapitre 2) et b) calculés numériquement après 100 trains pour les conditions suivantes : $p_0 = 1 \ GPa - \mu_0 = 0.35 - T_i = 450 \ K \ (\kappa = 200)$

La Figure 4.21 illustre plus distinctement l'évolution de la variable z avec la profondeur. D'une part, l'évolution de z est déterminée numériquement en chaque point du maillage. D'autre part, cette évolution est estimée à partir de la micrographie de la Figure 4.20 en considérant une variation linéaire de z dans chacune des zones. La courbe basée sur les micrographies montre une diminution beaucoup plus brutale de z avec la profondeur que dans la simulation numérique. Ce gradient plus prononcé suggère une localisation des contraintes (et de la température) qui n'est pas prise en compte dans les simulations numériques. Enfin, un choix de paramètres plus optimisé pourrait être considéré pour mieux correspondre aux observations réelles.



FIGURE 4.21. – Evolution de la variable z avec la profondeur : comparaison entre la simulation numérique et les observations de la micrographie

4.3.4. Application à un champ mobile variable

Les simulations présentées dans cette partie concernent à présent l'application d'un champ thermomécanique qui se déplace le long du rail avec des variations sur certaines portions. Il s'agit d'une première approximation visant à modéliser la dynamique du contact.

L'objectif de cette partie serait de simuler numériquement le scénario de formation de WEL proposé par Baumann [BFL96] qui explique que les WEL apparaissent initialement sous forme d'ilots qui se rejoignent ensuite pour former une couche homogène.

Pour tenter d'expliquer ce mécanisme de formation, l'hypothèse considérée ici est que la cinétique de formation des WEL diffère en chaque point du rail à cause de variations des conditions de contact. On peut noter que l'orientation initiale des grains pourrait modifier la cinétique de formation de WEL puisque la taille des nodules initiaux est du même ordre de grandeur que les épaisseurs de WEL (plusieurs dizaines de micromètres). Étant donné que la loi de comportement ne prend pas en compte l'anisotropie des grains, on ne pourra pas donner des explications sur son effet dans la cinétique.

4.3.4.1. Cadre de la simulation

On considère à présent le champ thermomécanique introduit dans la partie 4.2.2 comme mobile. Il se déplace sur une portion de voie de 20 mm de long. Au cours de son déplacement, des variations de la pression de contact maximale p_0 sont imposées. Ces variations modifient à la fois le champ normal (Eq. 4.1) et le champ tangentiel (Eq. 4.2). La mise en œuvre numérique a consisté en une division artificielle de la surface sollicitée en 5 zones de 4 mm de long. Dans chacune de ces zones, la valeur de la pression maximale de contact p_0 est différente (Fig. 4.22).

A chaque incrément de temps, l'abscisse du centre de la zone de contact modélisée se déplace et un nouveau champ thermomécanique s'applique. Lorsque le champ thermomécanique appliqué se déplace dans la zone II, la valeur de la pression p_0 sera de 0.9 GPa. Dès que celui-ci traversera la zone III, la pression p_0 sera alors modifiée (passage à 1.2 GPa) jusqu'à atteindre la fin de cette zone. Enfin, lorsque le champ mobile atteint la fin de la zone IV, il s'agit de la fin d'un cycle et le champ retourne dans la zone initiale à l'incrément suivant pour recommencer un nouveau cycle. C'est le principe de la méthode RMP (« Repeated Moving Pressure ») [Sai17] adaptée ici en imposant en plus un champ tangentiel et un champ thermique.





4.3.4.2. Résultats d'une simulation après 100 passages de train (3000 cycles)

Dans cette section, des résultats d'une simulation après 100 passages de trains sont présentés. L'ensemble des paramètres considérés dans ce calcul est résumé dans la Table 4.7. On peut remarquer une valeur très élevée du paramètre κ par rapport aux autres simulations. Celui ci a été augmenté dans le but d'accélérer numériquement la cinétique de WEL et a fortiori de diminuer les temps de calcul.

$p_0 \; (GPa)$	μ_0	$T_i \; (K)$	s_{glis}	Nombre de trains	κ (-)
Variable	0.35	450	0.5	100	10^{5}

TABLE 4.7. – Paramètres de la simulation numérique présentée dans la Figure 4.22

La Figure 4.23 présente l'évolution de la microstructure (variable interne z) au cours des cycles dans les 4 zones à pression variable.

A l'issue des 5 premiers passages de trains (150 cycles), on constate l'apparition de deux îlots semi-elliptiques qui commencent à se transformer à proximité des zones de surcharge (zone I et III). Dans la zone I, le premier fait quelques dizaines de micromètres d'épaisseur et s'étend sur moins de 4 mm. La microstructure reste assez peu transformée (z = 0.1). Le deuxième est plus imposant que le premier et s'étend sur au moins 6 mm de long et fait 0.5 mm d'épaisseur. Les éléments à la surface sont déjà à un stade de transformation avancée (z = 0.6). Enfin, la zone IV ne présente pas de transformation notable à ce stade.

On peut par ailleurs remarquer que la zone II est plus transformée que la zone I alors que le niveau de pression est censé être plus faible. Cela est lié à l'effet de la taille de la zone de contact (10 mm) qui est plus grande que la taille des zones de variation de pression (4 mm). Or, le glissement imposé étant non nul dans cette simulation, il y a alors une localisation des zones de contrainte tangentielles à

l'arrière du contact. Ainsi, lorsque le champ mobile se déplace à l'entrée de la zone 3, les contraintes de Von Mises seront maximales dans la zone 2 et favorisent donc la transformation.

A partir du $20^{\grave{e}me}$ train, une zone de WEL (z > 0.95) de plusieurs mm de long et d'une centaines de micromètres a commencé à se former dans la zone la plus sollicitée (zone III). Le premier îlot de la zone I s'est aussi agrandi et commence à rejoindre le deuxième îlot. Le niveau de transformation à sa surface est à présent de 0.6.

Enfin, après 100 trains, la surface de la zone II est complètement transformée au stade de WEL sur une épaisseur de 20 micromètres. Les deux îlots se rejoignent et forment à présent une couche transformée continue. Un îlot de WEL de 300 μm d'épaisseur s'étend à présent sur plus de 8 mm de long. On peut imaginer que si le nombre de cycles de la simulation avait été plus important, alors la formation de WEL se serait poursuivie dans la zone I. Il y aurait alors eu une zone continue et homogène sur toute la surface sollicitée.

La Figure 4.24 présente l'évolution de la variable de z dans 4 éléments à la surface des 4 zones numérotées (I, II, III et IV). L'emplacement de ces éléments est indiqué dans la Figure 4.23. Ces courbes mettent clairement en évidence des différences de vitesse de transformation dans chaque zone. En effet, la cinétique de transformation est la plus rapide dans la zone III. La transformation est complète après seulement 16 trains. Ensuite après 37 trains, il s'agit de l'élément de la zone II qui se transforme complètement, puis celui de la zone I après 61 trains. Enfin, à la fin de la simulation la zone IV reste partiellement transformée (z = 0.75).

Les résultats de cette simulation permettent alors d'illustrer numériquement la formation de WEL par îlots qui se rejoignent ensuite. Ces simulations sont cohérentes avec le scénario proposé par Baumann [BFL96]. Cela pourrait s'expliquer par des variations locales des conditions de contact qui entraineraient alors une différence de cinétique de transformation.



FIGURE 4.23. – Évolution du gradient de transformation de la microstructure en fonction du nombre cumulé de trains



FIGURE 4.24. – Cinétique de formation de z dans un élément fini à la surface des zones I, II , III et IV

4.4. Bilan du Chapitre 4

Le modèle de formation de WEL a été implémenté dans un code de calculs par éléments finis puis appliqué à un exemple de calcul de structure représentatif des conditions du CRR dans un cas 2D.

Un étude paramétrique du modèle a montré la capacité de la loi de comportement à reproduire avec succès des îlots numériques de WEL de quelques dizaines de micromètres d'épaisseur pour un ensemble de jeux de paramètres admissibles.

Des variations du champ thermomécanique imposé (pression, température, glissement ou coefficient de frottement) catalysent la formation de WEL par rapport à des conditions de chargement classiques. Ces variations induisent un élargissement de la taille de la zone transformée ainsi qu'une vitesse de transformation amplifiée.

A partir d'une loi de cinétique simple, le modèle illustre des scénarios thermomécaniques de formation de WEL variés dépendant de l'histoire de chargement. Ces scénarios ne sont pas uniques. Différentes combinaisons de pression, cisaillement et température peuvent mener à une même cinétique mais via un trajet différent.

Des simulations d'un champ mobile à pression variable ont mis en évidence l'apparition d' îlots numériques de WEL qui se rejoignent ensuite après un nombre de cycles assez grand. Des variations locales des conditions de contact induisent une cinétique de transformation différenciée et pourrait expliquer numériquement le scénario proposé par Baumann [BFL96].

Une corrélation entre les stades de transformation (Chapitre 2) et la variable interne z (Chapitre 3) a été proposée pour pouvoir relier et comparer les modèles numériques aux observations expérimentales. Ces corrélations ont montré des résultats prometteurs.

Le modèle a donc été validé qualitativement en utilisant des hypothèses basées sur les observations de rails usagés. Des ordres de grandeur des paramètres ont été estimés mais nécessitent un calibrage par des essais expérimentaux qui sont présentés dans le dernier chapitre.
5. Identification et validation expérimentale du modèle

Sommaire

5.1	Introd	uction $\ldots \ldots \ldots$						
5.2	Essais	ssais de cisaillement sous température contrôlée : essais chapeau $$. 124 $$						
	5.2.1	Les bandes de cisaillement et les essais chapeau 12						
	5.2.2	Présentation des essais						
		5.2.2.1 Les éprouvettes chapeau $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots 126$						
		5.2.2.2 Description du banc d'essai						
		5.2.2.3 Analyse et préparation des micrographies 129						
	5.2.3	Résultats des essais monotones						
		5.2.3.1 Analyses macroscopiques						
		5.2.3.2 Observation des micrographies						
		5.2.3.3 Effet de la vitesse						
		5.2.3.4 Bilan des essais monotones $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots 139$						
	5.2.4	Résultats des essais cycliques						
		5.2.4.1 Analyses macroscopiques						
		5.2.4.2 Observation des micrographies $\ldots \ldots \ldots \ldots 141$						
		5.2.4.3 Bilan des essais cycliques						
	5.2.5	Compétition fissuration-transformation						
	5.2.6	Bilan des essais chapeaux						
	5.2.7	Vers des essais de cisaillement sous pression?						
5.3	Essais	représentatifs du CRR : Triboring [Mer 19]; [Mer+21] \ldots . 152						
	5.3.1	Présentation du banc Triboring						
	5.3.2	Réinterprétation des essais Triboring						
		5.3.2.1 P = 1 GPa et $\xi_x = 0.5\%$						
		5.3.2.2 P = 1 GPa et $\xi_x = 0\%$						
	5.3.3	Bilan des essais Triboring						
5.4	Bilan	lu Chapitre 5						

5.1. Introduction

Le chapitre précédent a permis de mettre en application le modèle de formation de WEL par des simulations numériques représentatives des conditions de contact. Les résultats ont montré une très bonne adéquation avec les observations réelles. Le rôle du cisaillement couplé à la température et à la pression hydrostatique a été validé qualitativement et nécessite d'être désormais validé expérimentalement, ce qui est l'objet de ce dernier chapitre. La mise en œuvre expérimentale consiste alors à **rechercher des conditions thermomécaniques cycliques** qui conduiront à la formation de WEL.

La détermination de ces conditions nécessite l'observation systématique des éprouvettes testées. En cas de présence de WEL, ces conditions seront validées. Dans le cas contraire on ne pourra pas conclure catégoriquement. Toutefois, l'introduction des stades d'évolution permettra de quantifier le suivi de la microstructure et de dire si l'état de cette dernière est proche des WEL (stade 4) auquel cas on pourrait supposer que les conditions seront favorables à leur formation. Pour des conditions expérimentales favorables, la cinétique de la variable interne z pourra être calibrée à partir des stades de transformation. A la suite des essais et des travaux de caractérisation de la microstructure, on sera en mesure de représenter les conditions qui seront favorables ou non à la formation de WEL.

La Figure 5.1 donne une représentation 3D de la surface seuil avec les six paramètres dont trois ont déjà été déterminés. Cette figure permet d'illustrer la démarche d'identification adoptée pour la détermination des trois paramètres restants concernant l'effet du cisaillement couplé à la température (ω_2) et à la pression hydrostatique (ω_3).

Le rôle de la température et des contraintes de cisaillement est avéré dans la formation de WEL. Toutefois, leurs estimations au niveau du contact et les conditions exactes qui conduisent à la transformation de WEL sont difficilement quantifiables (Section 1.5). Des travaux connexes à ce sujet concernent la formation de bandes de cisaillement qui constituent un cas particulier de WEL induites par un cisaillement intense de la microstructure. Certains auteurs expliquent même que la surface des rails serait sujette à la formation successive de ces bandes qui formeraient *in fine* une couche homogène de WEL [Nak91]. L'avantage est qu'elles peuvent être reproduites par des essais sans contact dont les conditions sont mieux maitrisées. Des essais de reproduction de bandes de cisaillement à température contrôlée (essais chapeau) ont alors été menés (Partie 5.2.2.1). Ces essais permettront alors de valider (ou non) le couplage cisaillement-température et d'identifier les paramètres ω_2 et τ_c (voir la Figure 5.1). Ensuite, des résultats d'essais de contact représentatifs du CRR à l'échelle $1/15^{ime}$ (banc d'essai Triboring) réalisés dans la thèse de Pierrick Merino [Mer19]; [Mer+21] seront réinterprétés pour identifier le couplage pression-cisaillement (Partie 5.3) et déterminer le paramètre ω_3 (Fig. 5.1).



FIGURE 5.1. – Schéma présentant la méthodologie d'identification des paramètres de la surface seuil : les paramètres T_c , σ_c et ω_1 sont déjà déterminés bibliographiquement [Hil63]; [Wu+16]. Les trois paramètres restant sont à identifier à partir d'essais de cisaillement cycliques (τ_c), sous température contrôlée (ω_2) et sous pression hydrostatique (ω_3). Les points étoilés représentent des conditions d'essai fictives qui auraient mené à la formation de WEL (en rouge) ou non (en vert).

5.2. Essais de cisaillement sous température contrôlée : essais chapeau

5.2.1. Les bandes de cisaillement et les essais chapeau

Les travaux de caractérisation des WEL ont mis en évidence le rôle important du cisaillement dans leur mécanisme de formation (Chapitre 2). De plus des élévations de températures liées à la dynamique du contact et à la plasticité sont relevées (Section 1.5). Il parait alors vraisemblable qu'un couplage entre la température et le cisaillement puisse conduire à des évolutions microstructurales jusqu'à la formation de WEL. Toutefois, il s'avère difficile de déterminer les conditions exactes conduisant à la formation de WEL.

Les travaux majeurs reliant l'effet du cisaillement à la formation de WEL concernent tous les travaux en lien avec les bandes de cisaillement. Il s'agit de changements microstructuraux induits par un cisaillement dynamique, intense et localisé. Ces transformations peuvent aboutir sous certaines conditions à des bandes de cisaillement adiabatiques (BCA ou « Adiabatic Shear Band » en anglais) qui ont les mêmes propriétés que les WEL (apparence blanche, dureté élevée, fragilité) [Nak91].

Les travaux de Nakkalil [Nak91] sur des acier perlitiques eutectoïdes, ont fait le lien entre les WEL dans le ferroviaire et la formation des BCA. Selon Nakkalil, le rail est soumis à une succession de charges dynamiques qui conduisent à la formation de multiples BCA (plasticité localisée à grande vitesse de déformation). Celles-ci s'accumuleraient avec le passage des trains et se rejoindraient ensuite pour former une couche de WEL homogène. Ce scénario fait écho à celui qui sera proposé par Baumann quelques années plus tard [BFL96].

Timothy [Tim87] a fait des études sur les bandes de cisaillement dans les métaux et a distingué deux types de changement de microstructure : des bandes déformées (« deformed zone ») ayant subi une déformation plastique intense (fibrage intense de la microstructure, écoulement plastique très prononcé) et des zones transformées (« transformed zone ») pour lesquelles le matériau aurait changé de phase d'un point de vue métallurgique. Ces zones transformées seraient associées à une instabilité plastique créée par une compression à forte vitesse de déformation. On retrouve ce type de bandes transformées dans des essais à grande vitesse de déformation [Xu+08]; [Nak91]; [Hab06]; [Cul73]; [MD88]; [Lin+07]; [Dou+09]; [Xu+08].

Dans des conditions dynamiques, plusieurs auteurs [Cul73]; [MD88] mettent en exergue l'existence d'une déformation critique liée à une instabilité thermique (« thermal instability strain ») au-delà de laquelle le matériau pourrait développer des bandes de cisaillement¹.

Nakkalil [Nak91] a regardé l'effet de la température combinée à la vitesse de déformation sur la formation potentielle de BCA en comprimant des cylindres d'acier perlitique avec un dispositif à barres d'Hopkinson. Il a mis en évidence l'effet d'une vitesse de déformation critique menant à la formation de WEL. Toutefois, selon ces études, la température associée à une même vitesse de déformation pourrait empêcher le développement de ces bandes. En d'autres termes, si le matériau est déformé à haute vitesse l'apport homogène de la température ne favorisera pas la formation de WEL car le gradient de température entre la bande de cisaillement et le matériau à cœur ne sera pas assez important. Des travaux menés par Habak [Hab06] sur des éprouvettes chapeau d'acier à roulement ont effectivement montré l'effet d'une vitesse de déformation critique. Contrairement à Nakkalil, l'auteur a montré que la température pouvait faciliter la formation de WEL sous l'effet du cisaillement.

Plusieurs mécanismes de formation sont évoqués pour expliquer la formation des BCA. Le premier concerne un échauffement très localisé associé à une vitesse de déformation importante. Le second scénario serait la formation initiale de bandes déformées qui se transformeraient progressivement jusqu'à devenir des WEL comme présenté par Nakkalil [Nak91]. Dans le cas d'aciers à faibles taux de carbone déformés à grandes vitesses de déformations, les travaux de Lins [Lin+07] ont montré que les BCA sont formées par un processus de fragmentation associé à une désorientation progressive des grains (« Progressive Subgrain Misorientation »). Les grains dans les BCA ont dans cette étude une taille comprise entre 0.1 et 0.5 μ m et sont très désorientés. Ce scénario pourrait alors être directement relié aux stades de transformation introduits dans le Chapitre 2 et justifie l'intérêt porté sur des essais de reproduction de bandes de cisaillement.

On constate que la majorité des études sur la formation des BCA concerne des essais à grandes vitesses de déformation. Toutefois, certains auteurs ont formé des bandes de cisaillement avec un chargement quasi-statique dans le cas du Fer pur [JRM03]; [Wei+04]. Plus récemment, des BCA ont été reproduites avec succès dans le cas d'essais quasi-statiques sur des éprouvettes de cisaillement spécifiquement dimensionnées pour la localisation de la déformation [Su+20]; [Su+21].

Dans le cadre de cette thèse, la réalisation d'essais de cisaillement avec des éprouvettes chapeau a été considérée. En effet, la géométrie de ces éprouvettes présente l'avantage de générer naturellement des bandes de cisaillement lorsqu'elles sont soumises à une compression. En changeant la vitesse de compression et la

^{1.} Les essais réalisés par Marchand [MD88] ont montré que cette déformation est souvent proche de la rupture du matériau. Cela nécessite alors l'arrêt de l'essai juste avant la rupture pour pouvoir observer la microstructure transformée. Cela a été justement la difficulté dans la réalisation des essais chapeau réalisés dans cette thèse.

température, il sera alors possible de regarder leur effet sur la formation de WEL.

Dans cette étude, l'objectif des essais chapeau n'est pas de reproduire des essais monotones dynamiques pour différentes températures comme présenté dans la littérature. Il s'agit plutôt de se servir de la géométrie des chapeaux et des moyens d'essais à disposition pour la réalisation d'essais de cisaillement cycliques sous température contrôlée. Dans la littérature on dénombre seulement quelques essais chapeau réalisés dans les aciers [Hab06]; [Lin+07]; [Hor11]; [Dou+09] mais aucun concernant la nuance d'acier perlitique étudiée dans cette thèse. De plus, à notre connaissance, aucun essai chapeau cyclique n'a été réalisé dans des travaux antérieurs.

5.2.2. Présentation des essais

5.2.2.1. Les éprouvettes chapeau

Des éprouvettes chapeau ont été usinées à partir de cylindres fournis directement par le partenaire industriel France Rail (Fig. 5.2). Plusieurs nuances d'acier ont été fournies dans le but de tester leur résistance à la formation de WEL. Cependant, les essais se sont focalisés à l'échelle des travaux de thèse sur la nuance R260 [Ste17]. Il est prévu d'étudier d'autres nuances ultérieurement. Les dimensions des éprouvettes ont été reprises de celles de la thèse d'Anis Hor [Hor+13]. Les seules modifications concernent l'épaisseur de la zone cisaillée qui fait 200 µm dans notre étude (contre 100 µm dans la thèse d'Anis Hor)².

Des tolérances sont imposées pour avoir une éprouvette axisymétrique. Un parallélisme entre le faces supérieures et inférieures du chapeau ainsi que des contraintes de coaxialité sont requises (plan à la fin de l'annexe C).

Considérations théoriques des essais chapeau

Le premier objectif des essais chapeau est la détermination de conditions thermomécaniques pouvant conduire à la formation de WEL. L'estimation des contraintes et des déformations induites dans l'éprouvette chapeau repose sur l'hypothèse d'un état de contrainte en cisaillement pur (Eqs. (5.1) et (5.2)) confiné dans la zone théorique de cisaillement qui correspond à une couronne d'épaisseur d et de

^{2.} Cette cote a été modifiée pour des raisons d'usinage qui ont nous ont contraint d'avoir une différence de rayon minimale de 200 µm. L'épaisseur de la zone cisaillée permet de jouer sur la localisation de la déformation. Ainsi, plus cette distance sera petite, plus la vitesse de déformation sera localement grande (et donc l'échauffement aussi). Cependant, d'un point de vue théorique, on peut atteindre localement la même vitesse de déformation en changeant la vitesse de compression en conséquence. En effet, si l'on souhaite atteindre une certaine vitesse de déformation dans la zone cisaillée, multiplier par deux l'épaisseur de la zone cisaillée nécessitera alors de doubler la vitesse de compression par rapport à la longueur initiale (Eq. 5.4).



FIGURE 5.2. – Image de deux éprouvettes chapeau (déformée à gauche et intacte à droite)

longueur L (zone verte de la Figure 5.3). La totalité de la déformation inélastique est supposée confinée dans cette zone.



FIGURE 5.3. – Schéma axisymétrique de l'éprouvette chapeau

$$\boldsymbol{\sigma_{theo}} = \begin{pmatrix} 0 & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} avec \ \sigma_{12} = \tau_{theo}$$
(5.1)

$$\boldsymbol{\epsilon_{theo}} = \begin{pmatrix} 0 & \epsilon_{12} & 0\\ \epsilon_{12} & 0 & 0\\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} avec \ \epsilon_{12} = \frac{\gamma_{theo}}{2}$$
(5.2)

avec :

 τ_{theo} : Contrainte théorique de cisaillement

 γ_{theo} : Déformation théorique de cisaillement

La contrainte théorique de cisaillement peut s'exprimer en fonction de la force de compression imposée et des dimensions de l'éprouvette comme suit :

$$\tau_{theo} = \frac{F}{\pi L(r_i + r_e)} \tag{5.3}$$

avec r_i et r_e , respectivement le rayon intérieur et extérieur du chapeau (Fig. 5.3)

Enfin, la déformation de cisaillement théorique et le taux de déformation imposée s'expriment en fonction du déplacement imposé (ou vitesse) et de l'épaisseur de la zone cisaillée d :

$$\gamma_{theo} = tan(\alpha) = \frac{u}{d} \ et \ \dot{\gamma}_{theo} = \frac{\dot{u}}{d}$$
(5.4)

5.2.2.2. Description du banc d'essai

Les essais chapeau ont été réalisés à l'aide de la machine Gleeble 3800 située dans les locaux du laboratoire Mateis (collaboration INSA LaMCoS-Mateis). Il s'agit d'un banc d'essais pouvant simuler des conditions de chargement thermomécaniques complexes. Ce dispositif peut réaliser simultanément des cycles mécaniques de traction-compression et des cycles thermiques (Fig. 5.4).

Mécaniquement, la machine est capable d'atteindre des vitesses de compression jusqu'à 2000 mm/s. La mesure et le contrôle de la déformation peuvent être réalisés à l'aide du déplacement du mors mobile ou d'un extensomètre diamétral ou longitudinal. L'ensemble est asservi à l'aide d'un système extrêmement rapide avec une fréquence d'acquisition allant jusqu'à 5.10⁵ Hz. D'un point de vue thermique, la machine Gleeble dispose d'un système de chauffage par conduction. La mesure et l'asservissement de la température se font à l'aide d'un thermocouple soudé sur l'éprouvette. La possibilité de souder trois autres thermocouples permet une maîtrise totale de l'hétérogénéité thermique due au chauffage par conduction.



FIGURE 5.4. – Image du banc d'essais Gleeble avec la mise en place de l'éprouvette chapeau : la force (ou le déplacement) est appliquée par un bras mobile, la température est induite par conduction thermique et est contrôlée à l'aide d'un thermocouple

La machine Gleeble est donc un dispositif adéquat pour la réalisation des essais chapeaux sous température contrôlée. Il est alors théoriquement possible de maintenir la température constante cours de l'essai.

Le deuxième élément important concerne le contrôle de la force de la compression (monotone et cyclique) à imposer qui peut être reliée directement à l'intensité de la contrainte de cisaillement subie par le chapeau dans la zone de cisaillement.

L'ensemble des conditions expérimentales sont bien contrôlées et ont été optimisées. Les essais ont montré une très bonne répétabilité dans le cas des essais monotones et cycliques pour toutes les températures testées. Les détails de la validation expérimentale des essais chapeau figurent dans l'Annexe C.

5.2.2.3. Analyse et préparation des micrographies

Un protocole de caractérisation de la microstructure des zones cisaillées de chaque essai a été mené pour valider la présence de WEL et identifier les stades d'évolutions définis dans le Chapitre 2. La préparation des éprouvettes reste la même que celle présentée dans le Chapitre 2.

L'observation des échantillons sera systématiquement faite dans une zone cisaillée d'une éprouvette ayant été préalablement coupée axialement puis préparée. Deux protocoles de préparation ont été appliqués selon que l'éprouvette ait rompue ou non. Chaque image des parties suivantes sera légendée par un schéma spécifiant la zone observée et l'état fissuré ou non de l'éprouvette. La Figure 5.5 présente les deux cas de figure observés.

Dans le cas d'une éprouvette non rompue, les observations se sont focalisées sur l'une des deux zones cisaillées (Fig. 5.5 a)). Dans le cas d'une éprouvette rompues, 4 zones ont été observées, deux dans la partie supérieure et deux autres dans la partie inférieure (Fig. 5.5 b)). Néanmoins, il a été constaté que la partie inférieure était plus fibrée donc par un souci de temps, la majorité des observation concernera la partie inférieure.



FIGURE 5.5. – Schémas des coupes étudiées pour les essais chapeaux : a) éprouvette non rompue; b) éprouvette rompue

5.2.3. Résultats des essais monotones

Des premiers essais monotones ont été réalisés à différentes températures pour obtenir des données de référence sur le comportement en cisaillement du matériau R260 à basse température (< 400°C). Les résultats présentés concernent une vitesse de compression lente (0.1 mm/s). Les essais monotones ont été pilotés en déplacement imposé jusqu'à rupture de l'éprouvette. Un essai à plus haute vitesse (150 mm/s) est aussi présenté à titre de perspectives car des zones blanches sont observées.

Les résultats d'essai seront analysés par une approche mécanique macroscopique (analyses des courbes force-déplacement) puis métallurgique à l'aide des stades d'évolution définis dans le chapitre 2.

5.2.3.1. Analyses macroscopiques

On a représenté les courbes contrainte-déformation pour chaque température (Fig. 5.6). Les contraintes et les déformations sont calculées à partir des mesures de force et de déplacement ainsi que des dimensions de l'éprouvette (Eqs. (5.3) et (5.4)). Il s'agit de valeurs théoriques qui permettent de comparer qualitativement chaque température.



FIGURE 5.6. – Courbe contrainte-déformation des essais monotones réalisés pour 4 températures de 20°C à 400°C

Plusieurs grandeurs mécaniques macroscopiques sont alors estimées et représentées dans la Figure 5.7. Il s'agit de la contrainte de cisaillement élastique $\tau_{elastique}$, la contrainte de cisaillement critique de rupture $\tau_{rupture}$ et de la déformation critique de rupture $\gamma_{rupture}$. A partir des données de la Figure 5.7, on distingue plusieurs comportements différents du matériau :

- 20 300°C : Dans cet intervalle de température, l'effet de la température est contrintuitif. En effet, la contrainte de cisaillement élastique est maximale à 20°C (550 MPa), elle diminue à 200°C (450 MPa) puis augmente à nouveau à 300°C. Le même constat peut être fait sur la contrainte de rupture qui est maximale à 20°C et minimale à 200°C. De façon surprenante, la déformation de rupture est aussi plus grande à 20°C qu'aux deux autres températures. Les observations de ces trois températures montrent alors 3 comportements différents qui ne permettent pas de conclure sur une tendance de comportement dans cette gamme de température.
- 400°C : A cette température, on observe un changement du comportement du matériau qui devient beaucoup plus ductile qu'aux autres températures $(\gamma_{rupture} = 6.9)$. On observe alors un changement de mode de rupture du matériau. On peut alors supposer l'existence d'une température changement de comportement entre 300°C et 400°C.

Après l'analyse des tendances des courbes expérimentales, des coupes métallographiques de la zone de cisaillement rompue (ou non) ont été réalisées pour déterminer la présence de WEL et identifier les différences d'évolution de la microstructure.



FIGURE 5.7. – Comparaison de grandeurs macroscopiques déterminées à partir des courbes contrainte-déformation (Fig. 5.6) : la contrainte de cisaillement élastique $\tau_{elastique}$, contrainte de cisaillement critique de rupture $\tau_{rupture}$ et la déformation critique de rupture $\gamma_{rupture}$

5.2.3.2. Observation des micrographies

$T=20~^\circ C$

Pour la température de 20°C, des observations optiques (Fig. 5.8) et en EBSD (Fig. 5.9) ont été réalisées. La Figure 5.8 met en évidence la présence d'un gradient de microstructure sur une centaine de micromètres. A proximité du faciès de rupture, sur quelques micromètres, on observe une zone fibrée et fragmentée qui semble s'estomper. On peut supposer que cette zone traduit un stade de transition entre un stade 3 et 4. Lorsque l'on s'éloigne de cette zone, on constate une zone très fibrée et fragmentée sur 60 micromètres (stade 3). Enfin, sous cette zone fibrée et fragmentée, dans une zone de 40 µm, les nodules de perlite sont encore discernables mais commencent à se fibrer (stade 2).

Une cartographie en EBSD de la zone d'apparence fibrée et fragmentée confirme le stade 3 identifié optiquement (Fig. 5.9). Dans cette carte IPF, on constate la présence de fibres « cristallographiques » de quelques micromètres d'épaisseur. Ces fibres d'une dizaine de micromètres sont composées de grains plus ou moins fragmentés qui se sont réorientés morphologiquement dans la direction de cisaillement. La taille moyenne des grains est de 0.44 µm avec un écart type de 0.23 µm. On observe une alternance de deux types de fibres d'orientation cristallographique différente :

- des fibres orientées dans la direction <111> // X³(grains bleus) constituées de grains fragmentés et allongés de quelques micromètres de long et de moins d' 1 µm d'épaisseur.
- des fibres orientées globalement dans la direction $\langle 001 \rangle // X^4$ (grains rouges) constituées de grains sphériques beaucoup plus fragmentés que dans la fibre bleue. Localement, l'orientation des grains dans ces fibres est plutôt aléatoire et on pourrait considérer être dans un stade 4.

L'alternance d'un fibrage avec des bandes claires et sombres (optiquement) met en évidence une alternance de fibres constituées de grains plus ou moins fragmentés. A partir des images EBSD, on pourrait alors supposer que les fibres sombres optiquement seraient constituées de grains fragmentés et allongés (grains bleus d'orientation cristallographique <111>// DC) alors que les fibres claires correspondraient plutôt à des grains beaucoup plus petits et très désorientés.

Enfin, la répartition des angles de désorientation des joints de grains (Fig. 5.10) met en évidence une distribution qui se rapproche d'un stade fibré et fragmenté (stade 3).

^{3.} Il y a une réorientation de réseau cristallin avec le cisaillement. La normale au plan cristallographique <111> est parallèle à X. X étant la direction de cisaillement (voir la présentation des légendes des cartes IPF dans le Chapitre 2

^{4.} Même remarque que précédemment sauf qu'il s'agit d'une réorientation du plan <001> par rapport à X



Chapitre 5. Identification et validation expérimentale du modèle

FIGURE 5.8. – Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone (T = 20 °C)



FIGURE 5.9. – Carte IPF X de la zone fortement cisaillée encadrée en rouge dans Figure 5.8, pas d'indexation de 0.08 μm , nettoyage de 4 voisins



FIGURE 5.10. – Distribution des angles de désorientation de la carte EBSD de la Figure 5.9 comparée aux distributions des stades d'évolution

$T=200~^\circ C$

La Figure 5.11 correspond à une image optique du gradient de cisaillement observé dans l'éprouvette rompue à 200 °C. Ce gradient de microstructure de 70 µm est plus confiné que dans l'essai à 20 °C (100 µm). On observe un fibrage intense de la microstructure identique à l'essai monotone à 20 °C qui est toutefois plus confiné (20 µm). Les observations optiques étant similaires à celles de l'essai précédent, la cartographie EBSD n'aurait alors pas apporté d'éléments supplémentaires pour caractériser cette microstructure. Il parait raisonnable de faire les mêmes conclusions que dans l'essai précédent : l'alternance des fibres claires et sombres s'expliquerait localement par différents niveaux de fragmentation des grains alternant localement entre un stade 3 et un stade 4. Sous la zone fibrée fragmentée, on observe une zone uniquement fibrée sur une cinquantaine de micromètres.

$T=300~^\circ C$

La Figure 5.12 représente une image optique de l'éprouvette rompue à 300°C. La localisation de la déformation avec la température semble se dessiner puisque dans cet échantillon la zone cisaillée est très peu fibrée (stade 2).



FIGURE 5.11. – Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone (T = 200 °C)



FIGURE 5.12. – Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone (T = 300 °C)

$T = 400 \ ^{\circ}C$

L'étude des courbes expérimentales a révélé qu'à partir de 400°C, le matériau a un comportement différent par rapport aux autres températures. Contrairement aux autres températures, l'éprouvette s'est fissurée mais n'a pas encore rompu. Cela permet donc d'observer la zone cisaillée complète et d'obtenir des éléments de réponse concernant l'amorçage des fissures et leurs chemin de propagation.

Un fibrage important de la microstructure d'une épaisseur de 200 µm est observé (Fig. 5.13). Celui-ci est du même ordre de grandeur que la taille de la zone cisaillée théorique (différence entre le rayon intérieur et extérieur du chapeau). L'épaisseur de chaque fibre est difficile à distinguer optiquement mais celles-ci semblent plus fines que pour les essais à 20 et 200°C.

Une fissure principale s'est amorcée au niveau du congé du chapeau et celle-ci s'est propagée le long de l'interface entre la structure fibrée et la structure initiale non déformée. Des analyses EBSD ont alors été menées à la pointe de fissure pour observer l'état de la microstructure dans cette zone (Fig. 5.14).



FIGURE 5.13. – Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette n'ayant pas rompu dans un essai de cisaillement monotone (T = 400 °C)

Certains nodules de part et d'autre de la fissure sont déformés et se réorientent dans la direction du cisaillement sans pour autant être fragmentés (stade 2). En se rapprochant de la zone la plus cisaillée, des nodules fibrés sont fragmentés (stade 3). A la pointe de fissure, on ne distingue pas de fibrage mais des grains très fragmentés (d'une taille inférieure au micromètre) qui sont aléatoirement orientés.

De plus, un réseau de fissures secondaires s'est développé au sein même de la zone de cisaillement à proximité de la fissure principale. L'observation des zones à



Chapitre 5. Identification et validation expérimentale du modèle

FIGURE 5.14. – Carte IPF X de la zone encadrée en rouge de la Figure 5.13, pas d'indexation de 0.1 μm , nettoyage de 4 voisins

proximité des fissures secondaires montre à nouveau la présence de petits grains d'orientation aléatoire. Cela semble confirmer l'hypothèse d'amorçage de fissures dans des zones à petits grains désorientés (stade 4).

L'éprouvette à 400°C est fortement déformée et ne présente pas de zones de WEL. Toutefois, cet essai a mis en évidence l'influence de l'évolution de la microstructure sur l'amorçage de fissures. En effet, on constate l'apparition de fissures dans les zones nanostructurées et aléatoirement orientées. Le stade 4 est donc un stade critique et pourrait être considéré comme un critère d'amorçage de fissure dans les aciers perlitiques. De plus, les cartes EBSD montrent un gradient de transformation des grains qui se fibrent, se fragmentent pour donner naissance à des fissures au stade 4. La température de 400°C est donc favorable à la déformation de l'acier jusqu'à un stade d'évolution avancé mais ne favorise pas la formation de WEL (dans le cas monotone).

5.2.3.3. Effet de la vitesse

Des essais monotones à plus haute vitesse ont été réalisés mais le contrôle du déplacement n'était pas bien maîtrisé. L'ensemble des micrographies ne sera pas décrit dans la thèse car elles n'apportaient pas d'éléments de réponse supplémentaire par rapport à ce qui a été décrit précédemment. Toutefois des zones de WEL sont observées pour une éprouvette ayant rompu à une vitesse de compression de 150 mm/s ($\dot{\gamma} = 750 \ s^{-1}$) sous 200°C. Seuls les résultats de cet essai seront présentés ici

pour montrer la potentialité des essais chapeau à reproduire expérimentalement des zones de WEL. La Figure 5.15 présente une image optique d'une zone blanche de moins de 10 µm d'épaisseur et qui s'étend sur une centaine de micromètre. Des fragments de cémentite restent encore présents dans la zone blanche. Sous la zone de WEL, un fibrage très prononcé (fragmentation très probable) est visible sur une dizaine de micromètres.



FIGURE 5.15. – Image optique de la zone cisaillée d'une éprouvette rompue d'un essai de cisaillement monotone testé à plus grande vitesse (T = 200° C et v = 150 mm/s)

La deuxième observation concernant l'échelle globale de l'éprouvette, est que la zone rompue n'est pas rectiligne, ce qui laisse penser à un détachement de la zone blanche (qui est fragile) lors de la rupture de la pièce. Cela pourrait expliquer la présence discontinue de WEL dans le faciès de rupture. Pour valider cette hypothèse, il serait nécessaire de refaire le même essai en s'arrêtant juste avant la rupture de la pièce, ce qui n'est pas aisé, surtout à haute vitesse. Cela constitue une perspective scientifique et technique pour de futures études.

Quelques essais de nano-indentation ont été effectués à proximité de la zone de WEL et dans le gradient de microstructure. On constate une nanodureté comprise entre 6.5 et 9.1 GPa dans la zone cisaillée juste sous la WEL (voir les marques d'indentation dans la Figure 5.15) contre 4 GPa dans une zone non déformée. Le détail des mesures figure en Annexe D.

5.2.3.4. Bilan des essais monotones

L'acier perlitique R260 étudié a révélé des différences notables de comportement pour les 4 températures testées, d'un point de vue mécanique (limite d'élasticité en cisaillement, cisaillement critique de rupture, ductilité) et métallurgique (stades d'évolution de microstructure, amorçage de fissure).

Les essais monotones à différentes températures mettent en évidence que le cisaillement permet d'obtenir les différents stades d'évolution jusqu'au stade 4. Le tableau 5.1 résume les stades finaux observés pour chaque condition testée, la présence de WEL, ou non et la déformation à rupture :

- **De 20 à 200°C** : On observe une microstructure composée de fibres orientées dans la direction de cisaillement (stade 3) et d'autres constituées de grains plus petits orientés aléatoirement (stade 4). L'épaisseur de ce fibrage décroît avec la température. Cette localisation de la déformation pourrait expliquer la baisse de ductilité observée avec la température.
- $\mathbf{T} = 300^{\circ}\mathbf{C}$: La microstructure du matériau reste quasiment inchangée même pour les éprouvettes rompues. Le fibrage est très léger voire inexistant (stade 2 ou 3). Le mode de rupture est différent par rapport à des températures plus basses.
- **T** = 400°C : le matériau est plus ductile et cela facilite la nanostructuration (stade 4) mais aucune WEL n'est observée. On constate que la fissuration peut apparaître à un stade antérieur au stade final de WEL. Ce phénomène pourrait s'expliquer par un écart de température trop faible entre la température de l'éprouvette et celle dans la zone cisaillée.

Dans le cas d'un chargement monotone quasi-statique, aucune WEL n'est observée pour l'ensemble des températures testées. On constate seulement une zone de WEL à 200°C pour une vitesse de compression de 750 s⁻¹. Cela suggère un effet de la vitesse de déformation possible dans la formation de WEL. Il paraît clair que l'augmentation de la ductilité (augmentation de la déformation à rupture) facilite la transformation progressive du matériau jusqu'à un stade avancé.

D'autre part, l'essai de cisaillement monotone n'est pas représentatif des conditions thermomécaniques du CRR car il ne s'agit pas d'une sollicitation cyclique. Des essais cycliques ont alors été menés pour confirmer le rôle de la température sur les évolutions microstructurales et la formation potentielle de WEL.

Température	Présence de WEL	Stade final observé	Déformation à rupture
20°C	Non	4	5.3
200°C	Non	3	4.2
300°C	Non	2	4.4
400°C	Non	4	6.9
$200^{\circ}C$ (vmax =150mm/s)	Oui	5	Non mesurable

Chapitre 5. Identification et validation expérimentale du modèle

TABLE 5.1. – Tableau récapitulatif des résultats des essais monotones

5.2.4. Résultats des essais cycliques

Le rôle des dislocations étant essentiel pour la dissolution mécanique de la cémentite, des essais cycliques au-delà de la limite d'élasticité ont alors été menés. L'idée était de se placer dans un domaine de plasticité pour accumuler des dislocations par l'effet du cisaillement. De plus, le nombre d'essais étant limité au vu de la durée de la thèse, nous avons pu réaliser certes plusieurs essais cycliques mais un seul allant jusqu'à 10 000 cycles.

5.2.4.1. Analyses macroscopiques

La méthodologie adoptée a consisté dans un premier temps à déterminer l'effet de la température sur la limite de fatigue en cisaillement du matériau. Une fois le nombre de cycles à rupture connu, certains essais ont été réalisés à nouveau pour un nombre de cycles légèrement inférieur à la limite à la rupture du matériau. Des essais cycliques ont été réalisés pour les 4 températures testées en monotone :

- A 20 et 300 °C : une amplitude Fmin/Fmax de 5/28kN a été considérée (100-560 MPa en cisaillement). La force max considérée correspondant à 88 % de la force de rupture mesurée pour les essais monotones. La rupture du chapeau a été obtenue après 600 cycles à 20°C contre 1400 cycles à 300°C. Des essais pour cette même amplitude d'effort n'ont pas été effectués à 200°C et 400°C car le niveau de la contrainte maximale aurait conduit à la rupture après un seul cycle (voir les essais monotones, Fig. 5.6).
- A 200 et 400°C : une amplitude d'effort plus faible (5/25 kN) a alors été considérée. La force max correspondant à 86 % et 93 % de la force de rupture pour les essais monotones à 200 et 400°C. La rupture du chapeau survient après seulement 9 cycles à 400°C alors que pour l'essai à 200°C, la pièce n'a pas rompu au bout de 10000 cycles. Les essais n'ont pas été faits pour les températures de 20 et 300°C car selon les résultats monotones, le matériau serait resté dans le domaine élastique (Fig. 5.6).

Le tableau 5.2 résume les résultats obtenus des limites de fatigue obtenues pour les différentes températures.

	$20^{\circ}\mathrm{C}$	$200^{\circ}\mathrm{C}$	300°C	$400^{\circ}\mathrm{C}$
25 kN (500 MPa)	Elastique	>10000	Elastique	9
28 kN (560 MPa)	600	1	1400	1

TABLE 5.2. – Nombre de cycles à rupture en cisaillement en fonction de la tempé-
rature

Ces résultats préliminaires mettent en évidence l'effet notable de la température sur la limite en fatigue du matériau. De façon analogue au cas monotone, il semble se dessiner trois comportements différents en fonction de la température (de 20 à 200°C, 300°C et 400°C). En effet, entre 20 et 200°C, la limite de fatigue du matériau diminue si la température augmente. En revanche, pour une température de 300°C, de façon inattendue la limite de fatigue devient plus grande qu'à 20°C. Enfin, à 400°C, cette limite rechute à nouveau. Des essais complémentaires dans des gammes de température intermédiaires seraient nécessaires pour mieux mettre en évidence le passage d'un comportement à l'autre.

La partie suivante présentera les observations des microstructures de trois essais avant rupture :

- 20 °C 500 cycles : $h_{finale} = 9.3$ mm soit une déformation plastique globale de 3.5.
- 200 °C 10000 cycles : $h_{finale} = 9.62$ mm soit une déformation plastique globale de 1.8.
- 300°C 1000 cycles : $h_{finale} = 9.58$ mm soit une déformation plastique globale de 2.1.

5.2.4.2. Observation des micrographies

$T = 20^{\circ}C - 500 \text{ cycles} - 5/28 \text{ kN} (100/560 \text{ MPa en contraintes cycliques de cisaillement})$

La Figure 5.16 présente une micrographie d'un plan large de la zone de cisaillement à proximité du congé du chapeau. Cette image met en évidence l'amorçage d'une fissure au congé du chapeau qui a commencé à se propager le long de la zone cisaillée sur 200 µm. Cette partie présente des zones de WEL aux lèvres supérieures de la fissure et fera l'objet d'analyses approfondies dans les paragraphes suivants. On constate une réorientation et un début de fibrage à droite de la fissure. Malgré l'état de déformation sévère de l'éprouvette, on ne voit pas de formation de WEL dans la zone cisaillée. Celles-ci sont localisées dans la zone de fissure. Chapitre 5. Identification et validation expérimentale du modèle



FIGURE 5.16. – Image optique d'un plan large de la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 20° C – 500 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de 100/560 MPa)

On s'intéresse à présent à la région autour de la fissure (Fig. 5.17). Cette micrographie met en évidence différentes microstructures de part et d'autre de la fissure. La partie inférieure est constituée d'une microstructure fibrée et probablement fragmentée alors que dans la partie supérieure on observe, en fonction des zones observées, des structures soit blanches soit très sombres. On peut supposer une propagation de fissures par incompatibilité de microstructure. Les zones 1 et 2 (encadrées respectivement en rouge et bleu) ont été cartographiées par EBSD. La zone 1 semble être une zone de fort gradient de microstructure. La zone 2 correspond à la pointe de fissure.



FIGURE 5.17. – Image optique de la pointe de fissure de la Figure 5.16

Analyse EBSD

La carte IPFX (Fig. 5.18) de la zone 1 de la Figure 5.17 met en évidence différents niveaux d'évolution microstructurale à mesures qu'on se rapproche de la fissure . Cette carte peut alors se diviser en plusieurs zones caractéristiques de chacun de stades d'évolution introduits dans le chapitre 2 :

- une zone fibrée et fragmentée dans la partie inférieure de l'image (zone A)
- une zone non indexée dans la partie supérieure de la fissure qui correspond à la zone blanche observée optiquement (zone B)
- une zone très fragmentée sans fibrage au-dessus de la zone très mal indexée (zone C)
- une zone de transition où la matière s'est fibrée, et s'est écoulée jusqu'à se fragmenter (zone D)

Zone A

A proximité de la partie fissurée on observe une zone de 10 µm d'épaisseur constituée de grains allongés ayant une orientation cristallographique globale dans la direction <111> // DC. Au sein de cette zone, des grains plus petits et d'orientation aléatoire sont présents. Sous cette zone de même orientation cristallographique, on observe un mélange de grains allongés et sphériques qui sont orientés morphologiquement dans la direction de cisaillement. Cependant, contrairement à la zone d'orientation <111>, les grains ont une orientation cristallographique plutôt aléatoire.

La taille moyenne des grains dans la zone A est estimée à $0.3 \ \mu\text{m}$ avec un écart type de $0.16 \ \mu\text{m}$. On retrouve une proportion majoritaire de grains moyennement désorientés (44%) et des proportions de grains faiblement et très désorientés assez proches (respectivement 29 % et 27%). L'ensemble de ces critères est en accord avec l'identification d'un stade 3 dans la zone A (Fig. 5.19).

Zone B

Cette zone d'apparence blanche (optique) est non indexée en EBSD. Cela suggère une réduction de la taille des grains importante (inférieure au pas d'indexation de $0.06 \ \mu m$) et coïncide avec l'hypothèse de la formation de WEL par nanostructuration des grains (et dissolution de la cémentite) induite mécaniquement.

Zone C

Cette zone de texture sombre optiquement ne présente pas de fibrage apparent. Cette zone est constituée de nanograins de forme sphérique, dont la taille moyenne est de 0.27 µm avec un écart type de 0.11 µm. Les grains n'ont pas d'orientation cristallographique particulière et sont beaucoup plus désorientés que dans la zone A. En effet, les grains faiblement désorientés occupent à présent seulement 11 %

(contre 29% dans la zone A). Il y a alors une large majorité de grands angles de désorientation répartie équitablement entre les grains moyennement désorientés (44%) et très désorientés (46%), voir Figure 5.19. L'ensemble de ces observations confirment un stade 4.



FIGURE 5.18. – Carte IPF X de la zone 1 de la Figure 5.17, pas d'indexation de 0.06 $\mu m,$ nettoyage de 4 voisins



FIGURE 5.19. – Graphique de la répartition de l'orientation des grains dans les zones A et C de la Figure 5.18 en comparaison avec les stades d'évolution définis dans le Chapitre 2

$T=300^{\circ}C-1000~cycles-5/-28~kN~(100/560~MPa~en~contraintes~cycliques~de~cisaillement)$

L'essai cyclique à 300°C a été effectué avec la même amplitude de chargement que l'essai à 20°C mais avec deux fois plus de cycles (1000 cycles) sans rupture. La déformation plastique finale en cisaillement de 2,1 atteste d'une accumulation de déformation plastique dans l'éprouvette. Toutefois, l'observation des micrographies de la zone cisaillée n'a pas révélé de déformation importante des grains. La Figure 5.20 présente une micrographie du congé supérieur d'un chapeau. On voit l'amorçage d'une fissure de 200 µm qui a commencé à se propager perpendiculairement à la zone cisaillée. A gauche de la fissure on discerne un léger fibrage des nodules. Ces observations semblent confirmer qu'une température de 300 °C localise la déformation et ne permet pas à la microstructure de pouvoir se transformer.



FIGURE 5.20. – Image optique la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 300° C – 1000 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de 100/560 MPa)

$T=200\ ^{\circ}C-10\ 000\ cycles - 5/-25\ kN$ (100/500 MPa en contraintes cycliques de cisaillement)

Un essai à 200 °C a été réalisé pour une amplitude plus faible que les essais à 20 et 300 °C. En effet, pour une même contrainte maximale que les deux autres essais (560 MPa) cela aurait conduit à la rupture de l'éprouvette à quelques cycles. 10000 cycles ont été effectués pour cet essai, cela a conduit à une déformation totale de 1.8.

La formation de fissures est observée aux quatre coins de la zone cisaillée sans pour autant avoir de déformation importante de la microstructure. La Figure 5.21 illustre une microstructure fortement déformée au niveau d'un congé. il est fort probable que l'on ait atteint un stade nanostructuré fortement désorienté dans (stade 4). De très petites zones indiquées semblent s'apparenter à des WEL. Une fissure s'est amorcée au niveau de ce congé, potentiellement à l'issue de cette transformation.

Cependant, il faut rester prudent sur les conclusions à tirer de ces observations puisqu'il s'agit de zones de concentrations de contrainte. Ainsi, la détermination d'une contrainte de cisaillement critique menant à la formation de WEL ne pourrait pas être établie uniquement à partir d'images de WEL au niveau des congés. Il est malgré tout intéressant de constater la présence de changements microstructuraux jusqu'au stade nanostructuré dans le cas à 200°C pour une déformation finale de 1.8 alors qu'aucune transformation n'est visible dans le cas d'un essai à 300°C pour une déformation plus grande de 2.1.



FIGURE 5.21. – Image optique d'un plan large de la zone cisaillée d'une éprouvette testée cycliquement (T = 200° C – 10000 cycles avec une amplitude de contrainte de cisaillement de 100/500 MPa)

5.2.4.3. Bilan des essais cycliques

La température a un effet notable sur la fatigue du matériau qui peut sembler contrintuitif. En effet, on distingue plusieurs comportements du matériau. De 20 à 200°C la température diminue le nombre de cycles avant rupture. A 300°C, de façon surprenante, la durée de vie du matériau est plus grande qu'à 20°C. En effet, pour une même amplitude testée, le nombre de cycles à rupture a presque triplé (1400 cycles) par rapport au cas à 20 °C. Ces observations sont en accord avec les études menées à Chalmers par Nikas [NZA18]; [Nik18]; [NA19] qui avait déjà mis en évidence ce phénomène à 300°C. L'explication apportée est qu'autour de 300°C, dans le cas des essais cycliques, il y a un vieillissement dynamique par déformation (« Dynamic Strain Aging »). Enfin, à 400°C, ce nombre de cycles chute à nouveau.

D'un point de vue microstructural, différents stades d'évolution peuvent être atteints en fonction de la température (Table 5.3) :

- $T = 20^{\circ} C$: Une zone de WEL est observée le long d'une lèvre de fissure après un niveau de déformation conséquent proche de la rupture. L'ensemble des stades d'évolution définis dans le chapitre 2 est présent dans cet échantillon.
- T = 200°C : On observe un état nanostructuré dans les congés du chapeau avec la présence de minuscules zones de WEL.
- $\begin{array}{l} \ \mathbf{T} = \mathbf{300} \ ^{\circ}\mathbf{C} : \mbox{le matériau est plus résistant en fatigue que pour les autres tem$ pératures. Les grains sont peu déformés même après la rupture de l'échantillon.Aucune zone de WEL n'est observée à cette température. La microstructure $atteint un stade 2. \\ \end{array}$
- $T = 400^{\circ}C$: On n'observe pas de WEL dans les faciès de rupture mais une déformation intense de la microstructure avec un état fortement fibré. Certaines zones sont supposées être à un stade 4.

Température	$ au_{max}$ (MPa)	Nombre de Cycles	Présence de WEL	Stade final observé	Déformation totale
20°C	560	500	oui	5	3.5
200°C	500	10000	supposée	4-5	1.8
300°C	560	1000	non	2	2.1
400°C	500	9	non	4 (supposé)	rupture

TABLE 5.3. – Résultats des microstructures observées à l'issue des essais cycliques

5.2.5. Compétition fissuration-transformation

La réalisation des essais chapeau a révélé un problème majeur pour l'étude de l'effet du cisaillement sur les mécanismes d'évolution de la microstructure : il s'agit de la fissuration. En effet, les stades d'évolutions avancés sont observés dans les éprouvettes rompues. Cela suggère qu'il faudrait un niveau de déformation en cisaillement sévère (à la limite de la rupture) pour conduire aux stades d'évolutions escomptés.

On s'est alors intéressé à l'effet de la température sur l'amorçage des fissures. Cette thématique n'est pas du tout l'objet de cette thèse mais il s'est avéré pertinent de s'y intéresser de plus près puisque la fissuration est le stade consécutif à la formation des WEL, le sujet est donc connexe et permet d'apporter des perspectives sur la suite des essais à mener pour la création de WEL.

L'observation des faciès de rupture a révélé que la fissuration est possible quel que soit le stade d'évolution de la microstructure qui précède la rupture. En effet, dans le cas d'une température de 300°C, l'amorçage de fissures a lieu dans une zone n'ayant pas changé du tout de microstructure : il s'agirait alors d'un mécanisme de rupture différent (Fig. 5.12).

En revanche, à 20, 200 et 400 °C, les faciès de rupture ont révélé un fibrage plus ou moins important de la microstructure avant la fissuration. Pour ces gammes de température, les observations EBSD d'éprouvettes fissurées mais non rompues ont fourni des éléments de réponse sur des critères d'amorçage de fissure possibles.

Prenons le cas de l'essai monotone testé à 400°C (Fig. 5.14). Les image EBSD montrent clairement la formation de réseaux de microfissures dans des zones nanostructurées fortement désorientées (stade 4). De plus, concernant cet essai, une zone nanostructurée est aussi observée à la pointe de la fissure principale. Une zone nanostructurée est aussi visible à la pointe de fissure d'une éprouvette testée à 20°C pour le cas d'un essai cycliques. Le stade nanostructuré semble donc être prémonitoire d'une fissuration potentielle. Pour ce même essai, l'observation de zones de WEL à proximité de la fissure suggère un amorçage potentiel de fissures à la suite de la formation de WEL.

On pourrait alors supposer que les éprouvettes ayant un fibrage prononcé dans leurs faciès de rupture auraient rompu à la suite d'une nanostructuration des grains voir de la formation de WEL. Lors de la séparation des deux morceaux du chapeau, la couche nanostructurée se serait détachée (par incompatibilité de matière). Cela expliquerait l'absence de WEL optiquement. Ce scénario pourrait expliquer la présence d'un petit spot de WEL discontinu observé pour le chapeau testé à 200°C à une vitesse de déformation de 750 s^{-1} . La zone fissurée est en effet non rectiligne, ce qui laisserait croire à un détachement de matière pendant la rupture.

Les observations ont montré qu'à partir d'un stade avancé de la microstructure (stade 4), le matériau aura plus de probabilité de rompre. On suppose alors que la probabilité de rupture serait dépendante du stade d'évolution ⁵. Plus le stade d'évolution sera avancé, plus le matériau aura de probabilité de rompre. Le stade final de WEL serait le plus critique. Ces premières observations pourraient être reliées aux études de Saxena [Sax+19]. Ces derniers ont étudié la ténacité des WEL et des zones écrouies de nuances d'aciers à rail et ont conclu que dans le cas du CRR, la ténacité du matériau (capacité d'un matériau à résister à la propagation de fissure) est inversement proportionnelle à sa dureté. Or, par définition des stades d'évolution, la taille des grains diminue au cours des stades, ce qui augmente la dureté (effet Hall-Petch combiné à la migration du carbone). Donc ces études confirment qu'un stade avancé de la microstructure favoriserait la propagation de fissure, et probablement leur amorçage aussi.

^{5.} La fissuration est possible pour n'importe quel stade d'évolution de la microstructure. L'état microstructural du matériau n'est pas le seul élément à prendre en compte dans l'amorçage de fissure.

5.2.6. Bilan des essais chapeaux

Ces essais ont permis de reproduire les différents stades de transformation de la microstructure définis dans le Chapitre 2. Cela confirme le rôle du **cisaillement** comme moteur dans les mécanismes de formation de WEL.

De plus, on constate une **forte sensibilité du matériau aux basses températures (< 400°C) dans son comportement mécanique (monotone, cyclique), ses évolutions microstructurales et sur les mécanismes de rupture**. Ces variations notables de comportement font écho à des essais bi-disques réalisés par Lewis [LO04] qui évoque la transition entre un taux d'usure sévère et catastrophique pour une gamme de température comprise entre 200°C et 300°C.

L'hypothèse d'un **couplage température-cisaillement** dans la formation de WEL doit être partiellement remis en question puisque des zones de WEL sont observées à 20 et 200°C mais pas à 300°C. **Ce couplage serait valable pour des températures inférieures à 300°C**. Cela confirmerait les hypothèses avancées par Newcomb sur la formation de WEL par un cisaillement cyclique à basses températures [NS84].

La réalisation des essais monotones et cycliques a mis en évidence l'**effet de** l'histoire du chargement sur la déformation de la perlite. Les essais cycliques localisent plus la déformation que les essais monotones. L'essai monotone s'avère être un essai plus violent que l'essai cyclique dans les changements microstructuraux observés. L'effet de l'histoire de chargement avait déjà été souligné par les études cycliques HPT [Wet+06].

Stade d'évolution = critère probabiliste de formation de fissures : La probabilité de fissuration du matériau augmente clairement avec le stade d'évolution de la microstructure. Le stade fragmenté désorienté (stade 4) est un stade très probable d'amorçage de fissures. Dans le ferroviaire, l'amorçage de fissures pourrait alors s'expliquer par un stade d'évolution avancé de la microstructure (stade 4 ou 5).

Relation BCA-WEL : La présence des WEL observées dans ces essais pourrait suggérer une localisation de la déformation au moment de la rupture qui accroitrait localement la vitesse de déformation. Cela signifierait que la formation de WEL n'est possible qu'en cas de fissuration de l'éprouvette dans le cas où la vitesse de compression avant rupture n'est pas assez grande. Cependant, des WEL sont observées aux lèvres de fissure pour des vitesses de compression en dessous des vitesses imposées dans les essais avec des barres d'Hopkinson. On peut alors supposer que la formation des WEL ne serait pas liée à la formation de BCA.

5.2.7. Vers des essais de cisaillement sous pression?

Les essais chapeau ont confirmé le rôle du cisaillement comme moteur dans la nanostructuration des nodules de perlite pour des températures n'excédant pas les 300°C. Cependant, les échantillons ont fissuré avant que la WEL ne se forme. Il aurait été nécessaire de déformer plus le matériau pour conclure quant à la possible apparition de WEL. On peut supposer que les mêmes essais réalisés sous pression hydrostatique permettraient une déformation en cisaillement avant rupture plus importante. Il y aurait donc plus de chance d'aboutir au stade de WEL. La piste des chapeaux sous pression mériterait d'être creusée davantage dans de prochaines études pour l'identification du couplage pression-cisaillement.

D'autres essais caractéristiques de cisaillement sous pression (High Pressure Torsion) ont déjà été menés depuis les années 60 sur un grand nombre de métaux. Des essais HPT sur des matériaux perlitiques ont montré des similitudes dans les mécanismes de nanostructuration et de formation de WEL [WVP05]; [Zhu+20]; [Iva+03a]; [SI07]. Or, les conditions au limites du corps d'épreuve sont mal maîtrisées si la pression hydrostatique imposée est trop faible. Dans ce cas, il y a des zones de glissement entre enclume et éprouvette qui ne permettent pas de conclure rigoureusement sur les conditions exactes qui ont conduit à la formation de WEL [Sim14]. Cette solution a donc été écartée pour les travaux de cette thèse. La sensibilité de ce couplage n'a donc pas été étudiée lors de cette thèse. Une piste envisageable serait la réalisation d'essais chapeau sous pression hydrostatique d'un fluide ou via un dispositif de compression à dimensionner sur mesure.

5.3. Essais représentatifs du CRR : Triboring [Mer19]; [Mer+21]

5.3.1. Présentation du banc Triboring

Le banc Triboring est un banc d'essai représentatif du CRR à l'échelle $1/15^{ime}$ financé par la RATP qui se situe au LaMCoS. La mise en place et la validation du banc ont été réalisés par Pierrick Merino lors de ses travaux de thèse [Mer19]; [Mer+21]. Il s'agit d'un tribomètre de type galet (roue) sur un rail circulaire (couronne), voir la Figure 5.22. Ce banc d'essai a été conçu dans le but de reproduire les sollicitations induites dans le CRR qui vont mener à l'amorçage de défauts de fatigue de contact de roulement et des problèmes d'usure. Dans le cadre de cette thèse, l'objectif est de reproduire mécaniquement la formation des WEL.

Le principe de ce banc consiste à faire tourner un rail circulaire (de 2 m de diamètre) sur lequel est posé un galet (de 70 mm de diamètre) mis en rotation. Le maintien en contact du galet sur la couronne est assuré par une charge normale appliquée. Le pilotage des deux vitesses de rotation se fait indépendamment, ce qui permet alors d'induire artificiellement un glissement longitudinal au cours de l'essai. Dans le cas ou les deux vitesses sont égales le contact galet-couronne est alors en situation de roulement sans glissement.

La contrainte majeure de tout banc d'essai de contact est la prise en compte de l'usure dans l'expérimentation. Si l'on souhaite reproduire expérimentalement la formation de défauts de fatigue de contact, il est donc impératif de limiter cette usure afin de faciliter la déformation des premiers corps. Les essais bi-disques réalisés par Vargolici [Var+16] puis les essais Triboring développés par Merino [Mer19] ont justement mis en évidence le rôle d'une couche fusible pour limiter l'usure. Les galets et la couronne sont préparés avant chaque essai pour créer artificiellement ce fusible tribologique par oxydation ou pré-écrouissage permettant au matériau de limiter son usure initiale qui est non représentative de la réalité du CRR. Les premiers résultats ont permis d'obtenir des microstructures proches du stade de WEL (stade 4). Des spots de WEL ont même été observés dans les conditions d'essais les plus critiques. Les analyses des essais ainsi que les conditions thermomé-caniques au niveau du contact seront détaillées dans la partie suivante et l'Annexe E.

Une remarque importante est justement à prendre en considération pour l'analyse des essais et la compréhension des mécanismes de transformation de la microstructure : il s'agit de la présence d'un effort transversal (radialement à la couronne) pour n'importe quelles conditions de contact. En effet, la mise en rotation de la couronne induit un effort centrifuge qui est repris au niveau du galet par un effort transversal. L'accommodation des vitesses induit alors intrinsèquement un effort tangentiel transverse sans glissement. En considérant l'usure négligeable devant la fatigue des premiers corps (ce qui est vrai grâce à la couche fusible), on peut alors considérer que les sollicitations thermomécaniques au niveau du contact sont les suivantes (Fig. 5.22) :

- la pression de contact qui induit un champ de pression normal
- le glissement longitudinal imposé qui induit un **cisaillement longitudinal** et une élévation de température très modérée (quelques degrés)
- l'effort transversal intrinsèque qui induit un **cisaillement transverse** qui pourrait être modulable en imposant un effort dans la direction inverse.
- un chargement cyclique



FIGURE 5.22. – Banc d'essai Triboring localisé au LaMCoS (INSA Lyon). Les conditions aux limites appliquées à la surface de la couronne sont indiquées en rouge : les vitesses de rotation (galet et couronne), la charge normale et un éventuel effort transverse. Les efforts induits dans le contact sont indiqués en bleu : l'effort transverse induit par l'effort centrifuge de la couronne et l'effort longitudinal induit par le glissement longitudinal, crédit photo I@L/PHOTOS Alexis Chézière

Ce banc d'essai remplit alors toutes les caractéristiques pour déterminer des conditions thermomécaniques qui induisent la formation de WEL, et en particulier le couplage pression-cisaillement. La partie suivante s'intéressera à la réinterprétation des résultats de Pierrick Merino au regard des stades de transformation de la microstructure (Chapitre 2) et du modèle proposé dans cette thèse (Chapitre 3).

5.3.2. Réinterprétation des essais Triboring

Quatre essais de validation ont été réalisés en juillet 2020. Ceux-ci se sont inscrits dans la continuité des travaux de thèse de Pierrick Merino [Mer19]; [Mer+21]. Cependant, en raison de la crise sanitaire de la Covid-2019, la préparation des éprouvettes n'a pas pu être finalisée à l'heure de la rédaction de ce manuscrit. Avec l'accord de Pierrick Merino, les résultats de ses essais (cartes EBSD) ont été re-exploités à partir des stades d'évolutions définis dans le Chapitre 2.

L'ensemble des conditions d'essais (réalisés dans cette thèse et dans la thèse précédente) est synthétisé dans la Figure 5.23. Cette figure représente spécifiquement les variations des paramètres qui doivent jouer un rôle dans la formation de WEL. Il s'agit de la pression de contact, du taux de glissement et du nombre de cycles. Cette figure permettra de faire la correspondance pour l'identification du couplage pression-cisaillement (voir la partie 5.3.3 qui traite du bilan des essais).

Le détail exact des conditions des essais de Pierrick Merino est donné dans l'Annexe E. Les observations des microstructures de deux conditions d'essais de pression-taux de glissement seront présentées dans les parties suivantes. Il s'agira de conclure sur la formation potentielle de WEL dans chacune des conditions.



FIGURE 5.23. – Plan d'essais Triboring réalisés dans cette thèse et la thèse de Pierrick Merino avec la préparation d'une couche fusible oxydée : les points bleus corrspondent aux essais de Pierrick Merino et les points rouges ceux réalisés dans cette thèse.

5.3.2.1. P = 1 GPa et $\xi_x = 0.5\%$

Des conditions de glissement à 0.5% avec une pression de 1 GPa ont permis d'obtenir des ilots de WEL de quelques micromètres (5 micromètres) après 1000 cycles (Fig. 5.24 a)). La présence de WEL est confirmée avec les mêmes conditions d'essais pour un nombre de cycles trois fois plus important (Fig. 5.24 b)). Des couches de WEL plus continues et plus épaisses qu'après 1000 cycles sont obtenues (5 à 15 μm). Les conditions de glissement combinées à la pression de contact semblent confirmer l'idée d'un couplage pression-cisaillement.



FIGURE 5.24. – Observation de coupes longitudinales révélant des zones probables de WEL au microscope optique à balayage électronique d'après Merino [Mer19] dans les conditions avec un taux de glissement de 0.5 % et une pression de contact de 1 GPa : a) après 1000 cycles et b) après 3000 cycles

5.3.2.2. P = 1 GPa et $\xi_x = 0\%$

On s'intéresse à présent à la deuxième condition testée dans le cas de roulement sans glissement après 1000 cycles. Aucune WEL n'est observée dans les micrographies. Néanmoins, les observations des cartes EBSD ont révélé un stade d'évolution de la microstructure proche de celui des WEL. Étant donné que la présence de WEL peut être très hétérogène, on peut alors se demander si ces conditions auraient potentiellement créé des spots de WEL dans des zones non observées. Les cartes EBSD dans les coupes longitudinales et transverses sont alors réinterprétées pour tenter de lever cette indétermination (Fig. 5.25).

La Figure 5.25 a) est une carte IPF de la coupe transverse de la couronne sur les 60 premiers micromètres de la surface. Cette carte révèle une zone très mal indexée sur les 30 premiers micromètres depuis la surface, ce qui suggère une forte réduction de la taille des grains dans cette zone. Cela sera confirmé dans la carte EBSD de la coupe longitudinale avec un pas d'indexation plus petit de 0.02 µm (Fig. 5.25 b)). Sous cette zone de nanograins, on discerne un fibrage de la microstructure prononcé qui laisse penser à un stade 2 voir 3 de la microstructure en fonction de la fragmentation des nodules.

La Figure 5.25 b) est une carte IPF X de la coupe longitudinale de la couronne sur les 30 premiers micromètres de la surface. Cette zone correspondrait spatialement



Chapitre 5. Identification et validation expérimentale du modèle

FIGURE 5.25. – Cartes IPF de deux coupes d'un échantillon de la couronne : a) coupe transverse et b) coupe longitudinale (pas d'indexation de 0.02 µm)

à la zone encadrée en jaune dans la coupe transverse. La région étudiée est très fragmentée et se compose essentiellement de grains de tailles submicrométriques. Un gradient microstructural est observé. Il se divise en trois zones distinctes : une zone très fragmentée avec des grains très désorientés (zone A), une zone avec des grains de même orientation (zone B) et enfin, une zone moins fragmentée (zone C).

La zone A, qui s'étend sur moins de 10 µm d'épaisseur, se compose de grains de forme sphérique de 0.2 µm de diamètre moyen (écart type de 0.09 µm). Les grains présentent une orientation cristallographique aléatoire ainsi qu'une forte désorientation. En effet, la distribution de la désorientation des grains (courbe rouge de la Figure 5.26) montre une proportion très minoritaire d'angles faiblement désorientés (8 %) et une proportion identique de grains moyennement (angles compris entre 15° et 40°) et fortement désorientés (46 %). L'ensemble de ces observations sont caractéristiques d'une évolution au stade 4.

La zone B se compose de grains de formes allongés de quelques centaines de nanomètres de long orientés morphologiquement parallèlement à la surface et ayant une orientation cristallographique voisine (grains rouges). Cette zone correspond à un nodule de grande taille qui se serait aligné parallèlement à la surface. Cela
pourrait expliquer la désorientation des grains moins critique que ses voisins. On constate une proportion importante de grains moyennement désorientés (51 %) suivie par une forte proportion de grains très désorientés (30 %). Les faibles désorientations étant minoritaires (19 %), voir la courbe verte de la Figure 5.26. Il s'agit vraisemblablement d'un stade 3.

La zone C est composée de grains moins fragmentés que ceux de la zone A. On observe à la fois des grains de forme sphérique de plusieurs centaines de nm et des grains plus allongés de 0.5 à 1 µm. On discerne des ensembles de grains d'orientation cristalline proche qui laissent penser être issus d'un même nodule initial. Enfin, la désorientation cristallographique des grains montre une répartition de grains légèrement moins désorientés que dans la zone B (courbe bleue de la Figure 5.26). Il y a plus de la moitié de grains moyennement désorientés (55 %), et une proportion égale de grains faiblement et fortement désorientés (22 %). Une bonne partie des critères d'observation laisse penser que cette zone est caractéristique d'un stade 3. Contrairement à la zone B, on n'observe pas de réorientation morphologique des grains.



FIGURE 5.26. – Distribution des angles de désorientation dans chaque zone de la carte EBSD de la Figure 5.25 b)

Les observations des coupes longitudinales et transverses montrent un stade de transformation avancé de la microstructure dans une zone d'une trentaine de micromètres. La conjonction des deux cartes montre sans ambiguïté qu'il s'agit d'un état microstructural très proche de celui des WEL (stade 4). On peut alors se demander quelles sont les sollicitations mécaniques qui ont conduit à cette nanostructuration qui est commune à toutes les observations (Annexe E). Plusieurs hypothèses peuvent être avancées :

- Hypothèse 1 : Il s'agit d'un effet d'écrouissage lié aux conditions de roulement sans glissement. L'effort normal combiné à la cyclicité de l'essai conduirait à cette nanostructuration.
- Hypothèse 2 : L'effort transverse, non négligeable (800 N) par rapport à l'effort normal (1000 N) induit un cisaillement en surface qui localise la déformation en surface.
- Hypothèse 3 : Le couplage des deux efforts est responsable de ce gradient de microstructure.

L'observation de la coupe transverse révèle un gradient de microstructure typique des coupes métallographiques de rails usagés avec une zone fibrée qui se transforme en une zone nanostructurée (Chapitre 2). On suppose alors que l'effort transversal qui est non négligeable doit être pris en compte pour comprendre ces changements microstructuraux. En effet, celui-ci favorise la localisation des contraintes de cisaillement en surface, ce qui induit un gradient de déformation de la microstructure.

De plus, le rôle de l'effort normal seul ne permettrait pas d'expliquer un tel gradient de microstructure puisque dans ces conditions les contraintes ne seraient plus maximales en surface. Toutefois, l'effort normal induit localement un niveau de pression hydrostatique élevée qui limite l'endommagement du matériau et faciliterait la déformation. On postule alors que la troisième hypothèse est la plus vraisemblable. Cette dernière serait en accord avec les stades de transformation proposés (Chapitre 2) et cela justifierait en même temps le couplage pression-cisaillement avancé dans cette thèse.

Pour conclure, ces conditions expérimentales conduisent à une cinétique d'évolution de la microstructure proche du scénario proposé (fibrage puis fragmentation). Les observations macroscopiques en termes d'efforts induits confirment le gradient de microstructure observé (effort transversal). Malgré l'absence de WEL, l'état final observé (stade 4) laisse supposer une forte probabilité de formation de WEL dans ces conditions d'essai.

Pour valider rigoureusement le rôle de l'effort transverse plutôt que celui de l'effort normal sur la réponse des premiers corps, il serait pertinent de réaliser un essai Triboring de roulement sans glissement en appliquant un effort dans la direction opposée à l'effort transverse induit. Dans ces conditions, le rôle de l'effort normal pourrait être décorrélé de l'effort transverse. Si l'on observe encore cette zone nanostructurée en surface, il s'agira d'un simple effet d'écrouissage, dans le cas contraire ce serait plutôt l'effet de l'effort transverse combiné à celui de la pression qui expliquerait cette nanostructuration.

5.3.3. Bilan des essais Triboring

Le banc Triboring est un dispositif pertinent pour reproduire les sollicitations du CRR. La préparation d'une couche fusible protectrice de l'usure permet alors la réalisation d'essais mécaniques pour lesquels les conditions aux limites sont à présent mieux maitrisées en terme de glissement longitudinal et d'effort normal.

Plusieurs essais réalisés dans la thèse de P.Merino [Mer19] ont été re-exploités pour déterminer des conditions d'essai favorables à la formation de WEL.

Une condition d'essai en roulement sans glissement sous une pression de 1 GPa n'a pas révélé de zones de WEL. Toutefois, les observations des microstructures sont proches du stade de WEL, ce qui indique une forte probabilité de formation de WEL dans ces conditions.

La réalisation d'essais plus sévères (avec un taux de glissement de 0.5 %) confirme cette tendance puisque la présence de WEL est avérée. De plus, ces zones s'agrandissent avec le cumul des cycles (1000 et 3000 cycles). Cela confirme alors l'effet de la cyclicité sur la taille de la zone transformée qui est en bon accord avec les simulations numériques présentées à la fin du Chapitre 4.

La Figure 5.27 illustre la méthodologie qu'il faudrait adopter pour l'identification du couplage pression-cisaillement du modèle. Les conditions expérimentales ayant conduit à la formation de WEL dépendent des conditions de pression, du taux de glissement et du cisaillement transverse.

Pour l'identification du modèle, l'état de contraintes d'un élément à la surface de la couronne doit être déterminé en fonction des conditions d'essais. Cela permettra alors d'estimer les valeurs de pression hydrostatique et de contrainte de Von Mises. Cette méthodologie n'a pas été effectuée pour les deux configurations d'essais menant potentiellement à la formation de WEL mais elle fera l'objet de futurs travaux.

Le rôle du cisaillement transverse qui est non négligeable dans les premières conditions semble jouer un rôle important dans la nanostructuration de grains et la formation de WEL. Il serait intéressant d'avoir des niveaux de cisaillement moins critiques (en imposant un effort transverse qui compenserait l'effort centrifuge) pour enrichir les données d'essai sur le couplage pression-cisaillement. On serait alors capable de considérer des conditions expérimentales en dessous des points déjà testés (puisque la contrainte de Von Mises serait localement moins grande). Il s'agit des croix vertes indiquées dans la Figure 5.27.



FIGURE 5.27. – Méthodologie d'identification du couplage pression-cisaillement à partir des conditions d'essais ayant conduit à la formation de WEL dans les essais Triboring : une correspondance doit être effectuée pour relier les conditions de glissement et de cisaillement transverse à la contrainte de Von Mises. Les croix vertes correspondent à des conditions d'essais théoriques qui minimisent l'effort transverse

5.4. Bilan du Chapitre 5

Dans ce chapitre plusieurs essais illustrant le rôle du cisaillement couplé à la température d'une part (essais chapeau) et à la pression d'autre part (Triboring) ont été réalisés. Ces essais ont permis de confirmer le rôle du cisaillement comme moteur dans la cinétique d'évolution de la microstructure jusqu'à la formation de WEL.

Des essais de cisaillement cyclique sous température contrôlée (essais chapeau) ont illustré une forte sensibilité à la température du matériau pour une gamme de 20°C à 400°C. Néanmoins, l'hypothèse d'un couplage cisaillement-température se limiterait à de faibles élévations de température (inférieures à 200°C). Au-delà, le matériau a des comportements différents et n'a pas révélé de WEL. Les résultats restent pour le moment à nuancer puisque les WEL n'ont pu être observées qu'à des niveaux proches de la fissuration (ou après la rupture).

La perspective d'essais chapeau sous pression pourrait aussi être envisagée pour limiter la fissuration et faciliter la déformation du matériau. Ces essais permettent de simuler des conditions de cisaillement cyclique, sont reproductibles et permettent de s'affranchir des conditions de contact.

Le banc d'essai Triboring offre la possibilité de contrôler plusieurs paramètres supposés contribuer à la formation de WEL : la pression de contact, le niveau de cisaillement (taux de glissement et effort transverse) et le nombre de cycles. Des zones de WEL ont été reproduites avec succès pour les conditions de cisaillement les plus extrêmes réalisées avec un niveau de pression de contact représentatif du CRR. Ce banc permet de justifier le couplage pression-cisaillement ainsi que d'avoir un suivi de la cinétique de la transformation.

Deux conditions thermomécaniques ont été déterminées à partir des essais Triboring et permettront dans de futurs travaux de modéliser plus finement la cinétique de formation de WEL. De plus, d'autres essais devront être menés pour délimiter les conditions favorables et défavorables dans la formation de WEL.

L'ensemble des ces essais a mis en évidence la complexité de reproduire la formation de WEL. Il s'agit d'une transformation très localisée (sur quelques dizaines de micromètres) et très hétérogène. L'introduction des stades d'évolution permet de donner des indications sur des conditions favorables à la formation de WEL même en leur absence.

La deuxième difficulté concerne la mise en œuvre expérimentale qui nécessite la préparation des éprouvettes, différentes techniques d'observations puis le posttraitement des résultats pour déterminer un seul point solution de la surface du modèle.

Conclusion

Reprenons la problématique initiale qui était la suivante : Comment appréhender les mécanismes de formation de WEL pour leurs modélisations dans le contact ferroviaire?

Pour répondre à cette problématique, le travail s'est divisé en plusieurs étapes. Dans un premier temps, la compréhension des mécanismes de formation de WEL et celle des sollicitations induites par le CRR (**Chapitre 1**) ont permis de proposer un scénario de formation de WEL basé sur la définition de stades de transformation (**Chapitre 2**). Puis, un modèle thermomécanique prenant en compte ce scénario a été proposé (**Chapitre 3**).

Ce modèle a ensuite été appliqué dans des simulations 2D par éléments finis représentatives des conditions du CRR (**Chapitre 4**). Enfin, des essais représentatifs des conditions de contact ont été menés pour valider le rôle du cisaillement dans la formation de WEL et déterminer des conditions expérimentales pour identifier le modèle (**Chapitre 5**).

Les résultats de chacune de ces étapes sont décrits ci-après. On peut noter que la démarche suivie au cours de cette thèse serait applicable pour caractériser la formation d'autres TTS induites thermomécaniquement.

Chapitre 2

La phase blanche possède une structure nanocristalline qui résulte de la fragmentation des grains et d'une dissolution des carbures présents dans la perlite (cémentite). Plusieurs stades d'évolution progressive de la microstructure ont alors été définis à partir d'indicateurs qualitatifs et quantitatifs. Ces indicateurs reposent sur des observations optiques (fibrage des nodules, présence de WEL) et des observations en EBSD (morphologie des grains, taille des grains, orientation morphologique et cristallographique des grains).

Le résultat majeur de ces travaux de caractérisation est une **corrélation entre** les stades d'évolution et la désorientation progressive des grains. Ce scénario est similaire à celui présenté par Lins [Lin+07] sur des bandes de cisaillement qui parlent de « Progressive Subgrain Misorientation ». La description des stades d'évolution de la microstructure s'est orientée vers un scénario mécanique de plasticité sévère des rails dont la force motrice est le cisaillement. L'effet d'une éventuelle austénitisation ne contredit pas ce scénario qui pourrait accélérer la cinétique des stades d'évolution.

Chapitre 3

Un **modèle thermomécanique** de formation de WEL initialement développé dans la thèse de G. Antoni a été amélioré pour représenter plus physiquement les conditions favorables à la transformation de WEL. Les modifications majeures sont les suivantes :

- Une variable interne représentant l'évolution de la microstructure a été redéfinie comme étant un indicateur des stades d'évolution. Cela permet de faire la correspondance entre des modèles numériques macroscopiques et les observations faites à plus basses échelles. Il s'agit d'une première approche multi-échelle dans les travaux de modélisation des WEL. La plasticité sévère est indirectement prise en compte par la valeur prise par cette variable interne.
- Une nouvelle expression de la surface seuil de transformation a été introduite. Celle-ci considère à présent un couplage pression-cisaillementtempérature dans la formation de WEL. L'introduction de ce couplage permet de généraliser les scénarios de formation de WEL.

Chapitre 4

Le modèle de formation de WEL a été implémenté dans un code de calculs par éléments finis puis appliqué à un exemple de calcul de structure représentatif des conditions du CRR dans un cas 2D. Ce modèle a permis de valider plusieurs observations faites au sujet des WEL en termes de taille de zones transformées et de cinétique de formation. Les résultats les plus importants sont les suivants :

- Des zones de WEL ont été reproduites qualitativement (sur plusieurs dizaines micromètres). Les simulations sont capables de traduire numériquement un gradient de microstructure (gradient de la variable interne métallurgique en très bon accord avec des micrographies de WEL.
- La dynamique du contact ferroviaire est simulée par des modifications locales de la pression de contact, du coefficient de frottement et de la température. Des accroissements de ces variables augmentent la taille de la zone transformée et accélèrent la cinétique de formation de WEL. L'effet de ces variations sur la cinétique a permis de reproduire la formation de WEL par ilots qui coalescent pour former une couche de WEL homogène (scénario proposé par Baumann [BFL96]).

 Le troisième résultat fort est qu'il est possible d'obtenir une transformation de WEL pour un même nombre de trains avec de conditions de contact différentes.
 On peut donc illustrer numériquement que l'historique de chargement menant à la formation de WEL n'est pas unique.

Chapitre 5

Des expériences ont été mises en œuvre pour confirmer l'effet du cisaillement couplé à la température et à la pression hydrostatique dans la formation de WEL.

Des essais de **cisaillement sous température contrôlée (essais chapeau)** ont alors été réalisés pour reproduire la formation de WEL par la formation de bandes de cisaillement. Des essais monotones et cycliques ont été menés pour des gammes de températures équivalentes à celles du CRR (de 20 à 400°C). Plusieurs tendances sont observées :

- On obtient les mêmes stades d'évolution de la microstructure (jusqu'à la formation de WEL) que sur les rails. Le rôle du cisaillement est confirmé comme moteur dans les processus de formation de WEL.
- Le couplage température-cisaillement serait uniquement valide pour des températures inférieures à 300°C.
- Le matériau est sensible aux basses températures (< 400° C) dans son comportement mécanique (monotone, cyclique), ses évolutions microstructurales et sur ses mécanismes de rupture.

Des essais représentatifs du contact roue-rail à l'échelle $1/15^{ime}$ (Banc Triboring) ont ensuite été réinterprétés à partir des travaux de la thèse de P. Merino. Le banc d'essai offre la possibilité de contrôler plusieurs paramètres supposés contribuer à la formation de WEL : la pression de contact, le niveau de cisaillement (taux de glissement et effort transverse) et le nombre de cycles induits. Des zones de WEL ont été reproduites avec succès pour des conditions de cisaillement les plus extrêmes avec un niveau de pression de contact représentatif du CRR. Ce banc permet de justifier le couplage pression-cisaillement ainsi que d'avoir un suivi de la cinétique de la transformation.

Perspectives

Les travaux de cette thèse ouvrent de multiples perspectives couplant tous les domaines rencontrés (numérique, expérimental, modélisation, métallurgie). Des objectifs à court termes (en lien direct avec les travaux de thèse) et des idées de recherches à plus long termes sont présentés.

Objectifs à court termes

Le banc Triboring

Des essais complémentaires à exploiter : Des essais Triboring ont été réalisés dans cette thèse qui s'inscrivent dans le prolongement des essais réalisés par Merino [Mer19] (Section 5.3.3). L'idée initiale était d'amplifier les conditions de contact ayant conduit à la formation de WEL (augmentation du taux de glissement à 1% et 1.5% ou de la pression de contact à 1.3 GPa). L'exploitation de ces essais est prévue au 1^{er} trimestre 2021.

Les résultats des analyses des microstructures attendus seraient une présence de WEL plus systématique avec une épaisseur transformée plus importante que dans les premiers essais. Ces essais valideraient alors l'effet des variations des conditions de contact sur la cinétique de formation de WEL illustrée numériquement dans le Chapitre 4.

Faire un modèle numérique du banc Triboring : Les conditions mécaniques au niveau du contact ne sont pas connues ce qui empêche pour le moment l'identification du couplage pression-cisaillement. La mise en œuvre d'un modèle numérique de contact représentatif du banc d'essais Triboring est alors nécessaire pour relier les conditions d'essai au modèle proposé dans la thèse.

Modèles de plasticité cyclique

Le modèle de comportement présenté dans cette thèse ne prend pas en compte l'effet de la cyclicité dans son comportement. Il serait intéressant de se tourner vers des modèles de plasticité cyclique type Chaboche [Cha89] en introduisant un écrouissage mixte combinant un écrouissage isotrope non linéaire et un écrouissage cinématique [Sai17]; [SF01]; [MNA18]; [MEA18]; [Ekh+00].

Recherches à plus long terme

A la recherche de conditions d'essai pour reproduire des WEL

Les travaux de cette thèse ont mis en évidence que le cisaillement est un moteur dans la formation de WEL. Les investigations devraient se poursuivre dans cette voie par la réalisation de nouveaux essais chapeau ou d'autres essais de cisaillement. Plusieurs facteurs couplés au cisaillement devraient être envisagés pour faciliter la formation de WEL :

- La température : des essais complémentaires doivent être menés pour valider les tendances observées i.e la formation de WEL pour des température en dessous de 300°C.
- La pression hydrostatique : son rôle serait d'augmenter la ductilité de l'éprouvette et pouvoir atteindre des niveaux de déformation au-delà de la déformation de rupture sans pression. Il faudrait envisager un dispositif de mise sous pression de l'éprouvette pendant sa compression. On peut citer les travaux d'Eleod qui a comprimé des cylindres sous l'effet d'une pression hydrostatique induite par un fluide (huile) [Ele+03a]; [Ele+03b]; [Ele+09].
- La vitesse de déformation : la géométrie des chapeaux est propice à développer des bandes de cisaillement adiabatiques. Certains essais ont déjà été effectués mais n'ont pas été exploités car le contrôle de la vitesse de déformation sans rupture de l'éprouvette n'était pas possible. La solution envisagée serait d'insérer un anneau d'arrêt pour le pilotage d'une déformation donnée à des vitesses élevées. Ce type d'anneau est généralement employé dans les dispositifs à barres d'Hopkinson [Lin+07].

Application du modèle de formation de WEL dans un cas plus représentatif du CRR

Les simulations numériques présentées dans le Chapitre 4 ont permis d'avoir un premier cas d'application du modèle de formation de WEL. Toutefois, les modélisations sont des calculs 2D avec l'hypothèse d'un chargement idéalisé sans la résolution directe du problème de contact. Plusieurs perspectives dans ce domaine sont alors envisageables :

— Le calcul numérique pourrait dans un premier temps être étendu à un calcul 3D avec l'application d'un champ mécanique mobile issu de la dynamique multi-corps qui permettrait d'avoir un champ plus représentatif des conditions de contact appliquées (données RATP). La même démarche présentée dans le Chapitre 4 pourrait donc s'appliquer pour confirmer la tendance des résultats présentés dans cette thèse. — Dans un second temps, la loi de comportement pourrait être intégrée à un calcul de contact en 3D représentant le passage répété d'une roue sur un rail en comparant avec les résultats numériques de travaux de thèse de Loic Saint-Aimé [Sai17].

Pour aller plus loin, des travaux numériques au LaMCube ont été effectués pour modéliser des effets de rugosité de surface à partir d'éléments enrichis [Wad17]. De tels modèles numériques couplés à la loi de comportement proposée dans cette thèse permettraient d'avoir une application réaliste des conditions de contact.

Les premiers résultats d'études de variabilité des conditions de contact présentés dans le Chapitre 4 pourraient être étendus en introduisant la stochasticité des conditions de contact qui peuvent apporter des éléments de réponse aux problèmes de fatigue de contact [Pan18].

Comprendre et modéliser le comportement du matériau à basse température

Les essais chapeau ont montré une forte sensibilité du matériau aux basses températures. Or, cet intervalle de température concerne exactement les conditions estimées dans le CRR. La compréhension du comportement du matériau donnerait des éléments de réponses sur le comportement en surface des premiers corps (usure, transformation, écrouissage). Les travaux de Lewis sur des essais bi-disques [LO04] ont justement mis en évidence une température critique (entre 200 et 300°C) audelà de laquelle une usure catastrophique est observée. Les travaux envisageables pourraient concerner la réalisation de nouveaux essais dans le même intervalle de température et se résumeraient comme suit :

- Comprendre le comportement mécanique du matériau (fatigue, monotone)
- Établir des modèles de plasticité cyclique dépendant de la température
- Évaluer les évolutions de la microstructure avec la déformation en cisaillement
- Comprendre les différents mécanismes de rupture

Vers un modèle de comportement généralisé?

Une question centrale qui reste pour le moment sans élément de réponse concerne la compétition entre un mécanisme de fissuration et un mécanisme de transformation. Ce mécanisme a été observé dans les essais chapeau mais il est aussi constaté à la surface des rails qui subissent une déformation plastique intense [DRB17].

Deux paramètres macroscopiques sont classiquement utilisés dans des critères de rupture : la triaxialité et le paramètre de Lode (relié au 3^{ème} invariant du tenseur des contraintes) [BFP11]; [Del12]; [KK14]. La déformation de rupture dépendant de ces paramètres, on pourrait supposer que la formation de WEL serait possible

dans un état de contrainte où le critère de rupture n'est pas vérifié. Les travaux d'Eleod évoquent justement le rôle de ces deux paramètres dans la formation des TTS [Ele+03a]; [Ele+03b]; [Ele+09].

Ce type de modèle pourrait alors combiner un critère d'endommagement macroscopique (avec un modèle de plasticité adéquat) et une surface seuil de formation de WEL. Ce modèle aurait le mérite d'être macroscopique et pourrait théoriquement représenter toutes les situations possibles dans l'endommagement des rails avec ou sans formation de WEL.

Vers une compréhension des mécanismes de formation de WEL à l'échelle atomique ...

L'introduction des stades d'évolutions de la microstructure est une première approche dans la compréhension des mécanismes de formation des WEL. Toutefois, plusieurs questions majeures restent encore en suspens et nécessiteraient d'approfondir les investigations. Il s'agit de la transformation qui fait la transition entre le stade nanostructuré désorienté (stade 4) et le stade final de WEL. Cette étape repose sur la remise en solution du carbone dans le matériau. La question centrale qui dépasse de loin le cadre de cette thèse est de se demander quels sont les mécanismes qui conduisent à cette remise en solution des atomes de carbone et quels sont les réarrangements du matériau. Des travaux en sonde atomique ont déjà donné des éléments de réponses. Le carbone migrerait dans le réseau ferritique, les joints de grains, les défauts ou resterait encore présent sous forme de cémentite globulaire [Zha+06]; [TKU10]; [Kum+19]. Il serait pertinent de poursuivre les recherches fondamentales sur les essais Triboring qui conduisent à un état nanostructuré proche de celui des WEL.

Une variable interne métallurgique a été redéfinie à partir des stades d'évolution de la microstructure pour une première approche de modélisation. Il pourrait être intéressant de relier cette variable à des grandeurs plutôt microscopiques mesurées expérimentalement (taille des grains, dissolution de la cémentite, désorientation cristallines).

Bibliographie

- [AKK20] M. ABDULLAH, Z. KHAN et W. KRUHOEFFER. « Evaluation of Dark Etching Regions for Standard Bearing Steel under Accelerated Rolling Contact Fatigue ». en. In : *Tribology International* 152 (déc. 2020), p. 106579. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2020.106579.
- [Ahl15] J. AHLSTRÖM. « Crack Initiation Caused by Repeated Local Heating Events – Modelling of Possible Mechanisms ». en. In : 10th International Conference on Contact Mechanics CM2015, Colorado Springs. Colorado, USA, 2015, p. 7.
- [Ahl16] J. AHLSTRÖM. « Residual Stresses Generated by Repeated Local Heating Events Modelling of Possible Mechanisms for Crack Initiation ».
 en. In : Wear 366-367 (nov. 2016), p. 180-187. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2016.05.029.
- [AK02] J. AHLSTRÖM et B. KARLSSON. « Modelling of Heat Conduction and Phase Transformations during Sliding of Railway Wheels ». en. In : Wear 253.1-2 (juil. 2002), p. 291-300. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/S0043-1648(02)00119-9.
- [AKF13] F.A.M. ALWAHDI, A. KAPOOR et F.J. FRANKLIN. « Subsurface Microstructural Analysis and Mechanical Properties of Pearlitic Rail Steels in Service ». en. In : Wear 302.1-2 (avr. 2013), p. 1453-1460. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2012.12.058.
- [Ant10] G. ANTONI. « Transformation tribologique de surface : une approche thermomécanique ». fr. Thèse. Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique, Marseille : Université de Provence Aix-Marseille I, 2010.
- [ADL12] G. ANTONI, T. DÉSOYER et F. LEBON. « A Combined Thermo-Mechanical Model for Tribological Surface Transformations ». en. In : Mechanics of Materials 49 (juin 2012), p. 92-99. ISSN : 01676636. DOI : 10.1016/j.mechmat.2011.12.005.
- [ALD18] G. ANTONI, F. LEBON et T. DÉSOYER. « Return Mapping Algorithms (RMAs) for Two-Yield Surface Thermoviscoplastic Models Using the Consistent Tangent Operator ». In : International Journal of Nonlinear Sciences and Numerical Simulation 19.7-8 (déc. 2018), p. 681-697. DOI: 10.1515/ijnsns-2017-0073.

- [AC05] J.B. AYASSE et H. CHOLLET. « Determination of the Wheel Rail Contact Patch in Semi-Hertzian Conditions ». en. In : Vehicle System Dynamics 43.3 (mar. 2005), p. 161-172. ISSN : 0042-3114, 1744-5159. DOI : 10.1080/00423110412331327193.
- [BFP11] I. BARSOUM, J. FALESKOG et S. PINGLE. « The Influence of the Lode Parameter on Ductile Failure Strain in Steel ». en. In : *Procedia Engineering* 10 (2011), p. 69-75. ISSN : 18777058. DOI : 10.1016/j. proeng.2011.04.014.
- [BFL96] G. BAUMANN, H.J. FECHT et S. LIEBELT. « Formation of White-Etching Layers on Rail Treads ». en. In : Wear 191.1-2 (jan. 1996), p. 133-140. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/0043-1648(95)06733-7.
- [BF17] B. BEAUSIR et J.-J. FUNDENBERGER. Analysis Tools for Electron and X-Ray Diffraction, ATEX Software. Université de Lorraine Metz, 2017.
- [BSK14] P BERECZKI, V SZOMBATHELYI et G KRALLICS. « Production of Ultrafine Grained Aluminum by Cyclic Severe Plastic Deformation at Ambient Temperature ». en. In : *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering* 63 (août 2014), p. 012140. ISSN : 1757-8981, 1757-899X. DOI : 10.1088/1757-899X/63/1/012140.
- [Ber+16] C. BERNSTEINER et al. « Development of White Etching Layers on Rails : Simulations and Experiments ». en. In : Wear 366-367 (nov. 2016), p. 116-122. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2016.03. 028.
- [Ber96] Y. BERTHIER. « Maurice Godet's Third Body ». en. In : *Tribology* Series. T. 31. Elsevier tribology series, 1996, p. 21-30. ISBN : 978-0-444-82502-5. DOI : 10.1016/S0167-8922(08)70766-1.
- [Ber+88] Y. BERTHIER et al. « Fretting Wear Mechanisms and Their Effects on Fretting Fatigue ». en. In : Journal of Tribology 110.3 (juil. 1988), p. 517-524. ISSN : 0742-4787, 1528-8897. DOI : 10.1115/1.3261663.
- [Ber+04] Y. BERTHIER et al. « The Role and Effects of the Third Body in the Wheel-Rail Interaction ». en. In : Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 27.5 (mai 2004), p. 423-436. ISSN : 8756-758X, 1460-2695. DOI : 10.1111/j.1460-2695.2004.00764.x.
- [Ber+97] J.P. BERTRAND et al. Phase Blanche Dans Les Rails. IRSID MPM 97 N 1126. 1997, p. 37.
- [Bla91] P. BLANCHARD. « Usure Induite En Petits Débattements : Transformation Triblogique Superficielle d'alliages de Titane ». Thèse. Centrale Lyon, 1991.

[BE13]	V. D. BLANK et E. I. ESTRIN. <i>Phase Transitions in Solids Under High Pressure</i> . en. Taylor & Francis Group, 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300, Boca Raton, FL 33487-2742 : CRC Press, oct. 2013. ISBN : 978-1-4665-9424-1 978-1-4665-9425-8. DOI : 10.1201/b15943.
[Blo63]	H. BLOK. « The Flash Temperature Concept ». en. In : Wear 6.6 (nov. 1963), p. 483-494. ISSN : 00431648. DOI : 10 . 1016/0043-1648(63)90283-7.
[BEK03]	A. BÖHMER, M. ERTZ et K. KNOTHE. « Shakedown Limit of Rail Surfaces Including Material Hardening and Thermal Stresses ». en. In : <i>Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures</i> 26.10 (oct. 2003), p. 985-998. ISSN : 8756-758X, 1460-2695. DOI : 10.1046/ j.1460-2695.2003.00690.x.
[Bri35]	P. W. BRIDGMAN. « Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure ». en. In : <i>Physical Review</i> 48.10 (nov. 1935), p. 825-847. ISSN : 0031-899X. DOI : 10.1103/PhysRev.48.825.
[Bri53]	P. W. BRIDGMAN. « The Effect of Pressure on the Tensile Properties of Several Metals and Other Materials ». en. In : <i>Journal of Applied Physics</i> 24.5 (mai 1953), p. 560-570. ISSN : 0021-8979, 1089-7550. DOI : 10.1063/1.1721329.
[BKJ01]	F. BUCHER, T. KLIMPEL et K.L. JOHNSON. « Two-Dimensional Normal and Tangential Rail/Wheel Contact with Rough Surfaces ». en. In : <i>Tribology Series</i> . T. 39. Elsevier, 2001, p. 551-562. ISBN : 978-0-444-50581-1. DOI : 10.1016/S0167-8922(01)80138-3.
[Bul91]	R. BULPETT. « The Characterisation of White Etching Layers Formed on Engineering Steels ». en. Thèse de doct. Experimental Techniques Centre, Brunel University, 1991.
[But+19]	E. BUTINI et al. « An Innovative Model for the Prediction of Wheel - Rail Wear and Rolling Contact Fatigue ». en. In : <i>Wear</i> 436-437 (oct. 2019), p. 203025. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2019. 203025.
[Car05]	R. I. CARROLL. « Surface Metallurgy and Rolling Contact Fatigue of Rail ». en. Thèse de doct. University of Sheffield, 2005.
[Car26]	F. W. CARTER. « On the Action of a Locomotive Driving Wheel ». en. In : Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character 112.760 (août 1926), p. 151-157. ISSN : 0950-1207, 2053-9150. DOI : 10.1098/rspa.1926. 0100.

- [Cha89] J.L. CHABOCHE. « Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity ». en. In : International Journal of Plasticity 5.3 (jan. 1989), p. 247-302. ISSN : 07496419. DOI : 10.1016/0749-6419(89)90015-6.
- [Che+17] H. CHEN et al. « Understanding Cementite Dissolution in Pearlitic Steels Subjected to Rolling-Sliding Contact Loading : A Combined Experimental and Theoretical Study ». en. In : Acta Materialia 141 (déc. 2017), p. 193-205. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat. 2017.09.017.
- [CB98] M.H. CHEN et N. BROOM. « On the Ultrastructure of Softened Cartilage : A Possible Model for Structural Transformation ». In : Journal of Anatomy 192.Pt 3 (avr. 1998), p. 329-341. ISSN : 0021-8782. DOI : 10.1046/j.1469-7580.1998.19230329.x.
- [Che+01] W.C. CHEN et al. « Development of Ultrafine Grained Materials Using The MAXStrain[®] Technology ». en. In : *Materials Science Forum* 357-359 (jan. 2001), p. 425-430. ISSN : 1662-9752. DOI : 10.4028/www. scientific.net/MSF.357-359.425.
- [Cho+13] H. CHOLLET et al. « The VOCO Multi-Body Software in the Context of Real-Time Simulation ». In : Vehicle System Dynamics 51.4 (avr. 2013), p. 570-580. ISSN : 0042-3114. DOI : 10.1080/00423114.2013.768771.
- [CA82] P. CLAYTON et M. B. P. ALLERY. « Metallurgical Aspects of Surface Damage Problems in Rails ». en. In : Canadian Metallurgical Quarterly 21.1 (jan. 1982), p. 31-46. ISSN : 00084433. DOI : 10.1179/ 000844382795243803.
- [CKS16] Z. C. CORDERO, B. E. KNIGHT et C. A. SCHUH. « Six Decades of the Hall–Petch Effect – a Survey of Grain-Size Strengthening Studies on Pure Metals ». en. In : *International Materials Reviews* 61.8 (nov. 2016), p. 495-512. ISSN : 0950-6608, 1743-2804. DOI : 10.1080/ 09506608.2016.1191808.
- [Cul73] R. S. CULVER. « Thermal Instability Strain in Dynamic Plastic Deformation ». en. In : *Metallurgical Effects at High Strain Rates*. Sous la dir. de R. W. ROHDE et al. Boston, MA : Springer US, 1973, p. 519-530.
 ISBN : 978-1-4615-8696-8. DOI : 10.1007/978-1-4615-8696-8_29.
- [DZH16] S. DAI, Y. ZHU et Z. HUANG. « Microstructure Evolution and Strengthening Mechanisms of Pure Titanium with Nano-Structured Surface Obtained by High Energy Shot Peening ». en. In : Vacuum 125 (mar. 2016), p. 215-221. ISSN : 0042207X. DOI : 10.1016/j.vacuum.2016. 01.001.

- [Dan13] W.J.T. DANIEL. *Final Report on the Rail Squat Project R3-105.* Final Report on the Rail Squat Project R3-105. Australia : CRC for rail innovation, 2013.
- [DPF13] W.J.T. DANIEL, S. PAL et M. FARJOO. « Rail Squats : Progress in Understanding the Australian Experience ». en. In : Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F : Journal of Rail and Rapid Transit 227.5 (sept. 2013), p. 481-492. ISSN : 0954-4097, 2041-3017. DOI : 10.1177/0954409713500950.
- [Del12] D. DELOISON. Critères de Rupture Basés Sur La Mécanique de l'endommagement. en. Séminaire Mecamat. Sept. 2012.
- [DQD15] X. DENG, Z. QIAN et R. DOLLEVOET. « Lagrangian Explicit Finite Element Modeling for Spin-Rolling Contact ». en. In : Journal of Tribology 137.4 (oct. 2015), p. 041401. ISSN : 0742-4787, 1528-8897. DOI : 10.1115/1.4030709.
- [DBB11] S. DESCARTES, M. BUSQUET et Y. BERTHIER. « An Attempt to Produce Ex Situ TTS to Understand Their Mechanical Formation Conditions – The Case of an Ultra High Purity Iron ». en. In : Wear 271.9-10 (juil. 2011), p. 1833-1841. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j. wear.2011.01.089.
- [DDR11] S. DESCARTES, C. DESRAYAUD et E.F. RAUCH. « Inhomogeneous Microstructural Evolution of Pure Iron during High-Pressure Torsion ».
 en. In : Materials Science and Engineering : A 528.10-11 (avr. 2011), p. 3666-3675. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2011.01.029.
- [Des+05] S. DESCARTES et al. « Presence and Role of the Third Body in a Wheel-Rail Contact ». en. In : Wear. Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems 258.7 (mar. 2005), p. 1081-1090. ISSN : 0043-1648. DOI : 10.1016/j.wear.2004.03.068.
- [Dja+16] S. DJAZIRI et al. « Deformation-Induced Martensite : A New Paradigm for Exceptional Steels ». en. In : Advanced Materials 28.35 (sept. 2016), p. 7753-7757. ISSN : 09359648. DOI : 10.1002/adma.201601526.
- [Dou+09] L.M. DOUGHERTY et al. « Mechanical Behavior and Microstructural Development of Low-Carbon Steel and Microcomposite Steel Reinforcement Bars Deformed under Quasi-Static and Dynamic Shear Loading ».
 en. In : Metallurgical and Materials Transactions A 40.8 (août 2009), p. 1835-1850. ISSN : 1073-5623, 1543-1940. DOI : 10.1007/s11661-009-9869-2.

- [Dyl16] B. DYLEWSKI. « Caractérisation expérimentale multi-échelles et multitechniques 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 ». fr. Thèse. Compiègne : Université de technologie de Compiègne, 2016.
- [DRB17] B. DYLEWSKI, M. RISBET et S. BOUVIER. « The Tridimensional Gradient of Microstructure in Worn Rails – Experimental Characterization of Plastic Deformation Accumulated by RCF ». en. In : Wear 392-393 (déc. 2017), p. 50-59. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2017. 09.001.
- [Ekh+00] M. EKH et al. « Models for Cyclic Ratchetting Plasticity—Integration and Calibration ». en. In : Journal of Engineering Materials and Technology 122.1 (jan. 2000), p. 49-55. ISSN : 0094-4289, 1528-8889.
 DOI : 10.1115/1.482764.
- [Ele+03a] A. ELEÖD et al. « Deformability of the near Surface Layer of the First Body ». en. In : *Tribology Series*. T. 41. Elsevier, 2003, p. 123-132.
 ISBN : 978-0-444-51243-7. DOI : 10.1016/S0167-8922(03)80125-6.
- [Ele+03b] A. ELEÖD et al. « Transient and Stationary Changes of the Mechanical Properties of the First Body Governed by the Hydrostatic Pressure Component of the Local Stress State during Dry Friction ». en. In : *Tribology Series.* T. 43. Elsevier, 2003, p. 553-561. ISBN : 978-0-444-51706-7. DOI : 10.1016/S0167-8922(03)80083-4.
- [Ele+09] A. ELEÖD et al. « Friction-Induced Structural Modifications of Mg and Ti Surfaces ». en. In : *Tribology International* 42.5 (mai 2009), p. 690-698. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2008.09.009.
- [EWY05] A.M. ELWAZRI, P. WANJARA et S. YUE. « The Effect of Microstructural Characteristics of Pearlite on the Mechanical Properties of Hypereutectoid Steel ». en. In : *Materials Science and Engineering :* A 404.1-2 (sept. 2005), p. 91-98. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j. msea.2005.05.051.
- [Esp+17] N. ESPALLARGAS et al. « In-Situ Generated Tribomaterial in Metal/Metal Contacts : Current Understanding and Future Implications for Implants ». en. In : *Biotribology* 10 (juin 2017), p. 42-50. ISSN : 23525738. DOI : 10.1016/j.biotri.2017.03.006.
- [Est98] Y. ESTRIN. « Dislocation Theory Based Constitutive Modelling : Foundations and Applications ». en. In : Journal of Materials Processing Technology 80-81 (août 1998), p. 33-39. ISSN : 09240136. DOI : 10.1016/S0924-0136(98)00208-8.

[EV13]	Y. ESTRIN et A. VINOGRADOV. « Extreme Grain Refinement by Severe Plastic Deformation : A Wealth of Challenging Science ». en. In : <i>Acta Materialia</i> 61.3 (fév. 2013), p. 782-817. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2012.10.038.
[Eva12]	M-H EVANS. « White Structure Flaking (WSF) in Wind Turbine Gearbox Bearings : Effects of 'Butterflies' and White Etching Cracks (WECs) ». en. In : <i>Materials Science and Technology</i> 28.1 (jan. 2012), p. 3-22. ISSN : 0267-0836, 1743-2847. DOI : 10.1179/026708311X13135950699254.
[FDW03]	F. D. FISCHER, W. DAVES et E. A. WERNER. « On the Temperature in the Wheel-Rail Rolling Contact ». en. In : <i>Fatigue & Fracture of</i> <i>Engineering Materials & Structures</i> 26.10 (oct. 2003), p. 999-1006. ISSN : 8756-758X, 1460-2695. DOI : 10.1046/j.1460-2695.2003. 00700.x.
[FR18]	H. FU et P. RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO. « A Unified Theory for Microstructural Alterations in Bearing Steels under Rolling Contact Fatigue ». en. In : <i>Acta Materialia</i> 155 (août 2018), p. 43-55. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2018.05.056.
[FRF03]	X.Y. FU, D.A. RIGNEY et M.L. FALK. « Sliding and Deformation of Metallic Glass : Experiments and MD Simulations ». en. In : <i>Journal of Non-Crystalline Solids</i> 317.1-2 (mar. 2003), p. 206-214. ISSN : 00223093. DOI : 10.1016/S0022-3093(02)01999-3.
[Gav03]	V.G GAVRILJUK. « Decomposition of Cementite in Pearlitic Steel Due to Plastic Deformation ». en. In : <i>Materials Science and Engineering : A</i> 345.1-2 (mar. 2003), p. 81-89. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(02)00358-1.
[God84]	M. GODET. « The Third-Body Approach : A Mechanical View of Wear ». en. In : <i>Wear</i> 100.1-3 (déc. 1984), p. 437-452. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/0043-1648(84)90025-5.
[Gri87]	B. J. GRIFFITHS. « Mechanisms of White Layer Generation With Reference to Machining and Deformation Processes ». en. In : <i>Journal of Tribology</i> 109.3 (juil. 1987), p. 525-530. ISSN : 0742-4787, 1528-8897. DOI : 10.1115/1.3261495.
[Hab06]	M. HABAK. « Etude de l'influence de la microstructure et des para- mètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6 ». fr. Thèse. Arts et Métiers ParisTech, 2006.
[Han+04]	H. N. HAN et al. « A Model for Deformation Behavior and Mechanically Induced Martensitic Transformation of Metastable Austenitic Steel ». en. In : <i>Acta Materialia</i> 52.17 (oct. 2004), p. 5203-5214. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2004.07.031.

[He+20]	C.G. HE et al. « On the Microstructure Evolution and Nanocrystalline
	Formation of Pearlitic Wheel Material in a Rolling-Sliding Contact ».
	en. In : Materials Characterization 164 (juin 2020), p. 110333. ISSN :
	10445803. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110333.

- [Her82] H. HERTZ. « Über Die Berührung Fester Elastischer Körper ». In : Journal für reine und angewandte Mathematik (1882), p. 161-169.
- [Hil63] J. E. HILLIARD. « Iron-Carbon Phase Diagram Isobaric Sections of the Eutectoid Region at 35, 50 and 65 Kilobars. » en. In : *Transactions* of the Metallurgical Society of AIME 227.2 (1963), p. 429-438.
- [HVA98] J. HINES, K. VECCHIO et S. AHZI. « A Model for Microstructure Evolution in Adiabatic Shear Bands ». en. In : Metallurgical and Materials Transactions A 29.1 (jan. 1998), p. 191-203. ISSN : 1073-5623, 1543-1940. DOI : 10.1007/s11661-998-0172-4.
- [Hor11] A. HOR. « Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement ». fr. Thèse. Arts et Métiers ParisTech-Centre d'Angers, 2011.
- [Hor+13] Anis HOR et al. « An Experimental Investigation of the Behaviour of Steels over Large Temperature and Strain Rate Ranges ». en. In : *International Journal of Mechanical Sciences* 67 (fév. 2013), p. 108-122. ISSN : 00207403. DOI : 10.1016/j.ijmecsci.2013.01.003.
- [Hos+15] S.B. HOSSEINI et al. « Formation Mechanisms of White Layers Induced by Hard Turning of AISI 52100 Steel ». en. In : Acta Materialia 89 (mai 2015), p. 258-267. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat. 2015.01.075.
- [Ish13] M. ISHIDA. « Rolling Contact Fatigue (RCF) Defects of Rails in Japanese Railways and Its Mitigation Strategies ». In : *Electronic Journal of Structural Engineering* 13 (jan. 2013), p. 67-74.
- [Iva+03a] J. IVANISENKO et al. « The Strain Induced Cementite Dissolution in Carbon Steel - Experimental Facts and Theoretical Approach ». en. In: Solid State Phenomena 94 (2003), p. 45-50. ISSN : 1662-9779. DOI : 10.4028/www.scientific.net/SSP.94.45.
- [Iva+03b] Y. IVANISENKO et al. « The Mechanism of Formation of Nanostructure and Dissolution of Cementite in a Pearlitic Steel during High Pressure Torsion ». en. In : Acta Materialia 51.18 (oct. 2003), p. 5555-5570.
 ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/S1359-6454(03)00419-1.
- [Iva+06] Y. IVANISENKO et al. « Shear-Induced Bcc to Fcc Transformation in Nanoscale Fe–C Composite ». en. In : Acta Materialia 54.6 (avr. 2006), p. 1659-1669. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2005.11. 034.

[Iwn06]	S. IWNICKI, éd. <i>Handbook of Railway Vehicle Dynamics</i> . en. Boca Raton : CRC/Taylor & Francis, 2006. ISBN : 978-0-8493-3321-7.
[JRM03]	D. JIA, K. T. RAMESH et E. MA. « Effects of Nanocrystalline and Ultrafine Grain Sizes on Constitutive Behavior and Shear Bands in Iron ». en. In : <i>Acta Materialia</i> 51.12 (juil. 2003), p. 3495-3509. ISSN : 1359-6454. DOI : 10.1016/S1359-6454(03)00169-1.
[Joh85]	K. L. JOHNSON. <i>Contact Mechanics</i> . en. Cambridge [Cambridgeshire]; New York : Cambridge University Press, 1985. ISBN : 978-0-521-25576-9.
[Al-18]	A. AL-JUBOORI. « Thermomechanical Simulation of White Etching Layer Formation on Rail Steel ». In : <i>Materials Forum</i> 51.2 (juin 2018), p. 50-55.
[Al-+17]	A. AL-JUBOORI et al. « Squat Formation and the Occurrence of Two Distinct Classes of White Etching Layer on the Surface of Rail Steel ». en. In : <i>International Journal of Fatigue</i> 104 (nov. 2017), p. 52-60. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2017.07.005.
[Al-+19a]	A. AL-JUBOORI et al. « Characterisation of White Etching Layers Formed on Rails Subjected to Different Traffic Conditions ». en. In : <i>Wear</i> 436-437 (oct. 2019), p. 202998. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/ j.wear.2019.202998.
[Al-+19b]	A. AL-JUBOORI et al. « Microstructural Changes on Railway Track Surfaces Caused by Electrical Leakage between Wheel and Rail ». en. In : <i>Tribology International</i> 140 (déc. 2019), p. 105875. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2019.105875.
[KGN97]	A. KAILER, Y. G. GOGOTSI et K. G. NICKEL. « Phase Transformations of Silicon Caused by Contact Loading ». en. In : <i>Journal of Applied Physics</i> 81.7 (avr. 1997), p. 3057-3063. ISSN : 0021-8979, 1089-7550. DOI : 10.1063/1.364340.
[Kal90]	J. J. KALKER. <i>Three-Dimensional Elastic Bodies in Rolling Contact.</i> en. Sous la dir. de G. M. L. GLADWELL. T. 2. Solid Mechanics and Its Applications. Dordrecht : Springer Netherlands, 1990. ISBN : 978-90- 481-4066-4 978-94-015-7889-9. DOI : 10.1007/978-94-015-7889-9.
[Kal92]	J. J. KALKER. « Modification of the Two-Body Contact Conditions to Account for the Third Body ». en. In : <i>Tribology Series</i> . Sous la dir. de D. DOWSON et al. T. 21. Wear Particles : From the Cradle to the Grave. Elsevier, jan. 1992, p. 183-189. DOI : 10.1016/S0167-8922(08)70523-6.

- [KJ94] A. KAPOOR et K. L. JOHNSON. « Plastic Ratchetting as a Mechanism of Metallic Wear ». en. In : Proceedings of the Royal Society of London. Series A : Mathematical and Physical Sciences 445.1924 (mai 1994), p. 367-384. ISSN : 0962-8444, 2053-9177. DOI : 10.1098/rspa.1994. 0066.
- [KL75] B. KARLSSON et G. LINDÉN. « Plastic Deformation of Eutectoid Steel with Different Cementite Morphologies ». en. In : *Materials Science* and Engineering 17.1 (jan. 1975), p. 153-164. ISSN : 00255416. DOI : 10.1016/0025-5416(75)90039-7.
- [KL14] G. KERMOUCHE et C. LANGLADE. « Mechanical Nano-Structuration of a C45 Steel under Repeated Normal Impacts ». en. In : *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering* 63 (août 2014), p. 012019.
 ISSN : 1757-8981, 1757-899X. DOI : 10.1088/1757-899X/63/1/ 012019.
- [Ker+11] G. KERMOUCHE et al. « Investigation of Mechanically Attrited Structures Induced by Repeated Impacts on an AISI1045 Steel ». en. In : *Comptes Rendus Mécanique* 339.7-8 (juil. 2011), p. 552-562. ISSN : 16310721. DOI : 10.1016/j.crme.2011.05.012.
- [Khm+17] I. KHMELEVSKAYA et al. « Features of Ti-Ni Alloy Structure Formation under Multi-Axial Quasi-Continuous Deformation and Post-Deformation Annealing ». en. In : *Materials Today : Proceedings* 4.3 (2017), p. 4830-4835. ISSN : 22147853. DOI : 10.1016/j.matpr.2017. 04.079.
- [KK14] R. KIRAN et K. KHANDELWAL. « A Triaxiality and Lode Parameter Dependent Ductile Fracture Criterion ». en. In : Engineering Fracture Mechanics 128 (sept. 2014), p. 121-138. ISSN : 00137944. DOI : 10. 1016/j.engfracmech.2014.07.010.
- [KL95] K. KNOTHE et S. LIEBELT. « Determination of Temperatures for Sliding Contact with Applications for Wheel-Rail Systems ». en. In : Wear 189.1-2 (oct. 1995), p. 91-99. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/ 0043-1648(95)06666-7.
- [Kuh01] D. KUHLMANN-WILSDORF. « Effects of Local High Pressures and Extreme Shears at Tribological Contact Spots ». en. In : *Tribology* Series. T. 39. Elsevier, 2001, p. 417-428. ISBN : 978-0-444-50581-1. DOI : 10.1016/S0167-8922(01)80126-7.
- [Kum+19] A. KUMAR et al. « Microstructural Evolution of White and Brown Etching Layers in Pearlitic Rail Steels ». en. In : Acta Materialia 171 (juin 2019), p. 48-64. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat. 2019.04.012.

- [Kuz+05] Roman KUZIAK et al. « New Possibilities of Achieving Ultrafine Grained Microstructure in Metals and Alloys Employing MaxStrain Technology ». en. In : Solid State Phenomena 101-102 (jan. 2005), p. 43-48. ISSN : 1662-9779. DOI : 10.4028/www.scientific.net/SSP.101-102.43.
- [Lam+15] A. LAMONTAGNE et al. « Comparative Study and Quantification of Cementite Decomposition in Heavily Drawn Pearlitic Steel Wires ». en. In: *Materials Science and Engineering : A* 644 (sept. 2015), p. 105-113. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2015.07.048.
- [LKB97] J. LANGUILLAUME, G. KAPELSKI et B. BAUDELET. « Cementite Dissolution in Heavily Cold Drawn Pearlitic Steel Wires ». en. In : Acta Materialia 45.3 (mar. 1997), p. 1201-1212. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/S1359-6454(96)00216-9.
- [Leb89] J. B. LEBLOND. « Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels II : Coupling with Strain Hardening Phenomena ». en. In : International Journal of Plasticity 5 (1989), p. 573-591. DOI : 10.1016/0749-6419(89)90002-8.
- [LDD89] J.B. LEBLOND, J. DEVAUX et J.C. DEVAUX. « Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I : Case of Ideal-Plastic Phases ».
 en. In : *International Journal of Plasticity* 5.6 (jan. 1989), p. 551-572.
 ISSN : 07496419. DOI : 10.1016/0749-6419(89)90001-6.
- [LL98] J.J. LEWANDOWSKI et P. LOWHAPHANDU. « Effects of Hydrostatic Pressure on Mechanical Behaviour and Deformation Processing of Materials ». en. In : International Materials Reviews 43.4 (jan. 1998), p. 145-187. ISSN : 0950-6608, 1743-2804. DOI : 10.1179/imr.1998. 43.4.145.
- [LO04] R. LEWIS et U. OLOFSSON. « Mapping Rail Wear Regimes and Transitions ». en. In : *Wear* 257.7-8 (oct. 2004), p. 721-729. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2004.03.019.
- [LO09] R. LEWIS et U. OLOFSSON. Wheel—Rail Interface Handbook. en. Woodhead Publishing Limited, 2009. ISBN : 978-1-84569-412-8. DOI : 10.1533/9781845696788.
- [Li+16] S. LI et al. « "Brown Etching Layer" : A Possible New Insight into the Crack Initiation of Rolling Contact Fatigue in Rail Steels? » en. In : Engineering Failure Analysis 66 (août 2016), p. 8-18. ISSN : 13506307.
 DOI : 10.1016/j.engfailanal.2016.03.019.
- [Li+11] Y.J. LI et al. « Atomic-Scale Mechanisms of Deformation-Induced Cementite Decomposition in Pearlite ». en. In : Acta Materialia 59.10 (juin 2011), p. 3965-3977. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat. 2011.03.022.

- [Li+17] Y.J. LI et al. « Atomic Scale Characterization of White Etching Area and Its Adjacent Matrix in a Martensitic 100Cr6 Bearing Steel ». en. In : *Materials Characterization* 123 (jan. 2017), p. 349-353. ISSN : 10445803. DOI : 10.1016/j.matchar.2016.12.002.
- [Lia+20] Q. LIAN et al. « Thermo-Mechanical Coupled Finite Element Analysis of Rolling Contact Fatigue and Wear Properties of a Rail Steel under Different Slip Ratios ». en. In : *Tribology International* 141 (jan. 2020), p. 105943. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2019.105943.
- [Lin05] V. LINCK. « Modélisation numérique temporelle d'un contact frottant
 Mise en évidence d'instabilités locales de contact Conséquences tribologiques ». fr. Thèse. LAMCOS, Lyon : INSA Lyon, 2005.
- [LSB06] V. LINCK, A. SAULOT et L. BAILLET. « Consequence of Contact Local Kinematics of Sliding Bodies on the Surface Temperatures Generated ».
 en. In : *Tribology International* 39.12 (déc. 2006), p. 1664-1673. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2006.04.005.
- [Lin+07] J.F.C. LINS et al. « A Microstructural Investigation of Adiabatic Shear Bands in an Interstitial Free Steel ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 457.1-2 (mai 2007), p. 205-218. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2006.12.019.
- [Loj+01a] W. LOJKOWSKI et al. « Nanostructure Formation on the Surface of Railway Tracks ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 303.1-2 (mai 2001), p. 197-208. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(00)01947-X.
- [Loj+01b] W. LOJKOWSKI et al. « The Mechanical Properties of the Nanocrystalline Layer on the Surface of Railway Tracks ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 303.1-2 (mai 2001), p. 209-215. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(00)01948-1.
- [LL04] K. LU et J. LU. « Nanostructured Surface Layer on Metallic Materials Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment ». en. In : Materials Science and Engineering : A 375-377 (juil. 2004), p. 38-45.
 ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2003.10.261.
- [Mag+05] E. MAGEL et al. *Control of Rolling Contact Fatigue of Rails*. en. Technical Report. Center for Surface Transportation Technology : National Research Council Canada, 2005, p. 29.
- [MD88] A. MARCHAND et J. DUFFY. « An Experimental Study of the Formation Process of Adiabatic Shear Bands in a Structural Steel ». en. In : Journal of the Mechanics and Physics of Solids 36.3 (jan. 1988), p. 251-283. ISSN : 00225096. DOI : 10.1016/0022-5096(88)90012-9.

- [Mar+06] M. B. MARSHALL et al. « Experimental Characterization of Wheel-Rail Contact Patch Evolution ». en. In : Journal of Tribology 128.3 (juil. 2006), p. 493-504. ISSN : 0742-4787, 1528-8897. DOI : 10.1115/ 1.2197523.
- [MB16] J. MARTEAU et S. BOUVIER. « Characterization of the Microstructure Evolution and Subsurface Hardness of Graded Stainless Steel Produced by Different Mechanical or Thermochemical Surface Treatments ». en. In : *Surface and Coatings Technology* 296 (juin 2016), p. 136-148. ISSN : 02578972. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2016.04.010.
- [MS09] J. K. MASON et C. A. SCHUH. « The Generalized Mackenzie Distribution : Disorientation Angle Distributions for Arbitrary Textures ». en. In : Acta Materialia 57.14 (août 2009), p. 4186-4197. ISSN : 1359-6454. DOI : 10.1016/j.actamat.2009.05.016.
- [Mer19] P. MERINO. « Reproduction Expérimentale Du Contact Roue-Rail à Échelle Réduite : Voies de Formation Des Sources de Défauts ». Thèse. INSA Lyon, 2019.
- [Mer+21] P. MERINO et al. « How to Reproduce a Mechanical White Etching Layer (WEL) on Rail Surface Thanks to a New Experimental Wheel-Rail Contact Test Bench ». In : *Wear (accepted)* (2021).
- [MEA18] K. A. MEYER, M. EKH et J. AHLSTRÖM. « Modeling of Kinematic Hardening at Large Biaxial Deformations in Pearlitic Rail Steel ». en. In : International Journal of Solids and Structures 130-131 (jan. 2018), p. 122-132. ISSN : 00207683. DOI : 10.1016/j.ijsolstr.2017. 10.007.
- [MNA18] K. A. MEYER, D. NIKAS et J. AHLSTRÖM. « Microstructure and Mechanical Properties of the Running Band in a Pearlitic Rail Steel : Comparison between Biaxially Deformed Steel and Field Samples ».
 en. In : Wear 396-397 (fév. 2018), p. 12-21. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2017.11.003.
- [Nae+18] M. NAEIMI et al. « Thermomechanical Analysis of the Wheel-Rail Contact Using a Coupled Modelling Procedure ». en. In : *Tribology International* 117 (jan. 2018), p. 250-260. ISSN : 0301679X. DOI : 10.1016/j.triboint.2017.09.010.
- [Nak+12] Y. NAKAMURA et al. « Amorphization of Quartz by Friction : Implication to Silica-Gel Lubrication of Fault Surfaces : Qwartz Amorphization by Friction ». en. In : *Geophysical Research Letters* 39.21 (nov. 2012). ISSN : 00948276. DOI : 10.1029/2012GL053228.

- [Nak91] R. NAKKALIL. « Formation of Adiabatic Shear Bands in Eutectoid Steels in High Strain Rate Compression ». en. In : Acta Metallurgica et Materialia 39.11 (nov. 1991), p. 2553-2563. ISSN : 09567151. DOI : 10.1016/0956-7151(91)90070-H.
- [NB95] W. J. NAM et C. M. BAE. « Void Initiation and Microstructural Changes during Wire Drawing of Pearlitic Steels ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 203.1-2 (nov. 1995), p. 278-285. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/0921-5093(95)09826-7.
- [NS84] S.B. NEWCOMB et W.M. STOBBS. « A Transmission Electron Microscopy Study of the White-Etching Layer on a Rail Head ». en. In : *Materials Science and Engineering* 66.2 (sept. 1984), p. 195-204. ISSN : 00255416. DOI : 10.1016/0025-5416(84)90180-0.
- [Ngu77] Q.-S. NGUYEN. « On the Elastic Plastic Initial-Boundary Value Problem and Its Numerical Integration ». en. In : International Journal for Numerical Methods in Engineering 11.5 (1977), p. 817-832. ISSN : 0029-5981, 1097-0207. DOI : 10.1002/nme.1620110505.
- [Nic01] E. NICCOLINI. « Adhérence Roue/Rail En Traction , Réalité Tribologique En Condition de Démarrage ». Thèse. INSA Lyon, 2001.
- [Nie+20] G. C. NIE et al. « Plastic Strain Threshold Determination for White Layer Formation in Hard Turning of AISI 52100 Steel Using Micro-Grid Technique and Finite Element Simulations ». en. In : Journal of Manufacturing Science and Engineering 142.3 (mar. 2020), p. 034501.
 ISSN : 1087-1357, 1528-8935. DOI : 10.1115/1.4045798.
- [Nik18] D. NIKAS. « Influence of Combined Thermal and Mechanical Loadings on Pearlitic Steel Microstructure in Railway Wheels and Rails ». en. Thèse de doct. 2018.
- [NA19] D. NIKAS et J. AHLSTRÖM. « High Temperature Bi-Axial Low Cycle Fatigue Behaviour of Railway Wheel Steel ». en. In : MATEC Web of Conferences 300 (2019), p. 07001. ISSN : 2261-236X. DOI : 10.1051/ matecconf/201930007001.
- [NZA18] D. NIKAS, X. ZHANG et J. AHLSTRÖM. « Evaluation of Local Strength via Microstructural Quantification in a Pearlitic Rail Steel Deformed by Simultaneous Compression and Torsion ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 737 (nov. 2018), p. 341-347. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2018.09.067.
- [OC82] G. B. OLSON et M. COHEN. « Stress-Assisted Isothermal Martensitic Transformation : Application to TRIP Steels ». en. In : *Metallurgical Transactions A* 13.11 (nov. 1982), p. 1907-1914. ISSN : 0360-2133, 1543-1940. DOI : 10.1007/BF02645934.

- [OC72] G.B. OLSON et M. COHEN. « A Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations ». en. In : Journal of the Less Common Metals 28.1 (juil. 1972), p. 107-118. ISSN : 00225088.
 DOI : 10.1016/0022-5088(72)90173-7.
- [Öst+01] W. ÖSTERLE et al. « Investigation of White Etching Layers on Rails by Optical Microscopy, Electron Microscopy, X-Ray and Synchrotron X-Ray Diffraction ». en. In : *Materials Science and Engineering : A* 303.1-2 (mai 2001), p. 150-157. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(00)01842-6.
- [Pal+12] S. PAL et al. « Surface Damage on New AS60 Rail Caused by Wheel Slip ». en. In : Engineering Failure Analysis 22 (juin 2012), p. 152-165.
 ISSN : 13506307. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2012.01.002.
- [Pan+17a] R. PAN et al. « Formation of Nanocrystalline Structure in Pearlitic Steels by Dry Sliding Wear ». en. In : *Materials Characterization* 132 (oct. 2017), p. 397-404. ISSN : 10445803. DOI : 10.1016/j.matchar. 2017.05.031.
- [Pan+17b] R. PAN et al. « The Microstructure Analysis of White Etching Layer on Treads of Rails ». In : Engineering Failure Analysis 82 (déc. 2017), p. 39-46. ISSN : 1350-6307. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2017.06. 018.
- [Pan18] A. PANUNZIO. « Influence Des Irrégularités de La Voie Sur La Fatigue Du Rail ». en. Thèse. Centrale Supélec : Université Paris-Saclay, 2018.
- [Par11] J. PARK. « Quantitative Measurement of Cementite Dissociation in Drawn Pearlitic Steel ». en. In : Materials Science and Engineering A (2011), p. 6.
- [PC53] J.R. PATEL et M. COHEN. « Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation ». en. In : Acta Metallurgica 1.5 (sept. 1953), p. 531-538. ISSN : 00016160. DOI : 10.1016/0001-6160(53)90083-2.
- [PB93] A. J. PEREZ-UNZUETA et J. H. BEYNON. « Microstructure and Wear Resistance of Pearlitic Rail Steels ». en. In : Wear 162-164 (avr. 1993), p. 173-182. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/0043-1648(93)90498-B.
- [PS07] H. PETRYK et S. STUPKIEWICZ. « A Quantitative Model of Grain Refinement and Strain Hardening during Severe Plastic Deformation ».
 en. In : Materials Science and Engineering : A 444.1-2 (jan. 2007), p. 214-219. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2006.08.076.
- [Pyz+01] A. PYZALLA et al. « Changes in Microstructure, Texture and Residual Stresses on the Surface of a Rail Resulting from Friction and Wear ».
 en. In : Wear 251.1-12 (oct. 2001), p. 901-907. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/S0043-1648(01)00748-7.

- [Quo05] X. QUOST. « Modélisation de l'effet Du Vent Sur Les Trains à Grandes Vitesses : Etude Dynamique et Stochastique Appliquée Aux Risqueq de Renversement ». Thèse. Centrale Lyon, oct. 2005.
- [Quo+06] X. QUOST et al. « Assessment of a Semi-Hertzian Method for Determination of Wheel–Rail Contact Patch ». In : Vehicle System Dynamics 44.10 (oct. 2006), p. 789-814. ISSN : 0042-3114. DOI : 10.1080/ 00423110600677948.
- [Raa+10] D. RAABE et al. « Metallic Composites Processed via Extreme Deformation : Toward the Limits of Strength in Bulk Materials ». en. In : MRS Bulletin 35.12 (déc. 2010), p. 982-991. ISSN : 1938-1425, 0883-7694. DOI : 10.1557/mrs2010.703.
- [Ram+05] A. RAMESH et al. « Analysis of White Layers Formed in Hard Turning of AISI 52100 Steel ». en. In : Materials Science and Engineering : A 390.1-2 (jan. 2005), p. 88-97. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j. msea.2004.08.052.
- [RV20] H. RATTEZ et M. VEVEAKIS. « Weak Phases Production and Heat Generation Control Fault Friction during Seismic Slip ». en. In : Nature Communications 11.1 (déc. 2020), p. 350. ISSN : 2041-1723. DOI : 10.1038/s41467-019-14252-5.
- [Rig00] D.A RIGNEY. « Transfer, Mixing and Associated Chemical and Mechanical Processes during the Sliding of Ductile Materials ». en. In : Wear 245.1-2 (oct. 2000), p. 1-9. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/S0043-1648(00)00460-9.
- [Rig+86] D.A. RIGNEY et al. « Low Energy Dislocation Structures Caused by Sliding and by Particle Impact ». en. In : *Materials Science and Engineering* 81 (août 1986), p. 409-425. ISSN : 00255416. DOI : 10. 1016/0025-5416(86)90279-X.
- [Rig+03] D.A. RIGNEY et al. « Examples of Structural Evolution during Sliding and Shear of Ductile Materials ». en. In : Scripta Materialia 49.10 (nov. 2003), p. 977-983. ISSN : 13596462. DOI : 10.1016/S1359-6462(03)00472-X.
- [SS97] V. V. SAGARADZE et V. A. SHABASHOV. « Deformation-Induced Anomalous Phase Transformations in Nanocrystalline FCC Fe-Ni Based Alloys ». en. In : Nanostructured Materials 9.1 (jan. 1997), p. 681-684. ISSN : 0965-9773. DOI : 10.1016/S0965-9773(97)00150-5.
- [Sai17] L. SAINT-AIMÉ. « Simulation Numérique Transitoire de La Sollicitation Cyclique Du Contact Roue-Rail ». Thèse. Lille : Université de Lille 1, 2017.

[Sai19]	L. SAINT-AIMÉ. Caractérisation de l'apparition de La Phase Blanche Du Rail, Sous Sollicitations Mécaniques et Thermiques. Rapport Des Synthèse Des Travaux de Post-Doctorat. 2019.
[Sau+00a]	E. SAUGER et al. « Tribologically Transformed Structure in Fretting ». en. In : Wear 245.1-2 (oct. 2000), p. 39-52. ISSN : 00431648. DOI : $10.1016/S0043-1648(00)00464-6$.
[Sau97]	Emmanuel SAUGER. « Contribution à l'étude de La Transformation Tribologique Superficielle En Fretting ». Thèse. INSA Lyon, 1997.
[Sau05]	A. SAULOT. « Analyse tribologique du contact roue-rail Modélisation et expérimentations – Cas de l'usure ondulatoire ». fr. Thèse. INSA Lyon, 2005.
[Sau10]	X. SAUVAGE. Contribution à l'étude des transformations structurales dans des alliages métalliques nanostructurés par hyperdéformation. fr. Rapport d'HDR. Université de Rouen, 2010.
[SI07]	X. SAUVAGE et Y. IVANISENKO. « The Role of Carbon Segregation on Nanocrystallisation of Pearlitic Steels Processed by Severe Plastic Deformation ». en. In : <i>Journal of Materials Science</i> 42.5 (mar. 2007), p. 1615-1621. ISSN : 0022-2461, 1573-4803. DOI : 10.1007/s10853- 006-0750-z.
[Sau+00b]	X. SAUVAGE et al. « Atomic-Scale Observation and Modelling of Cementite Dissolution in Heavily Deformed Pearlitic Steels ». In : <i>Philosophical Magazine A</i> 80.4 (mai 2000), p. 781-796. ISSN : 0141-8610. DOI : 10.1080/01418610008212082.
[Sax+19]	Ashish Kumar SAXENA et al. « Micro Fracture Investigations of White Etching Layers ». en. In : <i>Materials & Design</i> 180 (oct. 2019), p. 107892. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2019.107892.
[SF01]	G. SCHLEINZER et F.D. FISCHER. « Residual Stress Formation during the Roller Straightening of Railway Rails ». en. In : <i>International Journal of Mechanical Sciences</i> 43.10 (oct. 2001), p. 2281-2295. ISSN : 00207403. DOI : 10.1016/S0020-7403(01)00041-8.
[Seb+12]	M. SEBÈS et al. « A Fast-Simplified Wheel–Rail Contact Model Consistent with Perfect Plastic Materials ». en. In : <i>Vehicle System Dynamics</i> 50.9 (sept. 2012), p. 1453-1471. ISSN : 0042-3114, 1744-5159. DOI : 10.1080/00423114.2012.669483.
[SLV05]	A. C. SEKKAL, C. LANGLADE et A.B. VANNES. « Tribologically Transformed Structure of Titanium Alloy (TiAl6V4) in Surface Fatigue Induced by Repeated Impacts ». en. In : <i>Materials Science and Engineering : A</i> 393.1-2 (fév. 2005), p. 140-146. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2004.10.008.

[SH97]	J. C. SIMO et T. J. R. HUGHES. <i>Computational Inelasticity</i> . en. T. 7. Interdisciplinary Applied Mathematics. New York : Springer Science & Business Media, 1997. ISBN : 978-0-387-22763-4.
[ST85]	J.C. SIMO et R.L. TAYLOR. « Consistent Tangent Operators for Rate- Independent Elastoplasticity ». en. In : <i>Computer Methods in Applied</i> <i>Mechanics and Engineering</i> 48.1 (fév. 1985), p. 101-118. ISSN : 0045- 7825. DOI : 10.1016/0045-7825(85)90070-2.
[Sim14]	S. SIMON. « De la dynamique ferroviaire à l'accommodation micro- structurale du rail - Contribution des TTS à la réponse tribologique des aciers - Cas du défaut de squat ». fr. Thèse. INSA Lyon, 2014.
[Sim+13]	S. SIMON et al. « Tribological Characterization of Rail Squat Defects ». en. In : Wear 297.1-2 (jan. 2013), p. 926-942. ISSN : 00431648. DOI : $10.1016/j.wear.2012.11.011$.
[Spi16]	D. T. SPINEL. « Caractérisation du comportement mécanique de surfaces hyper-déformées par des phénomènes de contact ». fr. Thèse. Ecole des Mines de Saint Etienne, 2016.
[Spi+10]	M. SPIRYAGIN et al. « Numerical Calculation of Temperature in the Wheel-Rail Flange Contact and Implications for Lubricant Choice ». en. In : <i>Wear</i> 268.1-2 (jan. 2010), p. 287-293. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2009.08.014.
[Ste17]	British STEEL. Rail Steel Grades - Steel Compositions and Properties. https://britishsteel.co.uk/media/40810/steel-grade-dimensions-and-properties.pdf. 2017.
[Su+20]	Y.S. SU et al. « Shear Instability and Considerably Localized Melting in Quasi-Static Compression ». en. In : <i>Materials Characterization</i> 160 (fév. 2020), p. 110081. ISSN : 10445803. DOI : 10.1016/j.matchar. 2019.110081.
[Su+21]	Y.S. SU et al. « Revealing the Shear Band Origin of White Etching Area in Rolling Contact Fatigue of Bearing Steel ». en. In : <i>International</i> <i>Journal of Fatigue</i> 142 (jan. 2021), p. 105929. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2020.105929.
[ST94]	G. SUNDARARAJAN et Y. TIRUPATAIAH. « The Hardness-Flow Stress Correlation in Metallic Materials ». en. In : <i>Bulletin of Materials Science</i> 17.6 (nov. 1994), p. 747-770. ISSN : 0250-4707, 0973-7669. DOI : 10.1007/BF02757555.
[SBV76]	H. SWAHN, P. C. BECKER et O. VINGSBO. « Martensite Decay during Rolling Contact Fatigue in Ball Bearings ». en. In : <i>Metallurgical Transactions A</i> 7.8 (août 1976), p. 1099-1110. ISSN : 0360-2133, 1543-1940. DOI : 10.1007/BF02656592.

- [Tab70] D. TABOR. « The Hardness of Solids ». en. In : *Reviews of Physics in Technology* 1.3 (jan. 1970), p. 145-179. ISSN : 0034-6683. DOI : 10.1088/0034-6683/1/3/I01.
- [TKU10] J. TAKAHASHI, K. KAWAKAMI et M. UEDA. « Atom Probe Tomography Analysis of the White Etching Layer in a Rail Track Surface ». en. In : Acta Materialia 58.10 (juin 2010), p. 3602-3612. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2010.02.030.
- [TS03] L. TALEB et F. SIDOROFF. « A Micromechanical Modeling of the Greenwood–Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity ». en. In : International Journal of Plasticity 19.10 (oct. 2003), p. 1821-1842. ISSN : 07496419. DOI : 10.1016/S0749-6419(03)00020-2.
- [Tan80] M.A. TANVIR. « Temperature Rise Due to Slip between Wheel and Rail—an Analytical Solution for Hertzian Contact ». en. In : Wear 61.2 (juin 1980), p. 295-308. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/0043-1648(80)90293-8.
- [Tao+02] N.R. TAO et al. « An Investigation of Surface Nanocrystallization Mechanism in Fe Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment ». en. In : Acta Materialia 50.18 (oct. 2002), p. 4603-4616. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/S1359-6454(02)00310-5.
- [Thi+20] L. THIERCELIN et al. « Thermomechanical Modelling of the Tribological Surface Transformations in the Railroad Network (White Eching Layer) ». en. In : *Mechanics of Materials* (oct. 2020), p. 103636. ISSN : 01676636. DOI : 10.1016/j.mechmat.2020.103636.
- [TK94] X. TIAN et F.E. KENNEDY. « Maximum and Average Flash Temperatures in Sliding Contacts ». en. In : *Journal of Tribology* 116.1 (jan. 1994), p. 167-174. ISSN : 0742-4787, 1528-8897. DOI : 10.1115/1. 2927035.
- [Tim87] S.P. TIMOTHY. « The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals : A Critical Review ». en. In : Acta Metallurgica 35.2 (fév. 1987), p. 301-306. ISSN : 00016160. DOI : 10.1016/0001-6160(87)90238-0.
- [Tou17] M. TOUMI. « Modélisation numérique du contact roue-rail pour l'étude des paramètres influençant les coefficients de Kalker : Application à la dynamique ferroviaire ». fr. Thèse. Université Paris-Est, 2017.
- [Tum+18] D. TUMBAJOY-SPINEL et al. « Microstructural and Micromechanical Investigations of Surface Strengthening Mechanisms Induced by Repeated Impacts on Pure Iron ». en. In : *Materials & Design* 147 (juin 2018), p. 56-64. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2018.03.014.
- [UIC02] 712R UIC. Catalogue Des Défauts de Rail. Rapp. tech. 4ème édition. Fév. 2002.

- [Umb13] D. UMBRELLO. « Analysis of the White Layers Formed during Machining of Hardened AISI 52100 Steel under Dry and Cryogenic Cooling Conditions ». en. In : *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 64.5-8 (fév. 2013), p. 633-642. ISSN : 0268-3768, 1433-3015. DOI : 10.1007/s00170-012-4073-8.
- [Ume03] M. UMEMOTO. « Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation ». en. In : *Materials Transactions* 44.10 (2003), p. 1900-1911.
 ISSN : 1345-9678, 1347-5320. DOI : 10.2320/matertrans.44.1900.
- [Ume+06] M. UMEMOTO et al. « Dissolution of Cementite in Carbon Steels by Heavy Deformation and Laser Heat Treatment ». en. In : *Materials Science Forum* 503-504 (jan. 2006), p. 461-468. ISSN : 1662-9752. DOI : 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.461.
- [VIA00] R.Z. VALIEV, R.K. ISLAMGALIEV et I.V. ALEXANDROV. « Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation ». en. In : *Progress in Materials Science* 45.2 (mar. 2000), p. 103-189. ISSN : 00796425. DOI : 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
- [Var+16] O. VARGOLICI et al. « Influence of the Initial Surface State of Bodies in Contact on the Formation of White Etching Layers under Dry Sliding Conditions ». en. In : Wear 366-367 (nov. 2016), p. 209-216. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2016.06.023.
- [Wad17] Y. WADDAD. « Multiscale Thermomechanical Strategies for Rough Contact Modeling - Application to Braking Systems ». Thèse. LaM-Cube (Lille) : Université de Lille 1, 2017.
- [Wan+20] C. WANG et al. « Molecular Dynamics Simulation and Experimental Investigation of Structural Transformation and Graphitization in Diamond during Friction ». en. In : Computational Materials Science 184 (nov. 2020), p. 109862. ISSN : 09270256. DOI : 10.1016/j.commatsci. 2020.109862.
- [Wan+03] L. WANG et al. « Microstructure Features on Rolling Surfaces of Railway Rails Subjected to Heavy Loading ». en. In : Materials Science and Engineering : A 359.1-2 (oct. 2003), p. 31-43. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(03)00327-7.
- [Wei+04] Q. WEI et al. « Adiabatic Shear Banding in Ultrafine-Grained Fe Processed by Severe Plastic Deformation ». en. In : Acta Materialia 52.7 (avr. 2004), p. 1859-1869. ISSN : 1359-6454. DOI : 10.1016/j. actamat.2003.12.025.
- [Wen+20] J. WEN et al. « Comparison of Microstructure Changes Induced in Two Pearlitic Rail Steels Subjected to a Full-Scale Wheel/Rail Contact Rig Test ». en. In : Wear 456-457 (sept. 2020), p. 203354. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2020.203354.

- [WVP05] F. WETSCHER, A. VORHAUER et R. PIPPAN. « Strain Hardening during High Pressure Torsion Deformation ». en. In : *Materials Science* and Engineering : A 410-411 (nov. 2005), p. 213-216. ISSN : 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.027.
- [Wet+04] F. WETSCHER et al. « Structural Refinement of Low Alloyed Steels during Severe Plastic Deformation ». en. In : Materials Science and Engineering : A 387-389 (déc. 2004), p. 809-816. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2004.01.096.
- [Wet+06] F. WETSCHER et al. « High Pressure Torsion of Rail Steels ». en. In : Materials Science Forum 503-504 (jan. 2006), p. 455-460. ISSN : 1662-9752. DOI : 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.455.
- [Wil+03] E. WILD et al. « Microstructure Alterations at the Surface of a Heavily Corrugated Rail with Strong Ripple Formation ». en. In : Wear 254.9 (mai 2003), p. 876-883. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/S0043-1648(03)00239-4.
- [Wu+16] J. WU et al. « Laboratory Simulation of Martensite Formation of White Etching Layer in Rail Steel ». en. In : International Journal of Fatigue 91 (oct. 2016), p. 11-20. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j. ijfatigue.2016.05.016.
- [Wu+18] J. WU et al. « Micro and Nanoscale Characterization of Complex Multilayer-Structured White Etching Layer in Rails ». en. In : *Metals* 8.10 (sept. 2018), p. 749. ISSN : 2075-4701. DOI : 10.3390/met8100749.
- [Xu+08] Y. XU et al. « Shear Localization in Dynamic Deformation : Microstructural Evolution ». en. In : Metallurgical and Materials Transactions A 39.4 (avr. 2008), p. 811-843. ISSN : 1073-5623, 1543-1940. DOI : 10.1007/s11661-007-9431-z.
- [YIK70] M. YAJIMA, M. ISHII et M. KOBAYASHI. « The Effects of Hydrostatic Pressure on the Ductility of Metals and Alloys ». en. In : International Journal of Fracture Mechanics 6.2 (juin 1970). ISSN : 0020-7268, 1573-2673. DOI : 10.1007/BF00189821.
- [Zen+19] Z. ZENASNI et al. « Physics-Based Plasticity Model Incorporating Microstructure Changes for Severe Plastic Deformation ». en. In : *Comptes Rendus Mécanique* 347.8 (août 2019), p. 601-614. ISSN : 16310721. DOI : 10.1016/j.crme.2019.06.001.
- [Zha+06] H.W. ZHANG et al. « Microstructural Investigation of White Etching Layer on Pearlite Steel Rail ». en. In : Materials Science and Engineering : A 421.1-2 (avr. 2006), p. 191-199. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2006.01.033.

- [Zha+10] X. ZHANG et al. « Evolution of Cementite Morphology in Pearlitic Steel Wire during Wet Wire Drawing ». en. In : *Materials Characterization* 61.1 (jan. 2010), p. 65-72. ISSN : 10445803. DOI : 10.1016/j.matchar. 2009.10.007.
- [Zha+11] X. ZHANG et al. « Microstructure and Strengthening Mechanisms in Cold-Drawn Pearlitic Steel Wire ». en. In : Acta Materialia 59.9 (mai 2011), p. 3422-3430. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat. 2011.02.017.
- [Zha+14a] Y.S. ZHANG et al. « Formation of Nanocrystalline Structure in Tantalum by Sliding Friction Treatment ». en. In : International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 45 (juil. 2014), p. 71-75. ISSN : 02634368. DOI : 10.1016/j.ijrmhm.2014.03.011.
- [Zha+14b] Y.S. ZHANG et al. « Surface Nanocrystallization of Cu and Ta by Sliding Friction ». en. In : Materials Science and Engineering : A 607 (juin 2014), p. 351-355. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea. 2014.03.089.
- [Zha14] X. ZHAO. « Modeling of High-Speed Wheel-Rail Rolling Contact on a Corrugated Rail and Corrugation Development ». en. In : Journal of Zhejiang University Science A 15 (déc. 2014), p. 946-963. ISSN : 1673-565X, 1862-1775. DOI : 10.1631/jzus.A1400191.
- [Zho+08] L. ZHOU et al. « Strain-Induced Refinement in a Steel with Spheroidal Cementite Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment ».
 en. In : Acta Materialia 56.1 (jan. 2008), p. 78-87. ISSN : 13596454.
 DOI : 10.1016/j.actamat.2007.09.003.
- [Zho+16] Y. ZHOU et al. « Phase and Microstructural Evolution in White Etching Layer of a Pearlitic Steel during Rolling–Sliding Friction ».
 en. In : Wear 362-363 (sept. 2016), p. 8-17. ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2016.05.007.
- [Zhu+20] H. ZHU et al. « Understanding and Treatment of Squat Defects in a Railway Network ». en. In : Wear 442-443 (fév. 2020), p. 203139.
 ISSN : 00431648. DOI : 10.1016/j.wear.2019.203139.
- [Zwi15] P. T. ZWIERCZYK. « Thermal and Stress Analysis of a Railway Wheel-Rail Rolling-Sliding Contact ». Thèse de doct. Budapest : Budapest University of Technology et Economics, 2015.
ANNEXES

A. Méthode numérique de discrétisation du modèle

L'intégration numérique des équations constitutives du modèle de comportement s'est effectuée par une méthode d'intégration plastique classique appelée la « Méthode du Retour Radial » (Return Mapping Algorithm) qui est beaucoup utilisée pour l'analyse non linéaire des structures. Cet algorithme est basé sur le principe d'une prédiction élastique de la contrainte suivie, d'une correction élasto-plastique [Ngu77]; [ST85]; [SH97]. Ces corrections plastiques sont apportées, notamment, en utilisant les propriétés de la surface d'écoulement plastique.

L'algorithme de Retour Radial peut se définir de façon générale comme suit (on travaille sur un incrément et une itération donnée) :

Soit un élément de matière dont l'état mécanique $S_n = \{e_n, e_n^{pc}, e_n^{pc}, v_n, z_n, \sigma_n, T_n\}$ à l'instant t_n est connu. On se donne un incrément de déformation $\Delta \epsilon_n$ de sorte qu'à l'instant t_{n+1} le tenseur des déformations soit $\epsilon_{n+1} = \epsilon_n + \Delta \epsilon_n$.

Le tenseur des contraintes au temps t_{n+1} , $\sigma_{n+1}^{(k)}$ peut s'écrire de la manière suivante :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{(k)} = \mathcal{F}(\mathcal{S}_n, \Delta \boldsymbol{\epsilon}_n) \tag{A.1}$$

Les principales étapes de la mise en œuvre de l'algorithme du Retour Radial sont les suivantes sont :

- 1. Discrétisation en temps des équations constitutives,
- 2. Expression du prédicteur thermo-élastique,
- 3. Test sur la surface seuil et actualisation de l'état mécanique et des variables internes par un algorithme de calcul itératif à l'échelle locale.

Remarque :

 La méthode de résolution des équations d'équilibre globale est celle de Newton-Raphson. l'opérateur tangent local utilisé sera simplement l'opérateur d'élasticité. — Le degré de couplage thermo-mécanique considéré est faible i.e. les termes sources présents dans l'équation de la chaleur sont négligés. De ce fait, la variable température T_n , et son incrément, $\Delta T_n = T_{n+1} - T_n$, sont supposés connus.

A.1. Discrétisation des équations du modèle

Les équations du modèle présentés dans le Chapitre 3 sont discrétisées en temps par des différences finies implicites i.e. en posant :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}_{n+1}^{(k)} \approx \frac{\Delta \boldsymbol{\sigma}_{n}}{\Delta t_{n}}, \dot{\boldsymbol{e}}_{n+1}^{pc,(k)} \approx \frac{\Delta \boldsymbol{e}_{n}^{pc,(k)}}{\Delta t_{n}}, \dot{\boldsymbol{e}}_{n+1}^{pz,(k)} \approx \frac{\Delta \boldsymbol{e}_{n}^{pz,(k)}}{\Delta t_{n}}, \dot{p}_{n+1} \approx \frac{\Delta p_{n}}{\Delta t_{n}}, \dot{v}_{n+1} \approx \frac{\Delta v_{n}}{\Delta t_{n}}$$
(A 2)

Les relations de comportement en temps discret avec les approximations proposées s'écrivent alors :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{(k)} = -P_{n+1}^{(k)} \boldsymbol{I} + \boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)}$$
(A.3)

$$\mathbf{s}_{n+1}^{(k)} = 2\mu(\mathbf{e}_{n+1}^{(k)} - \mathbf{e}_{n+1}^{pc,(k)} - \mathbf{e}_{n+1}^{pz,(k)})$$
(A.4)

$$P_{n+1}^{(k)} = -K \left[tr(\epsilon_{n+1}^{(k)}) - \frac{z_{n+1}^{(k)}}{\kappa} - 3\alpha(T_{n+1} - T_0) \right]$$
(A.5)

$$\Delta \boldsymbol{e}_{n}^{pc,(k)} = \Delta v_{n}^{(k)} \frac{3}{2\sigma_{n+1}^{eq,(k)}} \boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)}$$
(A.6)

$$\Delta \boldsymbol{e}_{n}^{pz,(k)} = \Delta p_{n}^{(k)} \frac{3}{2\sigma_{n+1}^{eq,(k)}} \boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)}$$
(A.7)

$$\Delta z_n^{(k)} = \kappa \Delta p_n^{(k)} \tag{A.8}$$

$$\Delta v_n^{(k)} = \frac{\langle f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)}) \rangle}{\xi \sigma^y} \Delta t_n$$
(A.9)

$$\Delta p_n^{(k)} = \frac{\langle 1 - z_{n+1}^{(k)} \rangle}{\eta} \langle f^{pz}(P_{n+1}^{(k)}, \sigma_{n+1}^{eq,(k)}, T_{n+1}) \rangle H(P_{n+1}^{(k)}) \Delta t_n$$
(A.10)

La notation .^(k) désignera la k^{ime} itération de la correction par le calcul itératif présenté dans la partie suivante.

A.2. Résolutions numériques

A.2.1. Équations du calcul itératif

En utilisant les équations discrétisées, on obtient l'expression de $\sigma_{n+1}^{(k)}$:

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{(k)} = \boldsymbol{\sigma}_n + K(tr(\Delta\epsilon_n) + \Delta p_n^{(k)} - 3\alpha\Delta T_n)\boldsymbol{I} + 2\mu(\Delta\boldsymbol{e}_n - \Delta\boldsymbol{e}_{n+1}^{pc,(k)} - \Delta\boldsymbol{e}_{n+1}^{pz,(k)}) \quad (A.11)$$

Cette expression peut se réécrire en définissant un prédicteur élastique :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{(k)} = \boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{elas,(k)} + K\Delta p_n^{(k)} \boldsymbol{I} - 3\mu (\Delta p_n^{(k)} + \Delta v_n^{(k)}) \frac{\boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)}}{\sigma_{n+1}^{eq,(k)}}$$
(A.12)

avec le prédicteur élastique défini par :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^{elas,(k)} = \boldsymbol{\sigma}_n + K(tr(\Delta\epsilon_n) - 3\alpha\Delta T_n)\boldsymbol{I} + 2\mu\Delta\boldsymbol{e}_n$$
(A.13)

En utilisant l'équation (A.12), on décompose les tenseurs $\sigma_{n+1}^{(k)}$ et $\sigma_{n+1}^{elas,(k)}$ en leurs parties sphériques et déviatoriques. On obtient alors les équations qui vont conduire au calcul itératif :

$$\begin{cases} P_{n+1}^{(k)} = P_{n+1}^{elas,(k)} - \frac{K}{\kappa} \Delta z_n^{(k)} \\ \boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)} = \boldsymbol{s}_{n+1}^{elas,(k)} - 2\mu (\Delta \boldsymbol{e}_{n+1}^{pc,(k)} + \Delta \boldsymbol{e}_{n+1}^{pz,(k)}) \end{cases}$$
(A.14)

Après simplifications des expressions, on obtient :

$$\begin{cases} P_{n+1}^{(k)} = P_{n+1}^{elas,(k)} - \frac{K}{\kappa} \Delta z_n^{(k)} \\ \boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)} = \boldsymbol{s}_{n+1}^{elas,(k)} - 3\mu (\Delta p_n^{(k)} + \Delta v_n^{(k)}) \frac{\boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)}}{\sigma_{n+1}^{eq,(k)}} \end{cases}$$
(A.15)

On obtient une relation de proportionnalité entre le tenseur $s_{n+1}^{(k)}$ et le tenseur s_{n+1}^{elas} (Eq. (A.16)).

$$\boldsymbol{s}_{n+1}^{(k)} \left(1 + 3\mu \frac{\Delta p_n^{(k)} + \Delta v_n^{(k)}}{\sigma_{n+1}^{eq,(k)}} \right) = \boldsymbol{s}_{n+1}^{elas}$$
(A.16)

Cette relation de proportionnalité reste vraie pour la norme des deux tenseurs. On obtient alors la relation :

$$\frac{s_{n+1}^{(k)}}{\sigma_{n+1}^{eq,(k)}} = \frac{s_{n+1}^{elas}}{\sigma_{n+1}^{eq,elas}}$$
(A.17)

Avec l'équation (A.16) on peut déduire une expression de $\sigma_{n+1}^{eq,(k)}$:

$$\sigma_{n+1}^{eq,(k)} = \sigma_{n+1}^{eq,elas} - 3\mu(\Delta p_n^{(k)} + \Delta v_n^{(k)})$$
(A.18)

Le calcul itératif repose sur un algorithme de prédiction correction jusqu'à convergence vers la solution souhaitée. A chaque itération (k) le prédicteur est corrigé avec les incréments de variables internes calculés pour cette itération. Les incréments de variables internes à chaque itération sont notés $\partial \Delta v_n^{(k)}$, $\partial \Delta p_n^{(k)}$ et $\partial \Delta z_n^{(k)}$. Les incréments de variables internes à chaque pas de temps, notés $\Delta v_n^{(k)}$, $\Delta p_n^{(k)}$ et $\Delta z_n^{(k)}$ et $\Delta z_n^{(k)}$ correspondent à la somme des incréments calculés à chaque itération. Le premier prédicteur du calcul est le prédicteur dit "élastique" qui sera corrigé à chaque itération par les incréments $\partial \Delta v_n^{(k)}$, $\partial \Delta p_n^{(k)}$ et $\partial \Delta z_n^{(k)}$.

Après avoir actualisé les grandeurs mécaniques $P_{n+1}^{(k)}$ et $\sigma_{n+1}^{eq,(k)}$ on teste à chaque itération les surfaces seuils : $f^{pz}(P_{n+1}^{(k)}, \sigma_{n+1}^{eq,(k)}, T_{n+1})$ et $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)})$. Tant que les valeurs des deux seuils sont positives les itérations se poursuivent. On note k_f le nombre d'itérations nécessaires à la convergence du calcul. L'actualisation finale de l'état mécanique se résume alors au système d'équations suivant :

$$\begin{cases} P_{n+1}^{(k_f)} = P_{n+1}^{elas} - K\Delta p_n^{(k_f)} \\ \sigma_{n+1}^{eq,(k_f)} = \sigma_{n+1}^{eq,elas} - 3\mu(\Delta p_n^{(k_f)} + \Delta v_n^{(k_f)}) \end{cases}$$
(A.19)

A.2.2. Algorithme du calcul itératif

On présente alors la procédure adoptée pour la mise en œuvre du calcul itératif. La première étape concerne l'initialisation des variables à partir du prédicteur élastique (k = 0) et des valeurs des variables internes à l'instant t_n qui est connu. La contrainte théorique initiale à l'instant t_{n+1} est donnée par le prédicteur élastique. Toutes les variable internes $p_{n+1}^{(0)}$, $v_{n+1}^{(0)}$ et $z_{n+1}^{(0)}$ sont initialisées aux valeurs de l'instant précédent t_n .

On calcule alors les incréments initiaux $\partial \Delta p_n^{(k)}$ et $\partial \Delta z_n^{(k)}$ qui seront nuls dans le cas ou les surfaces seuils ne seront pas franchies et non nuls sinon. Il y a plusieurs configurations possibles en fonction du franchissement d'une ou deux surface seuils :

- Cas 1 : Thermo-élasticité

Dans ces conditions on a : $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, v_{n+1}^{(0)}) \leq 0$ et $f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, P_{n+1}^{(0)}, T_{n+1}) \leq 0$. Les incréments de variables internes $\partial \Delta p_n^{(k)}$ et $\partial \Delta v_n^{(k)}$ sont alors nuls. Dans ce cas l'algorithme itératif s'arrête à cette étape, les contraintes actualisées valent le prédicteur élastique et les variables internes n'évoluent pas.

 Cas 2 : Elasto-plasticité avec plasticité classique sans changement de phase

Dans ces conditions on a : $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, v_{n+1}^{(0)}) > 0$ et $f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, P_{n+1}^{(0)}, T_{n+1}) \le 0$.

Les contraintes devront donc être corrigées par $\partial \Delta v_n^{(k)}$ jusqu'à obtenir la condition :

$$f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)}) = 0.$$
(A.20)

- Cas 3 : Elasto-plasticité sans plasticité classique avec changement de phase

Dans ces conditions on a : $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, v_{n+1}^{(0)}) \le 0$ et $f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, P_{n+1}^{(0)}, T_{n+1}) > 0$.

Les contraintes devront donc être corrigées par $\partial \Delta p_n^{(k)}$ jusqu'à obtenir la condition :

$$f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, P_{n+1}^{(k)}, T_{n+1}) = 0$$
(A.21)

 Cas 4 : Elasto-plasticité avec plasticité classique et changement de phase

Dans ces conditions on a : $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, v_{n+1}^{(0)}) > 0 \text{ et } f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, P_{n+1}^{(0)}, T_{n+1}) > 0$

Les contraintes devront donc être corrigées par $\partial \Delta v_n^{(k)}$ et $\partial \Delta p_n^{(k)}$ jusqu'à obtenir les conditions simultanées :

$$\begin{cases} f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, P_{n+1}^{(k)}, T_{n+1}) = 0\\ f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)}) = 0 \end{cases}$$
(A.22)

L'algorithme présenté ci-après reprend l'ensemble des configurations possibles dans le cas général ou les deux surfaces seuils peuvent être franchies simultanément. Les conditions de test des surfaces seuils sont faites implicitement avec l'opérateur < . > dans le calcul des incréments des variables internes.

Toutefois, les simulations effectuées dans cette thèse n'ont pas pris en compte la plasticité classique (Cas 3). De plus, les calculs itératifs ont été effectués pour une seule itération afin de réduire les temps de calculs. Le système d'équations discrétisées à l'étape d'initialisation s'écrit comme suit : Initialisation (k = 0)

$$\begin{cases} \partial \Delta v_n^{(0)} = \frac{\langle f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, v_{n+1}^{(0)}) \rangle}{\xi \sigma^y} \Delta t_n \\ \partial \Delta p_n^{(0)} = \langle 1 - z_{n+1}^{(0)} \rangle \frac{\langle f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(0)}, P_{n+1}^{(0)}, T_{n+1}) \rangle}{\eta} H(P_{n+1}^{(0)}) \Delta t_n \\ \partial \Delta z_n^{(0)} = \kappa \partial \Delta p_n^{(0)} \\ \Delta p_n^{(0)} = 0 \\ \Delta z_n^{(0)} = 0 \\ \Delta v_n^{(0)} = 0 \\ \rho_{n+1}^{(0)} = p_n \\ z_{n+1}^{(0)} = z_n \\ v_{n+1}^{(0)} = \sigma_{n+1}^{eq,elas} \\ \sigma_{n+1}^{eq,(0)} = \sigma_{n+1}^{eq,elas} \\ P_{n+1}^{(0)} = P_{n+1}^{elas} \end{cases}$$

Itération k : Tant que $f^{pz}(P_{n+1}^{(k)}, T_{n+1}) > 0$ OU $f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)}) > 0$

On réalise une succession de corrections tant que l'une des deux surfaces seuils est positive. On a alors le système d'équations reliant l'itération k + 1 à l'itération k.

$$\begin{cases} \partial \Delta v_n^{(k)} = \frac{\langle f^{pc}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, v_{n+1}^{(k)}) \rangle}{\xi \sigma^y} \Delta t_n \\ \partial \Delta p_n^{(k)} = \langle 1 - z_{n+1}^{(k)} \rangle \frac{\langle f^{pz}(\sigma_{n+1}^{eq,(k)}, P_{n+1}^{(k)}, T_{n+1}) \rangle}{\eta} H(P_{n+1}^{(k)}) \Delta t_n \\ \partial \Delta z_n^{(k)} = \kappa \partial \Delta p_n^{(k)} \\ \Delta p_n^{(k+1)} = \Delta p_n^{(k)} + \partial \Delta p_n^{(k)} \\ \Delta z_n^{(k+1)} = \Delta z_n^{(k)} + \partial \Delta z_n^{(k)} \\ \Delta v_n^{(k+1)} = \Delta v_n^{(k)} + \partial \Delta v_n^{(k)} \\ p_{n+1}^{(k+1)} = p_{n+1}^{(k)} + \partial \Delta z_n^{(k)} \\ z_{n+1}^{(k+1)} = z_{n+1}^{(k)} + \partial \Delta z_n^{(k)} \\ v_{n+1}^{(k+1)} = v_{n+1}^{(k)} + \partial \Delta v_n^{(k)} \\ \sigma_{n+1}^{eq,(k+1)} = \sigma_{n+1}^{eq,(k)} - 3\mu(\partial \Delta p_n^{(k)} + \partial \Delta v_n^{(k)}) \\ P_{n+1}^{(k+1)} = P_{n+1}^{(k)} - K \partial \Delta p_n^{(k)} \end{cases}$$

Fin de l'algorithme $(k = k_f)$

L'algorithme s'arrête à l'itération k_f lorsque l'évaluation des deux surfaces seuil est nulle. Les incréments des variables internes $\partial \Delta p_n^{(k_f+1)} = 0$ et $\partial \Delta v_n^{(k_f+1)} = 0$. On obtient alors l'actualisation finale de l'ensemble des contraintes et des variables internes.

$$\begin{cases} \partial \Delta p_n^{(k_f+1)} = 0\\ \partial \Delta v_n^{(k_f+1)} = 0\\ \partial \Delta z_n^{(k_f+1)} = 0\\ \Delta p_n^{(k_f)} = \sum_{i=0}^{k_f} \partial \Delta p_n^{(i)}\\ \Delta z_n^{(k_f)} = \sum_{i=0}^{k_f} \partial \Delta z_n^{(i)}\\ \Delta v_n^{(k_f)} = \sum_{i=0}^{k_f} \partial \Delta v_n^{(i)}\\ p_{n+1}^{(k_f)} = p_n + \Delta p_n^{(k_f)}\\ z_{n+1}^{(k_f)} = z_n + \Delta z_n^{(k_f)}\\ v_{n+1}^{(k_f)} = v_n + \Delta v_n^{(k_f)}\\ \sigma_{n+1}^{eq,(k_f)} = \sigma_{n+1}^{eq,elas} - 3\mu (\Delta p_n^{(k_f)} + \Delta v_n^{(k_f)})\\ P_{n+1}^{(k_f)} = P_{n+1}^{elas} - K \Delta p_n^{(k_f)} \end{cases}$$

B. Résultats d'essais MaxStrain

Le modèle de formation de WEL présenté dans le Chapitre 3 a introduit l'effet d'un couplage entre la pression hydrostatique et la température. Des essais de compression cyclique multiaxiale (essais Maxstrain) ont été effectués pendant le début de la thèse pour représenter le passage cumulé des trains. Les observations des micrographies obtenues sont présentées dans cette partie.

B.1. Présentation du banc d'essai MaxStrain

Le banc d'essai Maxstrain est un module démontable du simulateur thermomécanique Gleeble (Mateis, INSA Lyon) qui a été présenté dans le Chapitre 5 (Section 5.2.2.2). Il permet de simuler un chargement thermomécanique cyclique en compression d'un éprouvette à section cubique (Fig. B.1).

La particularité de ce dispositif est d'imposer une compression multi-axiale d'une éprouvette de façon cyclique sans rupture de l'éprouvette tout en contrôlant la température. Cela permet d'atteindre des niveaux de déformations plastiques sévères qui peuvent mener à une réduction importante de la taille des grains [BSK14]; [Che+01]; [Khm+17]; [Kuz+05].

La réalisation des cycles mécaniques se fait en plusieurs étapes. Premièrement, la section de l'éprouvette est comprimée dans une direction (compression 1). Puis, l'éprouvette est pivotée de 90° et une nouvelle compression s'effectue dans la même direction (compression 2). Dans cette deuxième compression, la surface comprimée a changé à cause de la rotation de l'éprouvette. A l'issue de cette deuxième compression, l'éprouvette pivote pour revenir à son état initial. Un cycle est alors défini par les deux étapes de compression (1 et 2).

Plusieurs essais cycliques ont alors été effectués dans cette thèse et sont présentés dans la partie suivante.

B.2. Quelques résultats

Deux températures ont été testées à 500°C et 600°C avec une compression de 0.8 mm qui ont induit une pression de contact cyclique de l'ordre de 500 MPa.



FIGURE B.1. – Banc d'essai Gleeble Maxstrain : a) Zoom dans la zone sollicitée en compression multiaxiale alternée, b) éprouvette Maxstrain

La Figure B.2 représente un micrographie d'une coupe de la section de l'éprouvette sollicitée à 500°C après 80 cycles d'essais. Cette image optique montre un microstructure perlitique qui reste inchangée même au niveau de la surface sollicitée contrairement au cas de l'éprouvette testée dans les mêmes conditions avec une température de 600°C (Fig. B.3).



FIGURE B.2. – Micrographie optique d'une coupe de l'éprouvette (T = 500° C et 80 cycles de compression à 0.8 mm), la flèche rouge indique la force de compression cyclique

La Figure B.3 montre alors deux micrographies d'une éprouvette testée à 600°C après 80 cycles et 200 cycles. A l'issue des 80 cycles, on n'observe pas de phase blanche mais il semble s'être produit des changements microstructuraux au niveau de la surface de contact (Fig. B.3 a)). On observe une zone de moins d'une dizaine de micromètres toujours à l'état perlitique mais dont la cémentite semble s'être globulisée. Cette zone transformée n'est pas homogène sur la totalité des surfaces

observées.

Le résultat remarquable est que cette zone transformée est devenue plus homogène et semble devenir plus épaisse après 200 cycles. La Figure B.3 b) montre une zone transformée d'épaisseur d'une vingtaine de micromètres.



FIGURE B.3. – a) Micrographies optique d'éprouvettes testées à 600°C avec une compression de 0.8 mm : a) après 80 cycles et b) après 200 cycles, la flèche rouge indique la force de compression cyclique

B.3. Bilan

La réalisation de ces premiers essais a mis en évidence l'effet de la pression combinée à la température sur l'évolution de la microstructure. Les essais cycliques réalisés dans les mêmes conditions mécaniques ont montré un effet de la température sur une potentielle transformation en surface d'une dizaine de micromètres. La cémentite semble être passée d'un état lamellaire à un état globulisé. L'effet de la cyclicité a mis en évidence un accroissement de la zone transformée. On pourrait se demander si cet état globulisé pourrait conduire à la formation de WEL après plus de cycles.

Le niveau de déformation imposé était bien trop faible pour atteindre des niveaux de déformations plastiques suffisants et conduire à une nanostructuration des grains. De plus, ce type d'essai est généralement utilisé pour la déformation à chaud au-delà de la température d'austénitisation qui ne peut pas être envisagé pour notre étude. La piste des essais Maxstrain a donc été écartée.

C. Validation des essais chapeau

La mise en œuvre de la validation expérimentale des essais chapeaux est présentée dans cette annexe. Celle-ci a consisté à valider le contrôle de la température au cours de l'essai, valider le contrôle du chargement mécanique et regarder la reproductibilité des essais.

C.1. Contrôle de la température

La température imposée dans l'éprouvette est contrôlée par effet Joule. Pour assurer la conduction thermique entre l'éprouvette et le dispositif, une pâte de nickel avec des feuilles de graphite sont posées sur les enclumes. L'éprouvette est positionnée dans la zone d'essais entre les deux enclumes. De plus, pour assurer une conduction thermique minimale, l'éprouvette a été maintenue en contact par un effort minimal de compression de 500 N au cours du chauffage de l'éprouvette. En effet, un effort de compression plus faible conduit à un pic de température lorsque l'essai mécanique débute après le chauffage de l'échantillon.

La géométrie particulière de l'éprouvette chapeau conduit à une répartition hétérogène de la température [Hor11]. Trois thermocouples (TC1, TC2 et TC3) sont alors soudés dans la partie proche de la zone cisaillée (TC1), la partie supérieure du chapeau (TC2) et la partie inférieure (TC3) pour estimer le gradient de température (Fig. C.1). Le pilotage de la température de l'éprouvette s'effectue grâce à un asservissement en temps réel de la température à partir de la mesure d'un thermocouple. Dans les essais réalisés lors de cette thèse, la température de l'éprouvette est pilotée par le thermocouple TC1 qui est la zone la plus proche de la zone cisaillée. L'estimation de la température n'étant ni ponctuelle ni au sein de la zone cisaillée, il est possible que localement au sein de celle-ci la température atteinte puisse excéder celle de consigne. On a supposé malgré tout que la température était homogène dans la partie cisaillée.

On a dans un premier temps estimé le gradient de température dans l'éprouvette à 200 et 400°C (Fig. C.2). Ensuite, par soucis de simplicité, seul le thermocouple TC1 a été soudé pour le reste des essais en considérant le gradient thermique identique dans les essais à même température.

Pour les deux températures testées, la température est légèrement plus élevée dans la partie supérieure (TC2) avec un écart entre 10 et 20°C par rapport à la



FIGURE C.1. – Positionnement des thermocouples

mesure du thermocouple TC1. Au niveau de la partie inférieure du chapeau, la température (TC3) est quant à elle plus froide avec un écart de 10°C au maximum. Il y a une légère disparité dans les résultats mais ceux ci restent assez faibles par à la température de consigne.



FIGURE C.2. – Gradient de température mesuré pour des essais monotones à la température de consigne : a) $T = 200^{\circ}C$; b) $T = 400^{\circ}C$

C.2. Validation de la partie mécanique

C.2.1. Essais monotone

Des premiers essais monotones ont été réalisés à différentes températures pour évaluer la faisabilité de l'essai dans le cas d'une compression monotone sous température contrôlée. Le deuxième objectif était d'obtenir des données de base sur le comportement en cisaillement du matériau R260 à basses températures (< 400°C). Pour ces essais de référence, une vitesse de compression lente a été considérée (0.1 mm/s). Les essais monotones ont été pilotés en déplacement imposé jusqu'à rupture de l'éprouvette. Pour chaque température testée (sauf 300°C) les essais réalisés à deux reprises ont montré une très bonne répétabilité (Fig. C.3). Quelques essais ont été réalisés à plus haute vitesse (200 mm/s max théorique) mais il y a eu des difficultés pour le contrôle de la vitesse et du déplacement imposé. En effet, dans ces essais on souhaitait une vitesse de déformation importante avec un faible déplacement imposé (pour éviter la rupture de l'éprouvette). La réalisation des essais monotones à plus haute vitesse n'était pas la priorité de la campagne expérimentale mais cela a permis d'ouvrir de nouvelles perspectives dans de futurs travaux. Les futurs enjeux seraient le contrôle de la vitesse de déformation sans rupture. En effet, celle-ci a été évoquée comme un facteur essentiel pour développer des bandes de cisaillement.



FIGURE C.3. – Courbes force-déplacement de reproductibilité des essais pour trois températures testées (20°C, 200°C et 400°C)

C.2.2. Essais cycliques

A l'issue des essais monotones, des essais cycliques ont été menés pour se placer dans des conditions plus représentatives du CRR. Il faudrait alors être capable de simuler un chargement cyclique (de plusieurs centaines de milliers de cycles) sous différentes températures. Dans les conditions les plus critiques une chargement à haute fréquence serait pertinent (la période est de $2.10^{-4} s$ équivalente au temps de contact du passage d'un train à 100 km/h [Loj+01a]).

Or, la machine Gleeble n'est pas une machine de fatigue, donc la réalisation d'essais sur plusieurs centaines de milliers de cycles est inenvisageable. De plus, en cherchant à imposer des efforts cycliques à haute fréquence les limites d'asservissement de la machine seraient atteintes.

Il a donc été opté d'imposer un chargement cyclique sur « seulement » plusieurs milliers de cycles (10000 au maximum) en considérant une contrainte maximale de compression bien au-delà des conditions du CRR. L'histoire du chargement ne sera donc pas identique aux conditions du CRR mais sera plus proche qu'un chargement purement monotone. Les essais cycliques ont été rendus possibles en conservant le contact des deux enclumes avec l'éprouvette tout le long de l'essai. Un chargement cyclique de compression a alors été imposé pour tous les essais en considérant une force minimale de compression de 5 kN (qui correspond à une contrainte de cisaillement de 100 MPa).

Par ailleurs, le deuxième paramètre à choisir a concerné la période de chaque cycle. Ce temps a été minimisé en jouant sur les PID de la machine pour se rapprocher des conditions réelles. Pour assurer le suivi de la force de consigne un signal créneau avec une pente très élevée a été imposé. Le temps de mise en charge a été optimisé à environ $2.10^{-2} s$. Au-delà de ce temps, les pistons hydrauliques n'arrivaient plus à suivre la vitesse de consigne. Des oscillations sur l'effort imposé ont alors conduit à optimiser le temps de maintien du signal créneau pour stabiliser l'effort avant une nouvelle compression (Fig. C.4).

Après plusieurs tentatives, un temps de 0.5 s a été trouvé comme étant le temps minimal pour stabiliser l'effort dynamique. La Figure C.4 montre encore des oscillations mais la force imposée suit relativement bien la force de consigne durant tous les essais même à une fréquence élevée. Cela permet de valider la capacité du banc d'essais Gleeble à réaliser des essais cycliques sur plusieurs milliers de cycles (10000 max) à haute fréquence (passage de 5 à 28 kN en $2.10^{-2} s$).



FIGURE C.4. – Comparaison entre la force de consigne imposée et l'effort réel appliqué (signal créneau avec un passage de la force minimale à la force maximale en $2.10^{-2} s$ puis un temps de maintien de 0.5 s)

Plusieurs essais identiques ont été répétés pour différentes températures afin de valider la reproductibilité des essais cycliques. Deux conditions d'essais (500 cycles à 20°C et 1000 cycles à 200°C) sont présentées dans la Figure C.5 et montrent une excellente concordance des courbes expérimentales force-déplacement. Cela confirme la bonne reproductibilité des essais déjà obtenue dans les essais monotones.

De plus, on constate un très bon contrôle de la température au cours des essais cycliques qui varie très peu au cours de l'essai. La température oscille de quelques degrés au début de l'essai puis se stabilise ensuite avec des variations inférieures à 1 degré (Fig. C.6).



FIGURE C.5. – Courbes force-déplacement de reproductibilité des essais cycliques pour deux températures : a) T = 20°C après 500 cycles et b) T = 200°C après 1000 cycles



FIGURE C.6. – Courbe d'évolution de la température (rouge) au cours de l'essai cyclique mécanique (courbe bleue)



D. Mesures de nano-dureté

Des essais de nano-indentation ont été effectués sur deux éprouvettes chapeau présentant des zones de WEL qui ont été présentées dans le Chapitre 5 (Sections 5.2.4.2 et 5.3.3.3). L'objectif étant d'estimer les élévations de dureté à proximité des zones de WEL et dans le gradient de déformation induit par l'essai de cisaillement.

D.1. Cas monotone : $T = 200^{\circ}C, v = 150 \text{ mm.s}^{-1}$ (Section 5.2.4.2)

Une zone de WEL est observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette cisaillée dans un cas monotone à une température de 200°C pour une grande vitesse de déformation ($\dot{\gamma} = 750 \ s^{-1}$) (Section 5.2.4.2).

Dans le but de caractériser cette zone blanche, des mesures de nanodureté ont été réalisées (Fig. D.1). Les résultats montrent une dureté comprise entre 6.5 et 9.2 GPa. La dureté semble maximale dans les endroits proches de la couche blanche qui dépasse 8 GPa contre 6.5 à 7 GPa dans la zone fortement cisaillée sans WEL. Il est possible que la dureté réelle de la zone de WEL dépasse les valeurs mesurées puisque les marques d'indentation ne sont pas dans la zone de WEL. Un tel niveau de dureté est cohérent avec des mesures généralement faites dans des structures nanocristallines déformés sévèrement [Ume03]; [Iva+03a] et meme dans des WEL observées dans le ferroviaire [Loj+01b].

D'autres mesures de dureté ont été faites sur la même faciès de rupture dans une zone en l'absence de WEL. Une carte de nano-dureté est effectuée pour caractériser le gradient de déformation observé optiquement (Fig. D.2). Ces mesures sont effectuées sur une distance de 300 µm depuis la zone fissurée avec un pas de discrétisation de 20 µm. Trois points de mesures sont faites pour chaque distance afin d'avoir une mesure statistiquement plus fiable. Une dureté comprise entre 5 et 7 GPa est mesurée dans les 20 premiers micromètres, ce qui peut être corrélé avec la déformation intense dans cette zone. On peut remarquer que le niveau de dureté est moyennement inférieur aux mesures effectuées à proximité des WEL. Cela fournit un élément supplémentaire pour s'assurer d'avoir reproduit expérimentalement une zone de WEL. Ensuite la dureté décroît lentement et atteint 4 GPa à 300 µm dans la zone peu déformée. La dureté augmente donc significativement dans la zone fibrée (stade 2 ou 3) et semble augmenter davantage dans la zone blanche (stade 5).



FIGURE D.1. – Carte de dureté à proximité d'une zone de WEL (cas monotone)



FIGURE D.2. – Évolution de la dureté avec le gradient de microstructure (cas monotone) : carte de 300 x 40 μm^2 avec un pas de discrétisation de 20 μm

D.2. Cas cyclique : $T = 20^{\circ}C - 500$ cycles (Section 5.3.3.3)

Une zone blanche a aussi été obtenue pour une éprouvette chapeau sollicitée cycliquement à température ambiante (Section 5.3.3.3). La présence de WEL est avérée au niveau des lèvres d'une fissure qui s'est amorcée (x = 40 µm) au congé de l'éprouvette (Fig. D.3). Une carte de dureté de 200 x 60 μm^2 (avec un espace de 20 µm entre chaque mesure) a été effectuée dans le gradient de microstructure observé optiquement. Ces mesures sont complémentaires aux travaux de caractérisation présentés dans la Section 5.3.3.3.

La dureté est maximale dans la zone fortement cisaillée ($x = 40 \mu m$), celle-ci dépasse 6 GPa pour les 4 points mesurés et atteint même 9 GPa à proximité de la zone blanche (ligne 1, $x = 40 \mu m$). On peut alors supposer une dureté au-delà de 9 GPa au sein même de la zone blanche. Ces mesures de dureté sont du même ordre de grandeur que celles dans le cas monotone (Fig. D.1). Les observations EBSD et une très forte dureté confirment une très forte réduction de la taille des grains. Cela qui permet d'expliquer la texturation blanche, la dureté élevée et la non-indexation en EBSD.

La zone très cisaillée et fragmentée (x = $20 - 40 \ \mu$ m) qui correspond à un stade 4, a un niveau de dureté légèrement supérieur à 5 GPa. De l'autre côté de la fissure, la dureté diminue continument avec le niveau de déformation observé de (5 GPa à un peu moins de 4 GPa). On observe alors une corrélation entre les stades de transformation introduits dans le Chapitre 2 et le niveau de dureté. Cela est en parfaite cohérence avec la réduction de la taille des grains qui contribue à la formation progressive des WEL.



FIGURE D.3. – Évolution de la dureté avec le gradient de microstructure (Cas cyclique) : carte de 200 x 60 μm^2 avec un pas de discrétisation de 20 μm

E. Détails des résultats des essais Triboring

Cette annexe présente les résultats des essais obtenus dans la thèse de Pierrick Merino [Mer19] avec deux types de couches « fusibles » testées, une couche écrouie et une couche oxydée. Les résultats présentés sont des cartes EBSD de coupes longitudinales et transverses qui correspondent à chaque condition d'essai.

E.1. Essais avec préparation d'une couche fusible écrouie

Cette première campagne a concerné la mise en œuvre d'essais de référence en utilisant le rôle d'une couche fusible écrouie. L'ensemble des conditions d'essais est présenté dans la Figure E.1. Le premier essai concerne une condition de référence en roulement sans glissement de 1000 cycles (essai 1). Cet essai a déjà été présenté dans le Chapitre 5. Les mêmes conditions que l'essai précédent ont été reproduites en considérant un taux de glissement de 0.5%. Dans ces conditions, la couronne a été sujette à une usure très importante. La Figure E.2 b) montre que l'intégralité de la zone déformée a été détachée. Il est donc impossible de tirer des conclusions sur l'effet du glissement par rapport à la condition en RSG. On peut uniquement dire qu'il y a un taux d'usure très important qui est non représentatif du CRR. Enfin, le troisième essai (Essai RSG puis 0.5%) a été de considérer des conditions de chargement mixte. Dans le but d'obtenir une couche écrouie, une séquence de 1000 cycles en RSG a été réalisée au préalable. L'essai s'est ensuite poursuivi par 1000 cycles avec un taux de glissement de 0.5%. La phase initiale d'écrouissage de la couronne a permis de réduire considérablement l'usure par rapport à l'essai 2 et a facilité la déformation des premiers corps. Le détail des observations de ce dernier essai figure dans la partie suivante.

Essais	Essai 1 Référence RSG	Essai 2 Référence 0.5%	Essai RSG puis 0.5%	
Taux de glissement	RSG	0.50%	RSG	0.50%
Nombre de cycles couronne	1000	1000	1000	1000
Acier couronne	R260	R260	R260	
Acier galet	R260	R260	R260	
Angle lacet	0°	0°	0°	
Angle roulis	0.3°	0.3°	0.3°	
Diamètre galet	70.6 mm	70.6 mm	70.6 mm	
Rayon de bombé du galet	70mm	70mm	70mm	
Vitesse tour	21.6 tour/min	21.6 tour/min	21.6 tour/min	
Vitesse galet	lié au positionnement et au taux de glissement	lié au positionnement et au taux de glissement	lié au positionnement et au taux de glissement	
Pression Hertzienne visée	1GPa	1GPa	1GPa	
Effort normal	1000N	1000N	1000N	
Effort tangent	ON	ON	ON	

FIGURE E.1. – Tableau des essais avec une couche fusible écrouie



 $\begin{array}{l} \mbox{FIGURE E.2.-Coupes transverses, pas d'indexation de 0.1 μm, nettoyage 5 voisins : a) Essai 1 : RSG 1000 cycles, b) Essai 2 : 0.5 \% 1000cycles; c) Essai 3 : RSG puis 0.5 \% (1000 + 1000 cycles) \end{array}$

Cas 3 : RSG puis 0.5 %

La carte IPF X (Fig. E.3) correspond à une coupe longitudinale d'une bande de la couronne relative au troisième essai. On constate un gradient de microstructure de trente micromètres depuis la surface. Ce gradient est similaire à ce qui a été observé dans l'essai 1 de roulement sans glissement (voir description dans le Chapitre 5). On peut à nouveau partitionner cette carte en trois zones : une zone à très petits grains en surface (zone A), une zone fragmentée (zone B) et une zone de transition (zone C).

La zone A présente les mêmes caractéristiques que la zone en surface de l'essai 1 (voir la coupe transverse de l'essai 1). Il s'agit de la zone considérée comme le stade 4 de référence (Chapitre 2). On redonne précisément les observations dans cette zone. Les grains très fragmentés, de forme sphérique, ont une taille moyenne de 220 μ m (avec une écart type de 120 nm). Les grains présentent une orientation cristalline complètement aléatoire. Les grains sont majoritairement soit moyennement désorientés (46 %) soit fortement désorientés (47 %). Les grains faiblement désorientés sont presque absents (Fig. E.4).

Dans la zone B, deux bandes longitudinales de quelques micromètres d'épaisseur sont visibles. Au sein de ces bandes, l'orientation cristallographique est assez homogène (grains rouges et grains verts) et les grains sont orientés parallèlement à la surface. Ces deux bandes semblent être deux nodules ou colonies déformées dans le sens de cisaillement qui ont résisté à la fragmentation de leur microstructure. La microstructure entre ces bandes témoigne justement d'une déstructuration et d'un morcellement de la perlite, en entités soit globulaire d'environ $0.5 \ \mu m$, ou plus allongées dans le sens de roulement d'environ 1 à $1.5 \ \mu m$. Enfin, la désorientation des grains est similaire aux zones B et C. De plus, la Figure E.2 présentant les coupes transversales montre aussi un fibrage de la microstructure dans la direction transverses. On peut alors en déduire sans ambiguïté qu'il s'agit aussi d'un stade 3.

Dans la zone C, la microstructure est partiellement fragmentée mais il est possible de délimiter les régions correspondant à un même nodule en cours de morcellement.

La Figure E.4 présente la distribution de la désorientation des grains dans les zones A et B de la carte EBSD. La distribution de la zone A est confondue avec le stade 4 de référence puisque cette zone a été choisie comme le stade 4 de référence. Concernant la zone B, on constate une répartition d'angles intermédiaires aux stades 3 et 4 ce qui suggère un état de transition entre ces deux stades.



FIGURE E.3. – Carte IPF X d'une coupe longitudinale de la couronne (Essai de RSG + 0.5 % de glissement)



FIGURE E.4. – Distribution des angles de désorientation des grains dans les zones A et B de la Figure E.3

E.2. Plan d'essais : couronne oxydée

L'effet d'une couche « fusible » oxydée a été testé sur cette deuxième campagne d'essais. Trois conditions d'essai ont été effectuées et sont résumées dans la Figure E.5. Les deux premiers essais correspondent à des conditions identiques à la campagne précédente (1000 cycles en roulement sans glissement pour l'essai 1 et 1000 cycles avec un taux de glissement de 0.5 % pour l'essai 2). Le premier résultat remarquable est que la couche de troisième corps (oxyde) a effectivement permis de limiter l'usure des premiers corps pour l'ensemble des conditions testées. En prenant l'exemple de l'essai avec un taux de glissement de 0.5 %, la couche d'oxyde a permis de réduire drastiquement l'usure par rapport au cas sans couche de troisième. Cela a donc permis de réaliser un essai avec un nombre de cycles (3000 cycles) plus conséquent sans usure notable (essai 3).

Essais	Essai 1 : Référence RSG	Essai 2 : Référence 0.5%	Essai 3 : Glissement 0.5% 3000 cycles	
Taux de glissement	0% (RSG)	0.50%	0.50%	
Nombre de cycles couronne	1000	1000	2000	+1000*
Acier couronne	R260	R260	R260	
Acier galet	R260	R260	R260	
Angle lacet	0°	0°	0°	
Angle roulis	0.3°	0.3°	0.3°	
Diamètre galet	70.6 mm	70.6 mm	70.6 mm	
Rayon de bombé du galet	70mm	70mm	70mm	
Vitesse tour	21.6 tour/min	21.6 tour/min	21.6 tour/min	
Vitesse galet	lié au positionnement et au taux de glissement	lié au positionnement et au taux de glissement	lié au positionnement et au taux de glissement	
Pression Hertzienne visée	1GPa	1GPa	1GPa	
Effort normal	1000N	1000N	1000N	
Effort tangent	ON	ON	ON	

FIGURE E.5. – Tableau des essais avec une couche fusible oxydée

Les Figures E.6 et E.7 présentent des cartes EBSD des coupes longitudinales et transverses des trois conditions testées. Pour toutes les conditions testées une nanostructuration des grains est constatée à la surface de l'échantillon. Cet effet serait probablement dû au rôle de l'effort transverse qui induit une contrainte de cisaillement dans le plan transverse (voir explication dans le Chapitre 5).

Les premières observations semblent indiquer que l'épaisseur de la zone à très petits grains est indépendante du taux de glissement imposé pour un même nombre de cycles. En effet, celle-ci est de l'ordre d'une vingtaine de micromètres pour les essais en RSG et à 0.5%. La seule différence est le fibrage des nodules (en coupe longitudinale) pour un glissement de 0.5 %. Le deuxième constat concerne

l'épaisseur de la zone fortement déformée qui augmente avec le nombre de cycles imposés. En effet, une couche de 35 μm est observée après 3000 cycles à 0.5 % de glissement contre 25 μm après 1000 cycles.



FIGURE E.6. – Couches oxydées : Coupes longitudinales : a) Essai 1 : RSG-1000 cycles ; b) Essai 2 : 0.5 % – 1000 cycles ; c) Essai 3 : 0.5 % – 3000 cycles



FIGURE E.7. – Couches oxydées : Coupes transverses : a) Essai 1 : RSG-1000 cycles; b) Essai 2 : 0.5 % – 1000 cycles; c) Essai 3 : 0.5 % – 3000 cycles

Résumé

Les Transformations Tribologiques de Surface (TTS), connues sous le nom de phases blanches (White Etching Layer : WEL) dans le contact roue-rail, correspondent à des transformations progressives et irréversibles à la surface des rails pouvant conduire à la fissuration puis la rupture des rails. Ces zones de structures nanocristallines sont constituées de plusieurs phases qui témoignent d'une plasticité sévère et d'élévations de température (pouvant dépasser la température d'austénitisation).

Un scénario de formation progressive des WEL a été proposé par l'introduction de stades d'évolution de la microstructure dans le cas d'aciers perlitiques utilisés dans le ferroviaire. Ces stades se définissent par des indicateurs obtenus par une méthode d'observations multi-échelles (analyses optiques et EBSD).

Un modèle thermomécanique prenant en compte un couplage entre pression hydrostatique, cisaillement et température est présenté. Des simulations 2-D par éléments finis représentatives des conditions du contact roue-rail ont permis de reproduire qualitativement des zones de WEL. Ce modèle est de même capable de rendre compte des effets de la dynamique ferroviaire sur la cinétique de formation de WEL qui pourrait plus particulièrement expliquer la formation éparse de WEL par ilot.

Des essais représentatifs des conditions du contact-roue rail ont été effectués pour valider le rôle du cisaillement dans la formation de WEL. D'une part, des essais cycliques de cisaillement pur sous température contrôlée (éprouvette « chapeau ») ont été réalisés en utilisant le simulateur thermomécanique GLEEBLE (Mateis-LaMCoS, INSA Lyon). D'autre part, des essais de type galet sur rail circulaire (banc Triboring, LaMCoS, INSA Lyon) ont été menés pour déterminer le couplage pression-cisaillement.

Abstract

Tribological Surface Transformations (TTS), known as White Etching Layer (WEL) in the wheel-rail contact, correspond to progressive and irreversible transformations on the rail surface that can lead to cracking and then failure of the rails. These areas of nanocrystalline structures are made up of several phases which show severe plastic deformation and temperature rises (which can exceed the austenitization temperature).

A scenario of progressive formation of WELs has been proposed by introducing stages of microstructure evolution in the case of pearlitic steels used in railways. These stages are defined by indicators obtained by a multi-scale observations method (optical analyses and EBSD).

A thermomechanical model taking into account a coupling between hydrostatic pressure, shear stress and temperature is presented. 2-D finite element simulations representative of the wheel-rail contact conditions have successfully qualitatively reproduced WEL spots. This model is also able to capture the effects of the rail dynamics on the formation kinetics of WEL, which could explain the sparsely scattered formation of WEL by island.

Representative tests of wheel-rail contact conditions were carried out to validate the role of shear stress in WEL formation. On the one hand, cyclic tests of pure shear under controlled temperature ("hat-shaped" specimen) were carried out using the GLEEBLE thermomechanical simulator (Mateis-LaMCoS, INSA Lyon). On the other hand, "roller on circular rail" experiments (Triboring test rig, LaMCoS, INSA Lyon) were performed to determine the pressure-shear coupling.