



UNIVERSITÉ de LILLE

Laboratoire de Mécanique Multiphysique, Multiéchelle (LaMcube FRE2016)

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES POUR L'INGÉNIEUR (SPI)

Mécanique du solide, matériaux, des structures et des surfaces

Thèse pour l'obtention du grade de docteur de l'Université de Lille

Préparée par

Jessie RAPONTCHOMBO OMANDA

Intitulée

**PERFORMANCES DE GARNITURES FRITTÉES MÉTALLIQUES À BASSE
TENEUR EN CUIVRE POUR LES APPLICATIONS DE FREINAGE
FERROVIAIRE HAUTE ÉNERGIE**

Soutenue le 02 juillet 2019

Membres du jury :

| | | | |
|----------------------------|----------|-------------------------------------|-----------------------|
| Mme Caroline Richard | PU | Université de Tours | Rapporteur |
| M. François Robbe-Valloire | PU | Supméca Paris | Rapporteur |
| Mme Michèle Henrion | Dr. Ing. | Flertex-Sinter | Examineur |
| M. Stéphane Panier | PU | Université de Picardie Jules Verne | Président |
| M. Alexandre Mège-Revil | MCF | Centrale Lille | Encadrant |
| M. Jean-François Brunel | MCF | Université de Lille, Polytech'Lille | Encadrant |
| M. Yannick Desplanques | PU | Centrale Lille | Co-directeur de thèse |
| M. Philippe Dufrenoy | PU | Université de Lille; Polytech'Lille | Directeur de thèse |

**PERFORMANCES DE GARNITURES FRITTÉES MÉTALLIQUES À BASSE
TENEUR EN CUIVRE POUR LES APPLICATIONS DE FREINAGE
FERROVIAIRE HAUTE ÉNERGIE**

Résumé

Les matériaux de garniture de frein ferroviaire haute énergie sont des composites à matrice métallique de formulations complexes et fortement hétérogènes. L'orientation vers ce type de matériau découle des nombreuses performances que le système de frein à disque doit assurer : tribologique (frottement, usure), thermomécaniques (intégrité en température), acoustiques (crissement). De nouvelles normes environnementales conduisent à des évolutions nécessaires des garnitures vers par exemple, des formulations à basse teneur en cuivre. La complexité des formulations conduit à des développements principalement empiriques. Il est proposé dans ce travail de développer des méthodologies améliorant la compréhension du lien entre la formulation des matériaux de friction et ses performances en freinage. Le premier volet des travaux exposés consiste en des caractérisations microstructurales couplées à des mesures de propriétés thermophysiques des matériaux. Celles-ci menées sur des matériaux neufs et après sollicitations de freinage ont montrées des évolutions significatives. Le second volet de l'étude concerne les essais à l'échelle réduite permettant d'atteindre des sollicitations analogues à celles durant des essais de performances à l'échelle 1. Les échantillons de dimensions réduites simplifient les analyses tribologiques. Le dernier volet des travaux s'intéresse aux aspects vibroacoustiques via des essais sur un système simplifié qui mettent en évidence le rôle du circuit tribologique. Outre ces apports méthodologiques, l'étude montre l'impact des axes de développement des nouvelles formulations. Des explications sont données sur les liens entre la formulation, propriétés et performances thermomécaniques, vibroacoustiques et tribologiques des garnitures. Tout comme les méthodologies proposées pourraient permettre d'améliorer les développements futurs.

Mots clés: freinage, matériau de friction, frein à disque, tribologie, thermomécanique, crissement, similitude

Abstract

High energy railway brake materials are metallic matrix composite with complex and highly heterogeneous formulations. The technological choice towards this type of material for brake pads stems from the many performances that disc brake system must ensure: tribological performances (friction coefficient, wear), thermomechanical performances (integrity in temperature), acoustic performances (squeal). New international environmental standards, lead to evolutions of pad formulations, consisting of reduce copper content. Because of complexity of the formulations, the developments are empirical. It is proposed in this work to develop methodologies that improve the understanding of the link between the formulation of friction materials and their braking performances. The first part of the works consists of microstructural characterizations of the materials on new materials and after braking solicitations showing significant evolutions. The characterizations are coupled with measurements of the thermophysical properties. The second part of the study concerns reduced scale tests that achieve similar solicitations to full scale performance braking tests. Reduced scale samples simplify tribological analysis. The last part of the works focuses on vibroacoustic aspects by studying squeal tendency of a simplified system that highlight the role of the tribological circuit. In addition to these methodological contributions, the study shows the impact of the development axes of the new low copper content formulations. Explanations are given on the links between the formulation, properties and performances: thermomechanical, vibroacoustic and tribological. As the proposed methodologies, they should allow to improve prospective material developments.

Keywords: braking, friction material, disc brake system, tribology, thermomechanics, squeal, shift scale

Sommaire

| | |
|--|-----------|
| INTRODUCTION GÉNÉRALE | 1 |
| CHAPITRE 1 ÉTAT DE L'ART ET STRATÉGIE | 3 |
| 1. Technologies de freinage pour la grande vitesse ferroviaire | 4 |
| 1.1. Freinage d'un train à grande vitesse (TGV) | 4 |
| 1.2. Freins à disque calés sur essieu | 5 |
| 1.3. Garniture | 6 |
| 2. Performances des freins à disque | 10 |
| 2.1. Essais de performances | 11 |
| 2.2. Investigations sur des tribomètres d'échelle réduite | 15 |
| 2.3. Mécanismes de frottement et d'usure de garnitures frittées de matrice métalliques Fe-Cu | 19 |
| 3. Durée de vie des organes de freins à disque | 26 |
| 3.1. Dissipation de chaleur générée au freinage | 26 |
| 3.2. Usure et endommagement du disque et de la garniture | 27 |
| 3.3. Stratégies d'optimisation de propriétés de composites frittés à matrice métallique | 30 |
| 4. Performances vibroacoustiques | 38 |
| 4.1. Crissement des freins à disque | 38 |
| 4.2. Vibrations induites par frottement et notion d'instabilité | 40 |
| 4.3. Influence des interfaces de frottement sur le crissement | 44 |
| 5. Stratégie de thèse et objectifs | 46 |
| CHAPITRE 2 MICROSTRUCTURE ET PROPRIÉTÉS DE MATÉRIAUX DE FRICTION POUR LE FREINAGE FERROVIAIRE | 47 |
| 1. Microstructure de garniture de base Fe-Cu-C | 49 |
| 1.1. Microstructure de la formulation historique de garniture de frein ferroviaire G35 | 49 |
| 1.2. Microstructure d'une formulation industrielle en cours de développement G36-002 | 49 |
| 1.3. G36S : formulation simplifiée de la G36-002 | 50 |
| 1.4. Hétérogénéités des microstructures des formulations de bases G35 et G36 | 56 |
| 2. Comportement mécanique en compression uniaxiale de la G36S | 60 |
| 2.1. Protocole de compression uniaxiale avec corrélation d'images | 60 |
| 2.2. Comportement en compression uniaxiale | 61 |
| 2.3. Conclusions | 63 |
| 3. Propriétés thermomécaniques de la G36S | 64 |
| 3.1. Dilatation thermique en atmosphère oxydante | 64 |
| 3.2. Dilatométrie en atmosphère inerte | 66 |
| 3.3. Conclusions | 67 |

| | |
|---|------------|
| 4. Propriétés thermiques de la G36S | 68 |
| 4.1. Protocole et résultats | 68 |
| 4.2. Discussions | 70 |
| 5. Conclusion | 73 |
| | |
| CHAPITRE 3 ESSAIS TRIBOLOGIQUES- CHANGEMENT D'ÉCHELLE | 75 |
| | |
| 1. Dispositifs expérimentaux et instrumentation | 77 |
| 1.1. Banc de freinage d'Échelle 1 (Dynamomètre) | 77 |
| 1.2. Tribomètre Échelle réduite | 79 |
| | |
| 2. Méthode de changement d'échelle | 82 |
| 2.1. Modèle de Newcomb | 82 |
| 2.2. Changement d'échelle | 83 |
| 2.3. Programmes de changement d'échelle (banc échelle 1 TE1 et banc échelle réduite TER) | 86 |
| | |
| 3. Résultats thermiques du changement d'échelle | 89 |
| 3.1. Localisations thermiques observées sur le disque | 89 |
| 3.2. Évolutions des températures du disque- garniture à l'échelle 1 (E1) | 92 |
| 3.3. Évolutions des températures de disque- garniture à l'échelle réduite (ER) | 95 |
| 3.4. Comparaison des sollicitations thermiques de la garniture aux deux échelles | 97 |
| | |
| 4. Discussion sur les limites du changement d'échelle | 100 |
| 4.1. Influence du nombre de points chauds sur le maximum de température | 100 |
| 4.2. Évaluation numérique de la déformation thermique | 102 |
| 4.3. Influence du troisième corps sur le plafond thermique | 105 |
| | |
| 5. Conclusions | 106 |
| | |
| CHAPITRE 4 PERFORMANCES DU COUPLE G36S/ACIER- ÉTAT SURFACIQUE ET VOLUMIQUE DES MATÉRIAUX APRÈS LES FREINAGES | 107 |
| | |
| 1. Performances tribologiques | 109 |
| 1.1. Usure | 109 |
| 1.2. Frottement | 111 |
| | |
| 2. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle 1 | 114 |
| 2.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TE1 | 114 |
| 2.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TE1 | 115 |
| 2.3. Conclusion | 125 |
| | |
| 3. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle réduite | 126 |
| 3.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TER | 126 |
| 3.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TER | 128 |
| 3.3. Conclusion | 132 |
| | |
| 4. État du matériau G36S après le programme de freinage TE1 | 132 |
| 4.1. Essai de compression uniaxiale au rayon extérieur de la G36SF | 133 |
| 4.2. Essai de compression uniaxiale au rayon intérieur de laG36SF | 137 |
| 4.3. Comparaison entre les prélèvements rayon intérieur et extérieur | 139 |
| 4.4. Conclusion | 140 |

| | |
|---|------------|
| 5. Conclusion | 141 |
| CHAPITRE 5 ESSAIS DE FROTTEMENT ET ANALYSES VIBROACOUSTIQUES | 142 |
| 1. Banc d'essai | 144 |
| 1.1. Pilotage du banc | 145 |
| 1.2. Analyse modale expérimentale du montage | 146 |
| 2. Instrumentation | 147 |
| 2.1. Mesures réalisées durant les essais | 147 |
| 2.2. Examen des surfaces de frottement | 148 |
| 3. Protocole | 149 |
| 3.1. Protocole de rodage | 149 |
| 3.2. Protocole d'essai | 149 |
| 3.3. Rappels des matériaux de l'étude expérimentale | 150 |
| 4. Résultats | 151 |
| 4.1. Matériau G35 | 151 |
| 4.2. Matériau G36-002 | 159 |
| 4.3. Matériau G36S | 171 |
| 4.4. Matériau G36SF | 180 |
| 5. Conclusion | 187 |
| CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES | 191 |
| BIBLIOGRAPHIE | 193 |
| ANNEXES | 227 |

Introduction générale

Les travaux présentés s'inscrivent dans un projet global de développement de garnitures de freins à disque ferroviaire pour les applications haute énergie (TGV, trains régionaux...). Ce projet, à l'acronyme GLGV, financé par l'Agence De l'Environnement et de la Maitrise de l'Énergie (ADEME), est un partenariat de recherche entre le laboratoire de mécanique de Lille (LML devenu LaMcube), le fabricant de garniture (Faiveley Transports Gennevilliers, devenu Flertex Sinter) et la Société Nationale des chemins de Fer Français (SNCF). Le travail de thèse se préoccupe essentiellement des aspects matériaux de friction (« plaquettes » appelées généralement « garnitures de frein »).

Les progrès sur la traction réalisés à travers le monde ont permis aux trains de régulièrement battre des records de vitesses sur rails qui s'établissent à plus de 400 km/h dès les années 80. Les vitesses maximales d'exploitation ont cependant été limitées par la capacité de dissipation énergétique des systèmes de freinage. Ces capacités de freinage n'ont cessé de croître grâce au développement des freins à disque dont les organes utilisent des matériaux spécifiques : un acier à haute limite élastique pour le disque et des composites à matrice métallique renforcée par des particules de céramiques et de graphites pour la garniture.

Jusqu'à lors les garnitures, telle que la formulation historique du partenaire industriel, la G35, contenaient une forte teneur en cuivre. L'utilisation du cuivre dans la fabrication des garnitures de frein représente un enjeu majeur car, bien que jugée indispensable pour les performances de freinage, elle pose des problèmes environnementaux et de coûts. Depuis les années 80, avec l'augmentation de la production de cette matière première, on observe des taux inquiétants de cuivre dans les écosystèmes. Ce qui représente un danger pour la faune aquatique, les petits insectes et les micro-organismes. En se référant aux courbes prévisionnelles ci-figure 0, la demande de cuivre surpassera sa production dans une décennie, ce qui pourrait causer des envolées du cours du cuivre sur les marchés internationaux. Pour répondre à un nouveau besoin sur le marché international en relation avec des normes environnementales avenir, le fabricant de garnitures frittées propose de nouveaux matériaux de garniture de frein de formulation contenant moins de cuivre.

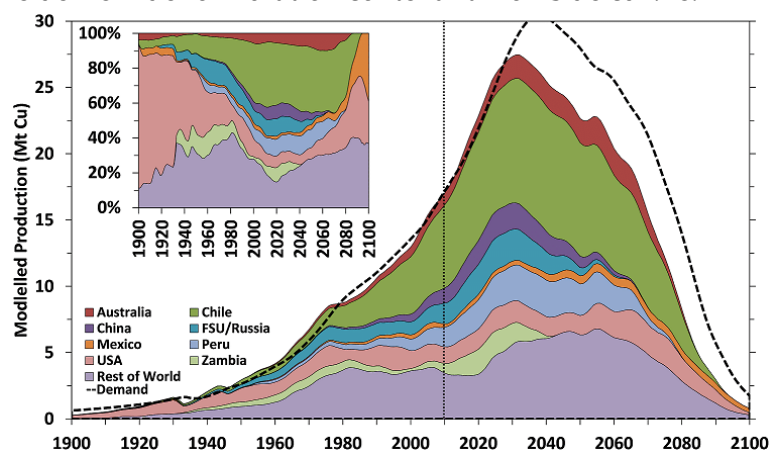


Figure 0 Historique et prévision de la demande et de la production de cuivre de 1900 à 2100 ne prenant pas en compte le recyclage et la découverte de nouveaux gisements [NORT 2014]

Outre l'architecture géométrique de la garniture, le matériau constitue un levier de développement important, mais complexe. Cette complexité résulte d'une optimisation des formulations intégrant de nombreux paramètres matériaux et procédés afin que le système de frein à disque assure les performances requises en conformité avec les réglementations du trafic ferroviaire. Il est attendu du

système de frein à disque un frottement élevé et stable quelles que soient les conditions d'exploitation, s'accompagnant d'une usure raisonnable et d'une tenue thermomécanique des organes de frein. Enfin, de plus en plus, les questions de nuisances sonores en milieu urbain engendrées par les trains préoccupent également les transports ferroviaires. Les freins à disque tout comme le contact roue-rail sont sources de bruits de crissement haute fréquence.

De par la complexité des matériaux et des nombreuses performances requises, les développements de formulation de garniture de frein restent aujourd'hui encore quasiment exclusivement empiriques, appuyés par des essais de freinages échelle 1. Mais cette démarche est longue et coûteuse. Le fabricant dispose de peu d'indicateurs, d'outils numériques et expérimentaux fiables lui permettant d'anticiper le potentiel de ses garnitures avant les essais de freinage. Dans le cadre de GLGV, il a donc été proposé à l'équipe freinage-contact-surface du LaMcube d'accompagner ce développement différemment, sans multiplier les essais de performances de freinage à l'échelle 1, mais en proposant des caractérisations adaptées aux matériaux hétérogènes, des essais sur tribomètre à l'échelle réduite aux protocoles pertinents et des modèles numériques prédictifs pour améliorer les matériaux et les architectures de garniture de frein. Ainsi, on retrouve dans ce cadre les travaux de Ruddy Mann [MAN 2016] qui a proposé un modèle éléments finis intégrant le comportement mécanique et thermomécanique des garnitures, ce qui a permis notamment de réduire l'usure des garnitures. On peut également citer les travaux de Kossman [KOS 2018] qui caractérise les propriétés mécaniques de surface par micro-indentation à différents stades d'utilisation des garnitures, montrant leur évolution avec l'usage.

Dans cette thèse, on propose d'explorer d'autres méthodes d'analyse des garnitures de frein, en visant d'améliorer le lien entre formulation et performances. Cette thèse est aussi l'occasion d'étudier l'influence des choix de formulation de matériaux de friction du fabricant, notamment de réduction du cuivre, sur les performances de freinage. Qu'implique la réduction de cuivre dans la formulation des garnitures sur les propriétés de ces dernières et sur les performances ? Face à un matériau composite aussi hétérogène, devant assurer des performances aussi dépendantes du système, à quoi faut-il s'attacher pour écarter ou poursuivre le développement de certains matériaux, si on ne veut pas retomber dans une démarche d'essai-erreur ?

Le **chapitre 1** de ce mémoire traite d'abord, de généralités sur le freinage ferroviaire, les techniques de freinage pour finir sur les freins à disque qui nous intéressent. Puis, il présente des généralités théoriques sur le procédé de frittage par compression à chaud des garnitures de frein expliquant la forte hétérogénéité des garnitures de frein. On poursuit en faisant référence à des travaux d'optimisation des propriétés par structuration de composite à matrice métallique. Le chapitre définit les notions de performances et d'essais de performances de freinage. On revient sur les problématiques de durée de vie du disque face à l'usure par fatigue thermique et on constate le vide qui existe concernant les garnitures de frein. Enfin, le chapitre présente le contexte de la problématique de crissement qui implique le système de frein à basse vitesse (ex : situation d'entrée en gare). On rappelle quelques bases théoriques des vibrations induites par frottement afin d'expliquer la notion d'instabilité. On fait référence à des articles qui montrent l'influence de la topographie de surface et de la tribologie sur la propension au crissement de matériaux à matrice métallique. Enfin, le chapitre précise la stratégie adoptée.

Le **chapitre 2** vise tout d'abord à approfondir la connaissance microstructurale des nouvelles bases de formulation basse teneur en cuivre par le biais de différentes techniques de microscopie. Le chapitre expose ensuite des caractérisations de propriétés mécaniques, thermiques et thermomécaniques d'une garniture de formulation simplifiée représentative des développements matériaux basse teneur en cuivre du fabricant qui seront discutées en tenant compte de son hétérogénéité. Ces caractérisations permettent également de conforter ou pas les axes de développement matériaux choisis par le fabricant

en présentant l'impact de ces derniers sur les propriétés afin d'expliquer les comportements thermiques, mécaniques et tribologiques qui peuvent se produire durant les freinages.

Le **chapitre 3** présente les résultats d'essais de freinage suivant une méthodologie de changement d'échelle basée sur une approche thermique. Elle permet de déterminer un protocole d'essai de freinages sur le tribomètre d'échelle réduite du laboratoire LaMcube en préservant une représentativité thermique des sollicitations par rapport à l'échelle 1. Les travaux se placent dans la continuité de ceux déjà réalisés au LaMcube avec la particularité d'explorer la validité de la méthode au cours d'essai de freinages plus sévères et très hautes énergies.

Le **chapitre 4** s'intéresse aux évolutions des matériaux après les programmes d'essai de freinages à l'échelle 1 et à l'échelle réduite. On déduit des observations microstructurales des surfaces les mécanismes de frottement et d'usure qui affectent la garniture. On s'intéresse également à l'état du matériau après les essais de freinage et sur les explications de son évolution.

Enfin, au **chapitre 5**, des essais de frottement sur un banc dédié à l'étude vibroacoustique sont réalisés. L'étude compare différentes formulations de garniture frittée métallique et tente de mettre en relation leur comportement tribologique propre et leur réponse vibroacoustique respective.

Chapitre 1 État de l'art et stratégie

Ce paragraphe bibliographique propose d'abord, des généralités sur les systèmes de freinage ferroviaire avant de se focaliser sur les freins à disque. Les développements d'une garniture de frein sont généralement axés sur l'architecture et concernent moins souvent la formulation des matériaux de friction qui est très complexe à définir. Dans la littérature, il existe peu d'informations spécifiques aux matériaux de garnitures de frein ferroviaire dédiés aux applications ferroviaires dites hautes énergies. Ce sont des matériaux de base Fe-Cu-C chargés en céramiques, composites très hétérogènes et élaborés par frittage. Ils font par conséquent partis de la famille des CMMp (Composites à matrice métallique et renforts particuliers) dont on retrouve de nombreux travaux portant essentiellement sur l'optimisation des propriétés physico-chimiques.

Le freinage qui a pour fonction d'immobiliser et de ralentir un véhicule en mouvement, est d'abord un élément de sécurité. Il est par conséquent soumis à des exigences de performances très strictes. Nous reviendrons sur les définitions de ces performances recherchées et attendues. De tous ces prérequis, une stratégie globale de la thèse sera dégagée.

| | |
|--|-----------|
| CHAPITRE 1 ÉTAT DE L'ART ET STRATÉGIE | 3 |
| 1. Technologies de freinage pour la grande vitesse ferroviaire | 4 |
| 1.1. Freinage d'un train à grande vitesse (TGV) | 4 |
| 1.2. Freins à disque calés sur essieu | 5 |
| 1.3. Garniture | 6 |
| 1.3.1. Généralités sur le frittage et difficultés concernant les garnitures frittées métalliques | 8 |
| 1.3.2. Microstructure de garnitures frittées métalliques | 9 |
| 2. Performances des freins à disque | 10 |
| 2.1. Essais de performances | 11 |
| 2.1.1. Essais au lancer | 11 |
| 2.1.2. Essais à l'échelle 1 | 12 |
| 2.2. Investigations sur des tribomètres d'échelle réduite | 15 |
| 2.2.1. Modèle phénoménologique de frottement à sec | 15 |
| 2.2.2. Mécanismes d'usure | 17 |
| 2.3. Mécanismes de frottement et d'usure de garnitures frittées de matrice métalliques Fe-Cu | 19 |
| 2.3.1. Analyses de garnitures frittées métalliques riches en cuivre G35 après freinages | 19 |
| 2.3.2. Importance du cuivre dans les formulations de garniture de frein | 22 |
| 2.3.3. Influence du ratio fer/cuivre sur les mécanismes de frottement et d'usure | 23 |
| 3. Durée de vie des organes de freins à disque | 26 |
| 3.1. Dissipation de chaleur générée au freinage | 26 |
| 3.2. Usure et endommagement du disque et de la garniture | 27 |
| 3.2.1. Usure et endommagement du disque | 27 |
| 3.2.2. Préconisations face à l'usure et l'endommagement du disque et de la garniture | 29 |
| 3.3. Stratégies d'optimisation de propriétés de composites frittés à matrice métallique | 30 |
| 3.3.1. Propriétés de la matrice métallique Fe-Cu | 30 |
| 3.3.2. Propriétés de composites Cuivre- Graphites (MMG) | 31 |
| 3.3.3. Propriétés de composite à matrice métallique renforcé par des céramiques (MMC) | 37 |
| 4. Performances vibroacoustiques | 38 |
| 4.1. Crissement des freins à disque | 38 |
| 4.1.1. Nuisance sonore des TGV à l'entrée des gares | 38 |
| 4.1.2. Influence du système sur la signature vibroacoustique de frein à disque | 38 |
| 4.2. Vibrations induites par frottement et notion d'instabilité | 40 |
| 4.2.1. Stick-slip | 40 |
| 4.2.2. Sprag-slip | 41 |
| 4.2.3. Couplage des modes | 42 |
| 4.3. Influence des interfaces de frottement sur le crissement | 44 |
| 5. Stratégie de thèse et objectifs | 46 |

1. Technologies de freinage pour la grande vitesse ferroviaire

Dans les années 60, pour rester compétitif face au secteur automobile et aéronautique, l'ingénierie ferroviaire internationale rivalise d'ingéniosité pour améliorer la traction afin d'augmenter les vitesses d'exploitation des trains. Avec les développements de la traction, ce sont surtout ceux du freinage avec l'adoption des freins à disque qui permettent dès les années 70, l'exploitation quotidienne à 200 km/h [BRI 2015a]. Depuis les vitesses ont continué de s'accroître pour atteindre des records sur rails détenus par la France (de 331 km/h dès 1955 à 574 km/h en 2007), et les techniques de freinages se sont diversifiées sur les trains à grande vitesse.

1.1. Freinage d'un train à grande vitesse (TGV)

Sur un train, les roues montées sur essieux assurant la fonction de guidage et de translation sont des composantes du bogie qui porte les systèmes de freinage, les moteurs et les remorques. Sur un TGV, à la différence des 4 bogies moteurs, les bogies porteurs sont intercalés entre deux remorques (figure 1.1). Un TGV Réseau ou Duplex en compte 9, tandis qu'un TGV- Atlantique, 11 [ACT]. Chaque bogie porte une charge nominale de 4 tonnes/ disque de frein sur TGV Réseau ou Atlantique.

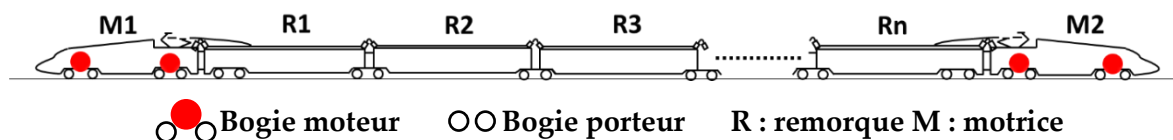


Figure 1.1 Représentation schématique d'un TGV avec n le nombre de remorques

Les besoins de freinage des TGV sont assurés par différents systèmes installés sur chaque bogie. Les technologies sans contact ou freins dynamiques ont l'avantage de ne pas être source d'usure. Dans cette catégorie, on retrouve les freins à courant de Foucault et les freins électrodynamiques. Le freinage électrodynamique est assuré par le moteur en mode générateur qui produit un effort de freinage en convertissant l'énergie cinétique du train en d'importantes quantités d'énergie électrique. Cette énergie électrique est soit dissipée sous forme de chaleur dans des résistances électriques (rhéostat), soit elle est renvoyée telle quelle et dans une moindre mesure au réseau.

Les solutions avec contact regroupent le frein à disque, ainsi que les patins magnétiques (action directe sur le rail). L'utilisation des différentes technologies de freinage est optimisée, aux besoins, par combinaison, selon les scénarii d'exploitation (service, urgence, sécurité, immobilisation...).

En condition de service, les différentes techniques de freinage sont actionnées conformément au principe de conjugaison ou de superposition, selon lequel, une partie de la dissipation d'énergie est d'abord réalisée par les freins dynamiques afin de ralentir le train. Ils ne sont d'ailleurs efficaces qu'à haute vitesse compte tenu de leur principe de fonctionnement. Puis, ils sont relayés par les freins à disque qui permettent de dissiper le reste de l'énergie cinétique du convoi jusqu'à son arrêt. Des algorithmes permettent de répartir automatiquement le reste de l'effort de freinage nécessaire sur l'ensemble des essieux du train (conjugaison croisée). La conjugaison permet ainsi d'optimiser les coûts d'exploitation liés à l'usure des organes de friction. D'ailleurs la SNCF vise à couvrir une part de plus en plus importante des besoins de freinage par des systèmes dynamiques sans contact. Dans les cas d'urgence, la sollicitation correspond aux conditions dites de « service maximum ». Les différents systèmes de freinage du train sont sollicités au maximum de leurs capacités dans un délais de réponse le plus court possible. C'est dans ces conditions extraordinaires que sont dimensionnés les freins à disque afin d'assurer la sécurité dans les situations les plus catastrophiques et également en prévision des futurs besoins d'exploitation sans cesse croissants.

1.2. Freins à disque calés sur essieu

Les solutions de freinage les plus anciennes mettaient déjà en jeu le frottement d'un organe contre un autre assurant le mouvement (rotation, translation) d'un objet afin de le ralentir ou de l'immobiliser. Jusqu'à très tard, c'est suivant ce même principe simple que l'immobilisation des convois ferroviaires était exclusivement effectuée. Des sabots en bois, plus tard en fonte, étaient mis en frottement sur la table de roulement des roues des voitures pour entraver leur rotation, les ralentir et les immobiliser. Depuis, le système toujours d'actualité a connu des améliorations (charge normale, encombrement ...). Cependant, il n'est pas adapté aux besoins de la grande vitesse ferroviaire et ne répond pas aux exigences de sécurité requises. D'où, la naissance des freins à disque. La **figure 1.2** présente un bogie porteur constitué de deux essieux qui sont équipés chacun de 4 unités de freins à disque. Chaque unité comporte un disque dont la rotation est entravée par le frottement d'une paire de garnitures (une garniture, souvent composée de 2 demi-garnitures par face de disque) qui l'enserrent durant les freinages. Les freins à disque présentent l'avantage d'être modulables, car ils permettent par cumul de toutes les unités installées une dissipation d'énergie plus importante que les sabots. De plus, contrairement aux freins à sabot, les freins à disque déportent la fonction de freinage vers les disques montés sur l'essieu. La technologie permet de séparer la fonction de freinage de celle de guidage. Les roues ne sont plus sollicitées que par les rails ; ce qui est plus sécuritaire.

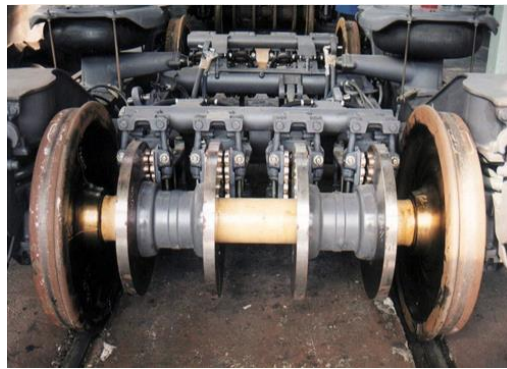


Figure 1.2 Essieu d'un bogie de TGV équipé de 4 unités de frein à disque

La commande de l'application des garnitures est réalisée par un cylindre de frein alimenté par un réservoir lié à une conduite d'air comprimé (conduite principale). Le freinage est actionné par commande électropneumatique qui pilote la dépression d'air de 1.5 ± 0.1 bars dans le système entier par rapport à la pression nominale de 4 à 5 bars [BRI 2016]. Cette dépression dans le système globale puis dans les cylindres de frein actionne une force qui est transmise aux portes-garnitures via une timonerie composée de leviers articulés et de connecteurs. Le cylindre de frein est muni d'un régleur incorporé qui permet de maintenir le jeu entre le disque et la garniture constant. La timonerie est fixée au châssis du bogie (connecteurs et biellettes de guidage), **figure 1.3**.

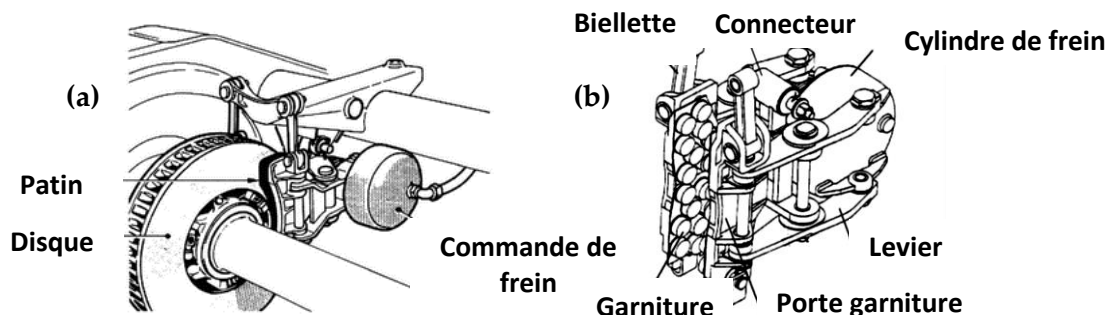


Figure 1.3 (a) Schéma d'une unité de frein à disque ventilé connecté au circuit de commande pneumatique, (b) timonerie de frein à disque TGV

Le développement des freins à disque s'est accompagné de l'adoption des matériaux frittés métalliques des garnitures et des disques en aciers. Les vitesses de plus en plus importantes et les masses à freiner permises des TGV conduisent à des élévations de températures importantes que seuls ces matériaux peuvent supporter, pour des coûts acceptables. Afin de permettre l'arrêt des convois ferroviaires par friction, le disque doit être capable de dissiper d'importantes quantités de chaleur. Dans un premier temps, comme dans l'automobile, les disques utilisés dans le ferroviaire étaient en fonte à forte teneur en carbone présentant une bonne conductivité, une assez bonne résistance mécanique et à l'usure oxydante. Cependant, leurs performances sont limitées en haute énergie. Actuellement, ce sont les aciers forgés de nuance X28CrMoV5-08 qui sont utilisés sur les TGV. Cette nuance d'acier faiblement allié à haute limite élastique a été spécifiquement développée pour répondre aux besoins de freinage de la haute énergie. Sa composition massique est précisée au [tableau 1.1](#).

Tableau 1.1 Composition de l'acier X28CrMoV5-08 (% massique)

| C | Cr | Mo | V | Mn | Si | Ni | S + P |
|-----------|---------|---------|---------|---------|---------|------|-------|
| 0.24/0.31 | 1.2/1.6 | 0.6/0.9 | 0.2/0.4 | 0.5/0.9 | 0.4/0.7 | <0.4 | <0.02 |

D'un point de vue structurel, deux types de disque peuvent être utilisés dans le ferroviaire : plein ou ventilé ([figure 1.4](#)). Sur les TGV-A, l'utilisation des disques pleins suffisent, car leur sollicitation est espacée dans le temps. Les disques à ailettes facilitent une plus importante évacuation de la chaleur pour limiter l'échauffement des disques. L'utilisation des disques ventilés convient aux convois dont l'exploitation nécessite des freinages fréquents, comme les rames type tramway par exemple.

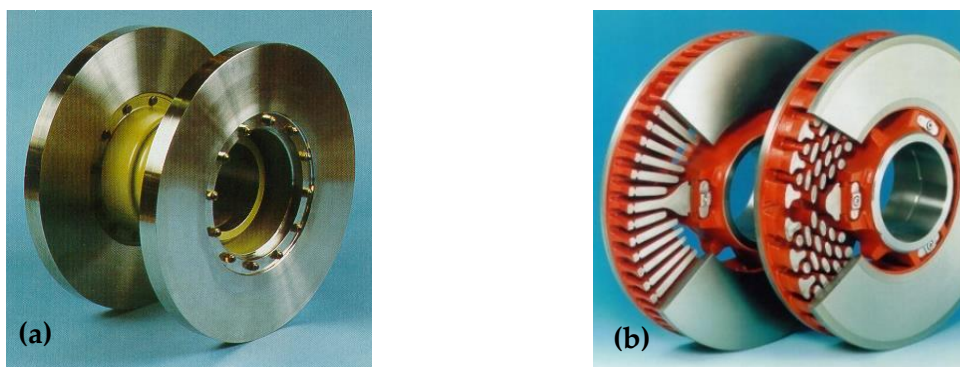


Figure 1.4 (a) 2 disques de TGV en acier plein reliés par un moyeu (diamètre extérieur 640 mm, épaisseur 45 mm) ; (b) 2 disques ferroviaires ventilés à ailettes en fonte [SAB WABCO]

1.3.Garniture

En freinage ferroviaire, on distingue trois grandes familles de garnitures :

- Les garnitures à matrice organique dont le liant est une résine polymère. Ces garnitures ont une capacité limitée par la dégradation de la matrice polymère en température. Elles sont utilisées pour des applications de basse voire moyenne énergie.
- Les garnitures semi-métalliques qui sont constituées majoritairement de métaux mais contiennent tout de même des liants polymères.
- Les garnitures frittées à matrice métallique adaptées aux applications de freinage à haute énergie qui requièrent une bonne tenue en haute température (>700°C).

D'un point de vue structurel, on recense sur le marché une grande variété de garnitures de frein. Les garnitures couvrent généralement une surface apparente de 300, 350, 400 voire 450 cm² (exceptionnel) par face de disque (2310 cm²). Elles ont une épaisseur comprise entre 24 et 35 mm. Quelques exemples

sont présentés à la **figure 1.5**. Chacune de ces conceptions fait l'objet de brevets excepté la géométrie UIC (Union internationale des chemins de fer) (a). La conception (b) est une demi-garniture à plots qui a équipé les TGV pendant longtemps. Elle se compose de cylindres de matériau de friction assemblés sur une tôle mince. La disposition des plots est optimisée pour garantir des longueurs de frottement équivalentes quel que soit le rayon de la garniture. Avec la souplesse qu'apporte la tôle de fixation, la disposition des plots permet d'uniformiser les pressions de contact à la surface du disque et de limiter les localisations thermiques trop sévères favorables à l'endommagement. On retrouve des conceptions plus innovantes telles que la garniture (c) ou (d). Des amortisseurs à ressort sont installés au dos des plots (3 par plots) afin d'augmenter encore la souplesse et le cas échéant d'amortir les vibrations (d).

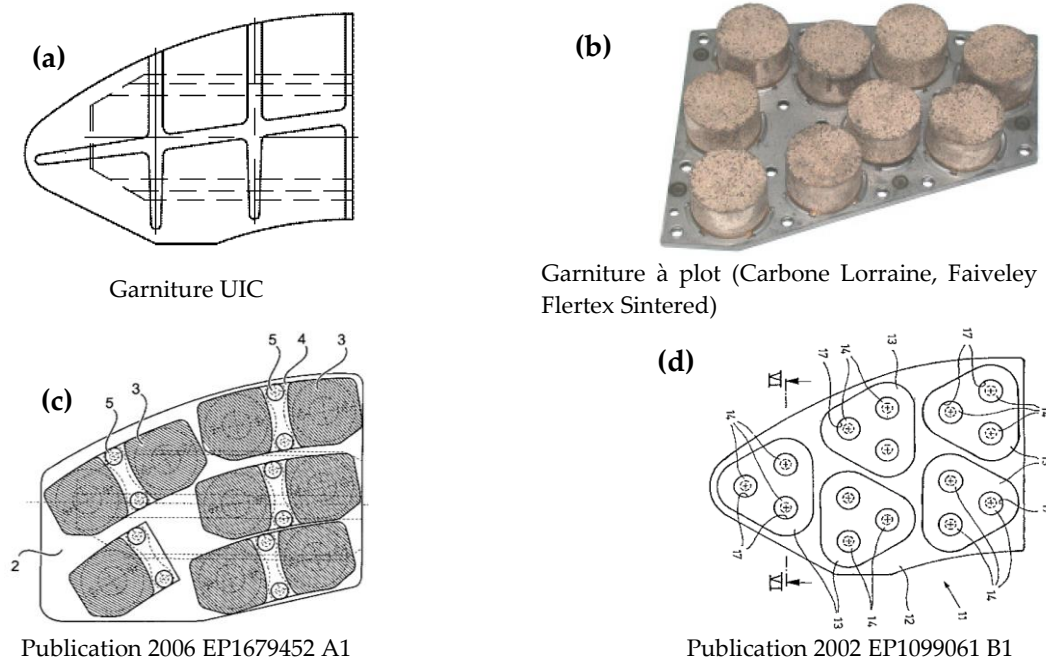


Figure 1.5 Géométries de garnitures frittées à matrice métallique

Les garnitures doivent répondre à de nombreuses exigences de performances. Face à toutes ces exigences, les fabricants apportent des solutions suivant une démarche structurale et ou matériaux. Alors que les développements architecturaux font l'objet de brevets, les stratégies matériaux adoptées par les fabricants sont confidentielles ; ce qui a constitué une contrainte dans ce travail de thèse.

Pour tout d'abord assurer les performances tribologiques de frottement élevée et de moindre usure du disque en condition de températures élevées, les fabricants ont très tôt adapté des solutions matériaux composites à matrice métallique et renforts particuliers (CMMp) pour la fabrication de leurs garnitures de frein pour la grande vitesse ferroviaire. Il en résulte des matériaux extrêmement hétérogènes et très complexes, dont il est très difficile de comprendre le comportement et les performances. Elles contiennent jusqu'à présent d'importante quantité de cuivre et de très nombreux constituants de type et de granulométrie différents. Dans l'approche scientifique tenue dans cette thèse, la microstructure des matériaux de friction et la réactivité de leurs différents constituants en fonction de la température seront mises au centre de l'étude de leurs propriétés et de leurs comportements tribologiques.

Dans le paragraphe suivant, on fera d'abord une description de la mise en œuvre des garnitures ferroviaires par frittage et un inventaire non-exhaustif de leurs constituants. Il sera ensuite proposé un résumé d'informations extraites de rares publications sur les garnitures frittées métalliques adaptées aux applications de freinage haute énergie.

1.3.1. Généralités sur le frittage et difficultés concernant les garnitures frittées métalliques

Dans son sens restrictif, le frittage peut être défini comme le développement de jonctions entre les grains d'une poudre par des mécanismes de consolidation activés par diffusion sous des conditions de température et de pression contrôlée. La soudure des grains les uns aux autres permet la densification de la pièce. La **figure 1.6** décrit la méthode de mise en œuvre par frittage d'un cas simple d'une seule phase métallique. Les poudres introduites dans un moule sont compactées à froid en atmosphère inerte. Suite à cette étape, le fritté préformé (« cru ») a une certaine tenue. Le cru peut être cuit après extrusion (frittage naturel). Autrement, il peut être soumis à une charge normale durant le frittage (frittage par compression à chaud ou « CAC »). La cuisson est réalisée en enceinte inerte ou réductrice pour éviter l'oxydation, à une température contrôlée inférieure au point de fusion le plus bas. Dans le cadre de la présente étude, les matériaux de garniture sont élaborés par frittage par compression uniaxiale à chaud. C'est le procédé de frittage le plus conventionnel. Il permet d'obtenir les plots de garniture dans leur forme finale sans usinage.

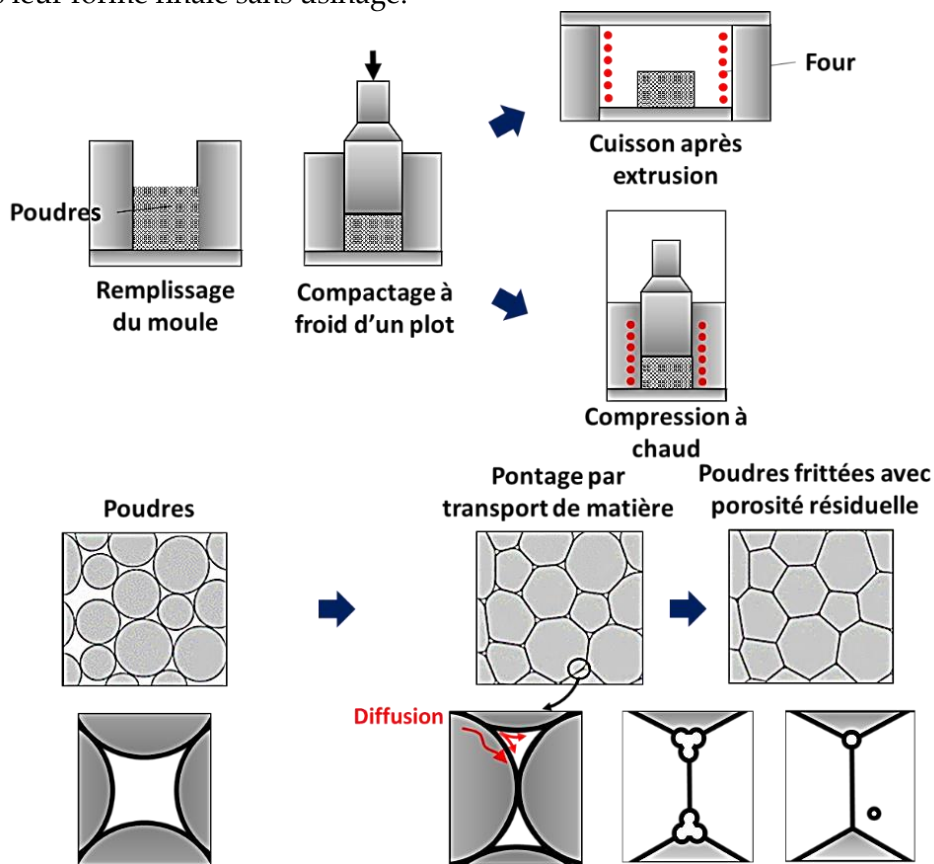


Figure 1.6 Mécanisme de transport de matière lors d'un frittage en phase solide [ASH 2007]

Contrairement au cas simple présenté précédemment, la fabrication de garnitures de frein par frittage peut impliquer plus d'une vingtaine de constituants de types (métalliques et non métalliques) et de granulométries différentes. Le frittage de ces différents constituants est réactif du fait de l'affinité de certains d'entre eux. On retrouve dans une formulation :

- des métaux tels que le cuivre ou plus rarement ses alliages, qui sont les constituants principaux de la matrice métallique de nombreuses garnitures du marché. Le cuivre est très souvent associé au fer et plus rarement à l'aluminium, en quantité non-négligeable dans certaines formulations de garniture.

- des lubrifiants solides tels que les graphites ou le disulfure de molybdène (MoS_2), dont l'intérêt est d'abord de limiter l'usure du disque. Plus loin, ce type de constituant est un levier pour modérer et moduler le frottement (démarche empirique) ;
- des abrasifs (céramiques), dont l'intérêt est de rehausser et maintenir le frottement élevé quel que soit le régime d'usure et le niveau de température. Les abrasifs peuvent également être des intermétalliques (FeCr), dures et à haut point de fusion ou encore des fibres d'acier.
- des liants ou agents de frittage qui sont ajoutés en faible quantité. Il s'agit le plus souvent de phases métalliques, d'éléments d'alliage (Mn , Sn , S) qui peuvent abaisser les températures de frittage et renforcer les interfaces particule-matrice. Les agents de frittage peuvent également être des solvants qui servent à désagglomérer les poudres.

La microstructure du matériau qui résulte du frittage de tous ces ingrédients est complexe et extrêmement hétérogène.

1.3.2. Microstructure de garnitures frittées métalliques

La **figure 1.7** présente la microstructure d'un matériau fritté à matrice métallique riche en cuivre pour le freinage ferroviaire haute énergie issue des travaux de Xia et *al.* [XIA 2018] qui s'intéressent à ses performances tribologiques. Le tableau (a) indique la composition du matériau qui contient 4 types de charges : particules de graphites, de zircon (ZrO_2), et des intermétalliques (FeCr). Les coupes micrographiques (b) et (c) sont réalisées respectivement dans le plan perpendiculaire à la direction de compression de frittage et dans le plan parallèle à la direction de compression de frittage. Au regard de la coupe (b), les graphites sont de forte granulométrie par rapport à celle des céramiques. Sur la micrographie, la fraction surfacique de particules est telle qu'on peut observer des agglomérats de charges. Au regard de la coupe (c), les particules de graphite apparaissent parfois minces dans la direction de compression de frittage. La granulométrie irrégulière des charges, leur dispersion et leur orientation aléatoires dans la matrice métallique plus ou moins percolée sont responsables de l'hétérogénéité des matériaux qui est optimisée à des fins tribologiques et jamais dans une recherche explicite de propriétés matériaux.

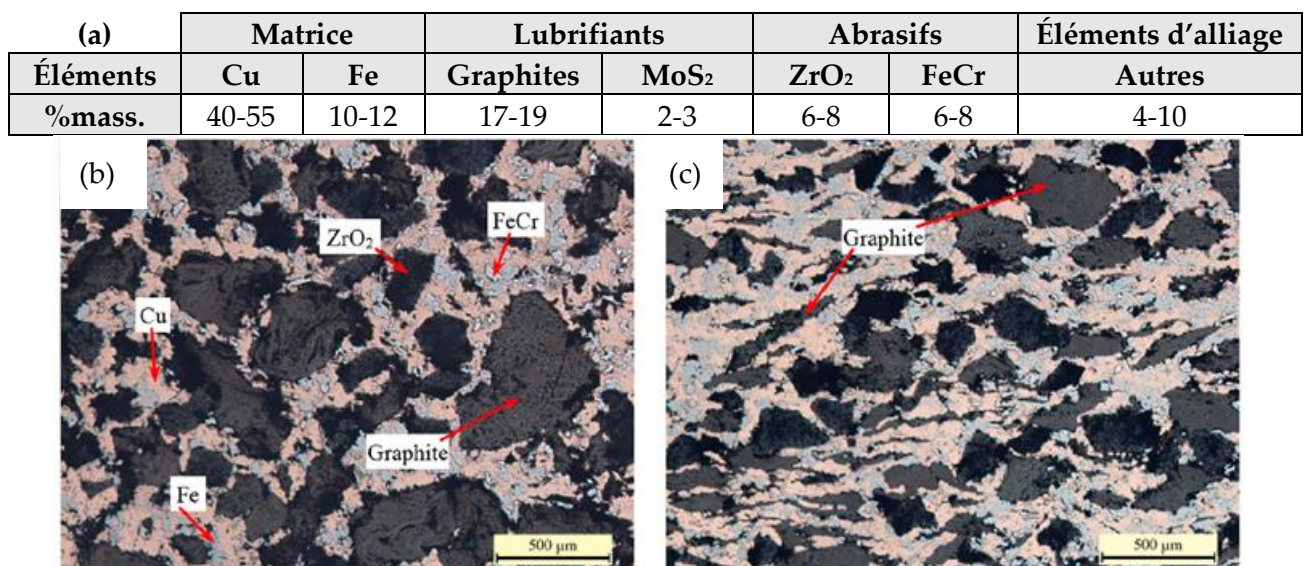


Figure 1.7 Microstructure d'une garniture frittée riche en cuivre pour les applications ferroviaires haute énergie ; (a) le tableau de sa compositions massique, les constituants dits « autres » correspondent probablement à des éléments d'alliage type étain ; micrographie de la garniture (b) dans le plan perpendiculaire à la direction de compression de frittage (XY) ; (c) parallèle la direction de compression de frittage (Z) (Microscopie optique) [XIA 2018]

Xiong [XIO 2007] s'intéresse à la mise en œuvre des garnitures frittées composées de particules de graphites et de céramiques dispersées dans une matrice métallique riche en cuivre pour les applications aéronautiques. Son étude porte plus précisément sur l'influence des paramètres de mise en œuvre par frittage par compression à chaud (pression et température) sur le taux de porosité du matériau composite dont la composition massique est donnée au tableau, **figure 1.8-(a)**.

Alors que la fraction volumique de porosité ouverte est très sensible à la charge de compression jusqu'à 2.5 MPa, la température a beaucoup plus d'incidence sur la porosité fermée observée dans la matrice métallique, **figure 1.8-(c)**. La température au-dessus de 930°C réduit la porosité fermée et permet une meilleure densification du matériau. Plus loin, Xiong s'intéresse à l'effet des paramètres de frittage, donc de la porosité, sur le comportement tribologique de frottement et d'usure des matériaux. Les composites les plus denses s'usent le moins, mais leur frottement baisse légèrement (3%).

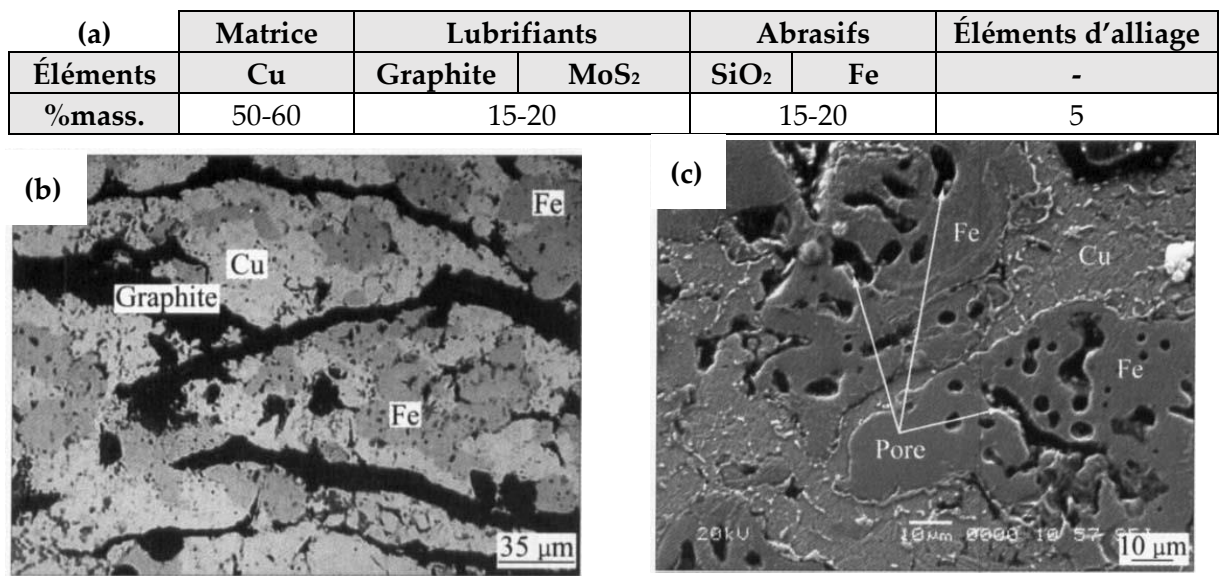


Figure 1.8 (a) Composition massique de la formulation d'un matériau de freinage pour l'aéronautique fritté par compression à chaud avec une charge de 2.5 MPa à 900°C ; (b) microstructure en coupe du composite où les particules de graphite dispersées dans la matrice présente une forme mince et allongée (MEB-BSE) ; (c) micrographie de la matrice métallique contenant des porosités fermées [XIO 2007]

En conclusion, le matériau de garniture de frein ferroviaire est polyphasé du fait des nombreux ingrédients qui le constituent et de la réactivité de certains d'entre eux durant le frittage. Il est microstructuralement anisotrope du fait de la dispersion aléatoire des charges dans la matrice métallique et de leurs granulométries respectives. Enfin, le matériau est inévitablement poreux à cause du procédé de mise en œuvre par frittage par compaction à chaud et de l'adhésion souvent médiocre entre la matrice et les charges. La matrice métallique des garnitures pour le freinage ferroviaire était majoritairement, voire exclusivement constituée de cuivre et d'alliage cuivreux.

2. Performances des freins à disque

Dans ce paragraphe, on revient sur la définition des performances de freinage qui dépend de contextes d'essai bien définis et est indissociable de la notion de coefficient de frottement. En freinage, de nombreux travaux tentent d'évaluer l'influence des constituants sur le coefficient de frottement, sur des tribomètres de laboratoire, à échelle réduite, sans se soucier de la représentativité des essais. Or, les évaluations de coefficient de frottement dépendent fortement des conditions d'essai (système), d'où des résultats qui peuvent être différents (tendances) et même parfois contradictoires. Il n'existe aucun

modèle pour décrire le frottement sec. De plus la compréhension des phénomènes de frottement et d'usure est encore limitée. C'est pourquoi, il est recommandé de tenir une analyse phénoménologique des mécanismes tribologiques. Enfin, les mécanismes d'usure engagés sur une garniture sont complexes.

Compte tenu de l'hétérogénéité du matériau et de la variabilité des paramètres de freinages, ces mécanismes résultent probablement d'une combinaison de différentes formes d'usure, d'où la difficulté d'établir une loi de prévision utile à l'exploitant.

2.1.Essais de performances

On entend par performances de freinage, un ensemble de critères de première importance, que doivent remplir les systèmes de freinage, de convoi ferroviaire selon le type, afin d'assurer son ralentissement et son arrêt de manière sûre et conforme aux réglementations du trafic ferroviaire et quelles que soient les conditions d'exploitation.

2.1.1.Essais au lancer

Les critères de performances concernent le système de freinage du convoi dans sa globalité et sont donc évalués sur un matériel roulant complet durant les essais au « lancer ». Ils sont régis par diverses notions d'asservissement système et de cinématiques qui sont d'abord formulées pour assurer la sécurité des personnes et des biens. Il s'agit de la durée de réaction du système de freinage, du jerk, de la distance d'arrêt et de la décélération. Les systèmes de freinage comme tous autres systèmes automatiques ne répondent pas instantanément. Ainsi les freinistes définissent des durées qui leurs permettent de juger de l'efficacité des automatismes de commande électropneumatique. Ces durées sont spécifiées et imposées par des normes. Le temps mort est la durée de réaction des systèmes après la commande de l'ordre à 10 % de la décélération. Le temps de réponse du système est la durée de réaction à la commande à 90% de la décélération moyenne établie. La somme de ces deux durées s'appelle le temps de réponse équivalent. La connaissance de cette durée est très importante afin de déterminer le temps de réponse globale de tout le système de freinage du convoi.

$$(1.1) \quad t_e = t_{10} + \frac{t_{90} - t_{10}}{2} \quad \left| \begin{array}{l} t_{10}: \text{ temps de réponse à 10\% de la décélération (s)} \\ t_{90}: \text{ temps de réponse à 90\% de la décélération (s)} \end{array} \right.$$

Bien que le jerk soit avant tout un facteur de confort en freinage de service, il est soumis à des limitations, car il peut représenter un danger pour les voyageurs (chute) et les marchandises (casse). Ce phénomène se produit en début et en fin de freinage ou la décélération peut varier par à-coups avec la mise en charge. Le jerk est réglé entre t_{10} et t_{90} , soit en début de freinage, où il est imprévisible pour les voyageurs. Ce phénomène est atténué via des stratégies système (régulation par exemple).

$$(1.2) \quad \text{Jerk} = \frac{d\gamma}{dt} \quad \left| \begin{array}{l} \gamma: \text{ décélération (m/s}^2\text{)} \end{array} \right.$$

La distance d'arrêt et la décélération constituent les véritables paramètres de performances. La distance d'arrêt correspond à celle parcourue par le convoi du moment où la commande de freinage a été ordonnée à celui où le train s'arrête. Elle est imposée à 3 km pour un TGV circulant à 320 km/h (rail sec) durant les essais au lancer. Une autre façon de définir la performance de freinage est la décélération dite « synchore » :

$$(1.3) \quad \gamma = \frac{V_0^2}{2D} \quad \left| \begin{array}{l} \gamma: \text{ décélération (m/s}^2\text{)} \\ V_0: \text{ vitesse initiale (m/s)} \\ D: \text{ distance parcourue} \end{array} \right.$$

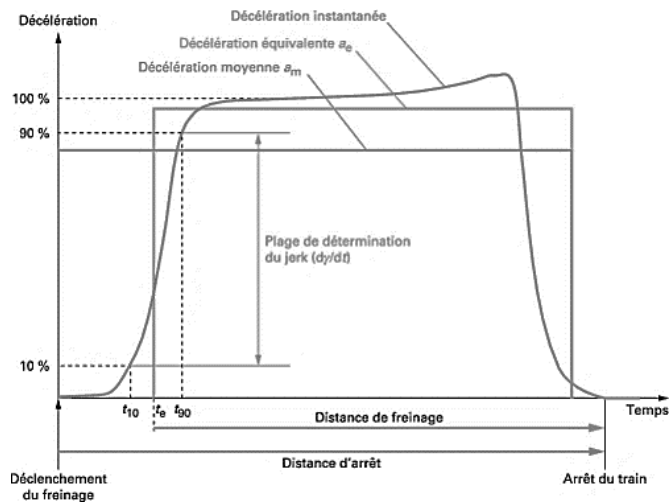


Figure 1.9 Performances d'un système de frein [BRI 2015b]

2.1.2. Essais à l'échelle 1

La décélération et la distance d'arrêt sont liées à la notion de frottement qui est difficile à évaluer en ligne, néanmoins du premier ordre dans le dimensionnement des unités de freinages pour l'exploitant. En effet, théoriquement, on estime la puissance de freinage comme suit :

$$(1.4) \quad P = \frac{dE_c}{dt} = \frac{d}{dt} \left(\frac{1}{2} \cdot M \cdot V(t) \right)$$

P : flux à dissipé (W)

E_c : énergie cinétique (J)

γ : décélération (m/s²)

$V(t)$: vitesse cinématique (m)

F : masse à freiner (kg)

$$(1.5) \quad P = M \cdot \gamma(t) \cdot V(t)$$

Si F désigne l'effort retardateur, durant le freinage, selon le principe fondamental de la dynamique, on a :

$$(1.6) \quad F(t) = M \cdot \gamma(t)$$

F : effort retardateur (N)

Une autre expression de la puissance mécanique de freinage est :

$$(1.7) \quad P = F(t) \cdot V(t)$$

Aussi, on peut définir le couple de freinage tel que :

$$(1.8) \quad Cf = F \cdot R_{roue} = Ft \cdot R_{disque}$$

$V(t)$: vitesse cinématique (m/s)

R_{roue} : rayon des roues du train (m)

R_{disque} : rayon des disques de frein (m)

Ft : force tangentielle (N)

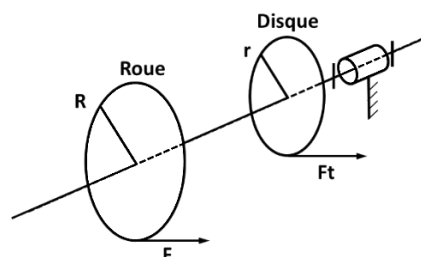


Figure 1.10 Schéma cinématique d'une roue et d'un disque de frein alignés sur un essieu

Donc:

$$(1.9) \quad F = Ft \cdot \frac{R_{disque}}{R_{roue}} = \mu \cdot Fn \cdot \frac{R_{disque}}{R_{roue}} \quad \left| \begin{array}{l} \mu : \text{coefficient de frottement moyen disque/garniture} \end{array} \right.$$

Et par conséquent, on peut réécrire l'expression de la puissance de freinage (1.7):

$$(1.10) \quad P = \mu \cdot Fn \cdot \frac{R_{disque}}{R_{roue}} \cdot V(t) \quad V(t) : \text{vitesse cinématique (m/s)}$$

Enfin, en reconsidérant les deux expressions de la puissance (1.5) et (1.10), on retrouve une relation directe entre la décélération et le frottement :

$$(1.11) \quad \gamma = \mu \cdot \frac{Fn \cdot R_{disque}}{M \cdot R_{roue}} \quad \left| \begin{array}{l} \gamma : \text{décélération (m/s}^2\text{)} \\ M : \text{masse à freiner (kg)} \\ Fn : \text{force normale appliquée sur les disques de freinage (N)} \end{array} \right.$$

Soit l'expression de la décélération en fonction de la distance d'arrêt (1.3), on démontre finalement :

$$(1.12) \quad \mu(V_0) = \frac{V_0^2}{2D} \cdot \frac{M \cdot R_{roue}}{Fn \cdot R_{disque}} + \mu_0 \quad \left| \begin{array}{l} V_0 : \text{vitesse initiale (m/s)} \\ M : \text{masse à freiner (kg)} \\ Fn : \text{force normale appliquée sur les disques de freinage (N)} \end{array} \right.$$

Afin de standardiser et de contrôler les qualifications des nouveaux équipements, l'Union internationale des exploitants des chemins de fer (UIC) impose aux fabricants de garnitures d'évaluer les performances de leurs prototypes sur banc échelle 1 accrédité UIC dont ils doivent s'équiper. La **figure 1.11** montre le banc de freinage échelle 1 dont dispose Flertex Sinter. Un banc à échelle 1 est une machine tournante équipée de volants d'inertie, entraînés en rotation par un moteur électrique. Une unité de frein à disque complet est montée en bout de ligne d'arbre.

Le banc échelle 1 de la société Flertex Sinter utilisé permet de simuler des freinages de paramètres maximum de 360 km/h de vitesse initiale, de 17 t par disque de masse à freiner, et de 50 kN de force appliquée. La garniture est éprouvée au maximum de ses capacités voire plus sévèrement qu'elle ne le sera en service d'exploitation.



Figure 1.11 Banc échelle 1 [Flertex Sinter]

Les essais dynamométriques dits d'échelle 1 se prêtent bien aux évaluations de frottement. À cette échelle les exigences de frottement font l'objet de spécifications strictes en fonction de la vitesse simulée du train. Les facteurs de frottement instantanés et moyens doivent ainsi satisfaire des tolérances telles

qu'indiquées sur la **figure 1.12**, durant un programme dit de performances. Ce programme imposé par l'exploitant simule des conditions réelles de freinage (sec, humide ...) et plus sévères que durant des essais en ligne pour tenir compte des cas de défaillance de certaines unités de freinage, des freinages sur des tronçons en pente. Ce programme contient 258 freinages simulant des conditions très différentes. Il contient des blocs de freinages de 80 km/h à 360 km/h de vitesse initiale ; ils sont parfois successivement répétés deux ou trois fois entre des freinages de réinitialisations ; de blocs de freinages humides ; de freinages de maintien durant 30 min ; de freinages avec changement de palier d'effort. On retrouvera le programme de performances en **annexe B.1**.

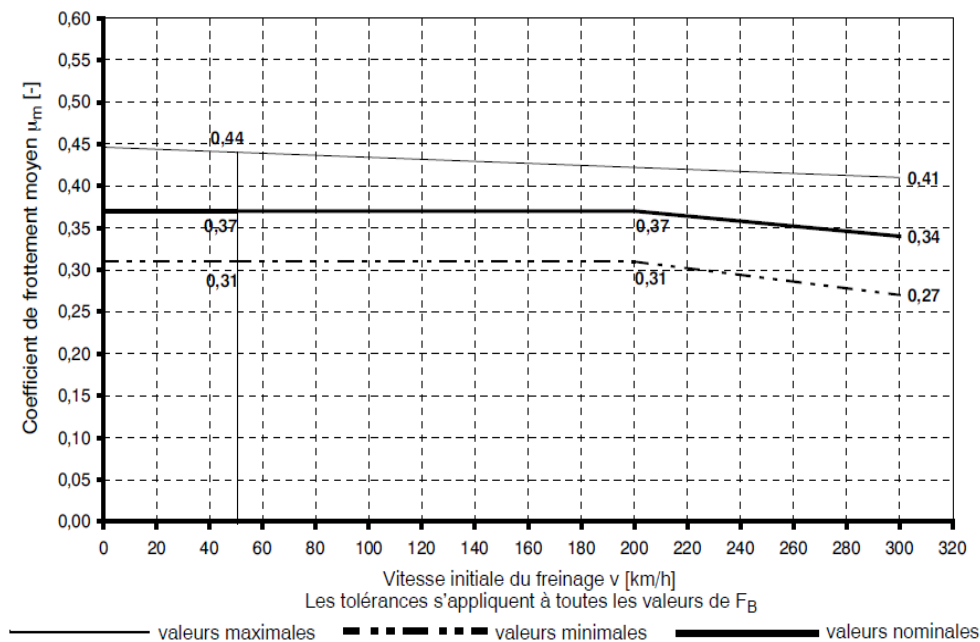


Figure 1.12 Tolérances du frottement moyen s'appliquant aux garnitures frittées et organiques de surface enveloppante de 20 cm² (UIC-541-3 du 10 juillet 2010)

Pour qualifier une garniture au trafic ferroviaire, les sociétés internationales de chemins de fer imposent une procédure complète de vérification et de validation de performances comprenant plusieurs étapes. Dans une phase préalable, des essais de freinage sont conduits par les fabricants eux-mêmes, sur banc d'échelle 1 accrédité UIC, suivant un programme de performances imposé par l'exploitant qui intègre des situations de freinage de service (basse et moyenne énergie) et des freinages haute énergie en mode dégradé. Pour faciliter le dimensionnement de son système de freins à disque, l'exploitant encadre le fabricant afin que ce dernier lui fournisse des garnitures de frein assurant des tolérances de frottement qui sont en rapport avec les besoins de freinage des TGV en exploitation. Ces essais réussis sont une première garantie pour lui de la conformité du système de freinage candidat à la certification UIC. Enfin, une année durant, la garniture de frein est observée en service sur un matériel roulant. Cette dernière phase d'observation permet à l'exploitant de se rendre compte d'éventuels problèmes tels que des écarts de performances, des défaillances et autres dysfonctionnements qui n'ont pu être anticipés durant les essais de performances menés par le fabricant. Dans une phase de développement, les essais de freinage d'échelle 1 permettent aux fabricants de valider ou d'invalider une stratégie d'élaboration de garnitures (formulation, architecture) sur des critères quasi-exclusifs de coefficient de frottement. Utilisés dans une démarche itérative, les essais d'échelle 1 coûteux allongent les développements.

2.2. Investigations sur des tribomètres d'échelle réduite

Utilisés dans une démarche itérative, les essais échelle 1 sont très contraignants et complexifient la compréhension des performances des garnitures développées. Ces essais n'offrent pas une facilité de mise en œuvre, d'instrumentations et d'analyses de phénomènes tribologiques par l'expertise des surfaces. Depuis plusieurs années, les essais d'échelle réduite présentent un intérêt, à condition de préserver une certaine représentativité des essais échelle 1, afin d'activer des comportements et des phénomènes tribologiques équivalents. L'identification des mécanismes tribologiques est la seule information fiable pour comprendre les performances de freinage d'une garniture. D'une part le frottement n'est pas modélisable. D'autre part, les nombreux modèles d'usure existant dépendent des applications. Ils sont par conséquent inopérants en freinage du fait de la complexité des matériaux et des sollicitations. D'où, l'approche phénoménologique de la tribologie est à privilégier pour avoir une lecture correcte des essais de freinage d'échelle réduite. Selon Roussette [ROU 2005], la représentativité thermique est indispensable à la reproduction des comportements et de phénomènes tribologiques. Cette représentativité thermique correspond d'abord à une relative reproduction des capacités de dissipation de chaleur des systèmes. D'où, le dimensionnement du tribomètre de freinage du LML/LaMcube qui repose sur une similitude en énergie.

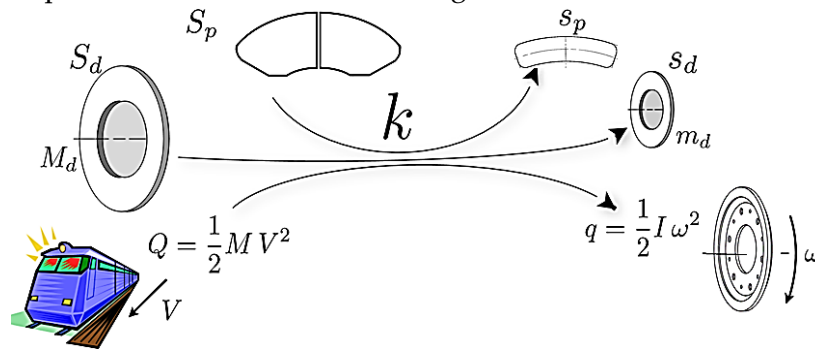


Figure 1.13 Principes de la similitude énergétique entre l'échelle 1 et l'échelle réduite ; (d, p) disque, garniture ; (S, s) échelle 1, réduite

Cette représentativité thermique est ensuite assurée par une reproduction des températures. Roussette stipule qu'elle est atteinte à condition de choisir des paramètres de freinage ad-hoc, de pressions apparentes et de vitesse de glissement qui ne sont pas égaux à ceux de l'échelle 1. Ces deux principes définissent les fondements de la méthode du changement d'échelle utilisée dans cette thèse. Elle sera employée et approfondie au [chapitre 3](#).

2.2.1. Modèle phénoménologique de frottement à sec

Le frottement peut être défini comme étant l'action qui tend à s'opposer au déplacement d'un solide. C'est sur la base des travaux expérimentaux d'Amontons et, surtout, plus tardivement, sur ceux de Coulomb que sont établies les lois de la tribologie qui sont encore d'actualité et ont conduit à l'expression du coefficient de frottement μ :

$$(1.13) \quad \mu = \frac{F_t}{F_n} \quad \left| \begin{array}{l} F_t: \text{force normale} \\ F_n: \text{force tangentielle} \end{array} \right.$$

On est souvent tenté de faire un rapprochement direct entre le coefficient de frottement et les matériaux. Cependant, le facteur de frottement n'est pas une propriété intrinsèque des matériaux. De plus, ce facteur est très sensible aux conditions expérimentales et des systèmes dans lesquels évoluent les matériaux en contact frottant [GOD 1983]. D'où, des résultats différents et parfois contradictoires d'un tribomètre à un autre avec pourtant les mêmes paires de matériaux.

Jusqu'à très tard, les conceptions tribologiques du frottement étaient suspendues aux théories du contact Hertzien rapporté aux rugosités et aspérités de surface. Ces principes sont à la base de la tribologie à deux corps. Cependant, on observe un film mince à la surface deux pièces métalliques ayant frottées suffisamment longtemps l'une contre l'autre. Ce film mince résulte de l'accumulation d'un mélange d'oxydes (par réactivité des surfaces ou des débris métalliques) et le cas échéant, de fragments de particules non-métalliques (fragments de céramiques ou de graphites) qui sous l'effet des pressions de contact et des températures, peuvent être compactés et agglomérés durant le frottement. Au début des années 70, Godet introduit la terminologie de troisième corps pour désigner le tribofilm, jusque-là négligé dans les problèmes de frottement à sec, mais qui devient central dans leur analyse. Berthier [BER 1988] propose un modèle phénoménologique général de sa conception du frottement s'inspirant du domaine de la lubrification hydrodynamique. À la différence du frottement lubrifié, l'objectif de ce modèle phénoménologique est limité à la compréhension des mécanismes d'accommodation des vitesses entre les deux corps frottants (premiers corps) au travers du troisième corps.

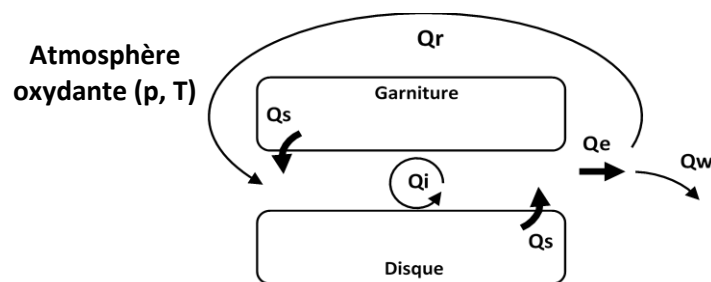


Figure 1.14 Circuit tribologique Q_s : débit source. Débris (oxydés ou non oxydés) provenant des premiers corps, Q_i : débit interne. Débris piégés à l'intérieur du contact, Q_e : débit extérieur. Débris expulsés du contact, Q_r : part des débris expulsés revenant dans le contact, Q_w : débit d'usure entraînant une perte de masse, part des débris expulsés mais qui le sont définitivement

La figure 1.14 schématise le circuit tribologique imaginé par Berthier. Ce circuit définit différents débits décrivant les migrations possibles de débris, de leur apparition jusqu'à leur expulsion du contact. Les particules provenant des premiers corps vont constituer le débit source. Elles peuvent être piégées dans le contact pour former le débit recirculant. Le flux recirculant intègre également des particules expulsées, puis réintroduites au sein du contact. Enfin, les particules définitivement expulsées sont responsables de l'usure et provoquent une perte de masse des premiers corps. Berthier [BER 1990] propose ensuite un formalisme pour expliquer où et comment se mettent en place ces débits permettant aux matériaux d'accommoder des vitesses de glissement. En référence à la figure 1.15, Berthier explique qu'en frottement, l'accommodation des vitesses s'opère via des mécanismes qui s'engagent sur des sites particuliers du contact (écran, troisième corps, volume). Il faut décrire au mieux ces mécanismes pour comprendre les performances d'un système tribologique.

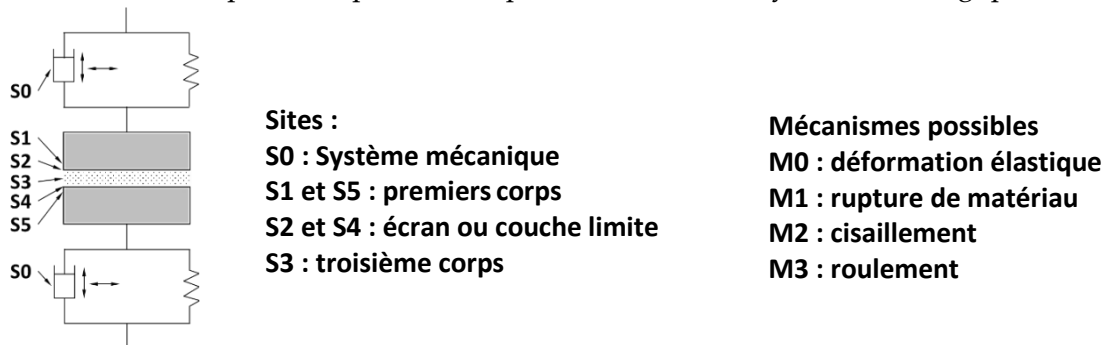


Figure 1.15 Formalisme proposé par Berthier décrivant les mécanismes d'accommodation de vitesse des systèmes de frottement [BER 1990]

2.2.2. Mécanismes d'usure

L'usure peut être définie comme un processus de dégradation et de détérioration des surfaces provoquant des pertes de matière pouvant se traduire en perte de masse ou de côtes géométriques de pièces en frottement. Au mieux, dans un système tribologique, l'usure conduit à des dysfonctionnements, au pire, ce processus mène à la fin de vie des pièces par endommagement. À défaut de pouvoir l'empêcher, les industriels cherchent toujours à le réduire (lubrification, choix des matériaux, structure) ou au moins à le prévoir, afin d'anticiper la durée de vie des pièces. L'abondance de modèle d'usure dans la littérature traduit la difficulté d'établir des lois de prévisions générales et explique également le recours quasi-systématique à l'expérimental. L'usure est multiforme, et il est courant de retrouver dans la littérature une classification de différentes situations tribologiques associées à des mécanismes : adhésion, abrasion, tribocorrosion, délamination, fatigue, etc. (figure 1.16) L'identification de chacune de ces formes repose sur des caractéristiques de l'état de surface.

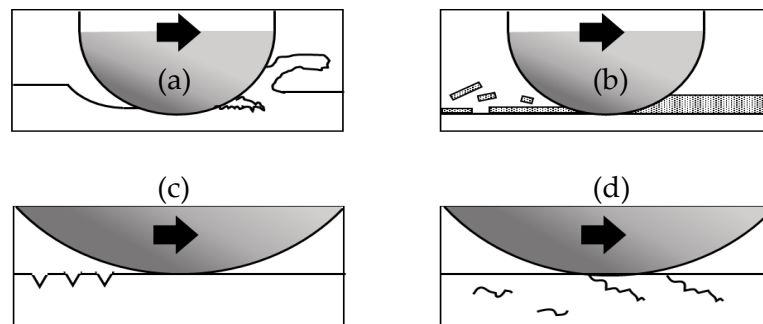


Figure 1.16 Usure (a) abrasive ; (b) oxydante avec délamination de la couche d'oxydes ; (c) par fatigue avec endommagement superficiel des premiers corps (d) par délamination avec endommagement et à terme arrachage de débris

(a) USURE ABRASIVE [ION 2012] [FIL 2004]

En cas d'usure abrasive, l'enlèvement de matière d'un matériau relativement ductile est provoqué soit par des particules dures détachées (particules céramiques, oxydes de fer...), soit par des protubérances du matériau antagoniste qui est relativement dur. Les surfaces victimes de l'usure abrasive présentent des stries continues caractéristiques. La rugosité, la dureté et la ductilité des surfaces antagonistes sont des propriétés très influentes sur ce mécanisme d'usure.

(b) USURE OXYDANTE [JIA 1995] [BAR 2004a] [ADA 2005]

L'usure oxydante résulte de la compétition entre l'oxydation de matériaux en contact frottant et l'endommagement des couches d'oxydes formées, le plus souvent par délamination. La figure 1.17 illustre différentes situations d'oxydation statique ou en frottement. Les lois (1) et (2) représentent la croissance de la couche d'oxydes observée en statique sur un métal non-passivant. La tendance (2) est plus proche de la réalité et les croissances paraboliques se succédant correspondent aux réactions d'oxydation en chaîne. Dans ces deux cas, l'épaisseur de la couche d'oxydes croît continuellement. Les cas (3) et (4) représentent l'évolution de la couche d'oxydes en cas de frottement. En cas d'oxydation douce (3), dans un premier temps, la couche d'oxydes croît rapidement. Puis, cette couche atteint une épaisseur critique et sa croissance chute fortement. Enfin, en cas d'oxydation sévère (4), la croissance de la couche d'oxydes est forte jusqu'à atteindre une épaisseur critique. Enfin, la croissance de la couche d'oxydes ralentit et devient négative (destruction de la couche d'oxydes).

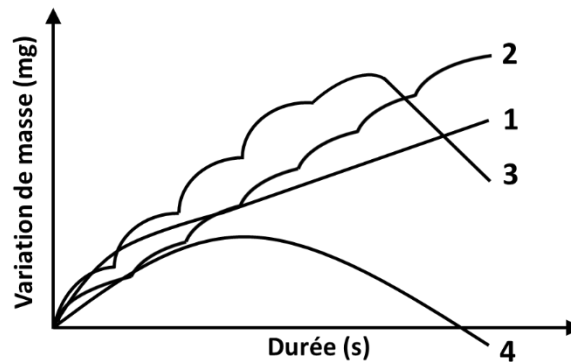


Figure 1.17 Cinétique d'oxydation 1 : parabolique en statique ; 2 : para-linéaire d'oxydation statique ; 3 : tribo-oxydation douce ; 4 : tribo-oxydation sévère [GAR 1989]

(c) USURE PAR FATIGUE [FIL 2004]

Cette forme d'usure souligne le caractère cyclique et répété des modes sollicitations dus au frottement. L'usure par fatigue d'un matériau ductile se caractérise généralement par la formation d'un réseau unidirectionnel de fissurations, perpendiculaires et à la direction de glissement. Des défauts préexistants (porosité, pollution...) à neuf peuvent être favorables à l'amorçage et à la propagation de fissures débouchant en surface. Ces mécanismes peuvent éventuellement conduire in fine à l'écaillage et à l'arrachement du matériau (débris de grande dimension). On parle dans ce cas de délamination. Si le matériau sujet à l'usure est plus fragile, des trous béants correspondant à la microstructure initiale du matériau peuvent apparaître à sa surface. On parle ici d'égrenage quand la rupture est amorcée aux joints de grains ou de déchaussement en cas de détachements de constituants particuliers par exemple.

(d) USURE PAR DÉLAMINATION

Cette forme d'usure est causée par la rupture du matériau en proche surface de frottement. Elle se caractérise par la formation des fissures en sous surface de frottement et parallèles à la direction de glissement. Ce mécanisme concerne la proche surface de frottement (premiers corps) et également le troisième corps (cf. usure oxydante).

En réalité, la classification des formes d'usure est réductrice et ne retranscrit que partiellement la complexité des mécanismes d'usure pouvant affecter un système tribologique. En freinage, l'hétérogénéité des garnitures ajoute une difficulté supplémentaire à l'identification de ces mécanismes. L'apparition de l'une des formes d'usure dépend des sollicitations de freinage (cyclique, thermique et mécanique) et des conditions atmosphériques (humidité, oxydation). L'usure résulte de la combinaison d'un ensemble de mécanismes provoquant la perte de matière :

- des phénomènes volumiques pouvant dépendre de la température (déformations plastiques, changement de phase, fusion, diffusion...),
- des phénomènes physico-chimiques de surface dépendant de l'atmosphère (réaction d'oxydation, adsorption, adhésion, ségrégation...),
- des sollicitations thermomécaniques provoquant l'endommagement et la rupture (cisaillement, jonctions, fatigue...).

2.3.Mécanismes de frottement et d'usure de garnitures frittées de matrice métalliques Fe-Cu

Ces dernières décennies, de nouvelles mesures environnementales visent à restreindre, et à terme à exclure l'utilisation du cuivre dans la fabrication des garnitures des freins à disque. Ces contraintes obligent les fabricants de garnitures frittées métalliques à prévoir des évolutions de leurs formulations jusqu'à lors très chargées en cuivre. Plusieurs chercheurs s'accordent sur le fait que le cuivre, métal ductile et possédant une conductivité thermique élevée, est incontournable dans les formulations de garniture de frein, qu'elles soient à matrice organique ou métallique. De nombreux auteurs observent une meilleure stabilité du frottement avec des garnitures de formulation riche en cuivre [ROU 2005] [OST 2010b] [ROD 2017]. Ici, on fait référence aux résultats de Copin [COP 2000] et de Peng [PEN 2018] qui en observant et expertisant les surfaces de frottement après essais de freinage sur des tribomètres d'échelle réduite, donnent un aperçu des mécanismes de frottement et d'usure propres aux garnitures frittées métalliques. Les travaux de Copin s'intéressent au comportement tribologique de la garniture frittée métallique G35 : formulation historique, développée par Carbone Lorraine (Faiveley Transport, Flertex Sinter). Ce matériau de matrice métallique riche en cuivre, sera une référence dans cette thèse et interviendra tout au long de ce manuscrit. Peng met en évidence l'influence de la constitution de la matrice métallique en fer et en cuivre sur les performances tribologiques.

2.3.1.Analyses de garnitures frittées métalliques riches en cuivre G35 après freinages

Copin [COP 2000] s'intéresse au cycle de vie du troisième corps développé par une garniture de frein G35, frittée à matrice métallique riche en cuivre (Carbone Lorraine). Pour décrire le circuit tribologique, il analyse la surface de frottement de la garniture au microscope (MEB). Il décrit d'une part la genèse du troisième corps sur une garniture G35 ayant subi des essais de freinage à l'échelle réduite et d'autre part le tribofilm formé à la surface du même matériau, mais provenant du service d'exploitation. À l'échelle réduite, Copin jalonne son programme de freinage de phases d'observation des surfaces de frottement. Les essais de freinage sont réalisés sur le tribomètre d'échelle réduite du LML/LaMcube et simulent des freinages de vitesses initiales comprises entre 150 et 250 km/h (entre 23 et 38 m/s) pour une pression apparente de 0.55 MPa. La garniture atteint au maximum les 250°C en proche surface de frottement durant les essais. La figure 1.18 présente les frottements instantanés en fonction de la vitesse d'une série de cinq freinages. Les frottements des deux premiers freinages sont en moyenne très élevés et remontent beaucoup avec la décélération. Le frottement chute drastiquement à partir de la séquence GFAS03 et est instable, surtout en fin de séquence, où il remonte encore significativement. Les derniers freinages affichent le même frottement moyen et le frottement instantané est moins fluctuant.

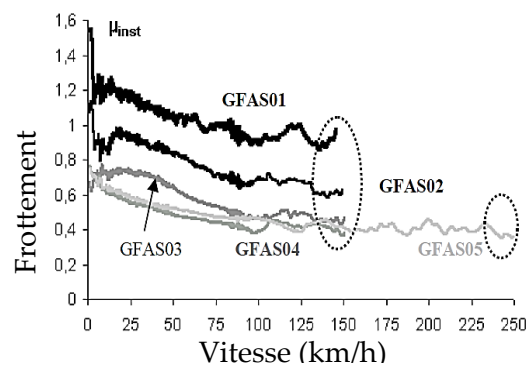


Figure 1.18 Frottements en fonction de la vitesse d'une garniture de frein ferroviaire G35 [COP 2000]

La **figure 1.19** montre des micrographies d'une même zone de la surface de frottement de la garniture G35, après chacune des séquences de freinage GFAS01 (a), GFAS02 (b), GFAS03 (c), GFAS05 (d). À neuf, la zone est constituée de matrice métallique et présente des porosités. Copin observe une couverture progressive de la surface du plot par le troisième corps. Après le freinage GFAS01 (a), la surface de la garniture est quasiment vierge dans la zone d'observation. Durant GFAS02 (b), la zone d'observation se couvre d'une couche compacte de troisième corps. La cavité est partiellement comblée de poudres et elle se comporte en quelque sorte comme un réservoir. Suite au freinage GFAS03 (c), les poudres non-agglomérées et abondantes à la surface de la zone d'observation remplissent complètement les cavités. Ces lits de poudres accommodent la vitesse suivant le mécanisme M3 (éléments roulants). Ce mécanisme est souvent le signe d'une faible portance. Après GFAS05 (d), la zone d'observation est couverte d'une couche de troisième corps compact.

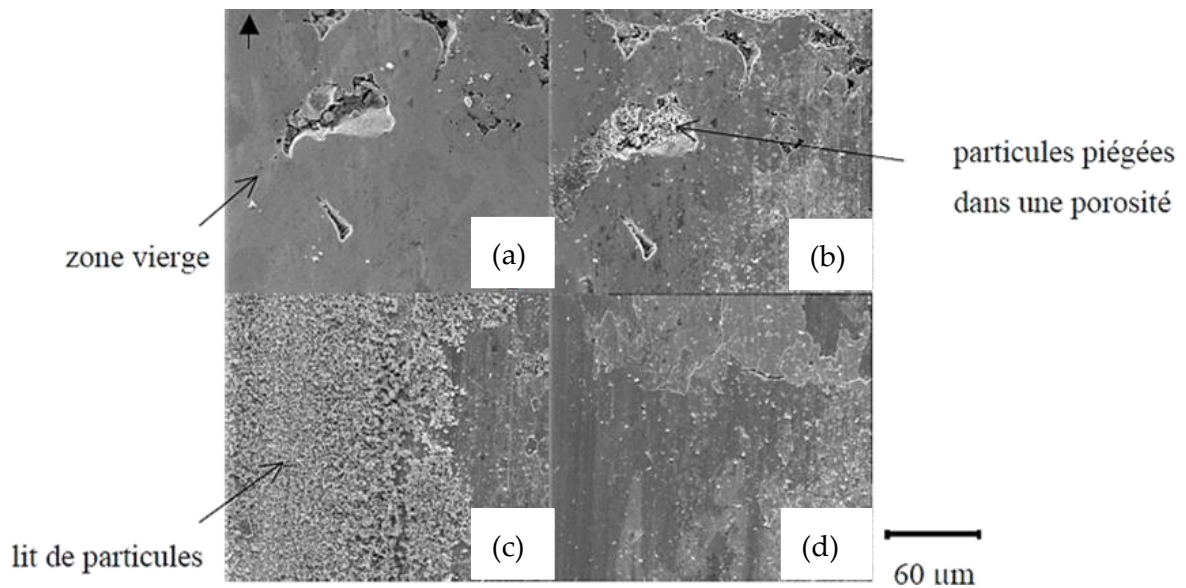


Figure 1.19 Surface d'une garniture frittée métallique G35 après les freinages (a) GFAS01 ; (b) GFAS02 ; (c) GFAS03 ; (d) GFAS05 ; la flèche indique la direction de frottement (zone 1, MEB-SE) [COP 2000]

Sur la zone 2, **figure 1.20**, on observe initialement des porosités (p_0 et p_1), des particules de céramique et de graphite dispersées dans la matrice métallique. Ces éléments apportent du relief et de la rugosité à la surface de frottement dans son état initial. Cette dernière s'aplanit au fil des freinages, en se couvrant progressivement de troisième corps. Durant le freinage GFAS02 (b), la zone d'observation est partiellement couverte de troisième corps. Les poudres obstruent les porosités p_0 et p_1 . Les particules de céramiques sont arasées. Les particules de graphites peuvent être couvertes d'une couche de troisième corps plutôt compacte après GFAS02, mais qui est détruite dès le freinage suivant. La fragmentation du tribofilme produit des débris et des poudres. Durant le freinage GFAS03 (c), le troisième corps est localement soit constitué de poudres notamment sur des particules de graphites, soit constitué de plaques de portance adhérentes aux zones de matrice métallique. On rappelle que durant ce freinage, le frottement baisse beaucoup et est instable. Enfin, durant le freinage GFAS04 (d), la zone d'observation porte beaucoup de poudres qui doivent alimenter le débit recirculant. Les plaques de portance précédemment formées se réduisent, car elles sont probablement détruites. Durant cette séquence, le frottement reste bas et se stabilise. Enfin, durant le freinage GFAS05 (e), le frottement est stable et remonte moins en fin de séquence. Le troisième corps est compact, lisse et forme des plaques de portance très étendues, excepté au-dessus de la particule de graphite qui est à nouveau découverte. Ce constituant ne retient pas longtemps les plaques de portance.

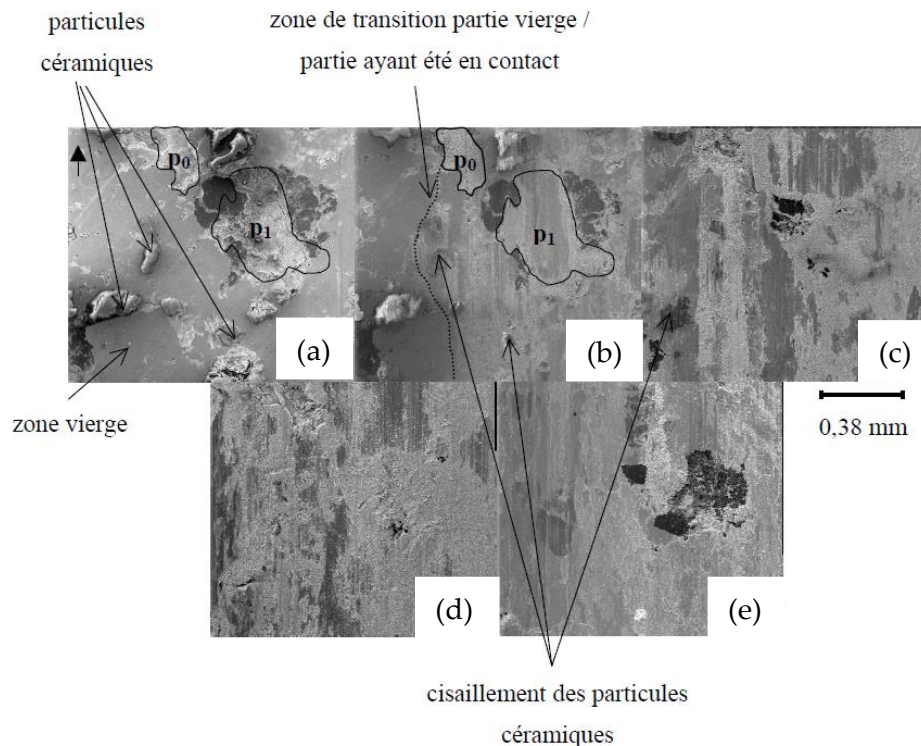


Figure 1.20 Surface de frottement d'une garniture frittée métallique G35 (a) avant essai et suite aux freinages (b) GFAS01 ; (c) GFAS02 ; (d) GFAS03 ; (e) GFAS05 ; la flèche indique la direction de frottement (zone 2, MEB-SE) [COP 2000]

Copin complète son étude par l'expertise des surfaces de garniture provenant du service d'exploitation. La **figure 1.21** montre des micrographies de la surface de frottement de la garniture. Il constate d'abord que la surface du plot G35 provenant du service d'exploitation retient moins de poudres que durant l'essai de freinage sur tribomètre. La surface du plot de G35 est texturée avec des porosités et des particules de graphite positionnées en contrebas du plan moyen de la surface de frottement (encaissées) qui est d'aspect plutôt lisse (**figure 1.21-(a)**). La surface de la garniture est couverte d'un film de troisième corps compact et constitué de poudres bien consolidées. Les particules de céramique peuvent être fragmentées (**figure 1.21-(b)**).

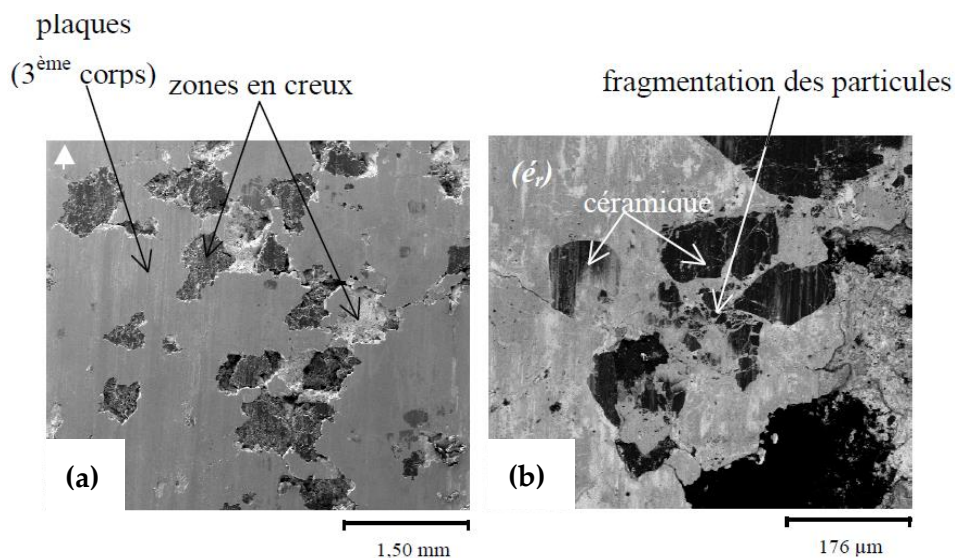


Figure 1.21 Observations de surface de la G35 provenant du service (a) surface texturée avec des porosités et des graphites en contrebas de la surface frottement d'aspect lisse (MEB-SE) (b) fragmentation des particules de céramiques (MEB-BSE) [COP 2000]

Le film de troisième corps peut atteindre une épaisseur de $5\mu\text{m}$ à $10\mu\text{m}$ à la surface de frottement de la garniture durant les essais de freinage à l'échelle réduite. Alors que l'épaisseur du tribofilm peut être comprise entre $10\text{-}100\mu\text{m}$ sur des plots de G35 du service d'exploitation. Le tribofilm se compose majoritairement d'oxydes de fer provenant essentiellement du disque [COP 2000]. La figure 1.22 montre les mécanismes de destruction du tribofilm par fragmentation. Ce mécanisme est la principale cause des débits recirculants ou d'usure de la garniture frittée G35 en conditions ordinaires de freinage.

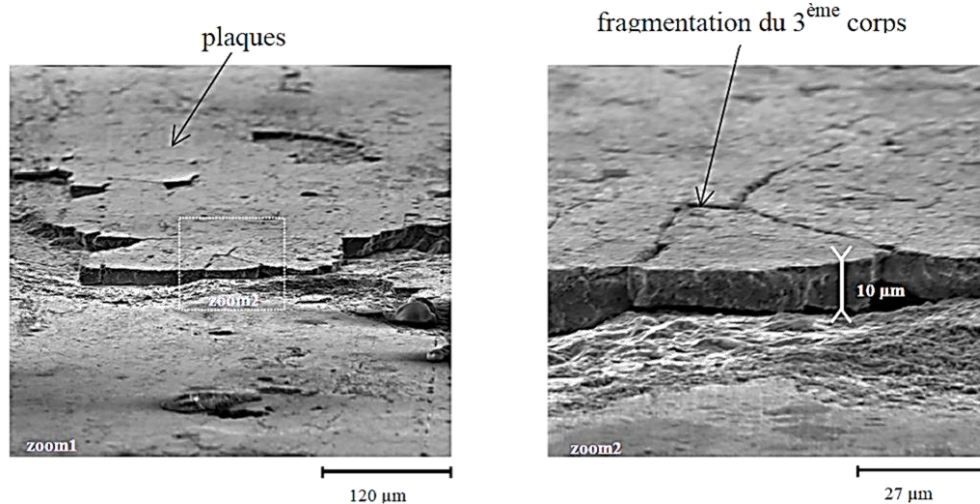


Figure 1.22 Destruction du troisième corps par fragmentation et détachement (plot G35 de service) [COP 2000]

2.3.2. Importance du cuivre dans les formulations de garniture de frein

Plusieurs chercheurs s'accordent sur le fait que le cuivre est incontournable dans les formulations de garniture qu'elle soit à matrice organique ou métallique. Ce constituant assure une double fonction dans les formulations qui le rendent essentiel. D'abord, il permet d'optimiser les propriétés de diffusivité thermique de la garniture et ainsi de limiter son échauffement durant les freinages. Ensuite à haute température, le cuivre se comporte comme un lubrifiant à cause de son comportement mécanique.

Durant des essais de freinage à échelle réduite, Roussette [ROU 2005] constate que plus la formulation de garniture à matrice organique qu'il étudie contient de cuivre plus les remontées de frottement à basse vitesse sont faibles.

Österle et al. [OST 2001] observent en coupe des garnitures en proche surface de frottement, il détecte par analyse du cuivre dans le tribofilm. Grâce à son modèle numérique, il compare le frottement de différentes compositions de tribofilm en cuivre. Il conclut que le cuivre contribue à la stabilisation du frottement et ce comportement doit provenir des propriétés mécaniques de ce constituant plutôt ductile.

Sur le même dispositif qu'Österle, avec une garniture organique, Rodrigues [ROD 2017] va introduire un mélange variable de magnétite (Fe_3O_4), de cuivre et de carbone dans l'interface disque-garniture pendant le frottement. La magnétite pure déposée sur le disque en acier conduit à un frottement entre 0.4-0.45 ; l'ajout de graphite entraîne une baisse du frottement minimum qui s'établit à 0.3 en moyenne ; l'ajout de cuivre rehausse le frottement entre 0.47-0.71. Dans le même esprit, mais sur une garniture à matrice métallique contenant entre 60 % massique et 65% de cuivre, 10 et 15% de fer et entre 10% et 15% de graphite, Su [SU 2015] injecte dans le contact entre la garniture et le disque des mélanges de poudres constitués de cuivre et de graphite durant le frottement. Au moment de l'introduction du mélange de poudres dans le contact, il observe une baisse du frottement (figure 1.23). Cette chute est

d'autant plus forte et irréversible que le mélange de poudres contient de graphite. Plus, il y a de cuivre dans le mélange de poudres injectées plus le frottement est stable.

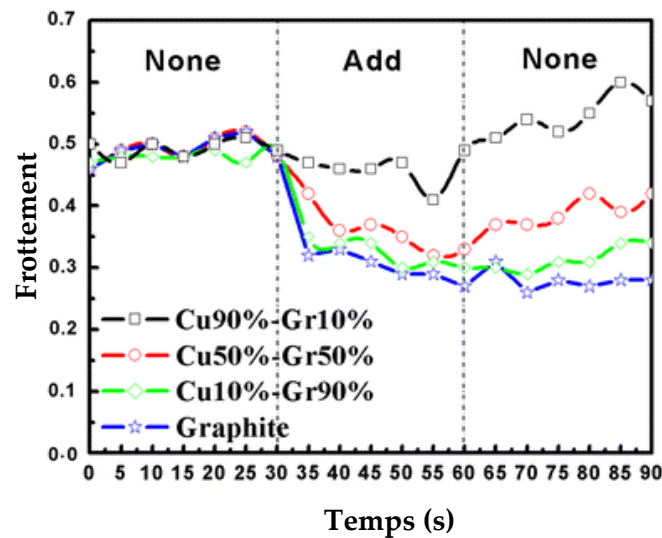


Figure 1.23 Frottement d'une garniture sur un disque en acier avec injection de mélanges de poudres composées de ratios cuivre/graphite différents, séquence freinage de maintien de vitesse 300 tr/min de glissement [SU 2015]

Kumar et al. [KUM 2011] mènent des essais de freinage moyenne énergie sur un tribomètre réduit (LML/LaMcube). Il compare les localisations thermomécaniques produites au freinage par trois différentes compositions organiques. Chacune d'entre elle est composée d'un constituant métallique introduit dans la formulation sous forme de poudre (fer, cuivre, laiton) dans les mêmes proportions (43% massique). Il obtient des configurations thermiques beaucoup moins sévères et des élévations de température moindre avec la formulation contenant du fer. C'est également cette formulation qui exhibe l'effusivité la plus élevée. Les trois formulations réalisent des frottements proches.

En 2013, Kumar [KUM 2013] étudie l'influence de l'introduction des constituants métalliques (fer, cuivre, laiton) sous forme de fibres ou de poudres. À faible vitesse, des garnitures contenant des fibres, conduisent aux frottements moyens les plus élevés. Mais en haute vitesse, la différence entre composites poudres-fibres métalliques se réduit et devient faible. Sous forme de poudres, les garnitures contenant du fer réalisent les frottements moyens les plus élevés suivies par celles contenant du laiton et cuivre. Les garnitures contenant du cuivre sous forme de fibres affichent les frottements les plus élevés suivies de près par l'acier et le laiton. L'usure des garnitures riches en fer est la plus importante. Elle l'est d'autant plus si le constituant est sous forme de fibres.

2.3.3. Influence du ratio fer/cuivre sur les mécanismes de frottement et d'usure

Peng [PEN 2018] étudie l'influence du ratio fer/ cuivre (Fe/Cu) sur les propriétés mécaniques et le comportement tribologique de garnitures frittées métalliques. Les essais de freinage sont réalisés sur un tribomètre d'échelle réduite. Le programme de freinage est composé de quatre séquences de 1.1 MPa de pression apparente appliquée, de 2.7 kg/m² d'inertie soit 17.2 t de masse à freiner et de vitesse de glissement respective de 12 m/s, de 31 m/s, de 47 m/s et 60 m/s. Les garnitures contiennent 68% mass. de matrice métallique de différents mélanges Fe/ Cu dont les proportions massiques sont précisées au [tableau 1.2](#). La fraction volumique de porosité des différentes garnitures est sensiblement la même de 18%.

Tableau 1.2 Garnitures frittées métalliques contenant la même quantité de graphite, d'abrasifs et de matrice métallique constitués de différents ratios Fe/Cu où S7.5 contient 7.5 fois plus de cuivre que de fer [PEN 2018] (en % massique)

| | Cu | Fe | Fe-Cr | Graphite | MoS ₂ | SiO ₂ | Autres |
|-------|----|----|-------|----------|------------------|------------------|--------|
| S7.5 | 60 | 8 | 8 | 10 | 2.5 | 5.0 | 6.5 |
| S2.4 | 48 | 20 | '' | '' | '' | '' | '' |
| S0.79 | 30 | 38 | '' | '' | '' | '' | '' |
| S0.26 | 14 | 54 | '' | '' | '' | '' | '' |

Plus la garniture contient de fer, plus son frottement moyen et son taux d'usure sont bas. Ces résultats sont contraires à ceux de Xiong et al. [XIO 2007]. Peng explique que cette différence vient des paramètres d'essais beaucoup plus sévères de son protocole. Il démontre l'influence de ces paramètres, notamment des vitesses élevées, sur les mécanismes tribologiques engagés à la surface des garnitures composées de différents ratios Fe/Cu. Peng s'appuie sur des observations des surfaces de frottement, des analyses de DRX du tribofilm et des mesures d'adhésion du troisième corps par « peeling test » pour expliquer les résultats.

La **figure 1.24** présente les surfaces de frottement des garnitures S7.5 et S0.26, contenant respectivement 7.5 fois plus de cuivre que de fer et 4 fois plus de fer que de cuivre. Peng observe qu'aux mêmes vitesses de glissement, les matériaux contenant plus de fer développent des tribofilms plus épais et plus « tenaces » à la surface des patins. Par ailleurs, Peng observe une augmentation de l'écaillage ou de la délamination du troisième corps de la garniture S7.5, passé les 31m/s de vitesse, tandis que les mêmes mécanismes prennent de l'ampleur au-delà de 47 m/s sur la garniture S0.26. En référence aux analyses DRX, les tribofilms des deux matériaux sont majoritairement composés d'oxydes de fer (FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄) et d'oxydes de cuivre (Cu₂O) présents en plus faible quantité. Ce qui s'explique d'une part par la faible cinétique d'oxydation du cuivre. D'autre part, les oxydes de fer viennent majoritairement du disque. Peng analyse la composition des tribofilms en fonction des vitesses de freinage. Outre les oxydes de cuivre toujours présents en faible quantité, à faible vitesse (12 m/s), le tribofilm contient de la wustite (FeO). Au-delà de 47 m/s, il contient de plus en plus de magnétite (Fe₃O₄).

Enfin, Peng caractérise l'adhésion du tribofilm à la surface de frottement de la garniture par « peeling test ». Cet essai consiste à arracher mécaniquement le troisième corps de la surface d'une garniture. Quel que soit le matériau, les tribofilms développés durant les séquences de 31 m/s de vitesse de glissement sont très adhérents au matériau. Les contraintes appliquées pour arracher la couche de troisième corps sont supérieures à celles nécessaires pour fracturer le matériau neuf qui est fragile aux interfaces graphite/ matrice métallique. En revanche, le tribofilm développé durant les séquences à 60 m/s est plus fragile et moins tenace à la surface de frottement de la garniture. Durant les séquences à 60m/s, ces réductions d'adhésion du troisième corps concordent avec les fortes délaminations du tribofilm constatées à la surface des garnitures de différentes compositions. Enfin, plus il a de fer plus l'adhésion du tribofilm est forte, ce qui peut expliquer que la délamination intervienne à un seuil de vitesse plus élevée.

Plus la matrice métallique d'une garniture frittée contient de fer, plus cette dernière est susceptible de générer au frottement un tribofilm, plus épais, plus riche en magnétite, plus adhérente à la surface de frottement de la garniture, sujet à la délamination à des seuils de vitesse élevée excédant les 31 m/s. Ce qui conduit à un frottement bas et une faible usure en dessous de ces vitesses qui correspondent aux niveaux de sollicitation de TGV en situations ordinaires. En dessous d'une vitesse de 31 m/s, la délamination excessive du tribofilm s'accompagne d'une augmentation des frottements moyens observées avec les garnitures contenant plus de cuivre.

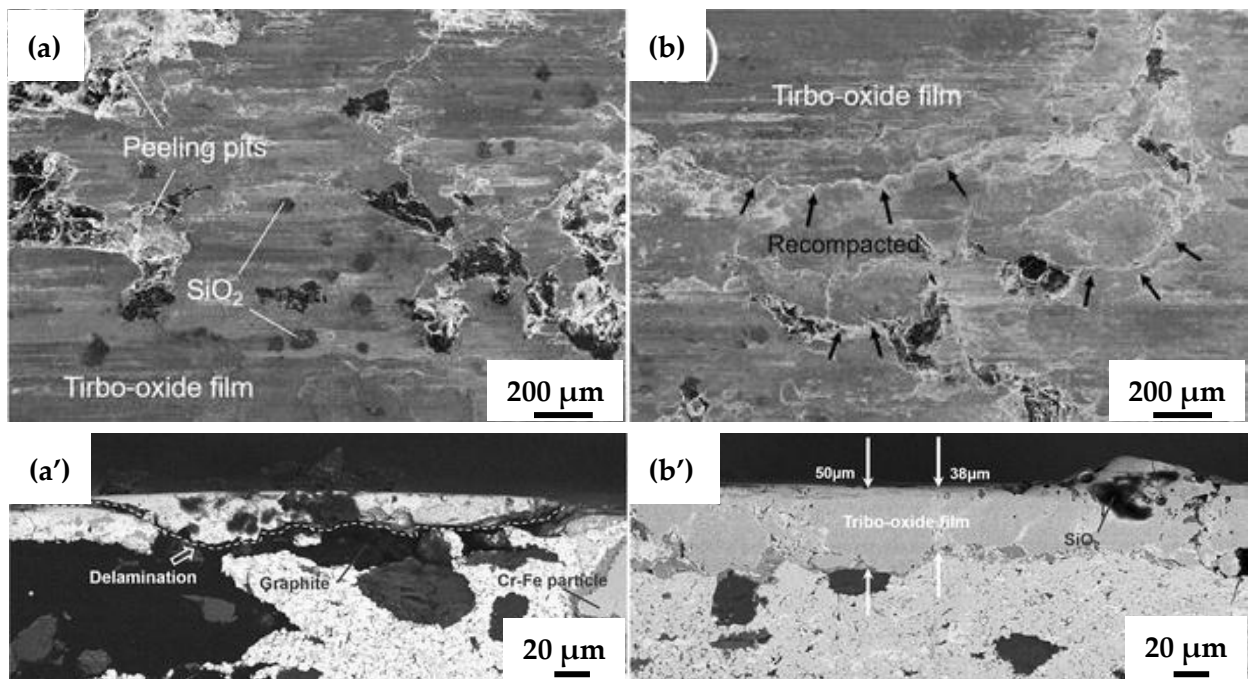


Figure 1.24 Observations en coupe du tribofilm formé durant un freinage de vitesse initiale de 47 m/s sur une garniture (a) en coupe (a') S7.5 contenant donc 7.5 plus de cuivre que de fer et (b) S0.26 contenant près de 4 fois plus de fer que de cuivre [PEN 2018]

Pour satisfaire les exigences de performances de freinage qui sont imposées à leurs garnitures, les fabricants disposent de nombreux leviers matériaux ou procédés qu'ils mettent en œuvre suivant une démarche empirique reposant encore principalement sur leur savoir-faire et sur des essais de validation à l'échelle 1. Il en résulte des développements de formulation fastidieux et longs. L'anticipation du frottement par la composition seule des garnitures est hasardeuse, car elle nécessite de considérer le tribofilm qui se forme entre le disque et la garniture. Sa compréhension passe souvent par l'expérimental, or il est très sensible aux conditions d'essais (tribomètre, atmosphère). Il ne faut s'attacher qu'à définir et décrire des comportements tribologiques des formulations en fonction de critères transversaux représentatifs et indépendants des échelles. Cette approche phénoménologique, visant à identifier et dégager des mécanismes de frottement et d'usure sont beaucoup plus pérennes pour les fabricants de garnitures. Les observations de la surface de frottement de la G35 montrent une couche de troisième corps apparemment très adhérente à la matrice métallique et relativement moins adhérente sur les particules graphites. La stabilité du frottement semble dépendre de celle de la tenue des plaques de portance à la surface de frottement de la garniture. Les mécanismes d'usure de la G35, même en service d'exploitation, semblent surtout être associés à la fragmentation des couches de troisième corps. Suivant les niveaux de sollicitation relativement faibles des campagnes d'essais exposées précédemment, cette usure s'apparente à l'usure oxydante, à la différence que la formation du troisième corps n'est que faiblement alimentée par l'oxydation de la matrice métallique riche en cuivre de la garniture, mais plutôt par les oxydes provenant du disque. Les critères de rupture de la couche de troisième sont son épaisseur, mais aussi la nature de la sous-surface sur laquelle elle va adhérer. Le comportement tribologique des garnitures frittées métalliques semble dépendre de la composition de sa matrice et plus précisément du ratio Cu/Fe.

3. Durée de vie des organes de freins à disque

L'exploitant s'intéresse à l'usure des organes de freinage et à l'endommagement du disque qui se traduisent par des coûts de maintenance. L'usure et les problématiques d'endommagement sont étroitement liées à la localisation de contact, qui est elle-même indissociable des localisations thermiques. Ici, on revient d'abord sur les conditions de dissipation de chaleur des freins à disque. Puis, on explique le lien entre les localisations thermiques, l'endommagement et l'usure du disque et de la garniture.

3.1. Dissipation de chaleur générée au freinage

Selon Uetz, lors des freinages par friction, l'énergie cinétique est à plus de 90% dissipée sous forme de chaleur [UETZ 1978]. Dans la littérature, la génération de chaleur en frottement est expliquée par plusieurs mécanismes et réactions physico-chimiques exothermiques très complexes. Ces mécanismes peuvent se produire à la surface des matériaux (endommagement, délamination, plastification épidermique, cisaillement) ou dans le volume interstitiel de troisième corps (oxydation, transformation ...). Aussitôt générée, cette chaleur est essentiellement évacuée par conduction par les corps frottants et dans le contexte du freinage, en grande partie par le disque, dont c'est la fonction principale. La dissipation de chaleur souvent hétérogène à la surface du disque, se caractérise par des localisations thermiques classifiées par Dufrénoy et *al.* [DUF 1995]. En référence à la **figure 1.25**, on peut observer successivement durant un freinage, selon sa sévérité :

- (c) des cercles chauds (ou bandes chaudes), qui est la configuration thermique la moins sévère, car elle engage des températures relativement peu élevées. Sur un disque de frein d'échelle 1, il est courant d'en observer deux, apparaissant au voisinage des rayons intérieur et extérieur. Les localisations thermiques en bandes chaudes s'expliquent essentiellement par les longueurs de frottement de la garniture ainsi que des conditions d'application de l'effort de freinage sur la queue d'aronde [DUF 1995].
- (b) des gradients sur cercle chaud qui est une configuration intermédiaire pouvant être furtive et brève, si le freinage est sévère ;
- (d) des points chauds macroscopiques qui engagent des températures les plus sévères. Sur un disque d'échelle 1, on dénombre typiquement entre 5 et 7 points chauds macroscopiques, durant les freinages les plus sévères sur un disque d'échelle 1. Cette configuration thermique résulte de déformations structurelles [DUF 1995].

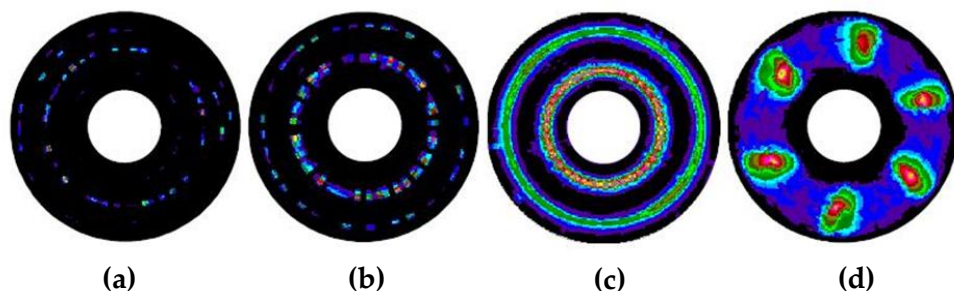
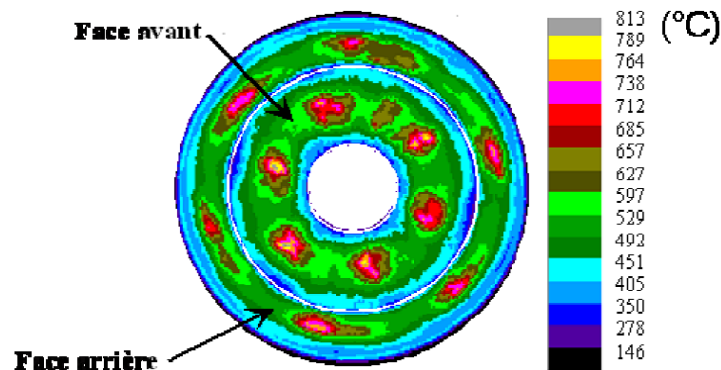


Figure 1.25 Classification des gradients thermiques à la surface du disque échelle 1 (a) aspérités est un phénomène bref (< 1 ms) engageant des températures surfaciques (>1200°C) ; (b) gradient sur cercle chaud pouvant durer entre 0.5 à 10s et engageant des températures surfaciques de 650 à 1000°C ; (c) bandes chaudes ou cercles chauds migrantes (> 10 s) pouvant mesurer entre 5 et 50 mm ; (d) points chauds macroscopiques stabilisés (> 10 s) pouvant mesurer entre 40 et 110 mm de diamètre maximum [DUF 1995]

Dufrénoy [DUF 1995] observe par thermographie infrarouge un déphasage des points chauds entre les deux faces du disque durant les freinages. Les températures atteintes par le disque au même titre que

celles concernant les garnitures lors du freinage permettent de définir les sollicitations thermomécaniques qu'ils subissent.



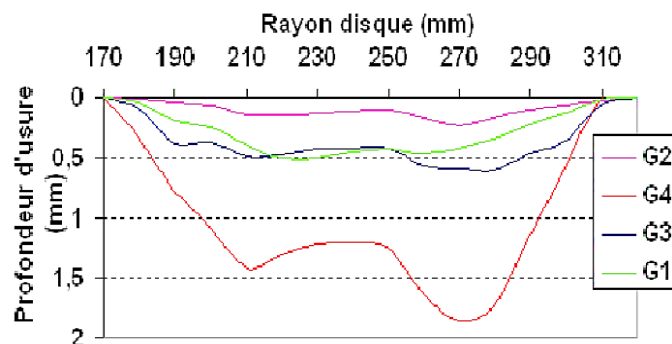
3.2. Usure et endommagement du disque et de la garniture

3.2.1. Usure et endommagement du disque

En ce qui concerne le disque, l'ensemble des résultats présentés dans ce paragraphe font références aux travaux de Wong [WON 2007] et de Wicker [WIC 2009] qui relatent les essais d'endurance conduits par l'AEF (Agence d'Essais Ferroviaires) en 2001. Ces essais simulent une année de freinage.

USURE DU DISQUE

La **figure 1.27** présente les profils radiaux du disque réalisés après les essais de freinages avec quatre types de garnitures (G1, G2, G3 et G4) de formulations riches en cuivre. Toute garniture confondue, les profils d'usure présentent deux sillons. La garniture G4, conduit à une usure du disque la plus importante, tandis que la garniture G2 conduit à l'usure la plus faible, pourtant toutes les garnitures présentent quasiment les mêmes longueurs de frottement. Il se trouve que les zones de forte usure du disque correspondent également aux longueurs de frottement de la garniture les plus élevées. D'un point de vue énergétique, ces deux rayons de la garniture mettent inévitablement en jeux les énergies à dissiper par le disque les plus importantes.



ENDOMMAGEMENT DU DISQUE

La **figure 1.28** montre l'état d'endommagement typique de disques issus de service d'exploitation. L'endommagement peut prendre la forme de faïençage thermique qui apparaît très tôt durant le cycle

d'utilisation des disques et est toujours notable à la surface de ceux-ci. Ce mode d'endommagement constitué d'un réseau de microfissures peu profondes est caractéristique des modes de sollicitation cyclique par fatigue sous contraintes thermiques. Les microfissures peuvent se développer de manière équivalente dans la direction circonférentielle et radiale (équiaxialité) de la piste du disque (**figure 1.28-(a)**) ou dans une direction privilégiée (uniaxialité). Le faïençage n'est généralement pas critique, sauf si par coalescence des microfissures de son réseau, il forme une macrofissure radiale qui se propage trop près des rayons intérieur et extérieur obligeant le retrait du disque (**figure 1.28-(b)**).

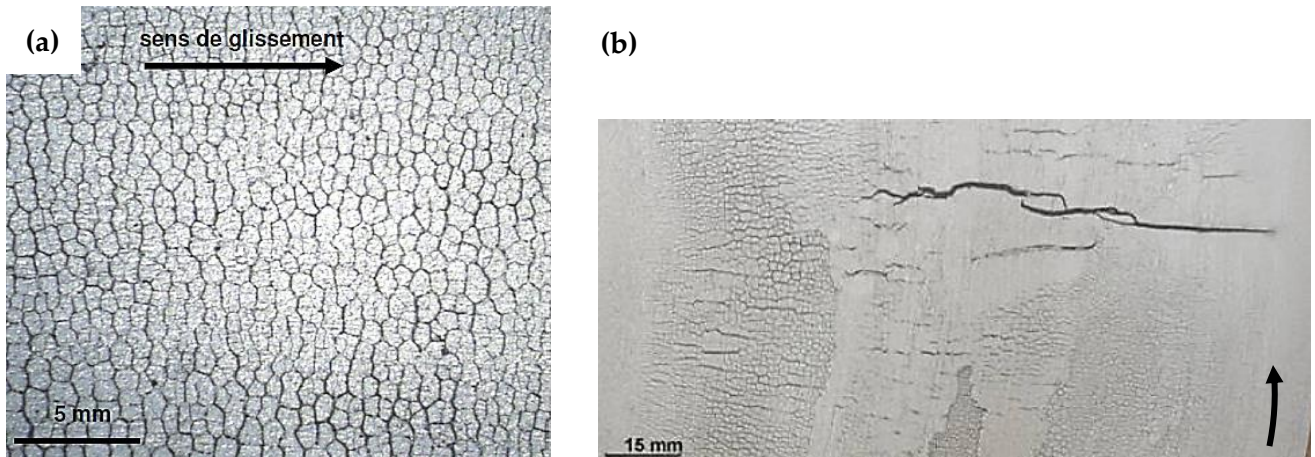


Figure 1.28 Endommagement du disque en acier (a) faïençage ; (b) fissuration macroscopique [WIC 2009]

L'endommagement du disque peut prendre la forme de fissure radiale macroscopique dont l'apparition n'est pas toujours en lien avec le faïençage. Ce type d'endommagement implique un mode de propagation radiale et hors plan de la fissuration. Le faciès de rupture du disque présente des stries caractéristiques de la fatigue par flexion de la piste du disque par rapport au diamètre (**figure 1.29-(b)**). Cette dernière forme est particulièrement surveillée, car elle peut mener à la rupture brutale du disque favorisée par le durcissement structural provoqué par les cycles de freinages- refroidissement. La rupture du disque est à ce jour très exceptionnelle, car la SNCF a mis en place des procédures de contrôle et surveillance des longueurs de fissures développées. Si elles se propagent trop près du rayon intérieur et extérieur, le disque est remplacé.

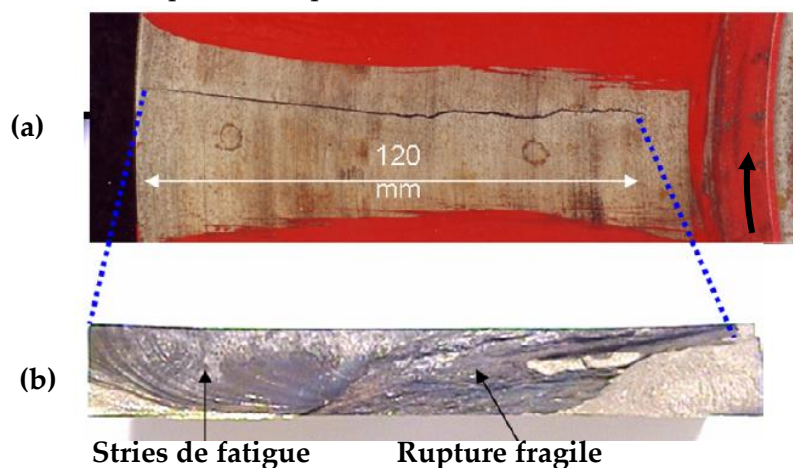


Figure 1.29 Disque portant une fissure radiale macroscopique (a) observation dans le plan de la piste de frottement ; (b) faciès de rupture présentant près du rayon extérieur des stries de fatigue [SNCF]

Les essais d'endurance menés par l'AEF avec les différentes garnitures révèlent des faïençages thermiques distincts avec chacune d'entre elles. Deux garnitures parmi les quatre de l'essais

développent des fissures radiales macroscopiques. Curieusement, l'une d'entre elle connaît l'usure la plus importante, tandis que l'autre présente une usure faible après moins d'un an de simulation de freinage. Puisque les garnitures ont à-peu-près les mêmes architectures, l'état d'endommagement du disque dépend du type de matériau de garniture [WON 2007]. Les garnitures à l'origine de fissures macroscopiques génèrent des localisations thermiques les plus marquées. Wong [WON 2007] et Wicker [WIC 2009] montrent l'influence des propriétés thermiques de la garniture et mécaniques de l'ensemble garniture- armature qu'ils préconisent.

3.2.2. Préconisations face à l'usure et l'endommagement du disque et de la garniture

La garniture doit être respectueuse de l'intégrité du disque face au risque de fissuration et à l'usure. L'usure de la garniture doit elle-même être modérée. On retiendra les points de préconisations qui suivent pour :

PRÉSERVER L'INTÉGRITÉ DU DISQUE FACE AUX RISQUES D'ENDOMMAGEMENT

Numériquement, Wicker [WIC 2009] et Wong [WON 2007] montrent qu'une garniture possédant une **faible conductivité thermique**, plutôt **souple** et montée sur une **armature rigide** favoriserait un contact plus homogène, et une dissipation de chaleur mieux répartie sur le disque, donc limiterait l'apparition de localisations thermiques trop sévères qui sont favorables à la fissuration.

LIMITER L'USURE DU DISQUE

Les aspects tribologiques doivent être considérés : les **propriétés mécaniques de la surface** de la garniture (ductilité), la **nature du troisième corps** (type d'oxydes métalliques) formé à la surface de la garniture. Comme on l'a vu précédemment, les longueurs de frottement en fonction du rayon de la garniture peuvent indiquer des usures localement plus fortes sur le disque.

LIMITER ET ÉVITER UNE USURE CATASTROPHIQUE DE LA GARNITURE

Le **comportement mécanique de la garniture en température** doit être considéré. Dans le cadre de GLGV, Mann [MAN 2016] réalise des essais de compression uniaxiale par corrélation d'images sur des prélèvements de garniture de frein. Il ressort de ces analyses qu'une garniture frittée métallique de notre étude (basse teneur en cuivre) a un comportement élastique en dessous d'un seuil de sollicitation mécanique en compression. Par contre au-delà de ce seuil, le matériau fritté semble s'endommager. Mann enrichit son modèle thermomécanique avec un comportement mécanique observé durant les essais de compression pour obtenir des localisations de contacts de la garniture entière. Ces résultats sont confortés à l'expérimental durant des essais de freinage sur banc dynamométrique. Les zones de fortes localisations thermiques identifiées par calculs numériques sur la garniture correspondent également avec celles connaissant une forte usure durant les essais de freinage.

Face aux problématiques d'endommagement du disque, il est recommandé de favoriser une répartition de pression de contact la plus homogène que possible pour limiter les localisations thermiques les plus sévères durant les freinages. Cet objectif peut être poursuivi d'un point de vue structurel et ou matériau en optimisant la **souplesse de la garniture**.

Pour limiter l'usure de la garniture, il est recommandé de limiter son échauffement durant le freinage. La diffusivité thermique des garnitures est un optimum. Elle doit être suffisamment élevée pour éviter des échauffements excessifs de la garniture afin de préserver sa tenue mécanique et doit être limitée afin de favoriser l'évacuation d'une part plus importante de chaleur par le disque (effet puit de chaleur) dont c'est la fonction. La dilatation thermique doit être limitée.

D'un point de vue scientifique, les enjeux de l'usure peuvent également se situer à l'échelle des interfaces de frottement. À cette échelle, les mécanismes tribologiques engagés permettent de comprendre le comportement des garnitures. Ces mécanismes sont fonctions de la réactivité des surfaces, de la nature du troisième corps développé, de son cycle de vie, des propriétés mécaniques et physico-chimiques de la surface (adhésion) qui dépendent de la microstructure de la garniture.

3.3.Stratégies d'optimisation de propriétés de composites frittés à matrice métallique

Le développement d'une formulation de garniture axé sur la recherche de propriétés « améliorées » conduit à de très nombreux compromis (limites techniques, faisabilité ...). L'intérêt des composites en général, ceux à matrice métallique en particulier est que leurs propriétés physiques peuvent a priori être ajustées en fonction de leurs compositions en jouant sur des paramètres structurants et sur ceux procédés. L'effet de ces choix devraient d'abord être évalué sur la microstructure du matériau (fraction volumique, distribution ...) composite élaboré afin de comprendre leur impact sur les propriétés pour mieux pouvoir les maîtriser. De nombreuses publications mettent en lumière le lien entre l'hétérogénéité « maîtrisée » de CMMp simples et leurs propriétés. Dans les paragraphes qui suivent, on passe en revue différentes stratégies de mise en œuvre de composites à matrice métallique partiellement représentatifs des garnitures pour le ferroviaire dans l'objectif très explicite d'améliorer leurs propriétés thermiques, mécaniques, thermomécaniques.

3.3.1.Propriétés de la matrice métallique Fe-Cu

Les matériaux de friction pour le freinage ferroviaire ont souvent été riches en cuivre, d'où l'appellation générique retrouvée dans la littérature de « garniture de base cuivre ». Ce terme peut prêter à confusion, car la matrice métallique d'une garniture pour le freinage ferroviaire haute énergie est en fait souvent majoritairement constituée d'alliages cuivreux. En références aux analyses EDS réalisées par Hammam [HAM 2002] sur différentes garnitures du commerce, il s'agit généralement de bronze (alliage de cuivre-étain) et plus rarement du laiton (cuivre- zinc). Les propriétés thermiques, mécaniques et le comportement tribologique des alliages cuivreux peuvent beaucoup varier selon les éléments d'alliages (Sn, Zn, Mn, B, P, S..). Les garnitures de matrice métallique constituée de laiton ont des propriétés de conduction thermique plus élevées que celles du bronze [HAM 2002], [WON 2007], [WIC 2009].

Les matrices métalliques des matériaux du fabricant de garnitures, partenaire de GLGV contiennent également une part non-négligeable de fer, cependant jusqu'à lors inférieure à celle du cuivre. Dans les récents développements, ces derniers ont souhaité réduire les proportions de cuivre dans la composition des garnitures de frein. La stratégie du fabricant consiste d'abord à compenser une part du cuivre par l'augmentation de celle du fer au point de renverser le rapport de proportions massiques entre les deux constituants dans les nouvelles formulations. L'intérêt sera porté sur l'alliage Fe- CuSn (5%mass. Sn) qui constitue principalement la matrice métallique des matériaux de garnitures étudiées dans cette thèse.

Rawson observe différents mélanges frittés Fe-Cu avec une fraction volumique de fer de 20%, 40%, 50% et de 60% [RAW 2014]. La **figure 1.30** montre les microstructures de ces alliages qui se caractérisent par la ségrégation des deux phases. Le mélange Fe-CuSn comme le mélange Fe-Cu forme des alliages à lacune de miscibilité (Miscibility Gap Alloy ou MGA).

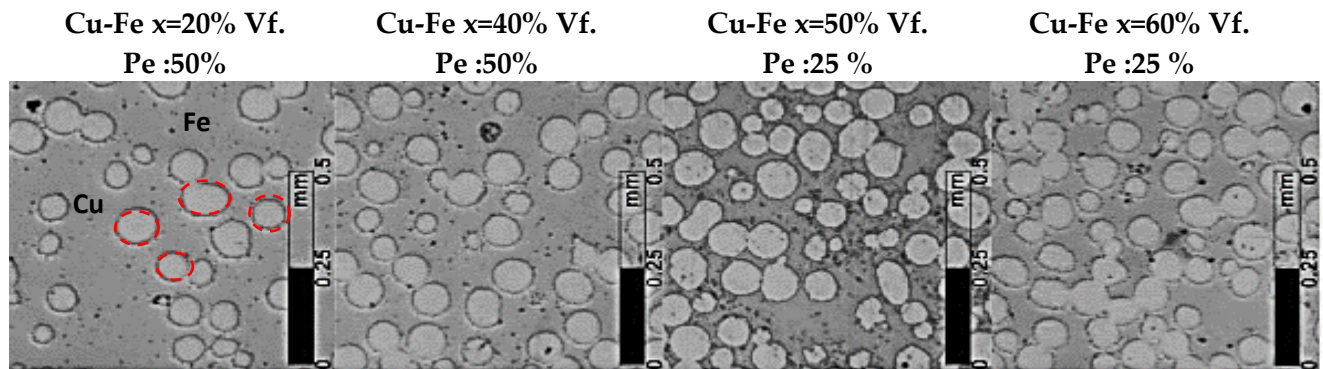


Figure 1.30 Microscopie optique de différents mélanges frittés $\text{Cu}_x\text{Fe}_{1-x}$ à 1000°C ; x : fraction volumique (Vf.) de cuivre dans le mélange ; Pe : taux de percolation du fer [RAW 2014]

Les alliages constituant la matrice métallique des garnitures expliquent en grande partie les propriétés thermiques et mécaniques des garnitures leur permettant de supporter les niveaux de sollicitations thermiques et mécaniques propres de freinages hautes énergies. Les alliages immiscibles Fe-Cu sont des matériaux qui affichent des capacités de stockage d'énergie [RAW 2014] très recherchées dans le domaine de l'énergie solaire. Via des essais de calorimétrie différentielle, Sugo et al. [SUG 2013] montrent que les capacités de stockage et de restitution d'énergie du composite Fe-Cu sont associées au changement d'état du cuivre (ou ses alliages), respectivement de fusion et de solidification.

Les propriétés thermiques de conduction de la matrice vont très fortement dépendre des alliages cuivreux formés durant le frittage. Fan reporte que plus la matrice d'un composite pour le freinage contient de fer plus ses propriétés mécaniques en compression et en flexion augmentent [FAN 1999].

L'existence de porosités dans la matrice vont sans aucun doute réduire les propriétés thermiques et mécaniques de la matrice métallique. Lima [LIM 2005] et Vincent [VIN 2009] évoquent un seuil de fraction volumique de porosité au-dessus duquel les propriétés thermiques de l'acier et du cuivre baissent fortement.

Les alliages cuivreux sont reconnus pour leur résistance à l'oxydation à chaud, mais ils ont l'inconvénient de se dilater relativement fortement. D'un point de vue tribologique, les alliages cuivreux sont réputés moins abrasifs et comme assurant un frottement stable. Mécaniquement, les alliages cuivreux sont plus ductiles que le fer et l'acier.

Le choix de l'alliage Fe-CuSn a semble-t-il été fait afin d'associer les propriétés thermiques du cuivre aux propriétés mécaniques du fer. De plus, les alliages de cuivre ont un comportement plastique qui, selon plusieurs auteurs expliquent que ces constituants permettent de stabiliser le coefficient de frottement des garnitures de frein. Les propriétés thermiques vont dépendre des alliages formés durant le frittage, donc des éléments d'alliage du cuivre et aussi de la fraction de porosité totale.

3.3.2. Propriétés de composites Cuivre- Graphites (MMG)

Le graphite est un lubrifiant solide introduit dans la composition des garnitures sous forme de particules aux contours irréguliers « flakes » ou paillettes. Les propriétés lubrifiantes des graphites sont liées à leurs granulométries et leurs cristallographies. Les graphites naturels sont des allotropes du carbone de structure cristalline hexagonale définie par un empilement de feuillets de graphène. À l'intérieur de chaque feuillet, les atomes de carbone sont reliés par des liaisons covalentes fortes. Les feuillets sont reliés entre eux par des liaisons faibles de Van der Waals. Ceci explique la forte tendance du graphite au clivage et son comportement mécanique plutôt fragile et par conséquent également ses

propriétés lubrifiantes. Thermiquement, le graphite possède une très haute conductivité thermique dans le plan de ses feuillets de graphène. Il est possible de synthétiser du graphite polycristallin à partir de précurseurs carbonés (coke de pétrole, brai, etc.). La graphitisation s'effectue entre 2600°C et 3000°C. Les graphites synthétiques dits « primaires » sont d'une grande pureté en carbone allant jusqu'à 99.9%. Les graphites dits « secondaires » sont de moins bonne « qualité », car ils peuvent provenir de recyclage (par exemple broyage d'électrodes).

Pour la fabrication de certains composants électroniques, on recherche des matériaux capables d'évacuer de fortes quantités de chaleur (conductivité élevée) et avec une faible expansion volumique en fonction de la température. Les composites Cuivre-Graphite ou Aluminium-Graphite élaborés par frittage répondent bien à ces exigences. Ils permettent d'améliorer les propriétés de conduction (électrique et thermique) de la matrice métallique (cuivre, aluminium). Ces composites affichent également un faible coefficient de dilatation thermique. Enfin en contact frottant, ce type de matériau réduit l'abrasion du matériau antagoniste. Les propriétés thermiques et mécaniques des CMMp, comme celles des Cu-Graphite sont souvent limitées par la qualité des interfaces entre la matrice métallique et les charges. Des articles scientifiques présentent des voies d'amélioration des propriétés thermiques et mécaniques des composites à matrice métallique chargés en graphite. L'ensemble de ces travaux présentent des stratégies d'élaboration des composites par frittage qui impactent la microstructure des composites.

Moustafa et al. [MOU 2002] comme de Kováčik et al. [KOV 2008] adoptent la stratégie d'enrobage des particules de graphites au cuivre. Les travaux étudient l'influence de l'enrobage des particules de graphites sur la microstructure de composites frittés Cu-Graphite. Ils mettent en évidence l'apport de cette méthode d'élaboration sur les propriétés mécaniques du fritté (résistance élastique et dureté) et enfin compare les tendances au frottement et l'usure des matériaux frittés Cu-Graphite. Moustafa [MOU 2002] met en œuvre différents frittés Cu-Graphite dont les microstructures sont présentées **figure 1.31**. Ils sont élaborés d'abord par compaction sous 600 MPa puis frittés à 900°C (sous atmosphère H₂). Dans son étude, Moustafa compare des frittés contenant différentes quantités de graphite sans et avec enrobage des particules, 8%mass. (a)-(a'), 20%mass. (b)-(b'). Les micrographies exposent les coupes des matériaux dans la direction de compression de frittage. L'enrobage des particules de graphites conduit à une réduction des vides aux interfaces avec la matrice métallique. L'enrobage des graphites améliore la résistance élastique des frittés.

Moustafa [MOU 2002] réalise des essais de frottement sur un tribomètre (pin-on-ring Tribometer) et compare les deux groupes de frittés Cu-Graphite. Il évalue l'usure (au sens d'Archard) et le frottement des matériaux en fonction du chargement normale 50-500 N (0.2 m/s). Pour les frittées contenant des graphites enrobés, la transition entre usure douce et sévère est observée à des forces normales beaucoup plus élevées. Plus le fritté contient de graphite enrobé, plus il est résistant à l'usure. Le cuivre affiche le frottement le plus élevé suivi de près par le composite Cu-Graphite (sans enrobage). Moins le composite contient de graphite, plus son frottement est élevé en fonction de la charge normale. Les frittés dont les graphites sont enrobés affichent les frottements les plus bas, mais également les plus stables quelle que soit la force normale.

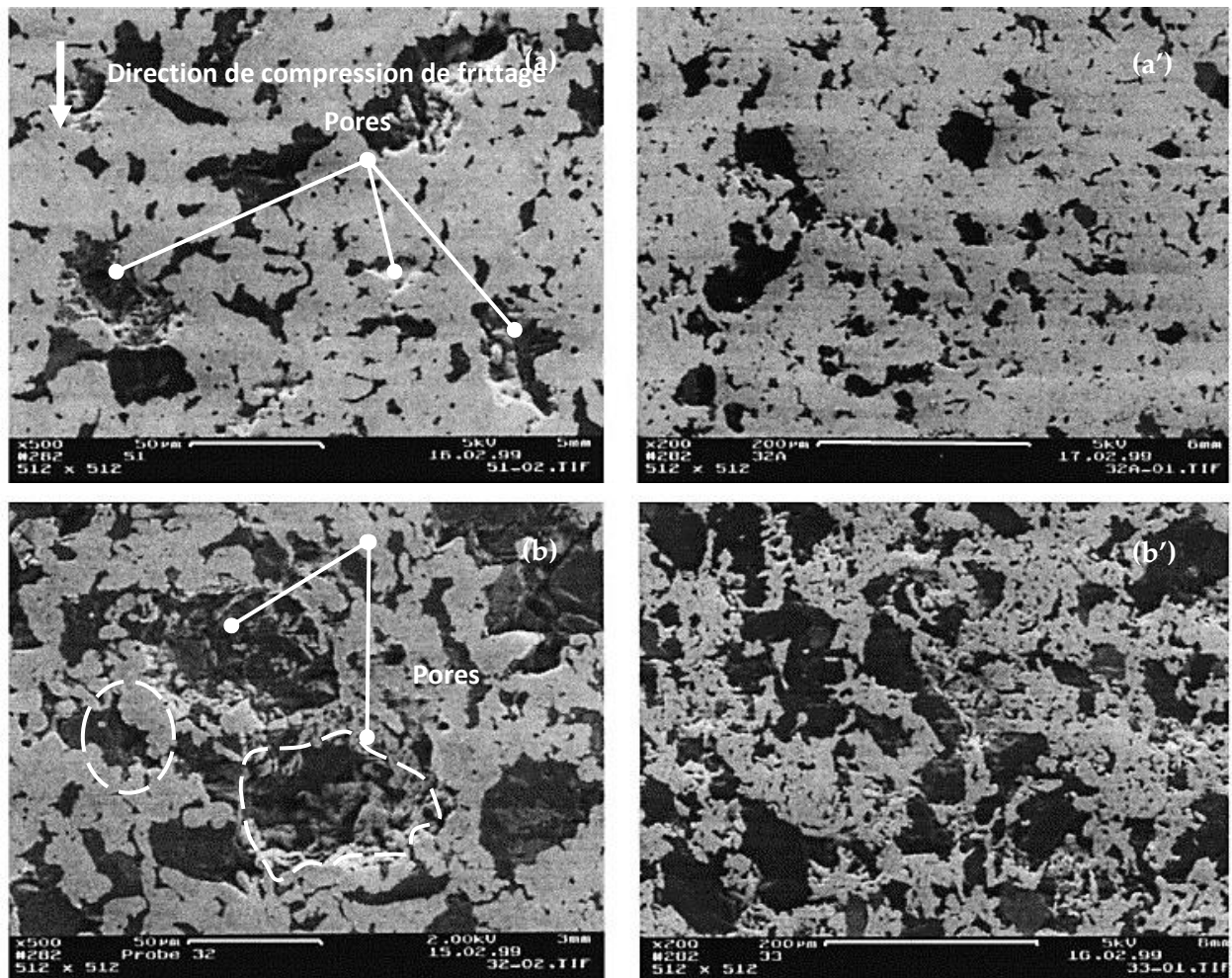


Figure 1.31 Micrographies MEB Fritté Fe-Cu-C avec enrobage des graphites au cuivre contenant (a) 8% massique ; (b) 20% ; de graphite ; Fritté Fe-Cu-C sans enrobage des graphites contenant (a') 8% ; (b') 20% de graphite [MOU 2002]

Des travaux plus récents présentent des matériaux frittés Cu-Graphite mieux structurés que ceux qui précèdent toujours dans l'optique d'améliorer leurs propriétés thermiques. La structuration s'explique d'abord par la granulométrie et la cristallographie des graphites utilisés. Elle s'explique ensuite par des stratégies matériau employées, souvent d'enrobage des particules de graphite, ou d'alliage de la matrice métallique avec des éléments d'addition pour améliorer la continuité des interfaces.

La **figure 1.32-(a)** montre la distribution des graphites (50% vol.) dans la matrice de cuivre. Ren constate que lorsque les composites présentent un fort taux de porosité due aux interfaces entre le cuivre et les particules de graphite (**figure 1.32-(b)** et **(c)**), la conduction thermique est amoindrie. En ajoutant du chrome dans la matrice de cuivre, Ren [REN 2018] améliore la conductivité de ces composites Cu-Graphite dans la direction perpendiculaire au sens du chargement de compression durant le frittage. La conductivité thermique mesurée dans la direction perpendiculaire au frittage est supérieure à celle mesurée dans la direction de compression de frittage et se rapproche des prédictions numériques avec un taux de chrome de 2% massique. Avec cet élément d'addition, la matrice développe un film de chrome intermédiaire entre le cuivre et le graphite **figure 1.32-(e)** et **(f)**.

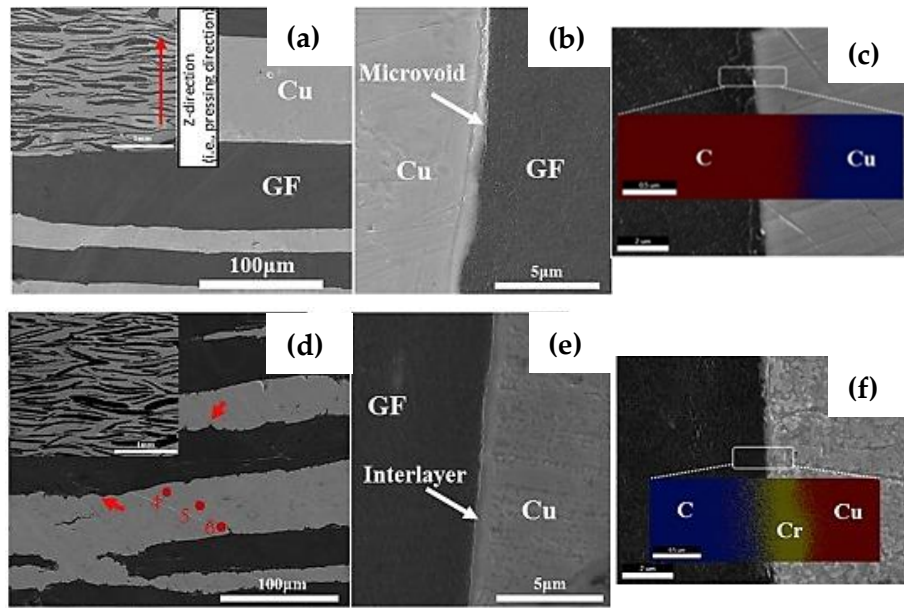


Figure 1.32 Micrographie composite Cu-Graphite (50% volumique de graphite) (a), (b), (c) sans addition de chrome ; (d), (e), (f) avec addition 2% massique de chrome (a), (d) SE distribution de graphites ; (b), (e) SE interface cuivre-graphite; (c), (f) TEM interface cuivre- graphite [REN 2018]

Bai et al. [BAI 2018] revêtent les particules de graphite d'une couche de carbure de bore (BC) d'une dizaine de nanomètre afin de réduire les interfaces matrice- particule et d'augmenter la conductivité thermique (figure 1.33). Xue et al. [XUE 2016] enrobent les particules de graphites de silice (SiO₂) pour former du carbure de silicium (SiC). Les particules de graphites sont frittées dans une matrice d'aluminium.

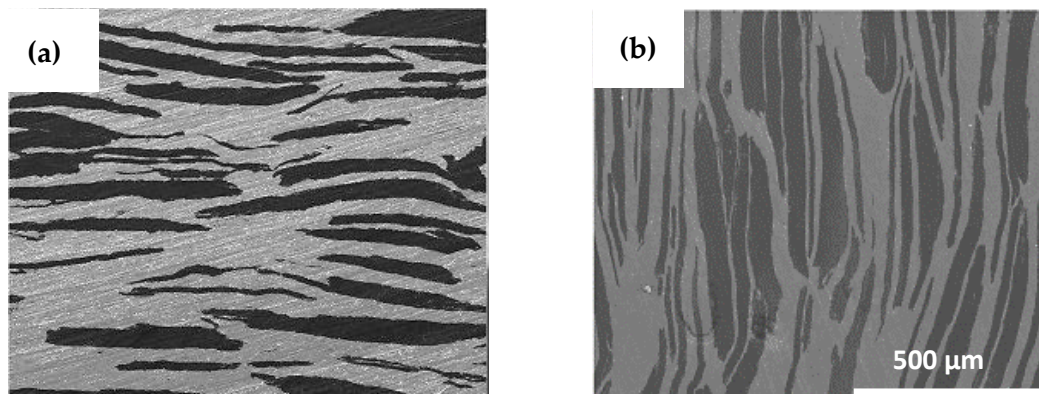


Figure 1.33 Microstructure (a) du composite Cu-Graphite contenant 50% volumique de graphite revêtu de bore [BAI 2018] (b) Al-graphite 50% volumique de graphite revêtu de Silice [XUE 2016]

Dans les travaux de Chen et al. [CHE 2017], les particules de graphite introduites dans le composite sont revêtues d'une couche de nickel d'épaisseur variable (GNx) pour améliorer l'adhérence Cu-Graphite. Les composites sont élaborés par frittage flash de cuivre électrolytique et de plaquettes de graphite de 1200 µm de diamètre et de 50 µm de d'épaisseur en moyenne. Ils subissent des essais de flexion (3 points) et de dilatation libre en atmosphère inerte. Chen mesure la profondeur de diffusion de nickel dans le cuivre par microscopie électronique à transmission (TEM). La profondeur de diffusion de nickel dans le cuivre est de 2µm GN200/Cu, de 5 µm GN400/Cu et de 8 µm GN800/Cu. Chen met en relation la microstructure de ces composites chargés en particules de graphite enrobées avec leurs propriétés mécaniques et thermomécaniques (module cisaillement et coefficient de dilatation thermique). La figure 1.35-(a) présente des micrographies du composite cuivre-graphite dans la direction

perpendiculaire au frittage (XY) et dans la direction de compression de frittage (Z) où les particules de graphites s'alternent avec la matrice de manière régulière.

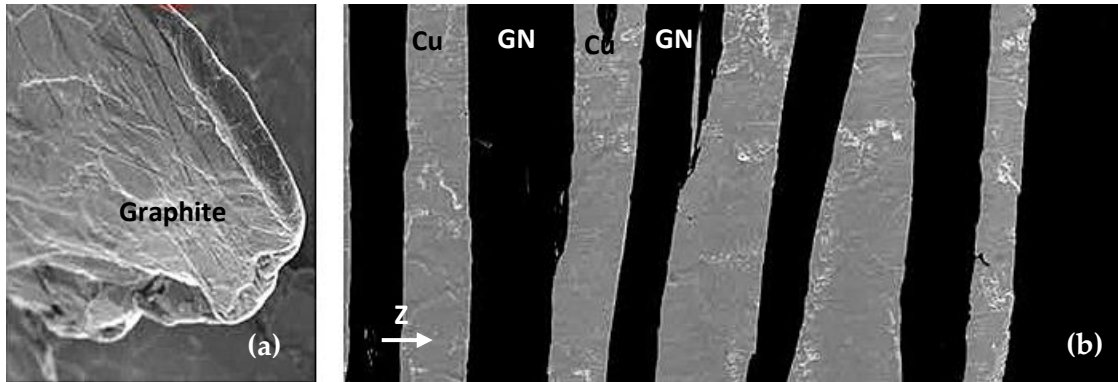


Figure 1.34 Microstructure du composite Cu- Graphite (a) dans la direction perpendiculaire à celle de frittage (XY) ; (b) direction de compression de frittage (Z) ; GN graphite naturel [CHE 2017]

La **figure 1.35-(b)** présente les coefficients de dilatation de différents composites cuivre-graphite en fonction de la fraction volumique de graphite. Le coefficient de dilatation du composite est très sensible à la fraction volumique de graphite dans la direction de compression de frittage (Z) uniquement, où il décroît avec son augmentation. La décroissance est d'autant plus marquée si les particules de graphites sont enrobées GN200. Les différences entre les composites contenant des graphites de type GN200, GN400 ou GN800 sont faibles. Dans la direction perpendiculaire à celle de frittage (XY), les coefficients de dilatation sont relativement élevés et constants quel que soit le taux de graphite.

La **figure 1.35-(c)** présente les modules de compression (Z) et de cisaillement (XY) d'une part en fonction de la fraction volumique de graphites et d'autre part en fonction du traitement d'enrobage des particules de graphite. Le comportement mécanique des composites cuivre-graphite, sans enrobage des particules de graphite affiche un module plus élevé dans la direction (XY) que dans la direction de compression de frittage (Z). Le composite est nettement plus rigide avec l'utilisation des graphite GN200 dans la direction (XY) et à peine dans la direction de compression de frittage (Z). L'utilisation des graphites GN400 ou GN800 ne rigidifie pas plus les composites qui affichent des comportements mécaniques proches de celui contenant des graphites de type GN200.

La **figure 1.35-(d)** montre les courbes de contrainte- déformations de composite cuivre-graphite, où les particules de graphites ne sont pas enrobées (GF) et couvrent 20% vol. ou sont de type GN200 et couvrent 20% vol. ou 50%vol. Les composites constitués de graphites sans enrobage affichent une résistance élastique et un allongement à la rupture faibles. Les composites constitués de 20%vol. de particules de graphites enrobés affichent une résistance élastique supérieure dans la direction (XY). Le domaine élastique est plus étendu et l'allongement à la rupture est au moins deux fois supérieur. En introduisant trop de graphite (50% vol.), les propriétés mécaniques du composite cuivre-graphite s'écroulent et on retrouve dans les deux directions la fragilité d'un composite avec des particules de graphite sans enrobage.

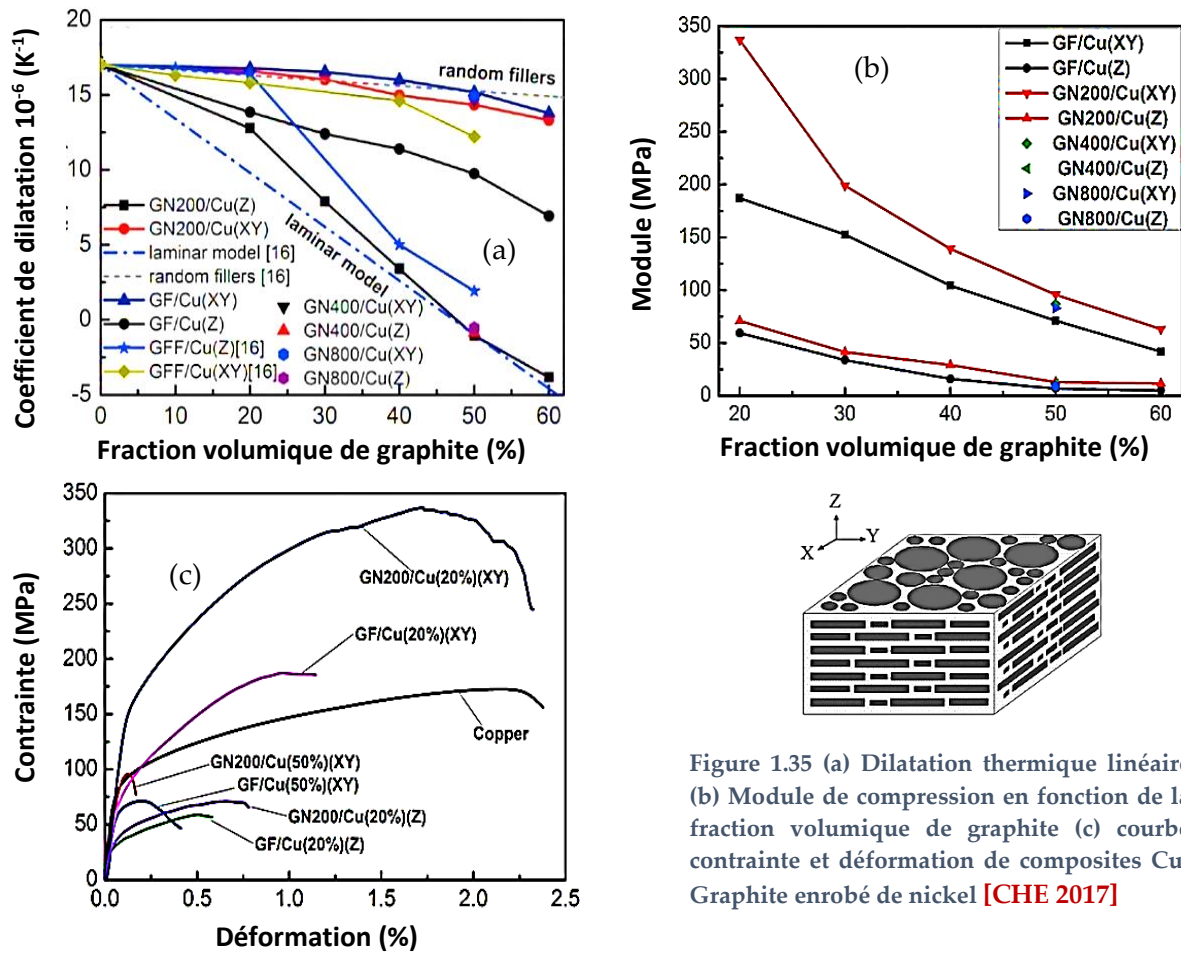


Figure 1.35 (a) Dilatation thermique linéaire (b) Module de compression en fonction de la fraction volumique de graphite (c) courbe contrainte et déformation de composites Cu-Graphite enrobé de nickel [CHE 2017]

Pour conclure, les propriétés thermiques du composite peuvent être améliorées par les graphites dits fortement alignés ou orientés. Les interfaces entre les particules et la matrice métallique sont les points limitants, d'où un ensemble de stratégies de mise en œuvre. Il s'agit de stratégies d'enrobage métallique ou céramique des particules de graphite pour réduire les interfaces. L'utilisation de ces méthodes conduisent généralement à un composite plus dense avec moins de vides aux interfaces matrices métallique- graphite et par conséquent à des matériaux plus conducteurs, souvent plus durs et possédants des propriétés mécaniques supérieures dans la direction perpendiculaire à celle de compaction lors du frittage. À côté de ces méthodes, certains auteurs utilisent des éléments d'addition dans la matrice métallique (Mn, Cr, Ti, Zr...) qui permettent de former des couches intermédiaires à l'interface matrice métallique-graphite.

Pour réduire la quantité de cuivre dans leurs formulations de garniture, en plus d'augmenter les taux massiques de fer, le fabricant va introduire une portion massique de graphite plus importante. Le graphite est un bon candidat à la substitution d'une partie du cuivre du fait de ses propriétés thermiques. Cependant, le cuivre a l'avantage d'apporter de la ductilité. De plus, il existe un optimum de proportion de graphite à introduire dans les formulations aux risques de fragiliser les composites.

3.3.3. Propriétés de composite à matrice métallique renforcé par des céramiques (MMC)

Les céramiques remplissent la fonction d'abrasifs ou de renforts. Il en existe de toutes sortes (oxydes, carbures, nitrures ...) : l'alumine (Al_2O_3), silicate de zirconium (ZrSiO_4), zircone (ZrO_2), carbure de silicium (SiC), carbure de bore (B_4C), fluorure de calcium CaF_2 ... Les céramiques sont souvent caractérisées par leurs duretés et par leurs propriétés abrasives. Ils possèdent de très hauts points de fusion et sont par conséquent inertes aux températures de freinages mêmes les plus sévères.

- Tjong [TJO 2000] s'intéresse au composite Cuivre-SiC. Il étudie et compare différentes formulations contenant entre 0 et 20 % volumique de carbure de silicium SiC. Plus la fraction volumique de céramiques est importante plus le fritté est poreux. Tjong caractérise mécaniquement (traction et dureté) les composites et mesure une diminution de la résistance élastique de 154 MPa à 97 MPa, une baisse de l'allongement à la rupture de 36% à 6.5% et une augmentation de dureté (micro dureté Vickers) de 82 à 101 à mesure que la fraction volumique de céramiques augmente de 0% à 20%. Les matériaux subissent des essais de frottement. Plus le composite contient des céramiques, plus il est résistant à l'usure (figure 1.36). Au-delà de 20% volumique de céramiques dans la matrice métallique, les céramiques sont beaucoup plus sujettes à la décohésion. La décohésion massive va favoriser la recirculation des céramiques dans le contact. Ces mécanismes augmentent l'usure du composite par « auto-abrasion » [TU 1998]. En cas de fusion de la matrice (alliages de cuivre) les céramiques seules seront garantes de la stabilité du frottement autour des tolérances élevées imposées.
- Pour améliorer les interfaces cuivre-céramique, Moustafa [MOU 2002b] adopte la même méthode que sur les composites cuivre-graphite qu'il élabore par compression à chaud. Il enrobe les particules de céramique SiC de cuivre et aboutit à un composite aux propriétés mécaniques supérieures. Pour un composite Cuivre-SiC (20% massique) élaboré par frittage, il mesure une résistance élastique de 83 MPa contre 16 MPa sans revêtement des céramiques, une résistance à la rupture de 344 MPa contre 135 MPa sans revêtement. Pour réduire les interfaces décohésives entre la matrice métallique et les charges céramiques, certaines garnitures contiennent des intermétalliques pour jouer le rôle d'abrasif.

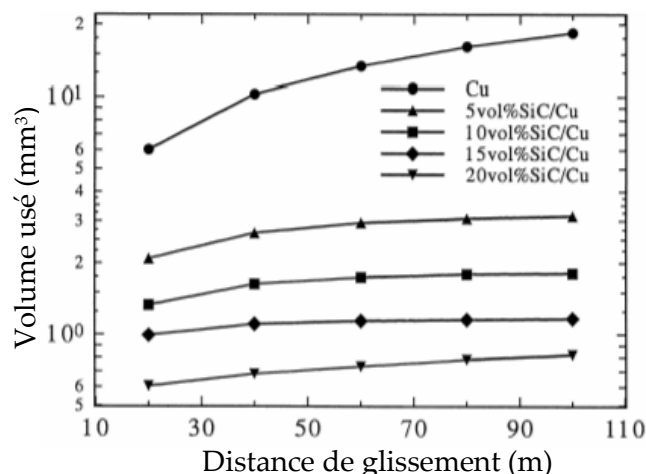


Figure 1.36 Volume usé de composites Cuivre- céramique en fonction de la distance de glissement [TJO 2000]

Sous réserve de faisabilité, les propriétés volumiques (thermiques et mécaniques) d'un matériau de friction peuvent être optimisées en contrôlant son hétérogénéité (porosité, taux volumique de matrice, ... etc.). Le frottement en revanche est beaucoup plus complexe, surtout quand intervient le troisième qui s'intercale à l'interface entre les organes du frein à disque. La considération de la

dynamique des tribomètres d'essai est une autre difficulté. Le développement de garniture résulte de compromis multiples qui dans tous les cas ne doivent jamais dégrader le frottement et les performances à l'usure du système. La microstructure des matériaux des garnitures peut donner des indices permettant d'anticiper certains aspects de leurs comportements tribologiques, notamment d'usure, avant les essais de freinages. En ce sens, les développements devraient tenir compte de cette dimension pour écarter d'emblée certaines formulations.

4. Performances vibroacoustiques

Sur un train les sources de bruit sont nombreuses (roulement, aérodynamique, inter-circulation, motrice, glissement roues- rail ...) [COU 2014]. Un effort particulier est désormais porté sur la réduction des nuisances sonores générées par les trains en général. Depuis 2009, un cadre législatif impose des limitations acoustiques des matériels roulant via des STI Bruit (spécifications Techniques d'Interopérabilité). À l'entrée en gare, lors de l'immobilisation des TGV, les freins à disque sont avec le glissement roue- rail les principales sources de nuisances sonores.

4.1. Crissement des freins à disque

4.1.1. Nuisance sonore des TGV à l'entrée des gares

Lorang [LOR 2007a] expose dans sa thèse, des statistiques d'occurrence de crissement d'entrée en gare de TGV réalisées par la SNCF (figure 1.37). Les fréquences des nuisances sonores enregistrées sont situées entre 2 kHz à 16kHz. Les bruits générés de fortes amplitudes acoustiques, de plus de 100 dB, sont comprises entre 10 kHz et 16 kHz. Selon les classifications des bruits induits par frottement d'Akay [AKA 2002], ces fréquences correspondent au crissement.

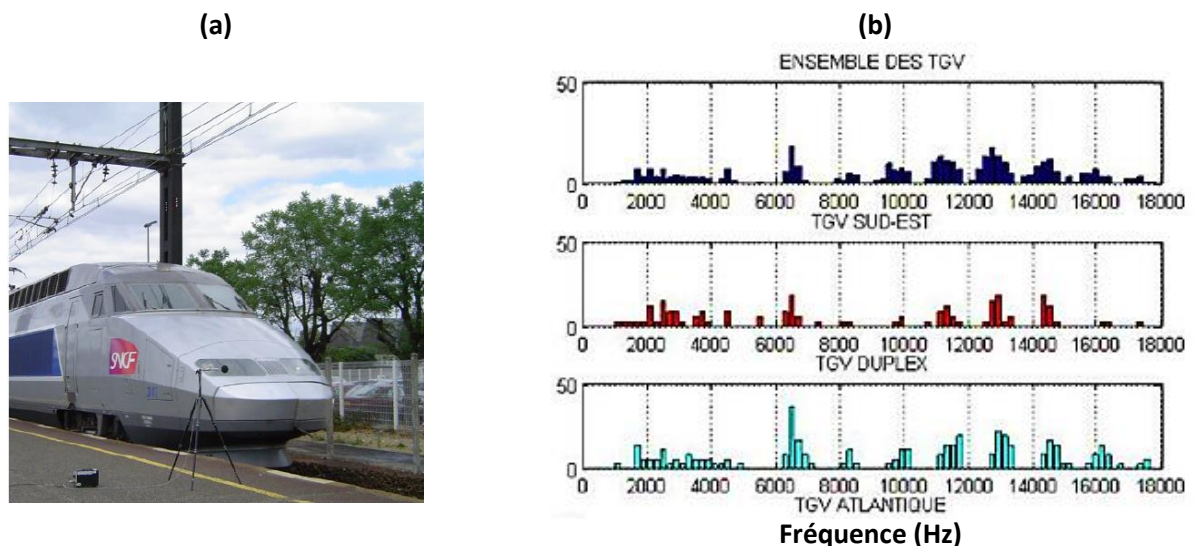


Figure 1.37 (a) Mesure de bruits en gare à 1 m du quai (b) pourcentage d'occurrences de crissement par rapport au nombre de bogies crissant sur 40 trains de tous types [SNCF]

4.1.2. Influence du système sur la signature vibroacoustique de frein à disque

Lorang [LOR 2007a] réalise une campagne de mesures avec instrumentation embarquée (microphone et vibromètre) sur un bogie de TGV. L'essai est un freinage de maintien à 10 km/h, durant 30 s, et

pression apparente de 0.5 MPa. Il observe les mêmes fréquences de crissement qu'à l'entrée en gare TGV. Il parvient également à reproduire les phénomènes sur banc échelle 1.

D'où, Lorang ne poursuit pas les essais avec instrumentation embarquée sur TGV, car ils sont difficiles à mettre en œuvre (encombrement et risque de détérioration des équipements).

Lorang réalise des analyses modales expérimentales (marteau de choc) du système de freinage en condition garnitures serrées puis ouvertes, dont il confronte les fréquences à celles du crissement enregistré durant un freinage de maintien à basse vitesse, **figure 1.38**. Les fréquences propres de crissement correspondent à celles de vibrations du disque libre au-delà de 7000 Hz. La démonstration incrimine les modes déformations du disque dans la naissance du crissement sur un banc à l'échelle 1.

Les modes de garniture sont absents. De ses observations, Lorang tire les conclusions suivantes :

- Les fréquences vibratoires de disque émergentes coïncident avec les fréquences acoustiques. Ceci justifie le lien existant entre le rayonnement acoustique et le comportement vibratoire du système de freinage.
- Les fréquences vibratoires émergentes restent stationnaires au cours du freinage.

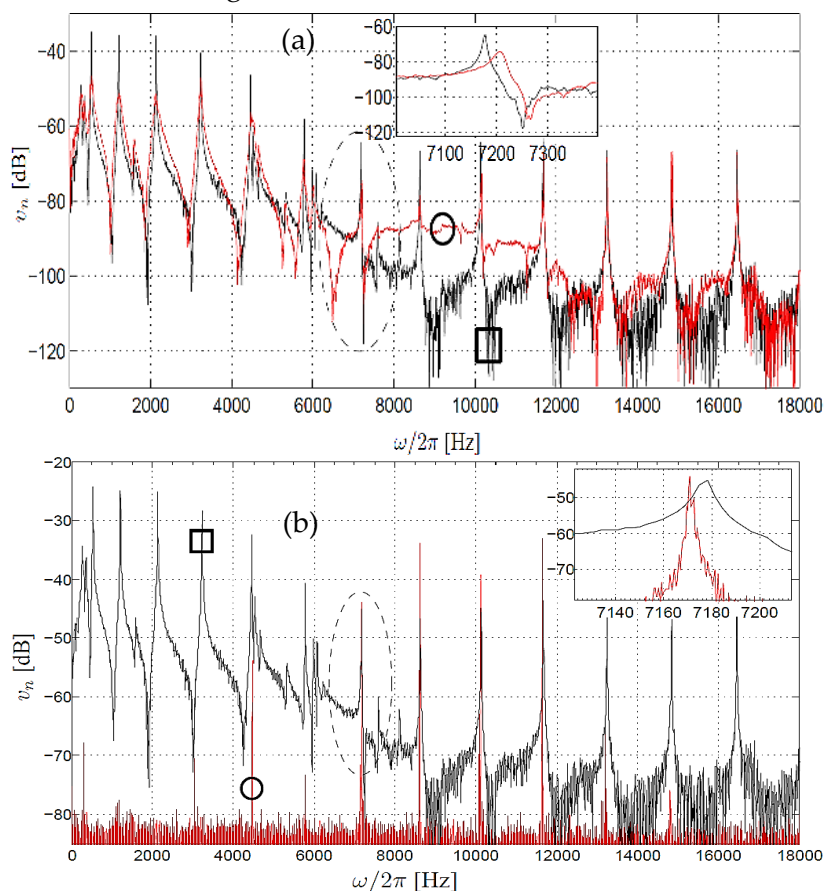


Figure 1.38 (a) Réponse en vitesse d'un point du disque à une excitation au marteau de choc (réf. 12,5 mm/s) ; garnitures ouvertes (□) et fermées(o) ; (b) réponse en vitesse d'un point du disque à une excitation au marteau de choc, garniture ouverte (□) FFT du crissement au banc de freinage (o) [LOR 2007a]

À l'entrée des gares, les freins à disque crissent. Les fréquences de crissement coïncident avec des fréquences propres de disque. Ce qui prouve le lien entre les vibrations et les phénomènes de crissement et pointe la responsabilité des systèmes dans son apparition. Différentes théories reposant sur des notions d'instabilité vibroacoustique tentent d'expliquer le crissement.

4.2. Vibrations induites par frottement et notion d'instabilité

Les systèmes tribologiques sont à l'origine de mécanismes de vibrations dont les plus associés aux phénomènes de crissement sont classifiés sous les termes génériques de stick-slip, de sprag-slip et de couplage de modes. Chacune de ces théories est explicitée via des modèles génériques minimalistes et font intervenir des conditions différentes d'instabilité.

4.2.1. Stick-slip

Le stick-slip est le premier concept tentant d'expliquer l'apparition de vibrations auto-entretenues induites par le frottement. Phénoménologiquement, cette vibration est définie par une succession de phases d'adhérence, de glissement et de décollement [LIN 2005]. Ce mécanisme de vibrations auto-entretenues est généralement associé à un modèle minimaliste à un degré de liberté (figure 1.39). Les déplacements normaux ne sont pas autorisés. Une force normale est exercée sur un objet massif en contact avec un tapis circulant à une vitesse V constante.

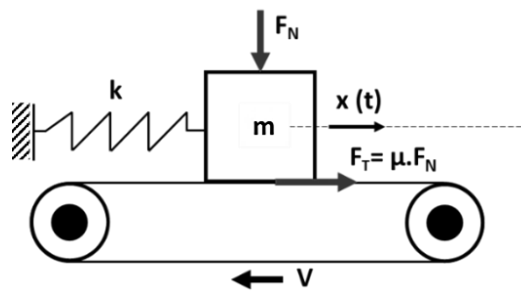


Figure 1.39 Modèle minimaliste décrivant le stick-slip ; F_N force normale ; F_T force tangentielle [ELM 2013]

Le critère d'instabilité des mécanismes de stick-slip dépend de la loi de frottement considérée :

- Loi de Coulomb à coefficient de frottement constant en fonction de la vitesse relative de frottement avec $\mu_s > \mu_d$;
- Loi de frottement en fonction de la vitesse relative de glissement.

LOI DE COULOMB

La figure 1.40 montre une représentation de la loi de frottement de Coulomb avec une condition nécessaire afin de pouvoir déstabiliser le système (instabilité par flottement) : le frottement statique (μ_s) est supérieur au frottement dynamique (μ_d). Si, la vitesse de la masse devient équivalente à la vitesse de glissement du tapis, alors il y a adhérence. Si, la vitesse de la masse est supérieure à celle de la roue alors le glissement relatif entre les deux surfaces est positif. Sinon, le glissement est négatif.

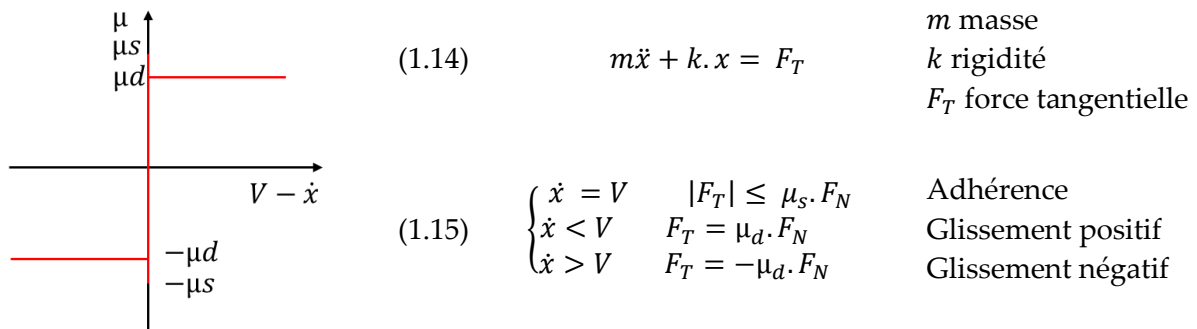


Figure 1.40 Modèle de Coulomb à frottement constant avec $\mu_s > \mu_d$; (1.14) équation du mouvement ; (1.15) conditions d'adhérence et de glissement [ELM 2013]

Le diagramme de phase, **figure 1.41**, présente la solution de l'équation de mouvement avec hypothèses du frottement de Coulomb et $\mu_s > \mu_d$. La position d'équilibre est stable tant que (x, \dot{x}) est inscrit dans le domaine délimité par Γ . Hors de ce domaine, la position d'équilibre est instable et décrit des cycles limites tels que Γ' . La masse glisse tant que sa vitesse est différente de celle du tapis. Elle est immobile dès que sa vitesse est identique à celle du tapis sur AB (collage).

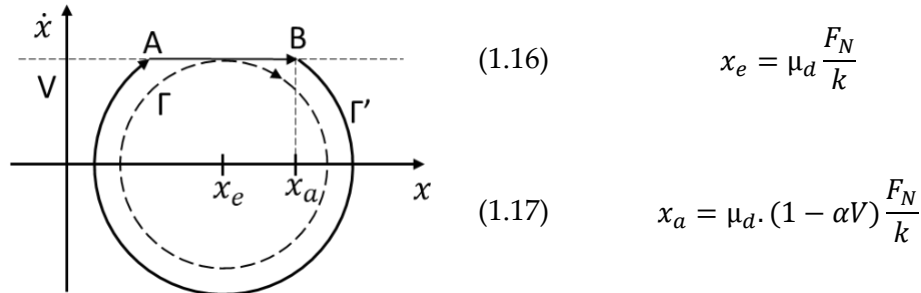


Figure 1.41 Diagramme de phase ; x_e position d'équilibre ; x_a condition d'adhérence [ELM 2013]

MODÈLE DE FROTTEMENT LINÉAIRE EN FONCTION DE LA VITESSE DE GLISSEMENT

Mills [MIL 1938] observe expérimentalement l'apparition du crissement lorsque le frottement dynamique suit une loi décroissante en fonction de la vitesse relative de glissement. L'équation du mouvement de la masse est exprimée en (1.18). Les conditions d'adhérence et de glissement sont précisées. Le terme α désigne la pente de la loi de frottement en fonction de la vitesse relative de glissement. La loi de frottement ajoute à l'équation du mouvement un terme d'amortissement négatif ($\alpha\mu_s F_N$). La condition d'instabilité dépend du signe de la pente α de la loi de frottement. Un amortissement positif déstabilise l'équilibre du système, soit $\alpha > 0$.

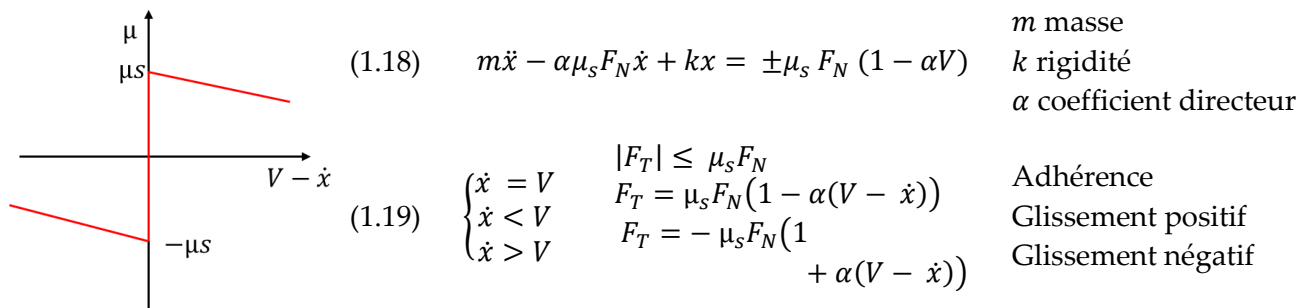


Figure 1.42 Modèle de frottement décroissant en fonction de la vitesse relative de glissement [ELM 2013]

4.2.2. Sprag-slip

Spurr [SPU 1961] montre qu'à grande vitesse, les vibrations peuvent naître même si le coefficient de frottement est constant. Il introduit ainsi sa théorie de sprag-slip comme mécanisme de génération de vibration mettant en jeux des cycles d'arc-boutement provoquant des alternances d'arrêts succincts (blocages ou spragging), puis de glissement qui se poursuit lorsque les corps en contact sont suffisamment déformés. La **figure 1.43** montre le modèle minimaliste associé au sprag-slip [SPU 1961]. Dans le modèle de Spurr, une poutre de longueur (L) , dépourvue de masse, inclinée d'un angle θ frotte sur un tapis roulant à une vitesse V .

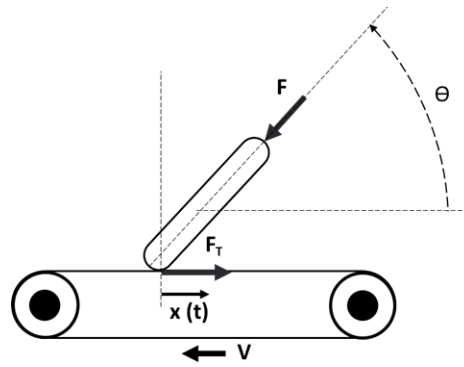


Figure 1.43 Modèle minimaliste du sprag-slip [SPU 1961]

Le spragging est à l'origine de variations de forces de contact normale et tangentielle. L'effort tangentielle peut s'écrire comme (1.20). Le glissement est bloqué si et seulement si F_T tend vers l'infini. C'est-à-dire lorsque θ tend vers $\text{tg}^{-1}(1/\mu)$.

$$(1.20) \quad F_T = \mu \cdot \frac{L}{2 \cdot (1 - \mu \cdot \tan(\theta))}$$

$$(1.21) \quad \text{Si } \theta \rightarrow \text{tan}^{-1}(1/\mu) \text{ alors } F_T \rightarrow \infty$$

| |
|---------------------------|
| F_T force tangentielle |
| μ frottement |
| L longueur de la poutre |
| Condition d'arc-boutement |

4.2.3. Couplage des modes

Sur un système tribologique à huit degrés de liberté, North [NOR 1976] observe également que le crissement peut apparaître avec un coefficient de frottement constant et indépendant de la vitesse relative de glissement. Le modèle de sprag-slip n'est cependant plus suffisant pour décrire la stabilité de l'équilibre glissant. Dans le cas de système à plus de deux degrés de liberté, comme celui d'un frein à disque, c'est la théorie du couplage de mode qui est la plus appropriée pour décrire la stabilité des vibrations auto-entretenues induites par le frottement. Dans cette théorie, la stabilité des systèmes dynamiques est régie par un critère mathématique ; c'est le critère dit de Lyapunov [LYA 1992] qui s'applique également à de nombreux autres domaines. Pour introduire la théorie de couplage de modes pour l'étude de stabilité linéaire, considérons le modèle à trois degrés de liberté de Hoffman [HOF 2002]. La figure 1.44 présente le modèle générique associé au système de Hoffman. Un objet massif et de raideur k_3 glisse sur tapis circulant à une vitesse V . Deux ressorts de raideurs k_2 et k_1 maintiennent l'objet plaqué contre le tapis roulant.

L'équation du mouvement s'écrit :

$$(1.22) \quad \begin{bmatrix} m & 0 \\ 0 & m \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \ddot{x} \\ \ddot{y} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} k_{11} & k_{12} - \mu \cdot k_3 \\ k_{21} & k_{22} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} x \\ y \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad \begin{cases} k_{11} = k_1 \cos^2 \alpha_1 + k_2 \cos^2 \alpha_2 \\ k_{12} = k_{21} = k_1 \sin \alpha_1 \cos \alpha_1 + k_2 \sin \alpha_2 \cos \alpha_2 \\ k_{22} = k_1 \sin^2 \alpha_1 + k_2 \sin^2 \alpha_2 + k_3 \end{cases}$$

k_{11} , k_{21} , k_{22} dépendent des angles et des raideurs du système dynamique. La matrice de rigidité est asymétrique du fait de la considération du coefficient de frottement constant. Les solutions propres de (1.22) sont des valeurs complexes de la forme : $s_j = r \pm i\omega$ avec $f = \frac{\omega}{2\pi}$. On recherche les instabilités par flottement, donc $\text{Im}(s_j) \neq 0$. Si $\text{Re}(s_j) > 0$, alors la position d'équilibre est instable.

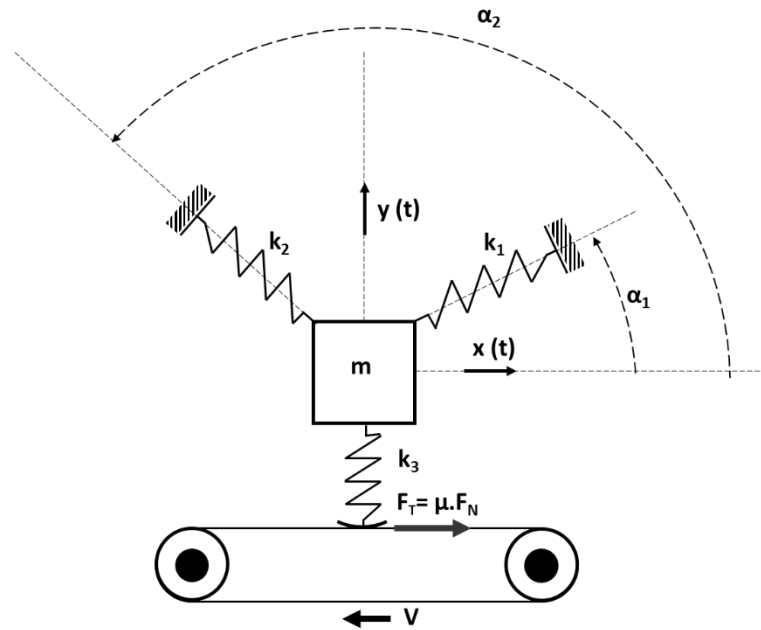


Figure 1.44 Modèle de couplage de mode [HOF 2002]

La méthode de couplage des modes permet d'étudier l'instabilité de l'équilibre glissant en fonction de paramètres dits de contrôle qui peuvent être matériaux, tribologiques, structuraux, etc. La **figure 1.45** illustre des résultats d'étude de stabilité suivant les paramètres de frottement a) b), d'angle d'attaque c) d) et de raideur de traction-compression e) f). Lorsque la condition d'instabilité est vérifiée (partie réelle d'une des solutions propres positive), alors les fréquences du système coalescent ; on parle alors de couplage de mode (lock-in).

Lorsque toutes les parties réelles des valeurs propres sont inférieures ou égales à zéro, les fréquences propres du système se dissocient et le système redevient stable. C'est la bifurcation dite de Hopf (lock-out). Passé un seuil critique, les frottements élevés favorisent les instabilités. Les paramètres géométriques ou matériaux semblent être des optimums capables de préserver la stabilité.

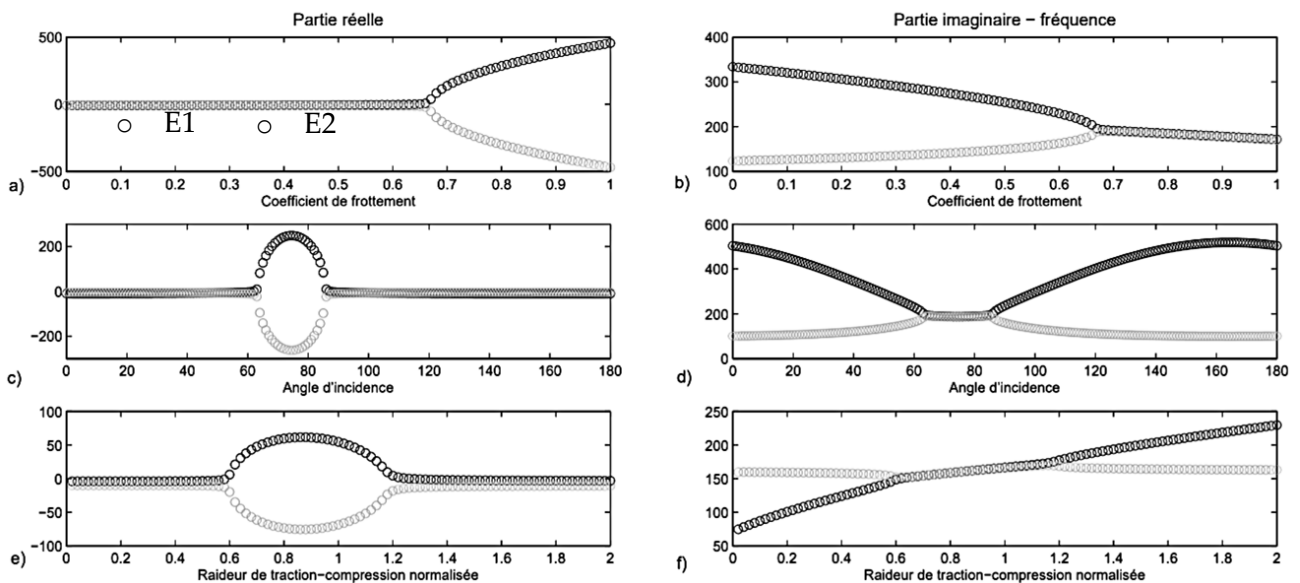


Figure 1.45 Évolutions des parties réelles et imaginaires des valeurs propres en fonction a) et b) du coefficient de frottement, c) et d) de l'angle d'incidence ; e) et f) de la raideur de traction-compression normalisée [ELM 2011]

Plusieurs théories de vibrations auto-entretenues définissent des critères d'instabilité qui conditionnent la forte probabilité d'apparition du crissement. Le critère d'instabilité du stick-slip repose sur des lois de coefficient de frottement dynamique en fonction de la vitesse relative de glissement. La responsabilité du stick-slip sur l'apparition des phénomènes de crissement est très controversée. Le critère d'instabilité du sprag-slip dépend de paramètres structuraux et les instabilités peuvent apparaître même avec un frottement constant donc indépendant de la vitesse relative de glissement. Ce modèle est cependant trop pauvre pour décrire les vibrations d'un système dynamique de plus de deux degrés de liberté tel qu'un système de frein à disque.

Dans l'industrie, l'approche du couplage de modes pour l'étude de stabilité stationnaire et linéaire est très utilisée pour sa facilité d'implémentation numérique. Elle constitue un outil très prisé qui est utilisé afin de prédire la propension au crissement des freins. Associée à des méthodes de caractérisations modales expérimentales, l'analyse modale complexe permet de discriminer les éléments du système qui seraient « éventuellement » responsable du crissement. Malgré toutes ces avancées pour expliquer le crissement et le résoudre, la raison et les conditions du déclenchement du phénomène sont mal comprises. Quelques éléments seront apportés dans ce manuscrit concernant ce dernier point avec un regard matériau et surface.

4.3. Influence des interfaces de frottement sur le crissement

De nombreux chercheurs s'accordent sur l'origine surfacique du phénomène de crissement. Les travaux récents tentent de faire le lien entre l'apparition du phénomène, l'évolution des matériaux et surtout de celles des surfaces durant le frottement. Les non-linéarités sont encore très peu prises en compte dans les modèles d'études de stabilité. Le caractère furtif du crissement et les changements de fréquences instables suggèrent des liens entre l'apparition du phénomène et les évolutions de paramètres matériaux volumiques dues aux sollicitations et ou surfaciques dues à la tribologie.

- Les évolutions surfaciques peuvent intensifier des amplitudes acoustiques de crissement de fréquences instables déjà présentes.
- Les évolutions des propriétés volumiques peuvent provoquer des changements de fréquences instables.

De manière analogue aux modèles de frottement, l'étude de l'influence de la topographie de surface sur les phénomènes de crissement a d'abord été axée sur la description de la rugosité. Afin de prendre en compte l'évolution des surfaces, elle a plus tard porté sur la description du cycle de vie des plateaux de portance de troisième corps [ERI 1999] [WAN 2018]. L'ensemble de ces travaux ont plus récemment conduit aux stratégies expérimentales de texturation des surfaces de frottement pour l'étude d'occurrences de bruit.

Wang étudie l'influence de la topographie de surface de frottement d'un composite fer-graphite et de son évolution du fait de l'usure, sur la propension au crissement du système. Le matériau subit des essais de frottement sur un tribomètre alternatif « ball-on flat » suivant des paramètres de 5N de force normale et une fréquence de glissement alternatif de 0.5 Hz. Les surfaces des échantillons sont préparées par sablage [WAN 2018] afin de contrôler leurs rugosités.

- Plus les surfaces initiales du composite sont lisses, plus le système est favorable au crissement (>80dB). Wang explique que sur une surface lisse à l'initial, le frottement engage des mécanismes tribologiques de détachements particules et d'adhésion.
- Plus la surface initiale de frottement est rugueuse, plus le crissement du système est de faible amplitude sonore. La [figure 1.46](#) montre des observations de l'évolution d'une surface rugueuse

préparée par sablage du protocole de Wang. À l'instant t_1 , la surface rugueuse favorise la formation de petits plateaux de portance (entourés en blanc). Puis, ces plateaux s'étendent.

- Quelle que soit la préparation des surfaces, les fréquences instables sont les mêmes avec plus ou moins d'harmoniques. La topographie semble n'affecter que les amplitudes sonores de crissement.

Des études de Wang, il apparaît que les systèmes les moins crissants, mettent en jeux des surfaces initialement les plus rugueuses et qui favorisent la formation de plateaux de portance de faibles dimensions. Sur un matériau donné, la croissance progressive des plaques de portances au fil des séquences, semble en lien avec l'augmentation de l'amplitude sonore de crissement qui finit par atteindre une limite maximale. Cette observation montre le lien entre le crissement et le cycle de vie des plateaux de portance, de leur formation, à leur croissance jusqu'à leur destruction.

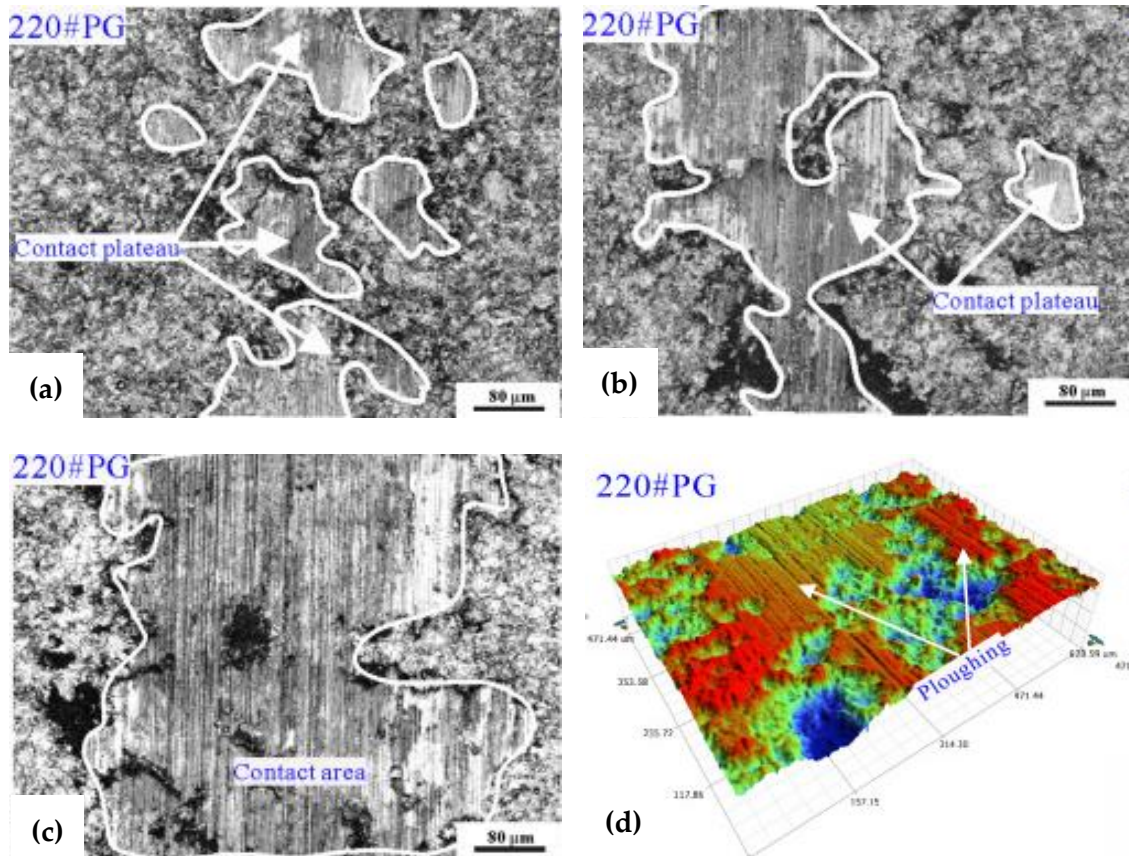


Figure 1.46 Observations MEB-SE de l'évolution de surface de frottement d'un composite fer-carbone à différents instants du programme d'essai de frottement sur un tribomètre alternatif type « ball-on-flat », (a) $t_1=200$ s début de la séquence ; (b) t_2 déclenchement du crissement ; (c) $t_3=1500$ s fin de la séquence ; $t_1 < t_2 < t_3$; (d) topographie du matériau 220#PG [WAN 2018]

De ce qui précède, il semblerait que pour limiter les phénomènes de crissement par optimisation matériau, il faut une surface suffisamment rugueuse pour former des plateaux de portance dont la croissance doit être limitée pour préserver une certaine irrégularité topographique (rugosité artificielle). La rugosité structurelle (obtenue par sablage) facilite l'accumulation des particules et permet la construction de plateaux de portance. Cette rugosité structurelle a également une durée de vie.

5.Stratégie de thèse et objectifs

Le projet GLGV vise à développer des garnitures de frein basse teneur en cuivre qui doivent pouvoir couvrir des besoins de freinage plus importants. La thèse s'intéresse principalement aux aspects matériaux et surface qu'on a souhaité dissocier des aspects systèmes et structuraux qui ont fait l'objet des travaux de Mann [MAN 2016]. Aujourd'hui, les développements du matériau de freinage sont empiriques et quasi-exclusivement soutenus par les essais de freinage d'échelle 1 du fait de leur complexité et de celle des phénomènes qu'induit le frottement à grande vitesse. Il n'existe pas de liens établis entre la formulation des garnitures de frein et leurs performances. La thèse est une contribution à l'établissement de ces liens en étudiant des formulations réduites et en travaillant sur des systèmes tribométriques plus simples. Les études s'attachent à définir des liens entre :

- la formulation simplifiée représentative des développements du fabricant et ses propriétés microstructurale, thermique, mécanique et thermomécanique,
- les propriétés et les performances tribologiques notamment d'usure et vibroacoustiques.

La **figure 1.47** reprend schématiquement les différents volets de la stratégie de thèse à savoir :

- la caractérisation de la microstructure et des propriétés de formulations réduites des matériaux de garniture de frein basse teneur en cuivre représentatives des développements industriels ;
- la caractérisation de leurs performances tribologiques sur tribomètre d'échelle réduite/ d'échelle 1;
- l'analyse des matériaux et des surfaces après les essais de freinage, afin d'identifier des mécanismes de frottement et d'usure de la formulation simplifiée.
- l'observation de l'influence des mécanismes de frottement et d'usure de différents matériaux de garniture de frein ferroviaire sur le comportement vibro-acoustique d'un tribomètre simplifié (CrisMat).

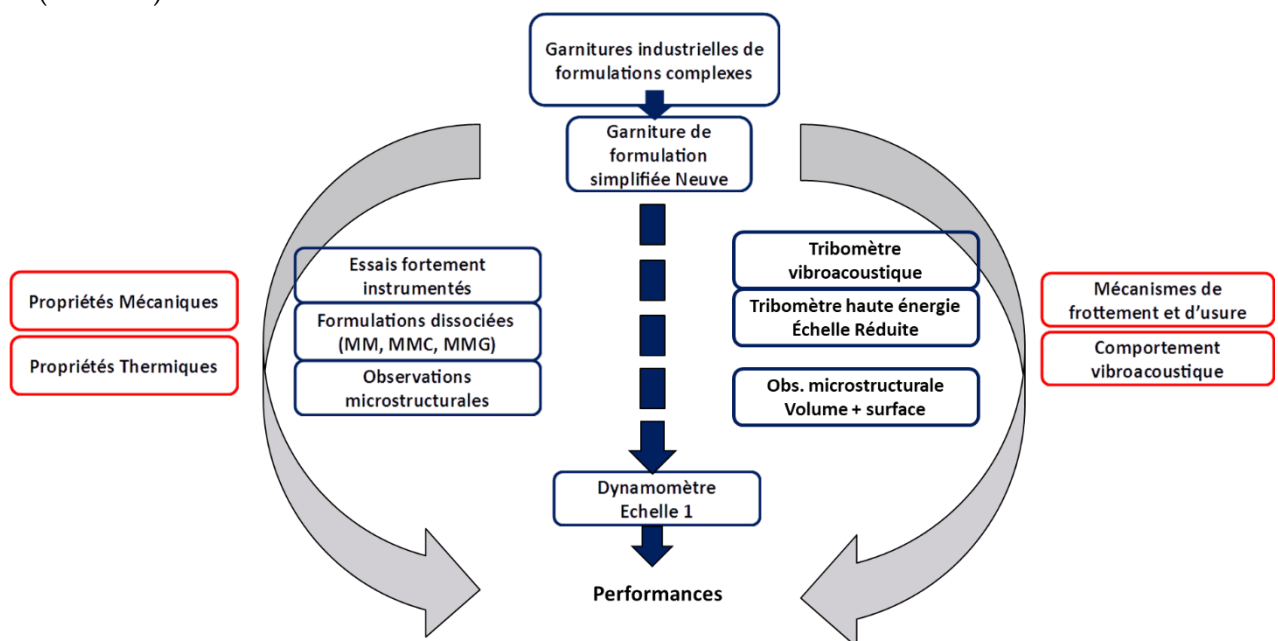


Figure 1.47 Schéma de la stratégie de thèse avec en rouge les problématiques ; E1 : échelle 1, ER : échelle réduite ; MM : matrice métallique, MMC : matrice métallique et céramique, MMG : matrice métallique et graphite

Chapitre 2 Microstructure et propriétés de matériaux de friction pour le freinage ferroviaire

Les réglementations environnementales de certains pays imposent aux fabricants de garniture une réduction de la teneur en cuivre dans leur formulation. Cette contrainte conduit le fabricant à rechercher des évolutions de la formulation historique riche en cuivre ; la G35. La [figure 2.1](#) présente une synthèse des compositions massiques des différents matériaux qui interviendront tout au long du manuscrit. Cette synthèse est évocatrice des stratégies d'évolution des formulations historiques G35, fortement chargées en cuivre, vers les garnitures G36 qui en contiennent moins. La baisse du taux massique de cuivre dans les nouvelles formulations G36 est principalement compensée par ceux du fer et du graphite.

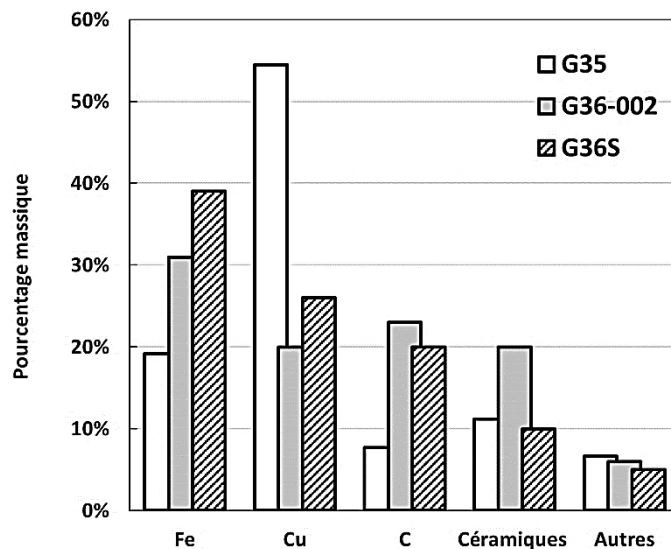


Figure 2.1 Formulations Fe-Cu-C de base G35, G36-002 et G36S

Le présent chapitre expose l'étude comparée de l'hétérogénéité de trois formulations :

- la G35, formulation historique à forte teneur en cuivre qui est homologuée par l'UIC et certifiée au trafic international,
- la G36-002, un prototype industriel contenant moins de cuivre,
- la G36S, de composition simplifiée de la nouvelle famille de formulations industrielles G36-002.

Le chapitre présente plus loin des caractérisations de propriétés thermique, mécanique et thermomécanique de formulations réduites des développements industriels en cours qui sont discutées par rapport à leurs hétérogénéités microstructurales respectives.

CHAPITRE 2 MICROSTRUCTURE ET PROPRIÉTÉS DE MATÉRIAUX DE FRICTION POUR LE FREINAGE FERROVIAIRE

| | |
|--|-----------|
| | 47 |
| 1. Microstructure de garniture de base Fe-Cu-C | 49 |
| 1.1. Microstructure de la formulation historique de garniture de frein ferroviaire G35 | 49 |
| 1.2. Microstructure d'une formulation industrielle en cours de développement G36-002 | 49 |
| 1.3. G36S : formulation simplifiée de la G36-002 | 50 |
| 1.3.1. Constituants de la G36S | 50 |
| 1.3.2. Mise en œuvre de la G36S | 51 |
| 1.3.3. Microstructure de la G36S | 52 |
| 1.4. Hétérogénéités des microstructures des formulations de bases G35 et G36 | 56 |
| 1.4.1. Indicateurs microstructuraux de G36S extraits de la microtomographie X | 56 |
| 1.4.2. Comparaison des différentes formulations G35 et G36 | 57 |
| 2. Comportement mécanique en compression uniaxiale de la G36S | 60 |
| 2.1. Protocole de compression uniaxiale avec corrélation d'images | 60 |
| 2.2. Comportement en compression uniaxiale | 61 |
| 2.3. Conclusions | 63 |
| 3. Propriétés thermomécaniques de la G36S | 64 |
| 3.1. Dilatation thermique en atmosphère oxydante | 64 |
| 3.1.1. Protocole | 64 |
| 3.1.2. Résultats de dilatation en milieu oxydant | 65 |
| 3.2. Dilatométrie en atmosphère inerte | 66 |
| 3.3. Conclusions | 67 |
| 4. Propriétés thermiques de la G36S | 68 |
| 4.1. Protocole et résultats | 68 |
| 4.2. Discussions | 70 |
| 5. Conclusion | 73 |

1. Microstructure de garniture de base Fe-Cu-C

On retrouvera dans ce paragraphe, des caractérisations microstructurales de la G35 issues des travaux de Copin [COP 2000]. Puis, il viendra des observations microstructurales de la G36-002 qui est une formulation basse teneur en cuivre dont le développement a été interrompu. Enfin, la G36S qui est une formulation simplifiée de la même famille que la G36-002. Chacune de ses formulations vont intervenir tout au long de ce manuscrit. Seule la G36S sera décrite dans les moindres détails, c'est-à-dire des matières premières à la garniture frittée.

1.1. Microstructure de la formulation historique de garniture de frein ferroviaire G35

La G35 est la garniture frittée métallique pour le ferroviaire la plus documentée en termes de performances, cependant les détails de sa formulation et de son procédé de mise en œuvre sont confidentiels. Cette base de formulation fera office de référence dans toutes les études de cette thèse. Pour avoir accès à la constitution de la G35, Copin réalise une analyse chimique par spectroscopie d'émission plasma (ICP) [COP 2000]. Il ressort de ces analyses que le matériau est composé à 77% massique de matrice métallique (elle-même composée de 70 % de cuivre et 30 % de fer). Le carbone, issu des graphites, représente 8% massique du mélange. Le complément est composé de diverses charges abrasives et de faibles quantités d'adjuvants de frittage (< 5% massique) (tableau 2.1).

Tableau 2.1 Composition de la G35 obtenue par ICP en %massique [COP 2000]

| Fe | Cu | Sn | Mn | C | Si | Al | O | W | Mo | Cr | Zn |
|------|------|-----|------|-----|-----|-----|------|------|------|------|-----|
| 19.2 | 54.5 | 2.7 | 0.08 | 7.7 | 3.3 | 2.3 | 5.61 | 2.78 | 0.56 | 0.42 | 0.1 |

Copin [COP 2000] réalise des micrographies de la G35. La figure 2.2-(a) représente un échantillon ayant subi une attaque chimique au perchlorure de fer (FeCl_3) afin de révéler la microstructure du cuivre et de ces alliages. Elle montre distinctement : la matrice métallique qui est constituée de bronzes et de fer. Les figure 2.2-(b), la figure 2.2-(c) et figure 2.2-(d) montrent les inclusions de particules de céramiques (alumine Al_2O_3 et silice SiO_2) et de graphites dans la matrice métallique.

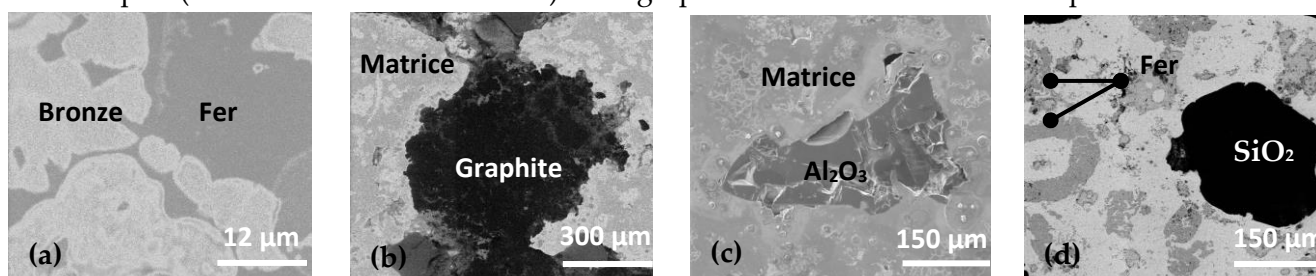


Figure 2.2 Microstructure de la formulation G35, (a) MEB- BSE de la matrice métallique révélée par attaque au perchlorure de fer (b) MEB- SE d'une particule de graphite sans la matrice (c) MEB- SE d'une particule d'alumine Al_2O_3 (d) MEB- BSE d'une particule de silice SiO_2 [COP 2000]

1.2. Microstructure d'une formulation industrielle en cours de développement G36-002

La figure 2.3-(a) est une micrographie MEB (contraste chimique par détecteur BSE) de la G36-002. Les éléments de la garniture sont identifiés précisément en réalisant des analyses ponctuelles à l'EDS. Les analyses révèlent la présence du cuivre, du fer, de l'aluminium, du zirconium, du silicium, du carbone, d'oxygène. La cartographie EDS, (figure 2.3-(b)), décrit la répartition de chacun de ces éléments dans la matrice métallique. La garniture est composée de grandes fibres métalliques en cuivre. Elle contient

trois types de céramiques. On identifie des particules de silicate de zirconium ($ZrSiO_4$), de carbure de silicium (SiC) et d'alumine (Al_2O_3) qui peuvent être adjacentes.

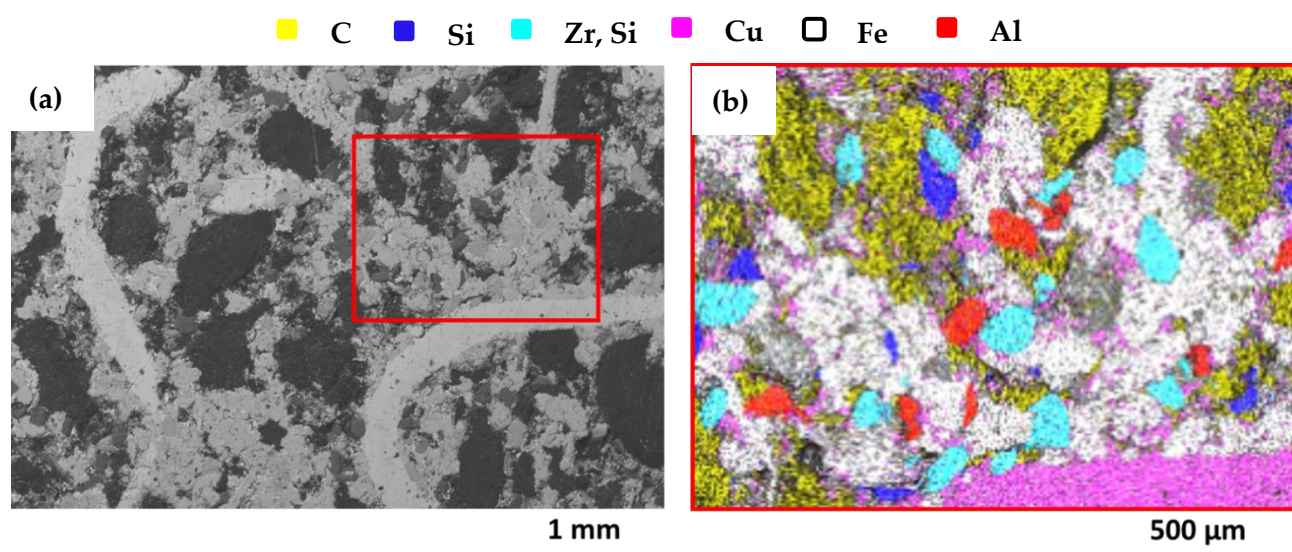


Figure 2.3 (a) Micrographie (MEB-BSE) de la G36002 (b) cartographies EDS

1.3.G36S : formulation simplifiée de la G36-002

La formulation G36S est une simplification des prototypes de garnitures industrielles de basse teneur en cuivre. Elle contient seulement 9 ingrédients contre près 20 ingrédients dans une formulation industrielle. N'ayant pas vocation à composer des matériaux de garniture, la stratégie du laboratoire est de caractériser d'abord les formulations simplifiées de celles de familles industrielles en espérant expliciter leurs propriétés (mécanique, thermique, thermomécanique...). Cette garniture de formulation simplifiée (G36S) est élaborée par Flertex Sinter à la demande du LaMcube. La formulation et le procédé de fabrication de la G36S sont décrits ci-après.

1.3.1.Constituants de la G36S

Le [tableau 2.2](#) présente la composition en pourcentage massique de la formulation simplifiée. La G36S est constituée à 70% massique de matrice métallique (elle-même composée de 56% de fer et 43% de cuivre), à 20% de graphite et à 10% de céramiques abrasives [[Flertex Sinter](#)].

Tableau 2.2 Composition de la G36S proportion massique

| Matrice métallique | | Liants | | Lubrifiants | | Abrasifs | | Fibres |
|--------------------|----|--------|-----|-------------|------------|--------------------|-----|--------|
| Fe | Cu | Sn | MnS | Graphite 1 | Graphite 2 | ZrSiO ₄ | SiC | Acier |
| 34 | 26 | 3 | 2 | 7 | 13 | 8 | 2 | 5 |

Les observations MEB de la [figure 2.4](#) présentent la morphologie et les granulométries des constituants bruts (tamis ou laser).

- Le fer de structure cristallographique ferritique (cf. DRX en [annexe A.2](#)), présente peu d'impureté (cf. EDS en [annexe A.1](#)). Le cuivre de forme dendritique est obtenu par procédé électrolytique. Sous cette forme, il présente l'intérêt d'être moins oxydé que les poudres obtenues par atomisation du fait de son mode d'élaboration [[VIN 2009](#)]. La forme dendritique lui procure une meilleure aptitude au frittage. La G36S contient également en faible quantité de l'acier sous forme de fibres jouant généralement le rôle d'abrasif dans les formulations de garniture de frein.

- Le graphite 1 est enrobé de résine. Les particules présentent une structure anguleuse et floconneuse. Le graphite 2 est de type synthétique primaire. Il possède une granulométrie plus régulière. Le diamètre moyen de ce graphite peut atteindre 1.25 mm (granulométrie par tamisage).
- Les particules de céramiques de carbure de silicium (SiC) sont de granulométrie inférieure à celle du silicate de zirconium ($ZrSiO_4$). Elles ont également une forme plus anguleuse que les particules de silicate de zirconium.

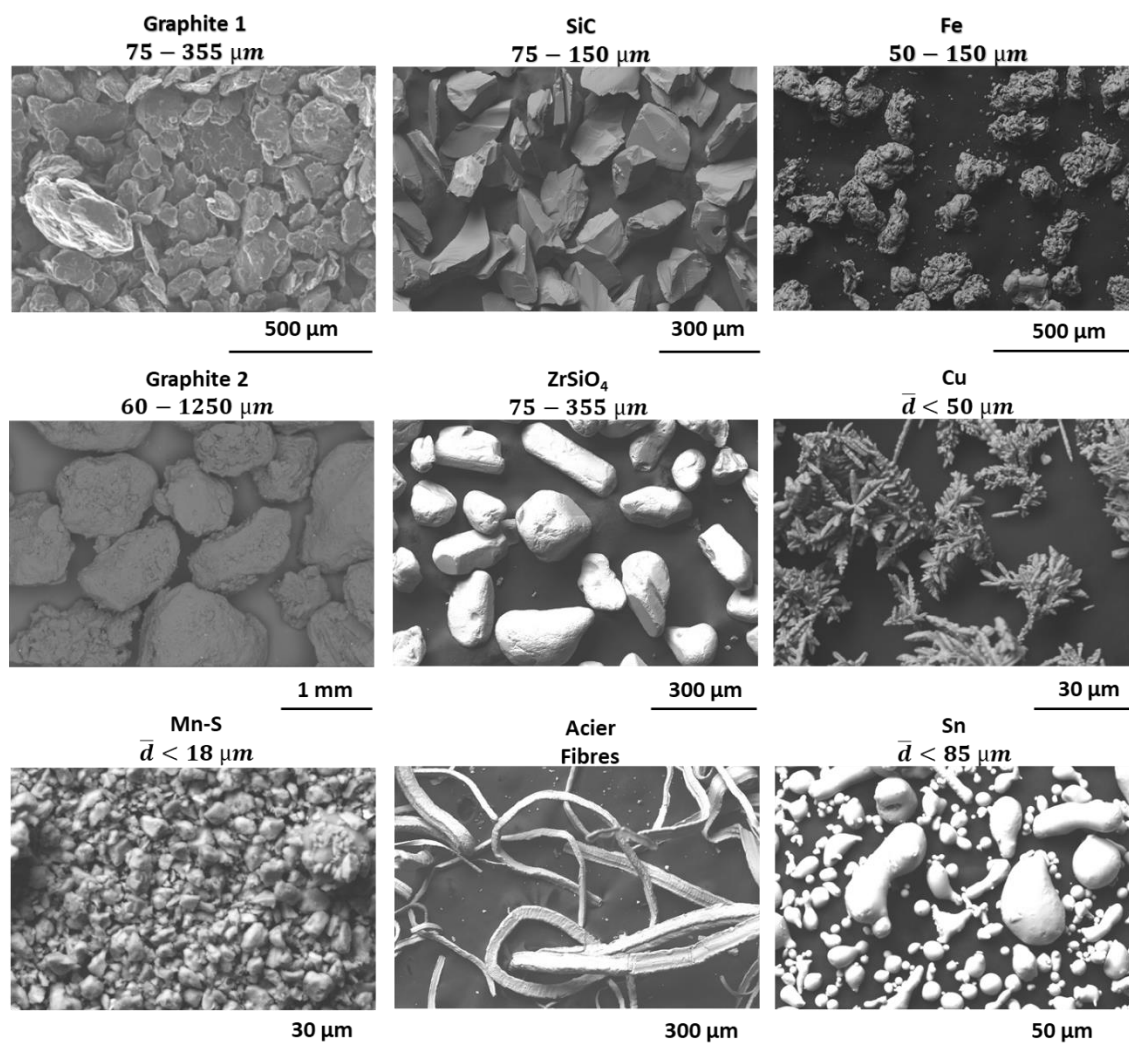


Figure 2.4 Constituants de la G36S (MEB-BSE) et leurs granulométries (laser ou tamisage)

1.3.2. Mise en œuvre de la G36S

Il a été présenté au [chapitre 1 1.3.1](#) la mise en œuvre d'une garniture métallique par frittage par compression à chaud. Ici, on apporte quelques précisions supplémentaires sur les paramètres de frittage spécifiques à la garniture G36S ([figure 2.5-\(a\)](#)). Le procédé de mise en œuvre est une adaptation de celui appliqué au matériau industriel (ex : G36-002). Durant le processus de mise en œuvre par frittage, les poudres de matières premières sélectionnées sont d'abord mélangées dans un « mélangeur à cuve tournante » pendant 5 minutes. Puis, le mélange est préformé par compactage sous une charge de 210 MPa (pour une surface apparente de 200 cm²). Le « cru » est ensuite fritté, sous compression à plus faible charge. Le frittage se fait suivant la cinétique thermique représentée [figure 2.5-\(b\)](#). D'abord, sous une atmosphère H₂/N₂, les préformes sous compression subissent une rampe de 8°C/min jusqu'à 960°C. Cette température est maintenue pendant 1h.

Enfin sous une atmosphère de N_2 , le fritté est refroidi pendant 9h à $2^\circ C/min$ toujours sous compression afin de contrôler les dimensions finales de la garniture. La garniture simplifiée G36S est mise en œuvre sous forme de monobloc de 200 cm^2 de surface enveloppante et de 22.5 mm d'épaisseur (**figure 2.5-(c)**).

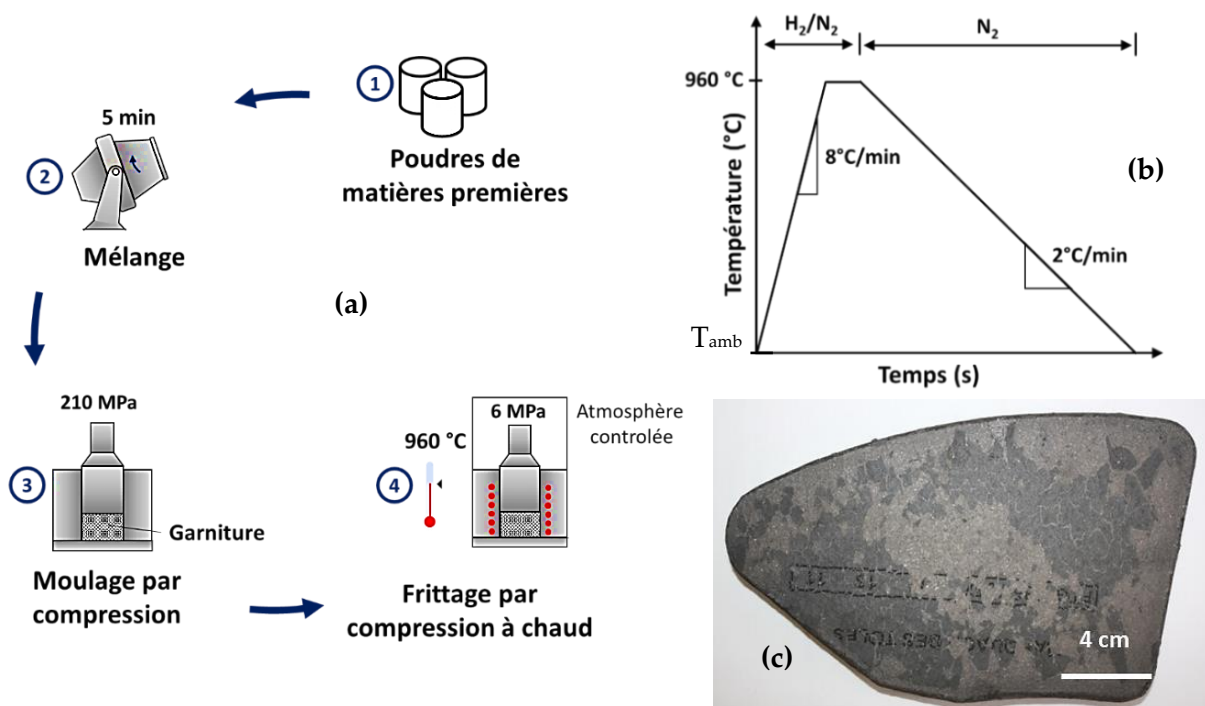


Figure 2.5 (a) Schéma des étapes de mise en œuvre par frittage CAC de la G36S (b) paramètres (temps, température et atmosphère) et atmosphère de frittage ; (c) monobloc de G36S après frittage (200 cm^2 de surface apparente et 22.5 mm d'épaisseur)

1.3.3. Microstructure de la G36S

Les micrographies **figure 2.6-(a), (b)** présentent la G36S respectivement dans le plan de frottement (XY) et de compression du frittage (ZX). La connaissance de la granulométrie des constituants permet de différencier les deux types de graphite entrant dans la composition de la garniture : à savoir, que les particules de graphite 2 (synthétique) sont de diamètre moyen équivalent beaucoup plus grand que celles de graphite 1 qui sont enrobées de résine. Des analyses EDS permettent de distinguer les différentes céramiques de la matrice métallique. Sur la coupe transversale, les particules semblent être inclinées perpendiculairement au sens de frittage. Les graphite 2 sont aplatis.

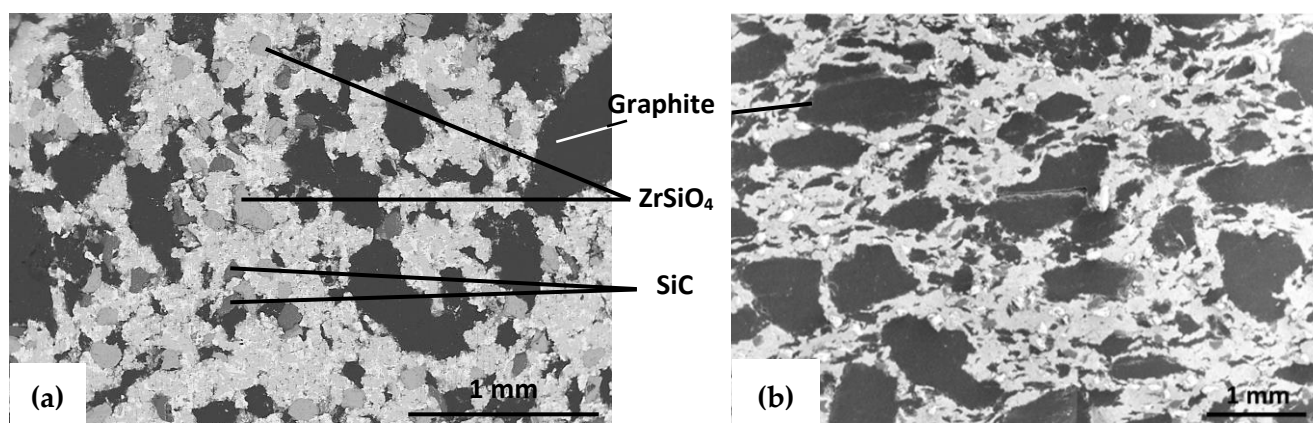


Figure 2.6 Micrographies de la garniture G66S (a) dans la direction perpendiculaire à la direction de compression de frittage (XY), (b) dans la direction de compression de frittage (ZY) (MEB-BSE, 15 keV)

La **figure 2.7** présente des observations MEB en électrons rétrodiffusés (BSE) de la microstructure de la matrice métallique. Le cuivre ne diffuse que très faiblement dans le fer. Ces deux constituants sont quasi-immiscibles. D'où, la microstructure de la matrice de la G36S est caractérisée par la ségrégation des deux espèces. On retrouve du composé Mn-S réparti de manière hétérogène dans la matrice. La cartographie d'étain se superpose à celle du cuivre pour probablement former des alliages de bronze à l'étain et peut être au manganèse. Les résultats de diffraction des rayons X confirment ce résultat (**annexes A.2**). Ces alliages ont des points de fusion inférieurs à celui du cuivre (<900°C).

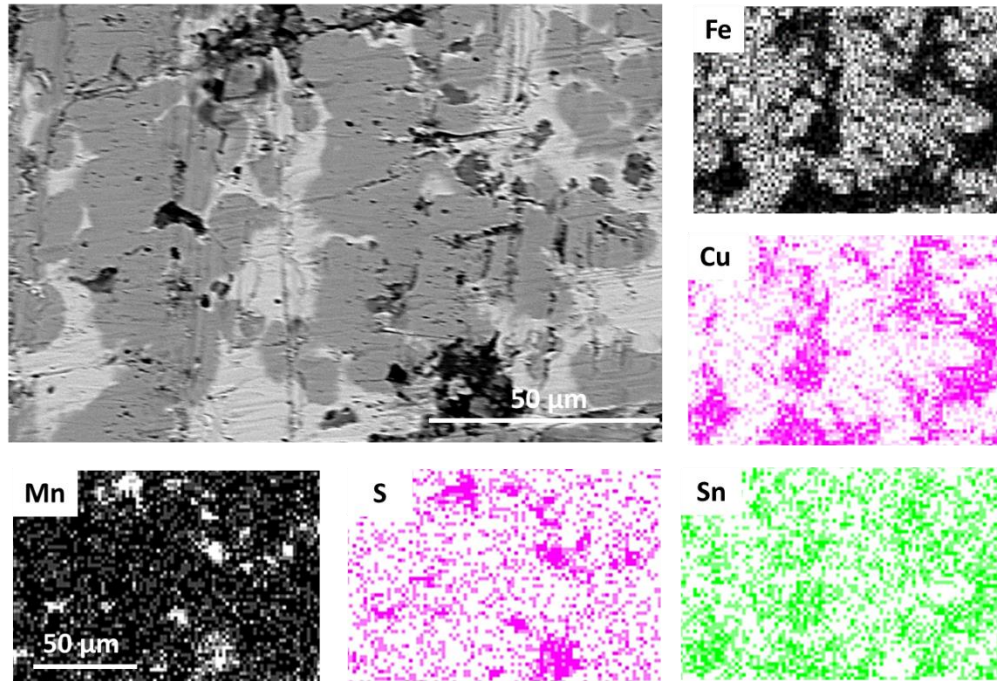


Figure 2.7 Micrographie de la matrice métallique G36S (BSE, EDS 20 keV)

Des métallographies ont été réalisées au microscope optique. Les échantillons de G36S préalablement polis miroir (sans eau pour éviter l'oxydation du matériau avec une finition en suspension diamantée) subissent une attaque Nital 4 (4% volumique d'acide nitrique) durant 15 s (**figure 2.8**) qui révèle la microstructure ferrito-perlitique de la partie ferreuse de la matrice. La perlite (structure lamellaire) est surtout présente aux abords des graphites qui diffusent probablement dans le fer durant le procédé de fabrication, compte tenu des vitesses de refroidissement imposées relativement lentes durant le frittage.

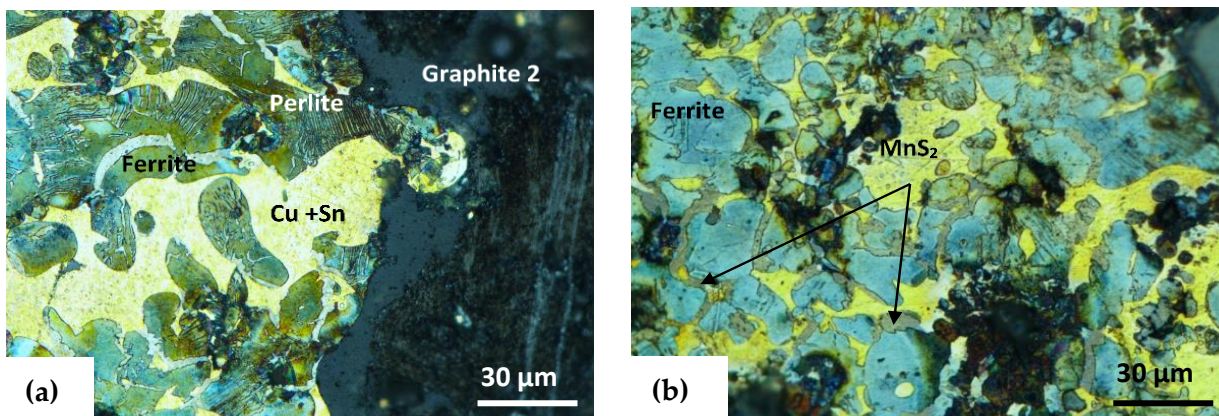


Figure 2.8 G36S préparée par attaque Nital4 (a) mélange de ferrite et de perlite aux abords d'une particule de graphite 2 (b) forte teneur en ferrite loin des particules de graphite (Micrographie optique)

La **figure 2.9** est une cartographie (EDS) de l'ensemble céramiques $ZrSiO_4$ - matrice métallique. On distingue trois particules de céramiques. Chacune d'entre elle semble être entourée d'un liseré de manganèse. Ce phénomène est surtout observé autour des particules de $ZrSiO_4$. Cette observation n'est cependant pas généralisée.

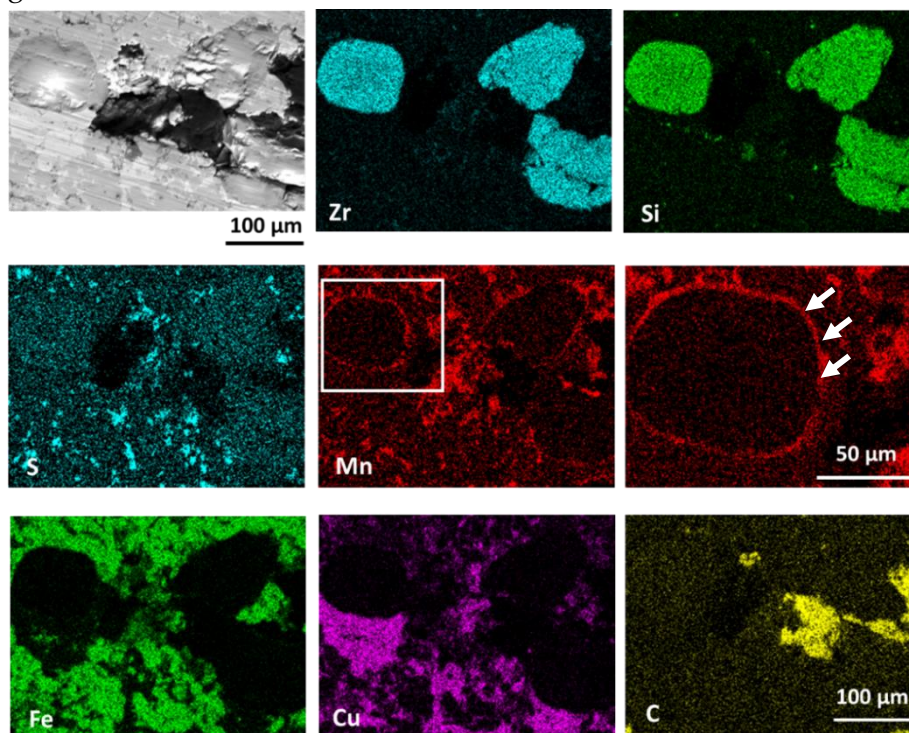


Figure 2.9 Céramiques particules de $ZrSiO_4$: rôle des liants MnS_2 dans la G36S (MEB- EDS de la G36S)

La **figure 2.10** montre une partie de G36S contenant du graphite, des particules de céramiques SiC (trois ou quatre fragments adjacents) inclus dans la matrice métallique. Le liseré observé précédemment sur les particules de silicate de zirconium ($ZrSiO_4$) n'entoure pas les particules de carbure de silicium.

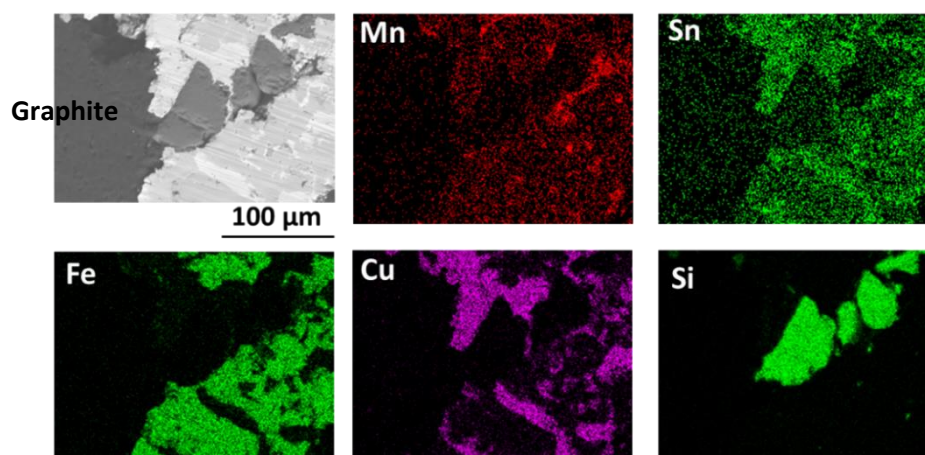


Figure 2.10 Observation des particules de SiC adjacentes à un granulat de graphite dans la G36S (MEB-BSE-EDS)

Pour approfondir la description microstructurale de la G36S, des micrographies X ont été réalisées dans le cadre de l'ANR Comatco (synchrotron de l'ESRF). Les coupes microtomographiques, **figure 2.11-(a)** et **figure 2.11-(b)** décrivent les détails de l'organisation aux échelles microstructurale et mésosstructurale de la garniture suivant le plan transversal (plan de compression (ZY)) et hors plan de compression durant le frittage (XY).

Qualitativement, la microtomographie permet d'identifier deux types de porosités, celle des graphites 2 de granulométrie importante (3) et celle due aux interfaces. En effet, les observations mettent en évidence l'existence d'interfaces discontinues entre les constituants inclusionnaires (graphites, céramiques) et la matrice (1). Ces « anomalies » sont les sources principales de porosité ouverte.

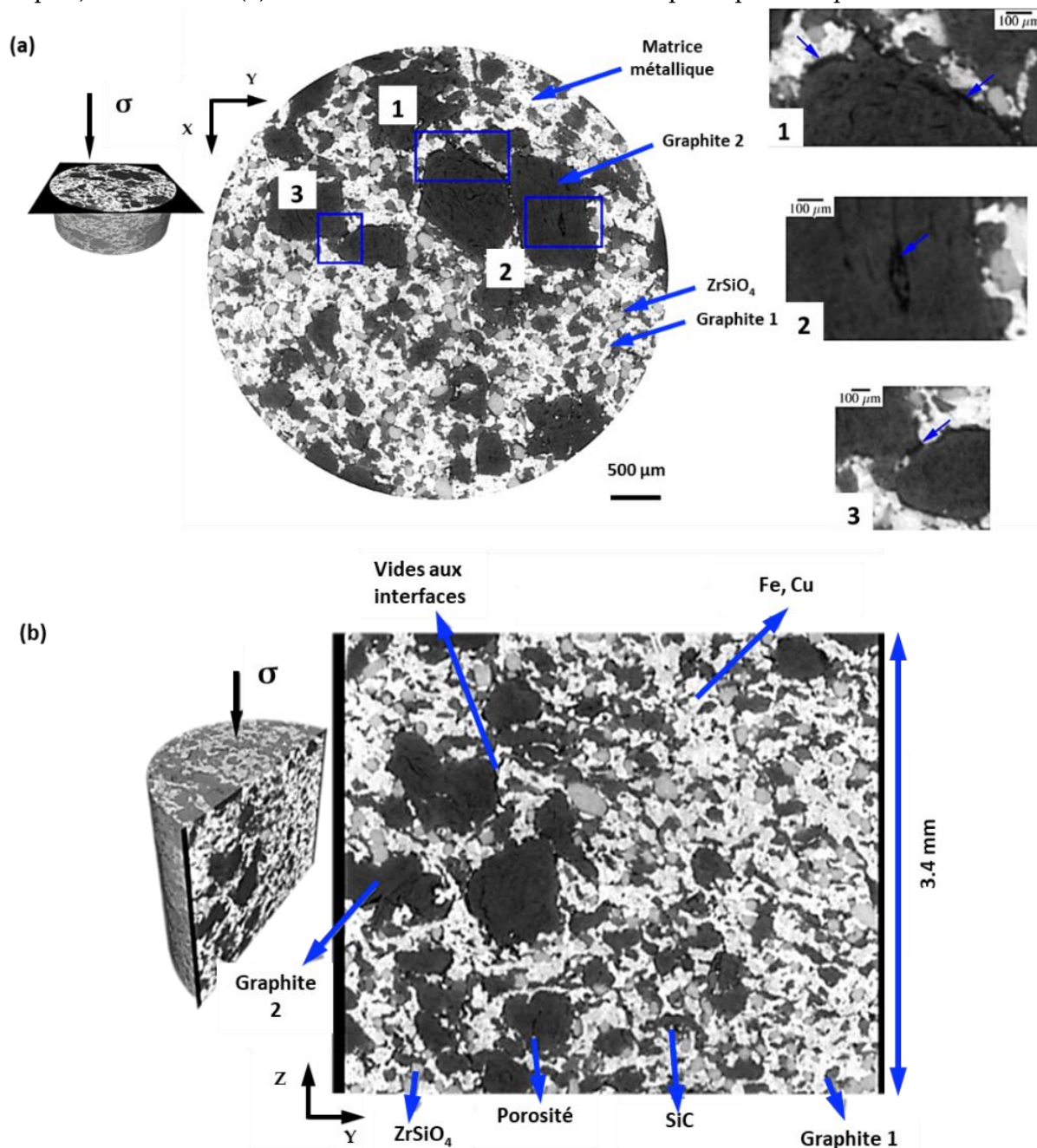


Figure 2.11 G36S (a) coupe dans le plan (XY) : (1) discontinuité entre une particule de graphite et la matrice métallique (interface), (2) porosité dans une particule de graphite, (3) particules adjacentes et (b) hors plan (ZY) dans la direction de compression de frittage (microtomographie X) [SER 2015]

La microtomographie n'a pas permis d'évaluer quantitativement les taux de porosité de la garniture du fait des limites de résolution du microtomographe (3.5 voxels). Des mesures de porosité par méthode d'Archimède et saturation à l'alcool permettent d'évaluer une porosité ouverte de 14%. Cette donnée permet de corriger les fractions volumiques de la matrice, des graphites obtenus par microtomographie X [LaMcube/LML] qui sont exposées au [tableau 2.3](#). Ces mesures sont complétées par les fractions volumiques déterminées théoriquement.

En référence aux résultats de Serrano [SER 2015], la matrice métallique occupe 39% vol., les graphites 40% (céramiques SiC incluses) et les céramiques ZrSiO₄ 7%. Théoriquement, les fractions volumiques de matrice métallique et de graphite sont très proches. La fraction volumique de charges est supérieure à celle de la matrice métallique.

Tableau 2.3 Fractions volumiques de la G36S obtenues par microtomographie X [LML] ; fraction volumique de porosités ouvertes déterminée par méthode d'Archimède à l'éthanol

| | Matrice métallique | | | | Abrasifs | | | Lubrifiants | | Porosité [LML] |
|---------------|--------------------|----|----|-----|----------|--------------------|-----|-------------|------------|----------------|
| | Fe | Cu | Sn | MnS | Acier | ZrSiO ₄ | SiC | Graphite 1 | Graphite 2 | |
| Tomo.X | 39 | | | | | 7 | | 40 | | 14 |
| Theo. | 36 | | | | | 9 | | 40 | | |

1.4.Hétérogénéités des microstructures des formulations de bases G35 et G36

1.4.1.Indicateurs microstructuraux de G36S extraits de la microtomographie X

Dans le cadre de l'ANR Comatco, Serrano [SER 2015] effectue des quantifications microstructurales des fractions surfaciques des constituants, diamètres équivalents et facteurs de forme des charges (microtomographie X). La figure 2.12 présente l'échantillon G36S dont les différents éléments (matrice, particules ZrSiO₄, Graphite 1 et Graphite 2) ont été segmentés. On observe des taux surfaciques de graphite parfois équivalents à celui de la matrice métallique. La fraction surfacique de ZrSiO₄ est très stable.

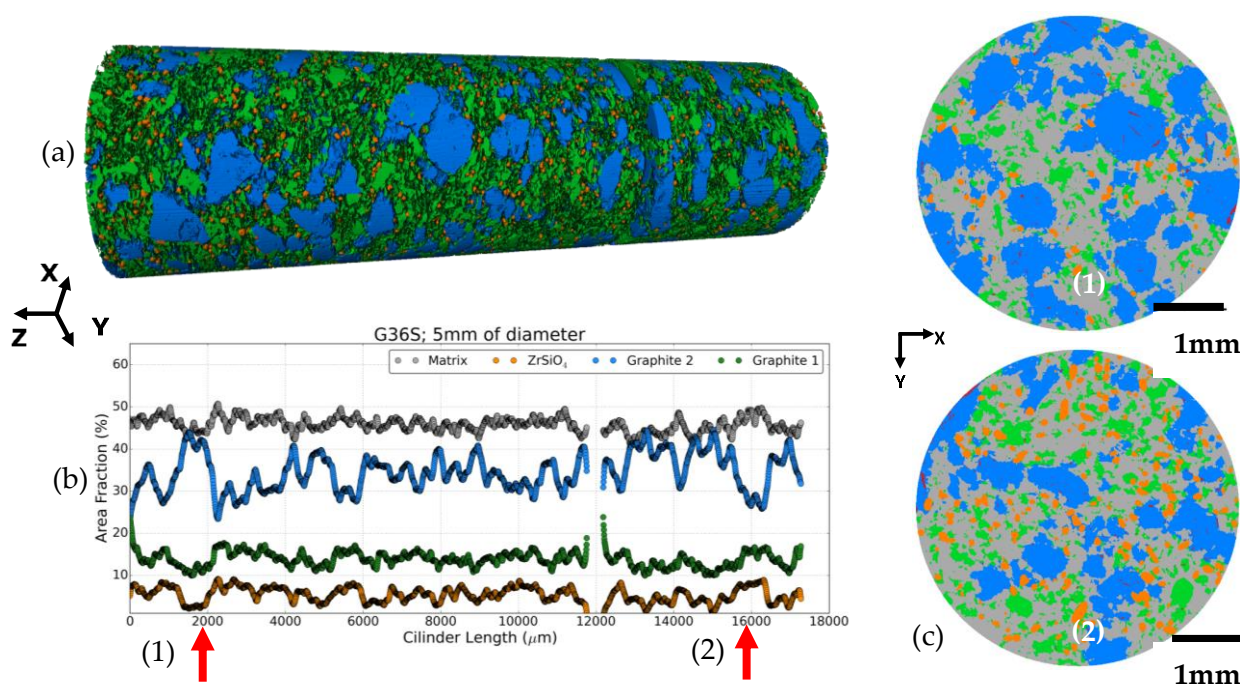


Figure 2.12 (a) Segmentation d'un échantillon de G36S (cylindre de 5 mm de diamètre et 18 mm de hauteur) obtenue à partir d'analyses microtomographiques (ESRF) (b) fractions surface en fonction de la profondeur dans la direction de compression durant le frittage (c) deux coupes pris en profondeur présentant une dispersion de charges très différente (1) 43%surf. matrice métallique (MM), 44% graphite 2 (G2), 10% graphite 1 (G1), 2% de ZrSiO₄, 0.5 porosité ; (2) 50% MM, 25% G2, 16%G1, 8% ZrSiO₄ [SER 2015]

La **figure 2.13** présente la statistique des granulométries des charges de l'échantillon de G36S (diamètre équivalent). Les ordres de grandeurs correspondent aux valeurs obtenues par granulométrie laser et tamisage (cf. **paragraphe 1.3.1**).

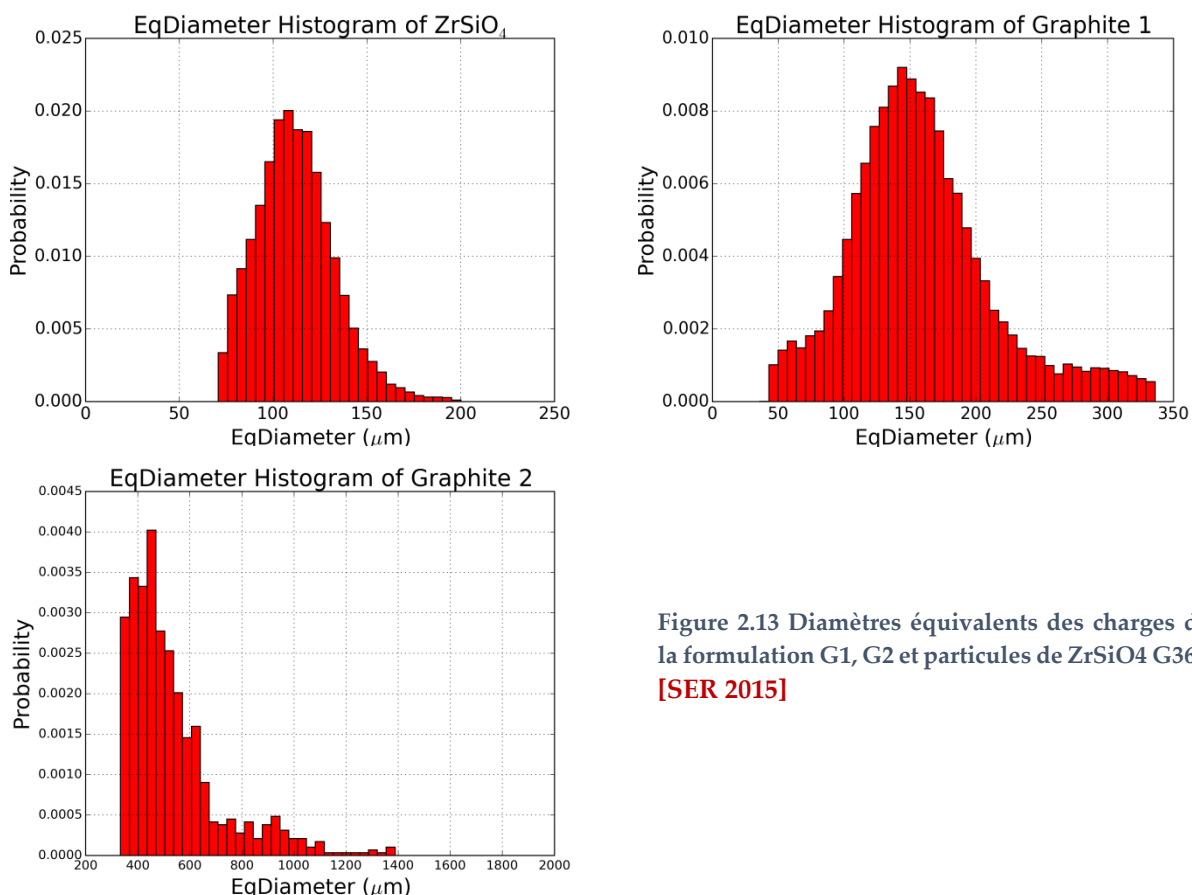


Figure 2.13 Diamètres équivalents des charges de la formulation G1, G2 et particules de ZrSiO₄ G36S [SER 2015]

Les critères microstructuraux de fraction surfacique, de dispersion de charges dans la matrice, de granulométrie ont des répercussions sur la percolation de la matrice métallique, sur le taux de porosité du fritté, donc sur les propriétés volumiques : mécaniques, thermiques et thermomécaniques. D'un point de vue surfacique, ces critères microstructuraux peuvent avoir une incidence sur le frottement, quand on prend en considération les rôles des différents constituants sur la formation et l'adhérence du troisième corps à la surface de la garniture.

1.4.2. Comparaison des différentes formulations G35 et G36

On cherche ici à mettre en évidence les choix de composition de toutes les formulations en dégagant des tendances microstructurales. L'étude s'appuie sur des analyses quantitatives des fractions surfaciques de la matrice métallique, des graphites et des céramiques réalisées sur des micrographies MEB, les analyses microtomographiques n'ayant été réalisées que sur la G36S. Les tendances des granulométries des charges correspondent assez bien à celles observées sur les analyses microtomographiques G36S. La méthode constitue ainsi un moyen relativement fiable d'évaluation des hétérogénéités microstructurales des différentes formulations. Il faudrait néanmoins améliorer ces statistiques en multipliant les zones d'analyse.

On procède aux analyses comparatives des microstructures des différentes formulations présentées sur la **figure 2.14-(a)** la G35, **figure 2.14-(b)** la G36-002 et **figure 2.14-(c)** la G36S. La figure présente également les analyses des micrographies par segmentation des différents constituants des matériaux (**figure 2.14-(a')**), (**figure 2.14-(b')**), et (**figure 2.14-(c')**). On ne parvient à segmenter que les particules de SiC et de graphite de la G36-002. À cette échelle, les contrastes du Al₂O₃ et du ZrSiO₄ sont proches de celui de la matrice. On parvient à segmenter l'ensemble des constituants de la G36S (matrice

métallique, les particules de céramiques SiC et ZrSiO₄ et de graphites) et de la G35 (matrice métallique, les particules de céramiques SiO₂ et de graphites). L'évaluation des granulométries par segmentation des micrographies peuvent être source d'erreur en cas d'agglomération de plusieurs particules de même nature.

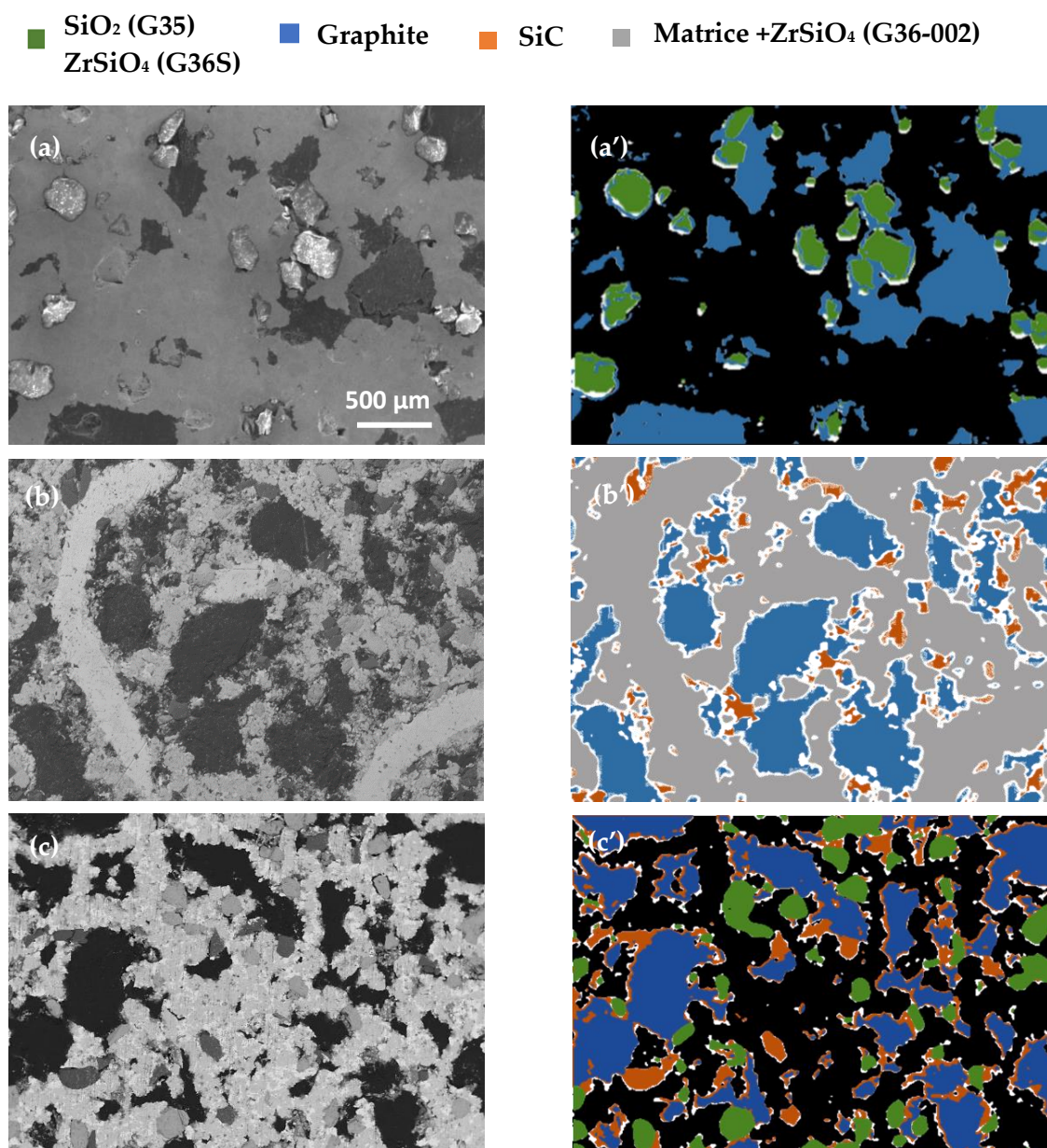


Figure 2.14 Microstructures de 8 mm² des matériaux de garniture de formulation respective G35 (a) MEB-SE, G36-002 (b) MEB-BSE et G36S (c) MEB-BSE, segmentations de leurs constituants respectifs (a') G35 : matrice- SiO₂- graphite (b') G36-002 : matrice et Al₂O₃ ZrSiO₄- SiC- graphite, (c') G36S : matrice- SiC- ZrSiO₄- graphite

Le **tableau 2.4** indique les fractions surfaciques des différents constituants des garnitures G35, G36-002 et G36S en trois catégories : la fraction surfacique de matrice métallique, la fraction surfacique de graphite et la fraction surfacique de céramiques. La **figure 2.15** présente les granulométries des constituants des différentes formulations réalisées à partir des segmentations des microstructures précédentes.

- La G35 contient plus de matrice que la G36S, qui elle-même en contient plus que la G36-002. En ce qui concerne la G36-002, n'étant pas parvenu à segmenter la matrice métallique des céramiques Al₂O₃ et ZrSiO₄, on est sûr que de la borne supérieure de fraction surfacique de matrice métallique

indiquée dans le tableau. Toujours en ce qui concerne ce dernier matériau, la continuité de la matrice métallique est assurée par ces grandes fibres de cuivre qui la constituent.

- Les G36 contiennent plus de graphite que la G35. La G36-002 en contient 32% surfacique contre 24% pour la G36S et seulement 20% pour la G35. Selon la statistique, les particules de graphites introduites dans la G36S sont en moyennes de plus grandes tailles que celles de la G35.
- Les particules de céramiques (SiO_2) introduites dans la G35 sont de grandes dimensions. Dans la G36S, on introduit une céramique ZrSiO_4 de grandes dimensions (mais inférieures à celles du SiO_2 dans la G35) et une autre de faibles dimensions (SiC). Dans la G36-002, les trois céramiques introduites sont de faibles granulométries. Elles sont mesurées sur des micrographies à plus fort grossissement. Dans la G36-002, la borne inférieure de la fraction surfacique de céramiques est la plus fiable, car elle correspond à celle des particules de carbure de silicium qui ont pu être segmentées.

Tableau 2.4 Fractions surfaciques des différents constituants des formulation G35, G36-002, et G36S déterminée sur 8 mm² d'échantillon

| | G35 | | G36-002 | | G36S | |
|----------------|--------------------|-----|--------------------|----------|--------------------|------|
| Surface | (mm ²) | % | (mm ²) | % | (mm ²) | % |
| Surface totale | 7.208 | 100 | 7.204 | 100 | 7.204 | 100 |
| Matrice | 4.98 | 69 | 3.24-3.52 | 45-48.8 | 3.66 | 50 |
| Graphite | 1.50 | 20 | 2.33 | 32.38 | 1.78 | 24.3 |
| Céramiques | 0.719 | 10 | 1.35-1.63 | 18.75-22 | 1.875 | 25.7 |

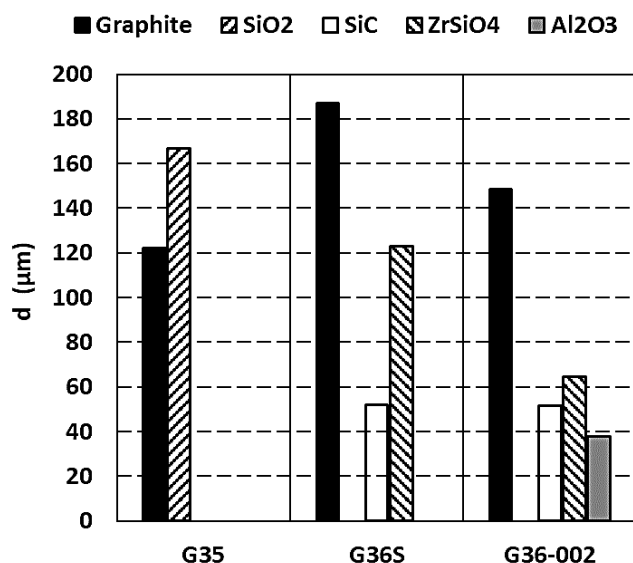


Figure 2.15 Granulométries moyennes des différentes charges, en diamètre équivalent d (μm) contenues dans la G35, la G36S et la G36-002 réalisées sur la base de micrographies MEB-BSE

Dans les nouvelles formulations de matériau de garniture de frein développées par Flertex Sinter, la diminution de la teneur massique en cuivre est en partie compensée par celle du fer et surtout par celle des graphites. D'où, les nouveaux matériaux contiennent une fraction volumique importante de graphites qui sont orientées dans la microstructure de la G36S par rapport à la direction de compression de frittage. Les garnitures G36 contiennent également une part non-négligeable de céramiques, supérieure ou égale à celle de la G35. Dans les G36, les céramiques sont de plus petites dimensions. On observe des interfaces entre les particules de céramique et celles de graphite avec la matrice métallique (cf. microtomographie et MEB). Plus il y a de charges dans la formulation d'une

garniture, plus le matériau est susceptible de contenir des porosités interfaciales. Ces interfaces semblent être l'origine principale des porosités ouvertes mesurées dans la G36S. La matrice métallique est constituée de fer (ferrite et perlite) et d'alliage de cuivre. Sa percolation dépend de la dispersion, de la fraction volumique et de la granulométrie des charges (G35, G36S). Elle dépend de la granulométrie des constituants métalliques avant frittage (G36-002). Dans les nouvelles formulations, la fraction volumique de charges est supérieure à celle de la matrice métallique.

2. Comportement mécanique en compression uniaxiale de la G36S

Les résultats présentés ici sont issus des travaux de Mann [MAN 2016] sur la G36S (autre thèse liée au même projet GLGV). Il réalise un essai de compression uniaxiale avec chargements cycliques par paliers croissants. Les essais de compression menés en chargements cycliques lui permettent de proposer un modèle de comportement élastoplastique avec endommagement. Durant les applications de freinage la garniture connaît des sollicitations en compression très variables et répétées. Un test de compression en chargement monotone donnerait plutôt accès à une loi d'écroutissage. Ce paragraphe apporte quelques informations sur le comportement mécanique de la G36S et permet également de présenter le protocole d'essai de compression mis en place par Mann et qui servira à d'autres caractérisations mécaniques exposées dans la suite du manuscrit.

2.1. Protocole de compression uniaxiale avec corrélation d'images

Afin d'observer un lien entre les différents constituants du matériau et son comportement mécanique, le matériau G36S est caractérisé en compression uniaxiale par corrélation d'images. La méthode de corrélation d'images (DIC) utilisée est développée par le LML/ LaMcube. L'échantillon cubique ($20 \times 20 \times 20 \text{ mm}^3$) est prélevé dans un monobloc de G36S (figure 2.16). Afin de permettre le suivi des déformations par corrélation d'images, une des faces latérales de l'échantillon porte un mouchetis à la peinture acrylique (fond noir et taches blanches). Lors de la compression, cette face est photographiée à l'aide d'une caméra rapide (2 photos par seconde). Les trois autres faces latérales portent chacune une jauge de déformation. La face supérieure de l'échantillon est rectifiée afin de corriger les défauts de parallélisme qui peuvent engendrer des rotations indésirables lors de la compression. La vitesse de déplacement est de 0.5 mm/min.



Figure 2.16 (a) Echantillon instrumenté (b) Machine de compression

L'échantillon est préchargé à 0.3 MPa pour limiter les dispersions dues à l'approche de la traverse de chargement. L'essai est réalisé sous chargement cyclique suivant 5 paliers (3 MPa, 5 MPa, 10 MPa, 15

MPa et 20 MPa). On réalise dix cycles de compression (charge et décharge) à chaque palier (**figure 2.17**).

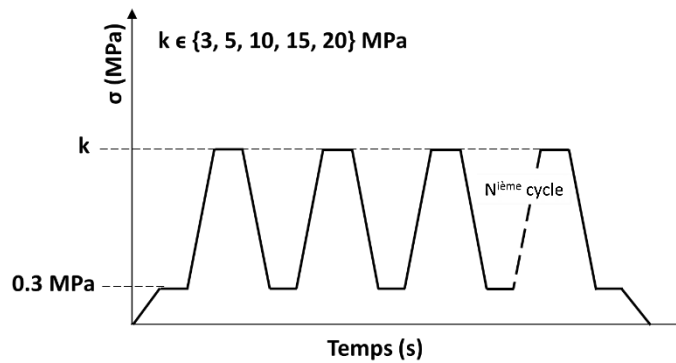


Figure 2.17 Cycles de compression à un palier de chargement k donné ; $N=10$

À chaque instant des cycles de charge et de décharge, on fait l'acquisition de photos d'une face plane portant des marqueurs spatiaux ($g_i(X)$). La comparaison des images ($g_i(X)$) et ($g_{i+1}(X)$) entre les instants i et $i+1$ permet de déduire les champs de déplacement en résolvant l'équation (2.1), puis les champs de déformations par dérivation. En réalisant la résolution entre la moyenne du champ des déplacements initiaux (image $g_0(X)$) et chacune des moyennes des déplacements des cycles de compression, on peut en déduire les courbes de contraintes- déformations. La résolution du système est réalisée via le logiciel YaDics [SEG 2017]. Elle est comparée aux valeurs mesurées par les jauges.

$$(2.1) \quad g_{i+1}(X) = g_i(X) + U_i(X)$$

$g_i(x)$: état de déformation au temps i mesuré en nuances de gris (photos des surfaces avec mouchetis)

U_i : champs de déplacements inconnus

X : position des pixels

2.2.Comportement en compression uniaxiale

Mann observe les courbes de contraintes-déformations obtenues via les mesures réalisées par les jauges installées sur les faces latérales de l'échantillon. Il relève un comportement élastique et linéaire à 3 MPa et 5 MPa. À ces deux paliers de chargement, les déformations maximums sont répétables quel que soit le cycle, en charge comme en décharge (**figure 2.18**). Passé ces deux paliers, on observe une différence de comportement très marquée entre le premier cycle de chargement et les autres cycles à un palier donné. En effet, le premier chargement traduit un comportement élastique puis plastique (écrouissage positif) en fonction de la contrainte (résiduel de déformation). À partir du chargement équivalent de 10 MPa (rouge), on dépasse une résistance élastique de 8 MPa. Elle n'apparaît pas sur le deuxième chargement à 10 MPa (bleu cyan). Le constat de dépassement d'une résistance élastique est le même sur les premiers chargements des paliers suivant, mais la résistance élastique est désormais plus élevée, de 11 MPa et 15 MPa, respectivement aux chargements respectifs de 15 MPa et de 20 MPa. Passé les 10 MPa, c'est ce premier chargement qui va irréversiblement modifier le comportement élastique du matériau. Les cycles restants décrivent un comportement élastique linéaire à la charge et non-linéaire à la décharge. Or, la matrice métallique exempte de graphite a un comportement élastique linéaire à la charge comme à la décharge (20 MPa) [SER 2015]. Mann compare les modules de compression établis dans le domaine élastique linéaire de déformation de chacun des cycles stabilisés d'un chargement donné. Le module de compression décroît avec la charge, correspondant aux variations de pente durant les derniers chargements de chacun des paliers. Cela confirme l'hypothèse d'un endommagement.

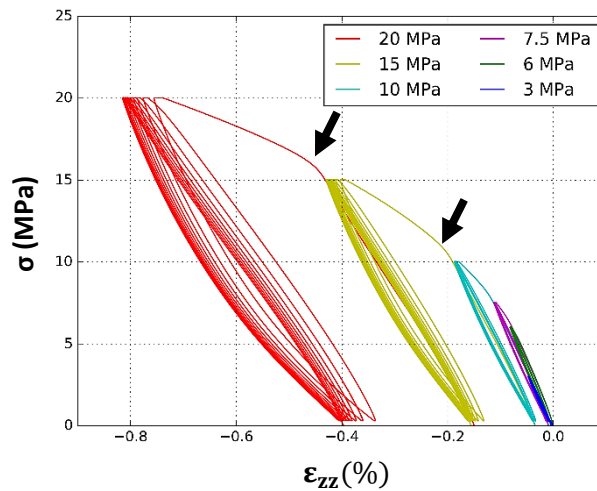


Figure 2.18 Courbe de contraintes-déformations aux différentes charges, mesurées par les jauges, lors des essais de compression uniaxiale (en ordonnée, la valeur absolue de la contrainte de compression) [MAN 2016]

Au regard des courbes de contraintes déformations, Mann va s'intéresser aux champs de déformations de la dernière décharge déterminées entre les images (2) et (3) et aux champs de déformations permanentes calculées entre le début du premier chargement (1) et la dernière décharge (3) de chacun des paliers du protocole (figure 2.19).

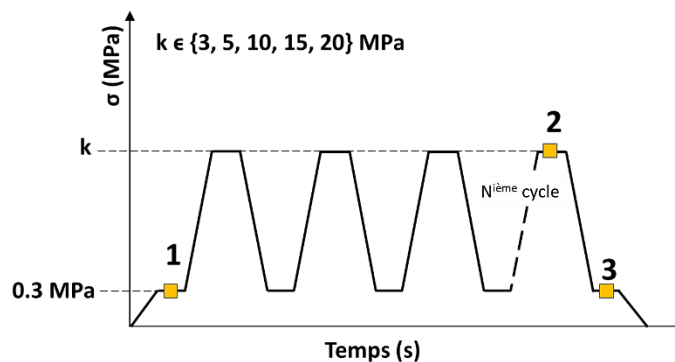


Figure 2.19 Repérage des images (1) de début de cycle, (2) du dernier chargement, (3) dernière décharge à un palier de compression donné; la résolution de ((2) –(3)) donne le champs de déformations élastiques après écrouissage du premier chargement ; la résolution (1)-(3) donne le champs de déformation permanentes introduites dès le premier chargement à partir du palier de 10 MPa

La figure 2.20-(a) présente les champs de déformation de la G36S résultants de la dernière décharge de chacun des paliers du protocole de compression. Au-delà de 10 MPa, des bandes de déformations sont notables. En augmentant le chargement, la compression révèle des champs en bandes de déformation de plus en plus étendues. Les zones activées au palier de chargement précédent continuent de l'être au palier de chargement suivant et s'étendent indépendamment ou en se connectant à d'autres déjà existantes. La figure 2.20-(b) présente la déformation résiduelle après décharge finale. Les zones de fortes déformations irréversibles sont les mêmes que celles réversibles mesurées pendant la décharge. Ceci est interprété comme une plastification de la matrice qui maintient l'état local de compression. Cette plastification intervient dès le premier chargement de chacun des paliers du protocole de compression à partir de 10 MPa de chargement. En superposant les champs de déformations aux photos de la microstructure de la G36S, Mann constate que les bandes de déformations correspondent aux zones de forte teneur en graphites qui sont localement alignés. Cette analyse est superficielle, mais la déformation de la matrice suggère un effet d'entraînement volumique de même nature.

Le comportement non-linéaire observé durant les décharges (hystérésis) pourrait être attribué à celui des graphites, aux porosités interfaciales autour de ces derniers ou aux porosités induites par des fissurations éventuellement [SER 2018].

Enfin, la baisse de rigidité (partie élastique) observée avec l'augmentation de la charge est associée à un endommagement de la matrice par fissuration. Tu *et al.* [TU 1998] expliquent les raisons possibles de l'endommagement du composite à matrice métallique Cu- Fe₃Al. Le Fe₃Al est un intermétallique caractérisé par une dureté et une température de fusion élevée. Il se comporte comme un renfort dans le fritté. Ils évoquent l'initialisation de microfissures aux interfaces entre les particules dures Fe₃Al et la matrice, leur propagation et leur coalescence à travers la matrice de cuivre.

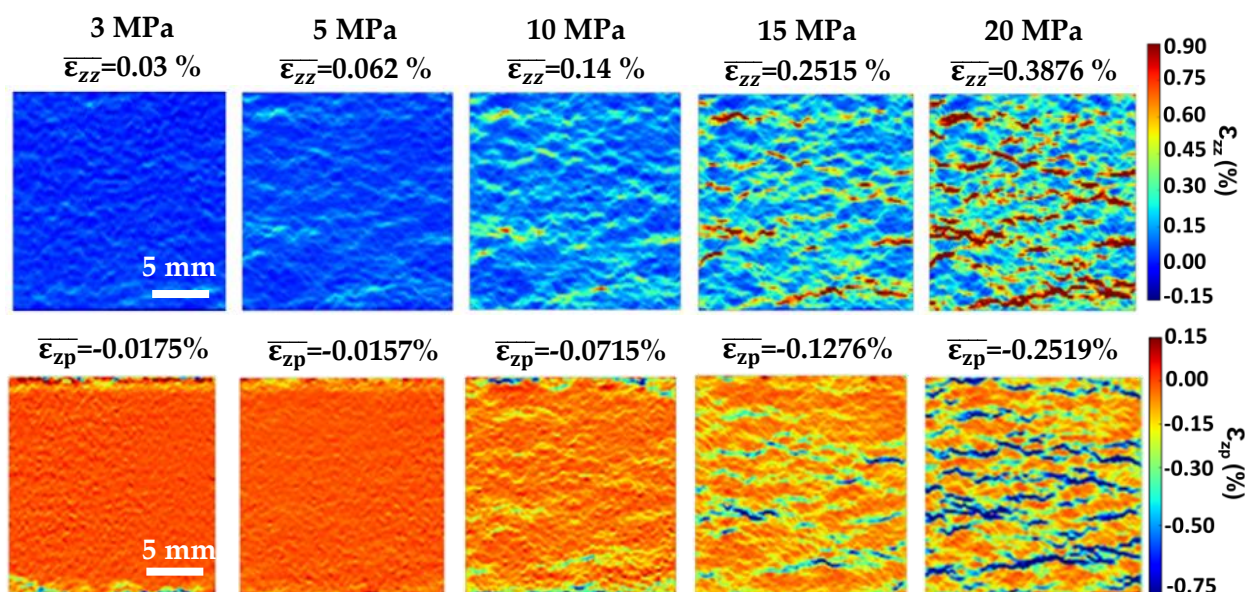


Figure 2.20 Champs de déformations (a) totales ϵ_{zz} observées durant la dernière décharge (2)-(3); (b) permanentes ϵ_{zp} accumulées entre le premier cycle de chargement et la dernière décharge (1)-(3), $\overline{\epsilon_{zz}}$ et $\overline{\epsilon_{zp}}$ désignent respectivement la moyenne des déformations totales et permanentes, de chacun des différents paliers de chargement du protocole d'essai de compression uniaxiale de la G36S [MAN 2016]

2.3.Conclusions

Durant un programme de freinage, les sollicitations les plus sévères vont irréversiblement impacter le comportement mécanique du matériau de friction. Mann observe ce résultat durant son essai simple de compression uniaxiale par palier de chargement. Ce mode de sollicitation seul ne représente cependant qu'une partie des sollicitations que subit une garniture pouvant conduire à l'endommagement. Un freinage à l'échelle 1, même le plus sévère, correspond à une sollicitation apparente en compression comprise entre 0.5-2.4 MPa (48 kN répartie sur 200 cm² de surface apparente de garniture). Même si on sait que durant un freinage, les localisations de contact peuvent créer des surpressions, conduisant à des sollicitations localement plus élevées, il est assez peu probable de dépasser les 10 MPa par compression uniaxiale. À contrario, on constate que même sous sollicitation moyenne limitée (10 MPa) des mécanismes irréversibles surviennent en raison de localisations induites par l'hétérogénéité. En situation de freinage, la sollicitation est plus complexe, composée en compression-cisaillement et s'opère en haute température. De plus les profils d'échauffement en profondeur de garniture induisent des dilatations thermiques qui peuvent également entraîner des déformations irréversibles.

En conclusion, même si une caractérisation exhaustive du comportement mécanique du matériau est délicate, compte tenu de la complexité de la sollicitation en freinage, les résultats exposés ici, étayés

par la bibliographie, montrent que des mécanismes de déformations irréversibles peuvent apparaître, même sous sollicitation de compression moyenne faible, en raison de l'hétérogénéité forte du matériau qui induit des localisations de déformations fortes. On peut donc s'attendre à un comportement mécanique évolutif avec l'usage. Cet aspect sera discuté dans le **chapitre 4**.

3. Propriétés thermomécaniques de la G36S

Lors d'un freinage, la garniture se dilate avec l'augmentation de la température. Dans ce paragraphe, les mesures de dilatation libre de la garniture G36S sont présentées. Ces essais sont menés en atmosphère oxydante et inerte et permettent d'avoir un aperçu des transformations éventuelles du matériau au-delà d'évaluer des coefficients de dilatations.

3.1. Dilatation thermique en atmosphère oxydante

3.1.1. Protocole

Des échantillons cylindriques sont prélevés dans une garniture monobloc de G36S (**figure 2.21**). Ils sont prélevés suivant la direction de compression de frittage (Z), la direction circonférentielle (X) et la direction radiale (Y). Les échantillons de longueur 20 mm sont rectifiés.



Figure 2.21 (a) Zone de prélèvement des échantillons sur le monobloc G36S ; (b) échantillon de dilatométrie prélevé dans la direction de compression de frittage (Z) et la direction circonférentielle(X) et dans la direction radiale (Y)

Les températures de l'essai en atmosphère oxydante ont été déduites de températures dites « critiques » sous lesquelles le matériau connaît des évolutions notables en analyse thermogravimétrique de la G36S. Les analyses thermogravimétriques sous atmosphère oxydante ne mettent clairement en évidence que les réactions d'oxydations de la matrice et des graphites. Ainsi, au cours de l'essai, l'échantillon subit successivement, d'abord deux cycles de température à 400°C, puis deux cycles à 600°C et enfin deux cycles à 900°C (**figure 2.22**). La montée en température est effectuée à 2°C/min, tandis que le refroidissement est plus lent de 0.5°C/min.

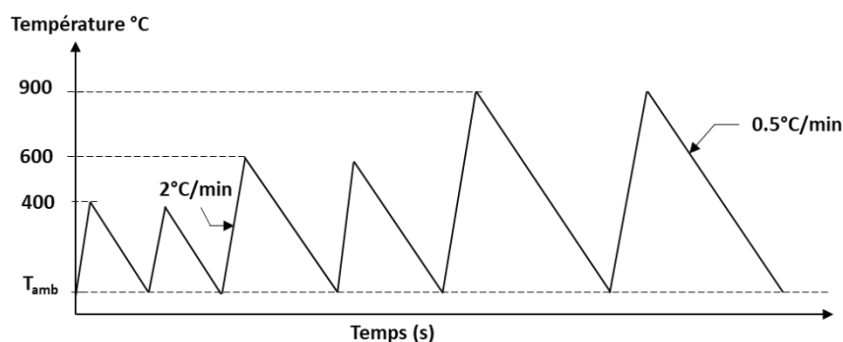


Figure 2.22 Cycle de température des essais de dilatométrie 2 cycles de l'ambiantes de 400°C, 600°C et 800°C

3.1.2. Résultats de dilatation en milieu oxydant

La **figure 2.23** montre les déformations thermiques des échantillons de G36S, dans la direction de compression de frittage Z, suivant les trois cycles définis : 400°C (a), 600°C (b) et 900°C (c).

En dessous de 400°C, les déformations thermiques sont globalement linéaires en fonction de la température (**figure 2.23—(a)**). Chaque cycle de température induit des déformations thermiques résiduelles et irréversibles qui sont relativement faibles et au total de 0.2 % sur les deux cycles.

Au premier cycle de montée en température à 600°C, on observe une inflexion de la courbe de déformation à ~500°C décrivant une expansion irréversible puisqu'on observe peu de retrait au refroidissement (**figure 2.23-(b)**). Au second cycle, le changement de régime de déformation est faible. Les déformations totales résiduelles des deux cycles à 600°C sont plus élevées de 1.6 %. Des analyses thermogravimétriques couplées à la spectrométrie de masse réalisées au préalable et dans les mêmes conditions de température et d'atmosphère, montrent, à ces niveaux de température, que les graphites s'oxydent fortement ainsi que la matrice métallique (**annexes A.4**). Ces deux réactions d'oxydation irréversibles peuvent induire des expansions volumiques. L'oxydation des métaux et surtout celle du fer est effective dès les 170°C et est significative dès les 400°C, cause des prises de masse qui sont probablement à l'origine de prise de volume irréversible. Celle du graphite cause une perte de masse, mais pas de volume.

Deux changements de régime de déformation de l'échantillon sont observables au premier cycle de montée en température à 900°C uniquement (**figure 2.23-(c)**). En effet, on observe une première inflexion de la courbe de déformation entre 650°C-750°C. Cette transition induit des « gonflements ». À ces températures, l'oxydation des graphites est très importante, mais ne cause pas de prise de volume. En revanche, l'oxydation de la matrice métallique se poursuit et doit être la seule responsable des changements du régime de dilatation.

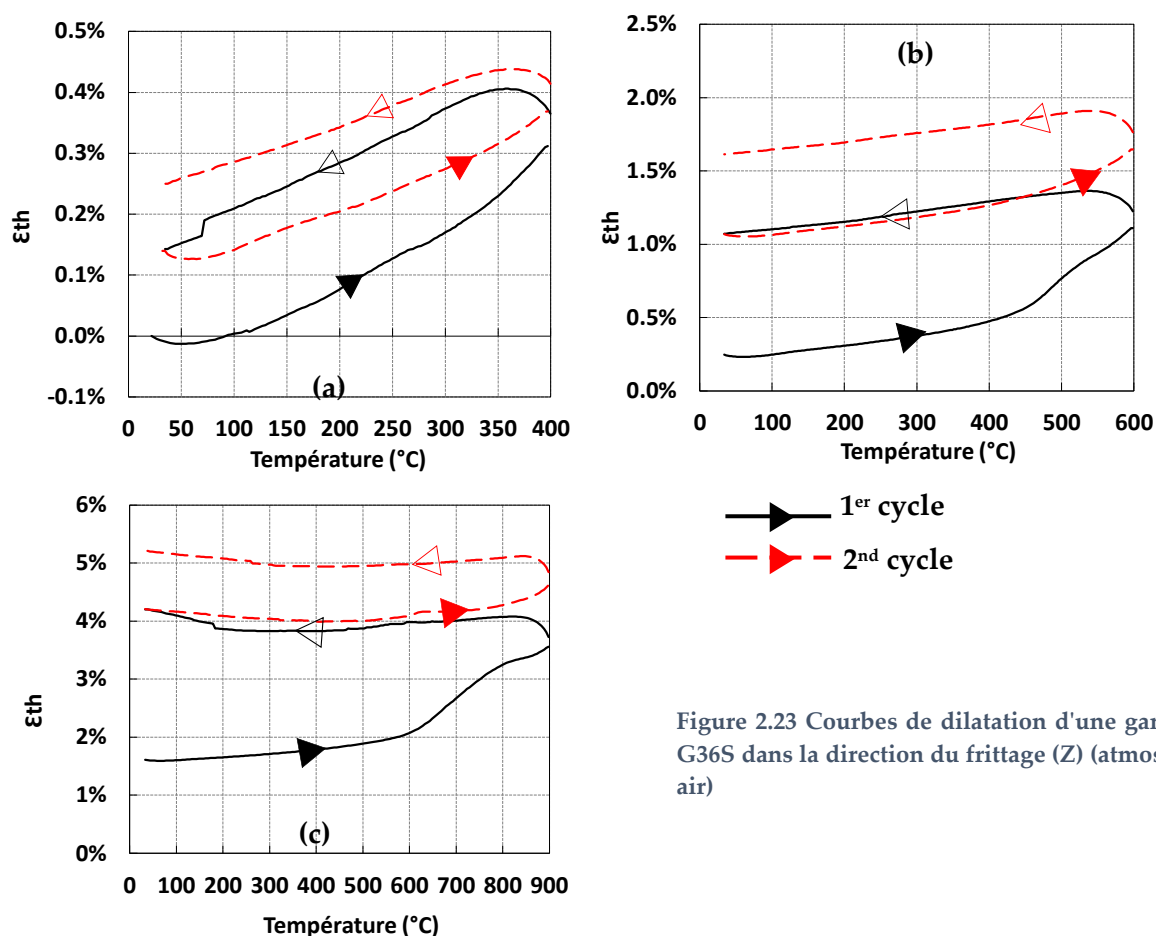


Figure 2.23 Courbes de dilatation d'une garniture G36S dans la direction du frittage (Z) (atmosphère air)

En se référant au diagramme fer-carbone, à ces températures, on devrait observer un retrait dû aux transformations métallurgiques du domaine ferrito-perlitique (garniture à l'ambiante) vers un domaine austénite-ferritique. Or, ce n'est pas le cas ici. Les réactions d'oxydation de la matrice entraînent des expansions trop fortes pour percevoir ce retrait dû aux transformations métallurgiques du fer (~740°C cf. diagramme de phase Fe-C [MHB]). La seconde transition se situe entre 750°C et 850°C. L'expansion pourrait correspondre à la fusion d'alliages de cuivre (bronzes à l'étain et éventuellement au manganèse) formés durant le procédé de fabrication de la G36S (cf. diagramme d'équilibre Cu-Sn [SAU 1990]).

La figure 2.24 montre les coefficients de dilatation de la G36S. Les diagrammes de la figure 2.24-(a), figure 2.24-(b), figure 2.24-(c) regroupent respectivement les coefficients de dilatation de la G36S durant les premiers cycles de 400°C, 600°C et 900°C dans les trois directions. Quelles que soient les directions, les coefficients de dilatation suivent les mêmes tendances en fonction de la température.

- À faible température (<400°C), en référence à la figure 2.24, le coefficient de dilatation linéaire est constant et faible d'environ $5.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ dans la direction de compression de frittage.
- Passé les 400°C, la dilatation suit des cinétiques plus fortes, car probablement facilitée par la raréfaction du graphite dans la matrice métallique (pyrolyse des graphites) et surtout exacerbée par oxydation de la matrice métallique.
- Enfin, suivant les cycles à 900°C, la dilatation augmente fortement à partir de 600°C jusqu'à atteindre les $2.5 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ à ~800°C.

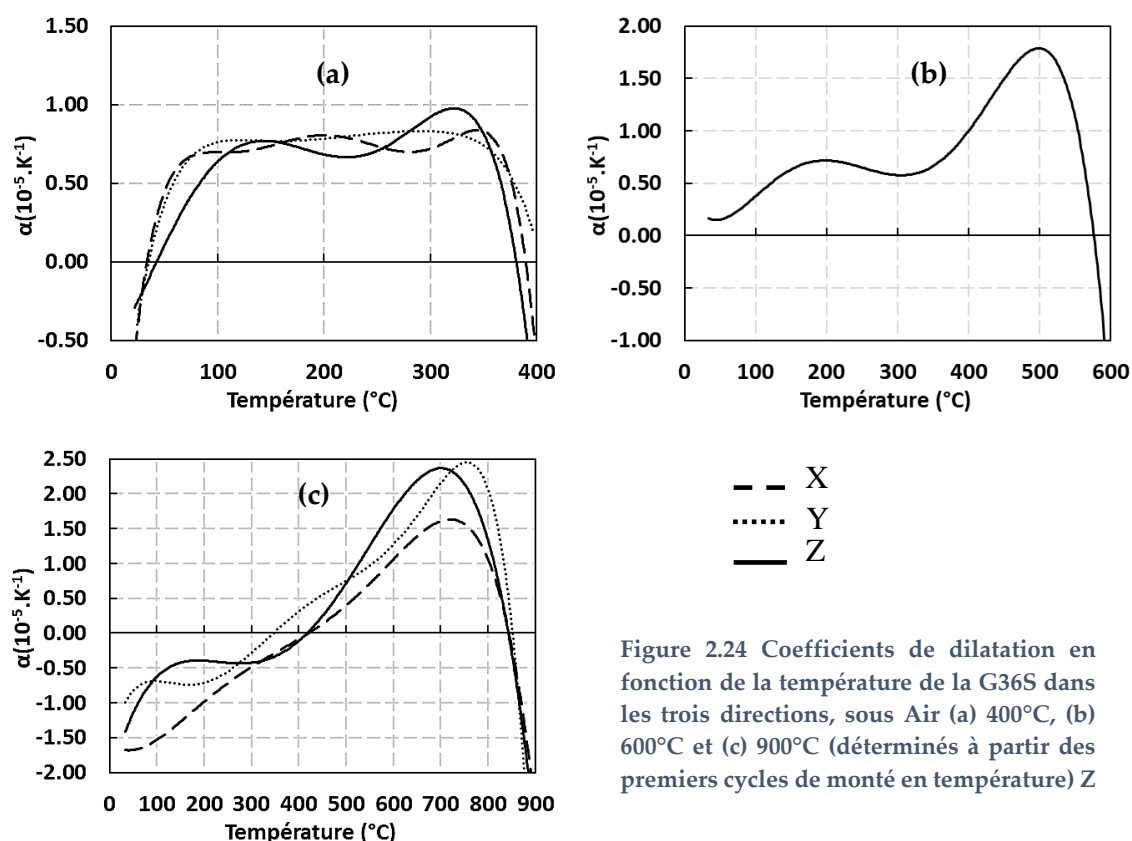


Figure 2.24 Coefficients de dilatation en fonction de la température de la G36S dans les trois directions, sous Air (a) 400°C, (b) 600°C et (c) 900°C (déterminés à partir des premiers cycles de montée en température) Z

3.2. Dilatométrie en atmosphère inerte

Afin de s'affranchir des réactions d'oxydation, des mesures dilatométriques sous atmosphère inerte ont été réalisées (balayage Argon 130 mL/min). L'échantillon de G36S est prélevé dans la direction Z (direction de compression de frittage). Le matériau subit deux montées en température à 900°C avec une cinétique de 2°C/min en chauffage et 0.5°C/min en refroidissement.

Sous atmosphère inerte, les déformations thermiques sont linéaires en fonction de la température jusqu'à 700°C, en l'absence des réactions d'oxydation. Les courbes de dilatométrie sont marquées par deux inflexions à ~750°C et à ~840°C. La première transition pourrait correspondre à une transformation métallurgique du domaine ferrito-perlitique vers le domaine ferrito-austénitique en chauffe qui est caractérisée par un retrait. La seconde transition à 840°C pourrait correspondre au point de fusion d'alliages de cuivre [DUR 2003] qui est caractérisé par une expansion. Ces deux réactions sont « réversibles ». En atmosphère inerte, les coefficients de dilatation sont constants et stables de 50°C à 900°C d'une valeur de $\sim 1.2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ en moyenne (figure 2.25) avec de faibles variations à partir de 750°C et à 840 °C dues aux transformations évoquées précédemment. On observe également une faible irréversibilité de déformations thermiques qui s'accumulent entre les deux cycles. Elle montre l'effet de l'hétérogénéité sur la dilatation. En l'absence de réaction d'oxydation, il est probable que les nombreuses charges se dilatant peu créent des entraves à la dilatation de la matrice métallique et empêchent le retour du matériau fritté à son état initial.

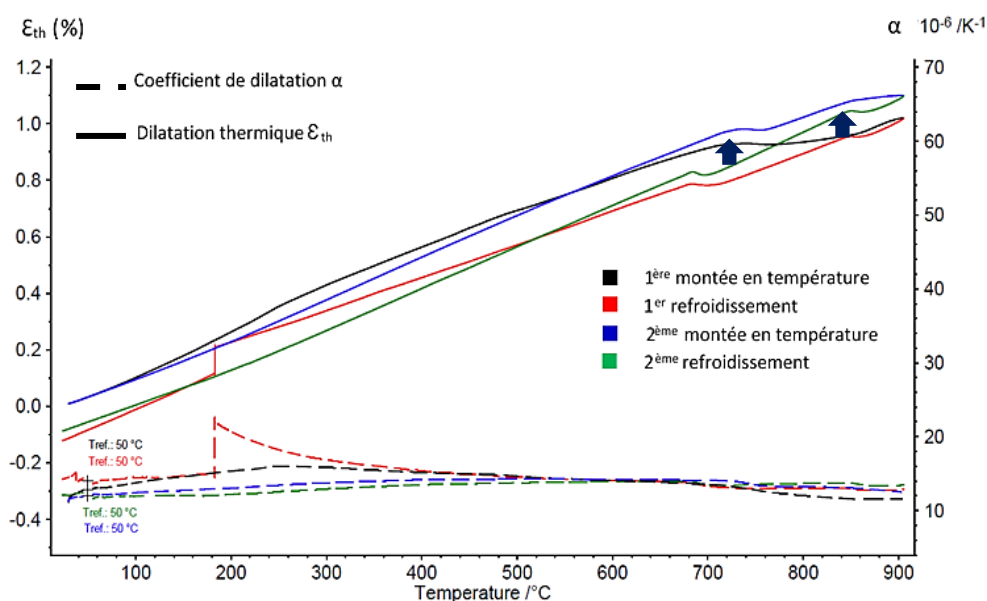


Figure 2.25 Dilatation et coefficient de dilatation thermique G36S sous Argon jusqu'à 900°C

3.3.Conclusions

Des essais de dilatation libre ont été réalisés sous air et sous argon sur la garniture G36S. Sous atmosphère inerte, la dilatation linéaire est quasi-constante, avec une légère inflexion entre 750°C et 840°C qui est probablement liée aux transformations métallurgiques provoquées par la diffusion du carbone dans le fer. Le coefficient de dilatation linéaire est en moyenne de $1.2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Durant l'essai, on observe, d'une part sur les deux cycles, un léger retrait entre 750°C et 840°C. On retrouve d'autre part, entre 840°C et 900°C une expansion qui pourrait être causée par la fusion d'alliage de cuivre (avec l'étain voire le manganèse). Ces phénomènes sont réversibles et on les retrouve durant les cycles de refroidissement.

Sous atmosphère oxydante, on observe surtout des déformations importantes dues à l'oxydation de la matrice métallique. Les analyses thermogravimétriques montrent que l'oxydation peut affecter les éléments de la matrice métallique et entraîner des gains de masse, donc provoquer des expansions volumiques. Le fer et l'acier s'oxydent significativement à partir de 440°C. Le cuivre s'oxyde significativement à partir de 170°C (cf. les analyses thermogravimétriques à l'annexe A.4.1).

Parallèlement à l'oxydation de la matrice, l'oxydation des graphites exposés (bords libres) entraîne des pertes de masse, mais pas de volume.

Cette perte de masse se traduit par leur raréfaction dans la G36S et la formation de pores de grandes dimensions dans la matrice que l'on retrouve dans l'échantillon G36S suite à l'essai de dilatométrie ([annexe A.4.2](#)). L'oxydation des graphites intervenant entre 400°C et 900°C avec une forte cinétique entre 700°C et 800°C doit influencer indirectement sur la dilatation de l'échantillon G36S. En effet, la raréfaction de graphite doit autoriser une dilatation plus facile de la matrice métallique. L'oxydation de la matrice métallique qui contribue principalement à cette expansion va empêcher la réversibilité des déformations et les retraits. L'hétérogénéité peut également contribuer à l'irréversibilité. Dans les trois directions, les dilatations sont sensiblement les mêmes. De telles évolutions n'ont jamais été observées après un programme de freinage en surface de frottement d'une garniture. Peut-être que l'ampleur de cette réaction est liée à la cinétique thermique plutôt lente lors de l'essai de dilatométrie à comparer à celle d'un freinage et ainsi amplifie les réactions d'oxydation. Les réactions d'oxydation qui touchent la garniture durant les freinages sont à relativiser (pression partielle d'oxygène, humidité, etc.).

La G36S connaît des transformations métallurgiques (ferrite – perlite) entre 740°C et 840°C. Les alliages de cuivre (Cu- Sn voire Mn) composant sa matrice métallique sont susceptibles d'entrer en fusion entre 840° et 900°C. Ces transformations seules induisent une dilatation quasi-uniforme et faible de la G36S en atmosphère inerte. Or, un freinage se déroule en atmosphère oxydante (Air, CO, CO₂). L'oxydation touche significativement la matrice métallique à partir 170°C, avec une forte cinétique au-delà de 440°C. Elle concerne également le graphite au-delà des 400°C et avec de fortes cinétiques entre 700°C et 900°C. En dilatation libre, l'oxydation de la matrice peut provoquer des expansions irréversibles. Sous contrainte, comme durant les freinages, elle peut créer en surface des pressions supplémentaires s'ajoutant à la pression appliquée. Elle peut créer en profondeur des contraintes exacerbées par l'entrave des charges à la dilatation. L'oxydation des graphites se déroulant parallèlement à celle de la matrice métallique contribue indirectement à l'expansion du matériau en libérant la matrice métallique. Durant les freinages, l'ampleur des réactions d'oxydation est cependant probablement moins importante que durant les essais de dilatométrie.

4. Propriétés thermiques de la G36S

Durant le freinage, le disque a pour fonction d'évacuer la chaleur générée durant le frottement. La contribution thermique de la garniture est moins clairement établie. Wong et Wicker préconisent une conductivité thermique modérée des garnitures afin de limiter leur usure [[WON 2007](#)] [[WIC 2009](#)]. Ce paragraphe propose une évaluation des propriétés thermiques de la G36S par LFA (Laser Flash). Les mesures sont effectuées à l'ambiante, sous atmosphère réductrice, par balayage d'azote, dans la direction de compression de frittage (Z) et dans la direction transversale (XY). Elles sont également réalisées en fonction de la température jusqu'à 900°C uniquement dans la direction de compression de frittage qui correspond à celle privilégiée de diffusion thermique durant un freinage. La méthode LFA est décrite dans l'[annexe A.3.1](#). Cette méthode permet de mesurer, le produit $\rho \cdot Cp$ (ρ est la masse volumique et Cp est la capacité calorifique de l'échantillon). Le paragraphe propose également une discussion sur le rôle des différents constituants sur la conductivité thermique de la garniture. Cette partie est appuyée par des mesures de propriétés de différentes formulations dites « dissociées » qui contiennent une partie des composants de la G36S.

4.1. Protocole et résultats

La mesure LFA est réalisée sur un échantillon mince de 2 mm d'épaisseur prélevé à la scie au fil diamanté et sans lubrification ([figure 2.26](#)).

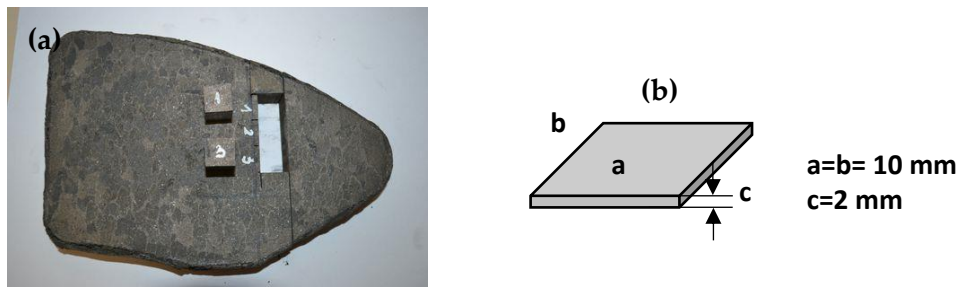


Figure 2.26 (a) Prélèvement d'échantillon 1 de monobloc G36S (b) échantillon pour mesure LFA

La mesure de la chaleur spécifique nécessite la connaissance de la densité du matériau. La masse volumique est mesurée par densimétrie par immersion (principe d'Archimède). La densité en fonction de la température est déduite des mesures de dilatométrie en atmosphère inerte (2.2). Cette formulation de la densité est fonction de l'expansion volumique d'un matériau isotrope, dont les déformations thermiques sont les mêmes dans les trois directions. Cette approximation est assez correcte dans le cas de la G36S, car le matériau se dilate de la même façon dans toutes les directions (cf. [paragraphe 3.1](#)).

$$(2.2) \quad \rho(T) = \frac{\rho_0}{\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}(T)\right)^3}$$

T : la température
 $\frac{\Delta L}{L_0}(T)$: allongement
 ρ_0 : densité à température ambiante de 4230 kg.m⁻³

La [figure 2.27](#) résume les propriétés thermiques de la G36S en fonction de la température. La diffusivité thermique est presque divisée par deux de l'ambiante à 900°C. Elle semble être asymptotique à 4 mm²/s au-delà de 700°C. Cette baisse de la diffusivité s'explique par la chute de conductivité et l'augmentation de la capacité calorifique. On note une inflexion des courbes de conductivité et de chaleur spécifique à 850 °C. Cette température pourrait correspondre à la fusion des alliages de cuivre. Il ressort de ces mesures thermiques que la conductivité de la G36S, de 20 W/(m.K) à l'ambiante est relativement basse.

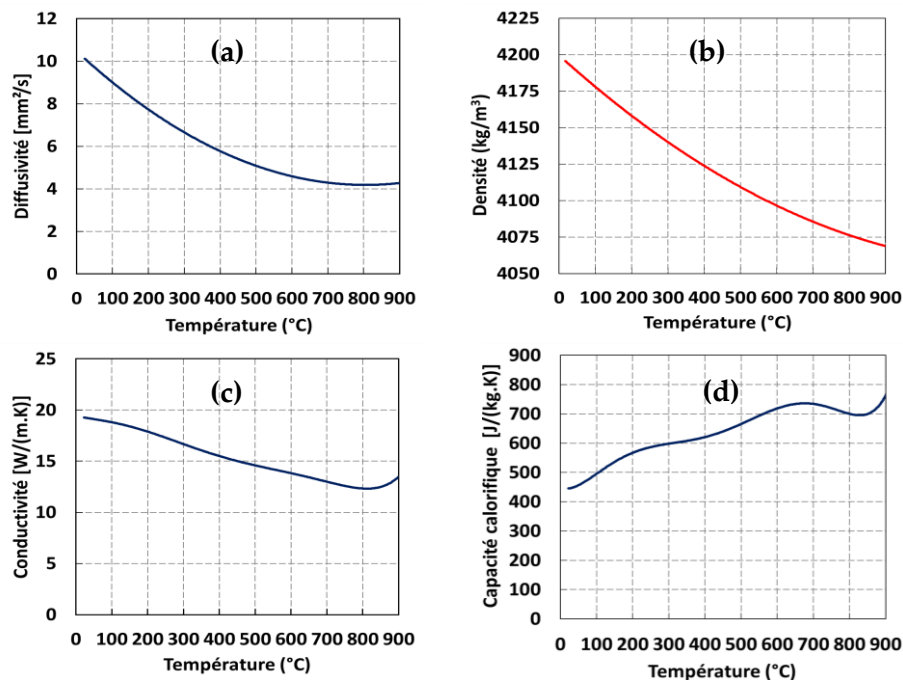


Figure 2.27 (a) diffusivité thermique mesurée par LFA,(b) densité calculée via les mesures de dilatométrie en atmosphère inerte , (c) capacité calorifique déduite de la mesure du $(\rho \cdot Cp)$; et (d) conductivité thermique déduite du $(\rho \cdot Cp)$ et de la diffusivité de la G36S, le tout en fonction de la température de l'ambiante à 900°C

4.2. Discussions

Afin de mieux cerner la sensibilité de la conductivité à la composition de la garniture, des mesures de propriétés thermiques ont été réalisées sur des matériaux dissociés : un composite constitué des éléments la matrice métallique de la G36S (MM), un autre constitué de la matrice métallique et des céramiques (MMC) et enfin le dernier constitué de la matrice métallique et des particules de graphite (MMG). On conserve les fractions massiques relatives de chacun des constituants identiques à celles de la G36S ; elles sont explicitées à la [figure 2.28-\(a\)](#). On déduit, [figure 2.28-\(b\)](#), les fractions volumiques des constituants de chacun des composites qui sont élaborés suivant le même procédé que la G36S.

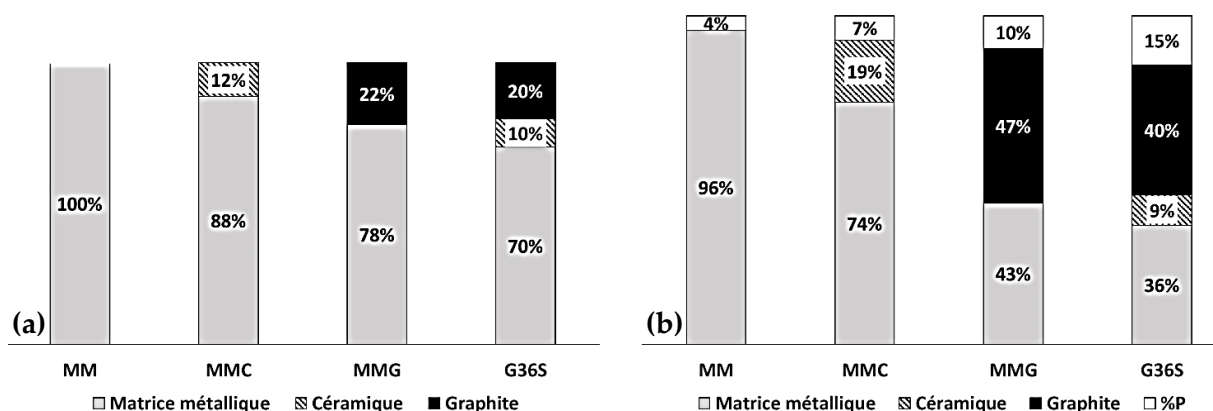


Figure 2.28 (a) fractions massiques (b) fractions volumiques théoriques des composites MM (Matrice Métallique), MMC (Matrice Métallique renforcée aux céramiques), MMG (Matrice Métallique renforcée aux graphites), et du matériau de formulation simplifiée G36S. %P Fraction volumique de porosité totale

Les résultats de mesures thermiques sur les matériaux dissociés sont exposés [tableau 2.5](#).

Tableau 2.5 Propriétés thermiques mesurées par LFA dans la direction de compression de frittage (Z) et dans la direction transversale (XY) et à l'ambiante, a (diffusivité), ρ masse volumique, λ_{exp} conductivité thermique [LML]

| Directions | a | | $\rho \cdot Cp$ | | λ_{exp} | |
|----------------------------------|------|------|-----------------|-----|-----------------|------|
| | Z | XY | Z | XY | Z | XY |
| Matrice métallique | 9.8 | 11.7 | 3.5 | 3.8 | 35.0 | 44.2 |
| Matrice métallique Céramiques | 7.2 | 7.5 | 3.4 | 3.2 | 24.3 | 23.8 |
| Matrice métallique Graphites | 10.6 | 18.5 | 2.3 | 2.3 | 24.4 | 42.1 |
| G36S | 7.8 | 12.0 | 2.6 | 2.5 | 20.5 | 29.8 |

La comparaison des conductivités thermiques théoriques et expérimentales permet d'évaluer l'impact de la microstructure des différents composites sur leurs propriétés thermiques respectives. Les conductivités thermiques théoriques sont estimées via un modèle EMT (Effective medium Theory), en tenant compte de la porosité totale, de propriétés thermiques et de densités des constituants mesurées ou extraites de la littérature. Les détails du modèle analytique sont reportés dans les travaux de [WAN 2006].

- **La matrice métallique MM** est constituée de tous les éléments métalliques de la G36S, c'est-à-dire le fer, le cuivre, l'étain, le Mn-S et les fibres d'acier dans les proportions massiques spécifiées au **tableau 2.6**. Après frittage, elle se compose donc majoritairement de fer (ferrite) et de bronze à l'étain (Cu-Sn) et peut-être de bronze au manganèse (Cu-Sn-Mn). Le composite contient également 4% de porosité, dont 2.1% de porosité ouverte. La porosité ouverte est mesurée par méthode d'Archimède à l'alcool et la porosité totale est déterminée théoriquement.

Tableau 2.6 Composition de la G36S sans charges dit composite « matrice métallique » ou MM ; %P fraction de porosité totale ; λ_i , λ_{MM} conductivités thermiques des ingrédients (bases de données), λ_{MM} conductivité thermique théorique du composite MM (EMT)

| | Fe | Fibres d'acier | Cu | Sn | MnS | %P | |
|-----------------------|----|----------------|----------------|----|-----|-----|-----------------------------|
| %mass. | 48 | 7.1 | 37 | 3 | 2.9 | - | |
| %vol. | 53 | | 42 | | | 4 | λ_{MM} [W/(m.K)] |
| λ_i [W/(m.K)] | 68 | | 45-87 [MATWEB] | | | 0.1 | 51-68 |

Évidemment, la matrice métallique est plus conductrice que les autres matériaux composites dissociés. C'est elle qui va dicter le comportement thermique de la G36S dans la mesure où elle forme un réseau continu. La conductivité du composite MM est étonnamment faible. On sait que la conductivité des bronzes peut varier de 45 à 87 W/(m.K) en fonction de sa composition. Celle de la ferrite est de 70 W/(m.K) alors que celle de l'acier au carbone est de 52 W/(m.K) [MATWEB]. En utilisant une loi de mélange (EMT) [WAN 2006], la conductivité du composite matrice métallique devrait théoriquement être comprise entre 51 et 68 W/(m.K) en tenant compte de la porosité.

Plusieurs auteurs montrent que la porosité peut réduire la conductivité [VIN 2009], [ZON 2017]. Vincent [VIN 2009] étudie l'influence de la densité sur la conductivité de fritté à base de cuivre dendritique. Comme Lima [LIM 2005], elle observe un taux de porosité « critique » pour la conductivité. Elle baisse de plus de la moitié à partir de 6% vol. de porosité pour le fritté cuivre et 8% de porosité pour le fritté-acier. Plus loin, Vincent modélise se comportement sur COMSOL Multiphysics. Dans la matrice métallique de la G36S, la porosité ouverte de la matrice métallique est faible de ~2 % et la porosité fermée est théoriquement de ~2%. Un autre paramètre important pour retrouver numériquement la baisse de conductivité en fonction du taux de porosité est l'orientation et le rapport de forme de celle-ci. Plus les dimensions de la porosité sont importantes dans la direction (XY), plus les pores dévient les lignes de flux thermique arrivant dans la direction (Z). Ce qui réduit les propriétés de conduction du composite MM. L'orientation de la porosité peut également introduire l'anisotropie des propriétés thermiques constatée dans le matériau.

- **Le composite matrice métallique chargée en céramiques MMC** contient 12% massique de céramiques, dont près de trois fois plus de silicate de zirconium que de carbure de silicium (**tableau 2.7**). Les propriétés thermiques du composite sont plus faibles que celles du composite MM. L'anisotropie est négligeable. La baisse de propriétés thermiques de la matrice métallique s'explique d'abord par les propriétés très faibles du $ZrSiO_4$ qui occupe une fraction volumique plus importante que le SiC pourtant de conductivité très élevée. Elle s'explique ensuite par la fraction de porosités ouverte, déjà significative, de 7%.

Tableau 2.7 Composition de la G36S sans graphites dit composite « matrice métallique + céramiques » ou MMC ; %PO fraction de porosité ouverte ; λ_i ; λ_{MMC} conductivités thermiques des ingrédients (bases de données), théorique du composite MMC (EMT)

| | MM | ZrSiO ₄ | SiC | %PO | |
|-----------------------|----|--------------------|-----------------|-----|------------------------------|
| %mass. | 88 | 9.6 | 2.4 | - | |
| %vol. | 74 | 14 | 5 | 7 | λ_{MMC} [W/(m.K)] |
| λ_i [W/(m.K)] | 50 | 1.2 | 400 [MATWEB] | 0.1 | 34 |

- **La matrice métallique chargée en graphite MMG** est composée de 22% massique de graphites des deux types, dans les proportions massiques spécifiées au **tableau 2.8**. Le composite contient une fraction volumique théorique de graphite supérieure à celle de la matrice. Le graphite 1 qui est enrobé de résine, exhibe de faibles propriétés de conduction thermique, de seulement 15 W/(m.K), tandis que le graphite de type 2 exhibe une conductivité thermique supérieure de 166 W/(m.K) [LML]. Le graphite 2 doit par conséquent contribuer essentiellement aux propriétés thermiques du composite qu'il devrait rehausser. Or, ces propriétés thermiques du composite sont aux mieux équivalentes à celles de la matrice, dans le plan (XY). La porosité ouverte, relativement importante, mesurée dans le composite qui est principalement d'origine interfaciale peut expliquer ce résultat. Ensuite, le taux de phase Fe-C de la matrice par réactivité du fer et du carbone durant le frittage peut également réduire la conductivité thermique du composite en augmentant le taux de perlite dont les propriétés sont faibles. Le composite matrice métallique-graphite présente une anisotropie notoire de ses propriétés thermiques et beaucoup plus marquée que celle observée sur le composite à matrice métallique. En effet, les propriétés de conduction thermique mesurées sont plus importantes dans la direction perpendiculaire à la direction de compression de frittage (XY) que dans la direction de compression de frittage (ZY). L'anisotropie des propriétés thermiques du composite peut être en lien avec celle des propriétés thermiques des particules de graphites elles-mêmes ou avec leur rapport de forme et leur arrangement dans le composite.

Tableau 2.8 Composition de la G36S sans céramiques dit composite « matrice métallique + graphites » ou MMG ; %PO fraction de porosité ouverte ; λ_i ; λ_{MMG} conductivités thermiques des ingrédients (bases de données), théorique du composite MMG (EMT)

| | MM | Graphite 1 | Graphite 2 | %PO | |
|-----------------------|----|------------|------------|-----|------------------------------|
| %mass. | 78 | 7.7 | 14.3 | - | |
| %vol. | 43 | 17.67 | 29 | 10 | λ_{MMG} [W/(m.K)] |
| λ_i [W/(m.K)] | 50 | 15 [LML] | 166 [LML] | 0.1 | 42 |

Les particules de graphite 2 sont en forme d'ovoïdes aplatis (rapport de forme supérieur à 1). Durant le frittage, elles sont inclinées dans la matrice du composite perpendiculairement à la direction de compression de frittage. Si, l'anisotropie thermique des particules de graphite justifie celle du composite, cela implique alors que les particules de ce constituant sont orientées (**figure 2.29-(a)**).



Figure 2.29 Représentation schématique de particules de graphite (a) avec un alignement de graphènes (orientée) ; (b) amorphe

Si, ce n'est pas le cas (figure 2.29-(b)), l'anisotropie des propriétés thermiques dans le composite, vient du rapport de forme et de l'arrangement microstructural des particules de graphites dans le composite. Elles constituent des obstacles à la progression du flux thermique, et même dans une certaine mesure, des isolants, à cause des interfaces qu'elles forment avec la matrice métallique. Les particules de graphite inclinées dévient plus fortement les lignes de flux dans la direction de compression de frittage (figure 2.30-(b)) que dans la direction traverse (figure 2.30-(a)).

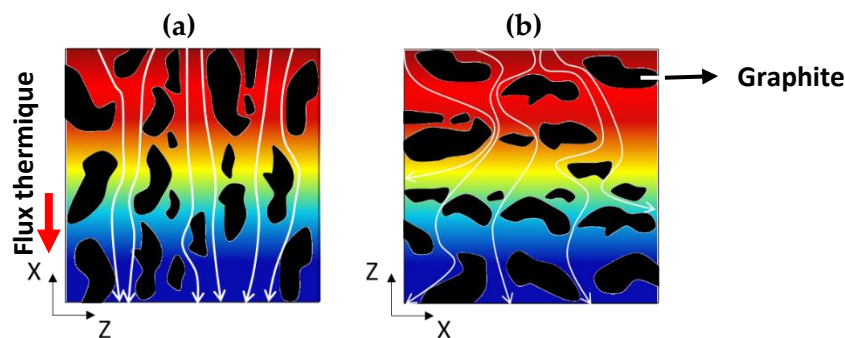


Figure 2.30 Représentation schématique du transfert de chaleur par conduction dans un composite MMG (a) dans la direction perpendiculaire à celle de frittage (b) dans la direction de compression de frittage également celle des échanges thermiques durant les freinages

De plus, les propriétés thermiques de la matrice métallique peuvent être plus basses, car en frittant le fer avec le carbone, on augmente probablement la fraction volumique de perlite, dont les propriétés sont inférieures à celles de la ferrite.

Le composite constitué uniquement des métaux de la matrice de la G36S affiche un coefficient de conductivité thermique plus faible que ce qui est attendu. Cette dernière est polyphasée constituée non seulement de fer et de cuivre, mais aussi fort probablement de bronzes, et d'acier au carbone. Ce qui constitue une première explication des propriétés thermiques plutôt faibles. Ce résultat s'explique ensuite par sa porosité. La conductivité du composite céramiques- matrice est encore plus faible du fait des propriétés des particules de $ZrSiO_4$ et des porosités. Enfin, la matrice métallique-graphite exhibe des propriétés à peine supérieures à celles de la matrice métallique dans le plan. Les propriétés présentent une forte anisotropie. Elle s'explique par le rapport de forme et l'inclinaison des graphites non alignés. Tous ces éléments de microstructure sont également observés dans le matériau G36S et explique ses propriétés thermiques faibles et anisotropiques.

5. Conclusion

Le **tableau 2.9** récapitule les propriétés des garnitures G35, formulation historique, certifiée UIC, et la G36S, simplification des bases de formulation en développement contenant moins de cuivre. Les garnitures G35 et G36 respectivement riche en cuivre et celle contenant moins de cuivre présentent des différences microstructurales importantes liées à la stratégie de formulation adoptée par le fabricant.

Il semblerait que cette stratégie consiste à augmenter la part de fer et à compenser une partie du taux massique de cuivre par celle du graphite dans les nouvelles formulations. Ces choix du fabricant ont certes des répercussions sur les performances tribologiques qu'il recherche, mais aussi sur les propriétés thermophysiques de la garniture dont ces dernières dépendent.

La matrice métallique contrôle les échanges thermiques et assure la tenue mécanique de la garniture.

- L'augmentation du taux massique de graphite conduit à une forte augmentation de leur fraction volumique dans le fritté, compte tenu de la faible densité de ce constituant. Dans la G36S le taux de charges est très important. Les charges créent avec la matrice métallique des interfaces expliquant le taux de porosité ouverte important et plus élevé que dans la G35. L'inclinaison des charges dans la microstructure de la G36S induite par le procédé de fabrication oriente les propriétés thermique et mécanique de la garniture.
- Les garnitures G36 ont un comportement élastique linéaire à la charge et non-linéaire à la décharge. Passé un certain chargement, on dépasse une limite élastique. Ce résultat suggère la plastification de la matrice métallique. Les alignements locaux des particules de graphites et les interfaces particules/ matrice métallique sont des sites propices à l'accumulation des déformations permanentes. Enfin, on observe une chute du module de compression suggérant un endommagement. La G36S est deux fois plus rigide que la G35.
- Thermiquement, la perlite et les bronzes de la matrice métallique de la G36S abaissent les propriétés thermiques de la garniture en dessous de celles du cuivre. Les bronzes abaissent les températures de fusion de la garniture (<900°C). Avec la porosité, ces raisons expliquent les propriétés thermiques relativement faibles de la garniture G36S. Les particules de graphite et de céramique n'ont qu'une faible influence sur ces propriétés. Si, l'objectif était de maintenir de faibles propriétés thermiques dans la direction des échanges thermiques durant les freinages : la G36S comme la G35 ont une conductivité thermique proche de 20W/(m.K).
- Le comportement thermomécanique de la garniture change avec l'oxydation des graphites et de la matrice métallique créant des irréversibilités surtout au-delà de 400°C. L'oxydation est cependant à relativiser en situation de contact frottant.

Tableau 2.9 Propriétés connues des matériaux G35 et G36S

| | G35* [WON 2007] | G36S** |
|--|------------------|----------------------|
| ρ(kg/m³) | 4900 | 4190 |
| E_c (GPa) | 3-4 | 6.9 [MAN 2016] |
| λ (W/m. K) | 21 | 20 |
| a (mm²/s) | 10.9 | 10 |
| α(K⁻¹) | 10 ⁻⁵ | 7.5.10 ⁻⁶ |
| Porosité ouverte (%) | 8 | 14 [LML] |

* E_c Module de compression (à 10 MPa de chargement) obtenu par compression uni- axiale (Jauge de déformation et capteur de déplacement)

λ Conductivité obtenue par mesure Hot disk (méthode non-directionnelle) à température ambiante

** Module de compression (à 10 MPa de chargement) obtenu par compression par corrélation d'images

Conductivité obtenue par LFA à température ambiante

Porosité ouverte mesurée par méthode d'Archimède à l'éthanol

Chapitre 3 Essais tribologiques- Changement d'échelle

Les performances d'une garniture de frein ferroviaire sont évaluées sur banc d'essai d'échelle 1 suivant un programme spécifié reproduisant aux mieux tant les situations ordinaires de service (freinages basses énergies) que celles d'urgence hautes énergies plus exceptionnelles. Actuellement, ces essais représentent pour le fabricant de garniture un moyen fiable d'évaluer ses développements en amont des tests de sélection et d'homologation menés par les exploitants ferroviaires. Cette approche souffre néanmoins d'écueils lorsque l'on s'intéresse aux matériaux : le système de frein industriel, qui constitue un mécanisme complexe duquel il s'avère difficile de découpler les effets de structure des effets matériau (1); l'échelle en vraie grandeur des essais coûteux et longs à mettre en œuvre (2); la taille des organes de friction et des surfaces de contact complexifiant les investigations à l'échelle de la microstructure des matériaux ou celle des mécanismes de frottement et d'usure (3). D'où, l'intérêt de réaliser des essais à une échelle réduite, sur un dispositif simplifié. Dans un souci de représentativité par rapport aux essais d'échelle 1, le protocole d'essai de freinage réalisé à l'échelle réduite est déterminé par une méthode de changement d'échelle développée au LML/LaMcube sur un tribomètre conçu pour atteindre des niveaux d'énergie de freinage équivalents à ceux du programme de performance qui aurait été exécuté sur un dynamomètre d'échelle 1. Les travaux présentés ici explorent la validité de cette méthode au cours de campagnes d'essai de freinage haute énergie, plus sévères que celles qui ont déjà été réalisées sur le tribomètre du LML/LaMcube. Les essais visent plus précisément à reproduire à échelle réduite les niveaux de sollicitation thermique induite par les freinages parmi les plus sévères du programme de performance donc supposés les plus impactants pour les matériaux. Retenons que E1 désigne l'échelle 1 et ER, l'échelle réduite.

| | |
|--|------------|
| CHAPITRE 3 ESSAIS TRIBOLOGIQUES- CHANGEMENT D'ÉCHELLE | 75 |
| 1. Dispositifs expérimentaux et instrumentation | 77 |
| 1.1. Banc de freinage d'Échelle 1 (Dynamomètre) | 77 |
| 1.2. Tribomètre Échelle réduite | 79 |
| 2. Méthode de changement d'échelle | 82 |
| 2.1. Modèle de Newcomb | 82 |
| 2.2. Changement d'échelle | 83 |
| 2.3. Programmes de changement d'échelle (banc échelle 1 TE1 et banc échelle réduite TER) | 86 |
| 3. Résultats thermiques du changement d'échelle | 89 |
| 3.1. Localisations thermiques observées sur le disque | 89 |
| 3.1.1. Échelle 1 | 89 |
| 3.1.2. Échelle Réduite | 91 |
| 3.2. Évolutions des températures du disque- garniture à l'échelle 1 (E1) | 92 |
| 3.2.1. Effet des localisations thermiques sur les températures garniture à l'échelle 1 | 92 |
| 3.2.2. Sollicitations thermiques extrêmes à l'échelle 1 | 93 |
| 3.2.3. Températures maximales disque-garniture à l'échelle 1 | 95 |
| 3.3. Évolutions des températures de disque- garniture à l'échelle réduite (ER) | 95 |
| 3.3.1. Températures disque- garniture à l'échelle réduite | 96 |
| 3.3.2. Températures maximales disque- garniture à l'échelle réduite | 97 |
| 3.4. Comparaison des sollicitations thermiques de la garniture aux deux échelles | 97 |
| 3.4.1. Comparaison des températures de garniture aux deux échelles | 97 |
| 3.4.2. Amélioration du protocole à l'échelle réduite (isolation du patin) | 98 |
| 4. Discussion sur les limites du changement d'échelle | 100 |
| 4.1. Influence du nombre de points chauds sur le maximum de température | 100 |
| 4.1.1. Modèles thermiques | 100 |
| 4.1.2. Résultats thermiques | 101 |
| 4.2. Évaluation numérique de la déformation thermique | 102 |
| 4.2.1. Modèles thermomécaniques de dilatation libre | 102 |
| 4.2.2. Déformations thermiques | 103 |
| 4.3. Influence du troisième corps sur le plafond thermique | 105 |
| 5. Conclusions | 106 |

1. Dispositifs expérimentaux et instrumentation

Le banc échelle 1 de Flertex Sinter ainsi que ses capacités ont été largement présentés au [chapitre 1 2.1.2](#). Ici, on propose un descriptif des éléments de frottement, de l'instrumentation enrichie du dynamomètre pour décrire les performances thermomécaniques et tribologiques dans le cadre des campagnes d'échelle 1 menées sur la formulation G36S ([figure 3.1](#)).

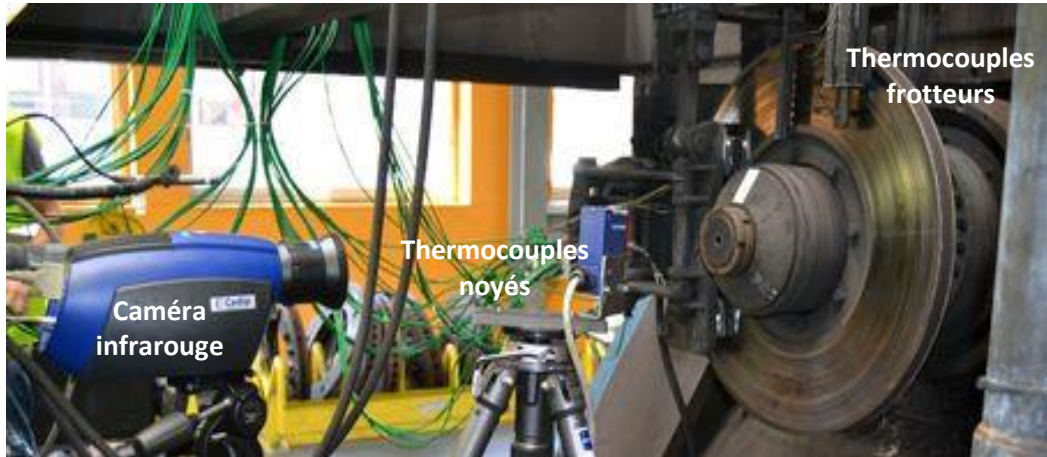


Figure 3.1 Tribomètre échelle 1 : instrumentation thermique [Flertex Sinter]

1.1. Banc de freinage d'Échelle 1 (Dynamomètre)

Sur le banc échelle 1, la mesure de pression de l'actionneur permet de connaître la force appliquée tandis que le couple subi par l'arbre de la broche est mesuré par un bras de Prony. Le calcul du facteur de frottement est effectué à partir de ces 2 mesures en considérant un rayon moyen de la piste de frottement. On dispose également de la vitesse de rotation de la broche. Des algorithmes liés au pilotage du banc inertiel donnent accès aux résultats de performance : la distance d'arrêt, la durée de freinage et la décélération.

Tout comme en service d'exploitation, le disque d'échelle 1 est plein (non ventilé), en acier X38CrMoV-5 et de 640 mm de diamètre extérieur pour 45 mm d'épaisseur. Il est instrumenté de 6 thermocouples frotteurs, 3 par face de disque comme le montre la [figure 3.2](#). Ils renseignent les températures de surface de disque au rayon intérieur (BI), au rayon moyen (BM) et au rayon extérieur (BE) de chaque face.

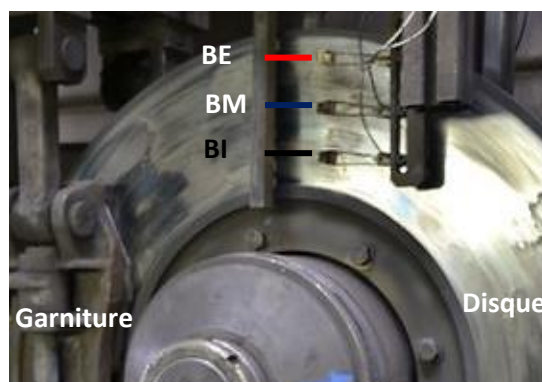


Figure 3.2 Installation des thermocouples frotteurs sur la face avant du disque de frein, BE proche du rayon extérieur, BM rayon moyen, BI rayon intérieur

La garniture étudiée est un monobloc de formulation G36S de 200 cm² d'aire apparente et de 25 mm d'épaisseur ([figure 3.3](#)). Durant les freinages, le disque de frein est enserré par 2 paires de monoblocs (une paire de 2 monoblocs symétriques par face de disque). Des thermocouples sont installés à 3 mm

de profondeur de la garniture afin de mesurer des températures au plus proche de la surface de frottement. Des thermocouples placés à 6 mm et 12 mm sous la surface neuve fournissent des températures de masse. Ils sont placés dans l'épaisseur de la garniture, parallèlement à sa surface de frottement. La **figure 3.4** montre la disposition des 10 thermocouples installés dans les garnitures de la face avant du disque. Au rayon extérieur, le suivi des températures est circonférentiel de la garniture d'entrée (E) vers la garniture de sortie (S). Le suivi radial des températures se fait autour de la rainure centrale.

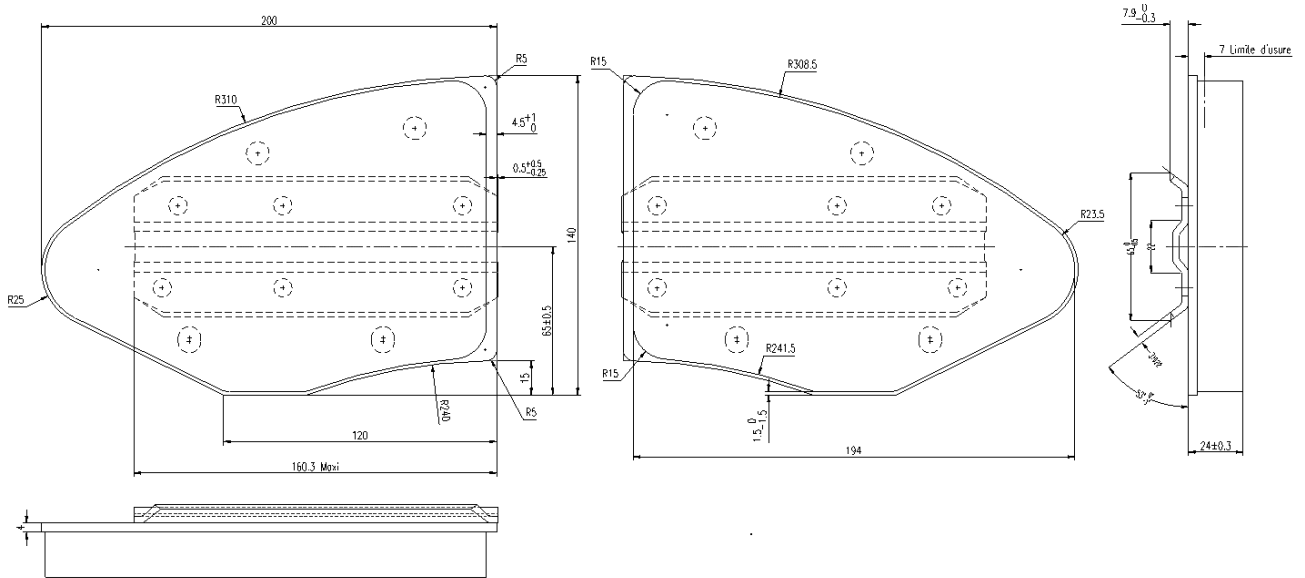


Figure 3.3 Géométrie de la garniture monobloc G36S avec armature

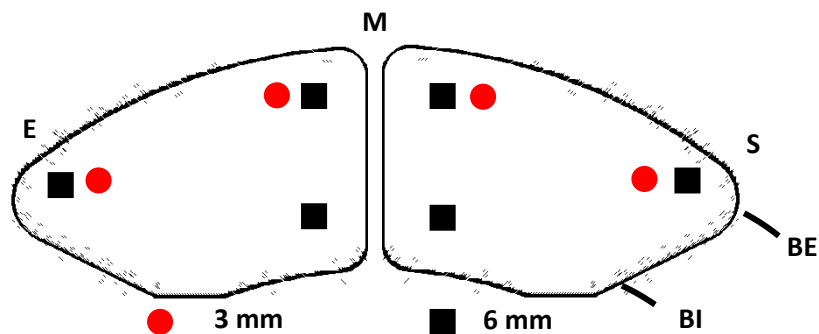


Figure 3.4 Schéma de localisation des thermocouples noyés dans la garniture G36S (E1) E entrée, S sortie, M milieu dans la direction circonférentielle, BI rayon intérieur, BE rayon extérieur dans la direction radiale

Une caméra infrarouge permet de suivre les localisations thermiques sur le disque (**figure 3.1**). La caméra IR est installée à une distance de 0,85 m et dans la direction normale à l'une des 2 pistes de frottement du disque. Le **tableau 3.1** fournit les paramètres de réglage préconisés (temps d'intégration et filtres) selon l'intensité du rayonnement thermique. Le choix du temps d'intégration (TI) est essentiel. La source rayonnante (disque chaud) émet un flux dans l'infrarouge. Ce flux est capté par un détecteur matriciel composé de cellules photoélectriques. La réception du flux thermique rayonné par le disque est partielle du fait d'atténuations atmosphériques, de réflexions etc. Chaque pixel de la matrice du détecteur de la caméra IR convertit en charge électrique le flux photonique émis par l'objet rayonnant pendant un certain temps. Il s'agit du temps d'intégration qui représente une fraction de la période d'acquisition d'une image. Son choix est un compromis pour garantir une qualité d'observation d'une source thermique mobile dans l'espace. Il doit être suffisamment court pour éviter de saturer le détecteur, mais aussi suffisamment long pour exploiter toute sa sensibilité. Une saturation

est particulièrement pénalisante, car elle implique la perte irréversible d'une partie des images. De manière complémentaire au temps d'intégration, la caméra peut être utilisée avec des filtres qui déterminent la part de flux observé reçu par le détecteur.

Un freinage engendre des phénomènes thermiques d'intensités variables et balayant de grandes plages de températures de surface. Avant la mise en place d'un essai de freinage, ces températures sont prospectives : on ne les connaît pas a priori. Afin d'assurer une observation correcte des phénomènes thermiques qui nous intéressent durant les séquences de freinages à énergie croissante, plusieurs TI correspondant aux différents niveaux de températures possibles (corps noir) ont été déterminés. Ainsi, pour des températures de corps noir comprises entre 5°C et 300°C, trois TI nous permettent une observation de qualité. Entre 300°C et 1100°C, l'utilisation d'un filtre est nécessaire pour atténuer le flux reçu par la caméra, et deux TI, permettent d'obtenir une mesure de qualité sur cette plage. En fonction de la sévérité du freinage, il convient de choisir l'un ou l'autre de ces jeux de paramètres. Durant les freinages les moins énergétiques, correspondant aux températures prospectives de corps noirs comprises entre 5°C et 300°C, les trois premiers TI du [tableau 3.1](#) sont utilisés simultanément pour obtenir trois enregistrements à chacun d'entre eux.

Un point important est que ces mesures par thermographie IR ne sont pas exploitées dans le but d'évaluer quantitativement la température de surface. En effet, la méconnaissance de l'émissivité du disque, qui plus est variable dans le temps et l'espace au cours des freinages, introduit une erreur importante dans la mesure de température de disque. En raison de ces incertitudes liées à l'émissivité, on choisit de présenter les résultats de thermographie en DL (Digital Level) ou degrés de gris correspondant à l'intensité du flux de rayonnement infrarouge reçu par les détecteurs de la caméra IR à un coefficient près. Le but est de caractériser qualitativement le type de localisation thermique engendré par les freinages à la surface du disque.

Tableau 3.1 Paramétrage de la caméra infrarouge de 5°C à 300°C (E1) ; caméra FLIR Titanium SC 7600 ; détecteur Insb

| Températures corps noir | 5°C - 87°C | 78°C - 189°C | 168°C - 300°C | 300°C -589°C | 589°C-1100°C |
|-------------------------|-------------|--------------|---------------|-------------------|--------------|
| TI | 490 μ s | 79 μ s | 14 μ s | 145 μ s | 26 μ s |
| Filtre | Open | Open | Open | 3.97-4.01 μ m | |

1.2. Tribomètre Échelle réduite

Le banc de freinage échelle réduite du LaMcube est un banc inertiel capable de simuler des freinages d'arrêt ou de ralentissement. Le principe d'essai est similaire à celui de l'échelle 1 à savoir la dissipation d'une énergie équivalente à l'énergie cinétique de translation par une énergie inertielle (masse tournante) et électrique (moteur asynchrone fonctionnant en génératrice). Les vitesses de rotation initiale et finale ainsi que la force d'application peuvent être choisies. Au-delà de la taille réduite des échantillons, ce tribomètre se distingue par un contact disque- garniture sur une seule face et un actionneur hydraulique contrôlé par une servovalve pour l'application de la force normale. La force normale F_N asservie est imposée par deux vérins hydrauliques qui exercent une poussée sur une platine mobile en translation sur laquelle est monté le patin d'essai. La vitesse maximale est de 4000 tr/min, soit une vitesse linéaire de 40 m/s pour un disque de diamètre moyen 100 mm. La force maximale d'application est de 1000 N soit une pression apparente de contact de 1 MPa.

Au cours de l'essai, l'instrumentation intégrée du tribomètre de freinage permet l'acquisition de l'évolution des grandeurs suivantes :

- la vitesse de rotation mesurée par le tachymètre du moteur ;

- les 3 composantes (normale, radiale et tangentielle) de la force de contact qui sont mesurées par un capteur piézoélectrique (capteur de force 3D Kistler 9347c) implanté à l'arrière du patin (**figure 3.5 (a)**).
- le couple de freinage qui est fourni par un couplemètre monté sur la ligne d'arbre (Couplemètre HBM T40). La mesure du couple est utilisée pour calculer le frottement au rayon moyen de la piste de disque.
- les températures de masse du disque et du patin qui sont mesurées par des thermocouples de type K. Un collecteur tournant monté sur la broche permet la transmission des signaux des thermocouples installés dans le disque en rotation.
- De même qu'à l'échelle 1, les phénomènes de localisations thermiques sont étudiés par thermographie infrarouge (IR) de la piste de frottement du disque, via une caméra FLIR Titanium. Tout au long de l'essai, la caméra est utilisée sans filtre et avec un temps d'intégration variable et ajusté selon la sévérité des freinages comme pour les essais échelle 1.

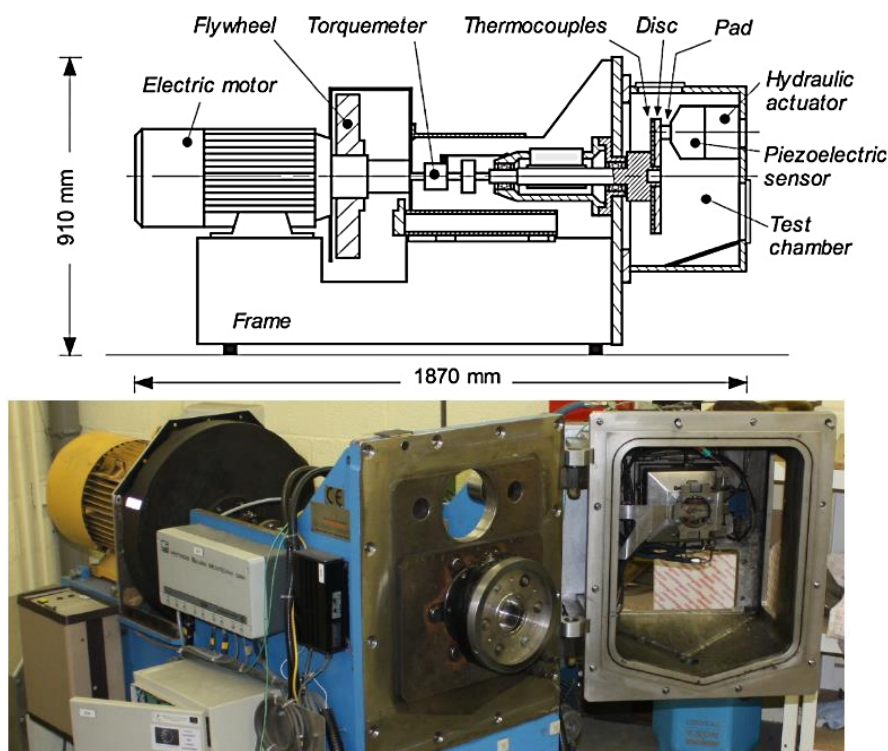


Figure 3.5 Banc de freinage d'échelle réduite [LML/LaMcube]

La géométrie du disque employé à l'échelle réduite est représentée **figure 3.6**. Le disque en acier XC48, poli avant essai possède une unique piste de frottement d'une surface de 100 cm² (rayon moyen 100 mm, pour une largeur frottée de 17 mm). Il est instrumenté de 2 thermocouples, placés à 2 mm de profondeur sous sa piste de frottement, au rayon moyen de la piste. Les thermocouples diamétralement opposés dans le disque sont installés aux points où l'écart de battement est maximal. Les localisations de contact sur ces points culminants sont présupposées de fortes dissipations thermiques durant les séquences de freinage.

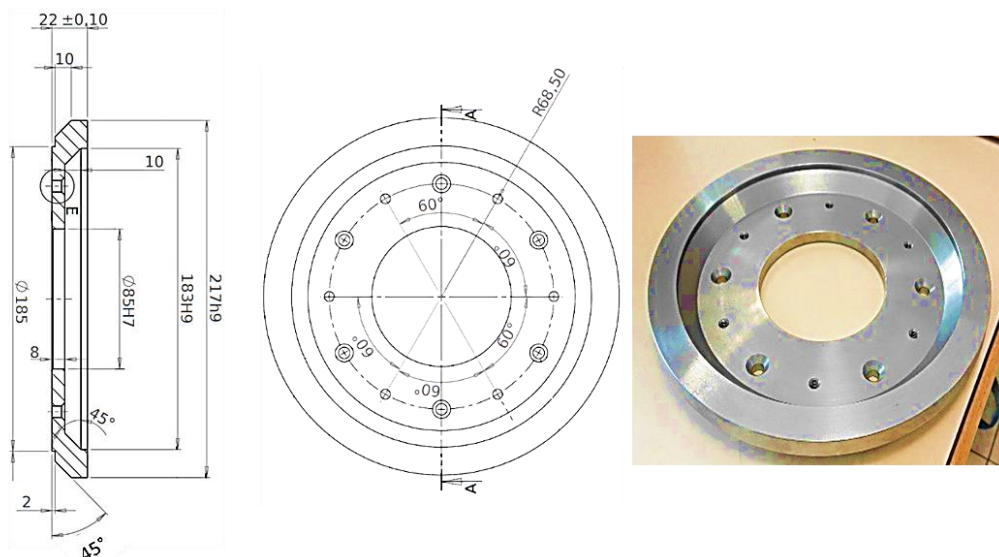


Figure 3.6 Plan du disque utilisé à l'échelle réduite

À l'échelle réduite, la garniture également monobloc a une forme de patin en secteur d'arc couvrant un angle de 39.5° . Son rayon moyen est de 100 mm, son épaisseur est de 16 mm, ainsi que sa largeur qui définit la surface de la piste frottée sur le disque. L'aire apparente de frottement du patin de 10 cm^2 . Les patins sont prélevés par contournage au cœur d'un monobloc de garniture G36S sans lubrification. La forme de secteur et les dimensions réduites du patin ont été choisies afin de conserver la représentativité de l'hétérogénéité des surfaces de frottement du patin et de simplifier les expertises matériaux et tribologiques. Le patin est encastré et collé dans un support en acier. Les thermocouples sont placés dans l'épaisseur du patin suivant la direction normale à la surface de frottement, à différentes profondeurs de celle-ci, de manière comparable à l'instrumentation de la garniture de l'échelle 1 : 5 thermocouples à 2 mm de profondeur et 5 thermocouples à 5 mm de profondeur sous la surface de frottement. La **figure 3.8** indique la localisation des thermocouples, sur les rayons intérieur (BI), moyen (BM) et extérieur (BE) de la piste de frottement, en entrée (E), au milieu (M) et en sortie (S) de l'aire de contact.



Figure 3.7 Patin d'essai extrait d'un monobloc de G36S (dimensions en mm)

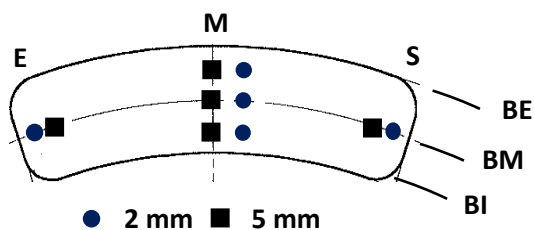


Figure 3.8 Points de mesures de températures dans le patin (ER)

2.Méthode de changement d'échelle

Comment définir des essais à l'échelle réduite afin de reproduire les phénomènes tribologiques et thermomécaniques représentatifs de l'échelle 1 ?

Plusieurs auteurs mentionnent d'abord l'importance de reproduire des densités de flux du disque. Cette condition est assurée par le choix des géométries de la paire de friction qui a conduit au dimensionnement actuel du tribomètre du LML/LaMcube. Roussette et *al.* complètent ce premier principe par une condition d'égalité des niveaux de températures de surface de disque aux deux échelles. L'équivalence thermique entre les deux échelles dépend du choix de paramètres de freinages à l'échelle réduite [ROU 2005].

2.1.Modèle de Newcomb

On recherche donc l'équivalence des températures entre l'échelle 1 et l'échelle réduite. Le modèle de Newcomb permet d'estimer les températures moyennes de surface de disque.

- Les corps en contact frottant sont des milieux semi-infinis.
- La diffusion de la chaleur se fait dans la direction normale à la piste de frottement.
- Le flux total généré est uniforme et le partage de flux est constant au cours du temps entre le disque et la garniture.
- Le contact est parfait avec égalité des températures de surface du disque et de la garniture.
- L'élévation de température en fonction du temps est explicitée suivant la relation (3.1) qui est en fait une solution tronquée du modèle de Newcomb :

$$(3.1) \quad \Delta\theta(t) = \frac{\Phi_d}{S_d \cdot \xi_d \cdot \sqrt{2\pi}} \sqrt{t_f} \left(1 - \frac{2t}{3t_f}\right) \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} \Phi_d : \text{part du flux dissipé par le disque lors du} \\ \text{freinage (W)} \\ t_f : \text{durée de freinage (s)} \\ \xi_d : \text{effusivité du disque (J.m}^{-2}\text{.s}^{-1/2}\text{.}^{\circ}\text{K}^{-1}) \\ S_d : \text{surface du disque (m}^2\text{)} \end{array} \right.$$

L'élévation maximale correspond à la température de surface du disque à la moitié de la durée de freinage :

$$(3.2) \quad \Delta\theta_{max} = \Delta\theta \left(t = \frac{t_f}{2} \right) = \frac{4\Phi_d}{3 \cdot S_d \cdot \xi_d \cdot \sqrt{2\pi}} \sqrt{t_f}$$

La validité de la solution tronquée est suspendue à l'hypothèse de corps semi-infini. Cette condition peut être vérifiée via le critère (3.3). Cette expression compare l'épaisseur du disque de freinage à une profondeur de diffusion de la chaleur pendant un freinage d'arrêt. Γ est d'autant plus faible que l'épaisseur du disque est mince. Lorsque le critère est satisfait, la solution simplifiée de Newcomb suffit à estimer l'élévation de température de surface. Dans le cas contraire, l'échauffement devient dépendant de la chaleur accumulée pendant le freinage et la formulation complète de Newcomb, qui nécessite une résolution numérique, doit être considérée pour obtenir une bonne estimation. On retrouvera la formulation du modèle de Newcomb explicitée dans la thèse de Majcherczak [MAJ 2006]. Dans tous les cas, la formulation simplifiée du modèle de Newcomb a été employée pour sa simplicité de mise en œuvre afin de choisir les paramètres de changement d'échelle.

$$(3.3) \quad \Gamma = \frac{d_1}{2 \cdot (a_1 \cdot t_f)^{0.5}} \geq 1.21 \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} d_1 : \text{l'épaisseur du disque} \\ a_1 : \text{la diffusivité thermique du disque} \\ t_f : \text{la durée de freinage} \end{array} \right.$$

2.2.Changement d'échelle

Le changement d'échelle concerne les freinages d'arrêt à sec du programme de performances spécifié. Sur le dynamomètre de l'industriel, ces freinages sont pilotés suivant des paramètres de vitesse initiale, de force normale appliquée aux garnitures de frein et de masse à freiner. Ces trois paramètres sont transposés dans la suite et de manière équivalente au triplet de paramètres (p, v_0, t_f) qui désignent la pression apparente p , la vitesse initiale de glissement v_0 au contact disque garniture et la durée de freinage t_f . Notons que la durée de freinage suppose une décélération uniforme et donc un facteur de frottement μ considéré constant et identique aux 2 échelles dans ce qui suit. La convention d'écriture suivante sera adoptée, les lettres capitales (P, V_0, T_f etc.) font référence à l'échelle 1, tandis que les lettres minuscules (p, v_0, t_f etc.) font référence à l'échelle réduite. Le modèle de Newcomb est applicable à l'échelle 1 (E1) et à l'échelle réduite (ER). Afin de satisfaire la même élévation moyenne de température de surface aux deux échelles :

$$(3.4) \quad [\Delta\theta]_{E1} = [\Delta\theta]_{ER}$$

En considérant la relation simplifiée de Newcomb, il vient une relation de changement d'échelle suivante :

$$(3.5) \quad p \cdot v_0 \cdot \sqrt{t_f} = \gamma (P \cdot V_0 \cdot \sqrt{T_f}) \quad \text{où : } \begin{cases} P, p : \text{pressions apparentes (Pa)} \\ V_0, v_0 : \text{vitesses de glissement (m/s)} \\ T_f, t_f : \text{durées de freinage (s)} \\ \gamma : \text{facteur d'échelle} \end{cases}$$

γ est un facteur d'échelle constant qui dépend des propriétés thermiques des matériaux ainsi que des rapports des surfaces frottées aux deux échelles :

$$(3.6) \quad \gamma = \frac{1+A}{n+A} \quad \text{où : } \begin{cases} n = \frac{S_d/S_g}{s_d/s_g} \\ A = \frac{S_g \cdot \xi_g}{s_d \cdot \xi_d} \end{cases} \quad \text{avec : } \begin{cases} S_d, s_d : \text{la surface frottée du disque (m}^2\text{)} \\ S_g, s_g : \text{la surface de garniture (m}^2\text{)} \\ \xi_d, \xi_g : \text{l'effusivité du disque et la garniture} \\ \text{(J/(m}^2\text{.s}^{1/2}\text{.K))} \end{cases}$$

$$(3.7) \quad A = \frac{S_d \cdot \xi_d}{(S_d \cdot \xi_d + S_g \cdot \xi_g)} \quad \begin{cases} \xi_d, \xi_g : \text{effusivité du disque, de la garniture} \\ S_d, S_g : \text{surface du disque, de la garniture} \end{cases}$$

L'enjeu des essais étant le rôle des matériaux de friction, l'effusivité du disque et du patin ne constituent pas des variables d'ajustement du changement d'échelle. La valeur du facteur γ dépend donc uniquement du choix des surfaces frottées. Il est égal à 1 lorsque $n = 1$: les rapports de surfaces frottées sont conservés. Dans ce cas, le changement d'échelle correspond à une similitude en énergie pour laquelle il est possible de reproduire la sollicitation thermique en conservant à l'échelle réduite les trois paramètres : vitesse initiale de glissement, pression apparente et durée de freinage. Le changement d'échelle en similitude est alors défini par la relation suivante :

$$(3.8) \quad k = \frac{Q}{q} = \frac{S_g}{s_g} = \frac{S_d}{s_d} \quad \text{avec : } \begin{cases} Q, q : \text{énergie échelle 1, échelle r} \\ S_d, s_d : \text{la surface frottée du disque (m}^2\text{)} \\ S_g, s_g : \text{la surface de garniture (m}^2\text{)} \end{cases}$$

Au-delà de satisfaire la relation (3.3), c'est-à-dire l'élévation de la température de surface, la similitude en énergie apporte théoriquement une équivalence en termes de densité de flux et densité d'énergie dissipées par le disque et la garniture. Pour des raisons expérimentales, il est difficile de satisfaire le rapport des surfaces frottées de l'échelle 1 à l'échelle réduite. En effet, à l'échelle 1, deux blocs de

garniture par face couvrent un arc de 60° de la surface du disque. Couvrir le même arc à l'aide d'un patin monobloc pose des problèmes difficilement surmontables pour obtenir une conformité adéquate des surfaces antagonistes. Une autre difficulté technique est de garantir l'uniformité de l'effort appliqué. Toutes ces raisons expliquent pourquoi la surface frottée de la garniture a été choisie plus petite à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1 proportionnellement à celle du disque, et le facteur k est alors plus grand que 1.

Lorsque la relation (3.3) est satisfaite, on cherche à parachever l'équivalence thermique entre les deux échelles. L'élévation de température de surface est d'un point de vue théorique identique aux deux échelles. Ce respect d'élévation de température des deux échelles nécessite ainsi un compromis sur le triplet de paramètres d'essais à échelle réduite (p, v_0, t_f) par rapport au triplet (P, V_0, T_f) de l'échelle 1. L'ensemble des triplets (p, v_0, t_f) conduisant à échelle réduite à l'élévation de température de l'échelle 1 peut être représentée par une surface (figure 3.9). On note dans ce diagramme que le point $(p=P, v_0=V_0, t_f=T_f)$ se situe sous la surface iso-élévation de température, ce qui signifie bien que l'utilisation de ces paramètres à l'échelle réduite ne permet pas d'obtenir l'élévation de la température induite en freinage à l'échelle 1.

La relation de changement d'échelle pour la reproduction de la sollicitation thermique :

- est fonction de compromis géométriques relativement à une similitude énergétique ;
- consiste au choix du triplet (p, v_0, t_f) .

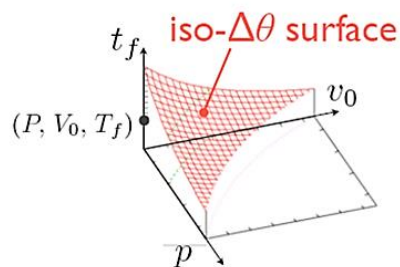


Figure 3.9 Solution de l'équation (3.5) de changement d'échelle

Il est important de noter que la durée de freinage est un paramètre particulier qui influe sur les densités d'énergie et les flux dissipés, relativement aux surfaces frottées du disque et de la garniture. On montre que, lorsque la relation de changement d'échelle est satisfaite, ces densités sont conservées aux deux échelles lorsque l'on choisit une durée de freinage t_f à échelle réduite identique à la durée de freinage T_f à l'échelle 1. La figure 3.10 illustre ce résultat. Lorsque l'on choisit une durée de freinage t_f supérieure à T_f l'élévation de la température de surface est obtenue par le biais d'une densité d'énergie q_d dissipée à échelle réduite supérieure à la densité d'énergie dissipée Q_d à l'échelle 1, alors que la densité de flux thermique φ_d dissipée à l'échelle réduite est moindre que la densité de flux Φ_d dissipée à l'échelle 1. Inversement, le choix d'une durée de freinage t_f plus courte que T_f conduit à une densité de flux thermique φ_d élevée et à une densité d'énergie q_d faible comparativement aux conditions de freinage à l'échelle 1.

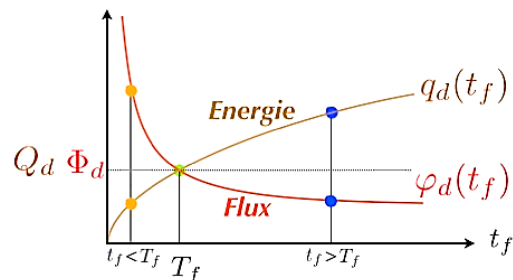


Figure 3.10 Influence de la durée de freinage sur les densités d'énergie et de flux dissipés

Comme indiqué précédemment, le respect des densités de flux dissipés est particulièrement important au regard des gradients thermiques et donc des localisations thermiques qui en découlent. Un freinage court, donc à puissance dissipée élevée, conduit à des densités de flux de chaleur dissipée élevée. Cette sévérité de freinage engendre des gradients thermiques élevés causant des dilatations thermiques circonférentielles importantes (déformations hors plan). Inversement, un freinage à puissance dissipée modérée conduira à une durée de freinage plus longue, laissant le temps à la chaleur dissipée de diffuser. Les faibles gradients thermiques engendrent des gradients de déformation thermomécanique de faible amplitude. La conservation des densités de flux (donc de la durée de freinage) est un facteur important lorsque l'on cherche à reproduire une sévérité de freinage d'une échelle à l'autre.

Un logigramme ci-**figure 3.11** permet de retracer les étapes du changement d'échelle, des paramètres de freinage à l'échelle 1 ($M_d, V_0, 2. Fb$) vers ceux à appliquer à l'échelle réduite (p, v_0, tf). Ils sont retranscrits en paramètres de freinage à l'échelle réduite : Inertie I_0 , fréquence de rotation ω_0 et la force normale appliquée F_N .

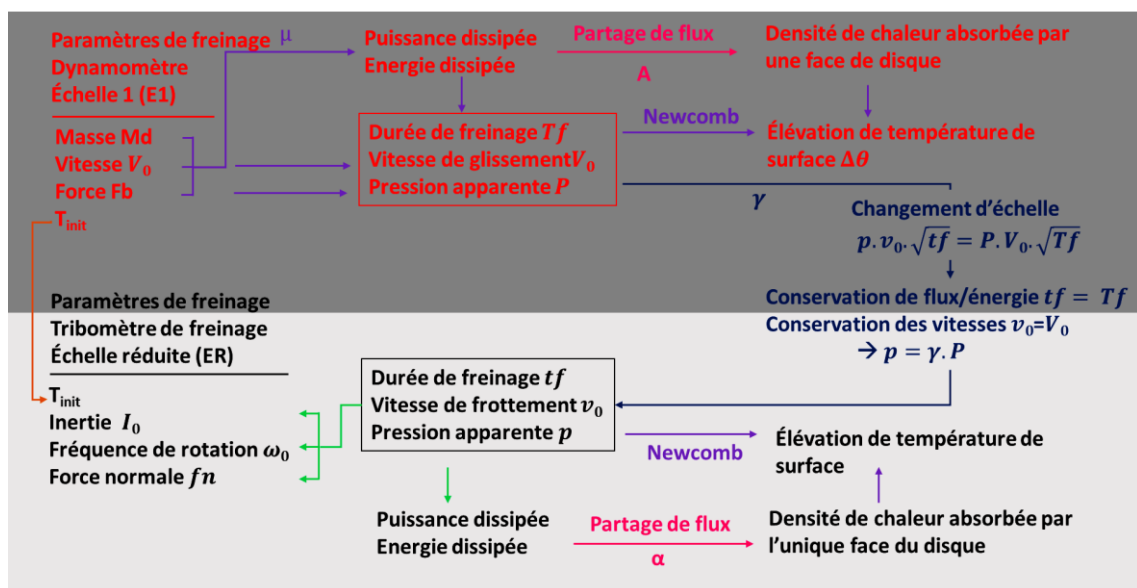


Figure 3.11 Logigramme de détermination des paramètres de freinage d'échelle réduite par la méthodologie du changement d'échelle à partir de ceux d'échelle 1 : F_b la force normale ($2.F_N$), avec le facteur d'échelle, ici $\gamma = 1.74$ et $\mu=0.38$, T_{init} température initiale

On recherche un programme de freinage échelle réduite équivalent énergétiquement à celui de l'échelle 1. La méthode de changement d'échelle basée sur l'équivalence thermique (densité d'énergie dissipée et température moyenne équivalente) employée ici, se résume ainsi au choix d'un triplet de paramètres : pression apparente (p), vitesse de glissement (v) et durée de freinage (tf). La durée de freinage est théoriquement conservée lorsque l'on souhaite préserver les densités de flux et d'énergie. Sous réserve d'un frottement identique aux deux échelles et en négligeant les effets de système, le changement d'échelle conduit à un compromis sur le produit $p.v_0$. Tenant compte des limites du tribomètre, on choisit de conserver la vitesse initiale de glissement d'une échelle à l'autre, en reportant ainsi le compromis sur la pression apparente de contact disque garniture. Les paramètres retenus sont donc : $v_0 = V_0$; $p = \gamma.P$; $tf = Tf$ avec $\gamma = 1.74$.

2.3. Programmes de changement d'échelle (banc échelle 1 TE1 et banc échelle réduite TER)

L'objectif du programme de performance E1 est de vérifier qu'une garniture respecte des tolérances de coefficient de frottement dans des conditions d'usage très variables. L'historique des freinages est complexe, alternant freinages à sec et sous humidité, maintiens et arrêt, situations normales, dégradées, d'urgence ou de sécurité. Ce programme de performance spécifié par la SNCF comporte 258 freinages (initialisation comprise). Il figure en **annexe B.1**. Le programme de changement d'échelle exécuté à l'échelle 1 (TE1) est constitué de quelques séquences de freinages du programme de performances en se limitant au frottement sec et aux freinages d'arrêt sans palier d'effort. Les séquencements choisis comptent parmi les plus sévères du programme de performance et par conséquent les plus critiques, du point de vue thermique, pour le matériau de friction. Un programme réduit de 60 freinages, incluant des phases d'initialisation entre trois séries de freinage a ainsi été défini. Ces séries sont réalisées dans un ordre croissant de puissance et d'énergie à dissiper.

À l'échelle réduite, un programme équivalent (TER) a été déterminé. Le choix des paramètres de ce programme est réalisé suivant la méthode du changement d'échelle explicité au paragraphe précédent. Le **tableau 3.2** et le **tableau 3.3** présentent respectivement les programmes TE1 et TER constitués chacun de trois séries. Chacune de ces séries est réalisée deux fois, constituée de blocs de cinq freinages de vitesse initiale de 80 km/h à 250 km/h avec des phases de réinitialisation. Des pesées et des mesures d'épaisseur de garniture sont effectuées avant rodage, après rodage à l'échelle réduite et entre chaque série à l'échelle 1. Les paramètres de pilotage des bancs d'essais sont :

- à échelle 1 : la vitesse initiale du train V_T [km/h], la force normale F_N [kN], la masse à freiner M_d [t];
- à échelle réduite : la fréquence de rotation de la broche ω [tr/min], la force normale f_N [N] et l'inertie I_0 [kg.m²].

On adoptera la convention suivante : chaque série sera désignée par S_{ij} où $i \in [1 ; 3]$ est le numéro de la série et $j \in [1 ; 2]$ sa répétition. Par exemple pour la série S2 répétée, elle est référencée par S22 correspond à un jeu de paramètres en force et en inertie respectivement de 880 N et 4.9 kg.m². On désignera par V_k , $k \in [1 ; 5]$, les cinq vitesses de glissement initiales de chaque série de freinage. Elles correspondent aux vitesses de glissement au rayon moyen de la piste de frottement aux deux échelles.

Tableau 3.2 Programme TE1, VT vitesse initiale simulée du train V0 vitesse initiale de glissement au rayon moyen, FN effort normale (2 Fb), P pression équivalente par face, Md masse à freiner, θ température initiale de disque, Tf durée de freinage théorique

| | N° | | V _T | V ₀ | F _N | P | M _d | θ | Tf ($\mu=0,38$) |
|----------------|-------|-------|----------------|----------------|----------------|-------|----------------|----------|-------------------|
| | | | [km/h] | [m/s] | [kN] | [kPa] | [t] | [°C] | [s] |
| Initialisation | 1-5 | 11-15 | 80 | 12 | 24 | 404 | 5 | 70 | 18 |
| S1 | 6 | 16 | 80 | 12 | 24 | 404 | 5 | | 22 |
| | 7 | 17 | 120 | 18 | | | | | 33 |
| | 8 | 18 | 160 | 25 | | | | | 44 |
| | 9 | 19 | 200 | 31 | | | | | 55 |
| | 10 | 20 | 250 | 38 | | | | | 69 |
| Initialisation | 21-25 | 30-35 | 80 | 12 | 36 | 404 | 5 | | 18 |
| S2 | 26 | 36 | 80 | 12 | 36 | 607 | 7 | | 20 |
| | 27 | 37 | 120 | 18 | | | | | 31 |
| | 28 | 38 | 160 | 25 | | | | | 41 |
| | 29 | 39 | 200 | 31 | | | | | 51 |
| | 30 | 40 | 250 | 38 | | | | | 65 |
| Initialisation | 41-45 | 51-55 | 80 | 12 | 45 | 404 | 5 | | 18 |
| S3 | 46 | 56 | 80 | 12 | 45 | 758 | 9.5 | | 22 |
| | 47 | 57 | 120 | 18 | | | | | 34 |
| | 48 | 58 | 160 | 25 | | | | | 45 |
| | 49 | 59 | 200 | 31 | | | | | 56 |
| | 50 | 60 | 250 | 38 | | | | | 70 |

Tableau 3.3 Programme TER, ω_0 fréquence de rotation du disque, v0 vitesse initiale de glissement au rayon moyen, fN effort normale (2 Fb), p pression équivalente, Ir inertie, θ température initiale de disque, tf durée de freinage théorique

| | N° | | ω_0 | V ₀ | f _N | p | Ir | θ | tf ($\mu=0,38$) |
|----------------|-------|-------|------------|----------------|----------------|-------|----------------------|----------|-------------------|
| | | | [tr/mn] | [m/s] | [N] | [kPa] | [kg.m ²] | [°C] | [s] |
| Initialisation | 1-5 | 11-15 | 1200 | 12 | 585 | 540 | 3.5 | 70 | 18 |
| s1 | 6 | 16 | 1200 | 12 | 585 | 540 | 3.5 | | 22 |
| | 7 | 17 | 1800 | 18 | | | | | 33 |
| | 8 | 18 | 2400 | 25 | | | | | 44 |
| | 9 | 19 | 3000 | 31 | | | | | 55 |
| | 10 | 20 | 3800 | 38 | | | | | 69 |
| Initialisation | 21-25 | 30-35 | 1200 | 12 | 880 | 800 | 3.5 | | 20 |
| s2 | 26 | 36 | 1200 | 12 | 880 | 800 | 4.9 | | 31 |
| | 27 | 37 | 1800 | 18 | | | | | 41 |
| | 28 | 38 | 2400 | 25 | | | | | 51 |
| | 29 | 39 | 3000 | 31 | | | | | 65 |
| | 30 | 40 | 3800 | 38 | | | | | |
| Initialisation | 41-45 | 51-55 | 1200 | 12 | 1100 | 1000 | 3.5 | | 18 |
| s3 | 46 | 56 | 1200 | 12 | 1100 | 1000 | 7 | | 22 |
| | 47 | 57 | 1800 | 18 | | | | | 34 |
| | 48 | 58 | 2400 | 25 | | | | | 45 |
| | 49 | 59 | 3000 | 31 | | | | | 56 |
| | 50 | 60 | 3800 | 38 | | | | | 70 |

La figure 3.12 présente les densités d'énergie et de flux théoriques dissipées durant les freinages des programmes TE1 et TER. Les densités de flux sont conservées afin de garantir l'observation des

phénomènes thermomécaniques à l'échelle réduite similaires à ceux de l'échelle 1. On obtient théoriquement aux deux échelles les mêmes densités de flux dissipées par le disque. Les freinages du programme réduit couvrent 3 plages énergétiques de 0,2 à 2,5 kJ/cm² pour la série S1, de 0,4 à 3,5 kJ/cm² pour la série S2 et de 0,5 à 4,5 kJ/cm² pour la série S3.

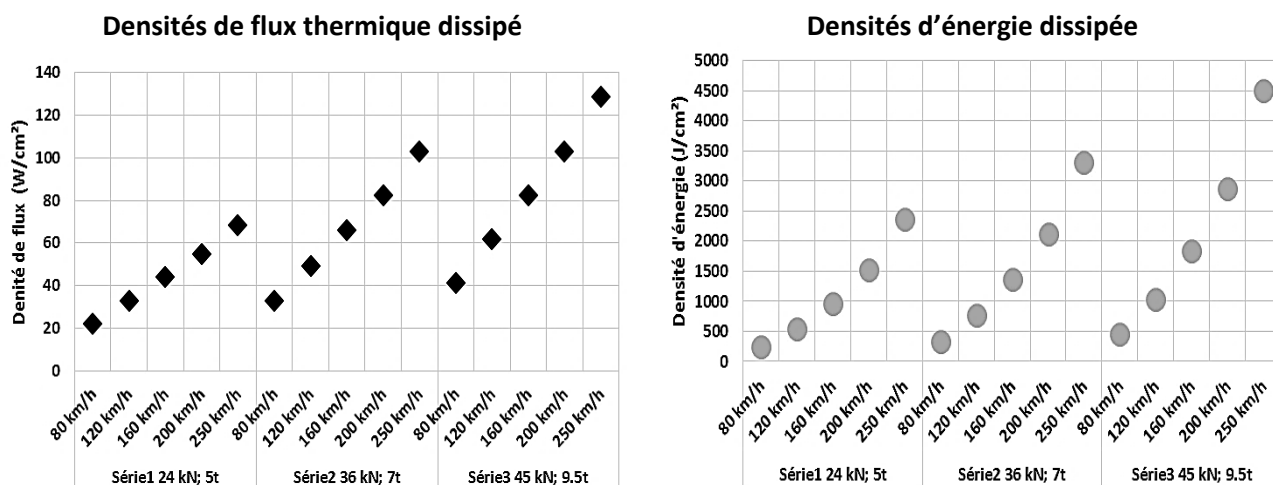


Figure 3.12 Densités de flux et d'énergie dissipées par le disque de toutes les séquences de freinage théoriquement identiques aux deux échelles E1 et ER

Les valeurs maximales des températures de surface estimées par le modèle thermique de Newcomb dans sa formulation complète et simplifiée (cf. [paragraphe 2.1](#)) sont présentées sur la [figure 3.13](#). Les températures de surface de disque E1 et ER sont théoriquement proches puisque les conditions aux limites sont les mêmes aux deux échelles. La solution complète de Newcomb donne certes une estimation plus précise des températures de surface du disque, mais elle ne permet pas une implémentation facile sur un tableau pour déterminer les paramètres d'essai et de les modifier. D'où, l'utilisation de la solution simplifiée qui sous-évalue les températures de disque. Ces estimations considèrent une température uniforme de la surface du disque.

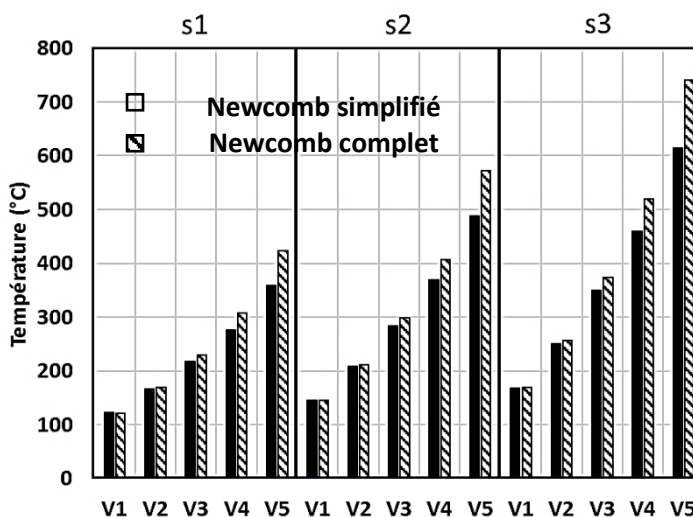


Figure 3.13 Estimations théoriques des températures maximales de surface du disque (TE1 et TER)

Deux programmes de freinages, équivalents énergétiquement, ont été définis à l'échelle 1 (TE1) et à l'échelle réduite (TER). Le programme d'essai TE1 est défini par une sélection de conditions de freinage d'arrêt à sec parmi les plus sévères du programme de performances imposé par la SNCF.

Cette sélection comporte trois séries de cinq freinages à vitesse initiale croissante. Pour définir le programme TER à partir de TE1, la méthode de changement d'échelle proposée par Rousette [ROU 2005] consistant au respect des élévations de température de disque est appliquée en considérant la forme simplifiée du modèle de Newcomb. L'écart du rapport des surfaces frottées disque/garniture entre l'échelle 1 et le tribomètre conduit à effectuer un compromis sur les paramètres d'essai. Il a été choisi de satisfaire la durée de freinage qui conduit au respect des densités de flux et d'énergie dissipées entre les deux échelles, paramètre déterminant relativement aux phénomènes de localisation thermique. La vitesse initiale de glissement a également été conservée, le compromis a porté sur la pression apparente environ 1,5 fois plus élevée sur tribomètre comparativement à la pression apparente disque-garniture des essais sur banc échelle 1.

3. Résultats thermiques du changement d'échelle

Le paragraphe confronte les résultats thermiques des essais de freinages d'échelle 1 (TE1) et d'échelle réduite (TER), en termes de localisations thermiques et de températures atteintes par la garniture et le disque. Le but de cette comparaison est d'évaluer la méthode de changement d'échelle qui devrait théoriquement conduire aux mêmes températures de surface, donc présupposément aux mêmes sollicitations thermiques des matériaux, notamment de la garniture qui nous intéresse principalement. Les localisations thermiques observées par caméra infrarouge à la surface des disques des deux échelles seront présentées et décrites (nombre de points chauds et répartition surfacique des localisations thermiques). Il viendra une confrontation des historiques thermiques de la garniture aux deux échelles.

3.1. Localisations thermiques observées sur le disque

Les localisations thermiques générées à la surface du disque aux deux échelles sont présentées en degré de luminance (DL). Cette échelle numérique est proportionnelle au flux infrarouge émis par rayonnement de la surface observée. Une présentation en température fournirait une information erronée du fait de l'émissivité variable et inconnue du disque durant les freinages. À défaut de mesures quantitatives, les caméras infrarouges donnent une information qualitative sur la répartition spatiale des localisations thermiques apparaissant sur le disque durant les freinages.

3.1.1. Échelle 1

La **figure 3.14** regroupe des thermographies infrarouges représentatives de l'ensemble du programme d'essai. Pour rappel, la caméra infrarouge a été paramétrée en mode multi-TI (cf. **paragraphe 1.1**). Pour chaque freinage, une seule visualisation est présentée en choisissant le TI adéquat à l'intensité du rayonnement infrarouge. Les résultats montrent des formes de localisations thermiques diverses, mais génériques qui dépendent de la sévérité du freinage considéré. Pour chaque thermogramme, T indique l'instant du freinage correspondant au thermogramme, la durée de freinage T_f est également rappelée. En considérant les résultats dans l'ordre des séries :

- À faible énergie, le phénomène de bandes chaudes domine sur la série S1.
- Durant la série S2, les bandes chaudes deviennent des gradients sur bandes chaudes. Plus loin dans la même série, les deux bandes coalescent pour n'en former plus qu'une. En fin de série, les gradients sur bandes chaudes coalescent pour former des points chauds macroscopiques.
- Lors de la série S3, la transition bandes chaudes gradients sur bandes est très brève voire quasi-inexistante. La formation de points chauds macroscopiques se manifeste dès le freinage S3V3. À l'échelle 1, on observe 6 points chauds. Ce résultat, est souvent observé durant les séquences de freinage haute énergie sur le disque à l'échelle 1. Leurs contours sont irréguliers à cause des dépôts importants à la surface du disque.

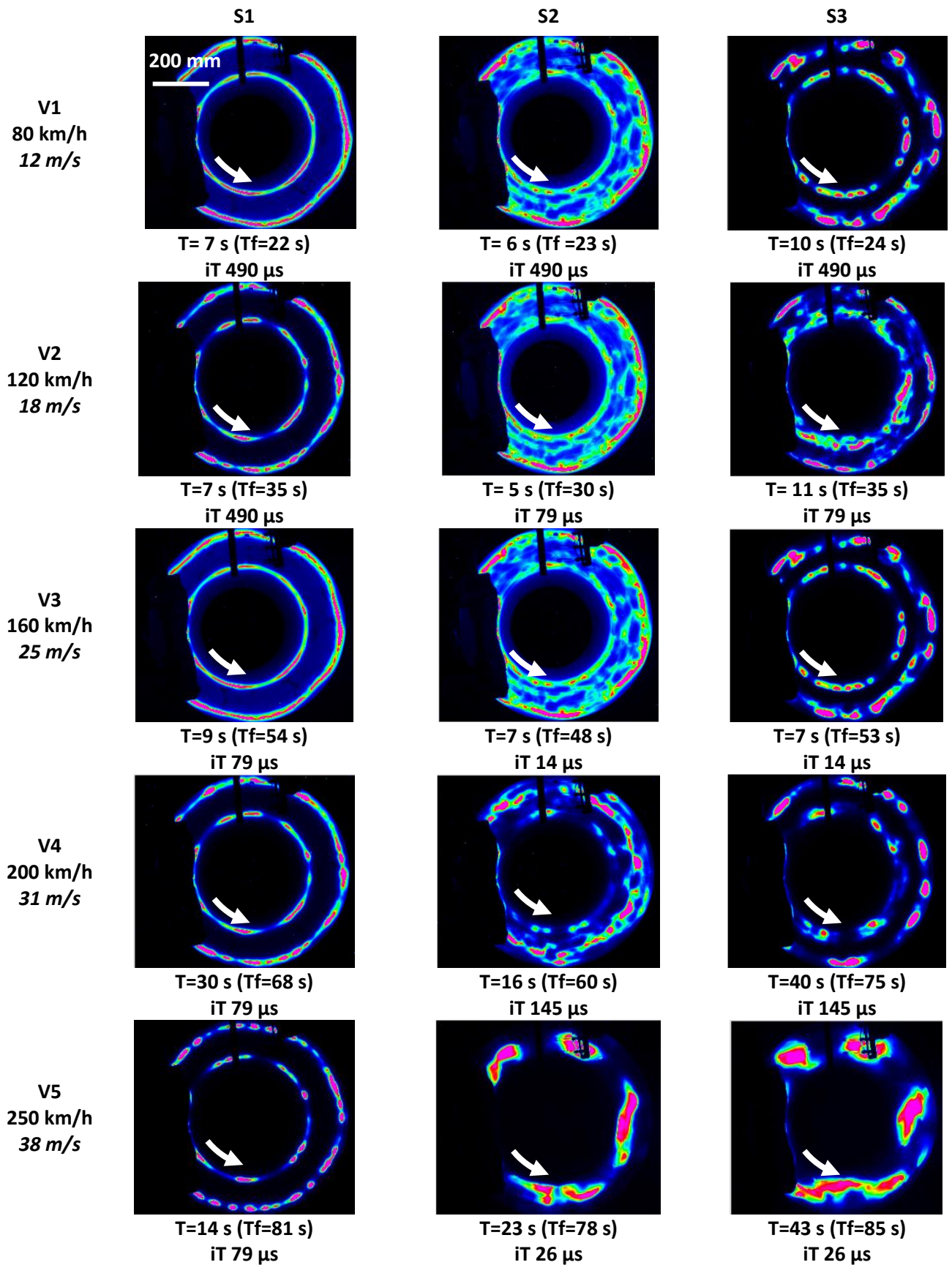


Figure 3.14 Thermographies infrarouges relevées aux instants T des différents freinages du programme TE1 ; Tf durée de chaque freinage, TI temps d'intégration, les vitesses de glissements au rayon moyen du disque sont spécifiées en italique

3.1.2.Échelle Réduite

La **figure 3.15** présente des images de thermographies infrarouges relevées durant les différents freinages du TER. Les thermogrammes sont classés verticalement, de haut en bas, par séquence de freinage de vitesse initiale croissante, et de gauche à droite, par série d'énergie croissante. L'instant du freinage t correspondant à chaque thermogramme est indiqué, la durée de freinage t_f est rappelée. Au regard de tous les essais, 3 types de localisations sont remarquables :

- une unique bande chaude apparaît dès le début de freinage sur le rayon extérieur de la piste de frottement. Les bandes chaudes ont tendance à migrer du rayon extérieur vers le rayon intérieur de la piste du disque durant le freinage. Cette migration de bande chaude est systématique et s'explique par la mise en cône de la piste de disque provoquée par le chargement de freinage. Elle se fait d'autant plus rapidement que le freinage est sévère.
- le phénomène de gradients sur bande chaude se manifeste ensuite, lorsque que la sévérité de freinage augmente, comme on peut le voir sur le thermogramme du freinage s2V3.
- Pour les freinages les plus sévères (s1V5, s2V4, s3V3), la formation de points chauds macroscopiques succède aux phénomènes précédents, d'autant plus précocement que le freinage est sévère.

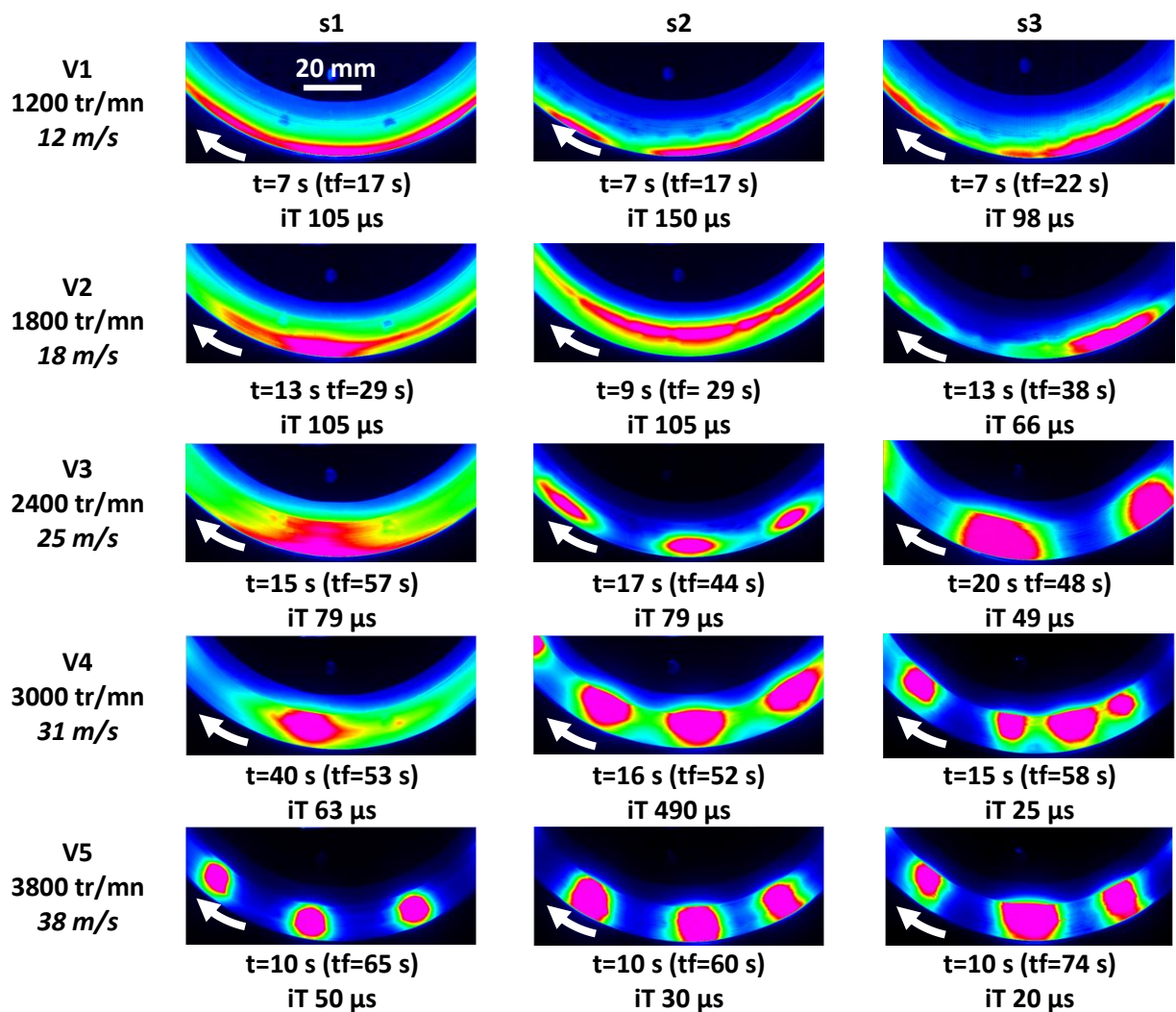


Figure 3.15 Thermographies infrarouges relevées aux instants t des différents freinages du programme TER ; t_f durée de chaque freinage, TI temps d'intégration, les vitesses de glissements au rayon moyen du disque sont spécifiées en italique

Qualitativement, le changement d'échelle conduit aux mêmes types de localisation thermique d'une échelle à l'autre. Mais leur répartition surfacique sur le disque peut être différente. En effet, à échelle réduite, durant les freinages basses énergies, on observe une seule bande chaude migrant à la surface du disque, alors qu'on en compte deux localisées au rayon intérieur et extérieur à l'échelle 1. Durant les freinages les plus sévères, on compte plus de points chauds à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1, soient respectivement 9 contre seulement 6. À l'échelle réduite, le rapport des longueurs de frottement de disque et de garniture est relativement inférieur à celui de l'échelle 1. D'où, une portance mieux répartie à la surface du disque de l'échelle réduite et la formation de plus de points chauds.

3.2.Évolutions des températures du disque- garniture à l'échelle 1 (E1)

Ici, on décrit l'historique thermique du disque et de la garniture durant le programme à l'échelle 1 (E1).

3.2.1.Effet des localisations thermiques sur les températures garniture à l'échelle 1

Les résultats de quelques freinages sont présentés. On retrouvera l'intégralité des températures vues par le système durant le programme TE1 en [annexe C.1](#). La [figure 3.16-\(a\)](#), la [figure 3.16-\(b\)](#) et la [figure 3.16-\(c\)](#) décrivent les niveaux de température atteints par la garniture à 6 mm de sa surface de frottement durant la série S2 (36 kN ; 7 t). La disposition des thermocouples placés à 6 mm de la surface de la garniture permet une observation radiale des élévations de température de la garniture en lien avec les localisations thermiques du disque. De la première à la dernière ligne du tableau sont indiqués les relevés de températures de freinages par vitesse initiale de glissement croissante : (a) de vitesse initiale de glissement V1, (b) V3 et (c) V5.

Dans la série S2, on observe d'abord les mêmes températures à 6 mm dans le bloc d'entrée et de sortie. En effet, les deux points de mesure du bord extérieur (bloc entrée et bloc sortie) affichent des évolutions de températures très proches. De même, sur les deux points de mesure situés au rayon intérieur du monobloc (bloc entrée et bloc sortie) voient presque les mêmes températures. On peut observer deux tendances générales sur toute la série :

- en présence de bandes chaudes, les températures des rayons intérieur et extérieur de la garniture peuvent avoir les mêmes échauffements à basse énergie S2V1. Mais les deux rayons peuvent s'échauffer distinctement. Comme c'est le cas au freinage S2V3 à partir de 30 s.
- en présence de points chauds macroscopiques, la garniture affiche des températures relativement homogènes de son rayon intérieur à son rayon extérieur.

La [figure 3.16-\(a\)'](#), la [figure 3.16-\(b\)'](#) et la [figure 3.16-\(c\)'](#) présentent respectivement les relevés de « températures de surface » de disque face avant des freinages de vitesses initiales de glissement V1, V3 et V5. La région située au rayon intérieur de la piste de disque s'échauffe le plus avec un maximum de 140 °C durant S2V1. Le rayon extérieur et intérieur de la piste du disque affichent des températures très distinctes tout au long du freinage S2V3. La température maximale est de 350 °C. Durant la première moitié du freinage S2V5, les températures du rayon intérieur et extérieur de la piste sont proches et les plus élevées. Puis, c'est le centre de la piste qui s'échauffe le plus avec un maximum de température de 460°C. Ces deux situations illustrent le passage des localisations thermiques bandes chaudes vers des localisations points chauds. Étonnamment, les températures mesurées par thermocouples frottant à la surface du disque peuvent être inférieures à celles mesurées par thermocouples noyés à 6 mm de profondeur de la surface de frottement de la garniture durant les freinages hautes énergies, comme c'est le cas sur (c). Les thermocouples frottant ne mesurent pas la température d'un point fixe du disque. Les mesures s'effectuent toujours hors contact. Au-delà d'une

certaine vitesse de rotation, on peut émettre des réserves quant à la fiabilité de ces mesures, d'autant plus que la surface du disque est déformée et s'ondule sous l'effet des dilatations. Les conditions de contact entre le disque et les thermocouples frotteurs sont très probablement perturbées (décollements).

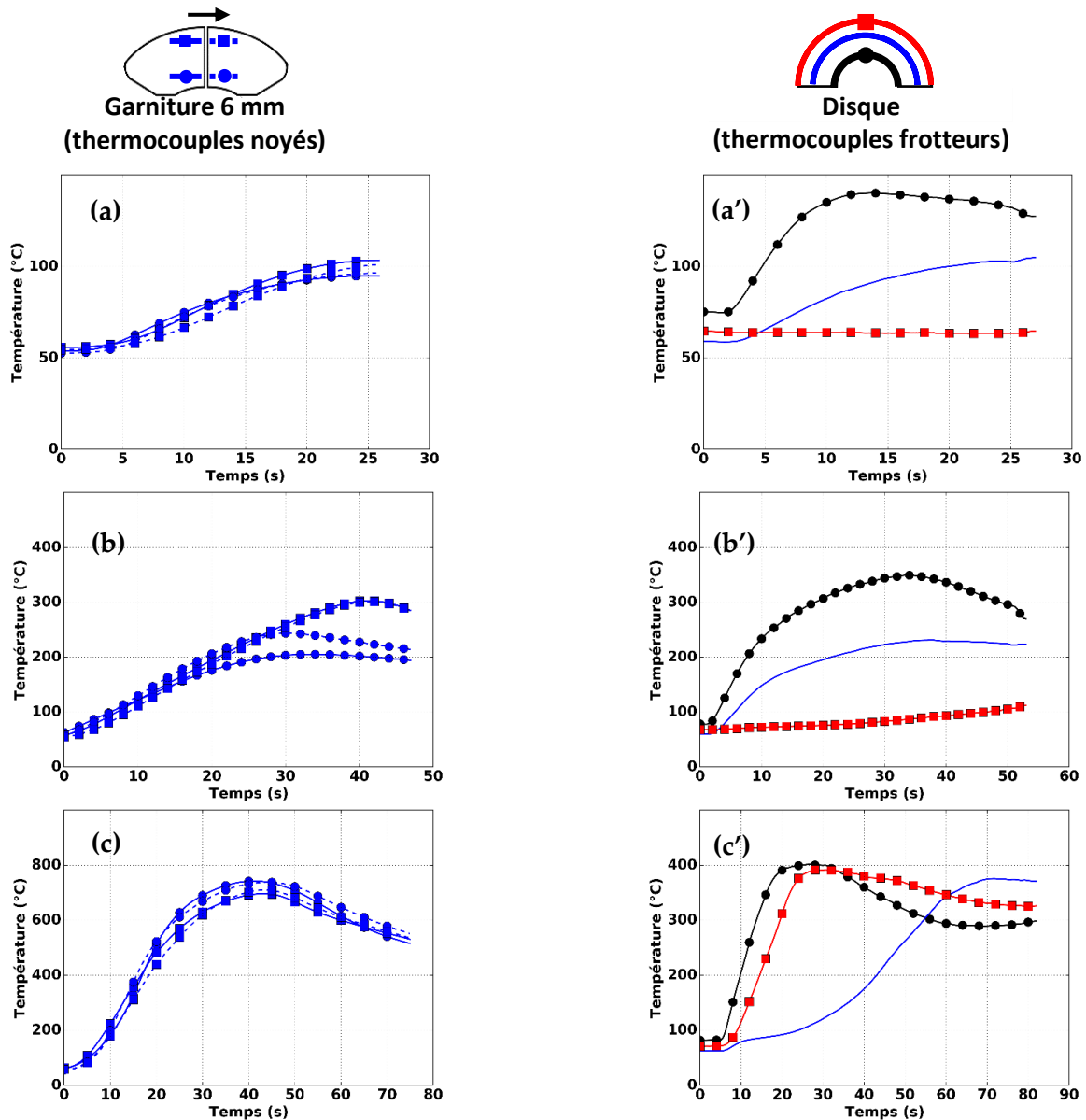


Figure 3.16 Températures de garniture mesurées par thermocouples à 6 mm de profondeur et de disque par thermocouples frotteurs (S2 échelle 1) (a) (a') S2V1 (b) (b') S2V3 (c) (c') S2V5

3.2.2. Sollicitations thermiques extrêmes à l'échelle 1

La [figure 3.17-\(a\)](#), la [figure 3.17-\(b\)](#) et la [figure 3.17-\(c\)](#) montrent les évolutions des températures de la garniture à l'échelle 1 à 3 mm de profondeur. La [figure 3.17-\(a'\)](#), la [figure 3.17-\(b'\)](#) et la [figure 3.17-\(c'\)](#) montrent les évolutions des températures de la garniture à 6 mm de la surface de frottement. La [figure 3.17-\(a''\)](#), la [figure 3.17-\(b''\)](#) et la [figure 3.17-\(c''\)](#) présentent les évolutions de températures du disque en surface. Les diagrammes sont plus exactement des relevés de températures des derniers freinages de vitesse initiale V5 de chacune des séries S1, S2 et S3 du programme TE1.

Durant le freinage S1V5, les températures à 3 mm de profondeur de la garniture apparaissent hétérogènes, alors qu'elles sont plus homogènes durant les freinages S2V5 et S3V5. En cours d'essais,

des thermocouples sont détruits du fait de l'usure, d'où l'absence de mesure en entrée de contact à 3mm durant S3V5 (**figure 3.17-(c')**). Durant le freinage S2V5, les températures à 3 mm de profondeur de la garniture atteignent un maximum de plus de 800°C et se stabilisent durant 20 secondes. Durant le freinage S3V5, on observe également un palier à plus haute température et plus long. Ce phénomène n'existe qu'en fin de série S2 (S2V4 et S2V5) et S3 (S3V3 à S3V5). Ce constat suggère que l'absorption de chaleur par la garniture est plus limitée durant ces freinages au-delà d'un certain niveau de température. On s'approche ici des limites d'absorption du matériau fritté à 960°C. De plus, on peut atteindre des températures encore supérieures en surface.

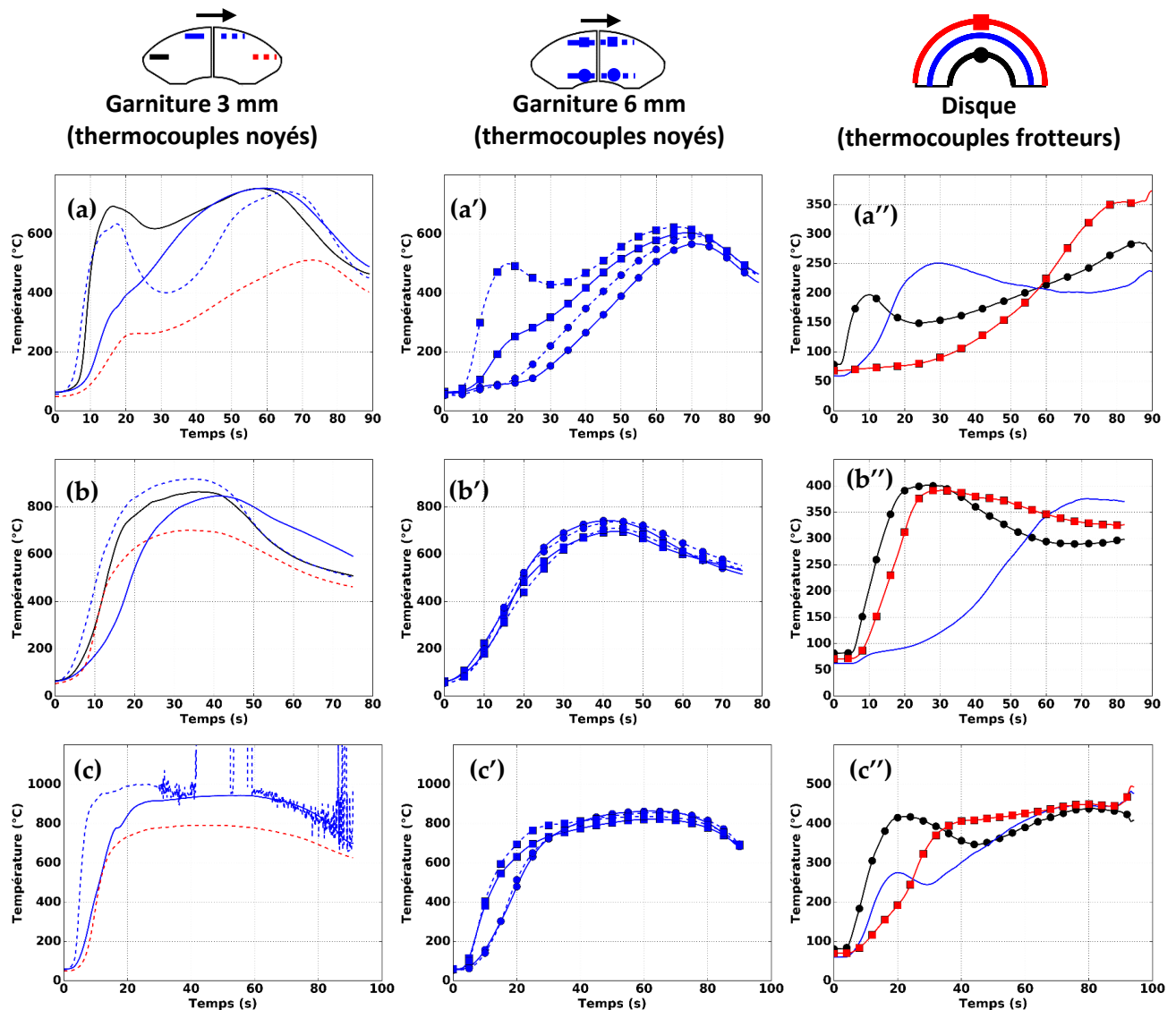


Figure 3.17 Températures de garniture (thermocouples noyés) à 3 mm, à 6 mm de profondeur et températures de disque (thermocouples frotteurs) des freinages de vitesse initiale V5 des séries (a) (a') (a'') S1, (b) (b') (b'') S2, (c) (c') (c'') S3 du programme (TE1) à l'échelle 1

Les températures de la garniture présentées ici, sont à relativiser. En effet, la profondeur des thermocouples doit être reconsidérée quand on tient compte de l'usure. La **figure 3.18** montre la position des thermocouples en prenant en compte l'usure locale qui peut être millimétrique. Elle est estimée par mesure d'épaisseur aux emplacements des thermocouples (comparateur) entre chaque série. Durant S2V5, les thermocouples initialement placés à 3 mm de profondeur sont probablement à moins de 2 mm de profondeur de la surface de frottement de la garniture. Ils sont probablement à fleur de la surface de frottement durant S3V5, excepté en sortie de contact, où l'usure est faible comme sur

le rayon intérieur du bloc de sortie. Par conséquent, durant ce dernier freinage, on doit mesurer une température d'au moins 800°C au rayon intérieur et extérieur à 3 mm de profondeur (figure 3.17-(b)). En surface, les températures doivent probablement avoisiner les 1000°C.

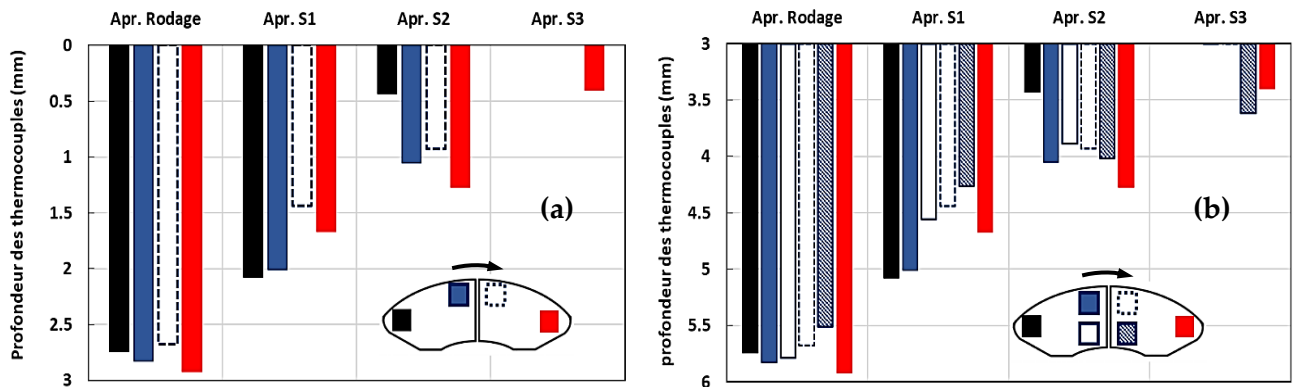


Figure 3.18 Positions des thermocouples entre deux séries du programme TE1, initialement placés à (a) 3 mm (b) 6 mm de profondeur, compte tenu de l'usure locale conduisant à des pertes d'épaisseurs

3.2.3. Températures maximales disque-garniture à l'échelle 1

La figure 3.19 récapitule les températures maximales atteintes par la garniture (3 mm de profondeur à l'initial) et par le disque (thermocouples frotteurs) durant les freinages S1V4, S2V4 et S3V4. À haute énergie, les températures de disque mesurées en surface semblent être inférieures à celles de la garniture. Une comparaison entre les températures de disque et de garniture est en réalité complexe. En effet, comme il a été mentionné précédemment, des réserves sont à émettre quant à la mesure de température de disque à l'échelle 1. D'abord, les thermocouples frotteurs utilisés pour mesurer les températures de disque, sont très sensibles aux conditions de contact qui varient selon la déformation hors plan et les fréquences de rotation du disque. Ensuite, via ce moyen de mesure, les températures de disque s'apparentent à une moyenne circonférentielle alors que les températures maximales vues par la garniture correspondent à des échauffements locaux.

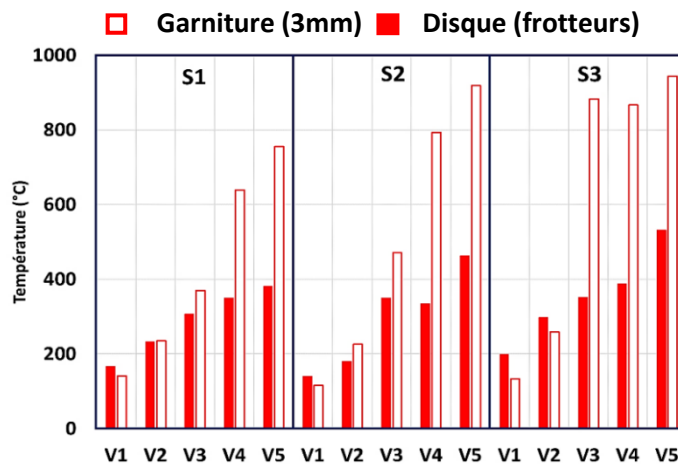


Figure 3.19 Températures maximales de disque (mesures par thermocouples frottant) et de garniture (mesures par thermocouples noyés à 3 mm de profondeur de la surface de frottement) par séquence

3.3. Évolutions des températures de disque- garniture à l'échelle réduite (ER)

Ici, on décrit l'historique thermique du disque et de la garniture durant le programme à l'échelle réduite (ER).

3.3.1. Températures disque- garniture à l'échelle réduite

La **figure 3.20** montre les évolutions de températures du disque et de la garniture à l'échelle réduite relevées à 2 mm et à 5 mm sous sa surface de frottement. Chacune des lignes présentent les températures des freinages de vitesse initiale V5 des séries s1, s2 et s3 du programme TER. Durant la série s1, la garniture s'échauffe le plus dans sa partie centrale. Durant les séries s2 et s3 l'entrée de contact et le rayon extérieur s'échauffent le plus. Durant le programme, la localisation des échauffements maximums transcrit les reports de contact. En se référant à l'**annexe C.2.1**, où figurent l'intégralité des résultats de la campagne, la localisation de la portance s'alterne quasi-systématiquement entre le centre, l'entrée et le rayon extérieur de la garniture d'une séquence de freinage à une autre. Ces reports de portance sont probablement d'abord liés à l'application de l'effort (bras fléchissant favorable à la localisation de contact en entrée) et à la conicité du disque. Ils s'expliquent ensuite par les déformations thermomécaniques et les mécanismes de frottement et d'usure que connaissent le disque et de la garniture durant les freinages. À l'image des écarts de températures entre 2mm et 5mm de profondeur, les gradients thermiques dans l'épaisseur de la garniture apparaissent faibles à l'échelle réduite par rapport ceux observés à l'échelle 1. Les températures de garniture ne dépassent pas 650°C durant cette campagne.

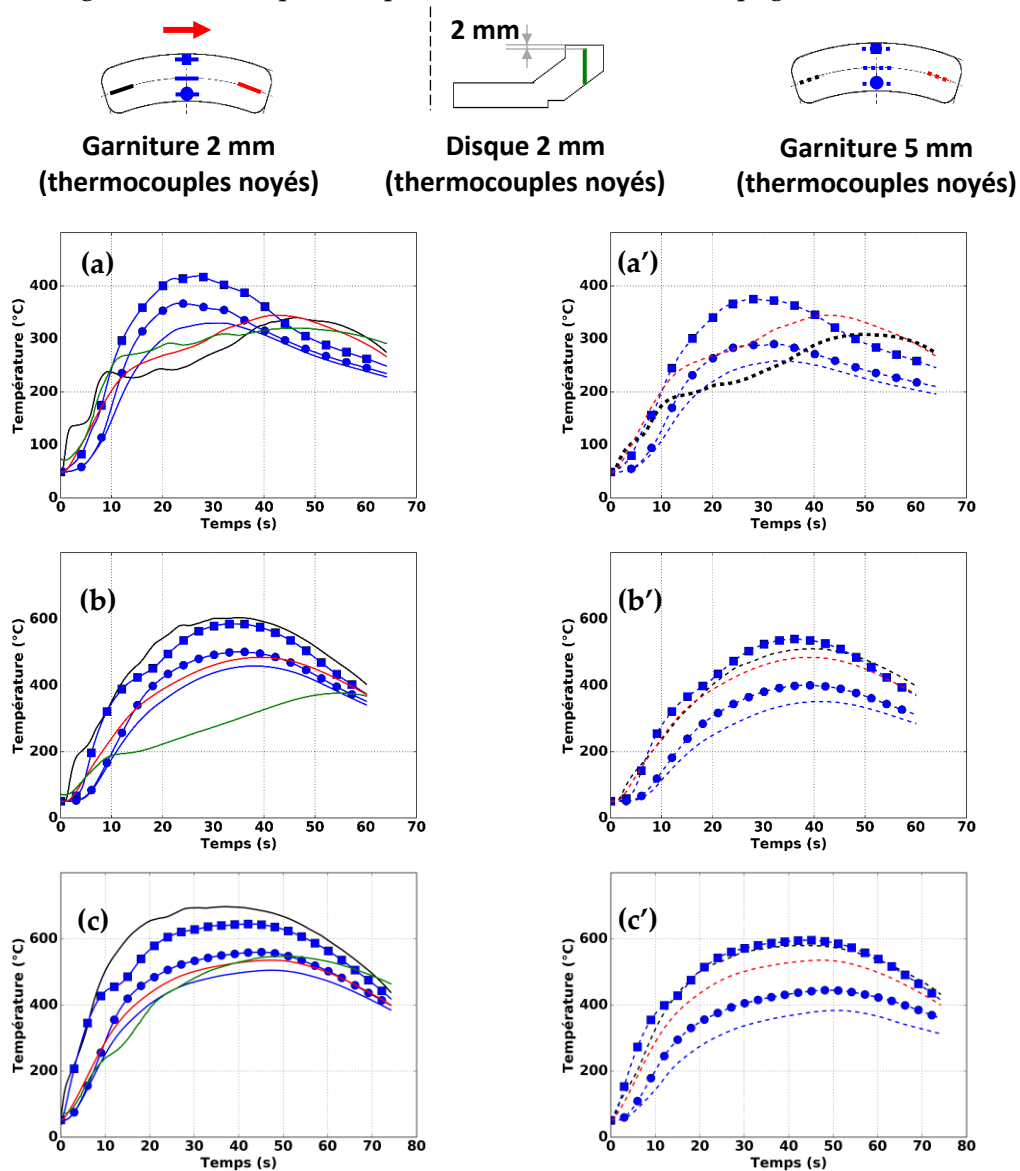


Figure 3.20 Températures en fonction du temps du disque et de la garniture à l'échelle réduite (TER) relevées à (a)(b)(c) 2mm et à (a')(b')(c') 5 mm des surfaces; des freinages (a)(a') S1V5, (b)(b') S2V5, (c)(c') S3V5

3.3.2. Températures maximales disque- garniture à l'échelle réduite

La **figure 3.21** récapitule les températures maximales atteintes par le disque et la garniture à échelle réduite. À l'échelle réduite, les écarts de température entre le disque et la garniture sont inférieurs comparés à ceux enregistrés à l'échelle 1, néanmoins assez marqués en fin de série. Cela peut être dû à la différence de technique de mesure ; les frotteurs sous-estimant probablement très fortement la température disque à échelle 1, notamment à haute vitesse, comme on peut le constater pour le dernier freinage de la série S2 et l'avant dernier de la série S3. À l'échelle réduite, ces écarts sont notables à haute énergie, lorsque se forment des points chauds. La comparaison entre les températures de disque et de garniture est plus acceptable à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1. Il faut cependant rappeler que la mesure de température du disque a été relevée en deux uniques points de mesure diamétralement opposés sous la piste de frottement (2 mm de profondeur).

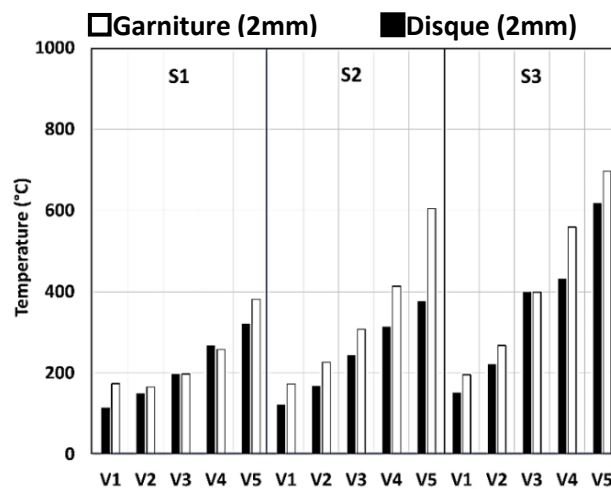


Figure 3.21 Températures maximales de disque et de garniture à l'échelle réduite (TER), mesurées à 2 mm de profondeur (thermocouples noyés)

3.4. Comparaison des sollicitations thermiques de la garniture aux deux échelles

3.4.1. Comparaison des températures de garniture aux deux échelles

La **figure 3.22** compare le maximum des moyennes des températures mesurées sur toute la garniture à E1 et ER. L'échauffement de la garniture à l'échelle 1 est supérieur à celui de l'échelle réduite durant les freinages les plus sévères. On note que les différences sont importantes à partir du freinage V3 excepté sur la série S2. Bien que les types de localisation thermique soient similaires (points chauds), les températures atteintes par la garniture à l'échelle 1 sont supérieures à celles de la garniture à l'échelle réduite. En tenant compte de l'usure, les thermocouples installés sur la garniture d'une échelle à l'autre ne sont pas exactement à la même profondeur. L'usure étant très forte à l'échelle 1, la mesure de température se fait plus proche de la surface de frottement, donc elles sont plus élevées. Or, à échelle 1, les températures de garniture mesurées à 6 mm profondeur de la surface de frottement sont également supérieures à celles mesurées à 2 mm de profondeur à l'échelle réduite.

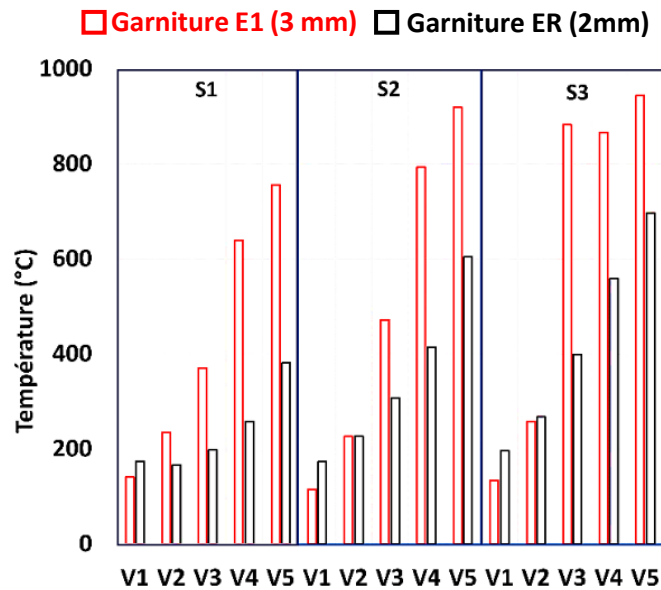


Figure 3.22 Températures moyennes et maximales atteintes par la garniture E1 et ER

3.4.2. Amélioration du protocole à l'échelle réduite (isolation du patin)

On tente de réduire les écarts en améliorant l'essai à l'échelle réduite. À l'échelle 1, le support de garniture, une tôle mince en acier a une faible capacité thermique. À l'échelle réduite, le patin était monté sur un support massif en acier qui constitue un puit de chaleur capable de diffuser par conduction l'énergie absorbée par la garniture. Ce qui par conséquent réduit le stockage de chaleur. Pour limiter le puit de chaleur, on a donc isolé thermiquement le dos de la garniture avec un support de patin en céramique (alumine). Le disque est de nuance 15CrMoV6 proche de celle du disque de l'échelle 1. La [figure 3.23](#) présente les thermogrammes des freinages de vitesse initiale V1, V3 et V5 de la série s3 associés à leurs thermographies infrarouges respectives prises à un instant donné.

- Le freinage s3V1 est marqué par des localisations en bande chaude qui ne migre pas. Les températures atteintes sont relativement basses et dispersées. Le contact est localisé en sortie.
- Durant le freinage s3V3, la portance est beaucoup plus assurée par la partie centrale du patin. C'est à cette endroit de la garniture que l'on enregistre les premiers signes de saturation thermique. Le palier est bref. Le phénomène n'apparaît pas avant cette séquence de freinage. Les températures de l'ensemble du patin restent hétérogènes. Durant ce freinage, on observe 9 points chauds macroscopiques.
- Durant le freinage s3V5, le palier de saturation thermique est franc, marqué et plus long. Il concerne désormais tout le patin. La garniture atteint au maximum 720°C et sur l'ensemble des points de mesure en moyenne 650°C à 2 mm de profondeur.

L'ensemble des résultats de cette campagne figure à l'[annexe C.2.2](#).

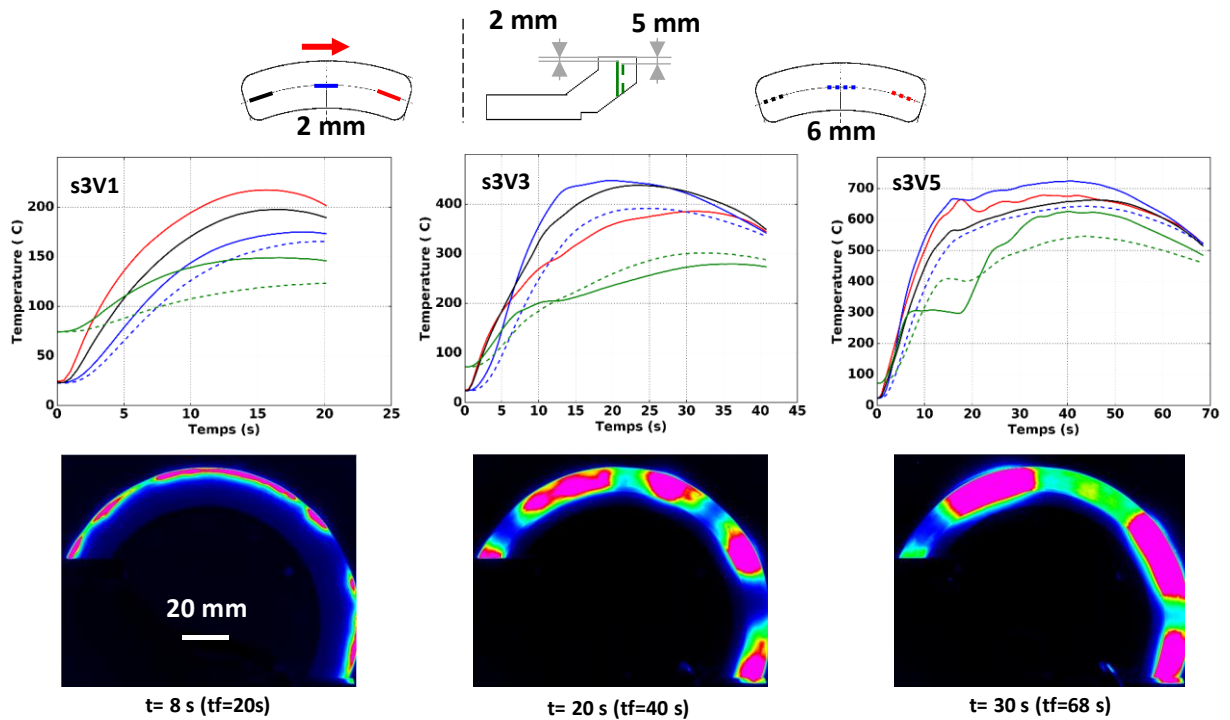


Figure 3.23 Températures et localisations thermiques TER avec isolation du patin (changement d'échelle)

Pour rappel, en tenant compte de l'usure, la garniture atteint plus de 800°C en fin de série à l'échelle 1 à 3 mm (probablement plus de 1000°C en surface) et 720°C à l'échelle réduite à 2mm. L'isolation de la garniture entraîne une augmentation relativement faible des températures de garniture à comparer à la campagne précédente (sans isolation). Les températures de garnitures à l'échelle réduite se rapprochent de celles observées à l'échelle 1, mais elles y restent globalement inférieures. Durant la campagne à l'échelle réduite avec isolation thermique du patin, l'égalité des températures entre la paire de friction semble être un peu plus perturbée, si l'on se place à 3mm (figure 3.24). Cela doit être lié aux distorsions du disque probablement beaucoup plus prononcées en amplitude durant cette campagne. Les températures de disque sont plus élevées et elles le sont encore plus suite à la campagne avec isolation thermique du patin. Soit à l'échelle réduite, le disque n'évacue pas suffisamment la chaleur pour faire chuter sa température, soit on commet trop d'erreur sur la mesure de températures de disque de l'échelle 1 avec les thermocouples frotteurs.

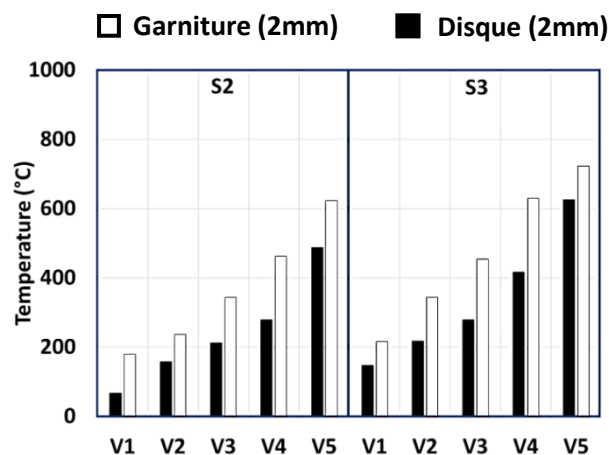


Figure 3.24 Maximum de température TER (isolation thermique du patin)

Le changement d'échelle conduit à des échauffements de la garniture similaires durant les freinages de basse énergie aux deux échelles. Durant les freinages haute énergie, les écarts de température peuvent être importants entre l'échelle 1 et l'échelle réduite. La comparaison n'a pas pu être faite côté disque, les mesures de température à l'échelle 1 étant trop approximatives. Un phénomène de plafond thermique est apparu à l'échelle 1 durant les freinages les plus sévères du programme, les températures atteintes dans la garniture dépassant 900°C à moins de 2 mm de profondeur. Ce plafond thermique est peu marqué l'échelle réduite. On a tenté d'améliorer les essais en isolant le patin uniquement. Les températures de garniture saturent, mais la sollicitation thermique reste inférieure à celle de l'échelle 1 de 720°C seulement contre plus de 800°C (à 2 mm de la surface de frottement).

4. Discussion sur les limites du changement d'échelle

On a cherché à reproduire des températures de surface de disque de l'échelle 1 à l'échelle réduite pour reproduire la sollicitation thermique de la garniture durant un programme freinages secs et sévères. Il apparaît à l'échelle réduite une moindre capacité à solliciter thermiquement la garniture sur les freinages de haute énergie : mêmes types de localisation thermique, mais de niveau de température inférieure. On en déduit que les températures de surface de disque aux deux échelles ne sont probablement pas les mêmes. Ici, on discutera des écarts de températures entre les deux échelles en s'appuyant sur des résultats de simulations numériques.

4.1. Influence du nombre de points chauds sur le maximum de température

Il s'agit ici de calculer la diffusion de chaleur autorisée par le disque (zone frottée) uniquement par conduction, durant le freinage les plus sévères des programmes TE1 (échelle 1) et TER (échelle réduite) et suivant différentes configurations de localisations thermiques (9 ou 6 points chauds). Durant les freinages, les échanges avec l'extérieur (convection, rayonnement) ne sont pas pris en compte dans les conditions aux limites des modèles thermiques, car de second ordre durant les freinages.

4.1.1. Modèles thermiques

Les modèles échelle 1 (**figure 3.25- (a)**) et échelle réduite (**figure 3.25- (b)**) sont en 3 dimensions, car on s'intéresse au cas des points chauds. Le disque est modélisé sur un secteur correspondant à un demi-point chaud, avec des conditions de symétrie angulaire. On applique 93% du flux total théorique à l'endroit présumé des points chauds. On simplifie le problème en considérant que les points chauds constatés à l'échelle 1 et à l'échelle réduite sont périodiques et équidistants. À l'échelle 1, on retient aussi le fait que les points chauds soient antisymétriques (ou déphasés) entre les 2 faces comme cela a été montré dans des essais précédents [DUF 1995]. Par exemple, pour 6 points chauds, on réalise un modèle de 30° décrivant un demi-point chaud sur une face et un demi-point chaud sur l'autre face déphasé de 30°. Pour 9 points chauds le modèle fait 20° angulaire, etc. Les propriétés matériaux de la garniture neuve en fonction de la température sont répertoriées au **chapitre 2**. Celles du disque sont indiquées par Panier et al. [PAN 2004]. Une question importante à considérer est la répartition du flux sur le point chaud. Celle-ci est complexe et évolutive durant le freinage, car elle est liée aux déformations hors plan [PAN 2004]. Dans le but d'analyser l'influence du nombre de points chauds, on prend ici l'hypothèse d'un flux uniforme sur les points chauds et d'une surface de points chauds définie, que l'on pourra faire varier (exemple sur la **figure 3.25** avec 70% de la surface attribuée aux points chauds). La température initiale du disque est de 50°C. Ces calculs ont été menés sur le logiciel ANSYS.

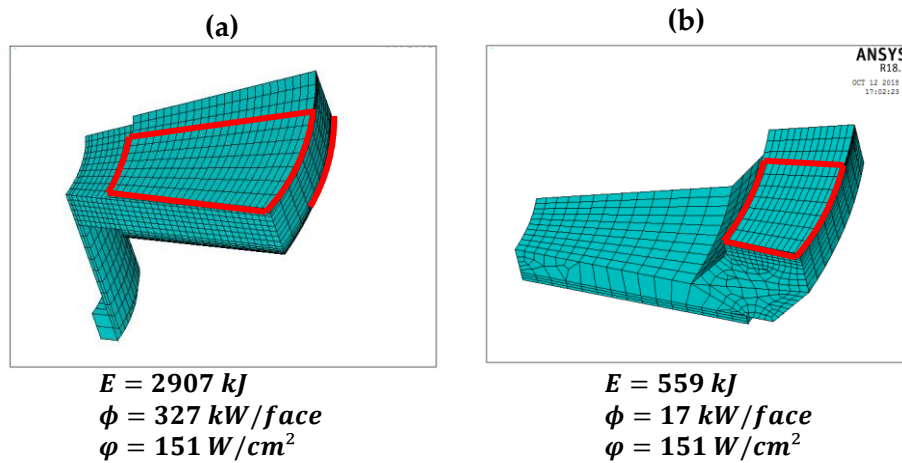


Figure 3.25 Modèle thermique sur un secteur de la piste de disque(a) E1 (b) ER ; les encadrés rouges décrivent la distribution du flux thermique appliqué sur 70% (a') de chacune des faces du disque E1 (b') de l'unique face de disque ER ; E énergie totale, ϕ flux thermique par face ; φ densité de flux par face de disque correspondant au freinage S3V5 (E1) et s3V5 (ER)

4.1.2. Résultats thermiques

La [figure 3.26](#) montre la distribution des températures dans une configuration à 6 points chauds, le flux thermique est uniformément appliqué sur 70% des pistes de frottement, lorsque le maximum de température est atteint à 48 s du freinage à échelle 1 ($T_f=85s$) et à 38 s du freinage à échelle réduite ($t_f=75s$). À configuration égale de 6 points chauds, les températures de l'échelle réduite sont inférieures à celles de l'échelle 1, soient respectivement 806°C contre 890°C. À échelle réduite l'évolution de température en profondeur est moins abrupte qu'à l'échelle 1 (gradient thermique inférieur) en raison du puit de chaleur relativement plus important entre la surface du disque jusque dans la zone de fixation. Cette diffusion peut expliquer la différence de température avec l'échelle 1.

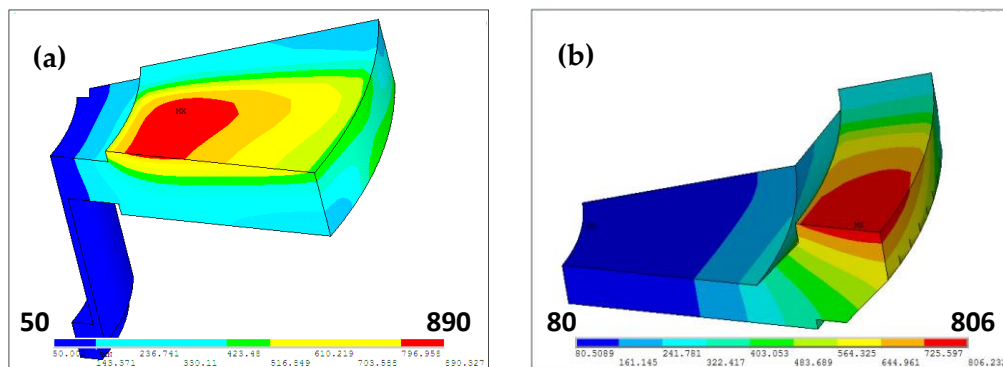


Figure 3.26 Champs de températures (en °C) (a) E1 (b) ER ; modèles thermiques de configuration à 6 points chauds avec une répartition uniforme du flux thermique appliqué sur 70% de la surface totale

Lorsque la modélisation considère 9 points chauds à l'échelle réduite, le maximum de température atteint est plus faible et de 740°C. Comme le montre le [tableau 3.4](#) la température maximale du disque est plus sensible aux nombres de points chauds à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1. À l'échelle réduite, la distance entre deux points chauds est faible à comparer à l'échelle 1. La température tend rapidement à s'homogénéiser (coalescence des points chauds) et la dissipation de chaleur engage probablement une surface de disque plus importante. À l'échelle 1, le nombre de points chauds de 9 ou 6 influe peu sur la diffusion de chaleur et donc sur les températures maximales atteintes.

Tableau 3.4 Températures maximales (en °C) de surface en fonction du nombre de points chauds considérés à l'échelle 1 et échelle réduite ; freinages : S3V5 (E1) et s3V5 (ER) ; résultats des calculs avec répartition de flux sur 70% des surfaces de frottement du disque

| | E1 | ER |
|------------------------|-----|-----|
| 6 points chauds | 890 | 807 |
| 9 points chauds | 870 | 740 |

D'un point de vue thermique, au travers des calculs numériques, on a d'abord pu observer qu'à même configuration de points chauds, la température maximale atteinte par le disque est supérieure à échelle 1 qu'à échelle réduite. Ces résultats s'expliquent par des puits de chaleur relativement plus importants à l'échelle réduite. On observe également une sensibilité forte des températures au nombre de points chauds. Expérimentalement, le nombre de points chauds diffère entre les échelles. Il dépend en fait du rapport angulaire entre le périmètre moyen du disque et la longueur de contact de la garniture qui est différent entre les deux échelles. Dans les hypothèses de calcul formulées, les effets superposés du nombre de points chauds et de diffusion plus importante dans le disque ER conduisent à une différence de température élevée entre les deux échelles. Ces raisons expliquent probablement les différences de températures observées expérimentalement, entre les deux échelles, durant les freinages de haute énergie générant des points chauds.

4.2.Évaluation numérique de la déformation thermique

Les calculs précédents ont été menés avec des distributions de flux sur 70% de la surface des disques aux deux échelles, or ces distributions dépendent de la souplesse du système considéré. On entend par souplesse du système l'ensemble des paramètres matériaux et système qui influencent la portance effective des surfaces en contact (amplitude des déformations thermiques hors plan du disque et de la garniture, rigidité des actionneurs, mécanismes tribologiques...). Cette question est complexe, car elle met en jeu les déformations thermomécaniques et la dynamique du système. On propose de calculer la déformation hors plan aux 2 échelles en fonction des distributions de flux thermique.

4.2.1.Modèles thermomécaniques de dilatation libre

Les calculs sont menés sur la configuration précédente dans le cas observé expérimentalement, c'est-à-dire 6 points chauds à l'échelle 1 et 9 points chauds à l'échelle réduite. Les champs de températures maximums des calculs thermiques précédents (flux thermique appliqué sur 70% des surfaces de disque) sont introduits dans un modèle thermomécanique. Pour celui-ci, aux deux échelles, les conditions aux limites, [figure 3.27](#), décrivent la périodicité angulaire (déplacements orthoradiaux nuls sur section radiale) et l'encastrement au niveau du moyeu (déplacements radiaux et axiaux nuls). À l'échelle réduite, on ajoute l'appui plan derrière le lobe du disque [figure 3.27-\(b\)](#).

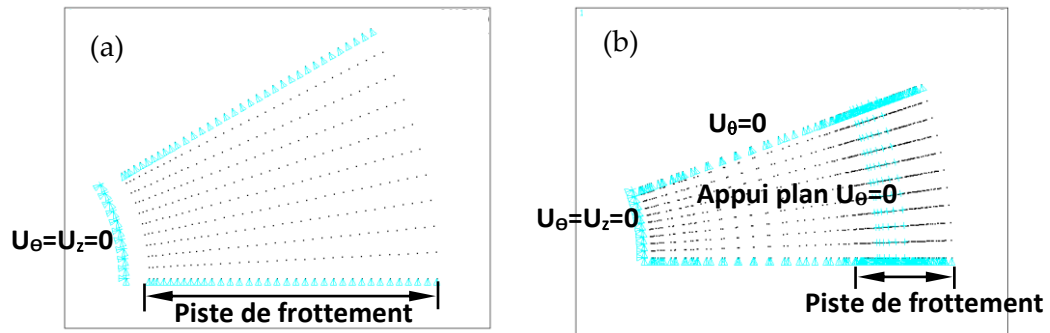


Figure 3.27 Conditions aux limites appliquées à la portion du disque du modèle thermomécanique (a) E1 avec 6 points chauds (b) ER avec 9 points chauds ; distribution de flux sur 70% des surfaces de disque

4.2.2. Déformations thermiques

La **figure 3.28** montre les déplacements du disque d'échelle 1 et d'échelle réduite. La **figure 3.28-(a)** et la **figure 3.28-(b)** représentent les déplacements totaux amplifiés, pour le tracé, d'un facteur 2. La **figure 3.28-(a')** et **figure 3.28-(b')** sont des cartographies des déplacements hors plan de la piste de disque aux deux échelles. Sous, l'effet du champ de températures introduit, les pistes de frottement se dilatent radialement et s'ondulent dans la direction circonférentielle.

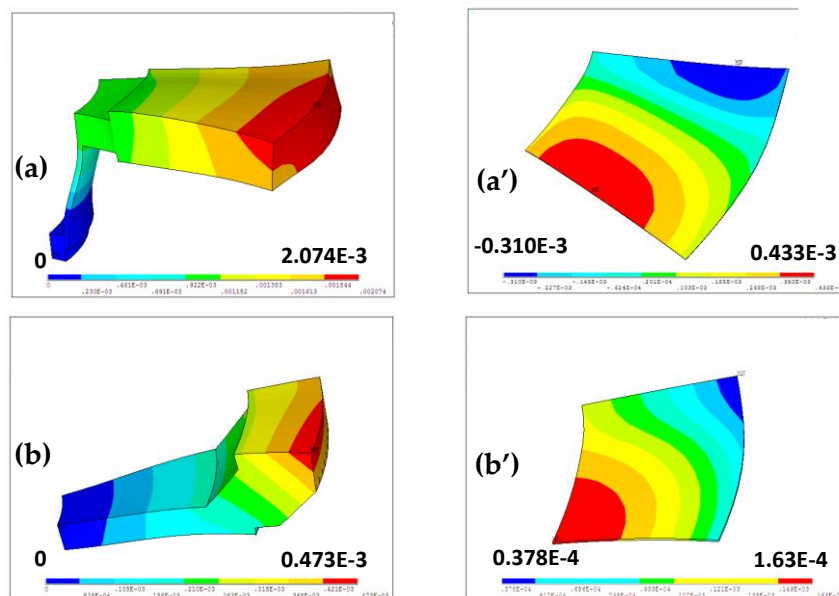


Figure 3.28 Résultats des calculs thermomécaniques à l'échelle 1 (a) Déplacement total (a') déplacement hors plan sur la face supérieure (U_z) à l'échelle réduite (b) Déplacement total (b') déplacement hors plan du disque (U_z), Z : direction axiale du disque (en mm)

La **figure 3.29** représente les déplacements hors plan de la piste des disques E1 et ER. Circonférentiellement, les déplacements sont relevés suivant l'arc de rayon moyen de la piste de disque. Dans la direction radiale, les déplacements hors plan négligeables ne sont pas représentés. Dans la direction circonférentielle, l'amplitude des déplacements hors plan dus à la dilatation thermique est plus forte à l'échelle 1 qu'à l'échelle réduite.

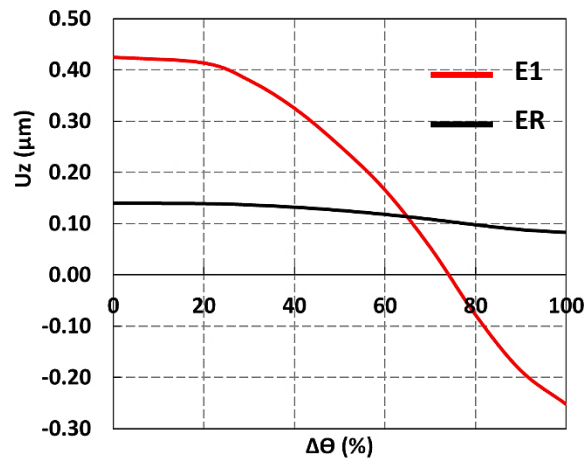


Figure 3.29 Déplacements thermiques hors plan U_z du disque dans la direction circonférentielle (rayon moyen) à l'échelle 1 et à l'échelle réduite dans la direction circonférentielle

Aux deux échelles, la déformation hors plan dans la direction circonférentielle prédomine sur la déformation radiale. À souplesse de garniture équivalente, le système échelle 1 semble être thermomécaniquement plus localisant lorsque les freinages génèrent des points chauds que celui échelle réduite. Ceci conduit à des localisations de contact potentiellement plus fortes donc à des élévations de températures également plus élevées. Pour étudier ceci, on utilise le paramètre de localisation de flux de chaleur. À l'échelle 1, on choisit ainsi arbitrairement d'appliquer le flux thermique sur une surface inférieure, ne représentant plus que 50% de la portion du disque au lieu de 70% précédemment. Les températures atteintes sont logiquement plus importantes, avec un maximum de 1150°C contre 890 °C précédemment obtenu avec un flux appliqué sur 70% de la surface à l'échelle 1. La [figure 3.30](#) récapitule l'ensemble des résultats thermiques. À même nombre de points chauds et même surface d'application du flux, l'échauffement est supérieur à l'échelle 1. Cet écart s'amplifie si l'on augmente le nombre de points chauds à ER, comme observé expérimentalement. Il augmente encore, si l'on réduit la surface d'application du flux à échelle 1, en lien avec des déformations hors plan supérieures à celles de l'ER.

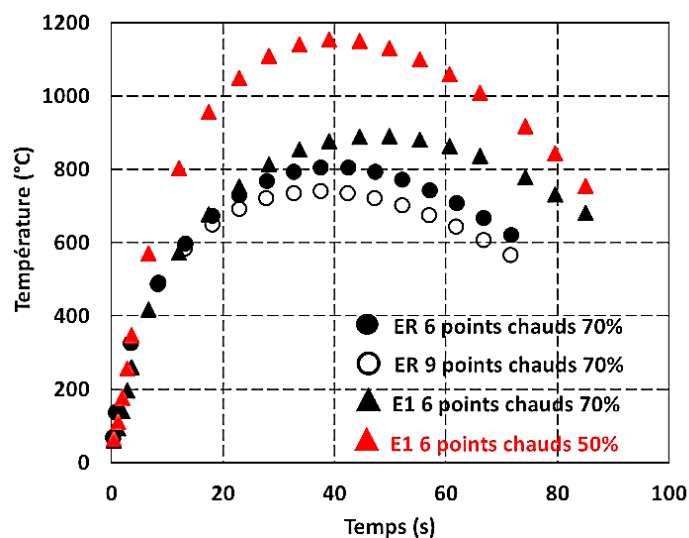


Figure 3.30 Températures du nœud le plus chaud des différentes configurations de calculs : en fonction du nombre de points chauds (9 ou 6) et de la surface d'application du flux thermique sur le disque (représentant 70% ou 50% de la portion du disque), à l'échelle 1 et à l'échelle réduite

Les calculs thermomécaniques révèlent que le système échelle 1 est plus localisant thermiquement que le système de l'échelle réduite. Ceci constitue une raison supplémentaire pouvant expliquer l'écart de température maximale obtenu lors des essais alors que la similitude thermique est théoriquement équivalente. Celle-ci est basée sur le modèle de Newcomb, supposant un flux surfacique identique et sans tenir compte des différences de diffusion de chaleur dans le moyeu ni des déformations thermomécaniques. Pour être plus réaliste, il faudrait considérer une similitude non plus uniquement thermique, mais intégrant le comportement thermomécanique du disque et de la garniture. Dans ce cas, au-delà de ce qui a été proposé ici par calcul, il faudrait également intégrer la dynamique du système (coté garniture) qui influence probablement la surface effective de dissipation de chaleur.

4.3. Influence du troisième corps sur le plafond thermique

On a vu précédemment la réponse thermique numérique des systèmes de freinage de l'échelle 1 et de l'échelle réduite. Ces évolutions diffèrent de celles expérimentales qui sont marquées par un phénomène de saturation thermique durant les freinages les plus sévères. On s'interroge sur l'apparition du plafond thermique sur la G36S. Ce phénomène peut provenir d'une réduction du flux absorbé par la garniture au cours des freinages sévères qui est associée soit à une baisse de génération de chaleur soit à un changement de partage de flux thermique.

- Une baisse de génération de chaleur peut s'expliquer par une baisse de portance, donc de transmission d'effort, liée à un effondrement des propriétés mécaniques du matériau en température par exemple. À échelle 1, la portance est très hétérogène sur la surface de garniture et il est possible qu'elle soit altérée quand les échauffements deviennent conséquents. Une autre contribution à cette baisse de génération de chaleur peut également provenir de l'usure, en tant que débit matière, dont le taux élevé à haute température, peut devenir une contribution significative à la dissipation d'énergie, autre que thermique.
- Une autre explication à la diminution de l'absorption de chaleur par la garniture est celle d'une modification du partage de flux, qui serait atténuée vers la garniture au profit du disque, durant les freinages. Ceci pourrait être associé à un changement de propriétés thermiques (changement de phase ou d'état) ou à un changement de contribution du troisième corps [LIM 1987]. En effet les mécanismes de génération de chaleur au contact sont complexes et dépendent de la rhéologie du troisième corps, lui-même fortement dépendant de la température. Aux hautes températures le troisième corps a un comportement visqueux. Ces mécanismes tribologiques sont difficiles à observer et à mettre en évidence et peu d'auteurs l'évoque [LIM 1987].

Dans tous les cas, le plafond thermique indique une diminution d'absorption de chaleur par la garniture, dès lors que celle-ci atteint, en surface, des températures proches de la température de frittage voire de fusion de certains composants. Ces constats seront d'ailleurs établis par les analyses de surface du chapitre 4.

5. Conclusions

Plusieurs campagnes d'essais ont été réalisées sur banc à l'échelle 1 et sur un tribomètre de freinage d'échelle réduite, en respectant une méthodologie de changement d'échelle proposée par [ROU 2005], dans une perspective d'étude des matériaux. Ces campagnes ont montré l'intérêt de cette approche dans le cas de freinages de basses et moyennes énergies dissipées. À ces niveaux d'énergie, l'approche permet de reproduire à échelle réduite, la sollicitation thermique et mécanique de freinage de l'échelle 1 à l'échelle réduite. En cas de freinages sévères, générant des points chauds macroscopiques, la confrontation des résultats expérimentaux et numériques des deux échelles montre que l'approche thermique de changement d'échelle n'est plus suffisante. Expérimentalement, les écarts de températures vues par la garniture (à 2 mm de profondeur) aux deux échelles peuvent être importants. En effet, on dépasse difficilement les 700°C à l'échelle réduite tandis qu'à l'échelle 1 les 800°C sont largement atteints. Ces différences s'expliquent d'abord par un effet puit chaleur supérieur du système échelle réduite (géométrie du moyeu). Les écarts s'expliquent ensuite, par une forte sensibilité des températures disque à l'échelle réduite, au nombre de points chauds générés. Plus il y a de points chauds plus les températures maximales du système deviennent faibles. Le nombre de points chauds tient au rapport des longueurs de frottement disque/garniture différents entre les deux échelles. Enfin, le système échelle 1 est probablement plus souple (amplitude des déformations thermiques hors plan, timonerie...) que le système d'échelle réduite ; ce qui conduit à des localisations thermiques plus sévères. Pour améliorer le changement d'échelle des freinages haute énergie, il serait intéressant d'ajouter à la méthode, une dimension thermomécanique.

Chapitre 4 Performances du couple G36S/acier- état surfacique et volumique des matériaux après les freinages

Au cours du programme d'essai à l'échelle 1, la garniture G36S est soumise à des sollicitations thermiques extrêmes. Le chapitre précédent décrit ces sollicitations. En considérant qu'elles aient une influence du premier ordre sur l'état du matériau de la garniture, sur les mécanismes de frottement et d'usure activés en surface, donc sur les performances tribologiques, nous avons tenté de les reproduire sur un tribomètre d'échelle réduite. Le présent chapitre vise d'abord à comparer tribologiquement les paires de friction de l'échelle 1 et de l'échelle réduite. Dans un premier temps, on analyse les performances recensées (coefficient de frottement moyen et indicateur d'usure). Puis on apporte des éléments d'explication de ces tendances en identifiant des mécanismes tribologiques associés, en s'appuyant sur des observations de surfaces de frottement. On s'intéressera par la suite, à l'impact du programme de freinage à l'échelle 1 sur les propriétés mécaniques de la garniture, via des essais de compression uniaxiale dont la méthode a été explicitée au [chapitre 2 2.1](#).

| | |
|---|------------|
| CHAPITRE 4 PERFORMANCES DU COUPLE G36S/ACIER- ÉTAT SURFACIQUE ET VOLUMIQUE DES MATÉRIAUX APRÈS LES FREINAGES | 107 |
| 1. Performances tribologiques | 109 |
| 1.1. Usure | 109 |
| 1.1.1. Usure mesurée à l'échelle 1 (TE1) | 109 |
| 1.1.2. Usure mesurée à l'échelle réduite (TER) | 110 |
| 1.2. Frottement | 111 |
| 1.2.1. Frottements durant le programme de freinage TER (1) sans isolation du patin | 111 |
| 1.2.2. Frottement durant le programme de freinage TER (2) avec isolation du patin | 111 |
| 2. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle 1 | 114 |
| 2.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TE1 | 114 |
| 2.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TE1 | 115 |
| 2.2.1. Zone BI : rayon intérieur de la garniture G36SF | 116 |
| 2.2.2. Zone BE : poudres et troisième corps fragmenté | 120 |
| 2.2.3. Zone S : film de troisième corps épais et fragmenté | 122 |
| 2.3. Conclusion | 125 |
| 3. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle réduite | 126 |
| 3.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TER | 126 |
| 3.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TER | 128 |
| 3.3. Conclusion | 132 |
| 4. État du matériau G36S après le programme de freinage TE1 | 132 |
| 4.1. Essai de compression uniaxiale au rayon extérieur de la G36SF | 133 |
| 4.1.1. Endommagement de la G36S suite au programme de freinage E1 | 133 |
| 4.1.2. Zone de transformations superficielles observées au rayon extérieur | 134 |
| 4.1.3. Comportement mécanique du rayon extérieur de la G36SF | 136 |
| 4.2. Essai de compression uniaxiale au rayon intérieur de laG36SF | 137 |
| 4.2.1. Zone de transformations superficielles observées au rayon intérieur | 137 |
| 4.2.2. Comportement mécanique du rayon intérieur de la G36SF | 138 |
| 4.3. Comparaison entre les prélèvements rayon intérieur et extérieur | 139 |
| 4.4. Conclusion | 140 |
| 5. Conclusion | 141 |

1. Performances tribologiques

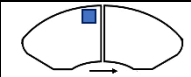
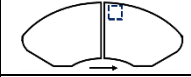
Ce paragraphe présente les performances tribologiques (frottement et usure) recensées lors des différentes campagnes d’essais menées à l’échelle 1 et à l’échelle réduite. Pour faciliter la lecture, du chapitre, on rappelle les conventions d’écriture et de représentation des résultats. S et s désignent les séries de freinages des programmes de l’échelle 1 et de l’échelle réduite. Les tracés rouges et noirs sont utilisés pour représenter des résultats de l’échelle 1 et de l’échelle réduite.

1.1.Usure

1.1.1.Usure mesurée à l’échelle 1 (TE1)

En tribologie, l’usure effective représente la perte définitive et irréversible de matière hors du contact frottant. Expérimentalement, pour se rendre compte du phénomène d’usure, il est courant de se servir d’indicateurs tels que la perte de masse ou de côtes géométriques. Ces deux indicateurs peuvent dépendre d’autres mécanismes que l’usure (déformation, oxydation...) qui causent des variations d’épaisseur de l’ordre de 1 à une centaine de micromètres. Or, les variations d’épaisseur des garnitures mesurées au micromètre de précision (0.01 mm), durant le programme TE1, peuvent être millimétriques. Par conséquent, la mesure de perte d’épaisseur est dans ce cas un assez bon indicateur de l’usure effective de la garniture. Elle est très importante sur la garniture. Le **tableau 4.1** reporte les pertes locales d’épaisseur des garnitures mesurées après chacune des séries du programme TE1. Ces mesures mettent en évidence l’hétérogénéité de l’usure. La perte d’épaisseur due au rodage est de quelques dixièmes de millimètre, très variable d’un point de contact (par rapport au sens de rotation) à un autre, elle peut ensuite être millimétrique. Au début de l’essai, dès la première série, c’est au bloc de sortie que l’on enregistre les pertes d’épaisseurs les plus importantes. À partir de la série S2, la tendance s’inverse et c’est désormais au bloc d’entrée que l’usure cause des pertes d’épaisseurs les plus élevées. En fin d’essai, les pertes d’épaisseur peuvent atteindre jusqu’à près de 4 mm au point d’entrée (E) alors qu’elles sont les plus faibles au point de sortie.

Tableau 4.1 Pertes locales d’épaisseur de la garniture G36S Programme TE1 (mm)

| | Zones | Après rodage | Après S1 24 kN; 5t | Après S2 36 kN; 7t | Après S3 48 kN; 9.5t | Total |
|---|-------------|--------------|-----------------------|-----------------------|-------------------------|-------|
|  | E | 0.26 | 0.66 | 1.65 | 1.28 | 3.85 |
|  | BI-E | 0.21 | 1.23 | 0.67 | 0.92 | 3.03 |
|  | BE-E | 0.17 | 0.82 | 0.96 | 1.05 | 3.00 |
|  | BI-S | 0.49 | 1.25 | 0.24 | 0.40 | 2.38 |
|  | BE-S | 0.32 | 1.24 | 0.51 | 1.01 | 3.08 |
|  | S | 0.08 | 1.25 | 0.40 | 0.87 | 2.6 |

La **figure 4.1** présente la variation de masse de chacune des garnitures G36S installées en face avant du disque échelle 1. Sur l’ensemble du programme de freinage, la perte de masse totale de la garniture d’entrée est la plus élevée, ce qui corrobore les pertes d’épaisseur de la garniture vues précédemment. Plus la série de freinages est sévère, plus les pertes de masse mesurées apparaissent élevées.

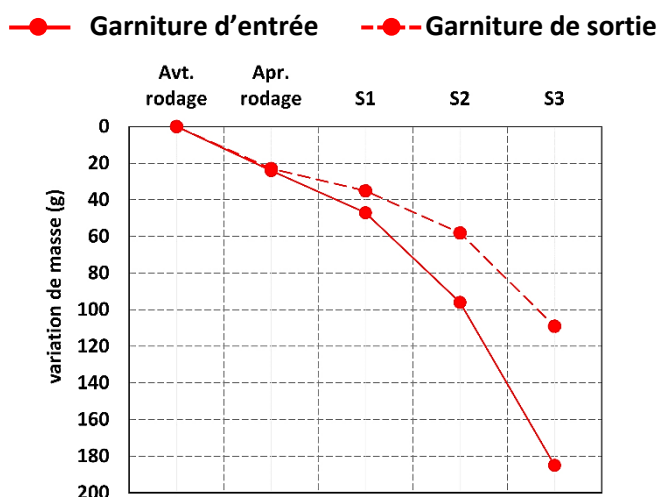


Figure 4.1 Variation de masse des blocs de garniture face avant de l'entrée et de la sortie de contact (TE1)

1.1.2. Usure mesurée à l'échelle réduite (TER)

À l'échelle réduite, l'usure cause des pertes d'épaisseur bien plus faibles qu'à l'échelle 1, de quelques centaines de micromètres à peine. L'écart de sollicitation thermique, des freinages les plus énergétiques, est une première hypothèse expliquant ce résultat. Cependant, on peut s'interroger les différences observées à l'issue des séries S1 et s1, la perte d'épaisseur étant déjà millimétrique à l'échelle 1 pour une sollicitation thermique relativement modérée et relativement bien reproduite à l'échelle réduite au point de contact de sortie (S). Des paramètres systèmes influençant les conditions de contact doivent également être considérés en fonction des bancs de freinage. D'abord, la rigidité du montage du patin sur le tribomètre d'échelle réduite est peu favorable aux fortes amplitudes de déplacement hors plan, alors que la timonerie utilisée pour transmettre la force d'application sur le frein ferroviaire offre de nombreux degrés de liberté. Ensuite, comme on a pu le voir au chapitre précédent, le système échelle 1 est plus libre de se déformer en température que le système échelle réduite. Toutes ces hypothèses prédisposent le système échelle 1 aux reports de contact plus fréquents et aux ouvertures de contact intermittent plus marquées. D'un point de vue tribologique, ces conséquences affectent la capacité du système frottant à piéger et compacter les poudres, prévalant à la formation et à la destruction des couches de troisième corps dans le contact. La destruction des couches de troisième corps précédant l'expulsion des débris (usure), peut être influencée par la température. Cependant, l'échelle des mécanismes d'oxydation ne semblent pas corroborer les importantes pertes d'épaisseur causées par l'usure de garniture durant les freinages de l'échelle 1. Les températures activent à l'échelle 1, d'autres mécanismes que l'on ne retrouve pas entièrement à l'échelle réduite. Ils seront explicités au [paragraphe 2.2.](#)

L'usure indiquée ici par des pertes de masse et des pertes locales d'épaisseurs de la garniture apparaît largement plus importante à échelle 1 qu'à l'échelle réduite. Cela s'explique probablement par les températures vues par la garniture, globalement inférieures à l'échelle réduite. À l'échelle 1, l'usure de la garniture apparaît très hétérogène sur l'ensemble de la garniture, en termes de pertes d'épaisseur. La sollicitation thermique locale n'explique pas entièrement cette hétérogénéité, car l'usure est un processus complexe qui intègre non seulement des aspects thermiques, mais aussi des aspects mécaniques... L'hétérogénéité de l'usure résultent de la capacité du système échelle 1 à

favoriser des localisations de contact plus marquées à l'entrée, du fait de basculement par effet d'engagement autorisé par la souplesse du système.

1.2.Frottement

Ce paragraphe présente l'ensemble des résultats de frottement issus des campagnes menées à l'échelle 1 et échelle réduite. À l'échelle réduite, deux campagnes ont été réalisées. La seconde campagne visait à améliorer les points du protocole qui font défaut aux hypothèses du changement d'échelle. Le support de patin en alumine qui isole thermique de la garniture, limite le puit de chaleur côté garniture. On désigne par TER (1) et TER (2) respectivement la campagne de changement d'échelle sans isolation et sans isolation du patin.

1.2.1.Frottements durant le programme de freinage TER (1) sans isolation du patin

Le [figure 4.2](#) récapitule les performances de frottement moyen (μ_m) et les durées de freinage, obtenues aux deux échelles sur tous les programmes d'essai de freinages TE1 et TER (1). Les barres d'erreur indiquent les extrema des frottements enregistrés durant les freinages. Les frottements moyens à l'échelle réduite sont toujours supérieurs à ceux de l'échelle 1. Ces écarts sont typiques et Copin relevait déjà cette tendance générale [COP 2000]. Les durées de freinage sont plus courtes et les remontées de frottement en fin de freinage sont plus marquées à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1. Les frottements instantanés de l'essai figurent à l'[annexe C.3.3](#).

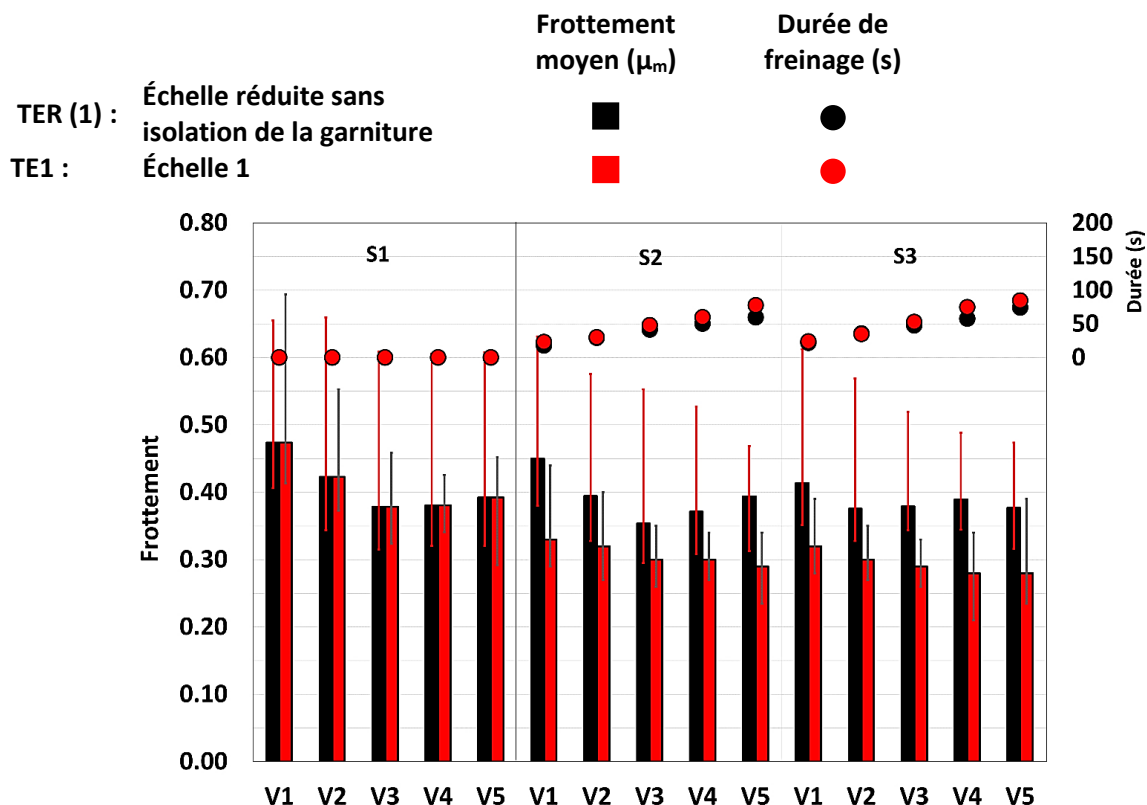


Figure 4.2 Performances tribologiques durant TE1 et TER μ_m frottement moyen et durée de freinage

1.2.2.Frottement durant le programme de freinage TER (2) avec isolation du patin

La [figure 4.3](#) présente l'ensemble des performances tribologiques, frottements moyens (μ_m) et durées de freinage enregistrés durant les freinages de la série S2/s2, S3/s3 à l'échelle 1 et à l'échelle réduite

avec isolation thermique du patin TER (2). On peut ainsi se rendre compte de l'effet de l'amélioration du protocole sur « les performances » du système tribométrique d'échelle réduite. À l'échelle réduite, les remontées du frottement, deviennent globalement moins importantes que durant la campagne TER (1) et s'atténuent significativement durant la série s3. Les frottements moyens des deux séries deviennent inférieurs à ceux enregistrés durant les précédentes campagnes pour se rapprocher de ceux enregistrés à l'échelle 1. Les freinages sont cependant plus courts à l'échelle réduite. Ce qui s'explique probablement avec le comportement de l'actionneur du système d'échelle réduite.

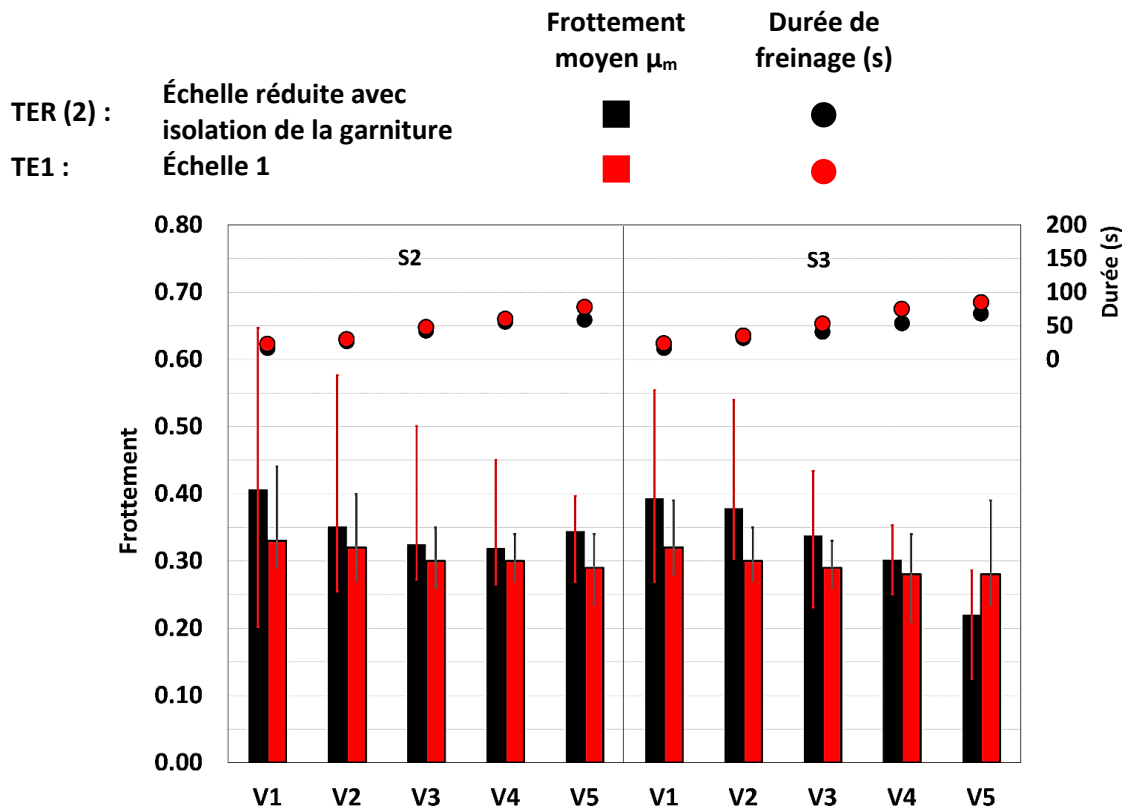


Figure 4.3 Performances tribologiques enregistrées durant les séries S2/s2 et S3/s3 des campagnes échelle réduite avec isolation TER (2) et échelle 1 TE1

Les figure 4.4-(a), figure 4.4-(b), figure 4.4-(c) présentent les températures moyennes du disque (frotteur), de la garniture (à 2 mm et 5 mm compte tenu de l'usure) et des frottements instantanés relevés durant la campagne TE1. Les figure 4.4-(a'), figure 4.4-(b'), figure 4.4-(c') présentent les températures moyennes du disque (à l'endroit d'un point chaud), de la garniture (à 2 mm et 5 mm) et les frottements instantanés relevés durant la campagne TER (2) avec isolation du patin. À l'échelle réduite, le frottement est plus stable durant tout l'essai. On observe moins de remontées de frottement durant les freinages les sévères du protocole.

À l'échelle 1, durant ces freinages, on observe une légère baisse du frottement instantané coïncidant avec le début de la saturation thermique. On a une compréhension limitée de ce phénomène qui démontre dans tous les cas une limite d'absorption de chaleur par le système. Est-ce dû à la tribologie ? à la génération de chaleur ou au matériau ? On observe peut-être là une conséquence de la saturation thermique sur les performances tribologiques. À l'échelle réduite, reproduire cette caractéristique thermique, en dépassant la barre des 700°C dans la garniture, s'accompagne d'une stabilisation du frottement. La saturation thermique implique peut-être une baisse de la portance effective due au comportement mécanique de la garniture en température, au comportement thermomécanique du couple disque-garniture ou encore à des événements tribologiques.

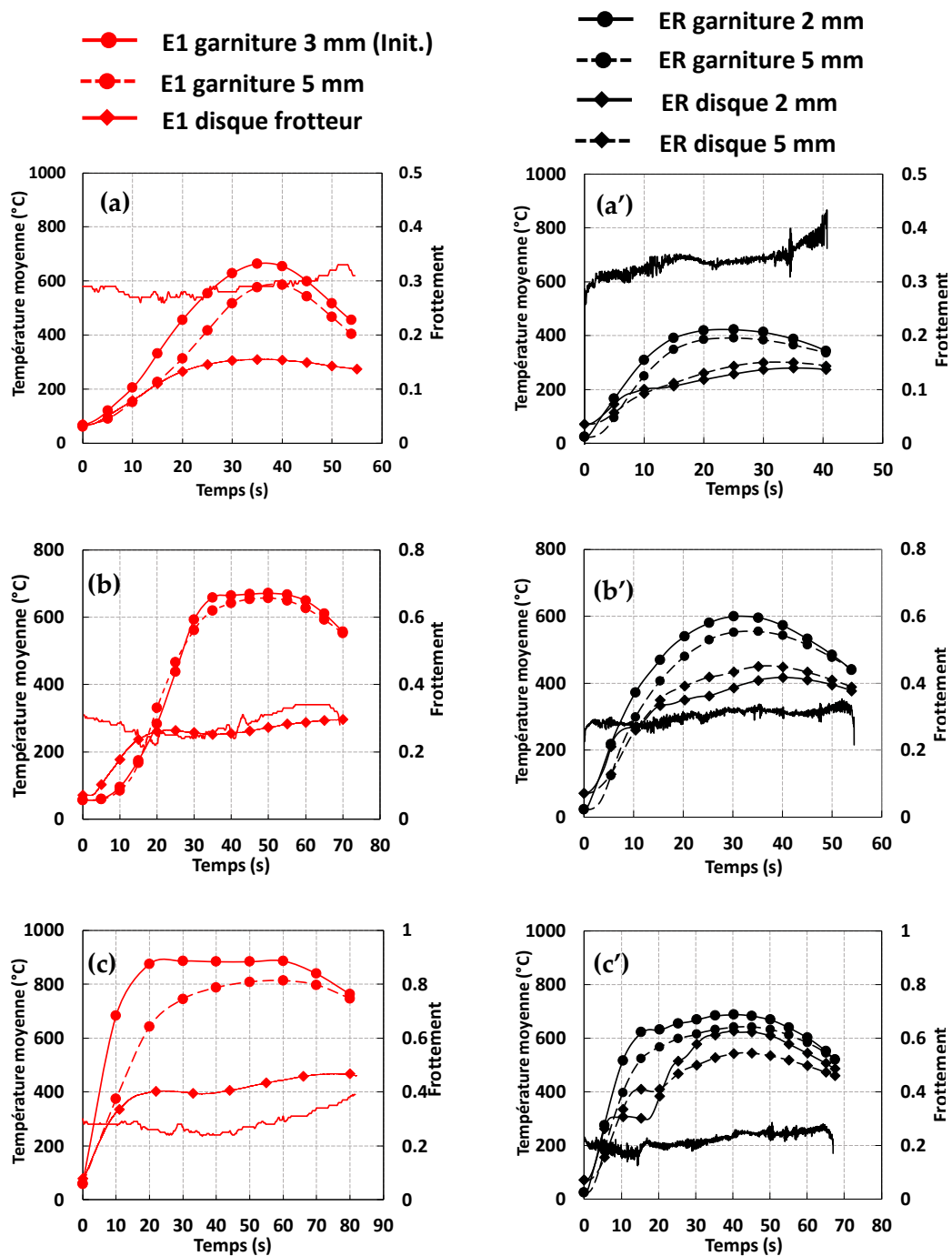


Figure 4.4 Frottement, températures moyennées sur toute la garniture (3 mm) et sur le disque (mesures effectuées thermocouples frotteurs), (a) (b) (c) TE1 et (a') (b') (c') TER (2) avec isolation du patin, (a) (a') S3V3 et s3V3, (b) (b') S3V4 et s3V4, (c) (c') S3V5 et s3V5

La **figure 4.5** présente les frottements moyens en fonction des températures maximales atteintes par la garniture à l'échelle 1 et à l'échelle réduite (à 3 mm et 2 mm de profondeur). Le frottement moyen tend à décroître avec la chaleur dissipée dans la garniture ($\propto \Delta\theta$) à l'échelle 1 comme à l'échelle réduite. Aux deux échelles, les remontées de frottement en fin de freinages sont d'autant plus fortes que les énergies à dissiper sont faibles (cf. **annexe C.3.3**). À faible température la décroissance rapide du frottement moyen, notable jusqu'à 300°C, est beaucoup plus marquée à l'échelle réduite qu'à l'échelle 1.

Le diagramme montre une forte influence du système sur le frottement à basse température. La différence de frottement entre les deux échelles tend à se réduire avec les températures maximales.

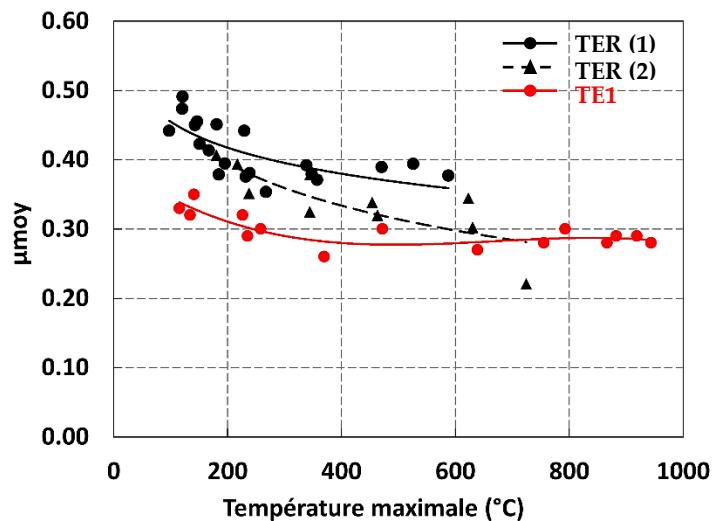


Figure 4.5 Frottement moyen enregistré à l'ER ((1) garniture non isolée (2) garniture isolée) et à l'E1 en fonction des températures maximales atteintes par la garniture G36S

2. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle 1

Dans ce paragraphe, nous proposons de caractériser les surfaces de frottement du disque et de la garniture pour expliquer les performances de la paire de friction de l'échelle 1 en mettant en évidence des mécanismes tribologiques.

2.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TE1

La **figure 4.6-(a)** présente une photo du disque après les essais de freinage à l'échelle 1 et une image infrarouge correspondante **figure 4.6-(b)**, enregistrée durant le dernier freinage, le plus sévère du programme de changement d'échelle. Il conduit à la formation de points chauds macroscopiques (entourés en pointillés blancs et numérotés). Sur le disque, ces zones de points chauds ont un aspect plus terne, plus lisse que le reste du disque. Cet aspect des zones de points chaud s'explique par des accumulations de débris plus importants. Cette disposition reflète l'écoulement du troisième corps figé après refroidissement. Ils sont le signe de réductions de portance du disque causées par les déformations thermomécaniques.

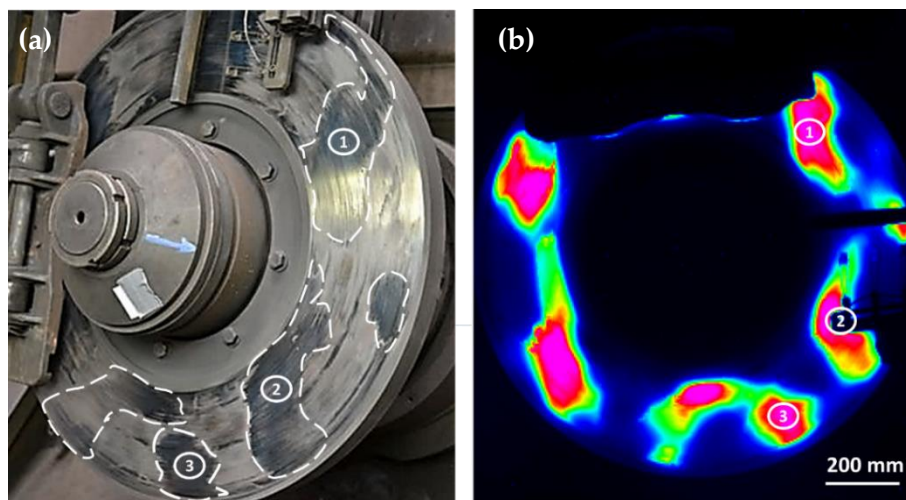


Figure 4.6 Piste du disque à l'issue de la série S3 (45 kN ; 9.5t) du programme E1 : (a) photographie, (b) thermographie infrarouge t=55 s émissivité 0.8)

L'hétérogénéité de la surface du disque apparaît en lien avec la formation de couches de troisième corps. La [figure 4.7](#) montre plus en détails des zones de points chauds, qui apparaissent couvertes d'un film de troisième corps épais. En périphérie d'un point chaud, le disque est couvert d'une couche de troisième corps écaillée ([figure 4.7-\(c\)](#)). On sait que les zones de localisations thermiques correspondent également à des sites de dilatation très importante du disque. Une couche de troisième corps très épaisse est relativement fragile. Les propriétés thermomécaniques de ce film sont différentes de celles de l'acier du disque, d'où il suit difficilement les déformations de ce dernier. Aucune analyse supplémentaire n'a pu être réalisée sur le disque.

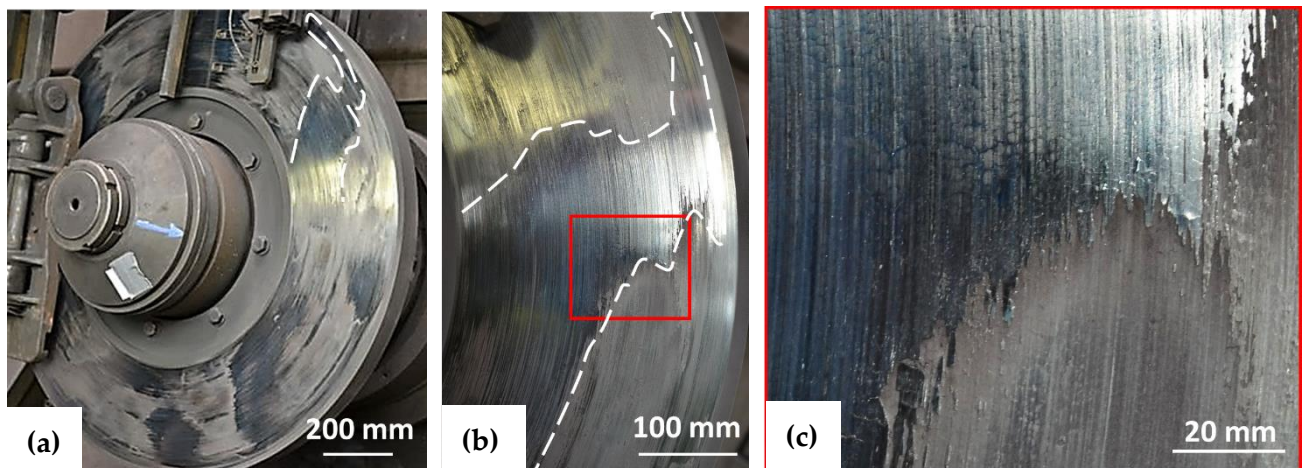


Figure 4.7(a) Accumulation de débris sur des zones de points chauds aspect lisse et terne ; (b) Transition zone avec point chaud (d'aspect lisse) et zone hors point chaud (mate) ; (c) Écaillage du film de troisième corps

2.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TE1

Des observations de la surface de frottement de la garniture G36S suite au programme de freinage à l'échelle 1 sont réalisées. On appellera cet échantillon G36SF. La [figure 4.8](#) montre la surface de la demi-garniture de sortie (face avant du disque) à l'issue de la campagne conduite à l'échelle 1. Sur toutes les figures à venir, la flèche rouge indique le sens du glissement de la garniture relativement à la piste du disque. On poursuivra par l'analyse de la surface de garniture en trois zones BI, BE, S qui correspondent également aux localisations des mesures de températures (thermocouples) et à celles des mesures des pertes d'épaisseur.

- La **zone BI** correspondant au rayon intérieur de la garniture présente un aspect homogène et lisse. À cette échelle d'observation, on peut remarquer la présence des particules de graphite et de céramiques.
- La **zone BE** correspondant au rayon extérieur présente des fissures multiples.
- La **zone S** correspondant à la sortie de contact de la garniture présente une surface hétérogène et rugueuse du fait de pertes importantes de matière. L'aspect de cette zone semble être analogue à celui observé en entrée de contact (E), mais le processus d'usure semble y être plus avancé (cf. [annexes C.4](#)). En effet, en entrée, les pertes d'épaisseur sont les plus importantes, tandis qu'en sortie, elles sont les plus faibles.



Figure 4.8 Zones d'analyse (BI), (BE) et (S) de la garniture G36SF, monobloc de sortie installé en face avant du disque de frein durant les essais à l'échelle 1 TE1

2.2.1.Zone BI : rayon intérieur de la garniture G36SF

Deux sous-régions (A et B) de la zone BI ont été analysées au microscope électronique à balayage. Ces deux sous-régions sont représentatives de l'état de la surface de frottement de la garniture G36SF sur son rayon intérieur. La [figure 4.9](#) présente la sous-région A qui est caractérisée par un troisième corps compact qui couvre de grandes étendues de la surface de frottement (A5), et localement par des poudres piégées dans des zones en concavité associées à la présence de particules de graphite (A2, A3, A4).

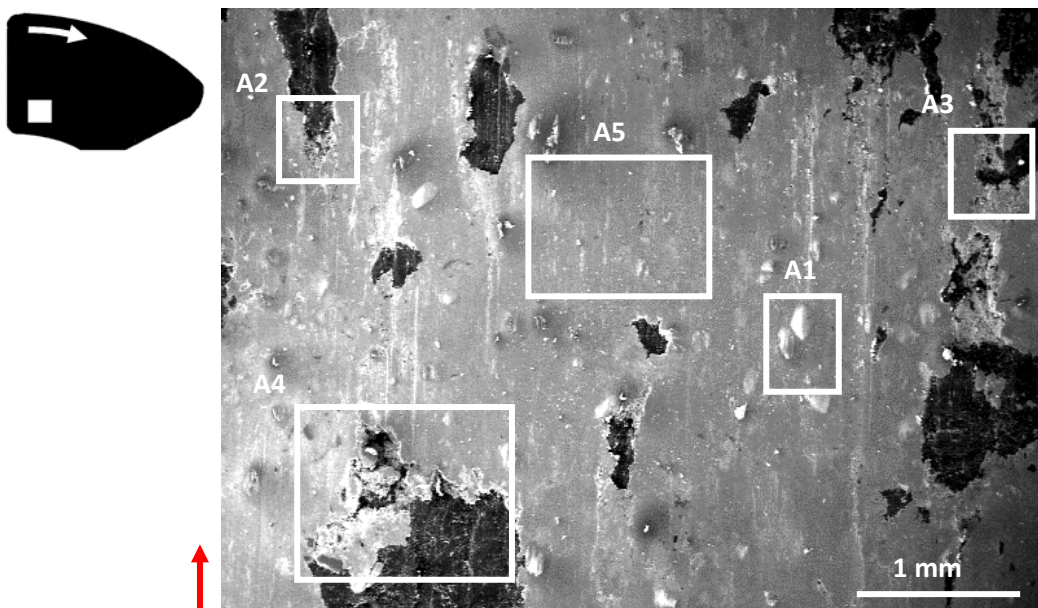


Figure 4.9 Bloc de sortie et rayon intérieur de la garniture G36SF, Zone BI- A (observation MEB-SE)

La [figure 4.10](#) montre une zone en concavité correspondant à la présence de graphite. La couche de troisième corps porte des signes de fragmentations (flèches). La couverture de la particule de graphite est partielle, localement visible sous le troisième corps. Ces observations illustrent le manque d'adhérence du troisième corps sur ce constituant et explique la formation des concavités de la surface de frottement.

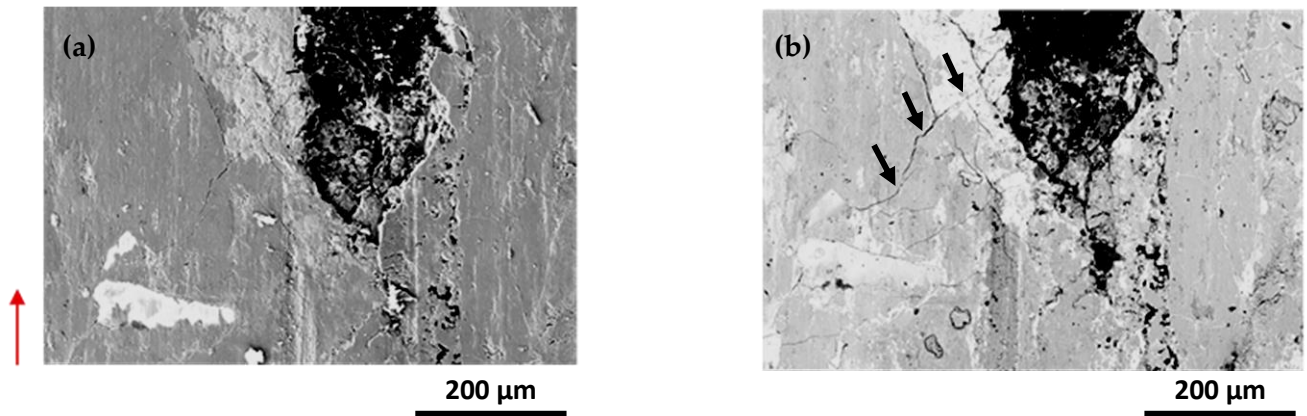


Figure 4.10 Adhérence limitée du troisième corps sur les particules de graphite (a) MEB-SE (b) MEB-BSE Zone BI – A2

La **figure 4.11-(a)** présente la micrographie d’une zone de surface de frottement de la garniture G36SF, riche en particules de céramiques $ZrSiO_4$ et SiC , au voisinage d’une particule de graphite. Les céramiques $ZrSiO_4$ qui pour rappel sont de forte granulométrie peuvent émerger de la surface de frottement pourtant recouverte de troisième corps, elles réalisent ainsi très localement la portance primaire. Les particules de céramiques SiC , de plus faible granulométrie sont couvertes par le tribofilm. La **figure 4.11-(b)** montre les analyses EDS qui révèlent leur présence par transparence sous le tribofilm.

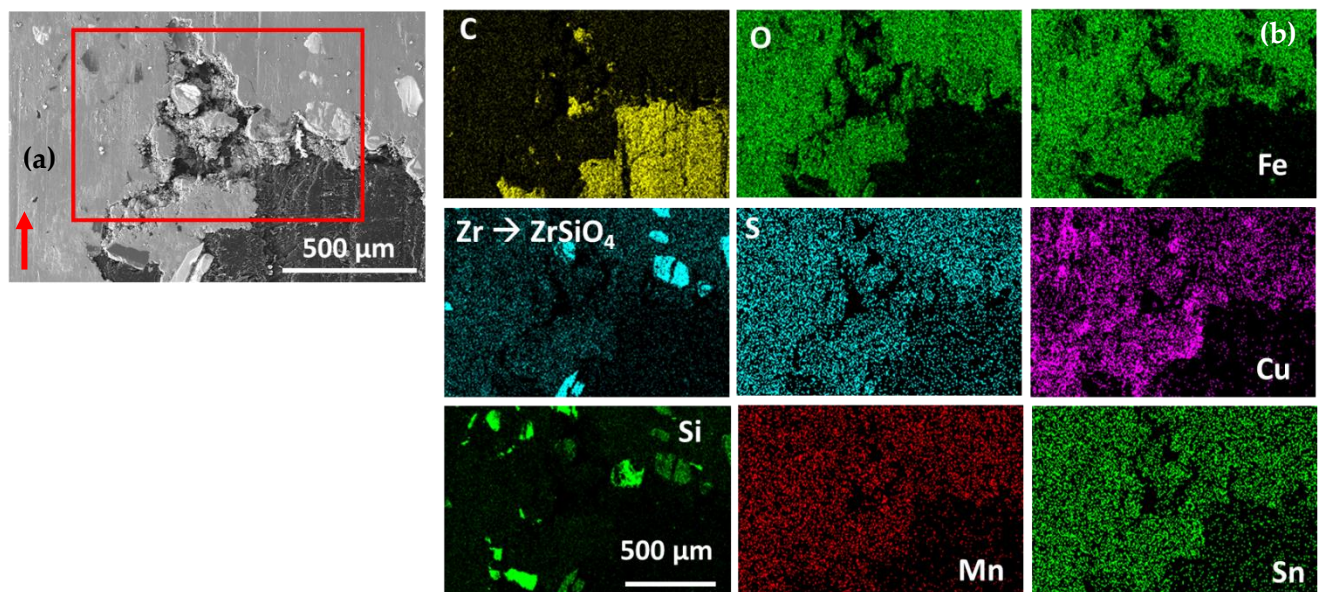


Figure 4.11 Compaction du troisième corps autour des céramiques (a) MEB-SE (15keV) ; (a') Cartographie EDS ; (b) MEB-BSE (G36SF, Zone BI- A4)

La **figure 4.12** est une cartographie BSE- EDS montrant une particule de céramique de $ZrSiO_4$ arasée. Contrairement au graphite, les particules céramiques ne créent pas d’irrégularité topographique de la surface de frottement. Elles sont nivelées par le frottement et l’importante quantité de troisième corps qui s’accumule autour d’elles. Ici, la périphérie de la particule de $ZrSiO_4$, on observe un liséré riche en cuivre (flèches). Il s’agit d’alliage de cuivre, probablement du bronze à l’étain resolidifié autour de la particule de céramique, qui durant les freinages, en haute température ($>800^{\circ}C$), sous la pression de contact est remonté à la surface. L’hypothèse de la fusion sera plus loin confirmée.

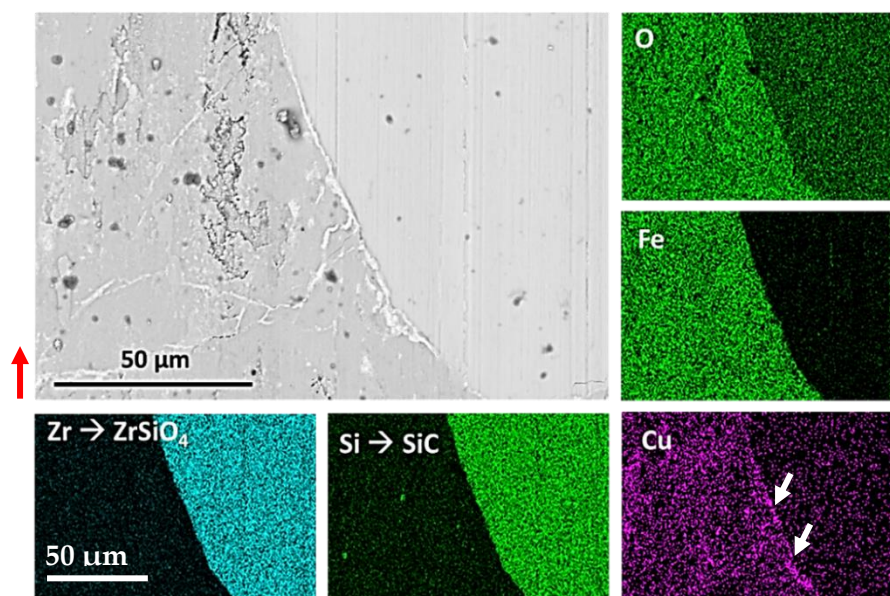


Figure 4.12 Particule de céramique $ZrSiO_4$ arasée et entourée d'un liseré de cuivre observée au rayon intérieur du bloc de sortie (G36SF, zone BI- A1, EDS-BSE)

En comparaison de la zone A, la zone B présente une plus forte fraction surfacique de particules de céramiques (**figure 4.13-(a)**) apparente de $ZrSiO_4$. On peut retrouver des fractures suivant les contours de particules de céramique, comme c'est le cas pour deux particules de $ZrSiO_4$ de la **figure 4.13-(b)**. Aux frontières d'une particule de céramique $ZrSiO_4$, en teinte plus claire, des amas riches en cuivre sont détectés à la sonde EDS. On en retrouve parsemée sur la zone BI (**figure 4.13-(c)**). Ces traces d'alliage riche en cuivre présentent un aspect microstructural particulier **figure 4.13-(d)** se rapprochant de celui observé par Wang sur un alliage de cuivre en présence de fer après solidification [WANG 2004].

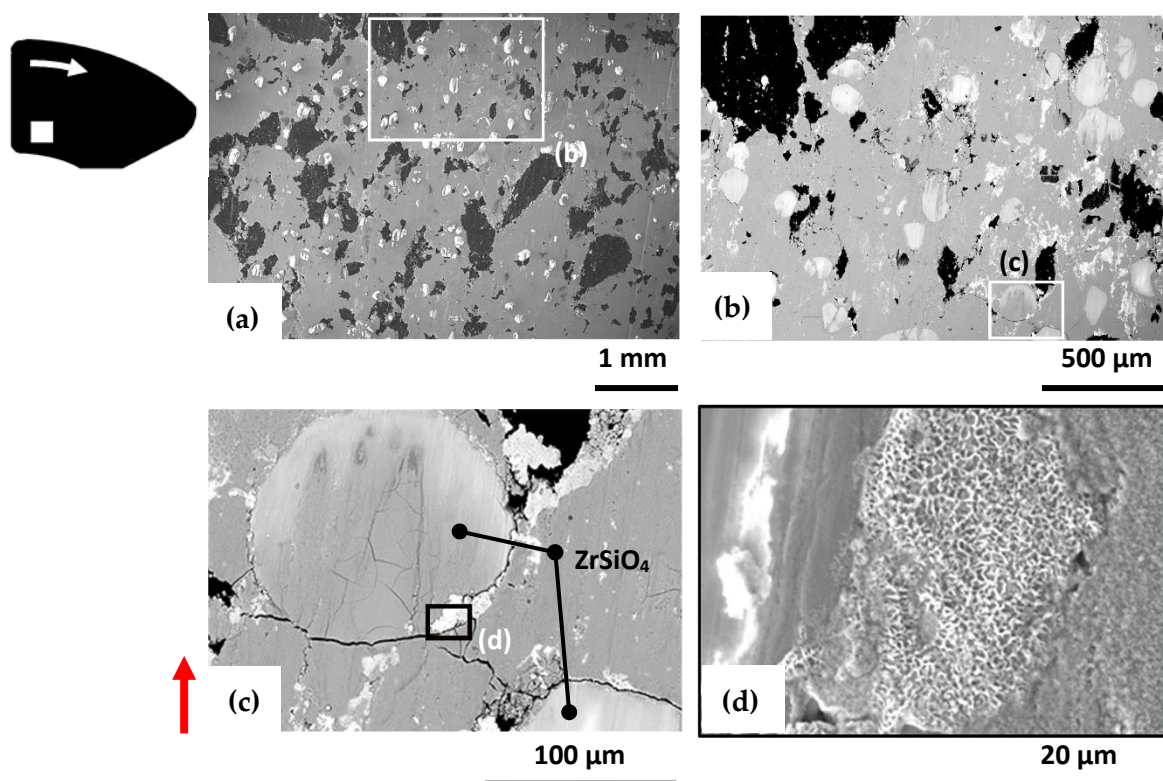


Figure 4.13 (c) Fissures autour de deux particules de céramique (d) Traces de fusion de d'alliage de cuivre en périphérie d'une particule de $ZrSiO_4$ au rayon intérieur du bloc de sortie (G36SF, MEB-BSE, Zone BI - B)

La **figure 4.14** présente une cartographie EDS des structures métalliques de la **figure 4.13-(d)**. Ces structures sont riches en cuivre, en étain, par conséquent pourraient éventuellement correspondre à un bronze dont les températures de fusion sont comprises entre 800 et 900°C.

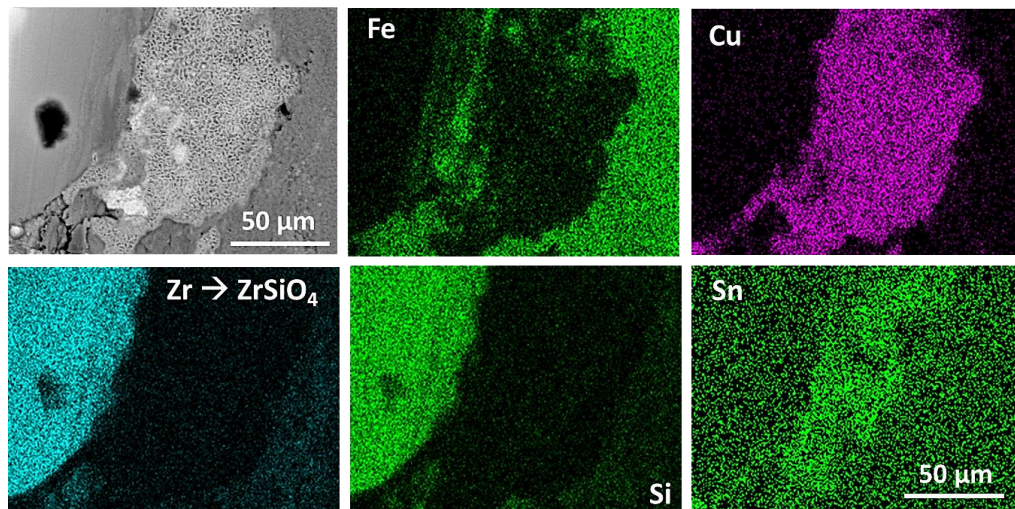


Figure 4.14 Cartographie de MEB-EDS des traces d'alliage de cuivre resolidifié (Zone BI - B)

Ces traces d'alliage cuivreux solidifié sont également présentes autour des particules de SiC comme illustré **figure 4.15**. Adjacente à cet amas de bronze, le film de troisième corps a semble-t-il été arraché au-dessus de la particule de céramique.

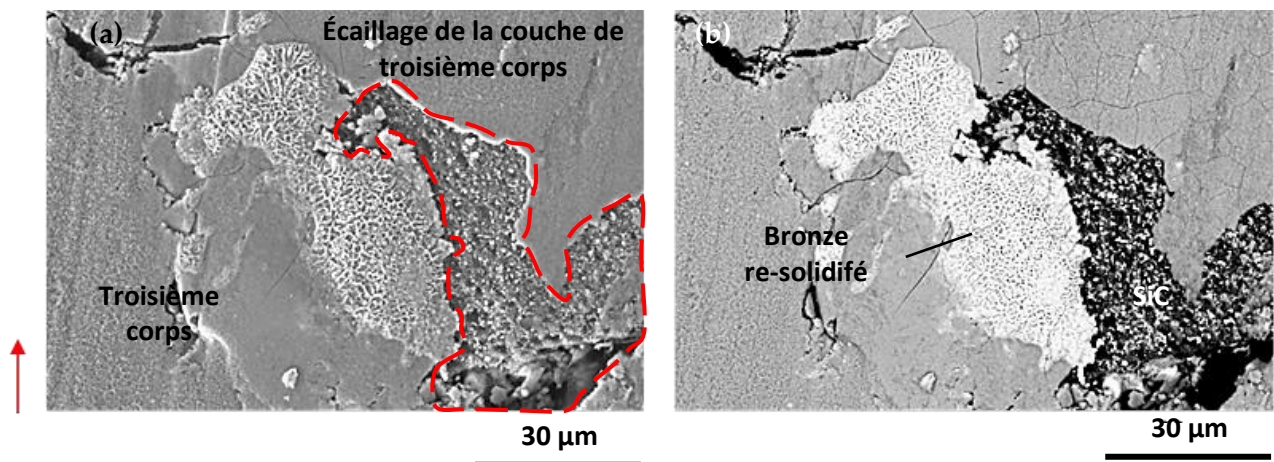


Figure 4.15 Micrographie d'une jonction carbure de silicium cuivre SiC (a) SE ; (b) BSE de la Zone BI

Les analyses EDS, **figure 4.16** révèlent une particule de SiC sous le film de troisième corps fragmenté. Le film est fragmenté autour de la particule. Les bords des particules de céramique peuvent constituer avec la matrice des zones de fragilité du fait d'interfaces particules-matrice métallique (cf. **chapitre 2 2.2**). Elles sont susceptibles de contribuer à la propagation de fissuration dans le volume de la garniture et ici d'influencer également la tenue du film de troisième corps. On observe, ici encore, des traces d'alliage de cuivre resolidifié.

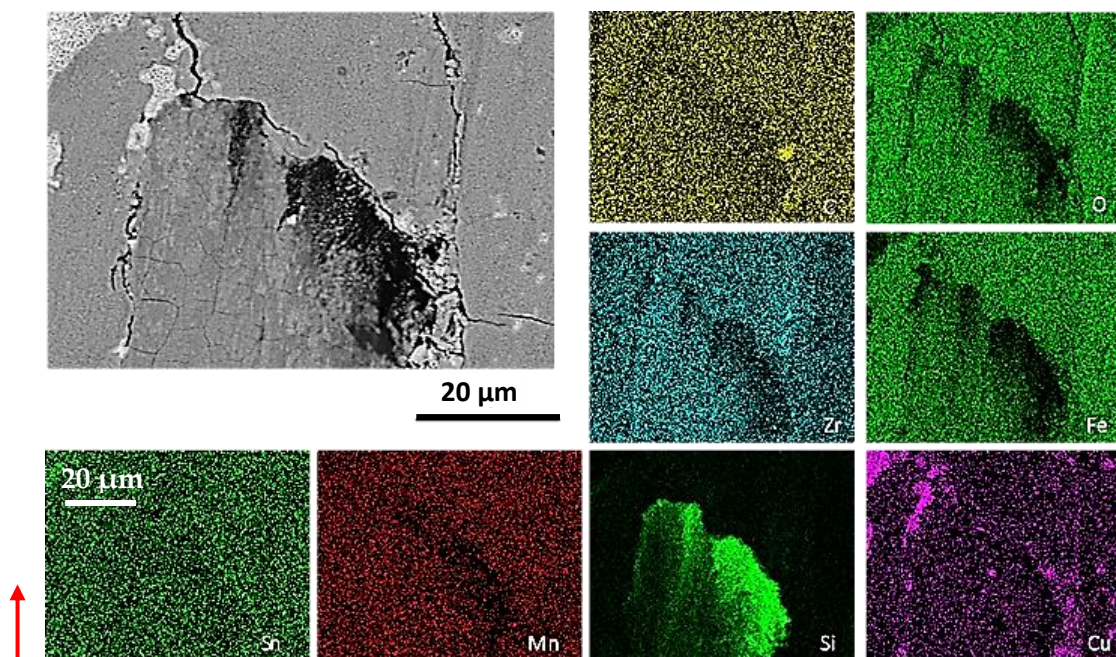


Figure 4.16 Observations BSE-EDS de la fragmentation d'une couche de troisième corps couvrant une céramique SiC (Zone BI)

On retiendra sur cette zone de rayon intérieur BI :

- Toutes irrégularités topographiques créées par des particules de céramique sont propices à l'accumulation de poudres. Ce résultat est connu et de nombreux auteurs en font mention [ERI 1999] [COP 2000] [CRIS 2007]. Ces poudres deviennent des plaques de portance relativement étendues à la surface du matériau de garniture de freinage fritté métallique de basse teneur en cuivre G36S. Cette caractéristique est propre aux garnitures frittées métalliques.
- Les particules de céramiques peuvent être sujettes à de l'arrachement, probablement favorisé par les nombreuses interfaces particules-matrice métallique que contient la microstructure de la G36S. Elles peuvent être couvertes de troisième corps ou être arrasées. Au haute température (>800°C), la fusion des alliages de cuivre de la matrice métallique favorise la décohésion des particules. Étonnamment, ici, la fusion des bronzes de la matrice ne s'accompagne pas des plus importantes pertes de matière de la garniture. Néanmoins cette région BI connaît une usure déjà significative et les mécanismes de décohésion décrits sont des éléments pouvant expliquer ce comportement.
- Le troisième corps n'adhère que faiblement aux particules de graphite. Néanmoins, les particules peuvent se trouver partiellement couvertes par le tribofilm épais. Comme sur la formulation historique G35 issue du service d'exploitation (cf. chapitre 1 2.3.1), les particules de graphite sont en dénivelé. Ce phénomène est dû à l'arrachement du troisième corps peu adhérent sur ce constituant.

2.2.2.Zone BE : poudres et troisième corps fragmenté

La **figure 4.17** est représentative de la zone BE pointée sur le bloc de sortie, localisée au rayon extérieur. Elle est caractérisée par une large couverture de troisième corps avec localement des décohésions (entourées en rouge). 4 sous-régions de ce domaine font l'objet d'observations et d'analyses plus approfondies.

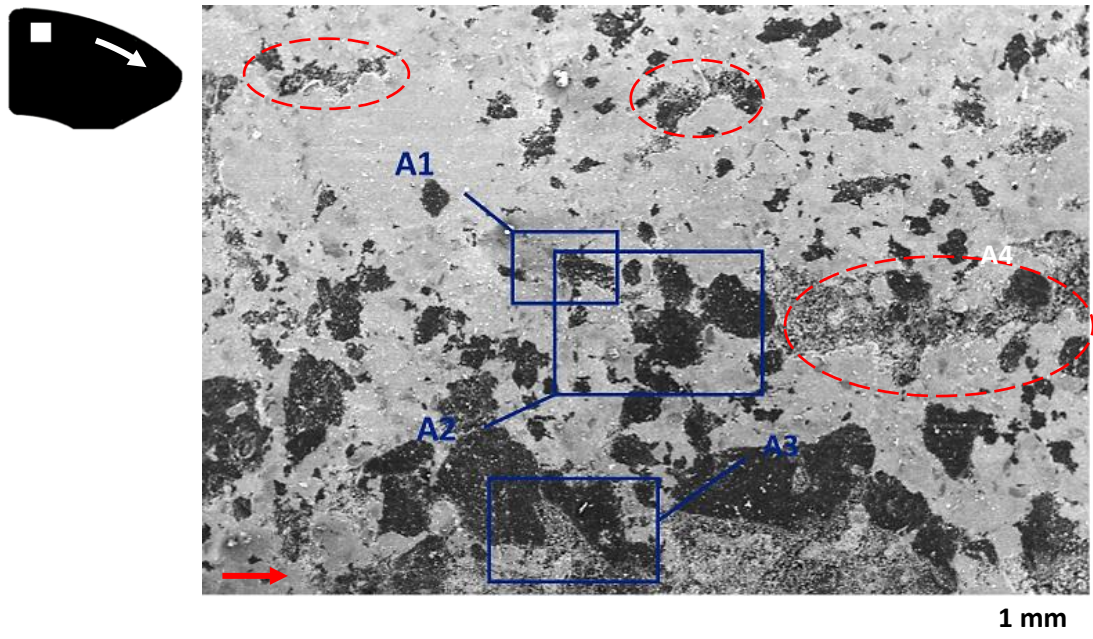


Figure 4.17 Bloc de sortie rayon extérieur de la garniture G36SF, portant de larges zones en concavité, une grande quantité de poudres, les particules de graphites 2 (forte granulométrie) sont découverts (MEB -SE, Zone BE)

À la différence des zones localisées sur le rayon intérieur, la sous-région A1 du rayon extérieur de la G36SF porte une quantité relativement importante de poudres, dispersées sur un troisième corps compact. Les **figure 4.18-(a), (a')** et **(b)** présentent des zones de transition entre des particules de céramiques ($ZrSiO_4$) et le graphite favorable à l'accumulation de poudres, en créant des dénivelés topographiques de la surface de la garniture (**figure 4.18-(b')**).

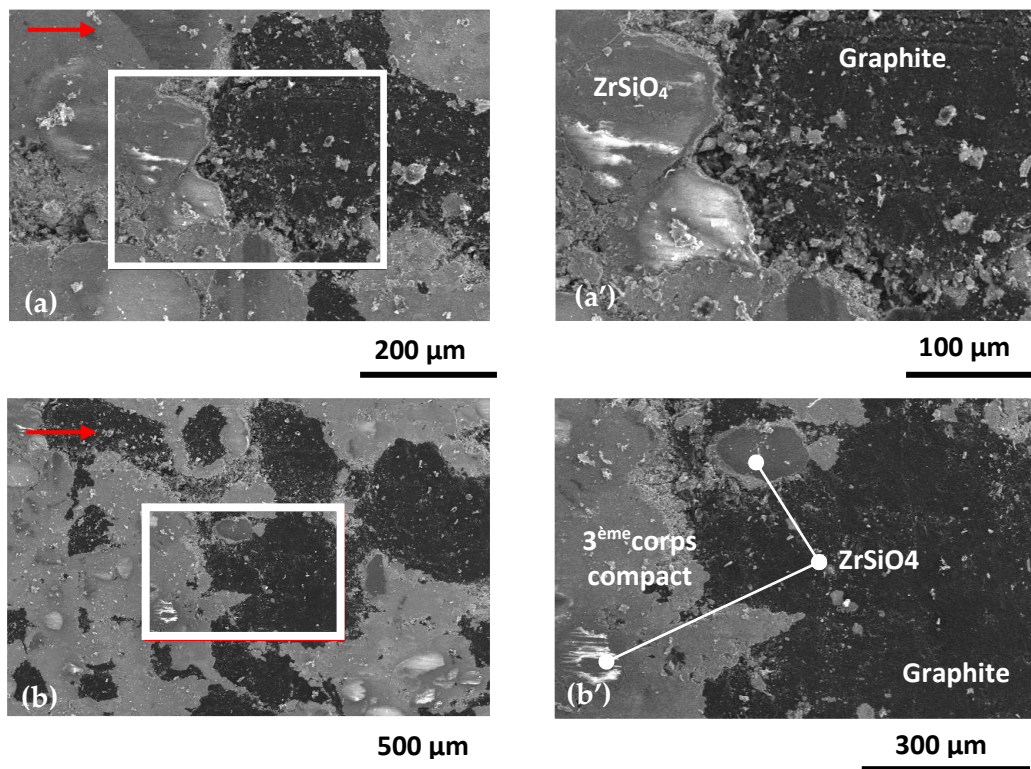


Figure 4.18 (a)(a') Piégeage de particules aux interfaces graphite- céramique sur la zone BE- A1 ; (b)(b') céramiques arasées (zone BE- A2, MEB -SE 15 keV)

La sous-région A3 (**figure 4.19**) est caractérisée par des zones en concavité fortement chargées de poudres. Ces poudres de granulométrie importante semblent provenir de la détérioration de plateaux de portance construits autour des particules de céramiques et de graphite en forte quantité dans cette zone.

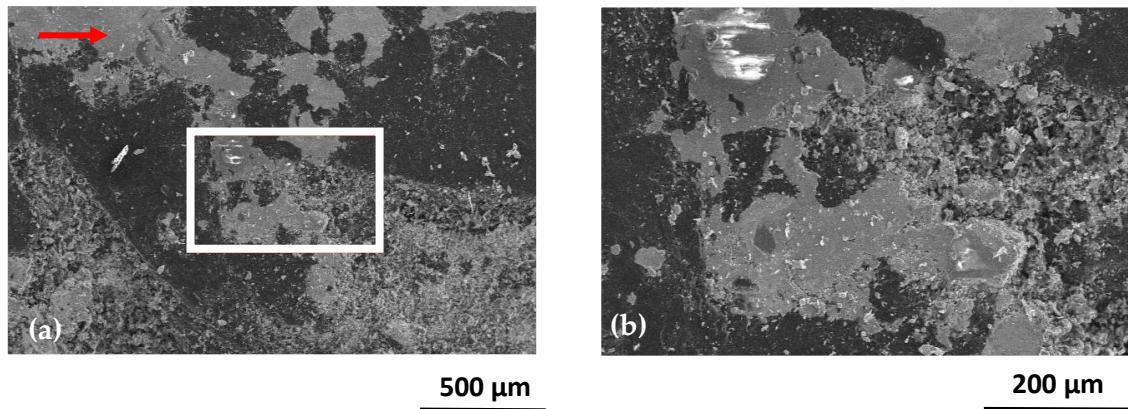


Figure 4.19 (a)(b) Destruction de plaques de troisième corps portant des débris de granulométrie importante (G36SF, zone BE- A3, MEB- SE 15 keV)

La **figure 4.20** montre une large étendue affaissée à l'intérieur de laquelle on retrouve une forte quantité de poudres composées d'un mélange d'oxydes de fer essentiellement et de céramiques fragmentées (EDS). Ces poudres fines proviennent de la fragmentation de plaques de portance à cheval sur une région de la surface de la garniture riche en graphite.

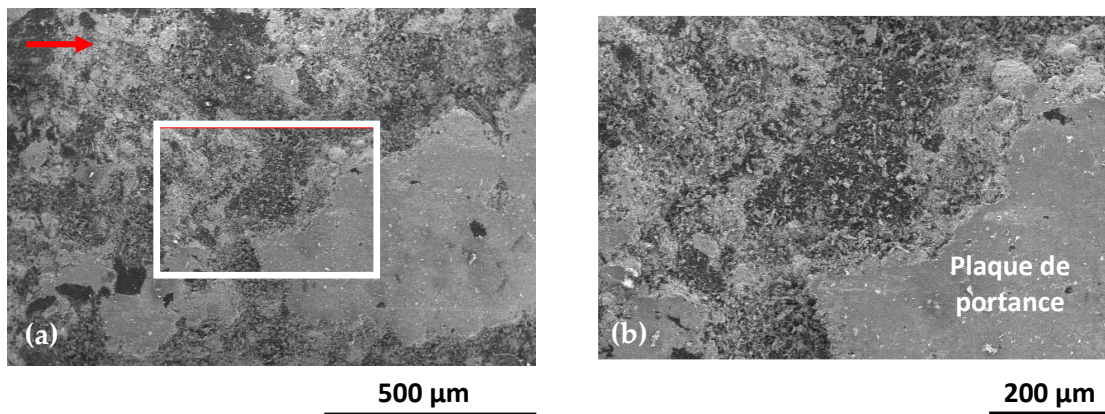


Figure 4.20 (a) (b) Film de troisième corps fragmentée présentant des poudres de faible granulométrie (G36SF, Zone BE - A4, MEB- SE 15 keV)

Le rayon extérieur du bloc de sortie est marqué par la fragmentation de troisième corps produisant des quantités importantes de débris. Cette zone de la garniture contient également des concavités étendues et profondes causées par des détachements du troisième corps dont elles portent des résidus.

2.2.3.Zone S : film de troisième corps épais et fragmenté

Les **figure 4.21-(a)**, **figure 4.21-(b)** et **figure 4.21-(c)** montrent des observations MEB représentatives de la zone S, située en sortie de contact et rayon extérieur de la garniture G36SF. La région est couverte de plaques de troisième corps compactes et très étendues, localement détachées et laissant

entrapercevoir la microstructure sous-jacente de la garniture. On rappelle que cette zone connaît les températures et les pertes d'épaisseur les plus faibles durant tout l'essai de freinage TE1. Les mécanismes de formation et détachement du troisième corps d'usure semblent être similaires à ceux ayant conduit aux importantes pertes d'épaisseur du bloc d'entrée de la G36SF (cf. [annexe C.4.1](#)), c'est-à-dire de la fragmentation de plaques épaisses et compactes de troisième corps. Néanmoins, en entrée de contact, le processus semble être plus avancé ; peut est-ce en lien avec la localisation de contact plus sévères du fait de l'engagement de la garniture avec le glissement menant aux températures parmi les plus élevées de toute la garniture durant le programme de freinage.

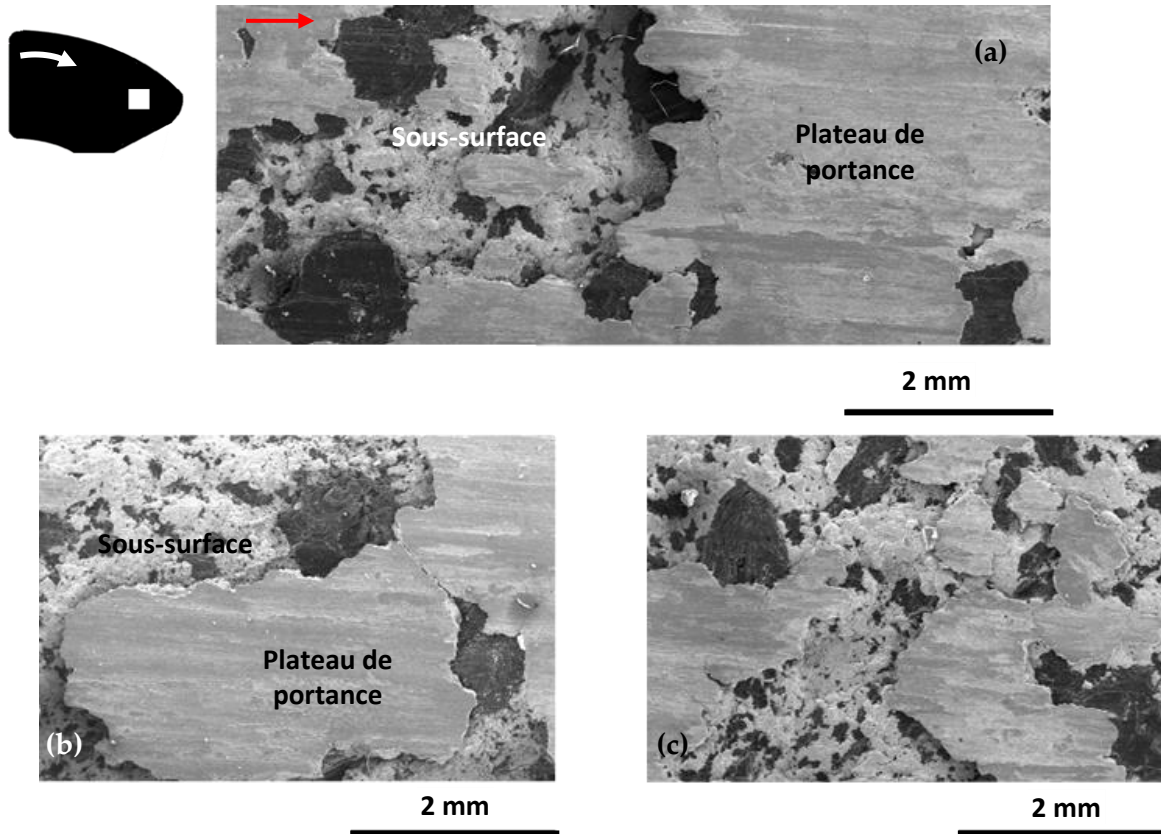


Figure 4.21 Fragmentation locale du troisième corps (G36SF, zone S, MEB-SE 15 keV)

La [figure 4.22](#) présente une analyse EDS de l'une de ces plaques de portance. La plaque de troisième corps est composée en grande partie de cuivre et dans une moindre mesure de fer oxydé.

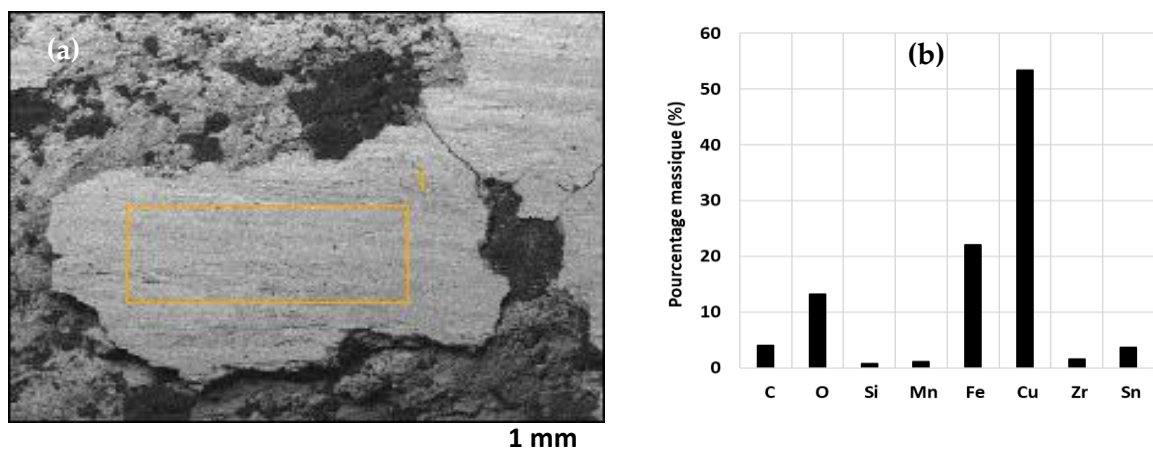


Figure 4.22 (a)Plaquette de portance ; (b) composition massique plus riche en cuivre (zone S, MEB -BSE, analyse EDS)

Les **figure 4.23-(a)** et **(b)** présentent des observations MEB de la zone de sortie (S) préparée en coupe. Le sens de glissement est indiqué par une flèche. La surface de la garniture G36SF, est dans cette région, recouverte d'un film de troisième corps épais qui étonnamment parvient même à couvrir des particules de graphites. Ces zones sont probablement instables du fait de la faible adhérence du troisième corps sur les particules de graphite.

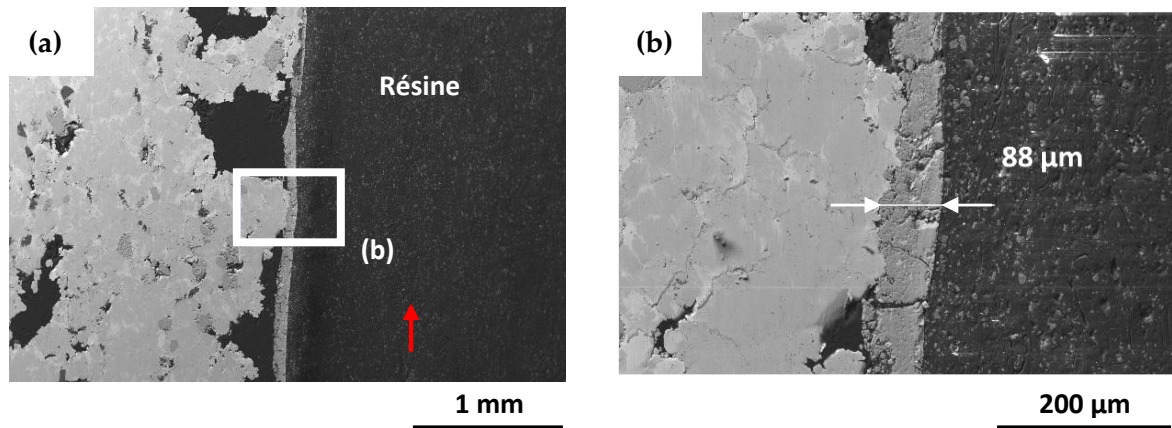


Figure 4.23 (a) (b) Film de troisième corps épais observé en sortie de contact Zone S (MEB -BSE 15keV), la flèche rouge indique le sens de glissement

Le film épais de troisième est multi- fragmenté (**figure 4.24-(a)**). Les analyses EDS (**figure 4.24-(b)**) montrent que le tribofilm est constitué d'un mélange plus riche en fer oxydé qu'en cuivre. S'il ne fait aucun doute que le cuivre vient de la garniture, le fer peut provenir du disque et ou de la garniture. Dans la littérature, on a pu observer que plus une garniture frittée métallique est riche en fer, plus cette dernière développe des couches épaisses de troisième corps. Ce qui est favorable à une baisse du frottement et une faible usure, si la vitesse initiale de freinage n'excède pas une certaine limite [PEN 2018]. Il semble peu probable que les cinétiques d'oxydation de la garniture seule, durant les freinages, conduisent à la croissance de telles épaisseurs de troisième corps, la surface de frottement de la garniture étant fermée par le contact, donc faiblement exposée à l'air ambiant. En fait, il semble plus plausible que ces fortes épaisseurs proviennent de l'accumulation d'oxydes de fer essentiellement alimentés par le disque, du fait de sa grande surface continuellement exposée à l'air ambiant, et dans une moindre mesure, par la garniture dont la matrice est riche en fer. L'accumulation de quantités si importantes d'oxydes de fer résulte sans doute de mécanismes d'adhérence favorisés par une affinité physico-chimique avec la garniture.

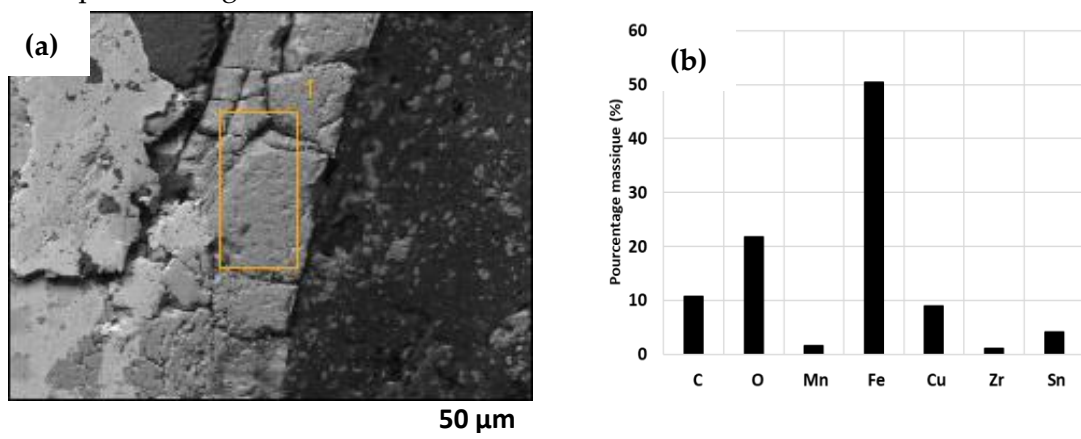


Figure 4.24 (a) Observation en coupe du film de troisième corps épais ; (b) composition du troisième corps (zone S, MEB -BSE, EDS)

En sortie de contact (bloc de sortie), les épaisseurs troisième corps développées à la surface de la garniture G36S sont très importantes (~100µm) et par conséquent fragiles. Elle résulte fort probablement de l'accumulation d'oxydes de fer provenant essentiellement du disque et dans une moindre mesure de ceux provenant de la garniture elle-même. Cette accumulation s'explique également par l'adhérence de ces oxydes de fer sur la garniture qui en contient elle-même. La zone de sortie est le point de contact qui s'échauffe le moins et où l'on enregistre les pertes d'épaisseur parmi les plus faibles en fin de programme d'essai de freinage à l'échelle 1.

Avec l'entrée, la sortie de contact est sujette aux ouvertures de contact intermittent, autorisant l'oxydation de la surface de la garniture (exposition au milieu ambiant) et surtout en favorisant l'accumulation des débris provenant du disque essentiellement. Les mécanismes de formation, de destruction du troisième corps et d'usure engagés sur ces deux régions sont similaires, cependant les pertes de matière constatées au bloc d'entrée sont plus importantes qu'en sortie de contact. L'effet d'engagement provoque préférentiellement le basculement de la garniture vers l'entrée de contact qui par conséquent porte relativement plus que la sortie de contact ; ce qui explique probablement pourquoi, cette région s'échauffe le plus et par conséquent s'use fortement.

2.3.Conclusion

L'analyse du disque et de la garniture suite aux essais échelle 1 (TE1) ont été réalisées. L'analyse du disque s'appuie exclusivement sur des photographies à haute résolution qui mettent en évidence une correspondance entre les points chauds et l'accumulation de troisième corps compacté. Les zones macroscopiques hors points chauds présentent une couche de troisième corps écaillée. Ces constats confortent l'idée des localisations de portance induites par les déformations thermomécaniques du disque. À l'échelle 1, l'usure de la garniture est hétérogène et localement très significative, traduite par une perte d'épaisseur pouvant atteindre jusqu'à 4 mm par endroits.

- Bien qu'ayant été fortement sollicité thermiquement lors des freinages les plus énergétiques du programme, le rayon intérieur, connaît les pertes d'épaisseur parmi les plus faibles. Dans cette région, des signes d'endommagement par fissuration ont été identifiés. Les fissures se propagent autour des particules de céramique. On retrouve également dans cette zone des traces de bronze resolidifié.
- En sortie de contact, l'usure est également moindre et s'explique, d'une part, par une faible sollicitation thermique. D'autre part, elle s'explique par le rôle de protection du premier corps par la très épaisse couche de troisième corps compacte formée dans cette région la garniture de frein. L'épaisseur est obtenue graduellement, par strates aux grés des cycliques d'ouverture et de fermeture du contact, jusqu'à atteindre près de 100 µm d'épaisseur. Trop épaisse la couche de troisième corps est fragile.
- En entrée de contact (bloc d'entrée), l'usure est la plus importante, en cohérence avec les sollicitations de freinage particulièrement sévères dans cette zone. Cette région de la garniture est également couverte d'une épaisse couche de troisième corps. Cette épaisseur s'explique par la recirculation du troisième corps provenant du disque et les ouvertures du contact pendant le freinage.

La forte hétérogénéité de la surface de la garniture et du troisième corps qui s'y installe est liée à des facteurs systèmes. Ces facteurs système sont responsables de la sollicitation thermomécanique locale et les localisations thermiques qui en découlent. Ils ont également une incidence sur la rigidité du montage et le basculement de la garniture induits par la force de frottement.

3. Identification des mécanismes tribologiques à l'échelle réduite

Suite aux analyses de la paire de friction des essais de freinage à l'échelle 1, on s'intéresse désormais aux surfaces de la paire de friction à l'issue des essais de freinage de l'échelle réduite. Certains aspects de la sollicitation thermique ont été qualitativement retrouvés à l'échelle réduite. Notamment, les localisations thermiques engendrées sont de mêmes types pour les freinages équivalents énergétiquement d'une échelle à l'autre. À échelle réduite, on retrouve la même saturation thermique bien qu'elle soit à basse température et relativement brève.

3.1. Analyses de la surface du disque suite au programme de freinage TER

La **figure 4.25-(a)** superpose une image prise en thermographie infrarouge de la piste de frottement du disque lors du dernier freinage du programme à TER et des images photographiques de la piste du disque, recalées spatialement à l'aide de la mire. Les thermogrammes montrent la localisation des points chauds qui correspond à une zone d'aspect lisse et homogène. Les contours des points chauds sont délimités par des dépôts de troisième corps écaillés. Le secteur angulaire en pointillés blancs sur la **figure 4.25-(a)** repère la région du disque analysée ci-après en microscopie électronique à balayage.

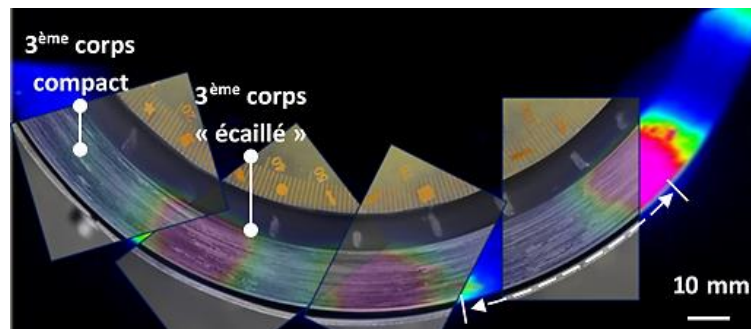


Figure 4.25 Superposition d'images infrarouge et d'une image photographique de la piste de frottement du disque en fin d'essai ER $t = 45$ s ; secteur angulaire d'intérêt pour l'analyse du disque (pointillés blancs)

Dans la région des points chauds, le troisième corps présente un aspect lisse et homogène (**figure 4.26**). Dans ces zones, les analyses EDS ont très rarement révélé des transferts de cuivre.

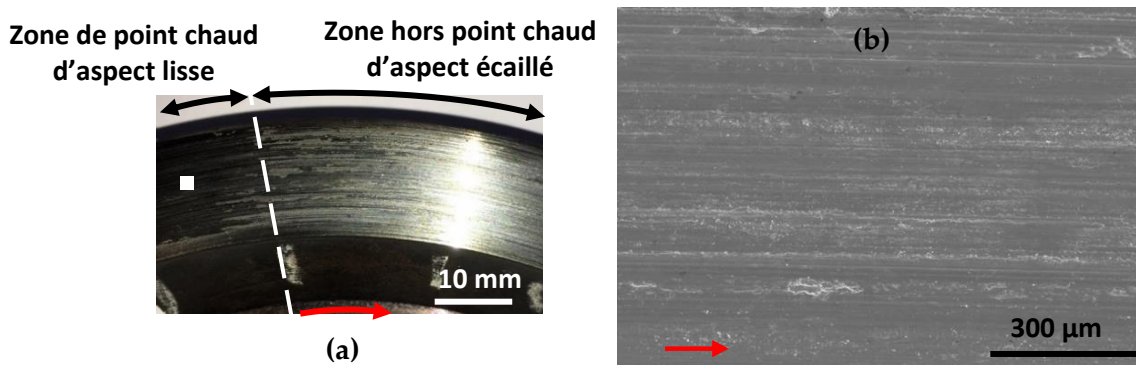


Figure 4.26 (a) Photo d'un échantillon du disque repérant la zone d'observation, (b) se situant sur un point chaud, présentant une couche de troisième corps homogène et compacte (MEB-SE 15 keV)

Dans la zone écaillée, située entre deux points chauds, la couche de troisième corps formée sur le disque présente un aspect fortement « écaillé » comme le montre la **figure 4.27**. Ces écailles très allongées dans le sens de glissement, témoignent du détachement de larges débris.

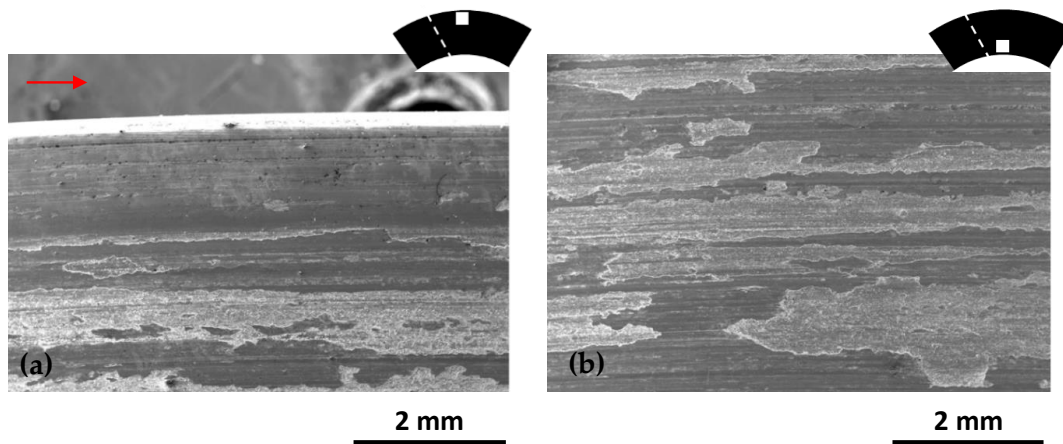


Figure 4.27 Observations (a) rayon extérieur ; (b) rayon intérieur du disque hors point chaud (MEB-SE 15 keV)

À plus fort grossissement, sur la [figure 4.28](#), l'observation montre que ces écailles sont profondes, sans doute au-delà de 10 μm . La couche de troisième corps est ainsi assez épaisse dans cette région, ce qui peut s'expliquer par la combinaison de débits matière importants (débits sources, recirculation), compte-tenu de la sévérité de la sollicitation thermomécanique, et du rôle de réservoir que constituent les creux de l'ondulation du disque entre les points chauds [CRIS 2007]. D'autre part, la forte épaisseur du troisième corps est un facteur de fragilité relatif au cisaillement, d'autant que le troisième corps est soumis à une moindre pression de confinement dans les creux d'ondulation du disque. On peut également noter la structure granulaire de l'épaisseur de la couche de troisième corps, les traces d'écoulement et la formation de strates allongées dans le sens de glissement.

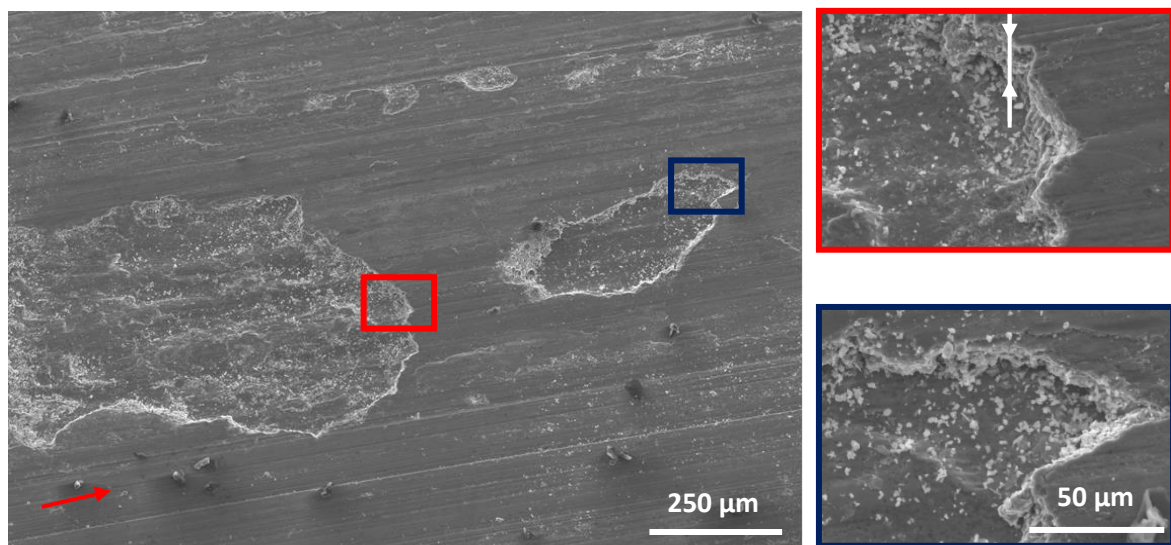


Figure 4.28 Écailles de la couche de troisième corps formée hors points chauds (zone B, MEB-SE 15 keV)

À l'issue du programme échelle réduite, la piste de frottement du disque d'essai présente un état similaire à celui qui a pu être observé à l'échelle 1. Les zones de points chauds sont couvertes d'une couche de troisième corps compacte et homogène. Dans les zones hors points chauds, la couche de troisième corps est fortement écaillée, résultant de détachements de débris. Ces observations sont cohérentes avec la moindre pression de confinement et l'épaisseur significative de la couche de troisième corps, facteur défavorable à sa tenue.

3.2. Analyses de la surface de la garniture suite au programme de freinage TER

À l'issue du programme de freinage à l'échelle réduite, on peut distinguer différents aspects de la surface de frottement de la garniture que l'on nommera G36Sf. La [figure 4.29](#) présente une cartographie de l'aire apparente du contact. Les zones délimitées en pointillés se distinguent par une coloration sombre. Elles correspondent à l'entrée et à l'extérieur, et dans une moindre mesure à l'intérieur de la surface de frottement. Le sens de glissement est indiqué par la flèche rouge (sens de rotation du disque relativement au patin). Rappelons que cette surface frottée est issue du freinage s3V5, c'est à dire le dernier freinage du programme TER avant démontage des échantillons. Trois zones, entrée (E), milieu (M) et sortie de contact (S) ont fait l'objet d'observations et d'analyses en microscopie électronique à balayage. Elles sont présentées ci-après.

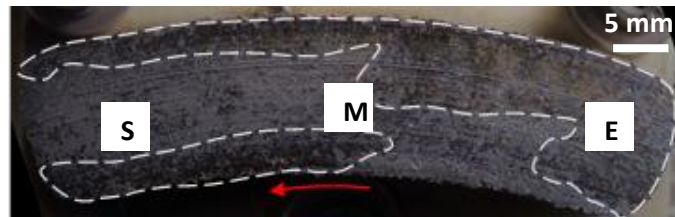


Figure 4.29 Aire apparente de contact de la garniture G36Sf en fin de programme TER et localisation des zones analysées au MEB : E entrée de contact, M milieu et S sortie de contact

Dans ces zones, la surface frottée présente des caractéristiques tribologiques communes, particulières aux mécanismes de portance et d'accommodation de la vitesse de glissement pour les applications de freinage. Le troisième corps est présent sous forme compactée, nommément les plaques ou plateaux de portance, et sous forme pulvérulente. Il couvre des aires étendues des surfaces de frottement, qui laissent apparaître par endroits la présence de constituants de la garniture, comme les particules de graphite peu propices à l'adhésion d'une couche de troisième corps ou les particules céramiques arasées, visibles le plus souvent par transparence, l'épaisseur du troisième corps y étant localement très mince. Ces observations sont concordantes avec les résultats de Copin, présentés au 1^{er} chapitre sur la garniture métallique frittée « G35 », utilisée pour la grande vitesse ferroviaire [COP 2000]. Les observations présentées ci-après s'attachent à montrer le caractère particulier de chacune des zones d'intérêt en lien avec leur sollicitation.

En entrée de contact, les plaques de portance apparaissent disséminées et peu étendues. Sur les [figure 4.30-\(a\)](#) et [\(b\)](#), les particules de céramique transparaissent en surface tandis que les particules de graphite apparaissent localement couvertes d'un troisième corps compact ([figure 4.30-\(b\)](#)). La [figure 4.30-\(c\)](#) montre dans cette région du contact la présence de fragments de plaques de portance qui se sont détachées de la surface. On note également la présence d'un troisième corps pulvérulent. Ces caractéristiques sont significatives d'une sollicitation sévère de la surface, ce qui concorde avec les températures élevées mesurées dans cette zone tout au long du freinage. Comme le montre la [figure 2.21-\(c\)](#) du chapitre précédent, où la température la plus élevée du patin correspond à l'entrée de contact. Cette surface a ainsi fortement contribué à la dissipation d'énergie.

Cette localisation de la dissipation d'énergie à l'avant du contact peut s'expliquer par le moment induit par la force de frottement appliquée au patin, qui favorise une distribution non-uniforme de la force normale dans l'aire de frottement, avec une pression apparente plus élevée en entrée de contact comparativement à la sortie. Ceci est comparable à l'effet d'engagement observé sur les blocs de garniture à l'échelle 1.

On notera que la présence de poudres en entrée de contact peut s'expliquer par le piégeage du débit de recirculation du troisième corps dans le contact, au gré de son ouverture principalement due aux distorsions thermomécaniques des premiers corps.

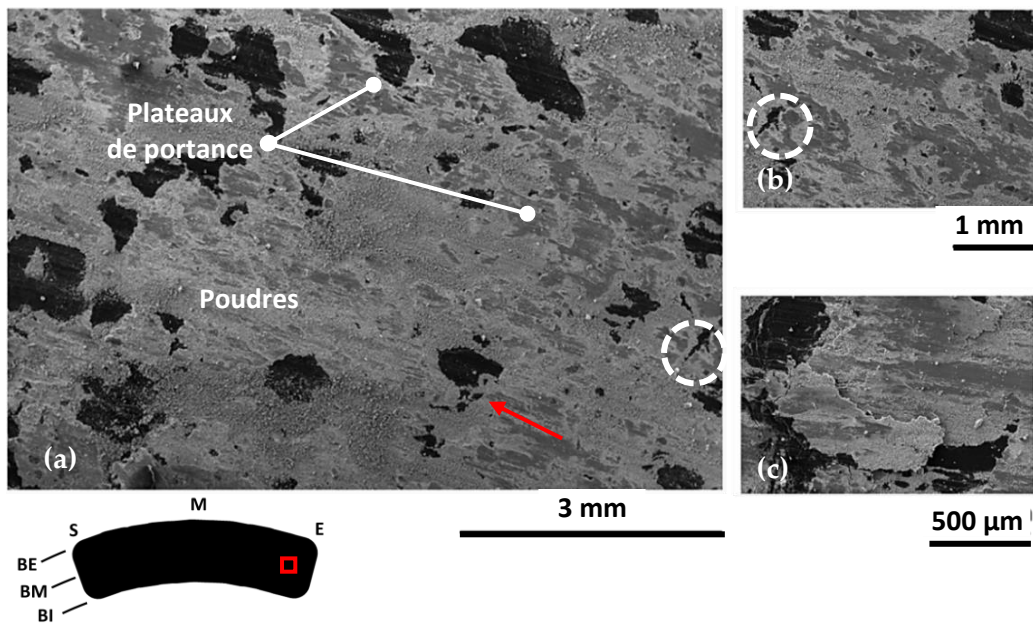


Figure 4.30 Entrée de contact : présence de plateaux de portance disséminée (b) (c) et de poudres (a) (G36Sf, zone E, MEB-SE 15 keV)

La **figure 4.31** présente des observations MEB du rayon extérieur, au centre du patin. La morphologie de la surface est assez similaire à celle de l’entrée de contact, caractérisée par des plateaux de portance disséminés et de poudres. Les plateaux de portance semblent moins étendus qu’en entrée de contact. La surface est couverte d’importantes quantités de poudres, qui apparaissent compactées à des degrés variables. On notera leur organisation en bande dans le sens de glissement, caractéristique de localisations de la portance, et leur accumulation par piégeage dans les concavités laissées entre les plaques de portance (**figure 4.31-(c)**), caractéristique de débits internes de troisième corps abondants dans cette zone (**figure 4.31-(b) et (c)**). La granulométrie importante, caractéristique de débris récemment formés, témoigne également de la sévérité de la sollicitation subie par la surface. Ces observations sont ainsi cohérentes avec la température élevée mesurée pendant le freinage s3v5 sur le rayon extérieur du patin (Cf. **figure 3.20** au chapitre précédent).

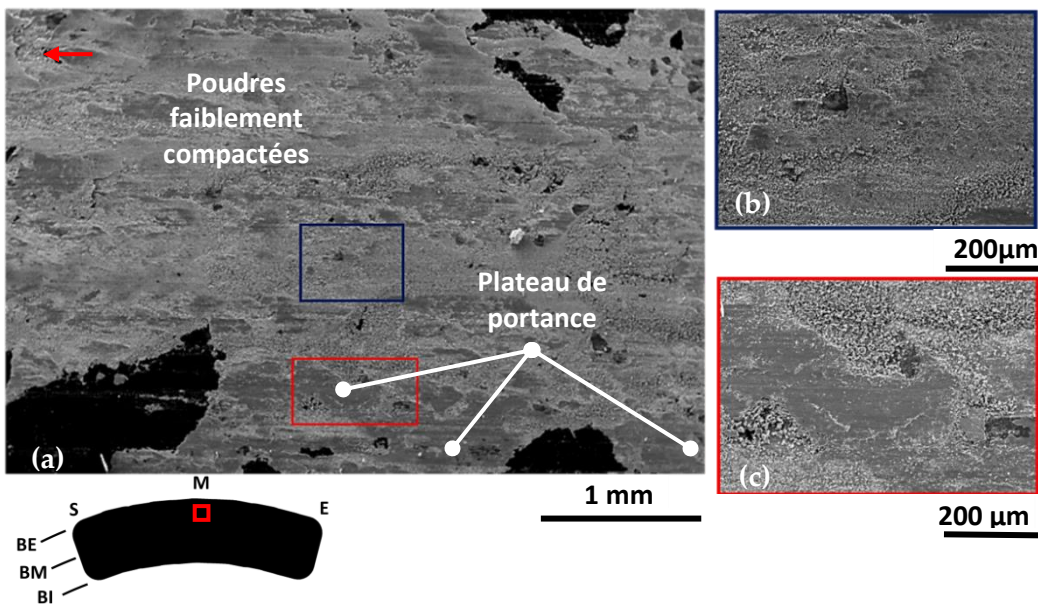


Figure 4.31 Milieu du contact au rayon extérieur : présence de plateaux de portance peu étendus et disséminés et d’un troisième corps pulvérulent, (b) localement compacté, (c) accumulé (G36Sf, zone M, MEB-SE 15 keV)

La **figure 4.32** correspond aux observations du centre du contact. La morphologie générale de la surface est assez comparable à celle observée au rayon extérieur du bloc de sortie de la G36S suite aux essais échelle 1 (**figure 4.17**), caractérisée par une large couverture de la surface par un troisième corps compact, localement marqué par des décohésions, notamment au voisinage de particules de graphite (**figure 4.17-(b)**), qui sont le lieu de piégeage de rares débris et poudre de troisième corps (**figure 4.17-(c)**). La **figure 4.17-(d)** montre des particules céramiques arasées visibles au sein des plaques de portance de troisième corps. Rappelons que la région du bloc de sortie correspond à la plus faible sollicitation thermique de la garniture lors des essais à l'échelle 1. La **figure 3.20** du chapitre précédent montre que le centre du contact est également la région ayant subi la plus faible sollicitation thermique lors des essais à échelle réduite. Ainsi, dans les 2 cas, il s'agit de régions du contact qui ont peu contribué à la dissipation de l'énergie.

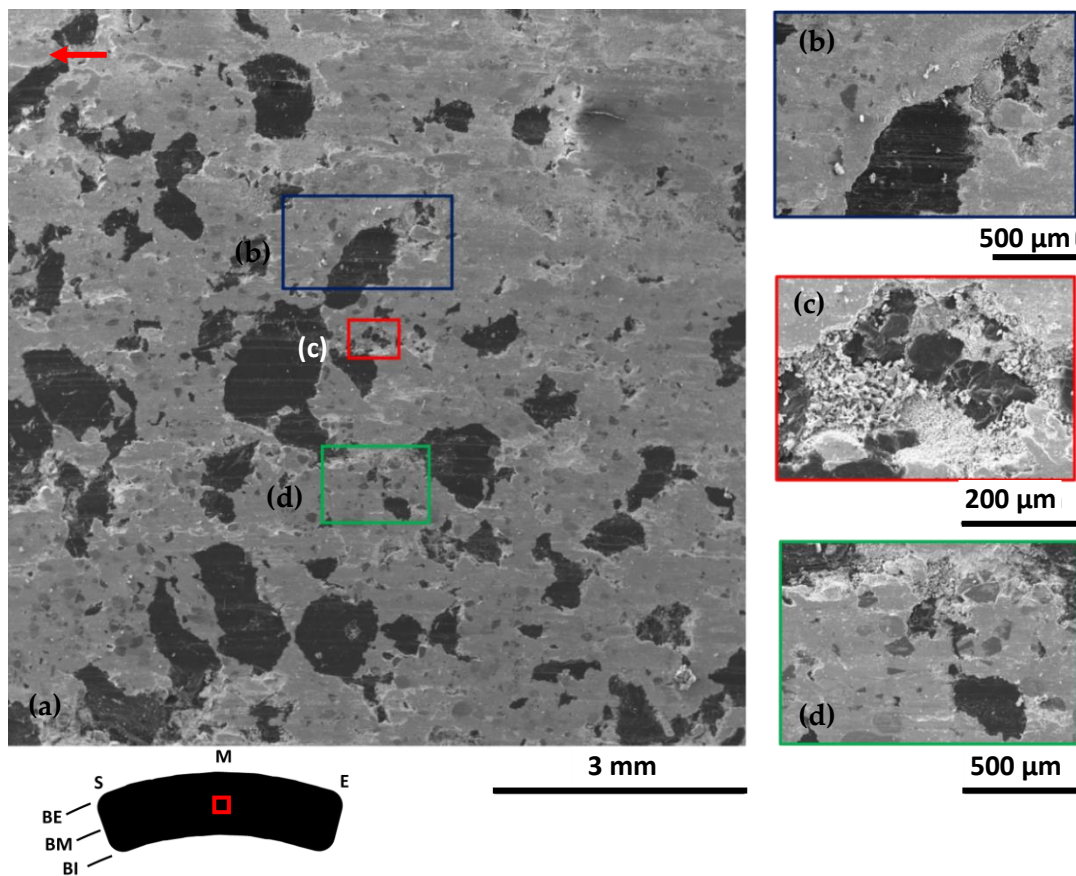


Figure 4.32 Milieu du contact sur le rayon moyen : surface largement couverte d'un troisième corps compact, (b) concavité au voisinage d'une particule de graphite, (c) accumulation de particules dans une concavité, (d) particules de céramiques au sein d'une plaque de troisième corps portant (G36Sf ; zone M, MEB-SE 15 keV)

La région du rayon intérieur du patin présente un aspect très similaire à celui observé au centre du patin : de larges zones de portance constituées de troisième corps compact et quelques zones en concavité accumulant des poudres (**figure 4.33**). Cette région a également peu contribué à la dissipation d'énergie (cf. **figure 3.20** au chapitre précédent).

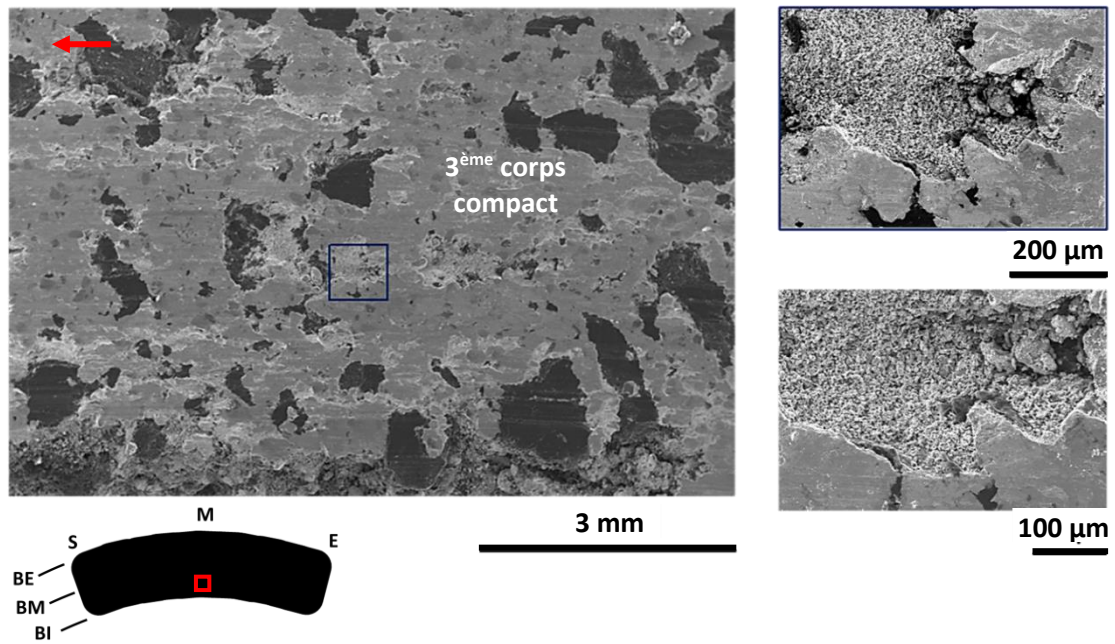


Figure 4.33 Milieu- rayon intérieur de la garniture G36Sf, zone B (MEB- SE)

La **figure 4.34** présente des vues macroscopiques de la surface de l'échantillon, représentatives de la sortie de contact (zone S). La surface est couverte d'une couche compacte de troisième corps constituée des plateaux de portance et de poudres éparses en quantité moins importante qu'en entrée de contact. La présence de ces poudres montre que cette région du contact est relativement ouverte, ce qui s'explique par le basculement du patin sous l'effet de la force de frottement d'une part, par les distorsions thermomécaniques qui tendent à « bomber » le patin et ouvrir ses extrémités. Ces poudres correspondent aux éjections de troisième corps du contact, qui alimentent le débit de recirculation entraîné par la rotation du disque.

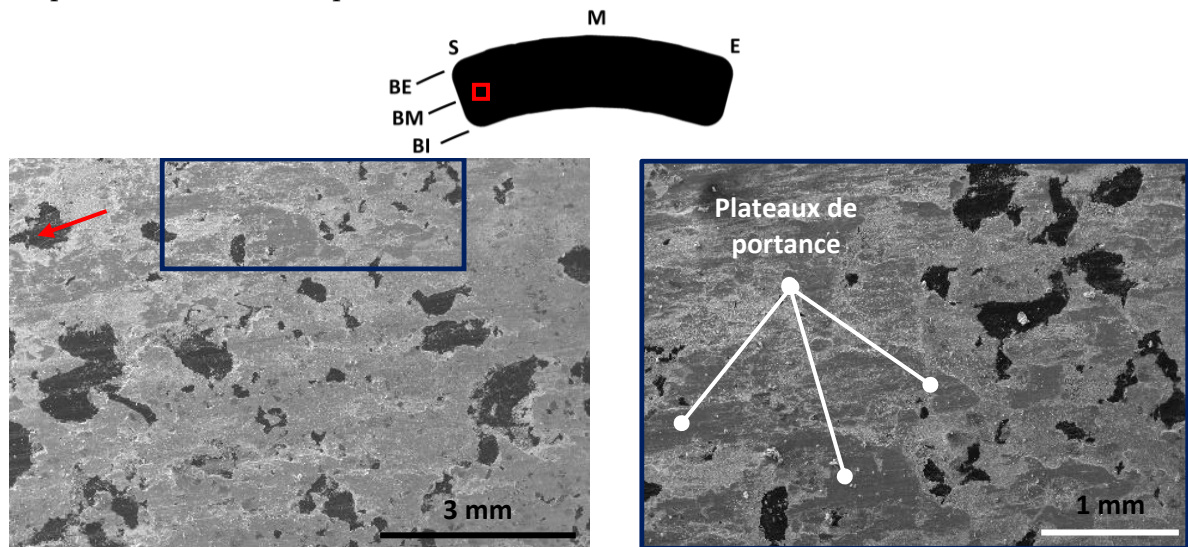


Figure 4.34 Sortie de contact : large couverture de troisième corps et troisième corps pulvérulent (zone S, G36Sf, MEB-SE 15keV)

La **figure 4.35-(a)** montre ces poudres accumulées sur les plaques de portance, à des degrés divers de compaction. L'intermittence de l'ouverture et de la fermeture du contact dans cette zone favorise la formation de la couche compacte de troisième corps par strates comme l'illustre la **figure 4.35-(b)**.

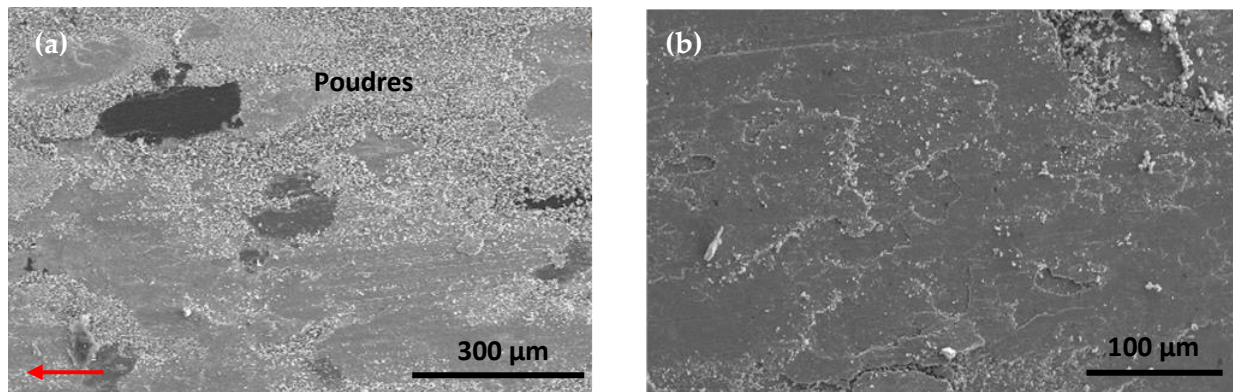


Figure 4.35 Sortie de contact : (a) poudres ; (b) stratification de couches de troisième corps (G36Sf, zone S, MEB-SE 15 keV)

3.3.Conclusion

La caractérisation des surfaces de frottement du disque et de la garniture de l'échelle réduite a montré de nombreux facteurs communs des mécanismes tribologiques engagés à l'échelle 1, en lien avec la sollicitation locale induite par le freinage. D'abord, aux deux échelles, le disque est couvert d'une couche homogène de troisième corps compacte à l'endroit des points chauds alors qu'elle est écaillée entre les points chauds, fragilisée par son épaisseur, les déformations ondulatoires du disque et probablement par une moindre pression de confinement. Ensuite, bien que les températures atteintes par les garnitures ne soient pas les mêmes aux deux échelles, les mécanismes de frottement et d'usure qu'elles connaissent présentent des similitudes. En effet, on observe en entrée et en sortie de contact une accumulation de poudres due aux ouvertures de contact intermittentes favorisées par la dilatation des premiers corps. La souplesse du système de frein plus importante à l'échelle 1 par rapport à celui d'échelle réduite, provoquant des localisations de contact et thermiques plus sévères, expliquent les importantes pertes de matière de la garniture G36S à l'échelle 1 par rapport à l'échelle réduite. Face aux sollicitations de freinage, les mécanismes tribologiques engagés à la surface de la garniture à l'échelle 1 sont variables. Néanmoins, on peut citer certains caractères distinctifs de la réponse tribologique du matériau G36S de formulation à basse teneur en cuivre :

- Le troisième corps est une accumulation de poudres d'oxydes de fer, provenant majoritairement du disque dont la surface est beaucoup plus exposée à l'atmosphère oxydante que celle de la garniture. Les couches de troisième corps formées après compaction qui en résultent sont très adhérentes à la matrice métallique de la garniture s'oxydant également. D'où, des plateaux de portance étendus et très épais par endroits.
- Les quantités de matières du débit recirculant sont telles qu'elles peuvent couvrir les particules de graphite et de céramique. À la surface des graphites, où l'adhérence est réduite, les couches de troisième sont écaillées et ont une durée de vie relativement limitée. Les céramiques favorisent l'accumulation des débris qui précède à la formation des plateaux de portance. Elles peuvent être arrasées durant les freinages.
- Les températures très élevées de l'échelle 1 provoquent la fusion de la matrice métallique conduisant certainement à un effondrement des propriétés mécaniques du matériau de garniture durant les freinages les plus sévères.

4.État du matériau G36S après le programme de freinage TE1

Précédemment, l'état de la surface de frottement de la G36S a été décrit afin de déduire des mécanismes tribologiques. On s'intéresse, désormais, à l'état de la garniture G36S suivant la profondeur en lien

avec des évolutions de propriétés du matériau subséquent aux essais de freinages TE1 (G36SF). Cet état sera dans un premier temps caractérisé par des observations microstructurales et dans un second temps par des essais de compression uniaxiale par corrélation d'images (DIC). Le protocole de compression uniaxiale menée sur la G36SF est strictement le même que celui réalisé par Mann [MAN 2016] sur la garniture G36S neuve et qui a été présenté au chapitre 2 2.1. Deux zones de la garniture de sortie G36S ont été caractérisées. La figure 4.36 précise les zones de prélèvement des échantillons sur le monobloc. Les échantillons sont prélevés au rayon extérieur (compression (1)) et intérieur (compression (2)). Le rayon intérieur a été caractérisé par Serrano [SER 2017]. On rappelle que l'usure du rayon extérieur avoisine les 3.08 mm et est de 2.38 mm au rayon intérieur. Les deux régions connaissent des températures supérieures à 800°C durant le programme TE1.

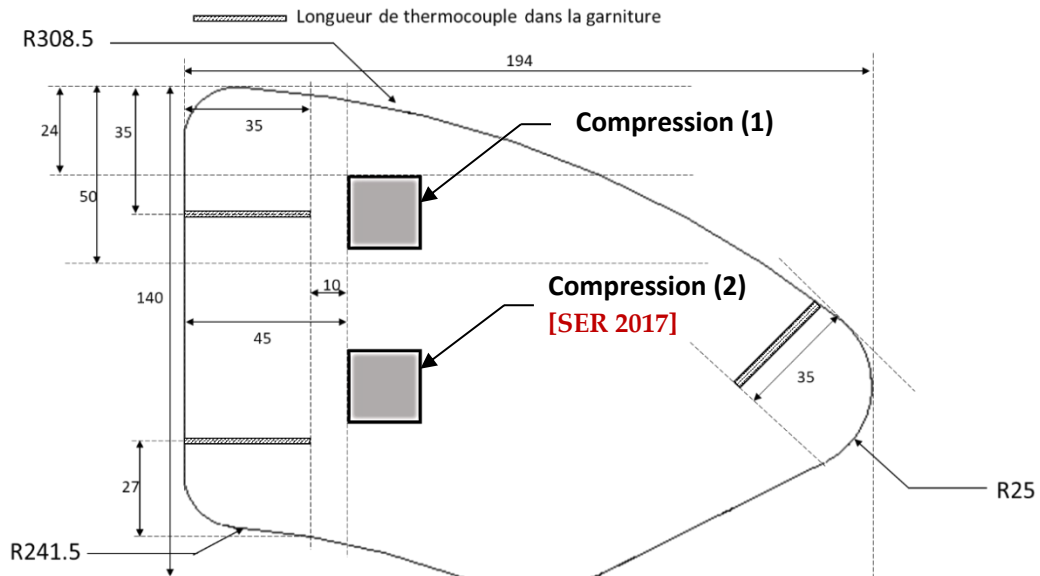


Figure 4.36 Prélèvements de l'échantillon G36S suite à l'essai de freinage E1

4.1. Essai de compression uniaxiale au rayon extérieur de la G36SF

4.1.1. Endommagement de la G36S suite au programme de freinage E1

L'échantillon prélevé au rayon extérieur de la garniture, figure 4.37 est rectifié. La figure présente la face de mesure lors de la compression par corrélation d'images. L'échantillon présente sur cette face une fissure macroscopique à ~5 mm de la surface de frottement. Cette fissure correspond à un alignement de graphites. Le sens de glissement est précisé en rouge.



Figure 4.37 Échantillon de compression G36S prélevé au rayon extérieur (Compression (1))

La **figure 4.38** présente des micrographies de la face d'observation de l'échantillon de compression (1) sur trois zones : au-dessus de la macrofissure (a), en zone de macrofissure (b) et en dessous de la macrofissure (c). Au-dessus de la fissure macroscopique, l'échantillon présente un réseau de microfissures de forte densité dans la matrice métallique et connectées autour des particules de céramiques relativement peu distantes. La macrofissure se propage aux interfaces graphite-matrice métallique et dans la matrice métallique elle-même. En dessous de la fissure macroscopique, en profondeur de la garniture, on retrouve également des microfissures, mais en plus faible quantité (**figure 4.38-(c)**).

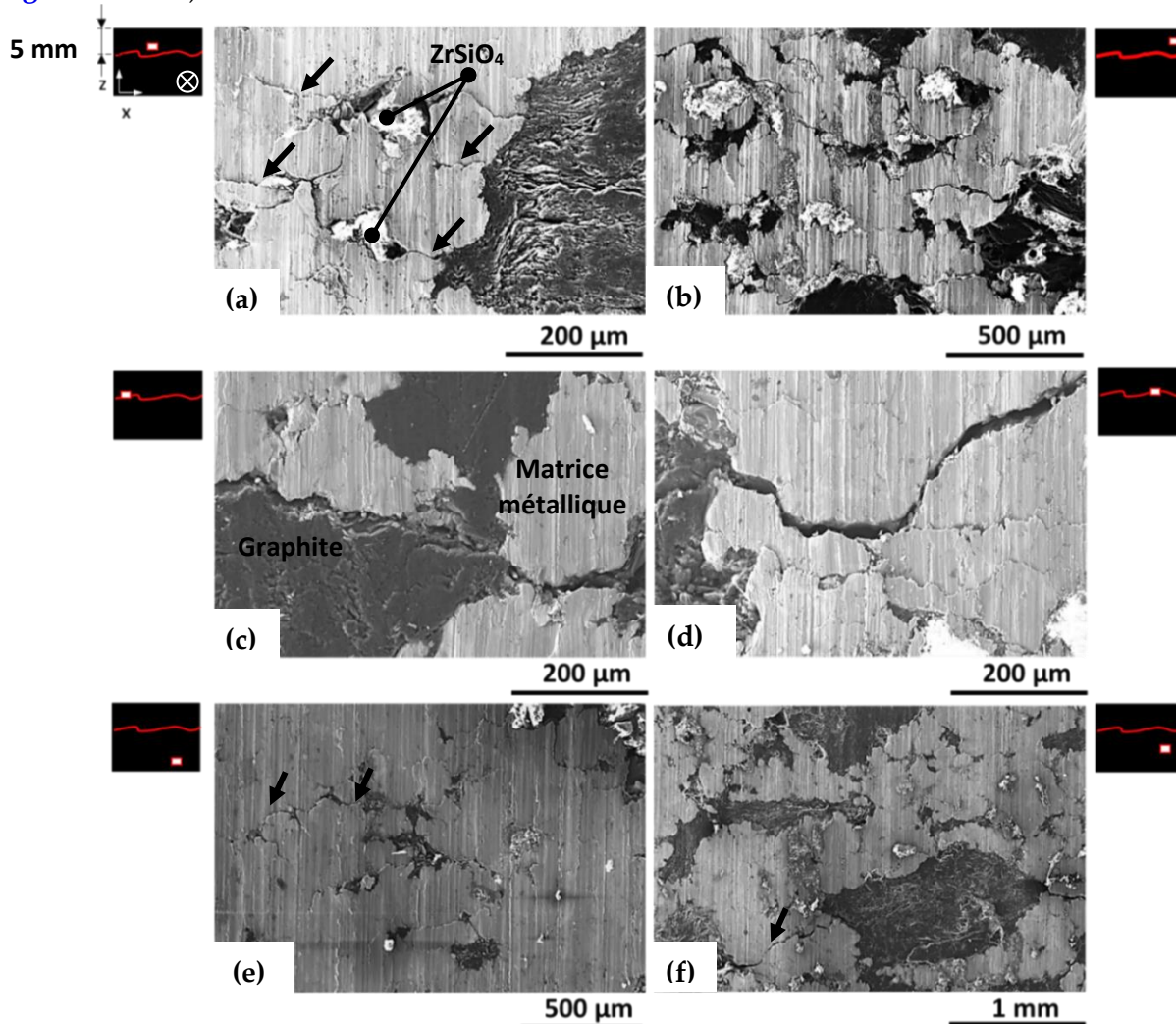


Figure 4.38 Micrographies de l'échantillon de G36SF prélevé au rayon extérieur ; (a) et (b) zone au- dessus de la macrofissure présentant des microfissures parallèles à la surface de frottement ; (c) et (d) fissure macroscopique aux interfaces et dans la matrice métallique ; (e) et (f) zone en dessous de la macrofissure présentant une faible densité de microfissures (G36SF, MEB-SE 15 keV)

4.1.2.Zone de transformations superficielles observées au rayon extérieur

La **figure 4.39** présente des micrographies de l'échantillon de G36SF prélevé au rayon extérieur, à environ 200 μm de la surface de frottement. La coupe micrographique est préparée par attaque chimique au Nital 4 afin de révéler les structures riches en fer. Les observations révèlent une zone affectée thermiquement caractérisée par des densités anormalement élevées de structures lamellaires en proche surface de frottement. Compte-tenu des niveaux de température atteints par la garniture, des refroidissements naturels lents durant le programme de freinage, il s'agit probablement de perlite [DUR 2003] se développant de manière disparate et concentrée autour des graphites.

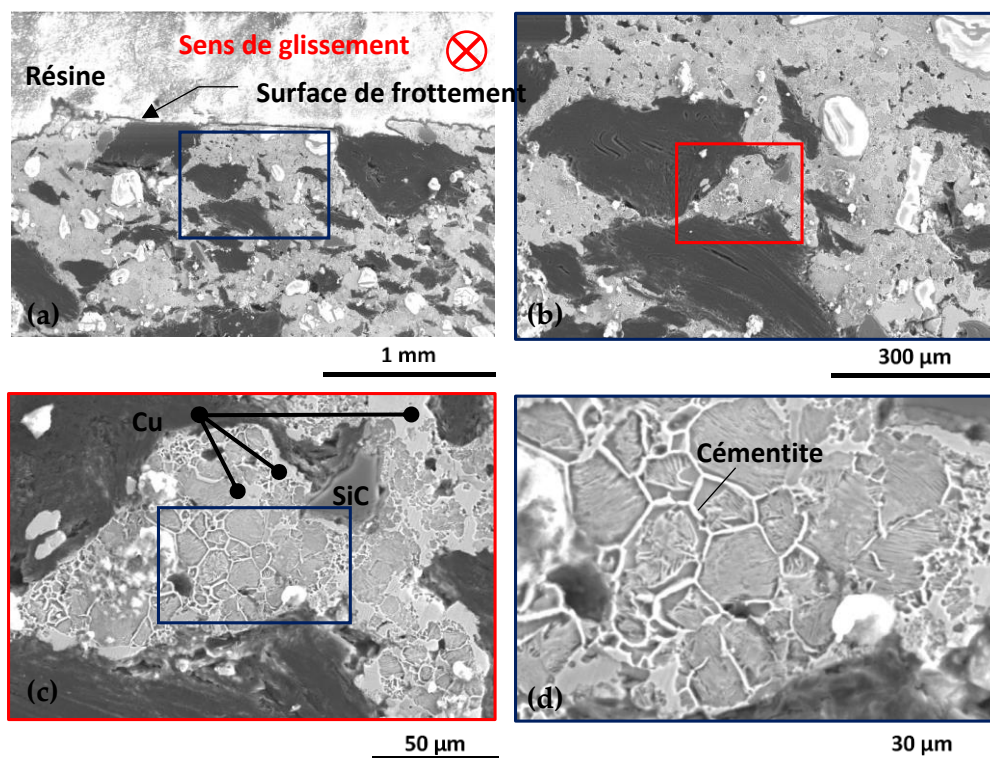


Figure 4.39 Observation en coupe de la G36SF en proche surface de frottement, au rayon extérieur (MEB-SE 20 keV)

La **figure 4.40** présente des micrographies de la garniture G36SF prélevé au rayon extérieur, à plus de 5 mm (a) et à plus de 10 mm (b) de la surface de frottement. Au rayon extérieur, la G36S est affectée thermiquement à plus de 5 mm de la surface de frottement où l'on observe encore de fortes concentrations de perlite. À plus de 10 mm de profondeur de la garniture, la matrice métallique est similaire à celle de la G36S n'ayant pas vu de freinage (cf. **chapitre 2 1.3.3**).

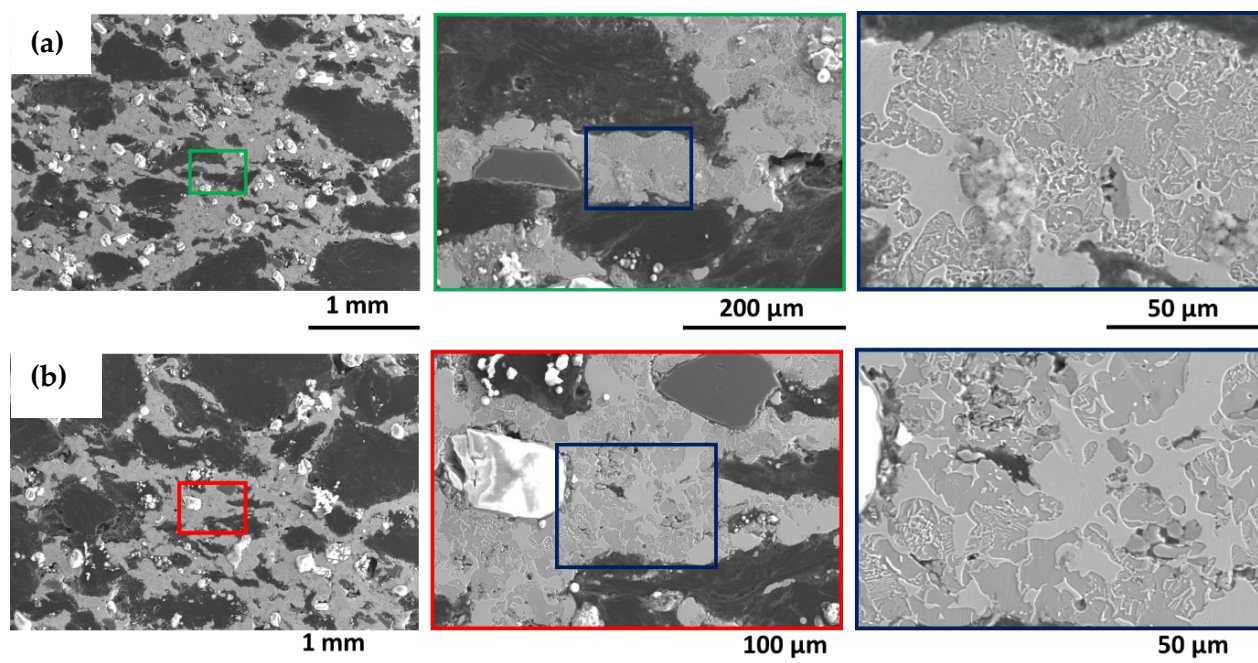


Figure 4.40 Observations en coupe de l'échantillon de G36F prélevé au rayon extérieur (a) à plus 5mm, présentant une forte concentration de perlite, (b) à plus 10mm de la surface de frottement présentant la même microstructure que la G36S (MEB-SE, 20 keV)

4.1.3. Comportement mécanique du rayon extérieur de la G36SF

Dans ce paragraphe, il est proposé d'avoir un aperçu de l'influence des freinages sur les propriétés mécaniques du fritté G36SF dont la microstructure a été caractérisée précédemment. En compression uniaxiale, l'échantillon est soumis à des chargements normaux par paliers successifs de 3 MPa, 5 MPa, 10 MPa, 15 MPa, puis de 20 MPa. Comme pour le matériau neuf, chacun des paliers de chargement est cyclé dix fois. La **figure 4.41-(a)** montre les courbes de contrainte-déformation obtenues par corrélation d'images (moyennes des champs de déformations) sur l'échantillon prélevé au rayon extérieur du bloc de sortie de la G36SF. Le comportement de la garniture est hystérétique en dessous de 10 MPa de chargement. La déformation est toujours élastique et réversible. Le module de compression est quasi-constant. Au rayon extérieur, le matériau G36S semble avoir atteint un niveau de sollicitation thermomécanique ayant conduit à un état d'endommagement plus avancé que celui provoqué par l'essai de compression uniaxiale. Au rayon extérieur, le matériau G36SF est près de trois fois moins rigide que le matériau neuf, avec un module de compression de 1800 MPa contre 5000 MPa à neuf (à 20 MPa de chargement).

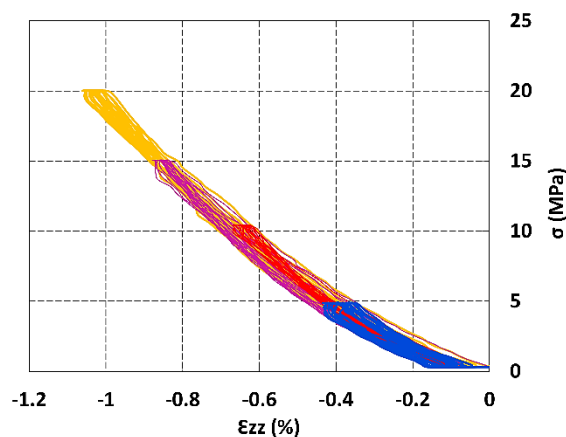
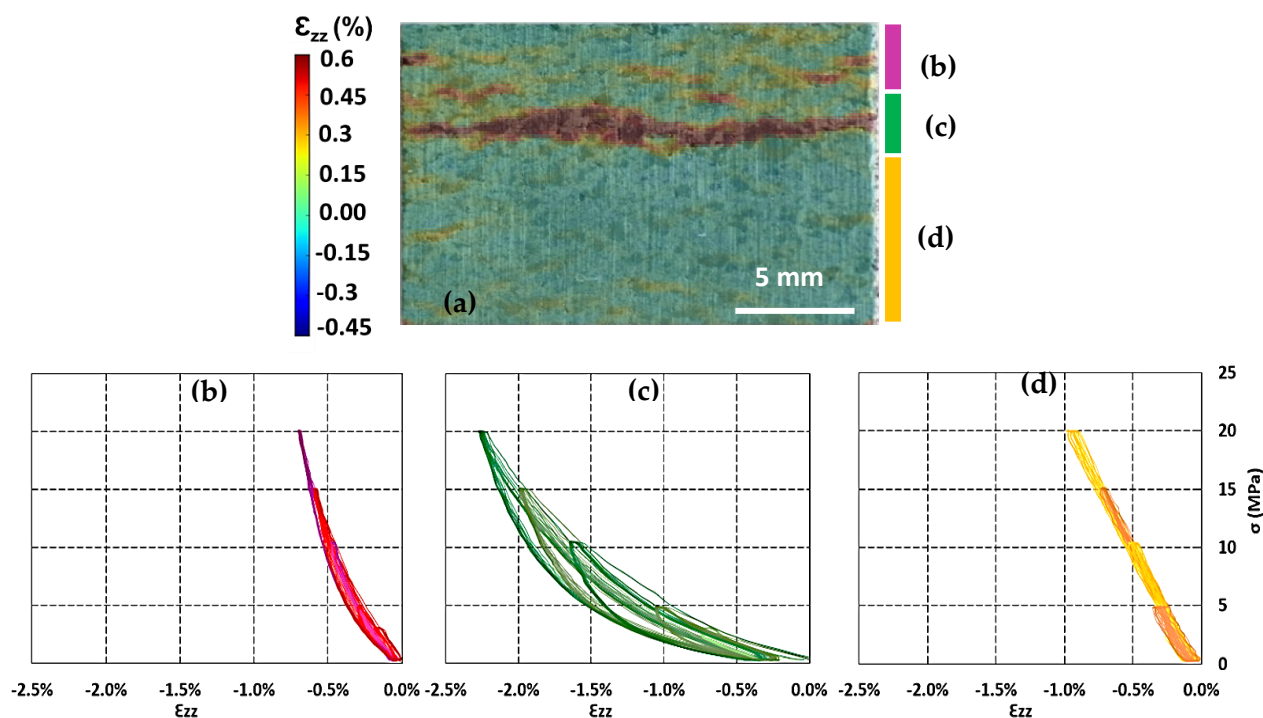


Figure 4.41 Courbes de compression de l'échantillon prélevé au rayon extérieur de la G36SF (compression (1)) à chacun des paliers d'effort du protocole ; ϵ_{zz} , σ : déformations, contraintes normales ; précharge de 0.5 MPa

La **figure 4.42-(a)** représente le champ de déformations à la décharge d'un cycle de compression à 5 MPa. Il est typique de tous chargements confondus, seuls les niveaux moyens de déformations maximums étant dépendants de la charge. En analysant les zones au-dessus et en-dessous de la région de la fissuration macroscopique, **figure 4.42-(b)**, les bandes de déformations caractéristiques de la G36S activées aux alignements des graphites sont observables au palier de chargement le plus bas du protocole de compression. Globalement, trois niveaux de déformations différents sont observés, selon la distance à la surface de frottement.

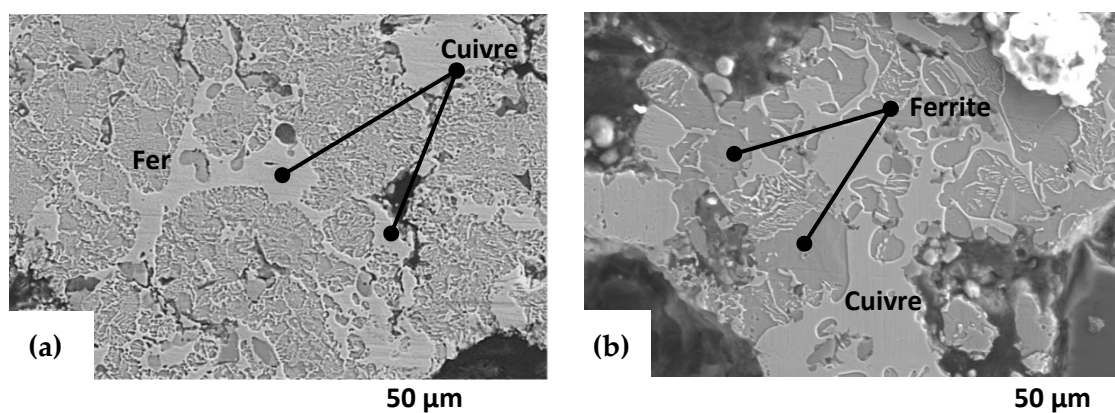
- En proche surface de frottement, la G36SF est plus rigide que le reste de l'échantillon et cela se traduit par une déformation maximale la plus faible. Dans cette zone, à la différence du matériau neuf, les non-linéarités constatées sont très faibles.
- En profondeur de l'échantillon, le matériau G36SF a un comportement élastique linéaire.
- La partie centrale portant cette fissure macroscopique est beaucoup plus souple. Dans cette zone, la G36SF a un comportement élastique non-linéaire et fortement hystérétique.



4.2. Essai de compression uniaxiale au rayon intérieur de la G36SF

4.2.1. Zone de transformations superficielles observées au rayon intérieur

La **figure 4.43** présente la micrographie de l'échantillon prélevé en coupe au rayon intérieur de la G36SF caractérisé en compression uniaxiale par Serrano [SER 2017]. Elle observe une forte concentration de cémentite en proche surface de frottement de l'échantillon (**figure 4.43-(a)**). En profondeur du matériau, les concentrations de cémentite sont proches de celles de la garniture brute de fabrication (**figure 4.43-(b)**). Difficile d'identifier la microstructure exacte du fer. En proche surface de frottement, elle s'apparente à de la perlite, peut-être de la bainite.



4.2.2. Comportement mécanique du rayon intérieur de la G36SF

La **figure 4.44** présente les courbes de contraintes-déformations de l'essai de compression uniaxiale menée par Serrano [SER 2017]. Le matériau accumule des déformations permanentes uniquement au premier chargement de chacun des paliers, à partir de 5 MPa. Quel que soit le chargement, de chacun des paliers d'effort, le domaine élastique est toujours non-linéaire. Passé le premier chargement, le comportement élastique non-linéaire de l'échantillon présente une faible hystérésis à la différence de la G36S neuve.

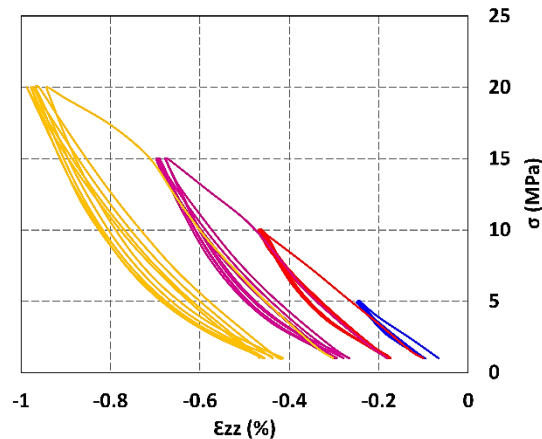


Figure 4.44 Courbes de compression de l'échantillon prélevé au rayon intérieur de la G36SF à chacun des paliers d'effort du protocole ; ϵ_{zz} déformations moyennes ; σ contrainte dans la direction de compression de frittage (compression (2)) ; précharge de 1 MPa [SER 2017]

La **figure 4.45-(a)** présente la répartition des déformations de l'échantillon prélevé au rayon intérieur de la garniture G36SF sous contraintes de compression de 20 MPa [SER 2017]. Comme sur le rayon extérieur (compression (1)), l'échantillon prélevé au rayon intérieur (compression (2)) possède une zone de grandes amplitudes de déformations qui contrastent avec le reste du matériau. Cette localisation est caractérisée par un réseau de bandes de déformations connectées traversant l'échantillon dans le plan parallèle à la surface de frottement. La **figure 4.45-(b)** reporte les courbes de contrainte- déformations de différentes zones de l'échantillon qui sont : pour la première localisée en proche surface de frottement, la seconde caractérisée par une localisation de fortes déformations et pour la dernière localisée en dessous de celle précédemment citée.

- La zone centrale présentant de fortes déformations montre un comportement le plus souple, élastique non-linéaire et hystérétique.
- En profondeur de l'échantillon, on retrouve le comportement élastique non-linéaire avec écrouissage de la G36S neuve.
- En proche surface de frottement, le matériau est plus rigide que le reste de l'échantillon et que la G36S neuve. On n'observe pas d'écrouissage probablement du fait d'une dureté de la garniture G36SF supérieure en proche surface de frottement par rapport au reste de l'échantillon [KOS 2018]. Cette augmentation de la dureté peut s'expliquer par la forte concentration de cémentite observée dans cette zone (cf. **paragraphe 4.1.3**). D'autre part, compte-tenu des températures atteintes supérieures à 800°C à 3 mm en dessous de la surface de frottement, au rayon intérieur de la G36SF, ce durcissement peut également s'expliquer par la fusion et la re-solidification rapide de bronzes dont des traces ont été retrouvées en surface de la garniture G36SF dans cette zone (cf. **paragraphe 2.2.1**).

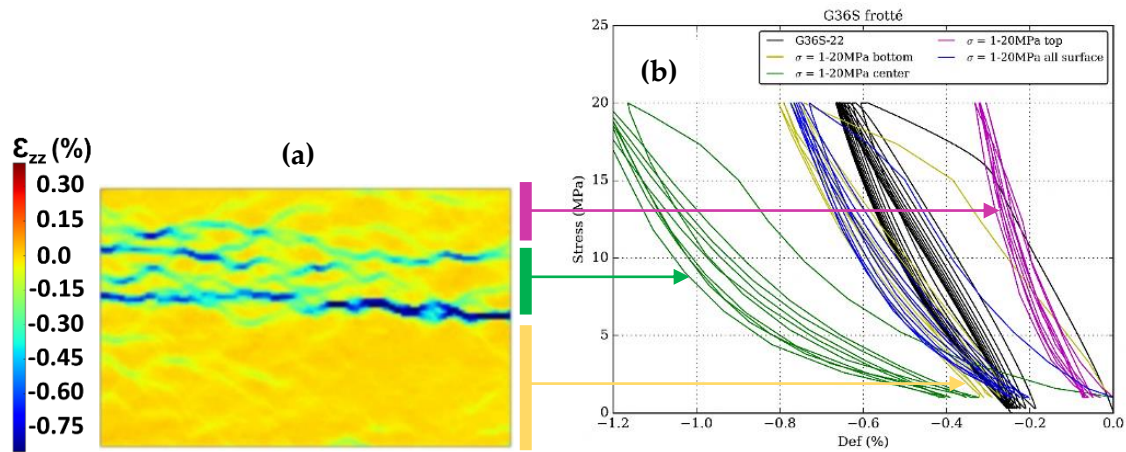


Figure 4.45 (a) Champs de déformations sous compression (2) chargement de 20 MPa de la G36S complète (b) courbe contrainte-déformation ; précharge de 1 MPa [SER 2017]

4.3. Comparaison entre les prélèvements rayon intérieur et extérieur

Dans la forme, les deux échantillons présentent des signes d'endommagement et de transformation métallurgique similaires. Plus on se rapproche de la surface de frottement, plus le taux de perlite dans la matrice métallique est élevé. Les températures du programme de freinage TE1 activent probablement la diffusion du carbone dans le fer de la matrice métallique (cf. diagramme fer-carbone). Dans les deux zones de prélèvement de la garniture G36SF, les échantillons sont très endommagés entre 3 et 5 mm de la surface de frottement. La [figure 4.46](#) compare le comportement des échantillons G36SF en compression uniaxiale. La garniture G36SF montre un comportement mécanique hétérogène.

- Le rayon intérieur est plus rigide que le rayon extérieur, accumule des déformations permanentes et s'écrouit au premier chargement de chacun des paliers d'effort du protocole. Passé le premier chargement, le comportement est élastique non-linéaire qui, à la différence de la G36S neuve, est faiblement hystérétique.
- Au rayon extérieur, le comportement de la G36SF est élastique non-linéaire, sans écrouissage et faiblement hystérétique, passé les 10 MPa de chargement.
- Au chargement, sur les matériaux ayant connu un programme de freinage, l'élasticité non-linéaire résulte principalement de la réponse des fissures. Le comportement non-linéaire à la décharge s'explique principalement par celui des graphites [SER 2017]. L'écrouissage positif résulte de la plastification de la matrice métallique avec endommagement, durant l'essai de compression [MAN 2016]. Lorsqu'on n'observe pas de domaine de plastification, alors le matériau possède une résistance élastique supérieure à la sollicitation du protocole de compression.
- L'hétérogénéité du comportement mécanique en compression uniaxiale de la G36SF permet de déduire qualitativement les niveaux de sollicitation de freinage d'une région de la garniture par rapport à une autre. Elle ne s'explique pas uniquement par les températures qui, pour rappel sont à 2 mm de la surface de frottement proches sur les deux rayons de la garniture G36SF. Elle s'explique en plus par des niveaux de sollicitation mécanique et thermomécanique qui dépend de paramètres du système (basculement, vitesse de glissement en fonction du rayon, longueur de frottement, etc.).

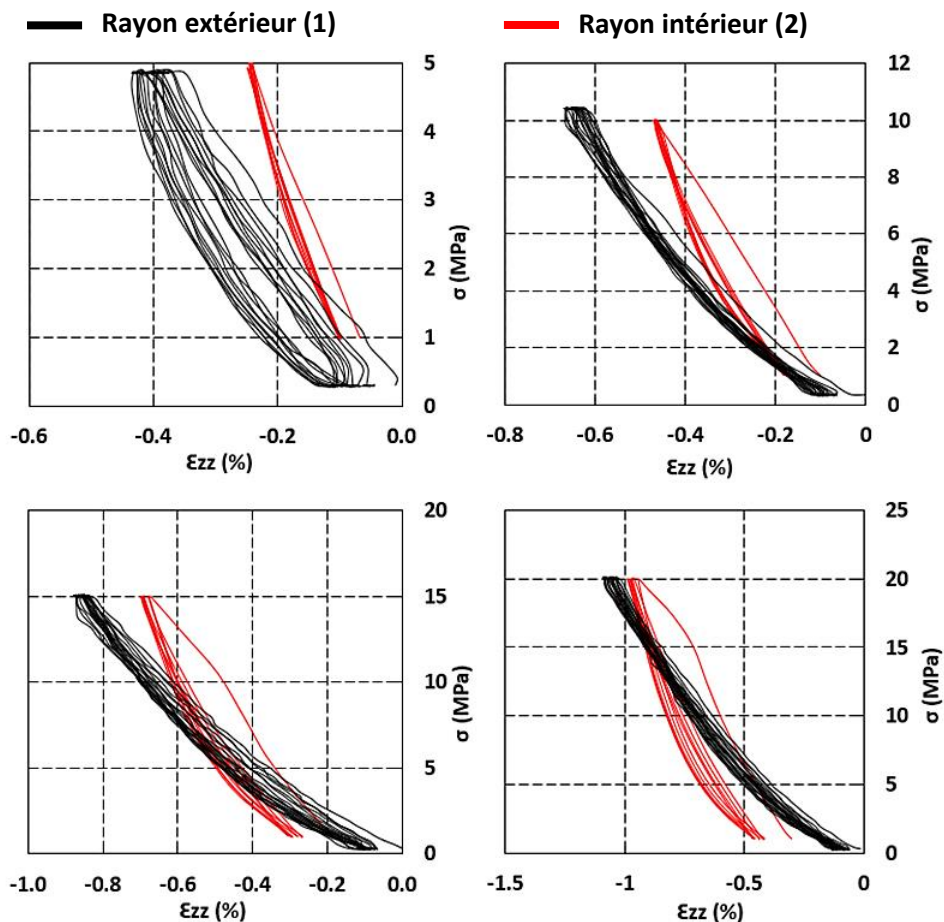


Figure 4.46 Courbes de compression de l'échantillon prélevé au rayon intérieur [SER 2017] et extérieur de la G36SF à chacun des paliers d'effort du protocole 5 MPa à 20 MPa ; ε_{zz} déformations moyennes ; σ contrainte dans la direction de compression de frittage

4.4. Conclusion

En conclusion, des caractérisations précédentes, il ressort d'une part que les sollicitations subies par la garniture durant un programme de freinage relativement sévère modifient le comportement mécanique de la garniture G36S. En effet, à l'issue du programme à l'échelle 1, ces modifications du comportement mécanique sont causées par :

- l'endommagement par fissuration. Certains facteurs microstructuraux de la garniture G36S la prédisposent à cet endommagement (cf. [paragraphe 2.2.1](#)).
- En haute température, avec la fusion de la matrice métallique, les propriétés mécaniques de la garniture s'effondrent durant les freinages les plus sévères.
- des transformations métallurgiques en proche surface de frottement. On a pu également observer un durcissement structural de la zone en proche surface de frottement associé à une augmentation du taux de perlite/cémentite. Le durcissement est un facteur également propice à la fragilisation du matériau de garniture de frein G36S.

Il ressort d'autre part, que l'état d'endommagement de la garniture est hétérogène, comme doit également l'être la sollicitation de freinage pour des raisons structurales, ce qui conduit à une dispersion de comportement.

5. Conclusion

L'objectif du chapitre était d'aller au-delà des aspects des performances tribologiques d'une garniture tels que les coefficients de frottement moyen, d'un intérêt certain dans un contexte de validation, cependant limités lorsqu'on veut comprendre la réponse des matériaux et des surfaces face aux sollicitations de freinage. La garniture G36S de formulation simplifiée des développements industriels est performante, mais connaît une usure catastrophique durant les essais. Il paraît intéressant d'identifier les points limitants de cette formulation simplifiée qui peuvent être extrapolés à une formulation industrielle. On en profite pour poursuivre la comparaison des programmes réalisés aux deux échelles définies suivant la méthode de changement d'échelle, d'un point de vue tribologique.

Des analyses post-mortem des surfaces de frottement, on peut déduire les mécanismes tribologiques activés aux interfaces G36S/acier pendant les freinages.

- Aux deux échelles, on retrouve dans le circuit tribologique, certains aspects déjà connus des garnitures frittées métalliques, tels que la faible adhérence du troisième corps sur les graphites et l'accumulation de ce dernier autour des céramiques arrasées.
- Aux deux échelles, l'importante quantité d'oxydes du disque constitue la source principale des débits recirculants et internes de la garniture. Cette dernière, contenant également une quantité significative de fer, s'oxyde mais plus faiblement. L'adhérence de ces oxydes sur la matrice métallique de la garniture favorise le développement de couches de troisième corps relativement épaisses. L'accumulation et le compactage d'oxydes précédant la formation de couches de troisième corps compact sont conditionnés par les ouvertures de contact intermittents. La couche de troisième corps protège le premier corps. Cependant, plus elle est épaisse, plus elle est fragile.
- Enfin, uniquement à l'échelle 1, les températures atteintes ayant été très élevées provoquent la fusion de bronzes contenus dans la matrice métallique de la G36S, dont des traces ont été retrouvées en surface de frottement. Durant, les freinages les plus sévères du programme, la fusion du matériau réduit très certainement les propriétés mécaniques du matériau.

En volume, ces réactions sont avec les gradients de température suivant l'épaisseur de la garniture et le durcissement structural observé en proche surface de la garniture G36S, des facteurs d'endommagement. L'état d'endommagement est hétérogène au travers de la garniture, car il dépend de la sollicitation de freinage qui pour des raisons structurelles est-elle aussi quantitativement hétérogène.

Chapitre 5 Essais de frottement et analyses vibroacoustiques

C'est dans le freinage automobile que la problématique du crissement fut le plus largement explorée sur le plan expérimentale et numérique pour des raisons de confort client, car le crissement n'indique en rien une défaillance du système. En ferroviaire, cette problématique est une préoccupation relativement récente du fait des nouvelles normes de réduction de bruit des trains en général. Le phénomène concerne le contact roue-rail et les freins à disque qui sont en grande partie responsables des nuisances sonores occasionnées par le train à l'entrée des gares. Cette problématique fait encore l'objet de nombreux travaux, car n'arrive pas à expliquer les causes du déclenchement du phénomène. Aucune méthode analytique ou numérique ne permet ni de prédire la propension au crissement d'un système réel avec certitude, ni d'identifier son origine de manière fiable afin de pouvoir y remédier. La méthode de prévision la plus admise s'appuie sur un critère d'instabilité : le couplage de modes. Cette méthode est généralement complétée par des analyses modales expérimentales et permet ainsi de discriminer des composants système dont les modes de déformation sont susceptibles de fusionner, de déstabiliser le système et donc de conduire au crissement. Outre cette condition système, les travaux les plus récents insistent sur l'importance de la tribologie des interfaces sur le déclenchement des instabilités. Il s'agit dans cette étude expérimentale d'apprécier la propension au crissement des matériaux de friction à matrice métallique et de pouvoir l'associer à des comportements tribologiques propres, évalués sur un système mécanique simple de type pion-disque, via des essais de frottement répétés. Trois matériaux seront mis en situation de « vibrations induites par frottement » : la G35 référence historique, la G36-002 prototype de développement de la nouvelle base de formulation à basse teneur en cuivre, la G36S le matériau de formulation simplifiée et le matériau G36SF qui a subi les essais de freinage à l'échelle 1 (TE1).

| | |
|---|------------|
| CHAPITRE 5 ESSAIS DE FROTTEMENT ET ANALYSES VIBROACOUSTIQUES | 142 |
| 1. Banc d'essai | 144 |
| 1.1. Pilotage du banc | 145 |
| 1.2. Analyse modale expérimentale du montage | 146 |
| 2. Instrumentation | 147 |
| 2.1. Mesures réalisées durant les essais | 147 |
| 2.2. Examen des surfaces de frottement | 148 |
| 3. Protocole | 149 |
| 3.1. Protocole de rodage | 149 |
| 3.2. Protocole d'essai | 149 |
| 3.3. Rappels des matériaux de l'étude expérimentale | 150 |
| 4. Résultats | 151 |
| 4.1. Matériau G35 | 151 |
| 4.1.1. Évolutions des surfaces du matériau G35 | 151 |
| 4.1.2. Températures et frottement moyen G35 | 155 |
| 4.1.3. Signature vibroacoustique du matériau G35 | 156 |
| 4.2. Matériau G36-002 | 159 |
| 4.2.1. Évolutions des surfaces G36-002 | 160 |
| 4.2.2. Températures et frottement G36-002 | 164 |
| 4.2.3. Signature vibroacoustique G36-002 | 164 |
| 4.3. Matériau G36S | 171 |
| 4.3.1. Évolutions des surfaces G36S | 171 |
| 4.3.2. Températures maximales et frottement moyen G36S | 175 |
| 4.3.3. Signature vibroacoustique G36S | 176 |
| 4.4. Matériau G36SF | 180 |
| 4.4.1. Évolution des surfaces du matériau G36SF | 180 |
| 4.4.2. Température maximale et frottements G36SF | 184 |
| 4.4.3. Signature vibroacoustique du matériau G36SF | 184 |
| 5. Conclusion | 187 |

1. Banc d'essai

Le banc d'essai utilisé pour cette étude est le dispositif appelé CrisMat (figure 5.1), spécifiquement conçu au LML/LaMcube pour l'étude du crissement par Duboc et al. [DUB 2013]. C'est un tribomètre rotatif à axe vertical dont le comportement dynamique est limité à celui d'un disque et d'un assemblage lame-pion.

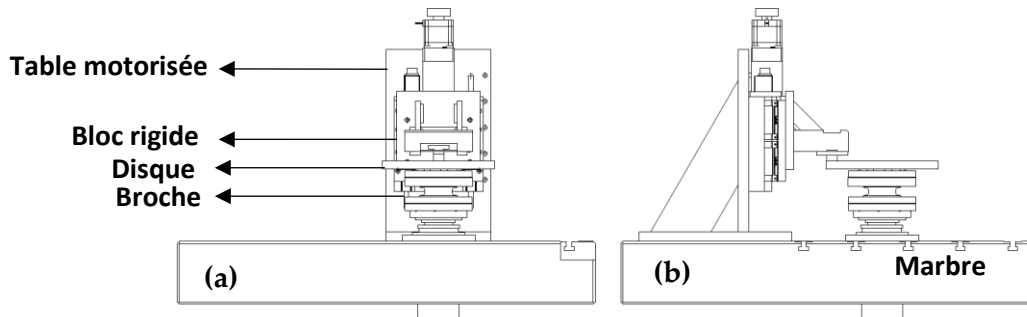


Figure 5.1 Banc CrisMat (a) vue de face ; (b) vue de profil

Le disque (figure 5.2) est monté sur la broche verticale par serrage (6 vis). Il est en acier SVC 15CrMoV6 de 107 mm de rayon extérieur, 80 de rayon intérieur et 15 mm d'épaisseur. La piste de frottement mesure 27 mm.

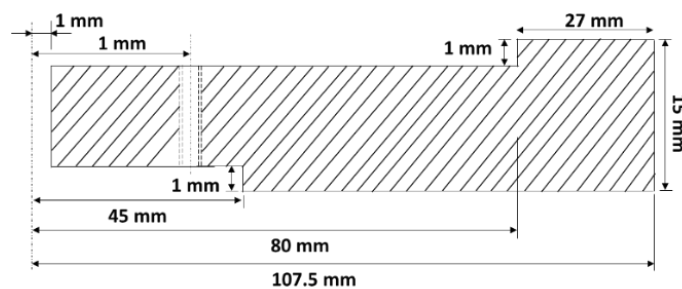


Figure 5.2 Géométrie du disque

Le pion prélevé par découpe au fil (sans lubrification) dans des garnitures de frein est de section carrée de 20 mm de côté et de 22 mm de hauteur. Il est collé sur un support en acier et sa surface de contact est rectifiée. La figure 5.3 schématise le comportement bien connu de la lame lors de la mise en contact du pion sur le disque en rotation. La translation du bloc rigide entraîne la lame flexible (acier) et le pion qui lui est solidaire. Une fois le pion en contact avec le disque, l'élasticité de lame et le déplacement du bloc rigide assure l'application de la force normale. Le pion a tendance à basculer sous l'action de l'effort tangentiel.

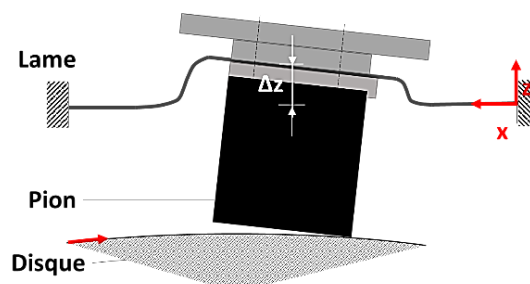


Figure 5.3 Représentation schématique de la déformation de la lame durant le frottement ; la flèche rouge indique le sens de glissement

1.1.Pilotage du banc

Pour piloter les essais en effort normal, on corrèle la déflexion totale de la lame (ΔZ) par rapport à son encastrement dans le bloc rigide à une force déterminée par un capteur de force ponctuel. La calibration de la force normale est réalisée in-situ, en différents points de contact, désignés par les abréviations S, M, E (respectivement Entrée, Milieux, Sortie) et aux abréviations BE, BM, BI (respectivement Bord Extérieur, Bord Milieux et Bord Intérieur) qui sont décrits sur la **figure 5.4**.

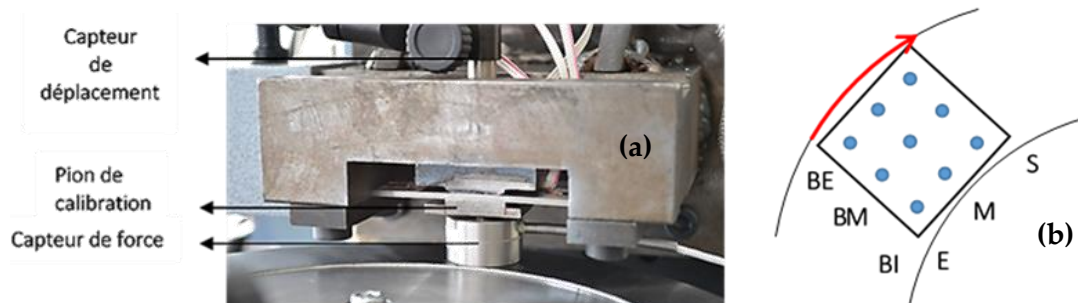


Figure 5.4 (a) Calibration ; (b) points de calibration de la force en fonction repérés sur le pion de calibration

À chaque point de mesure, le rapport entre l'effort mesuré et le déplacement imposé permet de déterminer un « coefficient de rigidité ». La **figure 5.5** présente un résultat de calibration. Les coefficients enregistrés aux différents points de contact sont assez homogènes. On en déduit que la localisation du contact a probablement peu d'influence sur l'amplitude du chargement. On retient un coefficient de rigidité moyen d'environ 1200 à N/mm. Le déplacement imposé est traduit en effort via cette calibration.

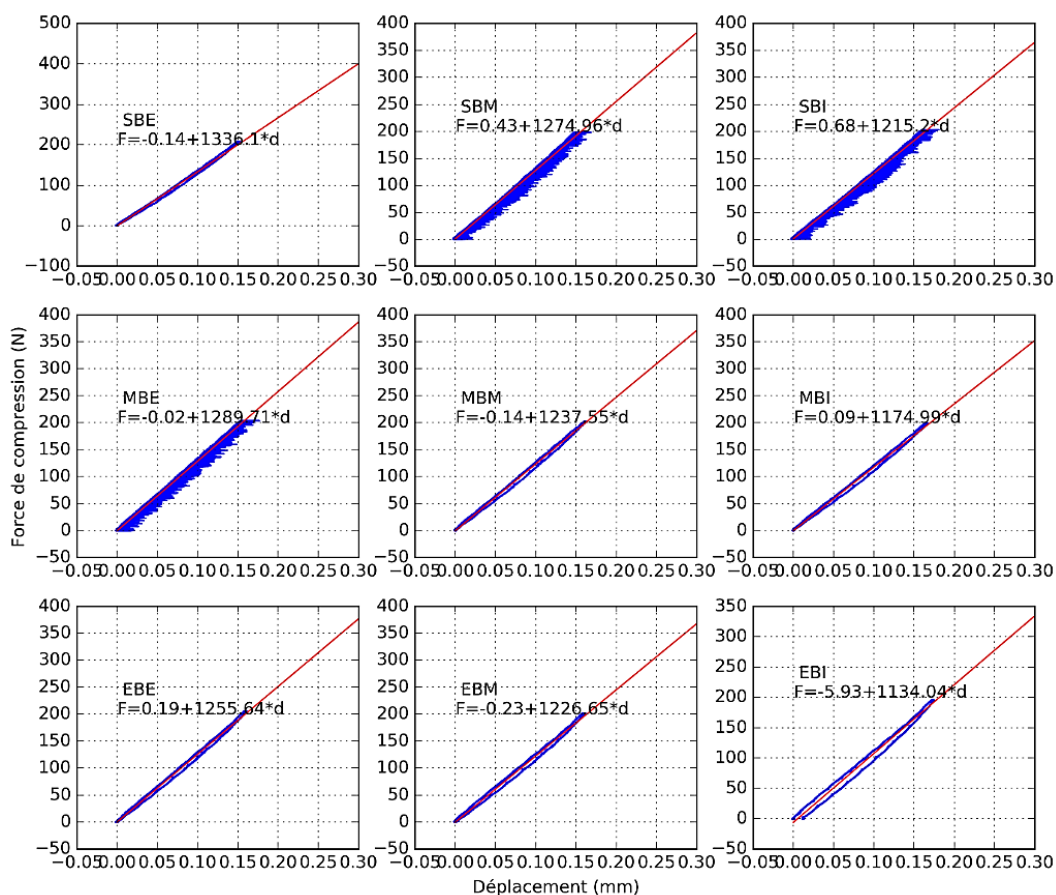


Figure 5.5 Exemple de résultat de rigidité de calibration à différents points de contact

1.2. Analyse modale expérimentale du montage

On réalise des analyses modales expérimentales (marteau de choc) du disque et du pion en condition de « contact ouvert ». La **figure 5.6** présente les fréquences propres et les modes de déformation des éléments du système. La représentation des déformées sont issues de calcul d'analyse modale complexe qui confirme assez bien les résultats expérimentaux. Les modes de déformation hors plan du disque sont précisés sous la forme (n, m), où n et m désignent le nombre de diamètres et de cercles nodaux du disque. Les modes de déformations du disque couvrent une large gamme de fréquences allant de 1.8 kHz à 11kHz. Les fréquences propres du pion sont basses et comprises entre 670 Hz et 1104 Hz et impliquent trois modes qui sont surtout liés à la déformation de lame. Ces résultats sont similaires à ceux qu'observaient Duboc sur le dispositif CrisMat [DUB 2012].

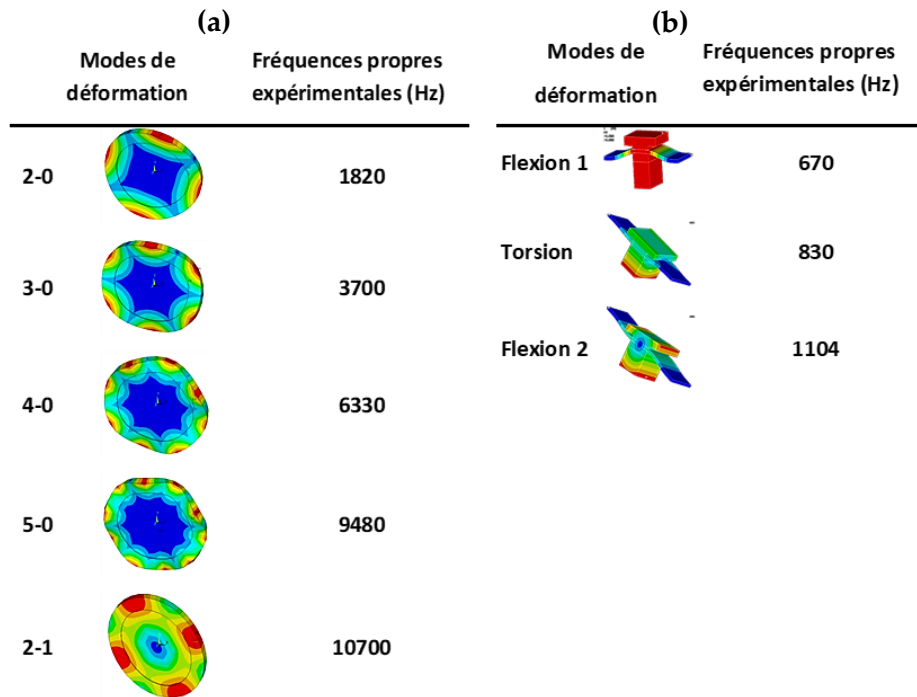


Figure 5.6 Identification des modes de déformations (a) disque et (b) du pion sans contact

En condition de « contact fermé », sous chargement de 400 N, Duboc réalise des analyses modales expérimentales. Il maille le pion et le disque dont chacun des nœuds est impacté. Il recueille les accélérations du disque au point diamétralement opposé au contact. La **figure 5.7** montre la FFT d'un des relevés. Le contact rend le système non symétrique et produit des modes doubles : (3-0) ± et (4-0) ±, de fréquences propres respectives de 3.8 kHz et de 6.25 kHz. Ces fréquences impliquent des modes hors plan du disque (déformées de trois ou quatre diamètres) et de la garniture (flexion 2 et torsion). Ces modes peuvent potentiellement favoriser les instabilités vibratoires.

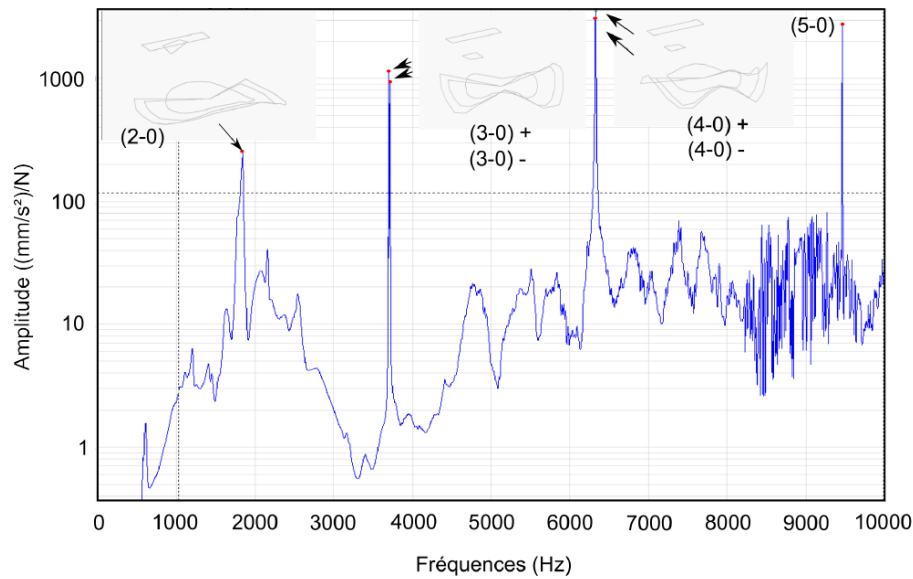


Figure 5.7 Analyse modale expérimentale (marteau de choc) du système en contact fermé et sous chargement imposé de 400N pour une surface apparente de pion de 20mmx40mm : FFT du disque quel soit le point d'impact sur le disque ou sur le pion, les pointés rouges désignent les fréquences de modes doubles [DUB 2012]

2. Instrumentation

2.1. Mesures réalisées durant les essais

La **figure 5.8** présente l'ensemble de l'instrumentation de l'essai.

- Les émissions acoustiques sont mesurées grâce à deux microphones (1). Le premier est un 1/2" champ-libre, d'une sensibilité de 50 mV/Pa permettant une mesure jusque 110 dB, le second est un 1/4" champ-libre, d'une sensibilité de 2mV/Pa permettant une mesure jusque 165 dB. Ils sont placés à 20 cm du centre du disque.
- Les déplacements normaux (verticaux) du pion durant l'essai sont mesurés par des capteurs à courant de Foucault (2). Mesurés en entrée de contact et en sortie de contact, ces déplacements de la face supérieure du pion permettent également d'évaluer son inclinaison durant le frottement (basculement). Enfin, comme on l'a vu précédemment, cette mesure permet de déduire l'effort normal.
- On mesure l'échauffement du pion (3) à l'aide d'un thermocouple placé dans l'échantillon au centre du pion et à 2 mm sous la surface de frottement.
- Le couple est mesuré sans contact via un couplemètre capacitif (couplemètre HBM T40) installé autour de la broche sous le disque. La mesure permet de déterminer le frottement au rayon moyen. Le frottement varie de $\pm 5\%$ en fonction du rayon de portance.

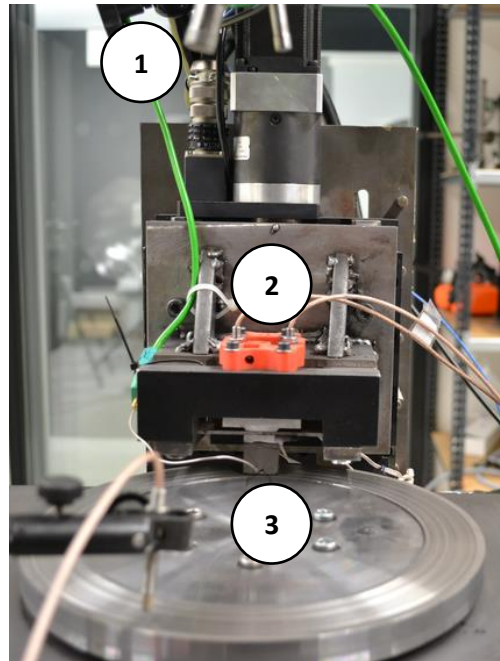


Figure 5.8 Vue de face du banc CrisMat, (b) détails de l'instrumentation

2.2.Examen des surfaces de frottement

Pour juger de l'avancement du rodage, mais également comme moyen d'examiner qualitativement l'évolution des surfaces des matériaux, l'essai est jalonné de plusieurs prises de photos des surfaces de frottement. L'appréciation de « l'état de surface » du pion est macroscopique et réalisée en déplaçant verticalement la table motorisée, sans démonter l'échantillon, à l'aide d'un miroir.

La répartition des pressions de contact pion-disque est également mesurée à l'aide d'un film de pression après les différentes séries du programme à charge imposée de 200 N. L'image pixélisée ci-[figure 5.9-\(b\)](#) est une acquisition de la répartition de pression du contact disque-garniture. La résolution est de 1.27x1.27 mm est macroscopique. Par la suite, cette échelle numérique est calibrée par rapport à la pression apparente.

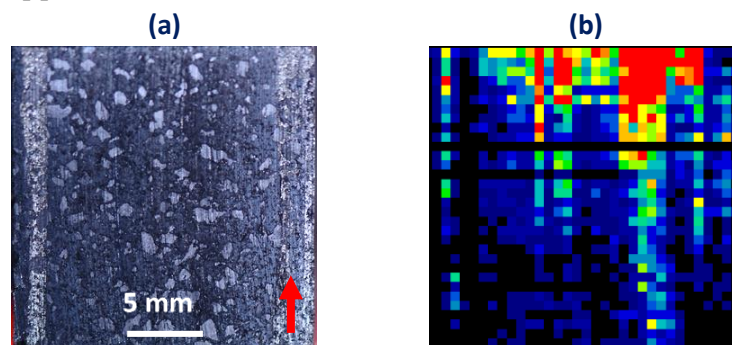


Figure 5.9 (a) Photo de la surface d'un échantillon et (b) mesure de répartition de pression correspondante

3. Protocole

3.1. Protocole de rodage

À l'échelle 1, il est courant de roder le disque et la garniture par des freinages de basses énergies. Cette opération permet de conformer les surfaces de contact, et de les « conditionner » d'un point de vue physico-chimique (oxydation). La **figure 5.10** résume les procédures de rodage appliquées dans nos essais. Il consiste en la succession de séquences de frottement répétées à vitesse constante (900 tr/min) et sous un déplacement imposé correspondant à une charge normale équivalente de 200 N, avec des phases alternant successivement contact et refroidissement de 30s chacune. Dans ces conditions, deux critères de fin de rodage sont à satisfaire :

- un contact réalisé à 80% de la surface évalué par examen visuel et par mesure de répartition de pression,
- et une température de 200°C à 2 mm de la surface de frottement atteinte une fois au moins au cours du rodage.

Avant de commencer les séquences d'essai, on force le contact en sortie, par rapport à la direction de glissement, dans le but de compenser le basculement du pion vers l'entrée de contact. En effet, ce comportement trop prononcé favorise l'abrasion du disque et mène à des excitations dynamiques qui sortent du cadre de l'étude (arcs-boutements, vibrations basses fréquences ...).

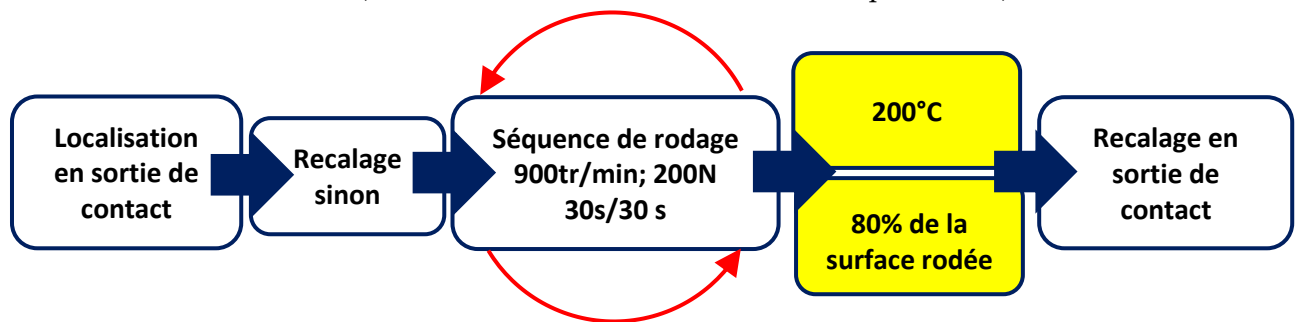


Figure 5.10 Méthodologie de rodage avec en jaune les critères de fin de rodage : 200°C atteint au moins une fois au cours du rodage et 80% de la surface rodée (examen visuel de la couverture des surfaces de frottement par des dépôts)

3.2. Protocole d'essai

Des essais préliminaires ont été réalisés sur les différents matériaux de garnitures frittées métalliques présentés dans cette thèse. On retrouvera les détails de cette campagne en **annexe D.1**. L'essai préliminaire balayait des paramètres de vitesse et de force appliquée variés, dans le but de choisir des conditions d'essais des campagnes suivantes. Dans le cadre de ces essais, le système CrisMat montre une bonne reproductibilité vibratoire et crisse de manière stabilisée, durant les séquences dont les paramètres de chargements normaux équivalent à 0.5 MPa de pression apparente. C'est en moyenne la pression apparente que connaît une garniture ferroviaire en condition ordinaire de service. La vitesse de glissement choisie est basse, de l'ordre de 2 m/s (200 tr/min). Ce choix est pertinent dans la problématique de crissement des trains à l'entrée des gares.

Ces paramètres de pression et vitesse de glissement ont été retenus pour le protocole final qui comporte au moins 8 séries de 20 séquences répétées de frottement chacune (**figure 5.11**). Chaque séquence est un cycle composé d'une phase de contact durant 30s, suivie d'une phase de latence, contact ouvert, de même durée. Chaque série est initialisée à température ambiante. Entre chaque série, le suivi de l'évolution de surface et de la pression de contact est réalisée par examen visuel des surfaces (photos) et par mesure de répartition de pression en contact fermé (film de pression).

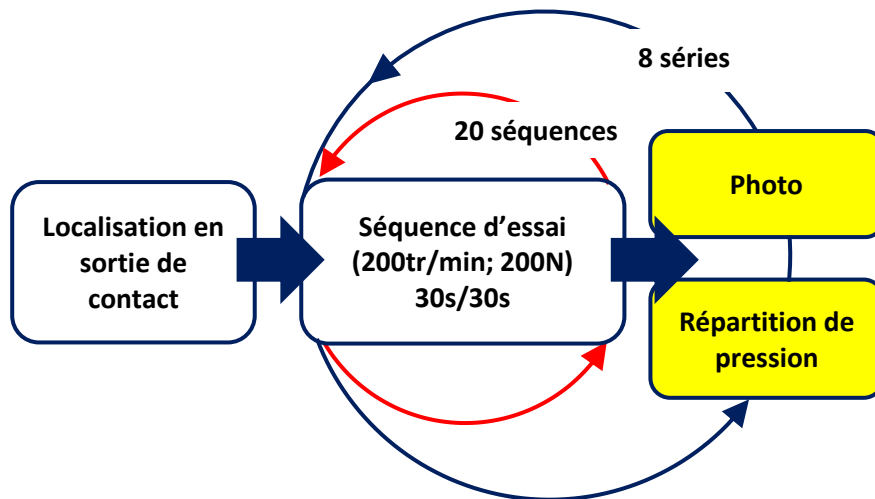


Figure 5.11 Protocole d'essai

3.3. Rappels des matériaux de l'étude expérimentale

Les matériaux de l'essai sont issus de garnitures de frein ferroviaire à matrice métallique G36S, G36-002 et G35. La [figure 5.12](#) présente des vues macroscopiques de surface des différents matériaux avant essai. La composition de la G35 et de la G36S sont détaillées au [chapitre 2](#). Les bases G36 (S et -002) ont des formulations proches (70% de matrice métallique, 20% de graphite et 10% de céramiques en fraction massique). Une différence remarquable au regard des photos des surfaces est que la G36-002 est constituée de cuivre sous forme de fibres visibles à l'œil. La matrice métallique de la G36S est constituée de fer (poudres et fibres courtes) et de cuivre (poudres). En masse, elle contient autant de graphite que de céramique. En volume, les bases G36 contiennent beaucoup de graphite. La G35 contient plus de cuivre dans sa matrice et moins de graphite que les G36. Les différentes propriétés thermiques, thermomécaniques et mécaniques de la G36S et de la G35 sont renseignées en détail [chapitre 2 4](#), [chapitre 2 3](#) et [chapitre 2 2](#). Les propriétés thermiques des deux matériaux sont très proches, par contre la G36S est en moyenne deux fois plus rigide que la G35. Les coefficients de dilatations linéaires (aux températures inférieures à 400 °C) sont de 10^{-5} K^{-1} pour la G35 et de $7.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour la G36S.

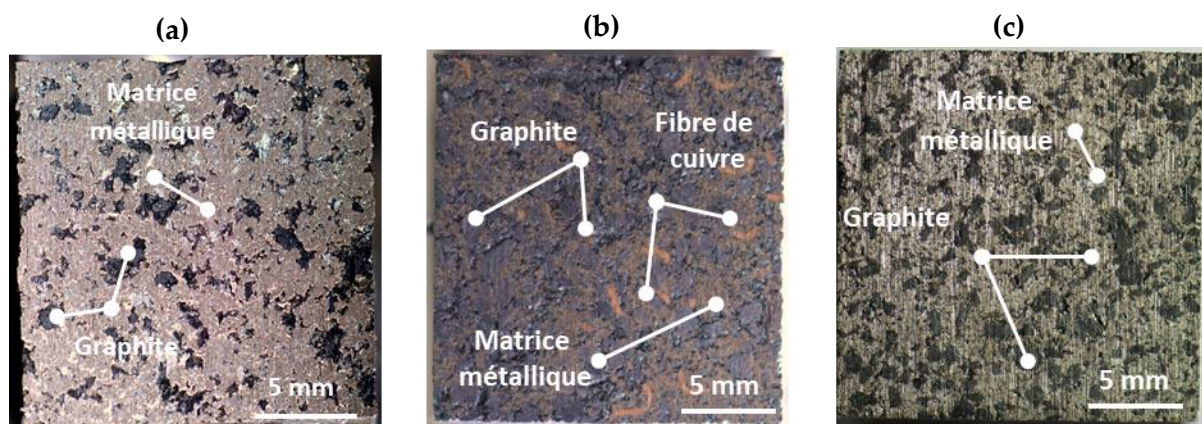


Figure 5.12 Vues des surfaces de frottement des échantillons de garnitures frittées métalliques (a) G35 ; (b) G36-002 ; (c) G36S

En référence aux calculs numériques (cf. [annexe D.3.2](#)), la fréquence instable du système de frottement simplifié est inférieure ou égale à ~6 kHz, avec une tendance aux basses fréquences de ~3 kHz pour les matériaux les moins rigides et une autre aux hautes fréquences de plus de 6kHz pour les matériaux les plus rigides. L'analyse modale expérimentale (cf. [paragraphe 1.2](#)) permet d'associer ces fréquences à des modes de déformation. De fréquences inférieures à 11 kHz, ces instabilités s'expliquent par le couplage des modes de déformation hors plan du disque et de basculement (entrée- sortie de contact) du pion.

4. Résultats

Les essais sur les différents matériaux sont réalisés successivement sur le même disque, avec dans l'ordre : la G35 puis la G36-002 et enfin la G36S. Dans ce sous-paragraphe, on présente les observations et analyses des essais menés sur chacun des matériaux.

- D'abord, on examine l'état de surface des échantillons après chacune des séries via les photographies des surfaces des échantillons. Les répartitions de pression du contact pion-disque, des observations MEB et des profilométries sont aussi présentées.
- Puis, on présente les températures maximales et les frottements moyens, séquence par séquence.
- Enfin, les émissions sonores enregistrées durant les essais sont exploitées dans l'espace fréquentiel (transformés de Fourier et diagramme temps-fréquence).

4.1. Matériau G35

On rappelle que la G35 est une base de formulation riche en cuivre ayant été largement éprouvée en service d'exploitation.

4.1.1. Évolutions des surfaces du matériau G35

On retrouve à la [figure 5.13](#) l'ensemble des photographies de la surface de la garniture prises entre les différentes séries de l'essai mené sur la G35. Ces différentes observations permettent de décrire l'évolution des surfaces série par série.

- Après rodage, l'échantillon est recouvert de dépôts d'aspect bleu irisé. Cette coloration est typique de la formation d'une fine couche d'oxydes de cuivre lorsque l'on atteint des hautes températures, ici supérieures 200°C durant le rodage. On distingue quelques zones en concavité qui correspondent aux éléments inclus dans la matrice (surtout les graphites).
- Suite à la série S1, la surface est parsemée de poudres (dépôts noirs). La matrice métallique est apparemment presque inaltérée.
- En fin de série S3, la surface porte des rayures d'abrasion de faibles amplitudes.

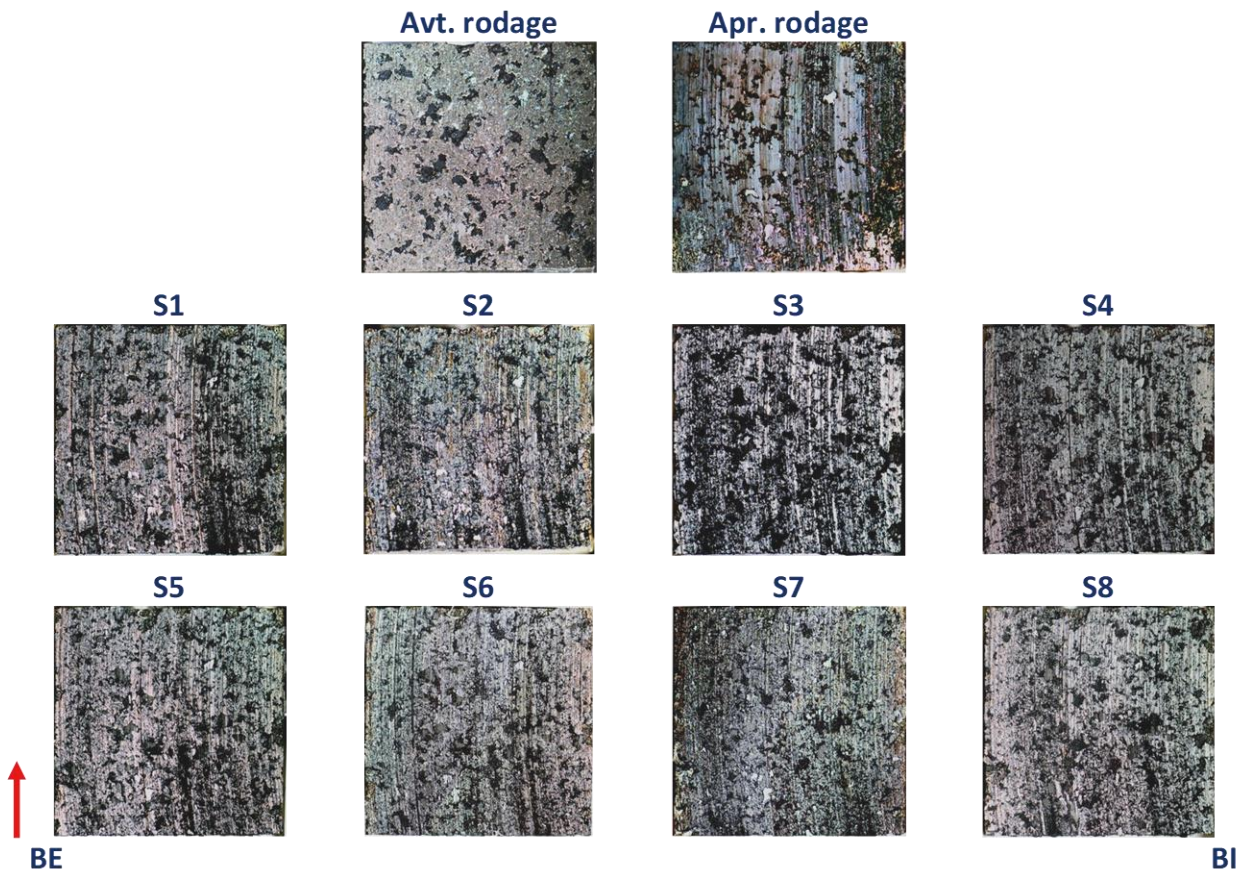


Figure 5.13 Photos de la surface de la G35 après chaque série

La **figure 5.14** présente des profils moyens des pressions de contact pion- disque suivant la direction de frottement **figure 5.14-(a)** et suivant la direction radiale **figure 5.14-(b)**. Ces profils moyens synthétisent l'ensemble des mesures de pression de contact pion- disque, dont l'intégralité figure à l'**annexe D.6**. Pour rappel, la mesure des pressions de contact est réalisée en chargement statique normal de 200N (0.5 MPa pression apparente), comme durant l'essai, à l'aide d'une nappe de pression.

- Les séries S1, S3, S5 et S7 sont marquées par les plus fortes localisations de pression en sortie de contact. Durant tout l'essai sur G35, la sortie de contact est en surpression par rapport à l'entrée de contact. Ce résultat découle du positionnement du pion au début de l'essai et démontre, le peu d'évolution de la portance macroscopique durant l'essai dans le sens de frottement, qui reste probablement en surpression en sortie contact malgré les basculements vers l'entrée de contact.
- En moyenne, suivant la direction radiale, la partie centrale « porte » faiblement.

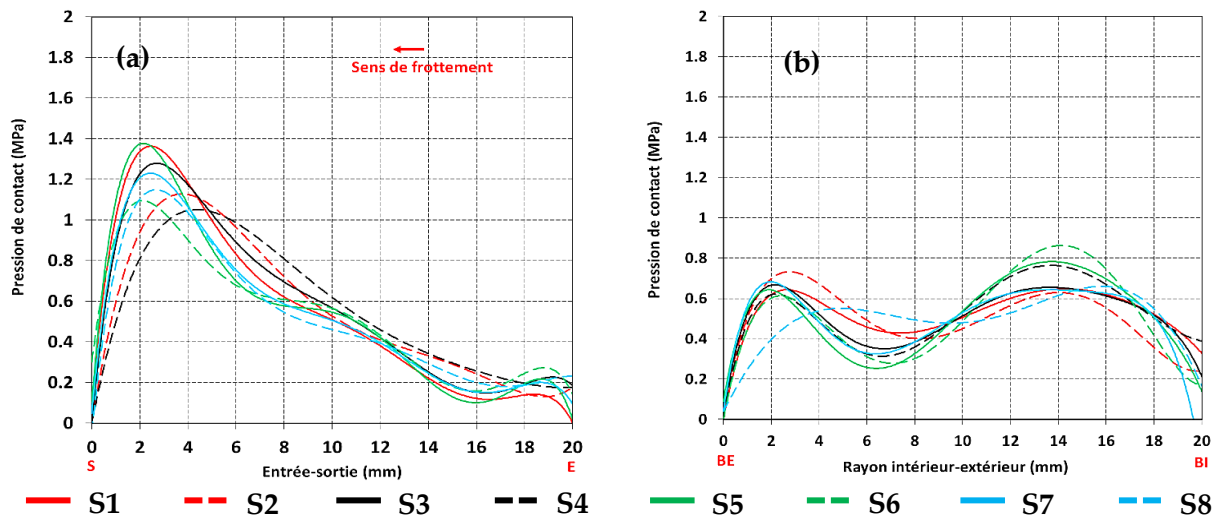


Figure 5.14 Profils moyens du contact par série (a) dans la direction de frottement (b) dans la direction radiale G35

La **figure 5.15-(b)** montre la topographie de la surface de frottement de l'échantillon G35 en fin d'essai. Cette topographie est associée à la photo de la surface de frottement de pion au même instant soit après la série S8 (**figure 5.15-(a)**). La topographie de surface est mesurée par profilométrie à distance focale progressive (Profilomètre 3D optique InfiniteFocus SL alicona). La surface de l'échantillon G35 est globalement plane, même si parcourue des stries de rayure circonférentielles étroites et peu profondes. Aux alentours du rayon intérieur et extérieur, on observe deux bandes de haute altitude, qui correspondent aux zones de localisation de contact observées précédemment.

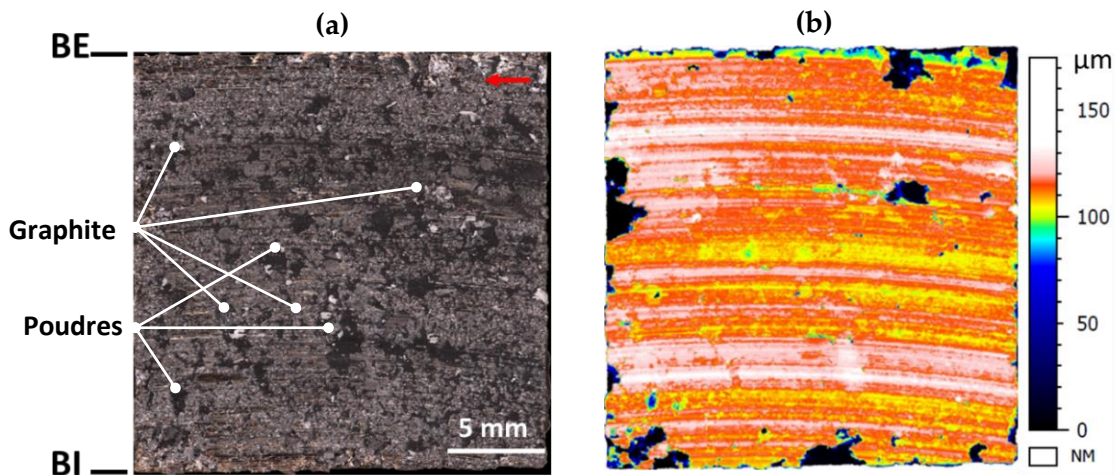


Figure 5.15 (a) Photo et (b) topographie de la surface de frottement de l'échantillon G35 après essai

Une analyse des surfaces, réalisée au microscope électronique à balayage, indique que l'échantillon est parsemé d'une quantité importante de poudres surtout en entrée de contact (**figure 5.16**) où la portance est faible jusqu'à la fin de l'essai. Des lits de poudres délimitent des plateaux de portance.

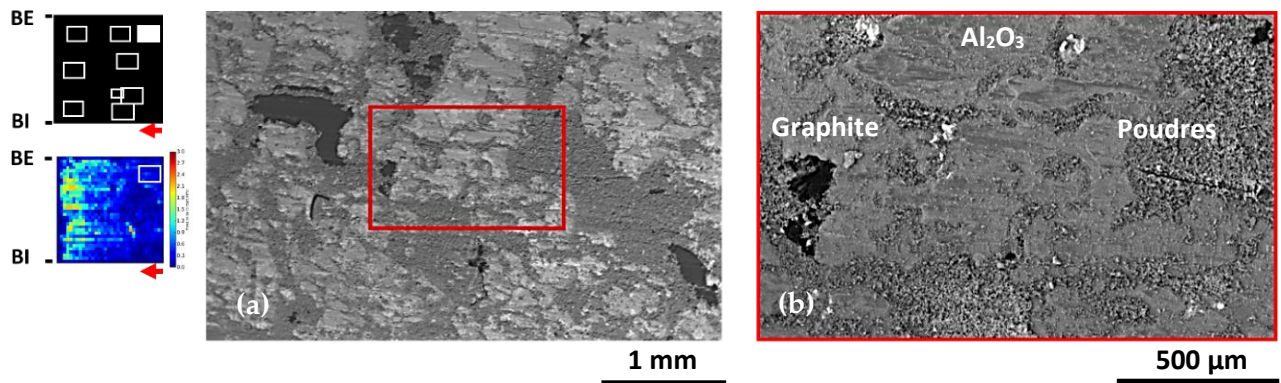


Figure 5.16 Importantes quantités de poudres à la surface de l'échantillon (a) à faible grossissement, (b) plateaux de portance (entrée et rayon extérieure la surface de l'échantillon G35, MEB- BSE)

Le troisième corps est constitué de cuivre (jusqu'à 20% massique) et d'oxydes de fer (figure 5.17). On ne détecte que peu de céramiques et de graphites à la surface de l'échantillon. Ils doivent être partiellement couverts de poudres, même si l'on sait que les poudres adhèrent et se compactent difficilement sur les graphites. Les fortes quantités de poudres sont dues à l'ouverture de contact à l'entrée imposé par le positionnement du pion au début de l'essai. Les oxydes viennent principalement du disque qui est le plus exposé à l'air ambiant. Les cinétiques d'oxydation du cuivre sont faibles.

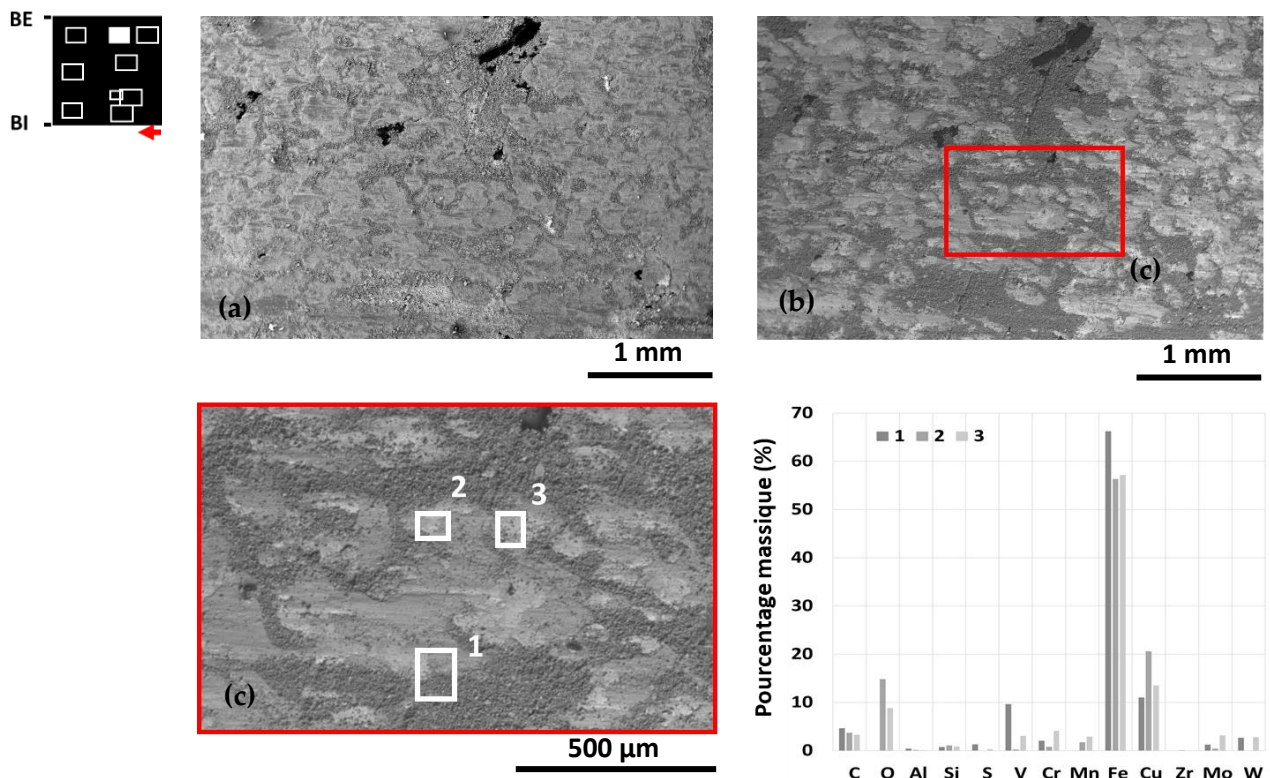


Figure 5.17 Entrée et rayon extérieur de l'échantillon G35 (a) MEB-SE ; (b) MEB-BSE ; (c) grossissement de (b) (c) analyses EDS du troisième corps des pointés 1, 2, 3

En sortie de contact, les plateaux de portance de troisième corps sont plus étendus (figure 5.18 et figure 5.19) qu'en entrée de contact, probablement du fait des localisations de contact plus prononcées. Les poudres peu abondantes couvrent partiellement les particules de graphite.

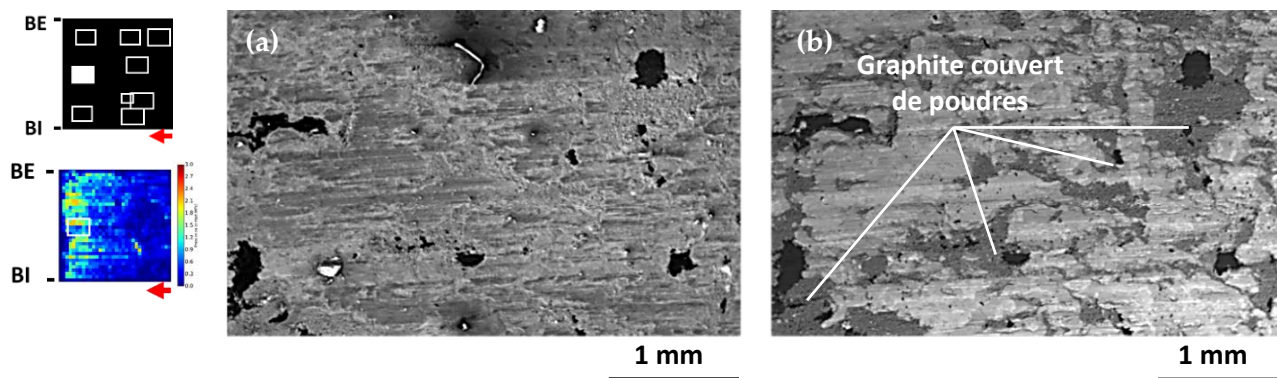


Figure 5.18 Troisième corps étendu et faibles quantités de poudres couvrant partiellement les particules de graphite (a) MEB-SE ; (b) MEB-BSE Sortie (G35, sortie de contact et rayon médian)

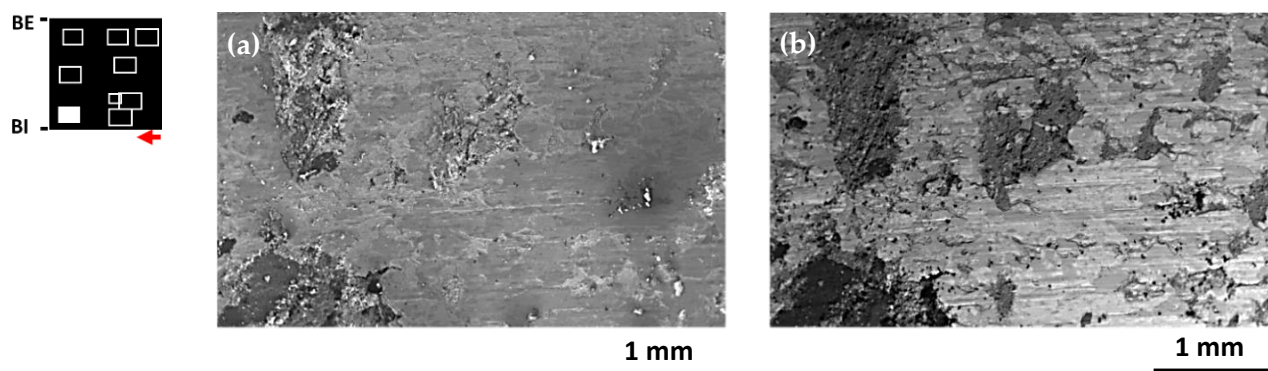


Figure 5.19 Troisième corps étendu et faibles quantités de poudres couvrant partiellement les particules de graphite (a) MEB-SE ; (b) MEB-BSE (G35, sortie de contact et rayon intérieur)

En conclusion, la surface de la G35 ne subit pas d'endommagement majeur. Macroscopiquement, sa topographie de surface est plane et affiche un écart de forme de faible amplitude. Elle porte des rayures d'abrasion de faible amplitude. Dans la direction radiale, la surface est portante vers les rayon intérieur et extérieur où la topographie culmine. Dans le sens de glissement, le contact est très localisé en sortie à cause du positionnement de l'échantillon au début de l'essai. Il évolue peu au fil des séries. À l'échelle microscopique, les surfaces sont globalement recouvertes de poudres fines et très denses surtout localisées en entrée de contact et sur le rayon extérieur. En sortie, où la pression de contact est la plus élevée, les plateaux portants observés apparaissent plus étendus comparativement à ceux de l'entrée de contact. Ils sont constitués d'éléments de la matrice métallique de la garniture oxydée et surtout d'oxydes de fer provenant essentiellement du disque en acier.

4.1.2. Températures et frottement moyen G35

La [figure 5.20](#) récapitule, séquence par séquence, les températures maximales mesurées au centre du pion et à 2 mm de la surface de frottement, ainsi que les frottements moyens enregistrés durant l'essai sur la G35. Le matériau atteint au maximum 160 °C en fin de série S3. Le frottement moyen de la G35 est stable et élevé. Il est en moyenne de 0.78 avec de faibles variations d'une série à l'autre. De manière générale, durant les 5 séquences au début des séries, on observe une phase courte d'augmentation du frottement (deux ou trois séquences) avant stabilisation. La série S4 débute à plus faible température ([annexes D.1.3](#)) que les autres séries, d'où des températures maximales plus faibles durant cette série. Les essais ont été généralement réalisés en deux jours et demi, soit au rythme de 3 ou quatre 4 séries par jour. On note également une chute globale du frottement moyen à la série S8. Les dernières

séquences de la série sortent encore de la moyenne de la série. Ces résultats sont probablement liés à des événements tribologiques, notamment la recirculation d'importante quantité de poudres.

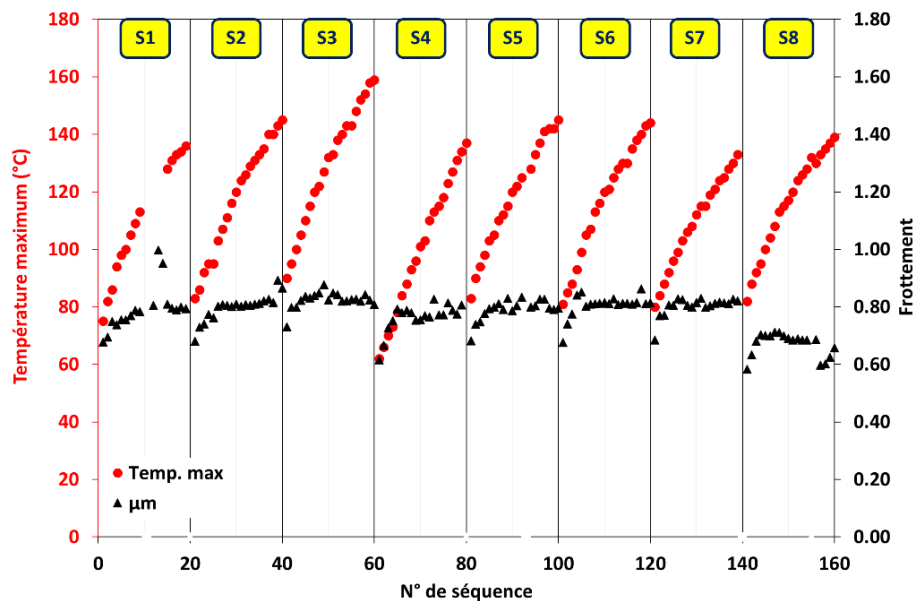


Figure 5.20 Températures maximales et frottements moyens (matériau G35)

4.1.3. Signature vibroacoustique du matériau G35

Les diagrammes de [figure 5.21](#) regroupent les transformées de Fourier des différents enregistrements acoustiques par série. Chaque diagramme reprend les 20 FFT des différentes séquences de l'essai. Chaque colonne représente une FFT déterminée sur toute une séquence. La G35 est crissante en début de série suivant une seule et unique fréquence à 13 kHz (raie fine) excepté durant les séries S1 et S7, où elle n'apparaît pas. Cette fréquence émerge également durant les premières séquences des séries S2 et S3, mais elle reste d'amplitude inférieure à 80 dB. Ce résultat est répétable durant tout l'essai. La fréquence 6,8 kHz émerge quelquefois, mais elle reste de faible amplitude (<60 dB).

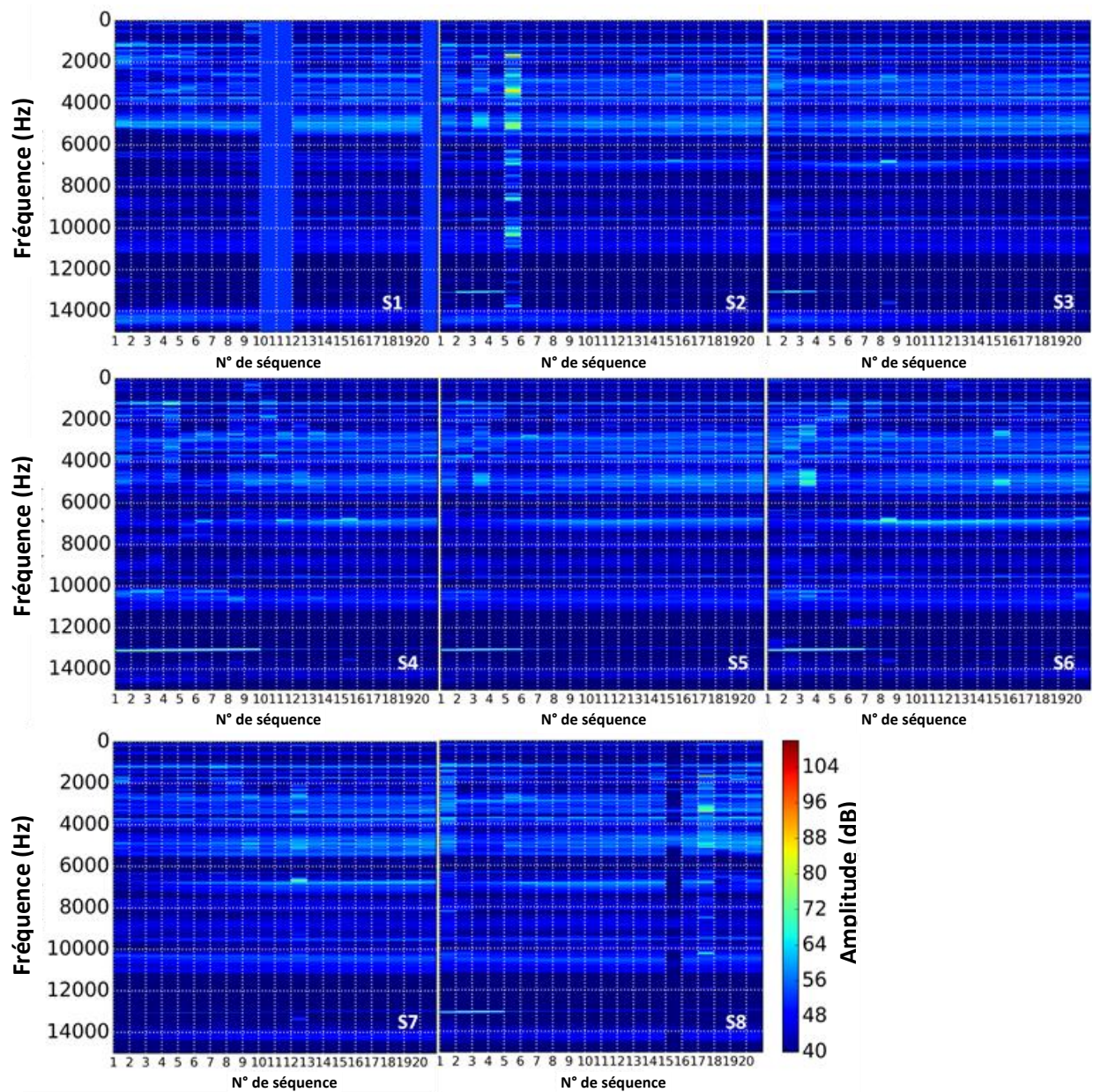


Figure 5.21 Transformées de Fourier des enregistrements sonores des séquences par série (matériau G35)

Lors de l'essai sur la G35, l'effort normal diminue légèrement au fil des séquences comme il est illustré sur la série S3 par exemple (figure 5.22). L'effort tangentiel est en moyenne quasi-constant et évolue faiblement. En début de série, durant les premières séquences, les fortes dilatations de la G35 conduisent à des efforts normaux largement au-dessus de la consigne de 200 N. Durant l'essai conduit sur l'échantillon G35, ce sont ces premières séquences qui crissent à une fréquence de 13 kHz. Si les trois premières séquences sont crissantes, cela peut être dû à la dilatation qui amène à des surpressions en confinant d'autant plus le contact et en le rigidifiant. L'usure est à ce moment parfois insuffisante pour réduire cette surcharge.

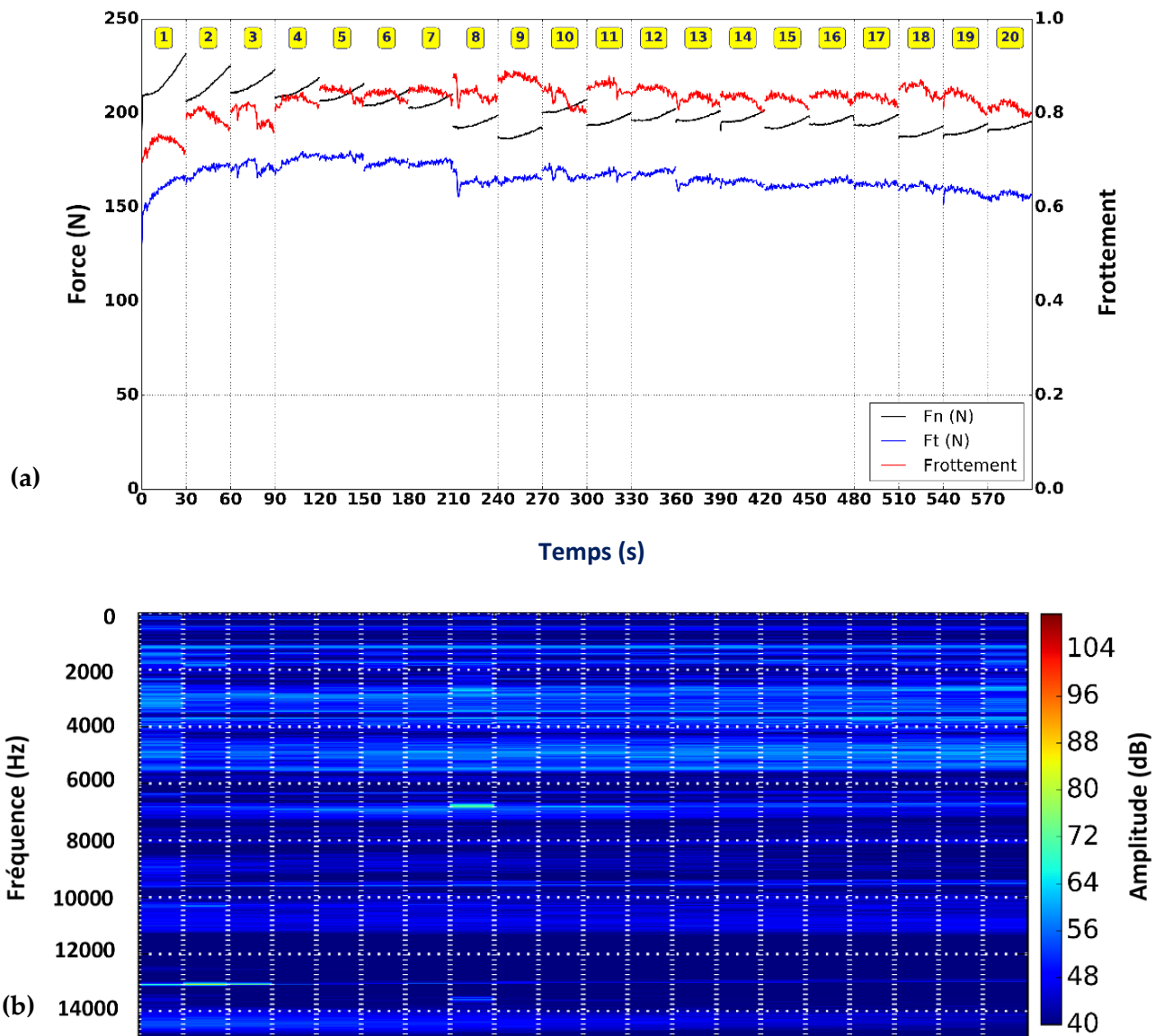


Figure 5.22 (a) force normale en noir, force tangentielle en bleu, frottement en rouge (b) diagramme des FFT de chacune des 20 séquences de la série S3 de l'essai réalisé sur la G35

La **figure 5.23** donne un aperçu général de l'ensemble des résultats obtenus sur la G35 lorsqu'elle est crissante. Il s'agit des premières séquences de la série S4. La **figure 5.23-(a)** présente les enregistrements sonores (pression acoustique) en fonction du temps. On observe une première phase de 5s correspondant à la mise en contact du pion avant que la consigne de déplacement ne soit atteinte. Elle ne doit pas être prise en compte dans la lecture de la séquence. En référence à la FFT **figure 5.23-(b)** et au diagramme temps-fréquence **figure 5.23-(c)** des émissions sonores, une unique fréquence crissante de 13 kHz émerge, avec une amplitude sonore de 90 dB à 100 dB. Le phénomène est constant durant la séquence.

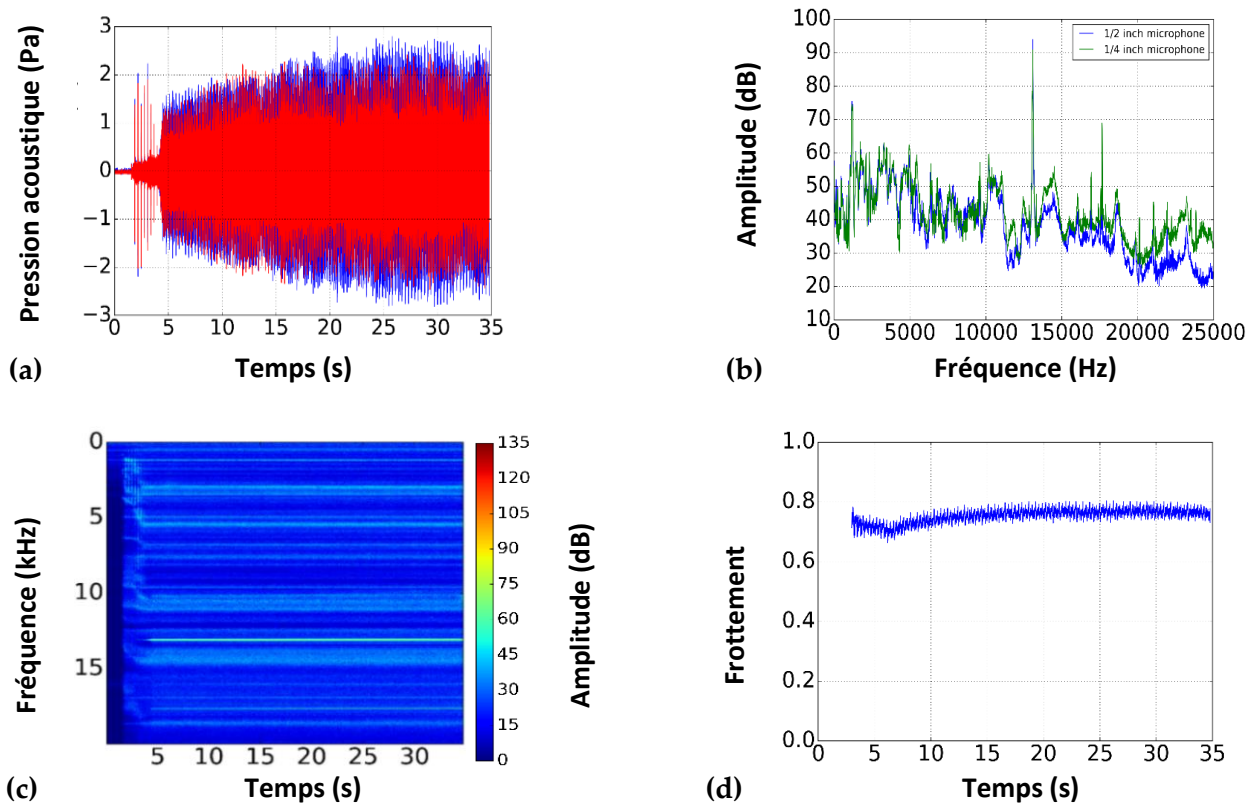


Figure 5.23 (a) pression acoustique durant la séquence (b) FFT des émissions acoustiques durant tout l'essai (c) diagramme temps-fréquence (d) frottement (G35, S4-séquence 4)

D'un point de vue acoustique, les essais menés sur la G35 peuvent être qualifiés de « peu crissants ». On observe que seuls les débuts de série sont globalement crissants avec des émissions sonores de ~90 dB à une unique fréquence de 13 kHz. Cette fréquence était déjà relevée lors des essais préliminaires, avec d'autres de 3 kHz et 6 kHz rarement d'amplitudes supérieures à 80 dB. Dans cette campagne, ces fréquences sont parfois notables, mais elles restent de faibles amplitudes. Le matériau affiche un comportement tribologique stable (frottement stable). Cependant, sur quelques séquences du début des séries, on note une courte phase transitoire se traduisant par un frottement moyen augmentant avant de se stabiliser. Cette augmentation de frottement correspond à des surcharges d'effort normal qui semblent être causées par la dilatation de l'échantillon. Les surfaces de la G35 sont peu évolutives et portent peu de signe d'endommagement. Aucune détérioration ou altération n'amène à des modifications topographiques importantes de la surface de frottement de l'échantillon au cours de l'essai. Au fil des séries, le contact bien que progressant vers l'entrée reste plus fortement localisé en sortie. Dans la direction radiale, la portance est réalisée aux rayons intérieur et extérieur.

4.2. Matériau G36-002

À comparer à la G35, la G36-002 est de formulation très différente avec moins de cuivre dans la matrice métallique et plus de particules de graphite. Elle comprend également de longues fibres métalliques.

4.2.1.Évolutions des surfaces G36-002

La G36-002 connaît une forte usure. La **figure 5.24** présente l'ensemble des observations de surface de pion en garniture G36-002.

- Lors du rodage, la G36-002 est recouverte d'un lit de poudres relativement compactées (probablement des oxydes de fer de teinte rouge ocre). On retrouve la même migration de dépôt durant les essais préliminaires présentés à l'**annexe D.1.3**.
- Jusqu'à la série S4, la surface est recouverte de poudres éparées piégées et s'accumulant dans les zones en dénivelé.
- À partir de la S5, des pertes de matières importantes durant l'essai sont observables. En fin de série S5, la surface de la G36-002 est plus accidentée, signe d'arrachements locaux importants. Elle est fortement chargée en poudres.
- En fin de série S6, l'usure est telle que les fibres métalliques restent en relief de la surface de l'échantillon en fin de série. Ces fibres ne correspondent plus à celles initialement présentes à la surface de l'échantillon en début d'essai. Elles sont portantes, et le reste de l'échantillon est très accidenté.
- En fin de série S7 et S8, la surface évolue encore. L'organisation des fibres qui émergent de la surface est toujours différente suite aux deux séries.

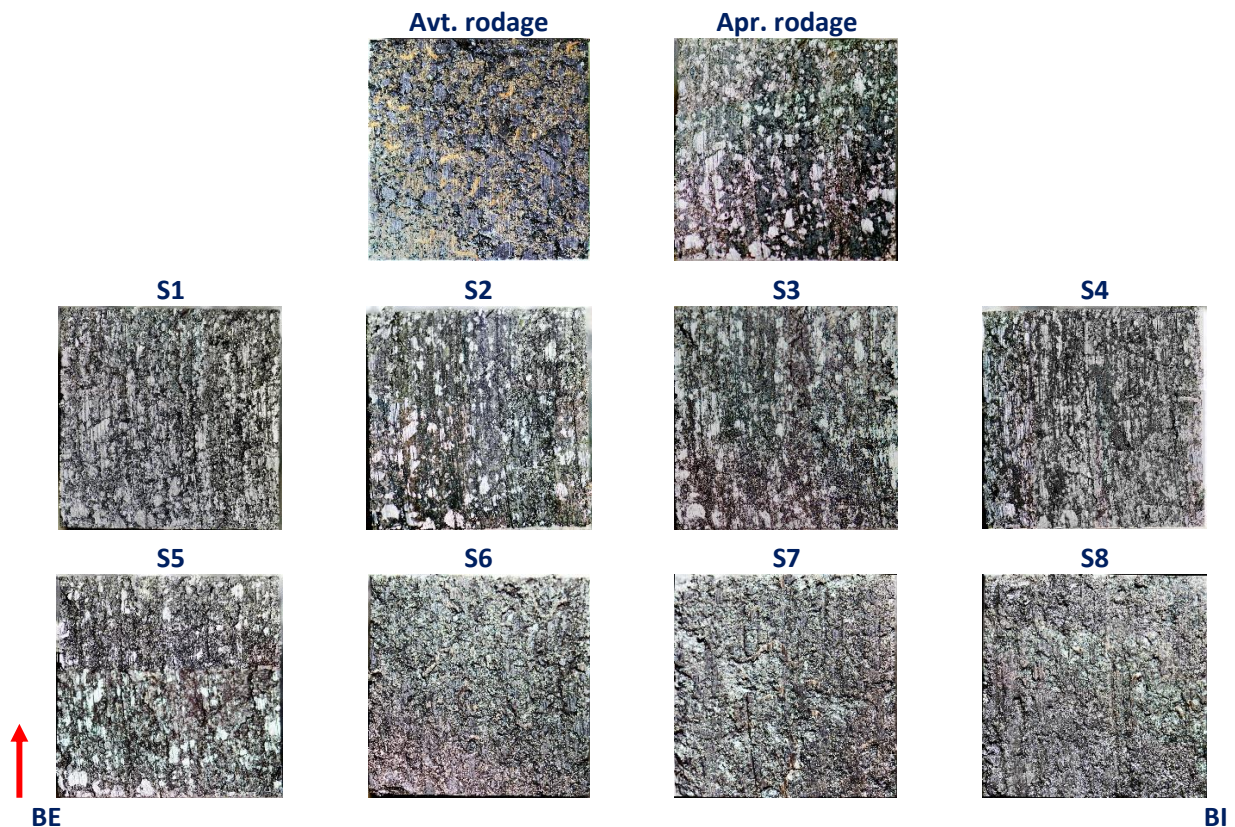


Figure 5.24 États des surfaces de la G36-002 après chaque série

La **figure 5.25** présente des profils moyens des répartitions de pression du contact pion-disque, suivant la direction de frottement **figure 5.25-(a)** et suivant la direction radiale **figure 5.25-(b)**, établis à partir de traitements de données brutes figurant à l'**annexe D.6**

- Dans la direction de glissement, le contact est initialement localisé en sortie, conséquence du positionnement initial du pion en début d'essai. Il progresse continuellement vers l'entrée, pour s'homogénéiser sur toute la surface en fin d'essai. Le contact est localisé en sortie en fin de série S1, S3, S4 et S8. Suites aux séries S2, S5, S6 et S7, le contact est caractérisé par des surpressions modérées en sortie de contact. Il est plus homogène sur $\frac{2}{3}$ de la surface de frottement.

- Dans la direction radiale, suite aux séries S1, S2, S6 et S7, le contact est homogène. En effet, les suppressions au rayon intérieur et extérieur sont modérées et quasi-équivalentes comparées au reste de l'échantillon. Suite aux séries S3, S4, S5 et S8 le contact est plus fortement localisé au rayon extérieur. Ces deux tendances traduisent des permutations fréquentes des zones de portance durant l'essai dans la direction radiale.

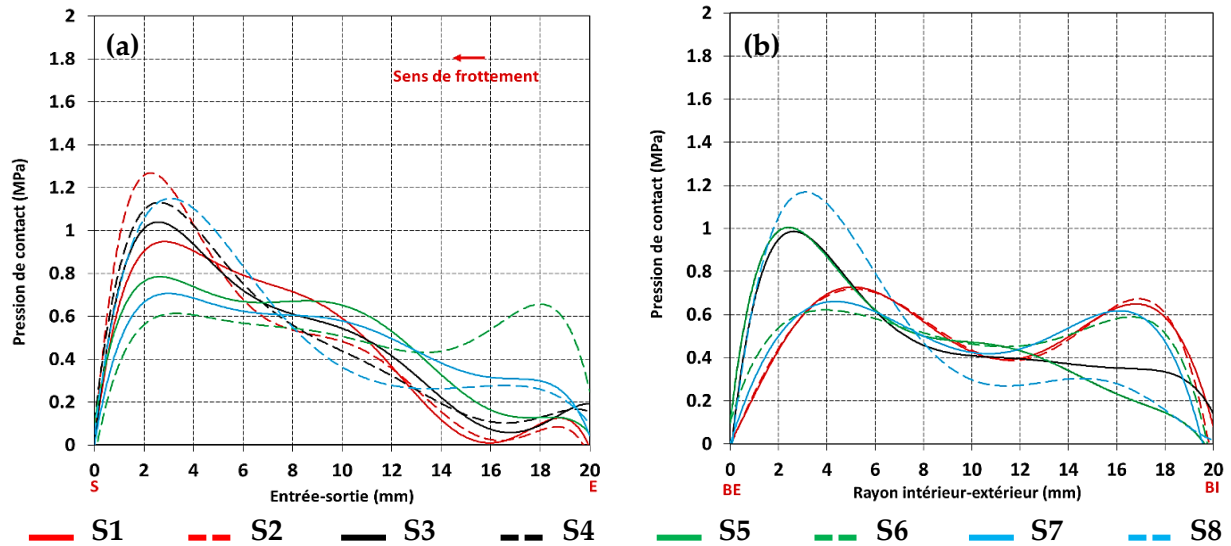


Figure 5.25 Profils moyens du contact par série (a) dans la direction de frottement (b) dans la direction radiale G36-002

La **figure 5.26** est la topographie de l'échantillon G36-002 après essais. La surface est constituée d'îlots de portance étendus contrebalancés par des larges vallées relativement profondes. On dénombre plus d'îlots de portance macroscopiques au rayon extérieur où le contact entre le disque et la garniture est le plus étroit en fin d'essai. La surface de l'échantillon est très accidentée. La topographie montre une seule rayure, large et relativement profonde.

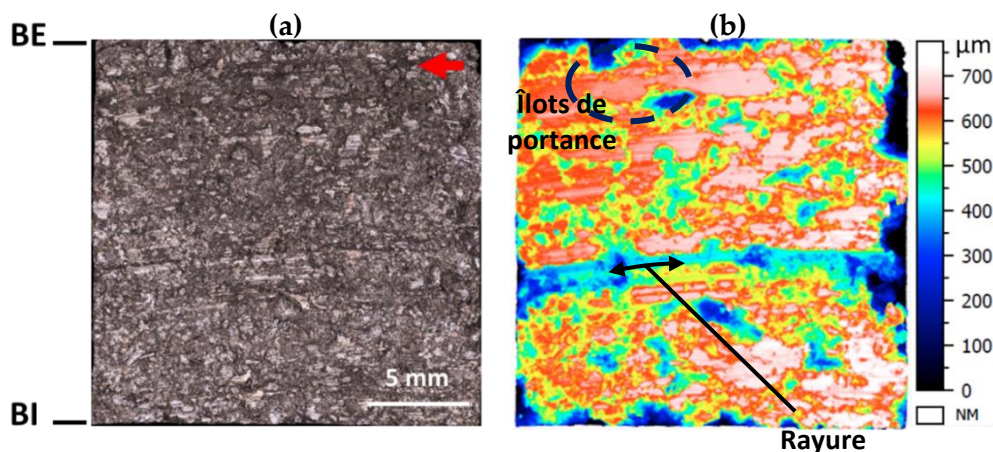


Figure 5.26 (a) Photo et (b) topographie de la surface de frottement de l'échantillon G36-002 après essai

Les **figure 5.27** à **figure 5.32** présentent des observations MEB (EDS) de la surface de frottement de l'échantillon G36-002. La **figure 5.25** décrit plus en détails les îlots de portance observés sur la topographie du matériau G36-002 après essais de frottement. Ils sont constitués de plusieurs plateaux de portance plus petits entourés de poudres.

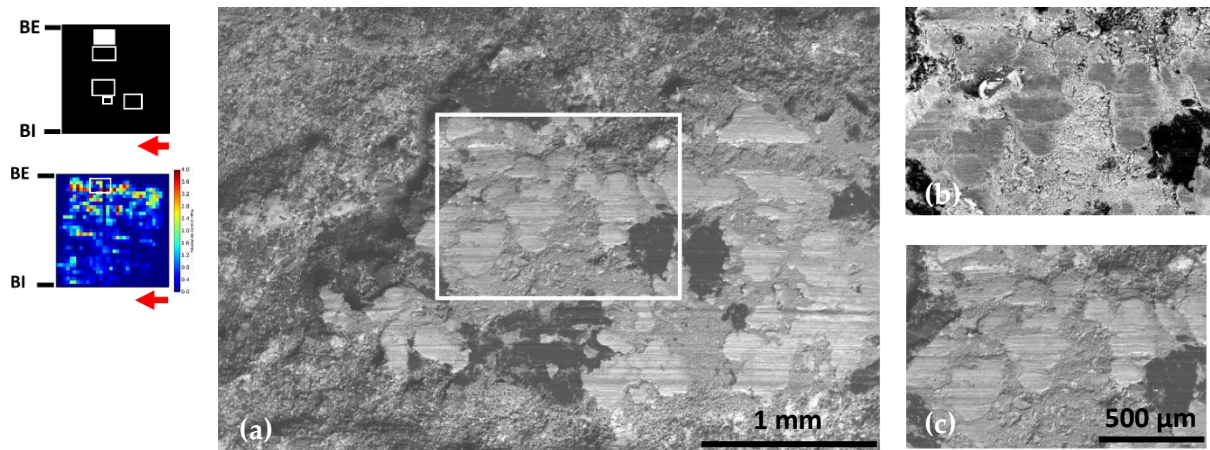


Figure 5.27 (a) Îlot de portance composé de petits plateaux de portance (b) MEB-SE, (c) MEB-BSE (rayon extérieur de la surface, G36- 002)

Sur la **figure 5.28**, plusieurs petits plateaux supportés par des fibres de fer et cuivre plastifiées sont entourés de larges zones en concavité. Ces dernières sont très accidentées et retiennent apparemment peu de poudres.

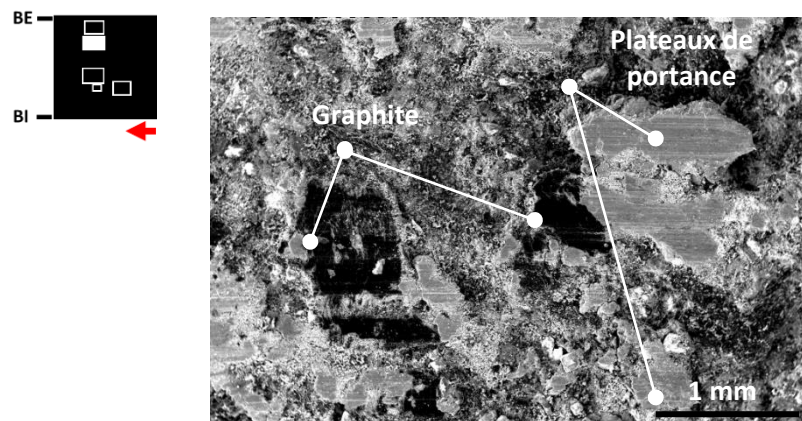


Figure 5.28 MEB-SE de la G36- 002 plateaux de portance isolés fragiles et supporté par des fibres de métal plastifiées

La surface du matériau G36-002 ne porte qu'une seule large et profonde rayure (cf. topographie). Dans cette région de l'échantillon, le matériau est très endommagé et les fibres métalliques parviennent à se maintenir en surface. Les fibres de cuivre sont plastifiées (**figure 5.29**).

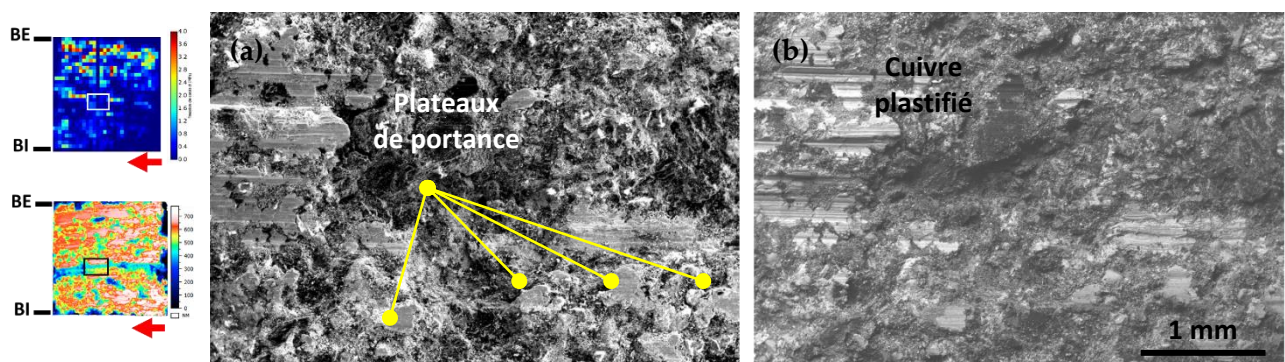


Figure 5.29 Plastification de fibres de cuivre dans la rayure (a) MEB-SE (b) MEB-BSE (G36-002)

Les fibres d'acier sont par contre presque intactes et peu plastifiées par le frottement (**figure 5.30**). En émergeant du plan moyen de la surface de frottement, elles constituent ainsi des plateaux de portance primaire tant qu'elles tiennent dans le matériau G36-002. Elles peuvent également être arasées comme le montre la **figure 5.31**. Cette zone porte peu et est très endommagée.

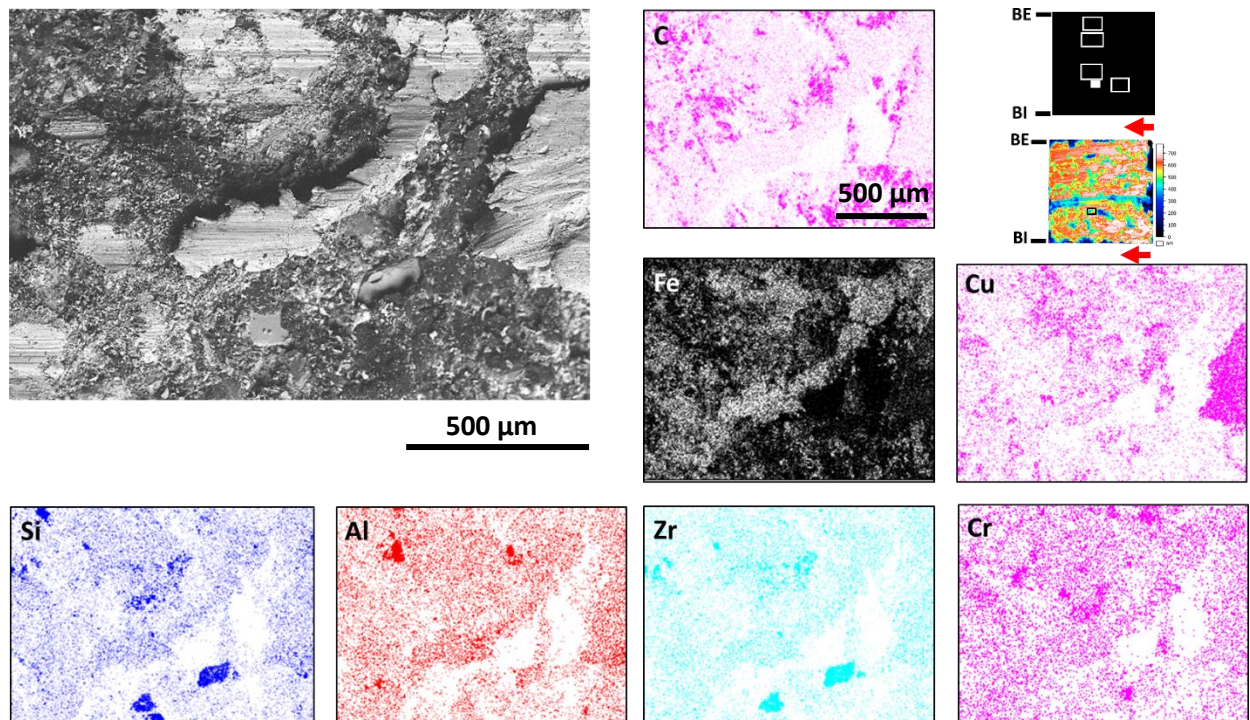


Figure 5.30 Fibres d'acier à peine plastifiées à la surface de l'échantillon réalisant la portance primaire (G36-002, MEB-EDS 15 keV)

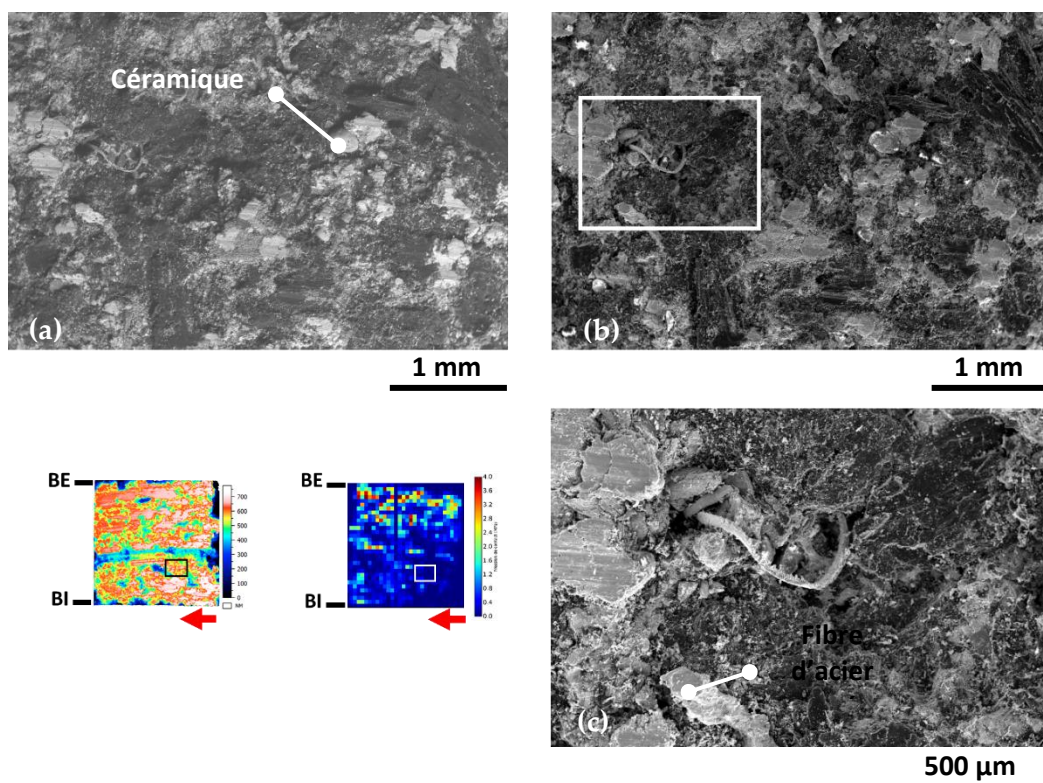


Figure 5.31 G36-002 très endommagé contenant de longues fibres d'acier (a) MEB- BSE (b) (c) MEB- SE

4.2.2. Températures et frottement G36-002

La **figure 5.32** reprend les frottements moyens et les températures maximales enregistrés durant l'essai sur la G36-002. La température atteint au maximum 130 °C. Ce résultat n'est pas très différent de celui affiché par la G35 mais l'échauffement est relativement plus lent. En référence à la figure, les séries de S1 à S4 affichent un frottement moyen relativement élevé de 0.6. De la série S5 à S8, le frottement chute à environ 0.4.

- Des séries S1 à S4, le frottement moyen est élevé et suit une tendance à augmenter presque linéairement au fil de la série pour s'établir et se stabiliser en fin de série. Ce phénomène a également été observé par Eriksson [ERI 1999] en début d'essai. En effet, lors d'essais répétés à vitesse et pression constante, durant les premières séquences d'une série de freinage, il observe également des frottements croissants. Puis, il observe durant le reste de l'essai une stabilisation du frottement. Il corrèle la croissance du frottement à l'action des plateaux primaires des matériaux antagonistes lors du frottement. Il s'agit de fibres ou de particules dures qui émergent de la topographie des surfaces de frottement. C'est sur ces éléments de structure du matériau que se réduit le contact et la portance. Selon Eriksson, la stabilisation du frottement s'accompagne de la naissance de plateaux secondaires de portance. La naissance ou la formation de ces plateaux de portance secondaires est permise par ceux de portance primaire qui constituent des zones d'accumulation et de blocage de particules.
- La série S5 est marquée par un changement du régime d'usure. Durant la série S5, les températures chutent tout comme le frottement moyen. L'échauffement limité peut être associé au frottement plus faible qui augmente la dissipation de chaleur. Cette baisse du frottement, à partir de la série S5, peut être associée à un changement de régime tribologique, marquée par une recirculation de débris et des débits d'usure plus importantes. Le frottement moyen chute irréversiblement à partir de cette série.
- Durant les séries S7 et S8, les frottements moyens deviennent très fluctuants tout comme les températures atteintes par l'échantillon.

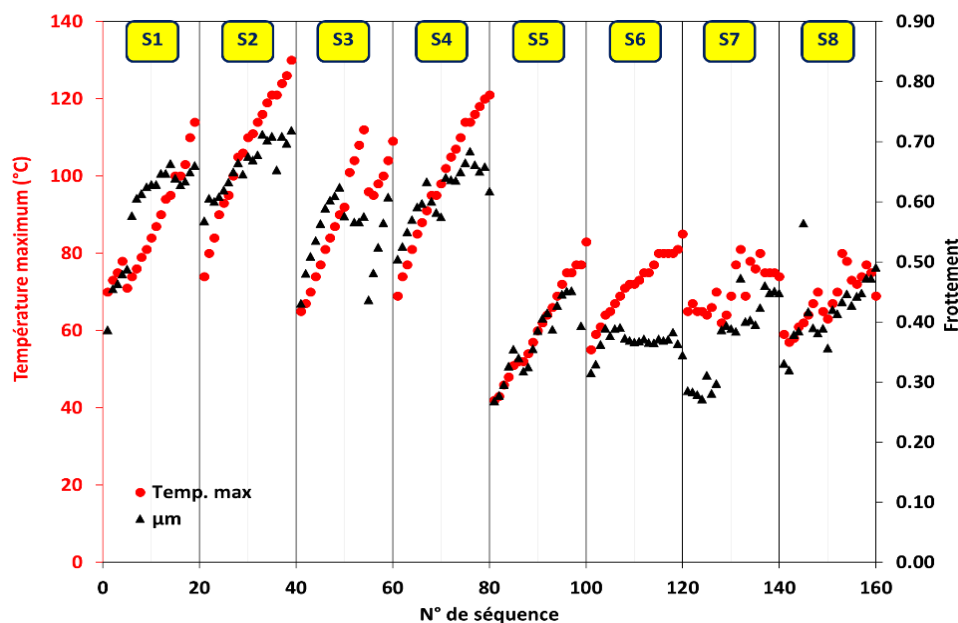


Figure 5.32 Températures maximales et frottements moyens (matériau G36-002)

4.2.3. Signature vibroacoustique G36-002

Les diagrammes ci- **figure 5.33** regroupent les transformées de Fourier des séquences des différentes séries menées durant l'essai sur la G36-002. Il apparaît d'emblée des réponses acoustiques très

fluctuantes, avec d'une part des séquences et même des séries complètes non bruyantes (S4, S5) et d'autre part des séquences très bruyantes avec des spectres acoustiques larges bandes comprenant des harmoniques qui sont symptomatiques de fortes non-linéarités du contact. Les séries S7 et S8 sont très différentes des précédentes, à l'image des mesures thermiques et de frottement. Les réponses large bande sont très fréquemment enregistrées et ne constituent pas des faits isolés. L'apparition de vibrations larges bandes, induites par des non-linéarités fortes de contact, pourraient être associées à des vibrations « forcées » liées à des basculements avant-arrière du pion, de type « sprag-slip ». Ces basculements interviennent notamment lorsque la zone de contact est située à l'avant du pion (entrée de contact) ce qui a été mis en évidence précédemment par les relevés de pression (figure 5.25, annexe D.6). Durant les séries S1 et S3 les frottements moyens enregistrés sont élevés et croissants au fils des séquences, coïncidant globalement avec l'émergence des émissions sonores. À l'image de ce qui a été vu précédemment sur les analyses de surface, il semble que la réponse acoustique du système, très chahutée, est à l'image des évolutions fortes du circuit tribologique.

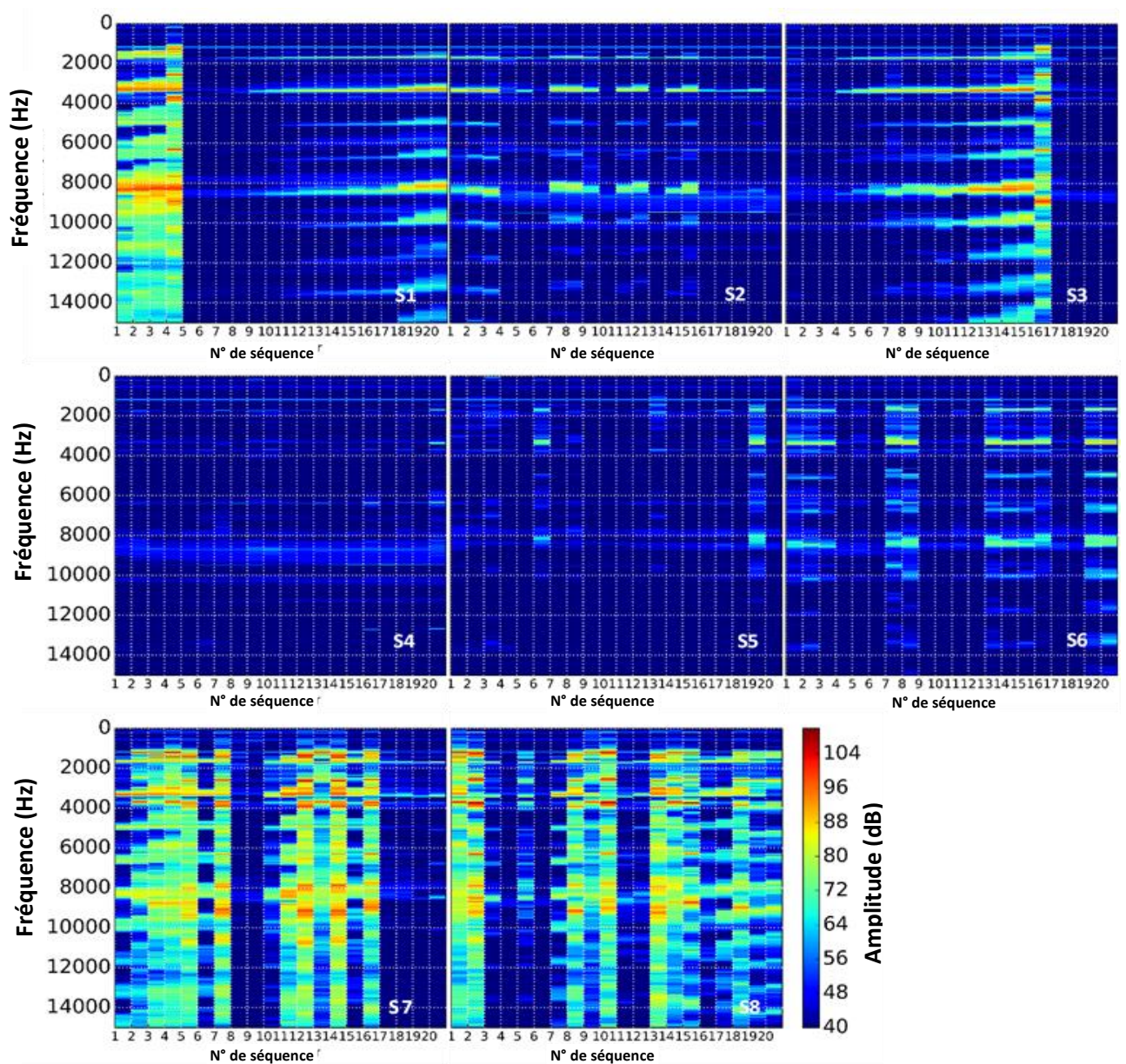


Figure 5.33 Transformées de Fourier des enregistrements sonores par série (matériau G36-002)

La [figure 5.34](#), [figure 5.35](#) et [figure 5.36](#) présentent les résultats vus de séries complètes (S4, S5 et S7) obtenus sur le matériau G36-002. Jusqu'à la série S4, l'effort tangentiel est quasi-constant avec une tendance à augmenter puis à se stabiliser après quelques séquences. L'effort normal est stable et en moyenne équivalent à la consigne de 200N. On note cette légère augmentation du fait des dilatations durant les séquences, plus marquée en début d'essai et moins importante que celle observée sur la G36S et la G35. Au regard du diagramme de FFT ([figure 5.34-\(b\)](#)), la série S4 est silencieuse.

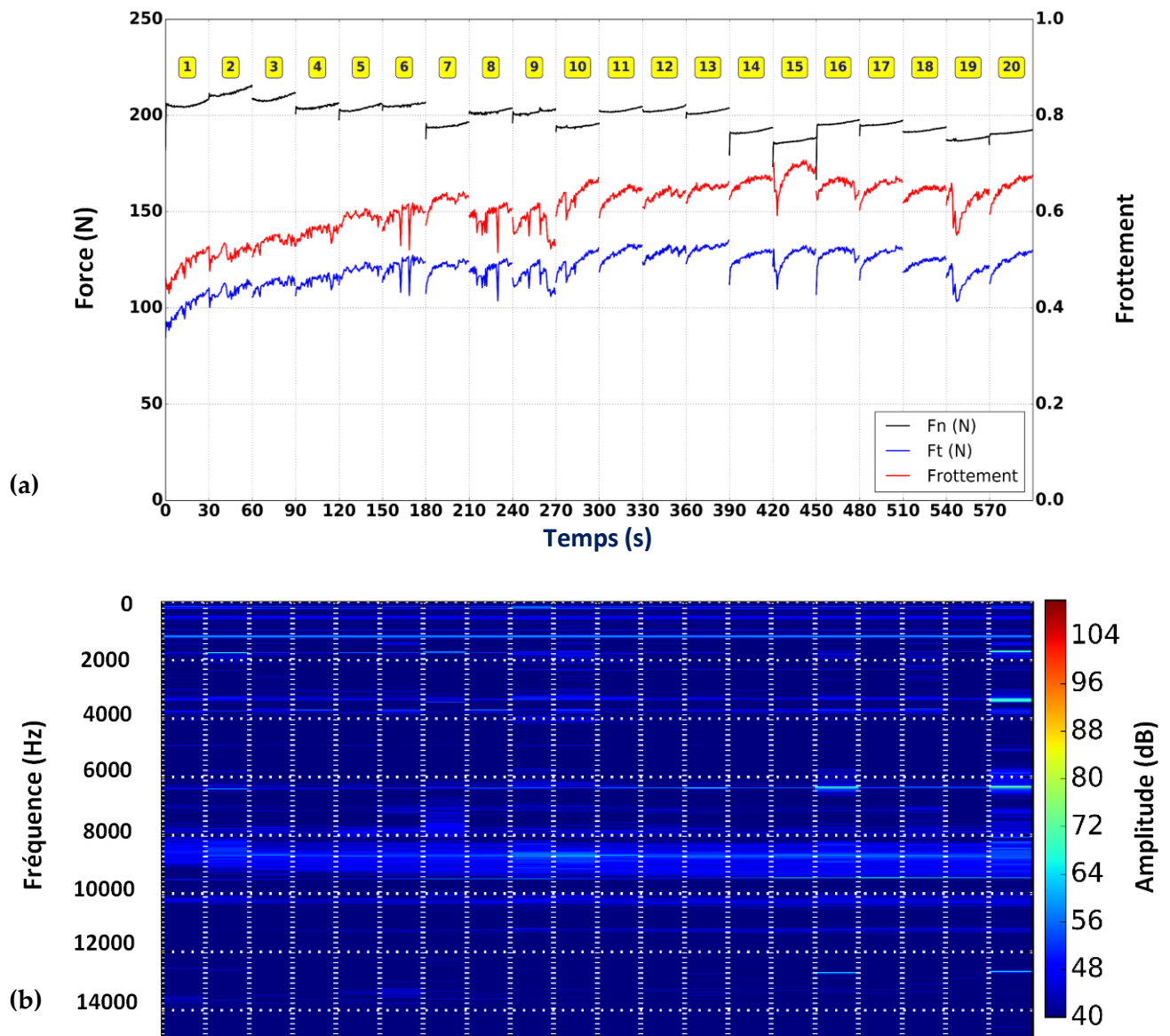


Figure 5.34 (a) force normale en noir, force tangentielle en bleu, frottement en rouge (b) diagramme des FFT de chacune des 20 séquences de la série S4 de l'essai réalisé sur la G36-002

Toujours en observant la G36-002, l'effort tangentiel mesuré durant la série S5 est inférieur à ce qu'il était en moyenne dans la série précédente ([figure 5.35](#)). En effet, de 120 N à la série S4 et il n'est plus que de 70 N durant la série S5. Ce qui entraîne une baisse du frottement de moitié. En référence à la série S5, au fil des séries l'effort normal chute significativement et l'effort tangentiel augmente ce qui entraîne l'augmentation légère du frottement du début à la fin de la série. L'effet des dilatations est faible à comparer à l'usure importante de la G36-002, d'où les chutes de l'effort normal. La série S5 est-elle aussi silencieuse. Le processus tribologique entamé à la série S5 semble se poursuivre à la série S6. L'usure réduit progressivement le contact aux îlots de portance et aux fibres (d'acier et de cuivre).

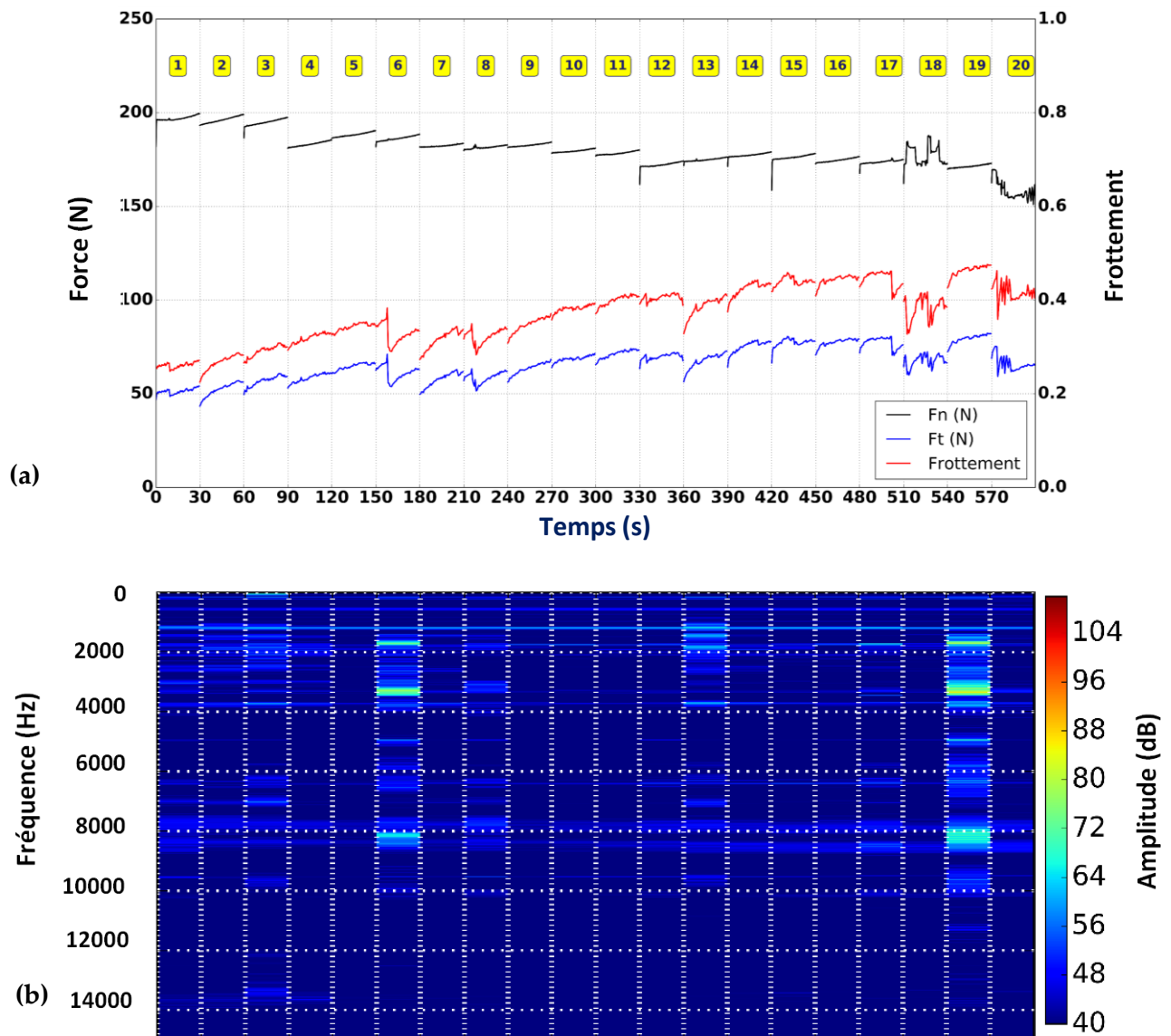


Figure 5.35 (a) force normale en noir, force tangentielle en bleu, frottement en rouge (b) diagramme des FFT de chacune des 20 séquences de la série S5 de l'essai réalisé sur la G36-002

Les séries S7 et S8 du protocole d'essai de la G36-002 sont semblables. Comme on peut le voir sur la [figure 5.36](#), la croissance de l'effort normal observée durant les toutes premières séquences est due aux dilatations. Les ouvertures de contact entre chaque séquence peuvent contribuer à l'expulsion des débris (séquence 3, 5, 7). Mais durant les séquences, l'usure peut entraîner une décroissance continue (séquence 8, 14) ou discontinue (séquence 11, 12) de l'effort normal.

À la séquence 9, de même qu'à la séquence 12, la série S7 a été interrompue pour rétablir la consigne de 200N (déplacement de la table de translation du pion). Ce paramétrage n'est normalement réglé qu'en début de série, mais la chute importante de l'effort normal contraint à cet ajustement. On tente de rétablir l'effort normal à la consigne de 200N (séquence 9), mais l'usure de l'échantillon est telle que l'effort chute très rapidement durant les séquences suivantes. Les émissions sonores semblent être provoquées par des excitations larges bandes et ne s'apparentent pas au crissement.

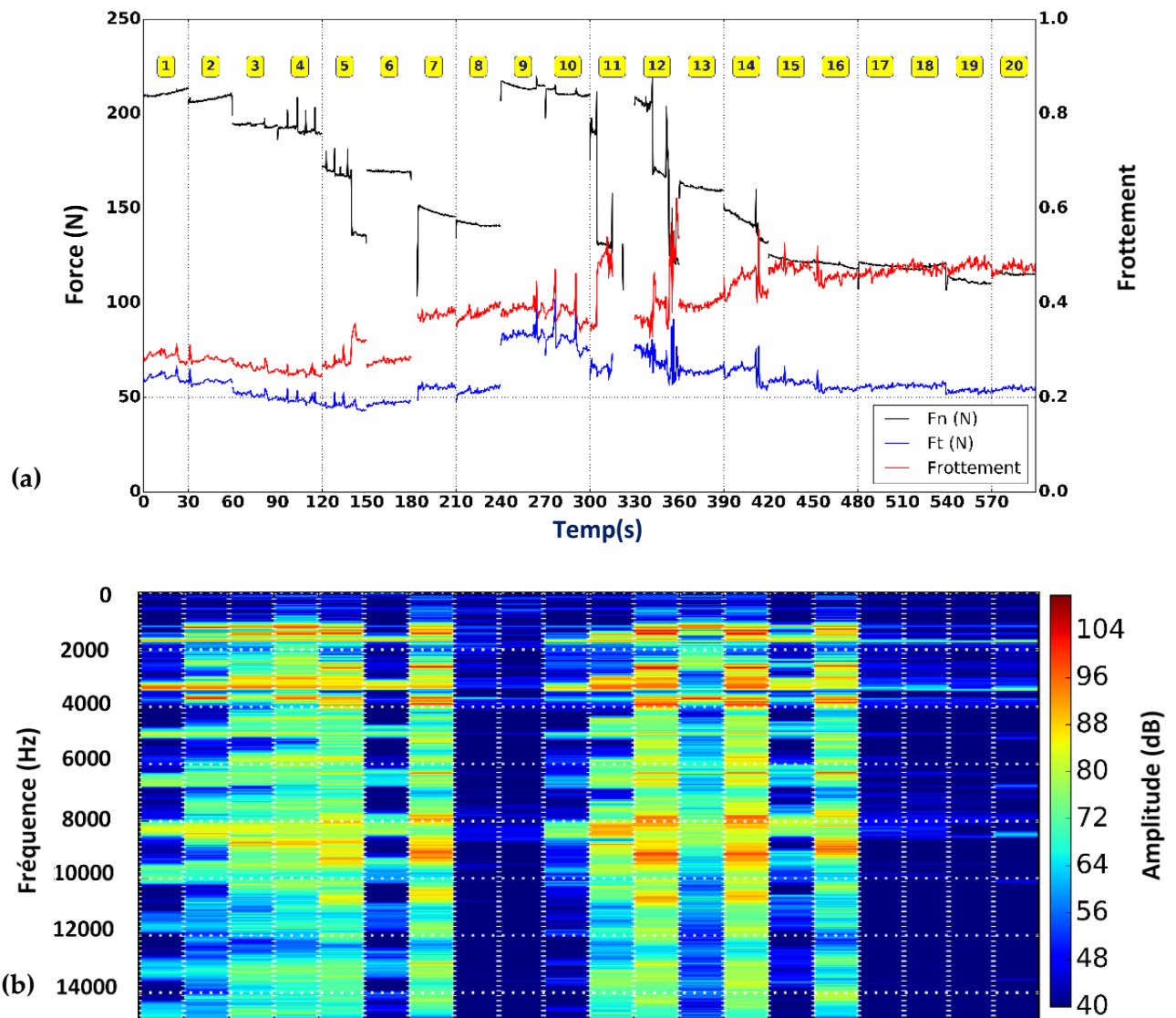


Figure 5.36 (a) force normale en noir, force tangentielle en bleu, frottement en rouge (b) diagramme des FFT de chacune des 20 séquences de la série S7 de l'essai réalisé sur la G36-002

Les [figure 5.37](#) à [figure 5.39](#) présentent les résultats des séquences qui correspondent aux réponses acoustiques les plus représentatives de l'essai. Les transformées de Fourier sont réalisées sur tout l'enregistrement. Or, les fortes émissions (>20 Pa) enregistrées durant la série S2 sont ponctuelles en début et fin de séquence, et pourraient ainsi être associées à des phénomènes d'arc-boutement lors de la mise en contact et de la décharge. Les séries S1 et S3 sont caractérisées par un frottement moyen élevé et croissant au fil des séquences. Ces deux séries sont également caractérisées par des surfaces chargées de poudres. Ces séries sont bruyantes en début et en fin. La série S1 est croissante de la séquence 1 à 4 puis de la séquence 10 à 20. La série S3 est essentiellement croissante en fin de série, de la séquence 10 à 15.

La [figure 5.37](#) présente un ensemble de résultats enregistrés durant la séquence 13 de la série S3. Durant cette séquence le frottement instantané est stable dans le temps. Le crissement est continu et se traduit par une multitude de fréquences, en spectre de raies, stables et continues à 1.8 kHz (89 dB), 3 kHz (98 dB), 5 kHz (83 dB), 8 kHz (95 dB), 10 kHz (81 dB). Les fréquences 3 kHz et 8 kHz présentent les amplitudes les plus élevées.

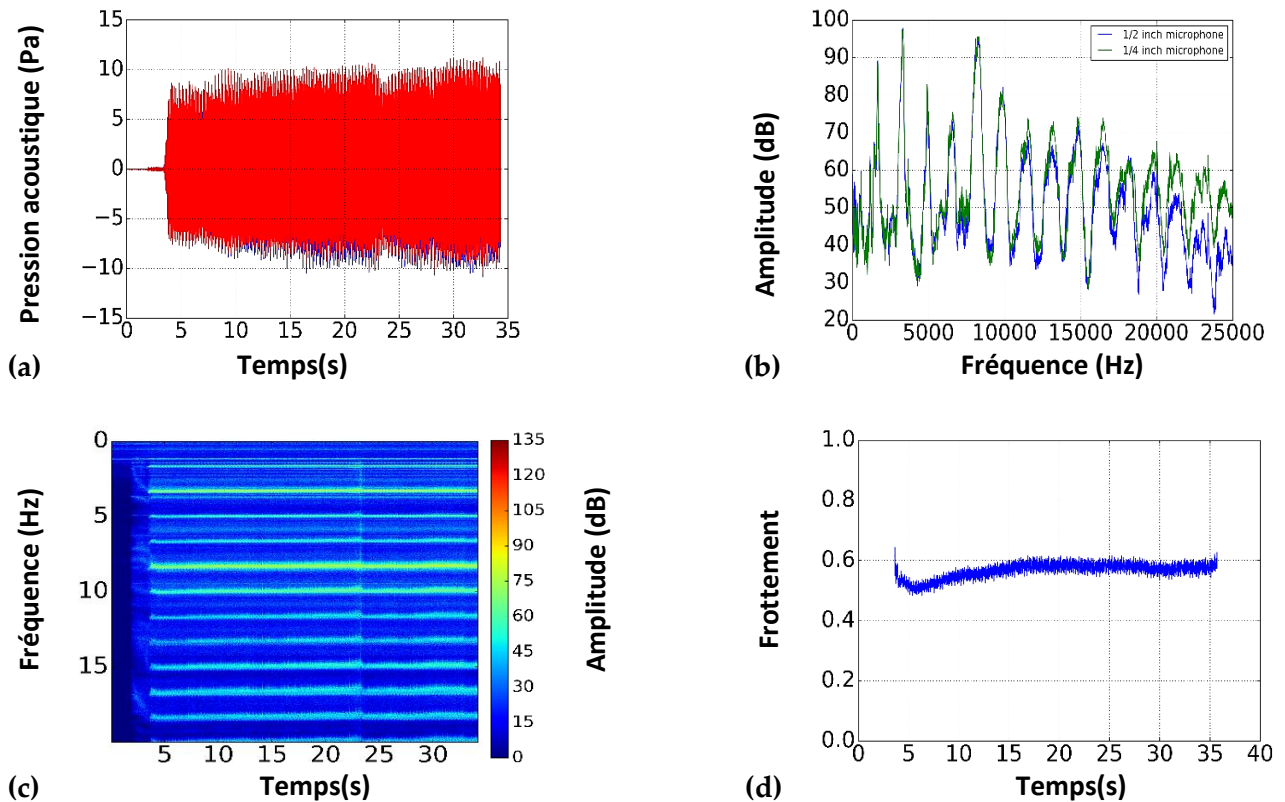


Figure 5.37 (a) pression acoustique durant la séquence (b) FFT des émissions acoustiques durant tout l'essai (c) diagramme temps-fréquence (d) frottement en fonction du temps (G36-002 ; S3- Séquence 13)

L'expulsion des débris hors du contact s'accélère brutalement à partir de la série S6 au point de laisser la surface découverte et accidentée avec des fibres émergentes. La [figure 5.38](#) présente l'ensemble des résultats obtenus sur la séquence 19 de la série S6, soit en fin de série. Durant la séquence 19 en particulier, le frottement instantané est très instable et associé des occurrences de bruits intermittents et fluctuants apparaissant par à-coups. Les raies principales sont de 2.5 kHz, 4 kHz et 7.5 kHz avec des rayonnements acoustiques respectivement de 80 dB, 90 dB et de 78 dB.

Durant les séries S7 à S8 l'échantillon G36-002 perd encore de la matière et l'usure touche désormais les fibres de renfort métallique qui assurent la portance primaire. Les températures maximales et le frottement moyen sont instables et fluctuants à l'image de la réponse vibratoire du système.

La [figure 5.39](#) présente un ensemble de résultats obtenus sur la G36-002 lorsqu'elle ne crisse pas. Il s'agit de la séquence 16 de la série S7. La séquence 16 est partiellement bruyante dans le temps en référence au diagramme temps-fréquence. L'instant où l'on observe l'atténuation du bruit sonore est marqué par l'expulsion brutale de poudres hors du contact durant la séquence.

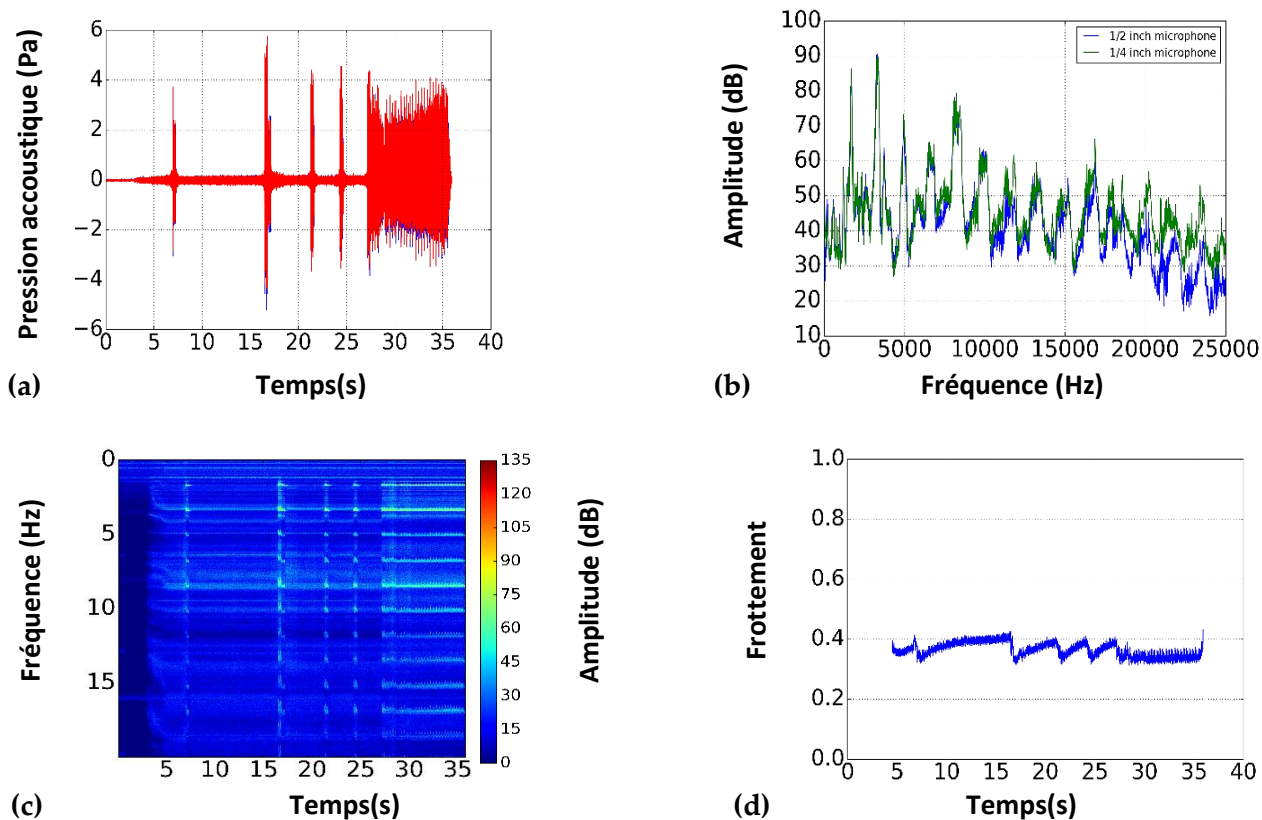


Figure 5.38 (a) pression acoustique durant la séquence (b) FFT des émissions acoustiques durant tout l'essai (c) diagramme temps-fréquence (d) frottement (G36-002 ; S6- Séquence 19)

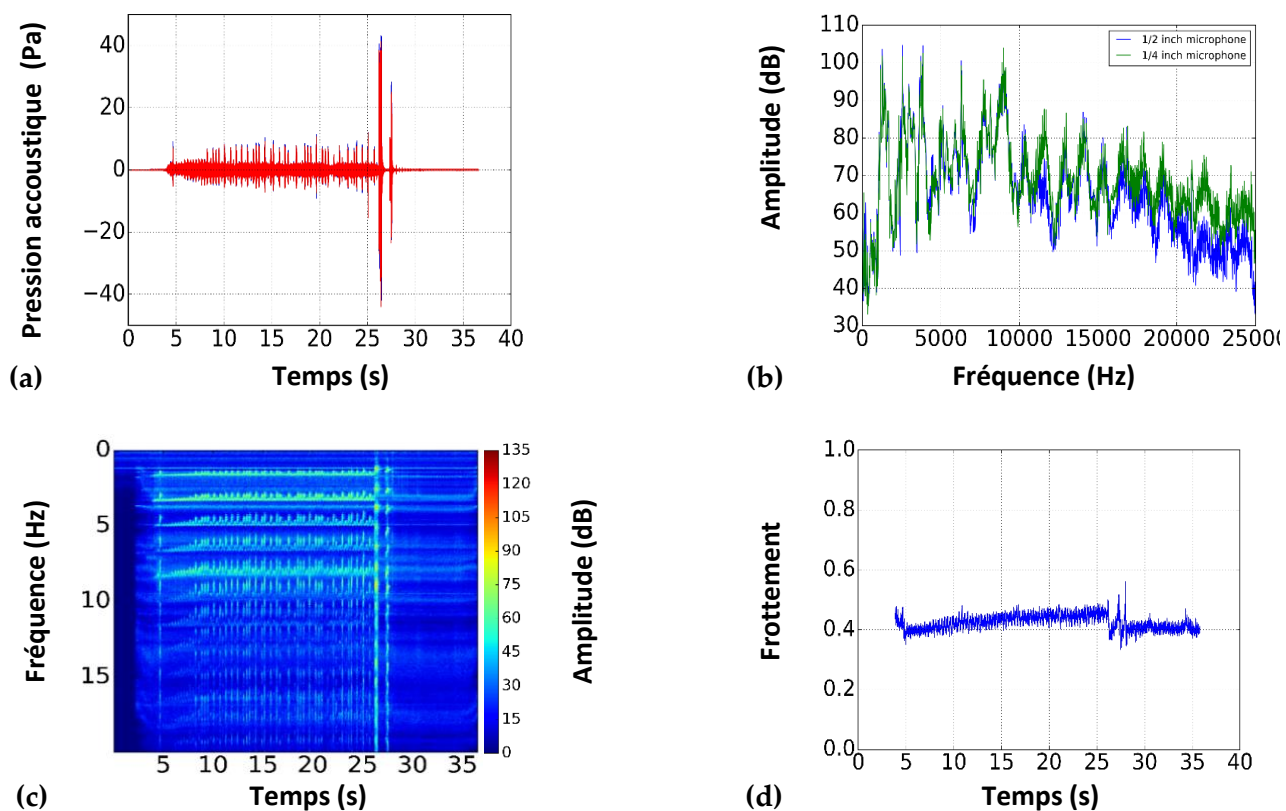


Figure 5.39 (a) pression acoustique durant la séquence (b) FFT des émissions acoustiques durant toute la séquence (c) diagramme temps-fréquence (d) frottement (G36-002 ; S7- Séquence 16)

En résumé, la surface de la G36-002 est très évolutive, conséquence de régimes tribologiques variants aux transitions parfois abruptes. Au fil des séries, on note que le contact progresse vers l'entrée en s'homogénéisant. On observe une réorganisation permanente des localisations de contact autour des zones de portance tantôt primaire (émergence de fibres métalliques), tantôt secondaire (plateaux de portance de petite dimensions) selon la tolérance du contact à retenir les débris.

Comme le comportement tribologique, le comportement vibroacoustique de la G36-002 est transitoire et très instable. Sa signature acoustique semble être influencée par ces trois régimes tribologiques identifiés à l'observation des frottements moyens.

- D'abord, la production de poudres et leur recirculation modérée dans le contact peut conduire au crissement suivant les fréquences harmoniques 2kHz, 4kHz et 8kHz en début d'essai (S1 à S3).
- Puis une recirculation plus accrue (S3) et une expulsion de ces poudres relativement abondante (S4 et S5) est peu propice aux occurrences de bruit.
- Enfin, une usure s'attaquant aux petits plateaux secondaires et aux plateaux primaires constitués de fibres métalliques perturbe la portance et favorise des vibrations forcées avec des excitations larges bandes. Ces mécanismes exacerbent non seulement les basculements avant-arrière de pion de type arc-boutement, mais aussi probablement les repositions de localisation de contact dans toutes les directions. D'où, des réponses acoustiques multifréquences qui n'est pas du crissement. Il apparaît après analyse des essais que la G36-002 n'est que rarement crissant, si on ne considère pas les vibrations larges bandes associées aux basculements du pion.

4.3. Matériau G36S

On rappelle que la G36S est une formulation simplifiée de la G36-002 contenant moins de composants, notamment sans fibres longues. L'essai réalisé sur G36S comporte 15 séries.

4.3.1. Évolutions des surfaces G36S

La **figure 5.40** reporte les photos décrivant qualitativement l'évolution des surfaces de la G36S en cours d'essai. En se référant aux photos :

- après rodage, il semblerait que la surface de l'échantillon porte un film de troisième corps riche en oxyde de fer (dépôt de coloration rouge ocre). Les poudres oxydées s'accumulent à l'entrée de contact du fait du positionnement du pion en sortie de contact au démarrage de l'essai.
- dès la série S2, des stries d'abrasion sont visibles à la surface de l'échantillon. Le phénomène s'étend et s'accroît au fil des séries.
- avec l'abrasion, s'ajoute à partir de la série S4 des arrachements qui laissent des cavités à la surface de l'échantillon. Les motifs des graphites en début d'essai et en fin d'essai restent en partie les mêmes et suggèrent ainsi un recouvrement partiel et faible de ce constituant. Les régions en surpression sont les plus endommagées (sortie et rayon intérieur).

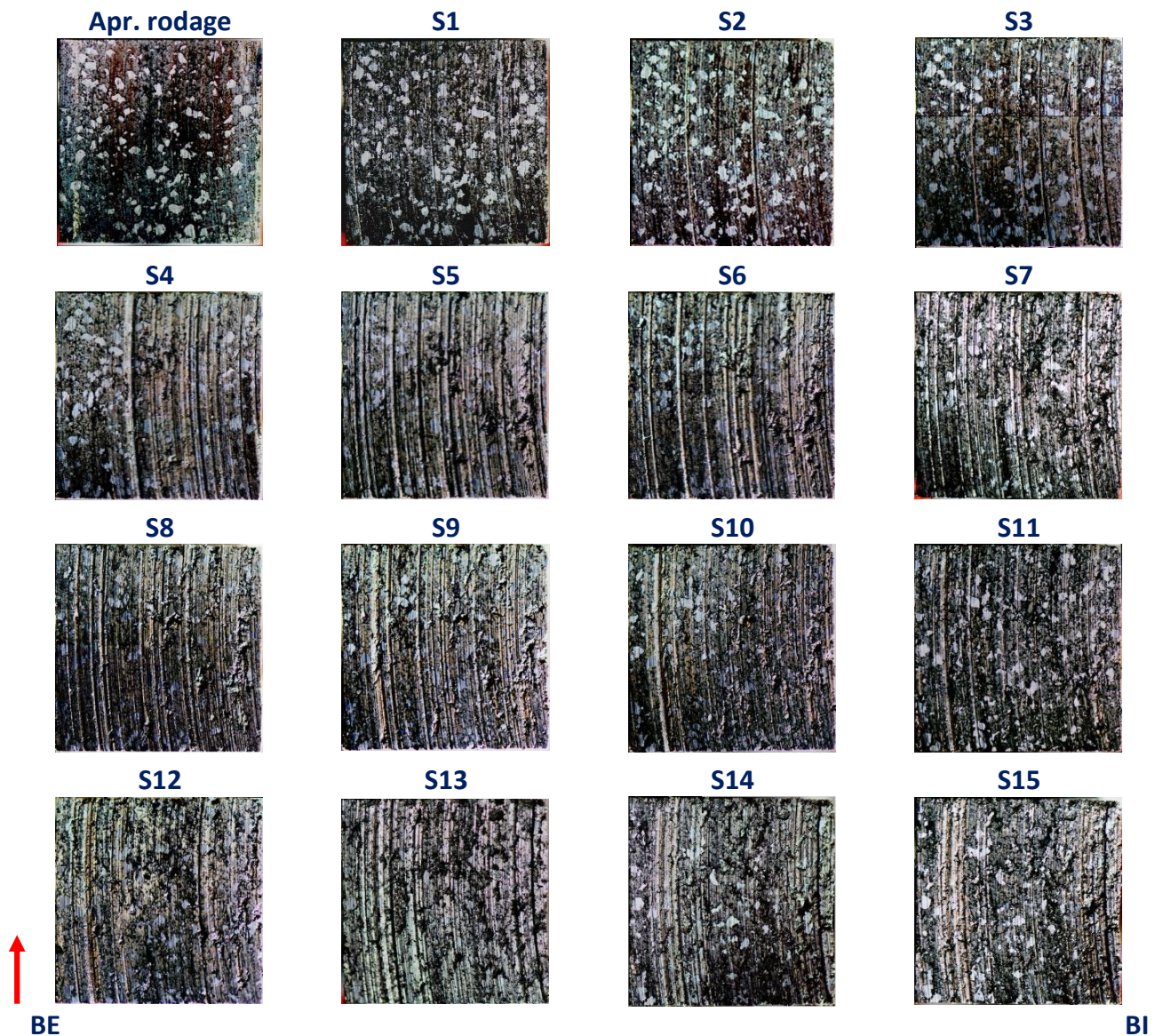


Figure 5.40 États des surfaces de la G36S après chaque série

Après la série S10, la matrice métallique est sujette à des arrachements de particules laissant des cavités à la surface du pion. La [figure 5.41](#) présente les profils moyens de contact pion- disque par série dans la direction de frottement [figure 5.41](#)-(a) et la direction radiale [figure 5.41](#)-(b). Les données brutes de répartition de pression figurent à l'[annexe D.6](#). Le contact pion- disque reste encore très localisé en sortie. La progression du contact vers l'entrée est faible.

- En moyenne, le contact varie très peu suivant la direction de glissement. La pression de contact est croissante et non-linéaire de l'entrée vers la sortie de contact. Cette répartition est conséquente au positionnement du pion au début de l'essai.
- En moyenne, suivant la direction radiale, le contact varie plus que suivant la direction de glissement. Néanmoins, quelle que soit la série considérée, le contact est très localisé au rayon intérieur où on enregistre des surpressions (> 0.5 MPa).

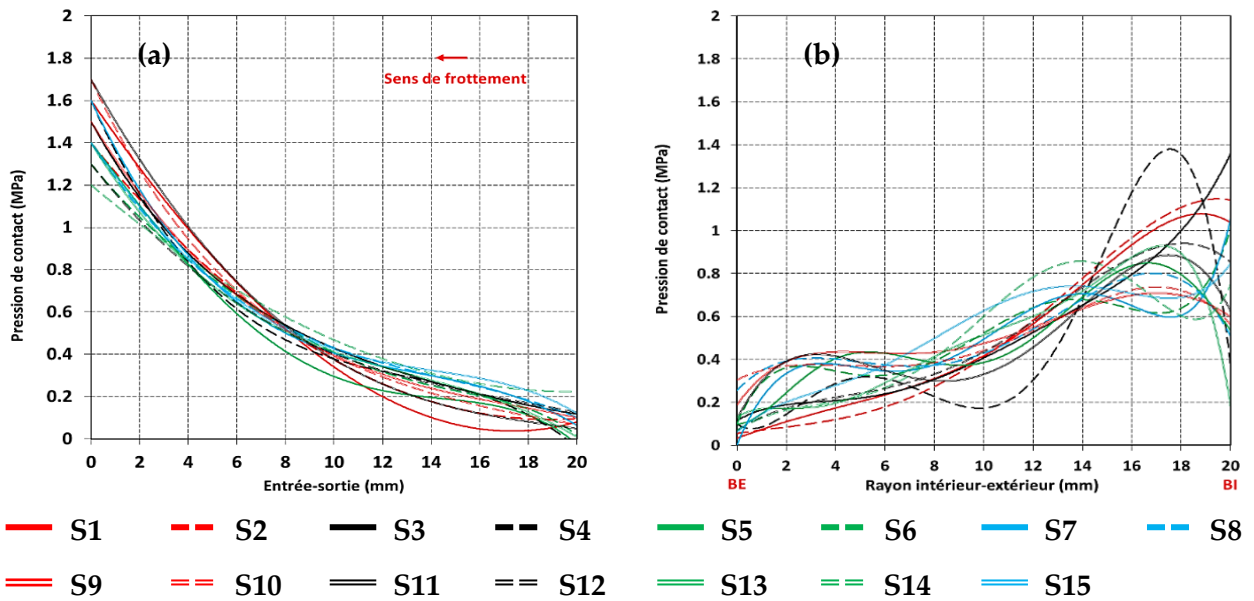


Figure 5.41 Profils moyens du contact par série (a) dans la direction de frottement (b) dans la direction radiale G36S

La **figure 5.42** présente la topographie de la surface de l'échantillon G36S après l'essai. De l'entrée de contact à la sortie de contact, la surface de l'échantillon est profondément rayée sur son rayon extérieur et surtout sur son rayon intérieur avec un écart maximum de 340 μm . La surface du matériau peut subir une abrasion due au détachement de ses propres constituants. De nombreuses cavités aussi profondes que les rayures du rayon intérieur sont réparties à la surface du matériau. Ces cavités ont un diamètre équivalent moyen de 261 μm , minimum de 38 μm , et maximum de 1173 μm . Il est probable que certaines de ces cavités contenaient des particules de céramiques qui ont été arrachées, car, leur granulométrie est comprise entre 75 et 400 μm (**chapitre 2 1.3.1**). Au-delà de ces dimensions, il est possible que ces cavités soient causées par des arrachements de graphites, car leur granulométrie peut aller jusqu'à 1200 μm .

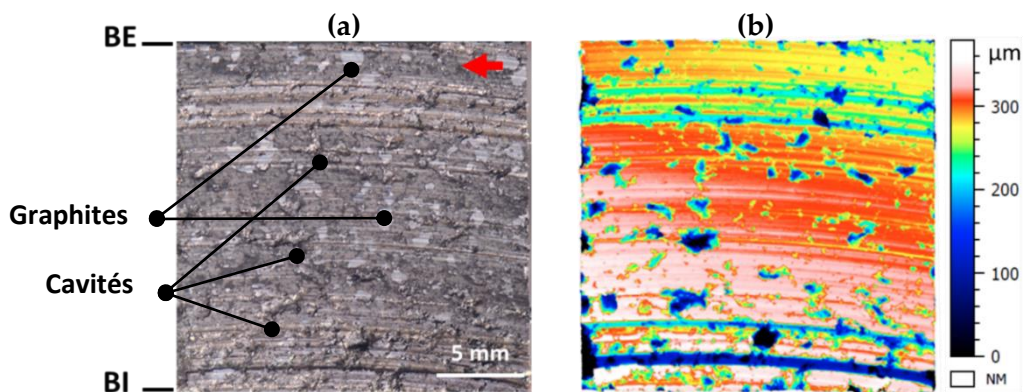


Figure 5.42 (a) Photo de la surface de frottement (b) topographie de la surface de frottement de l'échantillon G36S après essai

Les **figure 5.43** à **figure 5.46** présentent des micrographies MEB de la surface de la G36S après l'essai. Les plaques de portance développées à la surface de la G36S sont très étendues. À la surface de l'échantillon G36S, on observe moins de poudres qu'à la surface de la G35 (**figure 5.43** et **figure 5.44**). La surface de la G36S porte des rayures vraisemblablement causées par l'abrasion très sévère touchant le rayon intérieur de l'échantillon.

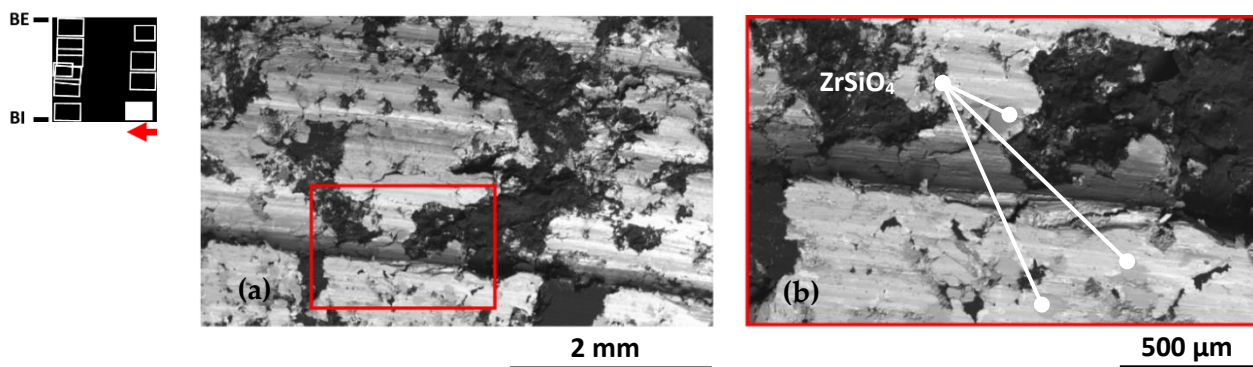


Figure 5.43 Strie d'abrasion (entrée de contact, G36S, MEB-BSE)

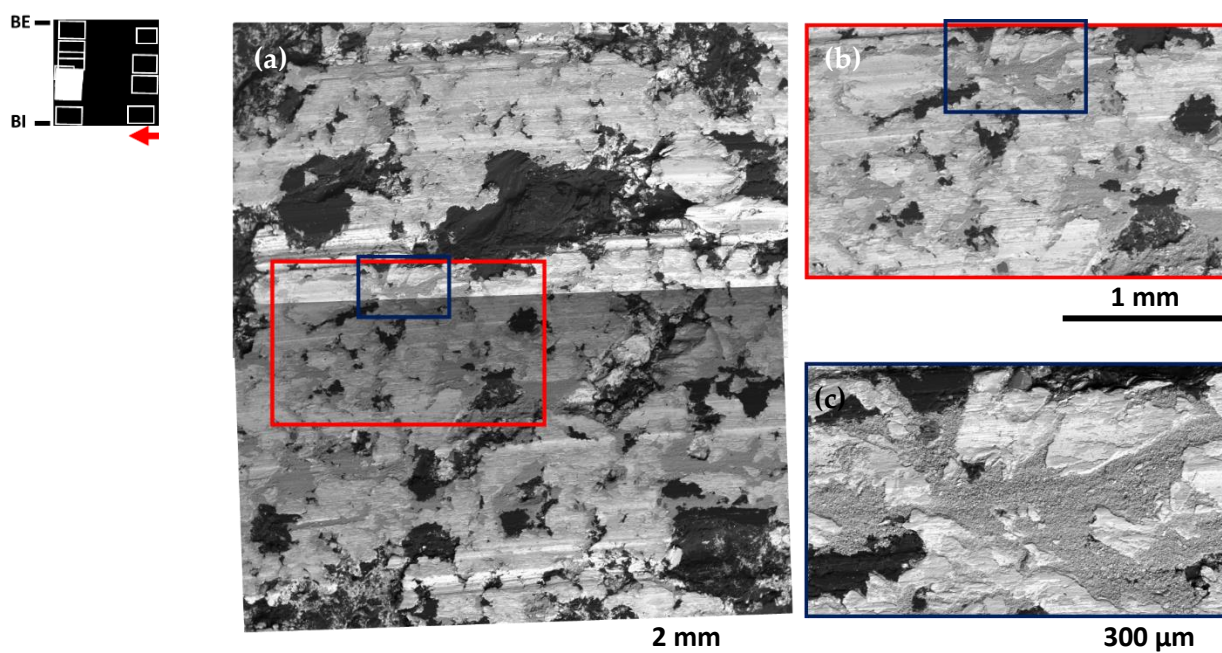


Figure 5.44 Troisième corps étendu, peu de poudres, déchaussement de particules (sortie de contact rayon intérieur, G36S, MEB- BSE)

Le troisième corps est constitué de fer entre 60% massique et 80% et de cuivre entre 10% massique et 12% (figure 5.45). Les poudres couvrent partiellement les particules de graphite. Suite aux essais, la surface de la G36S contient de nombreuses porosités (figure 5.46). Elles sont de tailles très importantes et semblent correspondre à un arrachement de la matrice métallique de la G36S autour des graphites.

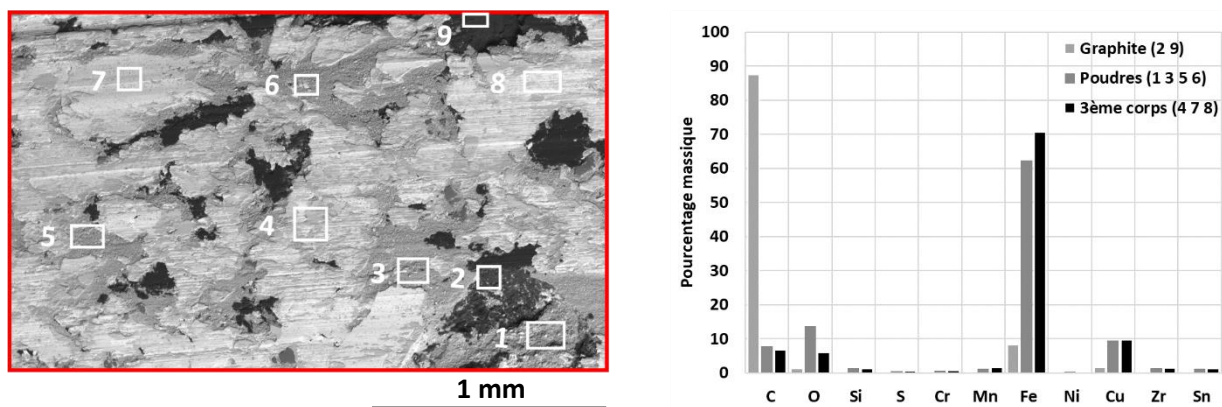


Figure 5.45 Compositions chimiques moyennes des poudres et du troisième corps (matériau G36S)

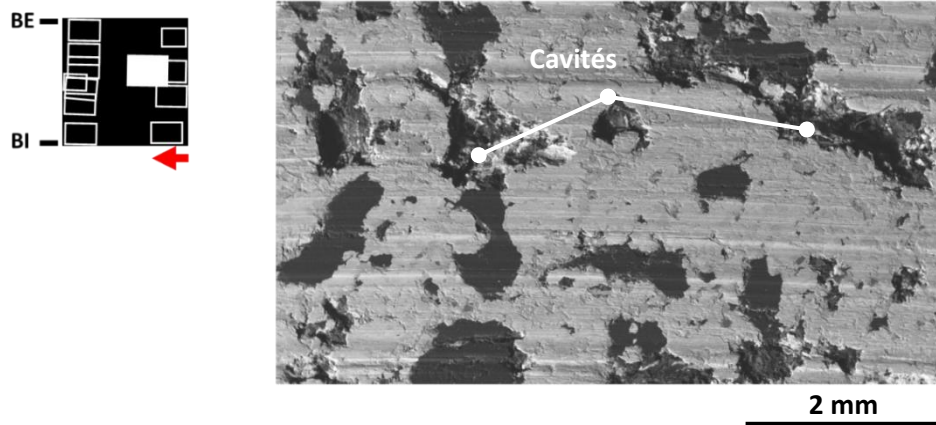


Figure 5.46 Cavités béantes, signe de l'arrachement de particules

4.3.2. Températures maximales et frottement moyen G36S

Durant l'essai, le frottement moyen de la G36S est de 0.55 avec une variation de 10%. En référence à la [figure 5.47](#), les hausses de température s'accompagnent d'un frottement moyen qui augmente continuellement durant chacune des séries et qui ne parvient pas à se stabiliser durant tout l'essai. Le frottement augmente le plus et atteint son maximum en fin de séries S11, S12, et S14.

Rappelons que nous imposons au pion un déplacement normal. Durant une série, ce déplacement maintenu est corrélé à la force normale avant le déroulement de la série. Comme illustré en [annexe D.2.4](#) pour la série S11 par exemple, on verra que durant chacune des séries, la force normale imposée baisse au fil des séquences. Cette diminution est probablement due à l'usure. L'effort tangentiel reste quasiment constant. D'où, un frottement qui augmente. Avec les sauts de frottement instantanés, séquences 3, 5, 11, 15, 20 de la S11 par exemple, on observe des inflexions des températures qui doivent correspondre à des pertes de chaleur dues à l'usure (énergie dissipée par l'usure).

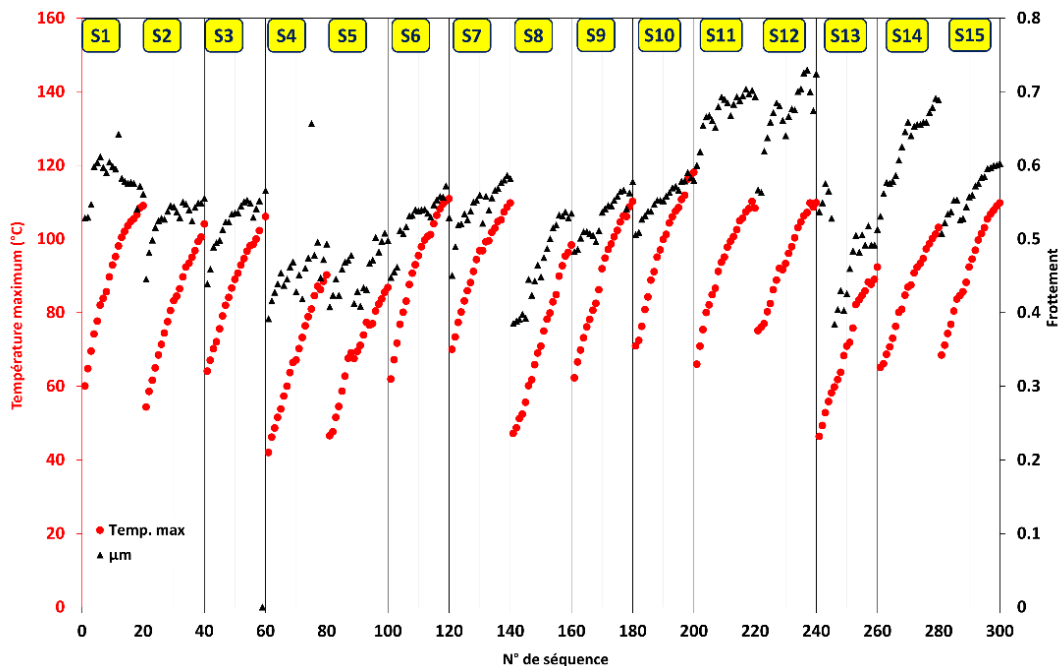


Figure 5.47 Températures maximales et frottement moyen (matériau G36S)

4.3.3. Signature vibroacoustique G36S

La **figure 5.48** présente les transformées de Fourier des enregistrements sonores de chacune des séquences regroupées par série. Durant l'essai mené sur la G36S, cinq fréquences sonores peuvent apparaître. Il s'agit des fréquences 1.8 kHz (f_0), 4 kHz (f_1), 7.8 kHz (f_2), 10 kHz (f_3) et 13kHz (f_4). Les deux premières fréquences sont très intermittentes et crissent simultanément en début de série généralement. Les trois dernières sont persistantes et toujours crissantes avec des amplitudes acoustiques supérieures 100 dB contrairement aux autres fréquences qui sont marquées, mais de faibles amplitudes comprises entre 60 dB et 90 dB. Les fréquences f_2 et f_3 peuvent tarder à se mettre en place en début de série (S3, S4) indépendamment de la fréquence f_4 qui reste continue. En revanche, la disparition de la fréquence f_4 s'accompagne toujours de celle f_2 et f_3 qui conduit à l'arrêt du crissement (série S5 séquence 13, série S13 séquence 10). Dans les deux cas, la disparition du crissement est précédée d'une séquence de vibrations larges bandes. Les séquences dont les FFT sont multifréquences telles que la séquence 20 de la série S1, les séquences 10, 11, 12 de la série S4, les séquences 4, 11, 12 de la série S5 peuvent s'expliquer par un événement tribologique ponctuel et abrupt de type expulsion de débris. Ces épiphénomènes sont à l'origine de vibrations forcées avec des excitations larges bandes et pouvant s'accompagner de basculements très prononcés de la portance du pion vers l'entrée de contact. La position de la résultante présentée **figure 5.49-(b)** permet une évaluation du basculement que subit le pion G36S durant l'essai. Les fortes variations de la résultante des forces apparaissent souvent quand le spectre acoustique est multi-fréquentielle (séquence 10 de la série S8). La vibration forcée est en partie exacerbée par les régimes d'usure du pion. De la même manière, que pour la G35 l'effort normal appliqué à la G36S a tendance à diminuer au fil des séquences, comme il est observable sur la série S8 (**figure 5.49-(a)**). Cette diminution est cependant plus marquée que celle observée sur la G35. Chaque séquence considérée séparément, les phénomènes de dilatation causant les remontées de l'effort normale sont toujours présents. Entre chaque séquence, les efforts apparaissent très discontinus. Ces écarts sont peut-être dus au retrait thermique ou encore aux pertes de matière lors des ouvertures de contact.

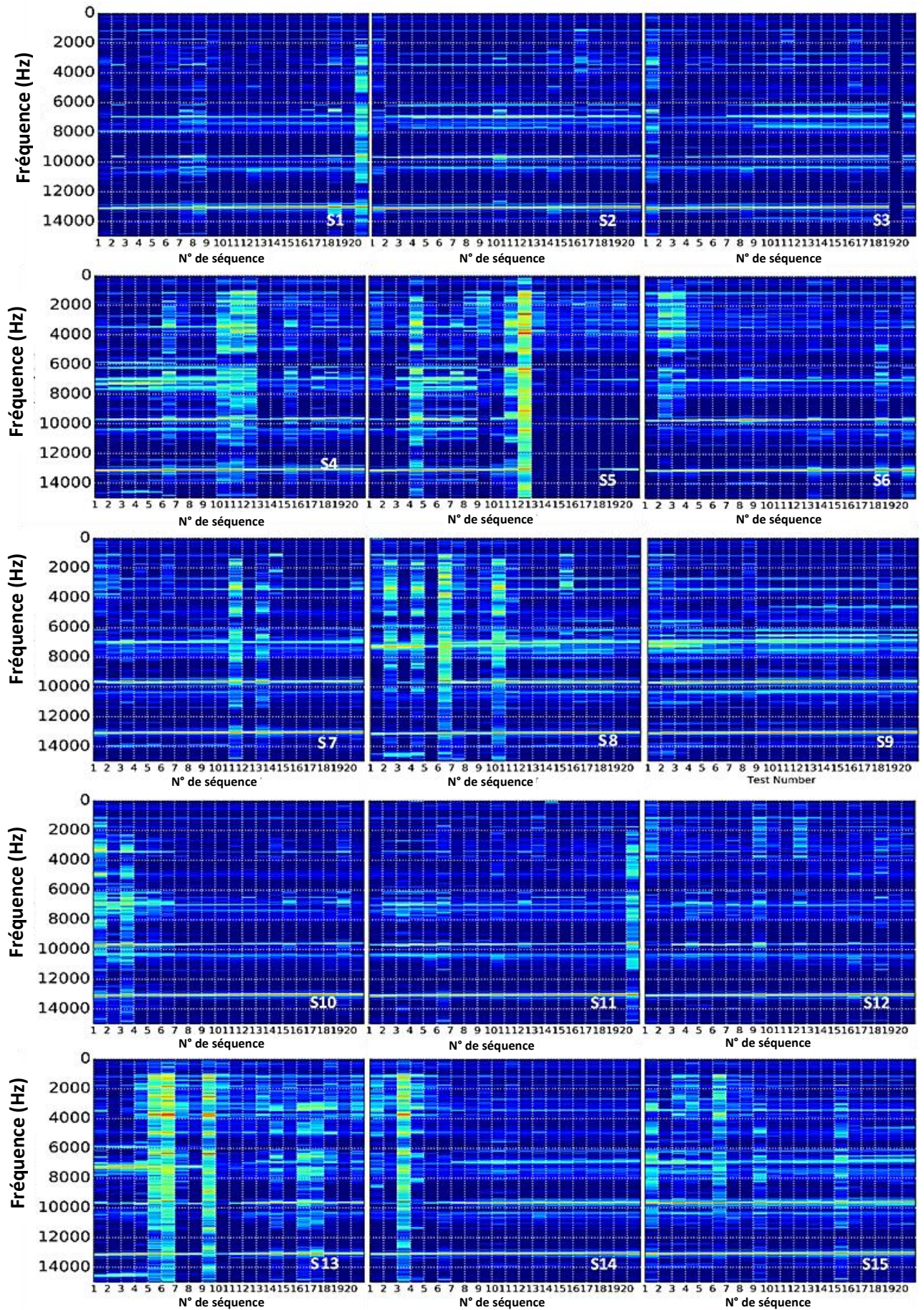


Figure 5.48 Transformées de Fourier des signaux acoustiques par série (matériau G36S)

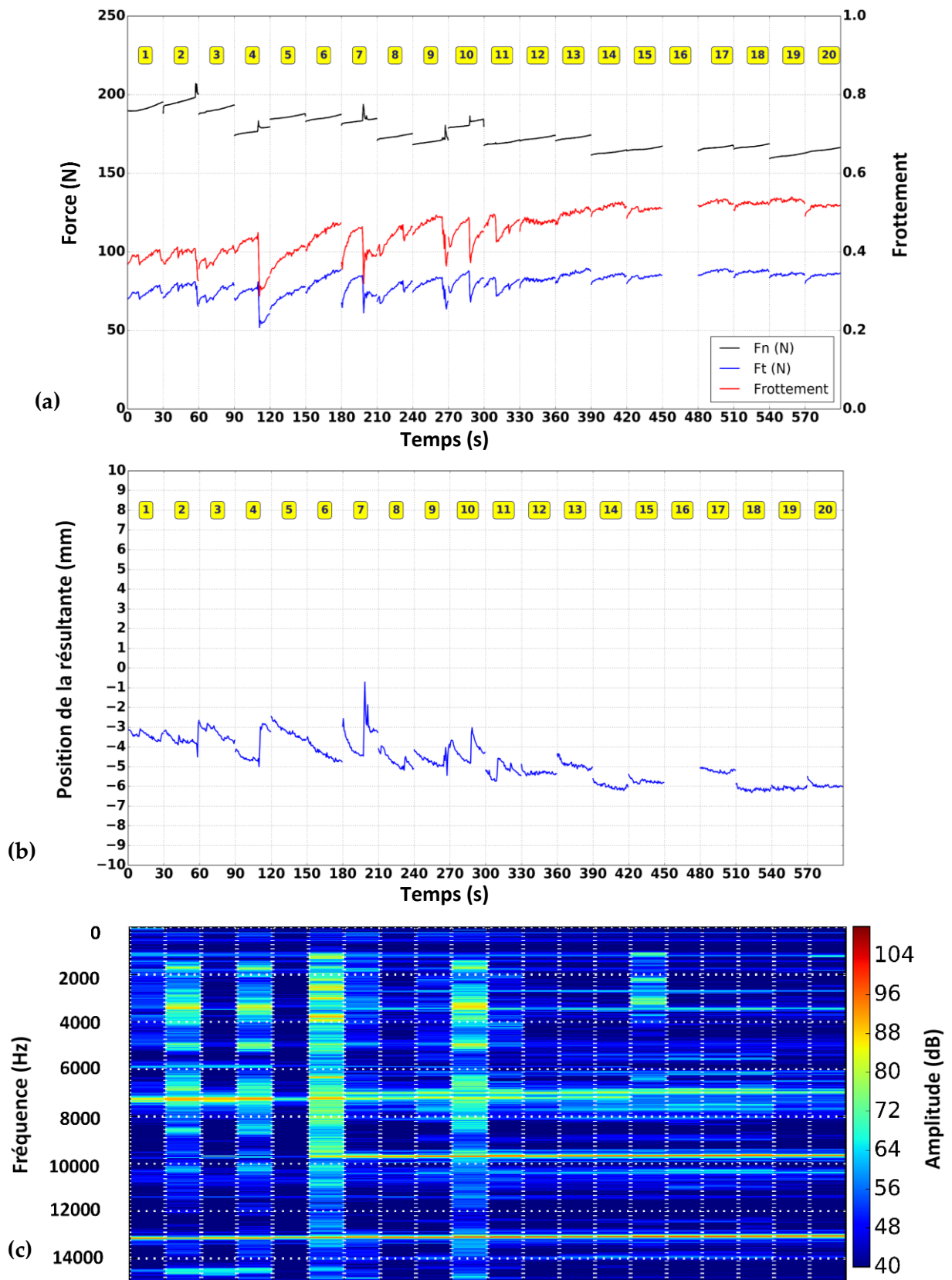


Figure 5.49 (a) force normale, tangentielle, frottement (b) position de la résultante des forces appliquées (c) FFT de l'acoustique enregistré durant la série S8 du protocole de la G36S

La [figure 5.50](#) présente des résultats plus détaillés de la séquence 20 de la série S5. Cette séquence est caractérisée par une intensification progressive du crissement de fréquences f_2 (65 dB), f_3 (78 dB) et f_4 (98 dB).

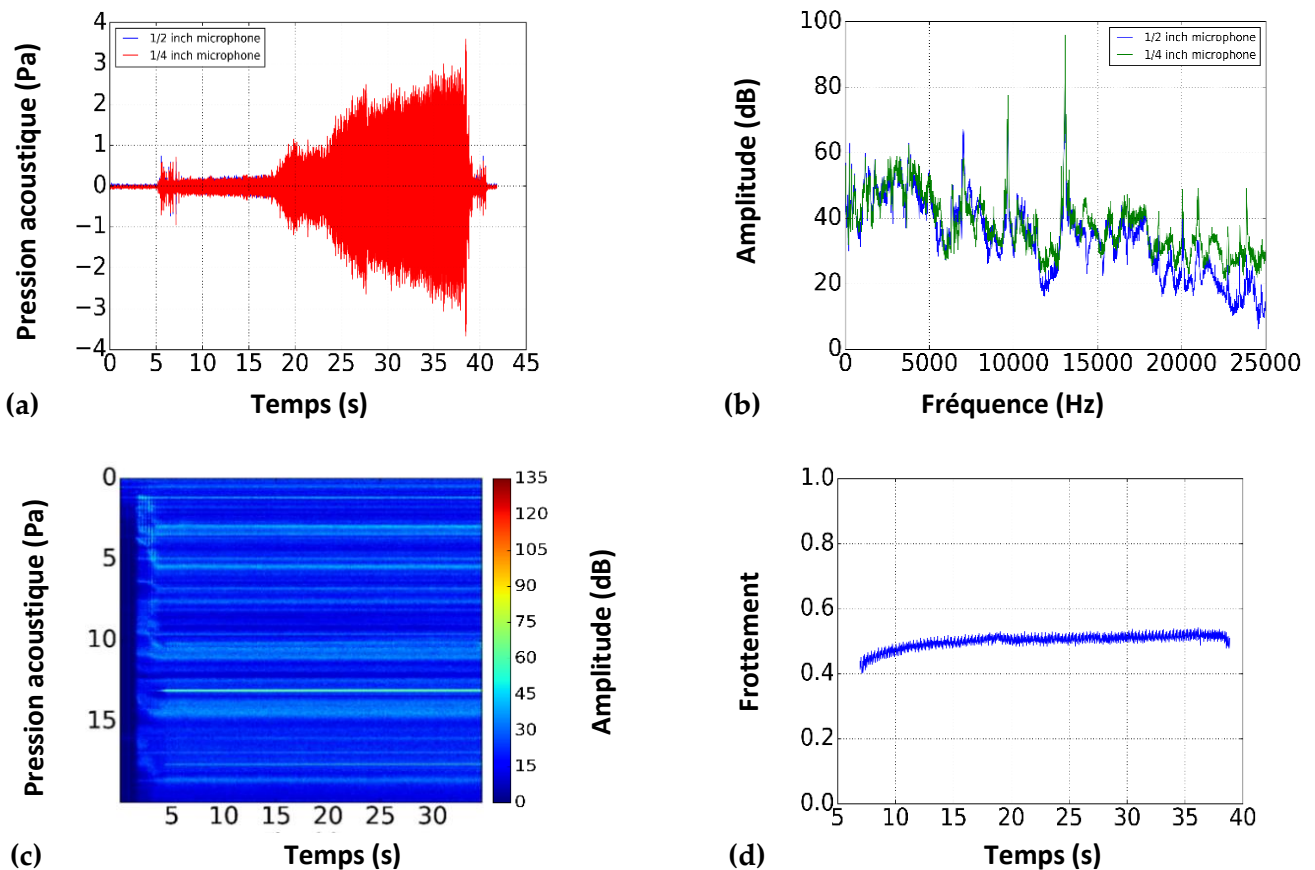


Figure 5.50 (a) pression acoustique durant la séquence, (b) FFT des émissions acoustiques durant tout l'essai, (c) diagramme temps-fréquence, (d) frottement (G36S, S5 Séquence 20)

La signature acoustique de la G36S comporte trois fréquences dominantes et répétées 7.8 kHz (f_2), 10 kHz (f_3) et 13 kHz (f_4). Les fréquences f_2 , f_3 et f_4 sont systématiques et harmoniques. La raie f_4 est de plus forte amplitude. Associée à f_4 , f_3 franchit également parfois les 80 dB. Bien que marquée f_2 reste discrète avec une amplitude relativement faible. Globalement le crissement est présent de manière quasiment continu durant les essais.

Durant les essais, la surface de la G36S est affectée dans un premier temps par des mécanismes d'abrasion, puis dès la fin de la série S3, des signes d'endommagement commencent à être observés. Ces signes se caractérisent principalement par des arrachements de matière ou des déchaussements de particules qui laissent des cavités à la surface de l'échantillon. L'abrasion est très marquée au rayon intérieur probablement causée par des particules recirculantes. Les plaques de portance développées à la surface de la G36S sont très étendues et semblent être de faible épaisseur.

Macroscopiquement, le contact reste en surpression en sortie et rayon intérieur durant tout l'essai, avec une faible évolution, cohérente avec des mécanismes tribologiques assez bien établis. Les frottements moyens de la G36S observés dans une série sont croissants et peu stable au fil des séquences.

4.4. Matériau G36SF

Un échantillon de G36S extrait de la garniture utilisée durant les essais d'échelle 1 (programme TE1 cf. [chapitre 3](#)) subit également le protocole d'essai sur CrisMat. Du fait des faibles températures mises en jeux dans ces essais de frottement sur CrisMat, les échantillons neufs ne développent que de faibles épaisseurs de troisième corps. Ce résultat est éloigné de la réalité E1, où les freinages peuvent conduire à la formation de fortes épaisseurs de troisième corps (cf. [chapitre 4 2.2.3](#)). L'enjeu était donc, ici, de mettre en évidence l'influence des évolutions de la garniture G36S sur le comportement vibroacoustique du système.

4.4.1. Évolution des surfaces du matériau G36SF

L'échantillon G36SF est plus précisément extrait de la demi-garniture de sortie sur son rayon intérieur qui connaît au cours du programme TE1 des températures avoisinant les 900°C en proche surface de frottement. L'échantillon est testé brut de prélèvement, c'est-à-dire avec sa surface issue de l'essai d'échelle 1. La [figure 5.51-\(a\)](#) montre l'état de surface du pion G36SF. L'échantillon est d'aspect lisse, couvert d'une couche de troisième corps compact avec des particules de graphite apparentes. Le sens de glissement sur CrisMat est incliné d'environ $\sim 30^\circ$ par rapport à celui imposé à l'échelle 1 (flèche blanche). La [figure 5.51-\(b\)](#) représente la répartition de pression entre le pion et le disque. Elle met évidence une large zone en concavité dont le dénivelé est macroscopique.

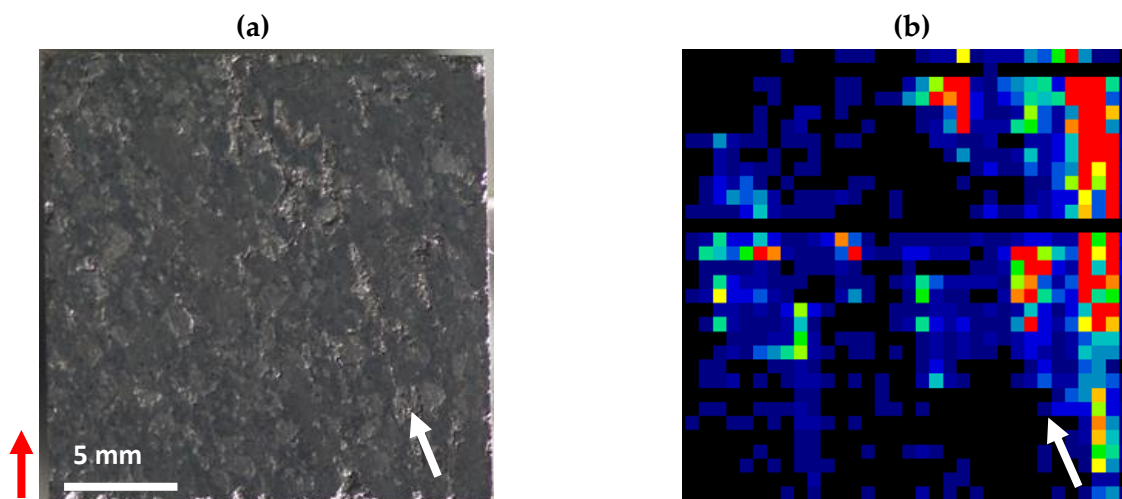


Figure 5.51 G36SF avant essai (a) photo de la surface de l'échantillon (b) répartition de pression du contact pion-disque

La [figure 5.52](#) présente les photos de la surface de frottement de l'échantillon G36SF après chacune des séries de l'essai.

Par défaut, l'échantillon présente une large zone en concavité conséquente aux essais de freinage qu'il a subi à l'échelle 1. Les stries observées indiquent le sens de glissement durant les essais de freinage.

Les séries S1 et S2 sont caractérisées par la présence de poudres, en plus des plaques de troisième corps préexistantes. Ces poudres sont essentiellement concentrées sur la zone en concavité par défaut de l'échantillon.

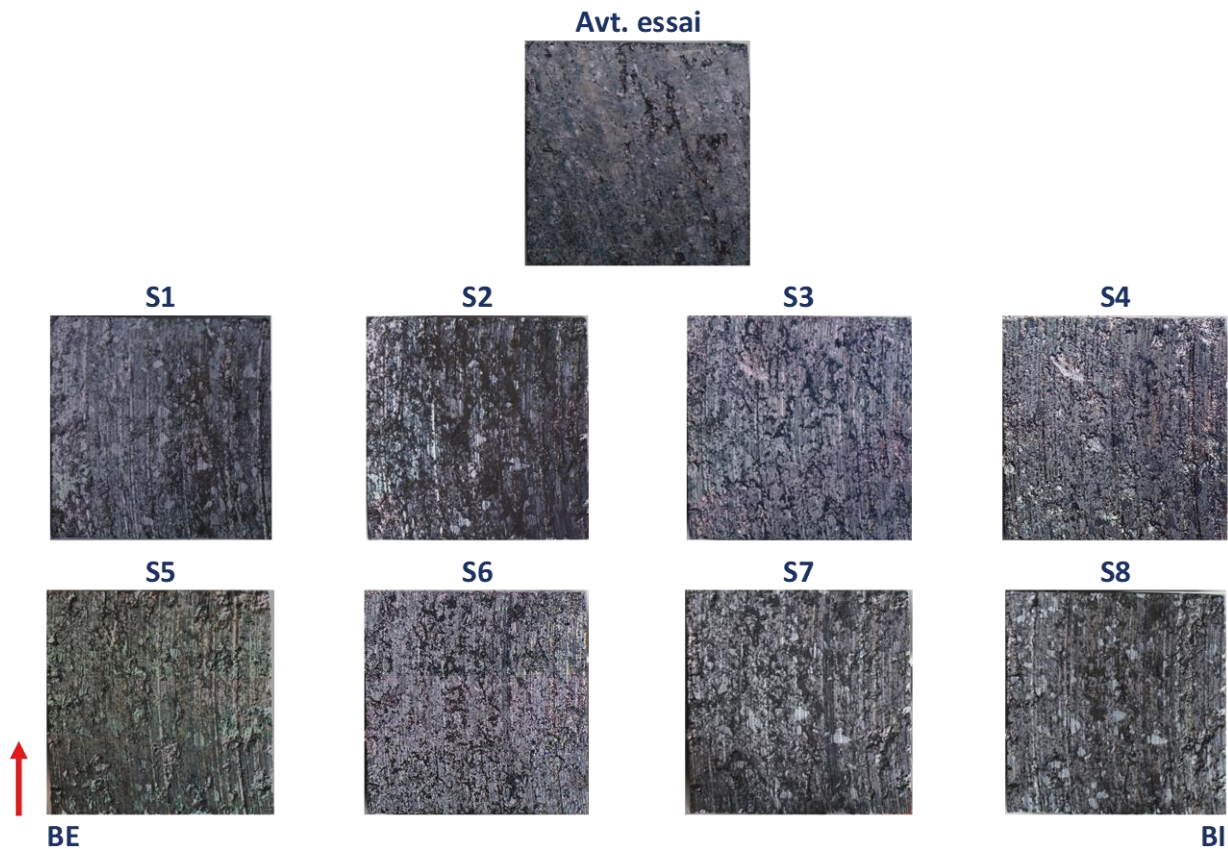


Figure 5.52 États de surface de l'échantillon G36SF

La **figure 5.53** montre les profils moyens des répartitions de pression suivant la direction de glissement **figure 5.53-(a)** et suivant la direction radiale **figure 5.53-(b)**. Les résultats bruts des répartitions de pression mesurées en fin des séries d'essais menés sur la G36SF sont répertoriés à l'**annexe E.5**. En moyenne, suivant la direction de glissement, les répartitions de pression évoluent peu au cours de l'essai. Elles résultent du positionnement de l'échantillon au début de l'essai. Cette observation est très proche de celle faite sur l'échantillon G36S. En moyenne, suivant la direction radiale, le contact est localisé au rayon intérieur. On observe peu de changement aux fils des séries et il y a peu de reports de contact durant l'essai.

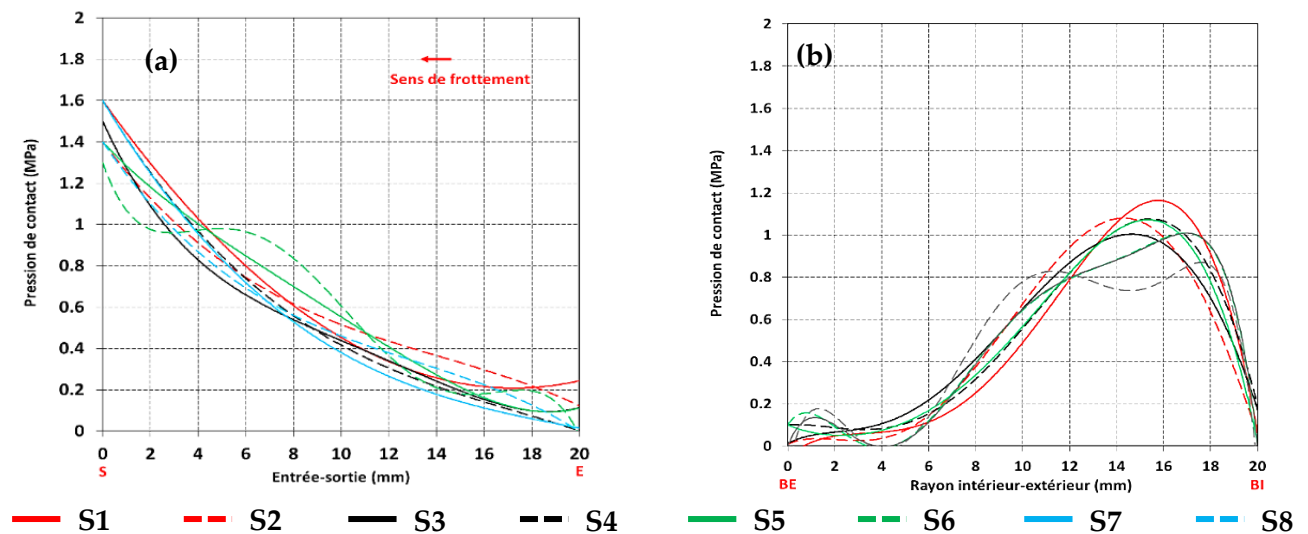


Figure 5.53 Profils moyens du contact par série (a) dans la direction de frottement (b) dans la direction radiale G36SF

En fin d'essai, le rayon intérieur et la sortie de contact ont les altitudes les plus élevées. Elles sont en surpression durant tout l'essai mené sur l'échantillon G36SF. La zone proche du rayon intérieur est endommagée et porte des signes d'abrasion et d'arrachements de particules caractérisés par de larges cavités (figure 5.54). La surface du matériau G36SF portent moins de cavités que la G36S.

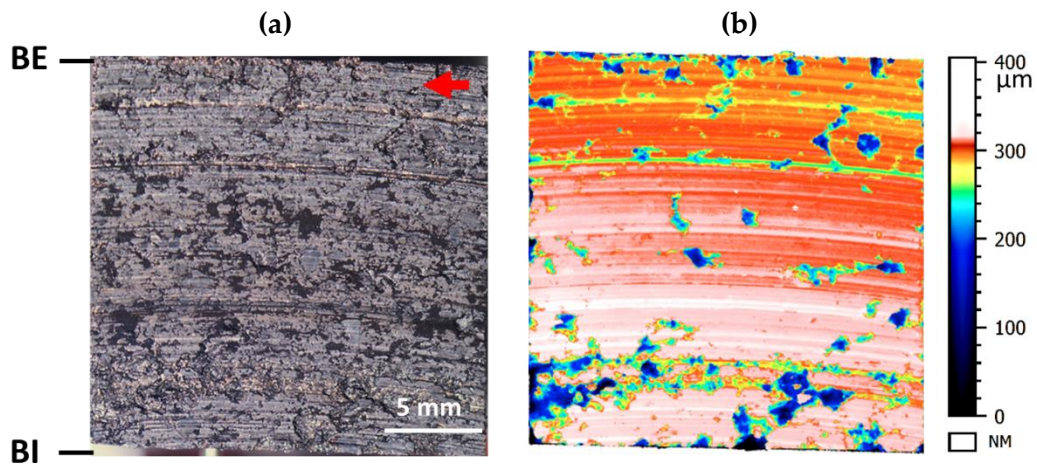


Figure 5.54 (a) Photo de la surface de frottement ; (b)topographie de la surface de frottement de l'échantillon G36SF après essai

De la figure 5.55 à la figure 5.59 représentent des micrographies de la surface de G36SF. À la surface de la G36SF, les plateaux de portances sont très étendus comme c'est le cas au rayon extérieur, figure 5.57 et figure 5.58. Les particules de graphites sont découvertes et portent des poudres peu compactées.

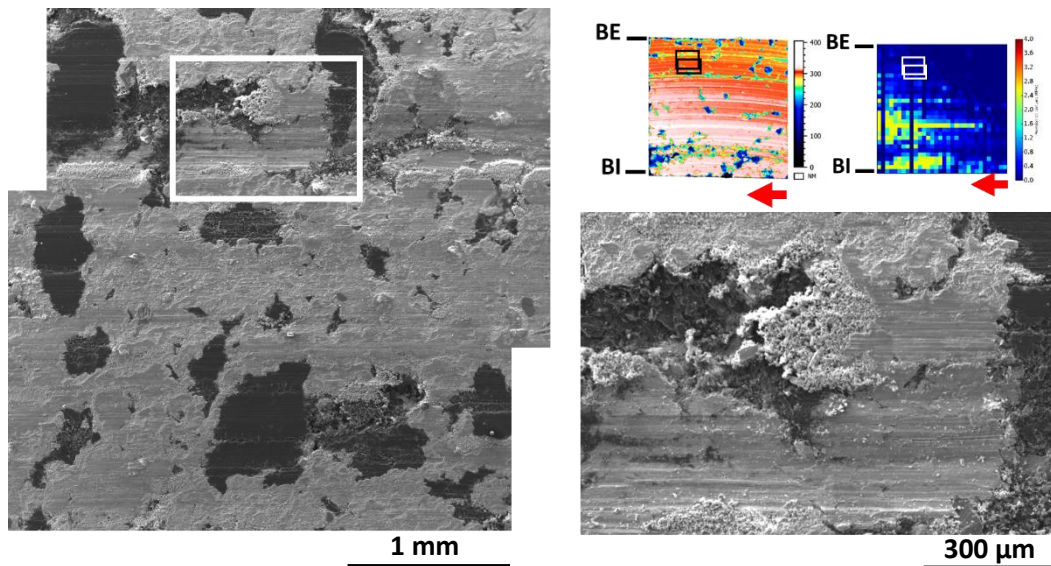


Figure 5.55 Peu de poudres et troisième corps compact très étendu (sortie de contact et rayon extérieur, G36SF, MEB-SE)

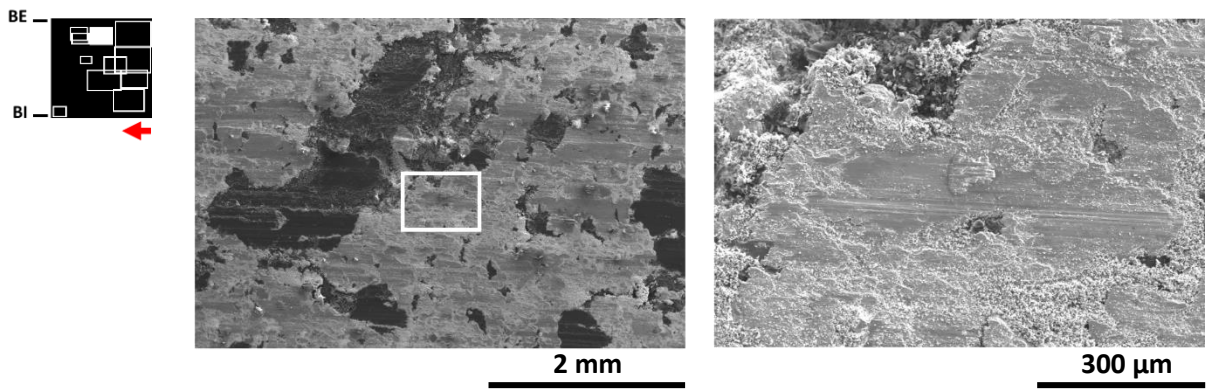


Figure 5.56 Zone portant peu couverte de troisième corps compact (rayon extérieur, G36SF, MEB-SE)

La partie centrale du pion, **figure 5.57** de l'échantillon est couverte de poudres sur de larges étendues. Dans cette zone, les pressions de contact sont relativement importantes. Ce qui laisse supposer que dans cette zone de la surface de frottement de la G36SF, le troisième corps se détériore.

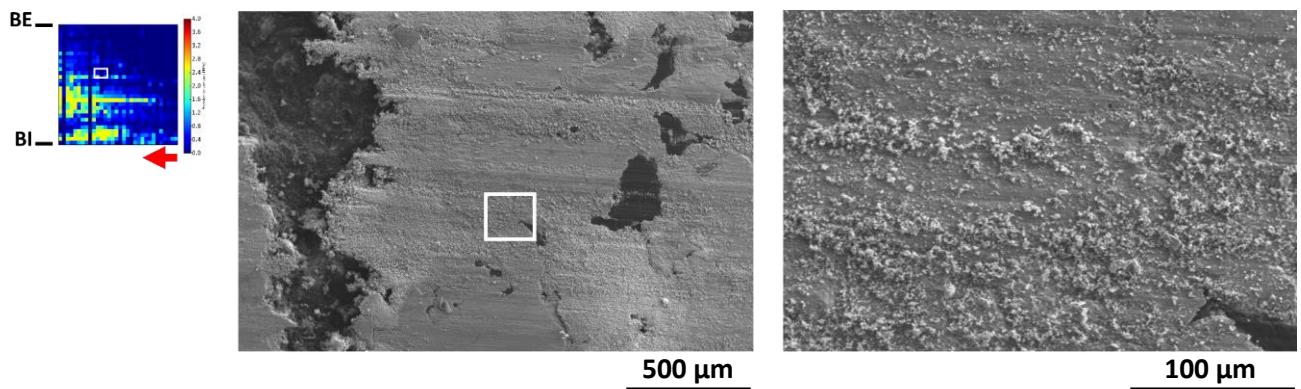


Figure 5.57 Poudres dans une zone de forte pression de contact (G36SF, MEB-SE)

Les observations MEB de la **figure 5.58** et **figure 5.59** montrent la surface de l'échantillon G36SF rayon médian et entrée de contact où les localisations de contact sont faibles. Sur ces micrographies, les plateaux de portance sont très étendus. Les particules de graphite partiellement couvertes peuvent créer de larges zones de concavité comme sur la **figure 5.58**. Les particules de céramiques sont nivelées par l'accumulation de débris.

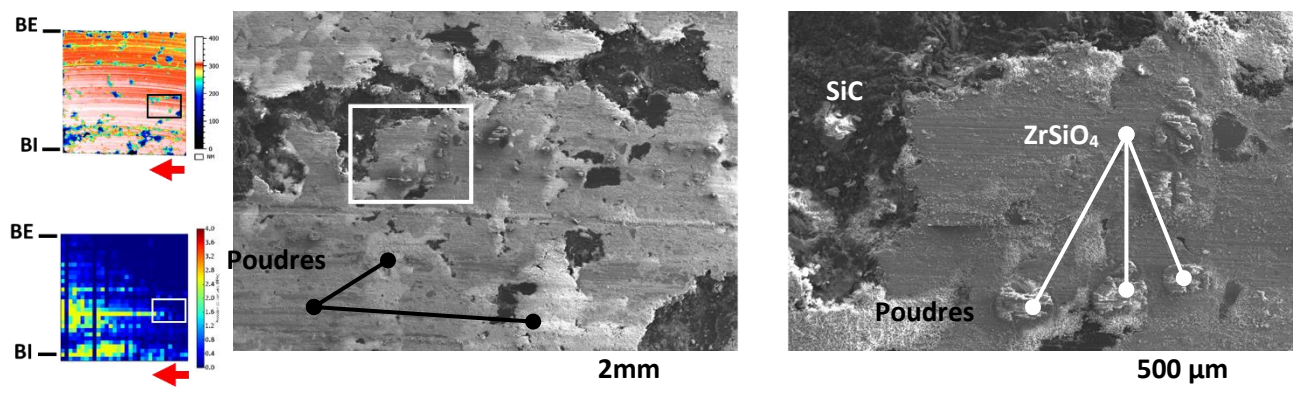


Figure 5.58 Plateaux de portance étendu, particules de graphite partiellement couvertes avec les particules de céramique couvertes (zone située en entrée de contact et rayon médian, G36SF, MEB-SE 15 keV)

La zone présentée **figure 5.59**, située dans la région centrale du pion connaît des localisations de contact fortes en fin de série S8. Dans cette région, la G36SF portent d'importantes quantités de poudres qui s'accumulent autour des particules de graphite. Ces observations, montre que dans cette région de forte localisation de contact, le troisième corps déjà présent à la surface du pion semble se détériorer.

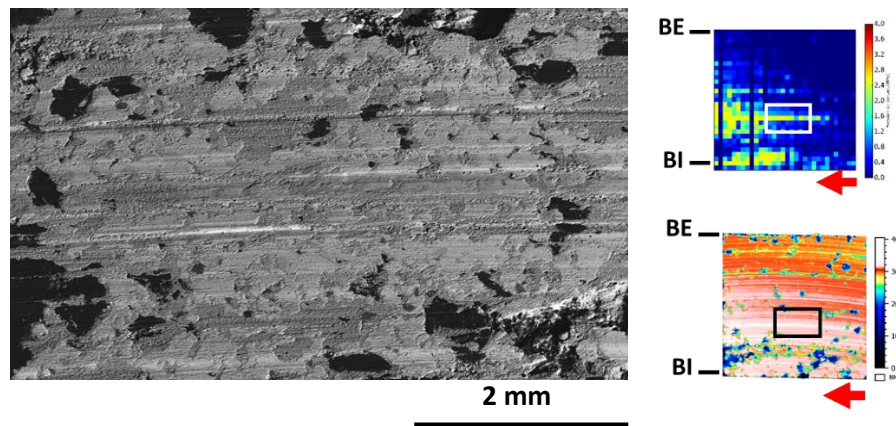


Figure 5.59 Troisième corps étendu, poudres couvrant les particules de graphite (G36SF, MEB-SE 15 keV)

4.4.2. Température maximale et frottements G36SF

Le frottement de la G36SF est plus bas que celui de la G36S. Il est en moyenne de $0.48 \pm 6\%$ contre $0.55 \pm 8\%$ pour la G36S. La surface de l'échantillon est stable et peu évolutive au fil des séries. L'échantillon n'a pas subi de rodage, ce qui peut expliquer les remontées de frottement moyen durant les deux premières séries de l'essai (**figure 5.60**). À partir de la série S3, ces remontées de frottement moyen se limitent aux premières séquences. Le frottement moyen se stabilise.

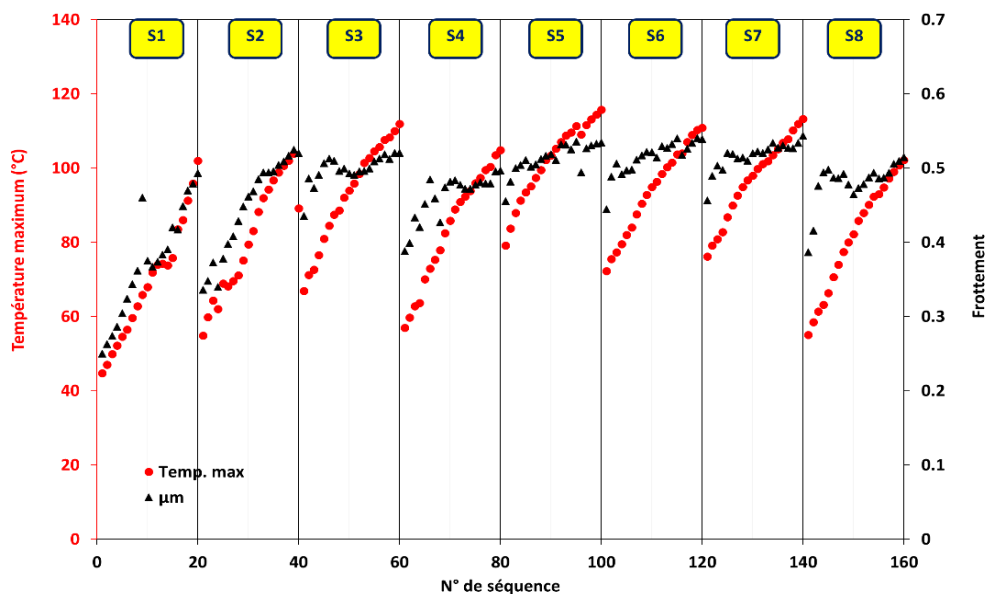


Figure 5.60 Températures maximales et frottements moyens (matériau G36SF)

4.4.3. Signature vibroacoustique du matériau G36SF

La **figure 5.61** retrace, par série, les différentes transformées de Fourier des enregistrements sonores. Les vibrations induites engagent les mêmes fréquences que celles enregistrées sur la G36S : .6.5 kHz, 13 kHz. Avec ces fréquences, s'ajoutent d'autres fréquences sous-multiples, d'amplitudes sonores plus

basses, mais non- négligeables qui sont : 4 kHz, 10 kHz. Entre S1 et S2, on observe plusieurs fréquences excitées (large bande notamment durant S2). Rappelons que l’essai a été initié sans rodage. Ce qui peut expliciter ce début un peu chaotique. Au-delà de la série S2, la réponse acoustique semble se stabiliser avec un spectre en harmoniques 6,5 – 13 kHz environ et la présence éventuelle des sous-multiples. Les deux jeux de fréquences coexistent de la série S3 à la série S5. À partir de la série S6, le deuxième jeu de fréquences n’est présent qu’en début de série, soit durant les cinq premières séquences.

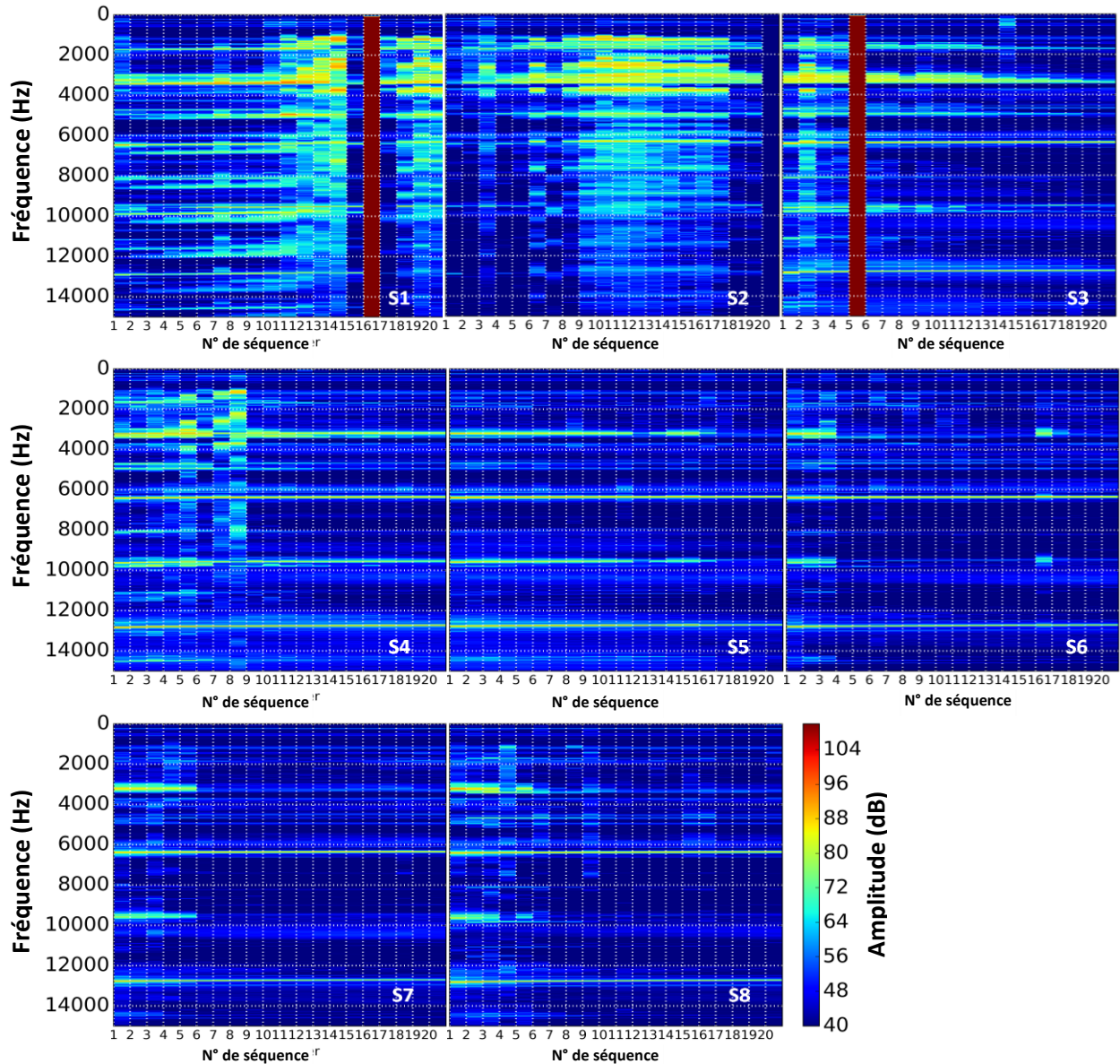


Figure 5.61 Transformées de Fourier des enregistrements sonores (matériau G36SF)

La [figure 5.62](#) rend compte des enregistrements acoustiques et le frottement en fonction du temps de la G36SF durant la séquence 2 de la série S6. On note une atténuation progressive du bruit, marquée à partir de 15s. Cette atténuation s’accompagne de celle progressive des raies de fréquences 4 kHz, 10 kHz. Les fréquences 6 kHz, 13 kHz persistent du début du frottement jusqu’à la fin. La [figure 5.63](#) reporte les enregistrements acoustiques et le frottement en fonction du temps de G36SF de la séquence 20 extraite de la série S6. Le frottement génère un bruit aux fréquences harmoniques et continues de 6 kHz, 12.5 kHz. Les émissions acoustiques subissent une atténuation ponctuelle à 15s. Il s’accompagne d’une faible variation du frottement.

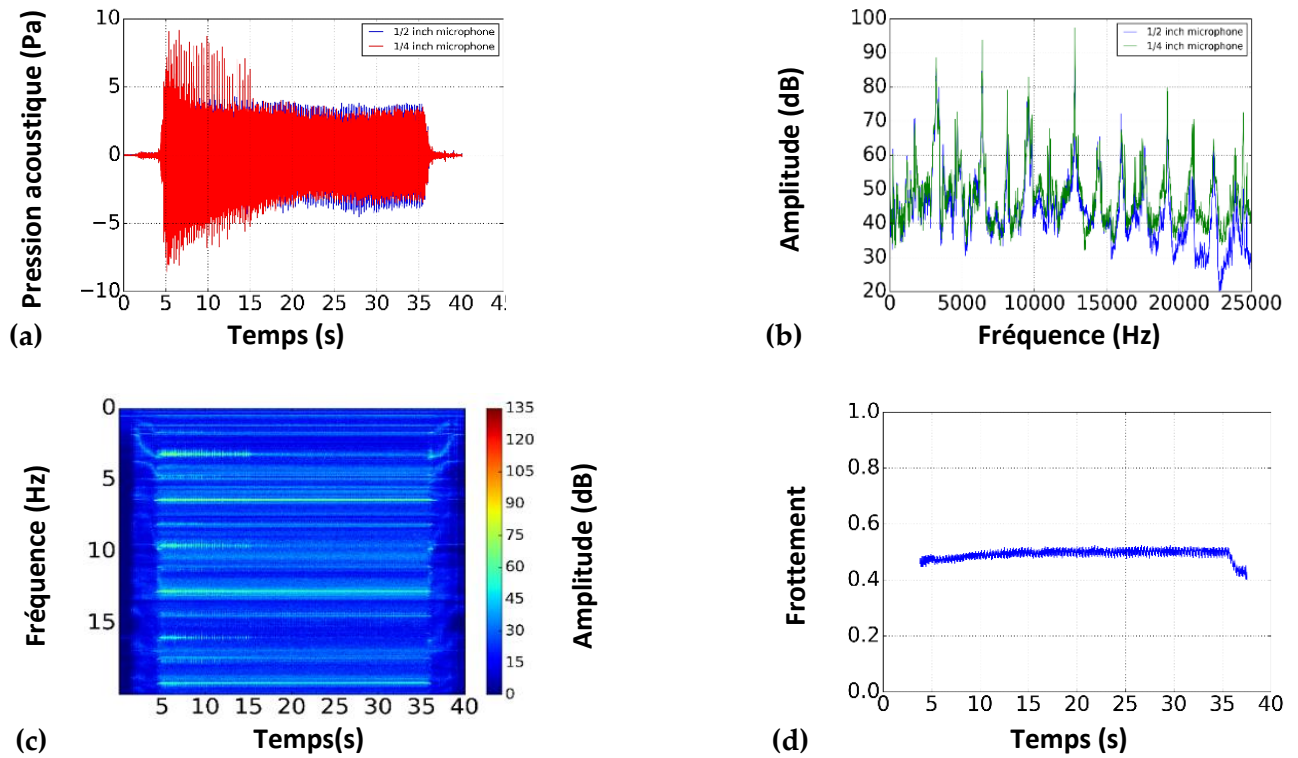


Figure 5.62 (a) pression acoustique durant la séquence (b) FFT des émissions acoustiques durant tout l'essai (c) Diagramme temps-fréquence (d) Frottement (matériau G36SF S6-Séquence 2)

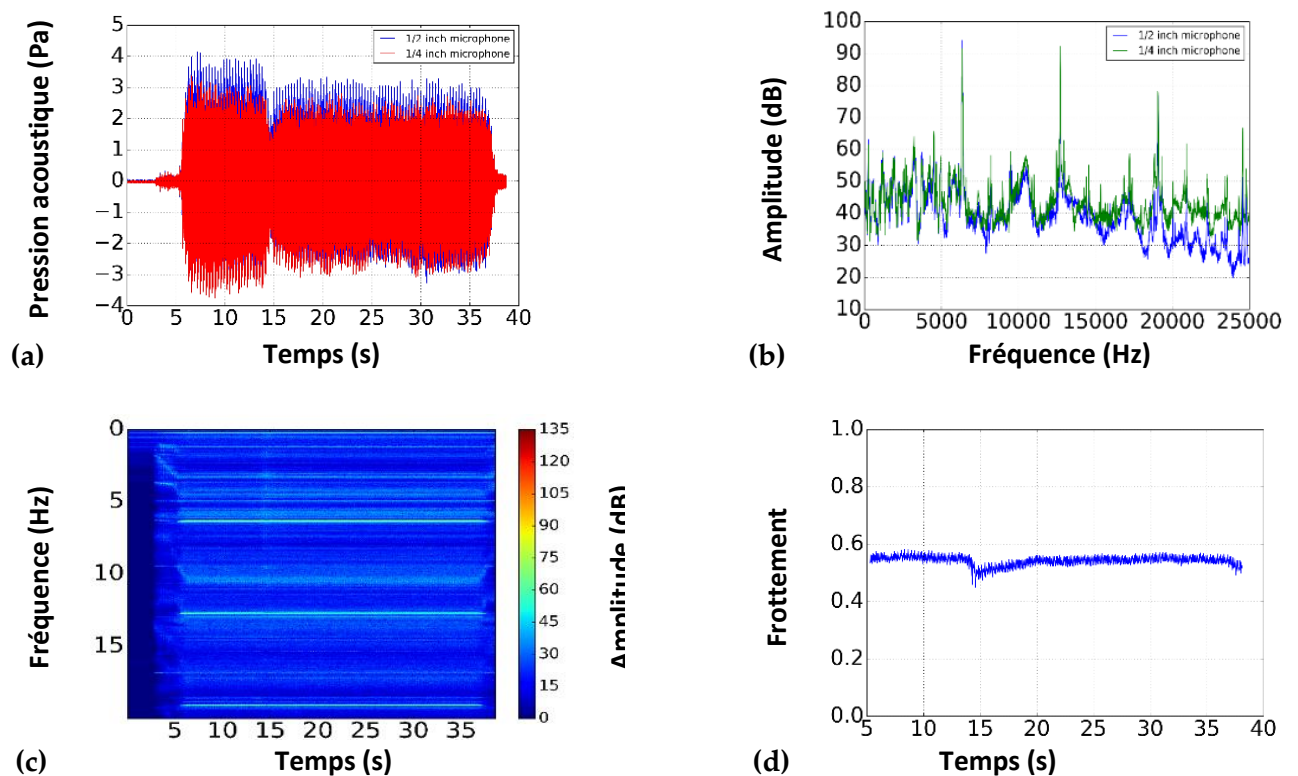


Figure 5.63 (a) pression acoustique (b) FFT des émissions acoustiques (c) diagramme temps-fréquence (d) frottement (matériau G36SF S6 Séquence 20)

Le crissement de la G36SF (issue d'essais échelle 1) a un spectre de raies typiques de fréquence fondamentale de 6.5 kHz et ses harmoniques. À l'instar de la G36S neuve, cette occurrence est assez systématique. Les essais, de sollicitation limitée, n'ont visiblement pas conduit à des accumulations supplémentaires de troisième corps sur l'échantillon par rapport à celles observées à l'issue des freinages échelle 1. Malgré des arrachements très localisés, la couche de troisième corps initialement formée suite aux essais échelle 1 semble se maintenir. Macroscopiquement, la portance varie peu durant l'essai. Le contact macroscopique entre le disque et le pion varie peu et reste localisé en sortie et rayon intérieur (surpression). Le frottement moyen est stable dès la troisième série de l'essai, sachant que l'échantillon n'a pas subi de rodage préalable.

5. Conclusion

Nous avons observé la propension au crissement de plusieurs matériaux de friction de frein à disque ferroviaire via des essais de frottement suivant un protocole à chargement répété et vitesse constante. Dans cette campagne, nous sommes parvenus à une bonne maîtrise des paramètres de pilotage du banc, notamment de force normale par corrélation à la déflexion de la lame assurant l'application de la charge. Au travers de ces essais, on peut observer qu'il n'y a pas de relation évidente entre le coefficient de frottement et le crissement. Au contraire, cette relation peut même être contre-intuitive. Le coefficient de frottement doit être vu comme un résultat d'ensemble du système et non comme un paramètre d'excitation.

Les formulations riches en fer montrent des réponses tribologiques moins stables que celles enregistrées sur la formulation industrielle G35. D'une part, cela peut résulter des faibles quantités de cuivre dans les formulations G36 ; cuivre qui est connu pour favoriser la stabilité du frottement. D'autre part, ces résultats peuvent également s'expliquer par les taux surfaciques de graphite très largement supérieurs dans les G36 que dans la G35. Ces taux de graphite associés aux faibles températures durant les essais, mettent à mal l'adhésion des oxydes à la surface de frottement de la G36S donc l'établissement d'un troisième corps stable. Il s'en suit une accumulation relativement faible des oxydes qui favorise probablement une abrasion sévère et des arrachements de particules à la surface de la G36S.

Durant ces essais, il apparaît que la propension au crissement est un caractère propre à chacun des matériaux tout comme leur comportement tribologique qui est en fait la seule variable entre les essais. Du fait de mécanismes d'usure propres, chacun des matériaux génère des vibrations induites particulières. Trois types de réponse vibroacoustique ont été relevés : (1) peu voire pas bruyant ; (2) avec des spectres de raies en présence d'harmoniques typiques du crissement ; (3) avec une excitation large bande de type vibration forcée non associée au crissement. L'excitation large bande (3) peut apparaître relativement furtivement, par à-coups, en lien avec des incidents tribologiques de type éjection soudaine de débris. Ces vibrations larges bandes peuvent par ailleurs être entretenues par les régimes tribologiques instables où la portance est réduite à des petits plateaux ou des fibres métalliques qui, dans le cas de la G36-002 (phase 2 chute de frottement), ont vraisemblablement une mauvaise tenue mécanique dans la matrice. De plus lors de ces incidents, la position de résultante d'effort varie vers l'avant du contact (entrée) et facilite ainsi les excitations forcées. Ce cas de vibration forcée ne nous intéresse pas en termes de crissement, mais à l'image de ces observations, il faut retenir qu'un report de contact circonférentiel vers l'entrée du glissement est favorable aux vibrations larges bandes.

Durant les essais, la G36-002 (phase 1) et la G35 sont peu crissants (1). Dans les conditions d'essais, ces deux matériaux, génèrent beaucoup de poudres alimentant un débit tribologique recirculant important, mais limitant une accumulation et une compaction significatives du troisième corps.

Durant les essais, les matériaux G36S et G36SF conduisent à plus d'occurrences de crissement (2). Globalement il y a peu de différences de réponse vibro-acoustique entre le matériau G36S vierge ou frotté (après une séquence de freinage échelle 1). Dans les 2 cas, les conditions de sollicitation ne favorisent pas beaucoup les évolutions des surfaces de contact. Pour ces 2 états (G36S et G36SF), les plateaux de portance sont bien établis et étendus, même si d'épaisseur différente. Cette morphologie de troisième corps pourrait donc être une condition favorable à l'émergence des vibrations induites par frottement.

L'ensemble des observations est résumé au [tableau 5.1](#). Il apparaît ainsi que le circuit tribologique a une influence majeure sur les excitations à l'origine du crissement. L'hypothèse émise est qu'un troisième corps établi, aux plateaux de portance relativement étendus, faciliterait l'émergence du crissement, alors qu'un troisième corps moins réparti et surtout moins compact ou poudreux limiterait cette émergence.

Tableau 5.1 Récapitulatif des résultats observés durant les essais menés sur la G35, la G36-002, la G36S et la G36SF

| Matériaux | μ_m | Occ. (%) | Fréquences de crissement | Caractéristiques | Commentaires |
|-----------|--------------------------------|----------|--------------------------|------------------|---|
| G35 | $0.78 \pm 6\%$ | 20 | | | <ul style="list-style-type: none"> - Peu de fragmentation - Poudres non-compactées - Dilatation relocalisant le contact - Peu de crissement en lien avec des surpressions |
| G36-002 | $0.6 \pm 6\%$ $0.4 \pm 4\%$ | 50 | | | <ul style="list-style-type: none"> - Fragmentation du troisième corps - Petits plateaux de portance - Portance primaire assurée par les fibres métalliques - Bruits associés à la vibration forcée avec basculement circonférentiel du pion |
| G36S | $0.55 \pm 8\%$ | 90 | | | <ul style="list-style-type: none"> - Peu de poudres non-compactées - Peu d'accumulation de poudres - Abrasion et arrachement de particules - Cissement avec harmoniques |
| G36SF | $0.48 \pm 6\%$ | 90 | | | <ul style="list-style-type: none"> - Poudres provenant de la destruction du troisième corps, peu de régénérations - Grandes plateaux de portance - Cissement avec 2 harmoniques (établies) et 2 sous-harmoniques (intermittentes) |

Conclusion générale et perspectives

Les matériaux de friction pour le freinage ferroviaire haute énergie sont élaborés par frittage par compression à chaud de poudres métalliques, de particules de graphites et de céramiques. Il en résulte des matériaux fortement hétérogènes dont la microstructure complexe et les propriétés permettent de répondre aux objectifs de performances de frottement et d'usure sous des conditions d'usage très variées (freinage d'urgence, freinages basses énergies, en environnement humide, en mode dégradé, ...). Comment améliorer les méthodologies de développement des matériaux qui reposent actuellement sur une démarche empirique d'essai-erreur ?

Les apports méthodologiques des travaux de cette thèse reposent d'une part sur l'analyse approfondie des matériaux et d'autre part sur des essais sur tribomètre d'échelle réduite.

- L'utilisation de formulations réduites (nombre de composants limité) est une stratégie pertinente d'identification des aspects microstructuraux associés aux propriétés thermophysiques et à l'évolution du matériau avec l'usage. Les analyses microscopiques (segmentation en microtomographie X, analyse MEB) sont facilitées par la réduction du nombre de composants et par la description de leurs granulométries (taille et morphologie).
- L'analyse des matériaux s'est attachée à mettre en relation la microstructure du matériau fritté avec ses propriétés mécaniques, thermiques et avec ses performances de frottement. Elle s'est appuyée sur une formulation simplifiée (réduite en nombre de constituants) développée par le partenaire industriel, dont les performances sont représentatives des garnitures à basse teneur en cuivre développées ces dernières années. Les analyses microscopiques ont montré une évolution de la microstructure avec l'historique de freinage et ont permis d'apporter des éléments de compréhension des propriétés mécaniques et thermiques du matériau et de leur évolution avec l'usage. Le lien avec l'usure et les performances de frottement est plus délicat. Des indications sur les mécanismes d'usure ont pu être initiées, en liens avec les niveaux de sollicitation.
- Les essais de freinage conduits sur un tribomètre d'échelle réduite rendent accessible la compréhension des mécanismes tribologiques, trop complexes à appréhender à l'échelle 1. La similitude thermique utilisée a montré des résultats probants lorsque les sollicitations sont modérées. Certaines limites apparaissent à haute énergie, qui ont pu être associées à des effets thermomécaniques non considérés dans la méthode de changement d'échelle.
- L'analyse vibratoire, conduite sur un tribomètre dédié, a permis d'appréhender le rôle du matériau de friction sur la réponse dynamique et la propension au crissement, avec la mise en évidence de l'effet des mécanismes tribologiques activés dans le contact.

De toutes ces analyses et essais, il retombe une meilleure compréhension des formulations à basse teneur en cuivre se cristallisant par de nombreux constats :

- (1) Une influence négative de la forte proportion de particules de graphite venant en substitution partielle du cuivre ainsi que de leur granulométrie importante.
- La tenue mécanique du matériau est affectée par les faibles espaces inter-particulaires laissées à la matrice métallique et par la faible cohésion de la matrice avec ces particules. Ceci favorise des déformations inélastiques locales et des endommagements par microfissuration avec les sollicitations de freinage. Ce comportement a une incidence sur l'usure de la garniture.
 - La discontinuité entre les particules et la matrice crée des interfaces à l'origine d'une forte porosité ouverte. En corolaire, ces interfaces limitent fortement la capacité de diffusion de chaleur du matériau. L'introduction de graphite, pourtant conducteurs ne permet pas d'augmenter la diffusivité thermique de la garniture en raison de ces discontinuités. Par ailleurs, l'orientation des

graphites induite par le procédé de compression uniaxiale explique l'anisotropie des propriétés thermiques de la garniture.

- D'un point de vue tribologique, les graphites limitent l'adhésion du troisième corps à la surface de frottement de la garniture durant les essais de freinage.
 - (2) Une augmentation de la teneur en fer de la matrice présente également des difficultés. Les températures élevées et la présence de particules de graphite favorisent des durcissements structuraux par formation de perlite concentrée en proche surface de frottement. Le matériau plus dur en surface augmente potentiellement l'agressivité de la garniture vis-à-vis du disque (usure abrasive...).
 - (3) L'analyse des performances de frottement révèle une bonne stabilité avec le niveau de sollicitation jusqu'à des températures très élevées proches des limites de certains composants. Les essais d'échelle 1 montrent que ces limites sont atteintes, mais de manière hétérogène à la surface de frottement de la garniture, en raison des localisations de contact. Celles-ci sont principalement liées à l'architecture de la garniture (monobloc) de rigidité élevée.
 - (4) Concernant les vibrations induites par frottement, l'influence du circuit tribologique sur la propension au crissement est montrée. Les surfaces lisses, couvertes de troisièmes corps étendu et compact sont favorables au crissement. Ainsi, l'hétérogénéité du matériau, même si elle favorise celle du troisième corps n'est pas forcément suffisante pour limiter le crissement. Par contre, un troisième corps poudreux ou une usure créant une topographie irrégulière limite les occurrences de crissement.

Ces apports méthodologiques permettent d'établir les liens entre formulations, propriétés et performances en freinage. Du point de vue industriel, ils peuvent être intégrés à une démarche de conception des matériaux de friction, avec prise en compte des limites associées (d'essais à échelle réduite, de simplification de formulation, des analyses microstructurales). Plusieurs perspectives à ces travaux peuvent être énoncées.

- (1) Le changement d'échelle par similitude thermique peut être enrichi avec les aspects thermomécaniques. La maîtrise du nombre de points chauds et des déformations hors plans par exemple est nécessaire pour reproduire les localisations de contact et de températures et ont évidemment un impact sur la réponse tribologique. Ces améliorations passent par une revue de la conception du tribomètre, côté disque et surtout côté support du pion en tenant compte des dilatations.
- (2) Les essais vibratoires menés sur le dispositif de comportement dynamique doivent être associés à des simulations numériques en stabilité ou en transitoire qui permettraient d'identifier les couplages mis jeu. Celles-ci pourraient être enrichies par une description des hétérogénéités des surfaces pouvant être très influentes sur la propension au crissement du système. Expérimentalement, il faudrait pouvoir décrire l'évolution des surfaces portantes.
- (3) D'un point de vue matériau, les analyses effectuées sur la nuance contenant moins de cuivre montrent que des améliorations sont possibles, sur la proportion des composants, sur leur granulométrie... Les paramètres du procédé sont également à investiguer.

Bibliographie

[ABDL 2010] Abdelounis, H. B. E. N., (2010). Dynamique et vibroacoustique du contact rugueux : expérimentation et modélisation.

[ABDR 2010] Abdel-Rahim, Y. M., & Darwish, S. M., (2010). Generalized braking characteristics of friction pad synthetic graphite composites, *Tribology International*, 43(4), p. 838–843.

[ABU 2008] AbuBakar, A. R., & Ouyang, H., (2008). Wear prediction of friction material and brake squeal using the finite element method. *Wear*, 264(11-12), p. 1069–1076.

[ACT] Association des conducteurs de train. <http://actgv.fr/wp-content/uploads/2012/05/Le-TGV-Atlantique.pdf>, <http://actgv.fr/wp-content/uploads/2012/05/TGV-tri.pdf>, <http://actgv.fr/wp-content/uploads/2012/05/LE-TGV-DUPLEX-28-02-2012.pdf>.

[ADA 2005] Adib Soufiane Adamou, (2005). PhD, Comportement tribologique et réactivité de l'alliage 718 en atmosphère contrôlée et à haute température.

[AKA 2009] Akay, A., Giannini, O., Massi, F., & Sestieri, a. (2009). Disc brake squeal characterization through simplified test rigs. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 23(8), p. 2590–2607.

[AKA 2002] Akay, A., (2002). Acoustic of friction. Mechanical Engineering Department, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, Pennsylvania 15213.

[AKA 2000] Akay, A., Wickert, J., Xu, Z., (2000). Investigation of mode lock-in and friction interface, Final Report, Department of Mechanical Engineering, Carnegie Mellon University.

[ARA 2016] Aranganathan, N., Bijwe J., (2016). Development of copper-free eco-friendly brake-friction material using novel ingredients, *Wear*, 352–353, p. 79-91.

[ARC 1958] Archard, J.F. (1958). The temperature of rubbing surfaces, *Wear*, 2, p. 438- 455, 1958.

[ASH 2007] Ashby, M., Shercliff, H., Cebon, D., (2007). *Matériaux : Ingénierie, science, procédé et conception*, Traduction de la 3^{ème} édition, p.530.

[AVO 2007] Avoine, J., (2007). Analyse expérimentale et odelisation de couplages multiphysiques dans un contact frottant/ acier-materiau de friction modele, 8107.

[AND 1990] Anderson, A.E., Knapp, R.A., (1990). Hot spotting in automotive friction systems, *Wear*, 135, p. 319-337.

[AXE 1994] Axène, N.; and S. Jacobson, (1994). A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials, *Wear* 174, p. 187-199.

[BAI 2018] Bai, H., Xue, C., Lyu, JL., Li, J., Chen, GX., Yu, JH., Lin, CT., Lv, DJ., Xiong, LM, (2018). Thermal conductivity and mechanical properties of flake graphite/copper composite with a boron carbide-boron nano-layer on graphite surface, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 106, p. 42-51.

-
- [BAR 2004a] Barrau, O., (2004a). Étude du frottement et de l' usure d' acier à outils de travail à chaud.
- [BEH 2011] Behrendt, J., Weiss, C., & Hoffmann, N. P., (2011). A numerical study on stick–slip motion of a brake pad in steady sliding. *Journal of Sound and Vibration*, 330(4), p. 636–651.
- [BEL 2012] Belhocine, A., Bouchetara, M., (2012). Thermal analysis of a solid brake disc. *Applied Thermal Engineering*, 32, p. 59–67.
- [BERN 2012] Bernache- Assollant, D., Bonnet, J., (2012). Frittage : aspects physico-chimiques Partie 1 : frittage en phase solide.
- [BER 1988] Berthier, Y., (1988). Phd, Mécanismes et tribologie, École National des Sciences Appliquées de Lyon et de l'Université Claude Bernard de Lyon.
- [BER 1989] Berthier, Y., Godet, M., & Brendle, M., (1989). Velocity accomodation, *Tribology Transactions*, Volulme 34, 1989-issue 4, p. 490–496.
- [BER 1990] Berthier, Y., (1990). Experimental evidence for friction and wear modelling, *Wear*, 139, p. 77-92.
- [VIN 1992] Vincent, L., Berthier, Y., Dubourg, M.C., Godet, M., (1992). Mechanics and materials in fretting, *Wear*, 153, p. 135- 148.
- [BET 2003a] Bettge, D., & Starcevic, J. (2003a). Topographic properties of the contact zones of wear surfaces in disc brakes. *Wear*, 254(3-4), p. 195–202.
- [BIS 2000a] Biswas, S., (2000a). Some mechanisms of tribofilm formation in metal/metal and ceramic/metal sliding interactions. *Wear*, 245(1-2), p. 178–189.
- [BIS 2007] BiSwas, S., Hiraiwa, S., & Matsumoto, E. (2007). Stiffness evaluation of contacting surfaces by bulk and interface waves. *Ultrasonics*, 47(1-4), p. 123–9.
- [BLAU 2001] Blau, P. J., (2001). Introduction to the Special Issue on Friction Test Methods for Research and Applications. *Tribology International*, 34(9), p. 581–583.
- [BLAU 2003] Blau, P. J., & Meyer, H. M., (2003). Characteristics of wear particles produced during friction tests of conventional and unconventional disc brake materials. *Wear*, 255(7-12), 1261–1269
- [BLAU 2005a] Blau, P. J., & Jolly, B. C., (2005a). Wear of truck brake pad materials using three different test methods. *Wear*, 259(7-12), p. 1022–1030.
- [BLAU 2005b] Blau, P. J., & Jolly, B. C., (2005b). Wear of truck brake pad materials using three different test methods. *Wear*, 259(7-12), p. 1022–1030.
- [BLAU 2007] Blau, P. J., Jolly, B. C., Qu, J., Peter, W. H., & Blue, C. a., (2007). Tribological investigation of titanium-based materials for brakes. *Wear*, 263(7-12), p. 1202–1211.
- [BLAU 2008] Blau, P. J., & Budinski, K. G., (2008). Development and use of ASTM standards for wear testing.
- [BOD, TAB 1964] Bowden, F.P, Tabor, D., (1964). *The friction and lubrication of Solids*; Oxford University Press.
-

- [BOD, TAB 1950] Bowden, F.P, Tabor, D., (1950).The friction and lubrication of Solids; Oxford University Press.
- [BOZ 2007a] Boz, M., & Kurt, A., (2007a). The effect of Al₂O₃ on the friction performance of automotive brake friction materials. *Tribology International*, 40(7), 1161–1169.
- [BRI 2015a] Brisou, F., (2015). Système de freinge ferroviaires-Cinématique et performances, *Technique de l'ingénieur*, réf. TRP3060.
- [BRI 2015b] Brisou, F., (2015). Système de freinge ferroviaires-Commande du freinage, *Technique de l'ingénieur*, réf. TRP3061.
- [BRI 2016] Brisou, F., (2016), Système de freinge ferroviaires- Effort et dissipation de l'énergie, *Technique de l'ingénieur*, réf. TRP3062.
- [BRO 2012] Brouard, B., Castagn, B., Henry, D. E. M., Lafarge, D., Sahraoui, S., & Client, S. R., (2012). Mesure des propriétés acoustiques des matériaux poreux, 33(0).
- [CARR 2012] Carré, J.-J., (2012). Technologie du freinage Organes de friction, *Technique de l'ingénieur*, 33(0).
- [CHE 2013] Chen, J.K., Huang, I.S., (2013). Thermal properties of aluminum–graphite composites by powder metallurgy, [Composites Part B: Engineering](#), p. 698-703.
- [CHE 2017] Chen, J., Ren, S., He, X., Qu, X., (2017). Properties and microstructure of nickel-coated graphite flakes/copper composites fabricated by spark plasma sintering, *Carbon*, Volume 121, p. 25-34.
- [COL 2013a] Collignon, M., PhD, (2013). Compréhension des mécanismes de dégradation de disques de frein pour véhicule " poids lourd " et définition de nouvelles solutions matériaux.
- [COL 2013b] Collignon, M., Cristol, a-L., Dufrenoy, P., Desplanques, Y., & Balloy, D., (2013). Failure of truck brake discs: A coupled numerical–experimental approach to identifying critical thermomechanical loadings. *Tribology International*, 59, p. 114–120.
- [COP 2000] Copin R., PhD, (2000). Etude du comportement tribologique de couples de matériaux indutriels sur tribomètre reproduisant les conditions de freinage ferroviaire.
- [COU 2014] Le Courtois, F., PhD, (2012). Caractérisation des sources acoustiques sur le matériel ferroviaire par méthode d'antennerie.
- [CIA 2008] Ciavarella, M., Greenwood, J. a., & Paggi, M., (2008). Inclusion of "interaction" in the Greenwood and Williamson contact theory. *Wear*, 265(5-6), 729–734.
- [CRIS 2007] Cristol-Bulthé, A.-L., Desplanques, Y., Degallaix, G., (2007).Coupling between friction physical mechanisms and transient thermal phenomena involved in pad–disc contact during railway braking, *Wear*, Volume 263, Issues 7–12, Pages 1230-1242.
- [CUE 2003] Cueva, G., Sinatora, a., Guesser, W. L., & Tschiptschin, a. P., (2003). Wear resistance of cast irons used in brake disc rotors, *Wear*, 255(7-12), p. 1256–1260
- [DAL 1998] Dalverny, O., PhD, (1998). Vie tribologique à chaud et température interfaciale dans des contacts céramiques p.59.

- [DAY 1983] Day, A.J., PhD, (1983). Energy transformation at the friction interface of a brake; Loughborough University of Technology.
- [DAY 1984]. Day, A.J, Newcomb, T.P., (1995)., The dissipation of frictional energy from the interface of an annular disc brake, J. of Mech. Eng. Sc. Proc. Instn Mech. Engrs, 198, p. 201-209.
- [DAY 1990] Day, A.J., (1990). Brake interface temperature prediction, Second Brakes Workshop, University of Bradford.
- [DEG 1981] Degallaix, G., Foct, J., (1981). La fatigue thermique 2 – Méthodes d'estimation de durée de vie, Mec. Mat. Elec 383-384, p. 350-355, 1981.
- [DEN 2000] Denape, J., Laraqi, N. ; (2000). Aspect thermique du Frottement : mise en évidence expérimentale et élément de modélisation ; Mec. Ind. 1, p. 563-579.
- [DES 2001] Descartes, S., Berthier, Y., (2001). Frottement et usure étudiés à partir de la rhéologie et des débits de 3ème corps issu d'un revêtement de MoSx Matériaux et Techniques, Vol. 1-2, pp. 3-12.
- [DMT 2010] Dimitriev, a. I., & Österle, W., (2010). Modeling of brake pad-disc interface with emphasis to dynamics and deformation of structures. Tribology International, 43(4), 719-727. doi:10.1016/j.triboint.2009.10.012.
- [DUB 2012] Dubois, G., (2012). Thèse de doctorat: Modèle de contact dynamique pneumatique/chaussée par approche multi-aspérités : application au bruit de roulement.
- [DUB 2013] Duboc, M., (2013). Etude multi-échelle du crissement : dispositif expérimental et éléments de compréhension.
- [DUF 1995] Dufrénoy, P., Weichert, D., (1995). Prediction of railway disc brake temperatures taking the bearing surface variations into account, Journal of Mechanical, Engineering Science, Part F, 209, p. 67-76.
- [DUF 2007] Dufrénoy, P., & Brunel, J. F., (2007). Brake squeal : from the excitation at the contact to the vibration of the brake components.
- [DUR 2003] Durand-Charre, M., (2003). La microstructure des aciers et des fontes, Génèse et interprétation, Institut National Polytechnique de Grenoble, SIRPE, p. 73, p. 282.
- [FAB 2017] F. Abuserwal, A., Mario,E., Luna,E., Goodall,R., Woolley,R., (2017). The effective thermal conductivity of open cell replicated aluminium metal sponges, [International Journal of Heat and Mass Transfer, Volume 108, Part B](#), p.1439-1448.
- [FOU 2004] Fournier,D., (2004). Dynamique des Structures et Systèmes Couplés » Etude du crissement des freins de TGV Réalisation d'un modèle numérique et comparaison avec des mesures expérimentales.
- [FAN 1999] Fan, Y., Zhang, J-S, Wang, L-s, Gao, You, (1999). Effect of iron concentration on friction and wear characteristics of Cu-Fe based P/M friction materials [J]., Tribology, 19(3), p.204-208.
- [ELM 2011] Elmaian, A., Duffal, J-M., Gautier, F., Pezerat, C., Gilbert, J., (2011). Vibrations induites par le frottement : sensibilité aux paramètres de contrôle, 20^{ème} congrès français de mécanique.
-

- [ELM 2013] Elmaian, A., (2013). Méthodologies de simulation des bruits automobiles induits par le frottement, Laboratoire de l'Université du Maine, p. 1-148.
- [ERI 2000] Eriksson, M., Jacobson, S., (2000), Tribological surfaces of organic brake pads, Tribology International, Volume 33, Issue 12, p. 817-827.
- [ERI 1999] Eriksson, M., Bergman, F., & Jacobson, S., (1999a). Surface characterisation of brake pads after running under silent and squealing conditions, *Wear*, 232(2), p. 163–167.
- [ERI 2001a] Eriksson, M., Lord, J., & Jacobson, S., (2001a). Wear and contact conditions of brake pads: dynamical in situ studies of pad on glass. *Wear*, 249(3-4), 272–278.
- [ERT 2010a] Ertan, R., & Yavuz N., (2010a). An experimental study on the effects of manufacturing parameters on the tribological properties of brake pad materials, *Wear*, 268(11-12), 1524–1532.
- [FAN 1999] Fan, Y., Zhang, J.-S., Wang, L.-S., Gao, Y., (1999). Effect of iron concentration on friction and wear characteristics of Cu-Fe based P/M friction materials., *Tribology*, 19(3), p.204-208.
- [FIL 2004] Nicolas Fillot, PhD, (2004). Modélisation par éléments discrets des débits de troisième corps solide, INSA Lyon.
- [GIA 2006] Giannini, O., Akay, A., & Massi, F., (2006). Experimental analysis of brake squeal noise on a laboratory brake setup. *Journal of Sound and Vibration*, 292(1-2), 1–20.
- [GAR 1989] GARDOS, M.N, MICHAEL, N., (1989). "The tribooxidative behaviour of rutile- forming substrates", Materials research society symposium proceeding 140 (new mater. Approaches Tribol.), p. 38-325.
- [GRA 2011] Graf, M., & Ostermeyer, G.-P., (2011). Instabilities in the sliding of continua with surface inertias: An initiation mechanism for brake noise. *Journal of Sound and Vibration*, 330(22), p. 5269–5279.
- [GUL 2010] Gultekin, D., Uysal, M., Aslan, S., Alaf, M., Guler, M. O., & Akbulut, H., (2010). The effects of applied load on the coefficient of friction in Cu-MMC brake pad/Al-SiCp MMC brake disc system. *Wear*, 270(1-2), p. 73–82.
- [GOD 1983] Godet, M., (1983). Aspects mécaniques de la tribologie ; 6ème congrès français de mécanique ; Lyon.
- [GRE,WIL 1996] Johnson, K.L., Greenwood, J.A., Poon, S.Y., (1972). A simple theory of asperity contact in elastohydro-dynamic lubrication, *Wear*, Volume 19, Issue 1, January 1972, p. 91-108.
- [HAL 2010] Halouani, F. El, Dammak, M., Richard, C., Denape, J., Regaieg, M., Desplanques, Y., & Elleuch, R., (2010). Influence du couplage frottement-oxydation sur l'usure d'un acier à outil de travail à chaud ; développement d'un tribomètre spécifique au cyclage de matriçage, 072(Lml).
- [HAR 2017] Harshal, S. S., Rajuri, P., (2017). Structural Analysis of Disc Brake Rotor for Different Materials, Department of Mechanical Engineering, S. V. C. E. T.
- [HE 2000] He, L., Allard, L. ., & Ma, E., (2000). Fe-Cu two-phase nanocomposites: application of a modified rule of mixtures. *Scripta Materialia*, 42(5), p. 517–523.
- [HE 1996] He, L., & Ma, E., (1996). Processing and microhardness nanocomposites of bulk Cu-Fe, (3).

- [HER 1882] Heirich Hertz, (1882). Über die Berührung fester elastischer Körper, *Journal für die rein und angewandte Mathematik* 92,156
- [HIN 2011a] Hinrichs, R., Soares, M. R. F., Lamb, R. G., Soares, M. R. F., & Vasconcellos, M. a. Z., (2011a). Phase characterization of debris generated in brake pad coefficient of friction tests. *Wear*, 270(7-8), 515–519
- [HOF 2002] Hoffmann, N., M. Fischer, M., R. Allgaier, R. Gaul, L., (2002). Minimal model for studying properties of the mode-coupling type instability in friction induced oscillations, *Mech. Res. Commun.*, 29, 197-205.
- [HUA 2002] Huang, L.J., Geng, L., Peng, H-X., (2015). Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal, 71, p. 93-168.
- [IBR 2008] Ibrahim, R. A., (2008). Recent advances in nonlinear passive vibration isolators. *Journal of Sound and Vibration*, 314(3-5), p. 371–452.
- [IM 2000] Im, K.-H., Hsu, D. ., & Jeong, H., (2000). Material property variations and defects of carbon/carbon brake disks monitored by ultrasonic methods. *Composites Part B: Engineering*, 31(8), p. 707–713.
- [ION 2012] Ionescu, C.C., (2012). Caractérisation des mécanismes d'usure par tribocorrosion d'alliages modèles Ni-Cr.
- [JAN 2004] Jang, H., Ko, K., Kim, S. ., Basch, R. ., & Fash, J., (2004). The effect of metal fibers on the friction performance of automotive brake friction materials. *Wear*, 256(3-4), p. 406–414.
- [JAN 2001] Jang, H., Lee, J. S., & Fash, J. W., (2001). Compositional effects of the brake friction material on creep groan phenomena. *Wear*, 251(1-12), p. 1477–1483.
- [JHA 2011] Jha, N., Badkul, A., Mondal, D. P., Das, S., & Singh, M., (2011). Sliding wear behaviour of aluminum syntactic foam: A comparison with Al–10wt% SiC composites. *Tribology International*, 44(3), p. 220–231.
- [JIA 1995] Jiang, J., Stott, F.H., Stack, M.M., (1995). A mathematical model for sliding wear of metals at elevated temperatures, *Wear*, Vol. 181-183, p. 20-31.
- [JIA 2004] Jiang, J., Stott, F.H., Stack, M.M., (2004)..A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures, *Wear*, Vol. 256, p. 973- 985.
- [KAR 2008] Karakoc, K., Park, E. J., & Suleman, A. (2008). Design considerations for an automotive magnetorheological brake. *Mechatronics*, 18(8), p. 434–447
- [KAR 2011] Kartal, M. E., Mulvihill, D. M., Nowell, D., & Hills, D. a., (2011). Measurements of pressure and area dependent tangential contact stiffness between rough surfaces using digital image correlation. *Tribology International*, 44(10), p. 1188–1198.
- [KCH 2017] Kchaou, M., Mat, A.R., Lazim, M.K., Hamid^b, A., Abu Bakar, A .R., (2017). Experimental studies of friction-induced brake squeal: Influence of environmental sand particles in the interface brake pad-disc, *Tribology International*, Volume 110, p. 307-317.

- [KIM 2011a] Kim, S. S., Hwang, H. J., Shin, M. W., & Jang, H., (2011a). Friction and vibration of automotive brake pads containing different abrasive particles. *Wear*, 271(7-8), p. 1194–1202.
- [KOL 2010] Kolluri, D. K., Boidin, X., Desplanques, Y., Degallaix, G., Ghosh, a. K., Kumar, M., & Bijwe, J., (2010). Effect of Natural Graphite Particle size in friction materials on thermal localisation phenomenon during stop-braking. *Wear*, 268(11-12), p. 1472–1482.
- [KON 1997] Kondoh K. et al., (1997). Friction and Wear Properties of Integrated Composite, Copper-Based Friction Materials, *SAE Transactions*, Vol. 106, n° 6, p. 1837-1846.
- [KOS 2018] Kossmann, S., PhD, (2018). Indentation instrumentée multi-échelles de matériaux homogènes et multi-matériaux.
- [KOV 2008] Kovacic, J., Emmer, S., Bielek, J., Kelesi, L., (2008). Effect of composition on friction coefficient of Cu-graphite composites, *Wear*, Volume 265, Issues 3–4, p. 417-421.
- [KRO 2009] Krousgrill, C. M., Sadeghi, F., & Kang, J. (2009). Analytical formulation of mode-coupling instability in disc-pad coupled system. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(1), p. 52–63.
- [KUM 2013] Kumar, M., Bijwe, J., (2013). Optimized selection of metallic fillers for best combination of performance properties of friction materials: A comprehensive study, Original research article, *Wear*, Volume 303, Issues 1–2, p. p. 569-583.
- [KUM 2011] Kumar, M., Boidin, X., Desplanques, Y., Bijwe, J., (2011). Influence of various metallic fillers in friction materials on hot-spot appearance during stop braking, *Wear*, volume 270, p. 371-381,5–6.
- [KUM 2010] Kumar, M., & Bijwe, J., (2010). Studies on reduced scale tribometer to investigate the effects of metal additives on friction coefficient – Temperature sensitivity in brake materials. *Wear*, 269(11-12), p. 838–846.
- [KURT 2005] Kurt, A., & Boz, M., (2005). Wear behaviour of organic asbestos based and bronze based powder metal brake pads. *Materials & Design*, 26(8), 717–721
- [LAR 1992] Laraqi, N., (1992). Températures de contact et coefficient de partage de flux généré par frottement sec entre deux solides- approche nouvelle de la génération de flux ; *Int. J. Heat Mass Transfert* 35 n°11, p.3131-3139.
- [LEE 2013] Lee, P. W., & Filip, P., (2013). Friction and wear of Cu-free and Sb-free environmental friendly automotive brake materials. *Wear*, 302(1-2), p. 1404–1413.
- [LEE 2013a] Lee, S. M., Shin, M. W., Lee, W. K., & Jang, H., (2013a). The correlation between contact stiffness and stick-slip of brake friction materials. *Wear*, 302(1-2), p. 1414–1420.
- [LES 1994] Lesquois, O., (1994). PhD, Dégradations dans un contact à grande vitesse en régime transitoire.
- [LI 2013] Li, J., Zhao, S., & Ishihara, K., (2013). Study on acoustical properties of sintered bronze porous material for transient exhaust noise of pneumatic system. *Journal of Sound and Vibration*, 332(11), p. 2721–2734.
- [LIM 2005] Lima, W.M. et al., (2005). The effect of porosity on thermal properties: towards a threshold of particle contact in sintered stainless steel; *Journal of Physics: Condensed Matter*; vol. 17; p.1239- 1249; 2005.
- [LIM 1992] Limpert, R., (1992). Brake design and safety, Editions Elsevier.

- [LIM 1987] Lim, S.C., Ashby, M.F., (1987). « Wear-mechanism maps », *Acta Metallurgical*, vol. 35, n°8 p. 1-24.
- [LIM, ISA 1987] Lim, S.C., Isaacs, D.C., McClean, R.H., Brunton, J.H., (1987). The unlubricated wear of sintered steels, *Tribology International*, Volume 20, Issue 3, June 1987, p. 144-149.
- [LOR 2007a] Lorang, X., (2007a). Instabilité vibratoire des structures en contact frottant : Application au crissement des freins de TGV.
- [LOU 2004] Lou, G., Wu, T. W., & Bai, Z., (2004). Disk brake squeal prediction using the ABLE algorithm. *Journal of Sound and Vibration*, 272(3-5), p. 731-748.
- [LYA 1992] Lyapunov, A. M., (1992). The general problem of the stability motion, *International motion of Control*, 55(3), p.531-534.
- [MA 2005] Ma, E., (2005). Alloys created between immiscible elements. *Progress in Materials Science*, 50(4), 413-50.
- [MA 2008] Ma, Y., Martynková, G. S, Valášková, M., Matějka, V., & Lu, Y., (2008). Effects of ZrSiO₄ in non-metallic brake friction materials on friction performance. *Tribology International*, 41(3), 166-174.
- [MAI 2004] Maire, E., Salvo, L., Cloetens, P., Michiel, D. I., Cloetens, P., & Michiel, D. I., (2004). Tomographie à rayons X appliquée à l'étude des matériaux, p. 1-10.
- [MAJ 2006] Majcherczak, D., Dufrénoy, P., Berthier, Y., & Nait-Abdelaziz, M., (2006). Experimental thermal study of contact with third body. *Wear*, 261(5-6), p. 467-476.
- [MAN 2016] Mann, R., PhD, (2016). Experiments and thermomechanical modelling of braking application & friction material characterization with loading history effect, p.69.
- [MAS 2006] Massi, F., (2006). Dynamic and tribological analysis of brake squeal
- [MATWEB] <http://www.matweb.com/search/QuickText.aspx?Se>
- [MIL 1938] Mills, H.R., (1938). Brake squeal, Technical report N9000 B, Institution of Automobile Engineers.
- [MBO 2012] Mbodj Coumba, (2012). Rôle des paramètres matériaux structuraux dans l'homogénéisation numérique des composites C/C.
- [MIK 2011] Mikael, A., (2011). Evaluation de paramètres physiques des bâtiments : Amortissement, fréquences et modes de comportement des structures de génie civil : Approche expérimental.
- [MHB] *Metals Handbook*, vol. 8, American Society for Metals. *Metals Reference Book*, C.J. SMITHELLS. – Butterworths.
- [MO 2013] Mo, J. L., Wang, Z. G., Chen, G. X., Shao, T. M., Zhu, M. H., & Zhou, Z. R., (2013). The effect of groove-textured surface on friction and wear and friction-induced vibration and noise. *Wear*, 301(1-2), p. 671-681.
- [MOH 2013] Mohamed, I., Yannick, D., Patrice, C., Olivier, M., Arnault, B., (2013). Cricquement des freins de giration de nacelles d'éoliennes : éléments de compréhension et influence du matériau de friction.

- [MOHR 1995] Mohrbacher, H., Celis, J.P., Roos, J.R., (1995). Laboratory testing of displacement and load induced fretting, *Tribology International*, Vol. 28, p. 269-378.
- [MON 1976] Montgomery, R.S., (1976). "Surface melting of rotating bands", *Wear* vol. 38, pp 235-243.
- [MOS 2004] Mosleh, M., Blau, P. J., & Dumitrescu, D., (2004). Characteristics and morphology of wear particles from laboratory testing of disk brake materials. *Wear*, 256(11-12), p. 1128-1134.
- [MOU 2002] Moustafa, S.F., El-Badry, S.A., Sanad, A.M., Kieback, B., 2002, Friction and wear of copper-graphite composites made with Cu-coated and uncoated graphite powders, *Wear*, Volume 253, Issues 7–8,p. 699-710.
- [MOU 2002b] Moustafa,S.F. Abdel-Hamid, Z., Abd-Elhay, A.M., (2002). Copper matrix SiC and Al₂O₃ particulate composites by powder metallurgy technique, *Materials Letters*, Volume 53, Issues 4–5, p. 244-249.
- [MUL 2007] Müller, M., & Ostermeyer, G. P. (2007). A Cellular Automaton model to describe the three-dimensional friction and wear mechanism of brake systems. *Wear*, 263(7-12), p. 1175-1188.
- [MUR] Murry, G., Transformations dans les aciers par Guy, *Techniques de l'ingénieur*
- [NETZSCH] <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/fr/landing-pages/principe-de-la-methode-lfa/>
- [NEW 1957] T.P. Newcomb; Transient temperatures attained in disk brakes; *British Journal of Applied Physics*; Vol. 10; 1957; p. 339-340.
- [NIA 2011] Naimi, F., Minier,L., LE gallet, S., Niepce, JC., Bernard, F., (2011). La technologie FAST, une solution rapide pour fritter, assembler et synthétiser différentes classes de matériaux.
- [NOR 1976] North, M.R., (1976), Disc brake squeal-a theoretical model *Inst. Mech. Eng.*, C38 (76), p. 169-176.
- [NORT 2014] Northey, S., Mohr, S., Mudd, G.M., Z., Weng, D., (2014). « Modelling future ore grade decline based on a detailed assessment of copper resources and mining », *Resources, Conservation and Recycling*, pp. 190-201, October 2013, doi : 10.1016/j.resconrec.2013.10.005
- [NYM 2006] Nyman, P., Mäki, R., Olsson, R., & Ganemi, B., (2006). Influence of surface topography on friction characteristics in wet clutch applications. *Wear*, 261(1), p. 46–52.
- [OBE 2011] Oberst, S., & Lai, J. C. S., (2011). Statistical analysis of brake squeal noise. *Journal of Sound and Vibration*, 330(12), p. 2978-2994.
- [OBE 2013] Oberst, S., Lai, J. C. S., & Marburg, S., (2013). Guidelines for numerical vibration and acoustic analysis of disc brake squeal using simple models of brake systems. *Journal of Sound and Vibration*, 332(9), p. 2284-2299.
- [OD 1985] Oden, J.T., Martins, J.A.C., (1985). Models and computational methods for dynamics friction phenomena, *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, 52 p. 527-634.
- [OLE 1997] Olesiak, Z., Pyrev, Yu., Yevtushenko, A., (1997). Determination of temperature and wear during braking; *Wear*; p. 120-126.
- [OLM 2009] Olmos, L., PhD, (2009). Étude du frittage de poudres par microtomographie in situ et modélisation discrète.
-

- [OST 2011] Österle, W., & Dmitriev, a. I.; (2011). Functionality of conventional brake friction materials – Perceptions from findings observed at different length scales. *Wear*, 271(9-10), p. 2198–2207.
- [OST 2012] Österle, W., Dmitriev, a. I., & Kloß, H., (2012). Possible impacts of third body nanostructure on friction performance during dry sliding determined by computer simulation based on the method of movable cellular automata. *Tribology International*, 48, p. 128–136.
- [OST 2009a] Österle, W., Dörfel, I., Prietzel, C., Rooch, H., Cristol-Bulthé, a.-L., Degallaix, G., & Desplanques, Y., (2009a). A comprehensive microscopic study of third body formation at the interface between a brake pad and brake disc during the final stage of a pin-on-disc test. *Wear*, 267(5-8), p. 781–788.
- [OST 2001] Österle, W., Griepentrog, M., Gross, T., Urban, I., (2001). Chemical and microstructural changes induced by friction and wear of brakes. *Wear*, 251(1-12), p. 1469–1476.
- [OST 2010b] Österle, W., Prietzel, C., Kloß, H., & Dmitriev, a. I., (2010b). On the role of copper in brake friction materials. *Tribology International*, 43(12), p. 2317–2326.
- [OST 2004a] Österle, W., & Urban, I., (2004a). Friction layers and friction films on PMC brake pads. *Wear*, 257(1-2), p. 215–226.
- [OST 2006] Österle, Werner, & Urban, I., (2006). Third body formation on brake pads and rotors. *Tribology International*, 39(5), p. 401–408.
- [OSTE 2006] Ostermeyer, G. P., & Müller, M., (2006). Dynamic interaction of friction and surface topography in brake systems. *Tribology International*, 39(5), p. 370–380.
- [OUA 2017] Ouahab, R., PhD, (2017). Comportement des aciers bainitiques à différentes températures.
- [OUI 2010] Ouisse, M., Pezerat, C., & Ete, E. F., (2010). Analyse modale expérimentale vibroacoustique : de la préparation des essais à l'identification de modèles réduits, (2), p. 12–16.
- [PAN 2004] Panier, S., Dufrenoy, P., & Weichert, D., (2004). An experimental investigation of hot spots in railway disc brakes. *Wear*, 256(7-8), p. 764–773
- [PEC 2007] Pecorari, C., & Rokhlin, S. I., (2007). Elasto-plastic micromechanical model for determination of dynamic stiffness and real contact area from ultrasonic measurements. *Wear*, 262(7-8), p. 905–913.
- [PEN 2018] Peng, T., Yan, Q., Li, G. et al., (2018). Stability of Metal Matrix Composite Pads During High-Speed Braking, *Tribology Letters*, 66 :18.
- [PO 1997] Po, P., (1997). Wear simulation with the Winkler surface model, *Wear*, 207(), p. 79-85.
- [POL 1995] Polycarpou, A. A., & Soom, A., (1995). Application of a two-dimensional model of continuous sliding friction to stick-slip. *Wear*, 181-183, p. 32–41.
- [POP 2013] Popescu, I., Ghiță, C., Bratu, V., Palacios Navarro, G., (2013). Tribological behavior and statistical experimental design of sintered iron–copper-based composites, 285(1-14), p. 72-85.
- [QU 2009] Qu, J., Blau, P. J., & Jolly, B. C., (2009). Oxygen-diffused titanium as a candidate brake rotor material. *Wear*, 267(5-8), p. 818–822.

-
- [QUE 2009] Quelennec, X., (2009). Nanostructuration d ' un composite Cu-Fe par déformation intense : vers un mélange forcé à l'échelle atomique .
- [QUI 1983] Quinn, TFJ, (1983). review of oxidatinal wear: Part I, The origin of oxidatinal wear, *Tribol. Int* 1, 16 (5), p. 267-271.
- [QUI 1971] Quinn, T.F.J., (1971). Oxidational wear, *Wear*,18, p. 413-419.
- [RAJ 2011] Rajkumar, K., Kundu, K., Aravindan, S., & Kulkarni, M. S., (2011). Accelerated wear testing for evaluating the life characteristics of copper–graphite tribological composite. *Materials & Design*, 32(5), p. 3029–3035.
- [RAV 1999] Ravikiran, A., Lim, S.C., (1999). A better approach to wear-rate representation in non-conformal contacts, *Wear*, Volumes 225–229, Part 2, p. 1309-1314.
- [RAW 2014] Anthony Rawson, A., Kisi, E., Sugo, H., Fiedler, T., (2014). Effective conductivity of Cu–Fe and Sn–Al miscibility gap alloys, *Heat and Mass Transfer*, p. 395–405.
- [RHE 1970] Rhee, S. K., (1970). wear equation for polymers sliding against metal surfaces, The Bendix Corp., Research Laboratories, Southfield, Mich. 48075 (U.S.A.)
- [RHE 1974a] Rhee, S. K., (1974). Friction properties of a phenolic resin filled with iron and graphite sensitivity to load, speed and temperature, *Wear*, vol. 28, p. 217-281.
- [RHE 1974b] Rhee, S. K., (1974). Wear mechanisms for asbestos-reinforced automotive friction materials, *Wear*, vol. 29, p. 391-393.
- [RHE 1991] Rhee, S. K., Jacko, M. G., Tsang, P. H. S., (1991). The role of friction film in friction, wear and noise of automotive brakes, *Wear*, vol. 146, p. 89-97.
- [ROD 2017] Rodrigues, A.C.P., Österle, W., Gradta, T., Azevedob, C.R.F., (2017). Impact of copper nanoparticles on tribofilm formation determined by pin-on-disc tests with powder supply: Addition of artificial third body consisting of Fe₃O₄, Cu and graphite, *Wear*, Volume 110, p. 103-112.
- [ROU 2005] Roussette, O., Phd, (2005). Etude tribologique de couples de matériaux sous sollicitations de freinage très sévères (Application à un frein ferroviaire à performances améliorées) ; USTL et Ecole Centrale de Lille.
- [REN 2018] Ren, S., Chen, J., He, X., Qu, X., (2018). Effect of matrix-alloying-element chromium on the microstructure and properties of graphite flakes/copper composites fabricated by hot pressing sintering, *Carbon*, Volume 127, p. 412-423.
- [SAM 2013] Samal, C.P., Parihar, J.S., Chaira, D., (2013). The effect of milling and sintering techniques on mechanical properties of Cu–graphite metal matrix composite prepared by powder metallurgy route, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 569, p. 95-101.
- [SAU 1990] Saunders, N., Miodownik, A.P., (1990). The Cu-Sn (Copper-Tin) System, University of surrey, United Kingdom.
-

- [SCH 1999] Schilling, P. J., He, J. H., Tittsworth, R. C., & Maß, E., (1999). Two-phase coexistence region in mechanically alloyed Cu-Fe: an X-ray absorption near-edge structure study. *Acta Materialia*, 47(8), p. 2525–2537.
- [SEG 2017] Seghir, R., Witz, J.F. and Coudert, S., (2017). YaDICs - Digital Image Correlation 2/3D software, <http://www.yadics.univ-lille1.fr>.
- [SEK 2004] Sekfali, S., PhD, (2004). Influence de la microstructure sur le comportement local dans les aciers 16MND5.
- [SER 2018] Serrano, I et al. (2018). Evolution of a friction material with braking sequence: properties related to the microstructure.
- [SER 2017] Serrano-Munoz, I., Magnier, V., Brunel, F., (2017). Influence of formulation on the compressive behavior of a semi-metallic brake-pad material.
- [SER 2015] Serrano, I., Eurobrake 2015.
- [SIL 2001] Silvestre-Albero, J., Gomez de Salazar, C., Sepulveda-Escribano, A., Rodriguez-Reinaso, F., (2001). Characterization of microporous solids by immersion calorimetry, 188, p. 151–165.
- [SU 2015] Su, L., Gao, F., Han, X., (2015). Tribological behavior of Copper-Graphite Powder Third Body on Copper-Based Friction Materials, *Tribol Lett* (2015), p. 60-30.
- [SOO 2013] Soobbarayen, K., Besset, S., & Sinou, J.-. J., (2013). Noise and vibration for a self-excited mechanical system with friction. *Applied Acoustics*, 74(10), p. 1191–1204.
- [SUG 2013] Sugo, H., Kisi, E., Cuskelly, D., (2013). Miscibility gap alloys with inverse microstructures and high thermal conductivity for high energy density thermal storage applications, Volume 51, Issues 1-2, p. 1345-1350.
- [SPU 1961] Spurr, R.T., (1961). The ringing of wine glasses, *Wear*, Volume 4, Issue 2, p. 150-153.
- [STA 2012] Stadler, Z., Krnel, K., Kovač, J., & Kosmač, T., (2012). Tribochemical reactions on sliding surface of the sintered metallic brake pads against SiC ceramic brake disk. *Wear*, 292-293, p. 232–238.
- [TAL 2011] Talyzin, A. V., Luzan, S. M., Szabó, T., Chernyshev, D., & Dmitriev, V., (2011). Temperature dependent structural breathing of hydrated graphite oxide in H₂O. *Carbon*, 49(6), p. 1894–1899.
- [TJO 2000] Tjong, S.C., Lau, K.C., (2000). Tribological behavior of SiC particle-reinforced copper matrix composites, *Materials letters*, Volume 43, p. 274–280.
- [TU 1998] Tu, J.P. et al., (1998). Friction and wear behavior of Cu-Fe₃P powder metallurgical composites in dry sliding- *Wear* 220, p. 72-79.
- [TUC 2002] Tuchinda, A., Hoffmann, N.P., Ewins, D.J., Keiper, W., (2002). Effect of pin finite width on instability of pin-on-disc systems, in: *Proceedings of IMAC XX*.
- [UETZ 1978] Uetz, H., Fohl, J., (1978), *Wear as an energy transformation process*, *Wear*, 49, p. 253-264.
- [UIC 2010] Code UIC,541-3, (2010). Freins à disque et leur utilisation- Conditions générales pour l'admission de garniture de frein.

- [UYY 2006] Uyyuru, R. K., Surappa, M. K., & Brusethaug, S., (2006). Effect of reinforcement volume fraction and size distribution on the tribological behavior of Al-composite/brake pad tribo-couple. *Wear*, 260(11-12), p. 1248–1255.
- [UYY 2007] Uyyuru, R. K., Surappa, M. K., & Brusethaug, S., (2007). Tribological behavior of Al–Si–SiCp composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions, *Tribology International*, 40(2), p. 365–373.
- [VAD 2010] Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M., Gopalakrishna, B., & Venkateshwara Rao, D., (2010). Wear behavior of alloyed hypereutectic gray cast iron. *Tribology International*, 43(3), p. 647–653.
- [LIN 2005], Link, V., (2005). Modélisation numérique temporelle d ' un contact frottant Mise en évidence d'instabilités locales de contact - Conséquences tribologiques.
- [VER 1999] Vernersson, T., (1999). Thermally induced roughness of tread-braked railway wheels Part 1 : brake rig experiments, p. 96–105.
- [VER 1956] Vernotte, P., (1956). Calcul numérique, calcul physique : Application à la thermocinétique ; Publications scientifiques et techniques du ministère de l'air.
- [VIN 2009] Vincent, C., PhD, (2009). Le composite cuivre / nanofibres de carbone, Université de bordeaux, p.16.
- [WAN 2018] Wang, A.Y., Mo, J.L., Wang, X.C., Zhu, M.H., Zhou, Z.R., (2018). Effect of surface roughness on friction-induced noise: Exploring the generation of squeal at sliding friction interface, *Wear*, Volumes 402–403, p. 80-90.
- [WAN 2006] Wang, J., Carson, J. K., North, M. F., Cleland, D. J., (2006). A new approach to modelling the effective thermal conductivity of heterogeneous materials, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Volume 49, Issues 17–18, p. 3075-3083.
- [WAN 2005] Wang, W.-F., (2005). Effect of alloying elements and processing factors on the microstructure and hardness of sintered and induction-hardened Fe–C–Cu alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 402(1-2), p. 92–97.
- [WANG 2004] Wang, C.P., Liu, X.J., Takaku, Y., Ohnuma, I., Kainuma, R., and Ishida, K., (2004). Formation of Core-Type Macroscopic Morphologies in Cu-Fe Base Alloys with Liquid Miscibility Gap, Springer, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 35, p. 1243–1253.
- [WEJ 2016] Wejrzanowski T., Grybczuk, M., Chmielewski, M., Pietrzak, K., Kurzydowski, K.J., Strojny-Nedza, A., (2016). Thermal conductivity of metal-graphene composites, *Materials & Design*, Volume 99, p. 163-173.
- [WEICK 1994] Weick, B. L., FUREY, M. J., VICK, B., (1994). Surface temperatures generated with ceramic materials in oscillating/fretting contact, *Journal of Tribology*, Vol 116, p. 260-267.
- [WIC 2009] Wicker, P., (2009). Influence des garnitures de frein sur les sollicitations thermiques des disques TGV et conséquences sur les risques de fissuration.
- [WON 2007] Wong, J., (2007). Analyse de l'endommagement par fatigue thermique et modelisation du comportement thermomecanique de couples disques-garnitures de type TGV, 072.

- [XIA 2018] Xiao, Y., Zhang, Z., Fan, K., Zhou, H., Gong, T., Zhao, L., Deng, M., (2018). Mechanical and tribological behaviors of copper metal matrix composites for brake pads used in high-speed trains, *Tribology International* 119, p. 585- 592.
- [XIO 2007] Xiong, X., Sheng, H., Chen, J., Yao, P., (2007). Effects of sintering pressure and temperature on microstructure and tribological characteristic of Cu-based aircraft brake material, *Trans. Nonferrous Met. SOC China*, 17, p. 669-675.
- [XUE 2016] Xue, C., Bai, H., Tao, P.F., Wang, J.W., Jiang, N., Wang, S.L., (2016). Thermal conductivity and mechanical properties of flake graphite/Al composite with a SiC nano-layer on graphite surface, *Materials & Design*, Volume 108, p. 250-258.
- [YAN 2001] Yang, S., Li, X., Renevier, N., & Teer, D., (2001). Tribological properties and wear mechanism of sputtered C/Cr coating. *Surface and Coatings Technology*, 142-144, p. 85–93.
- [YEV 2012] Yevtushenko, a. a., & Grzes, P., (2012). Axisymmetric FEA of temperature in a pad/disc brake system at temperature-dependent coefficients of friction and wear. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 39(8), p. 1045–1053
- [YOO 2012] Yoon, S.W., Shin, M.W., Lee, W. G., & Jang, H., (2012). Effect of surface contact conditions on the stick – slip behavior of brake friction material. *Wear*, 294-295, p. 305–312.
- [ZAG 2003] Zagrodzki, P., & Truncone, S.A., (2003). Generation of hot spots in a wet multidisk clutch during short-term engagement. *Wear*, 254(5-6), p. 474–491.
- [ZHA 2010] Zhang, J., Fan, S., Zhang, L., Cheng, L., Yang, S., & Tian, G., (2010). Microstructure and frictional properties of 3D needled C/SiC brake materials modified with graphite. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(12),p. 2289–2293
- [ZHA 2017] Zhang, R., He, X., Chen, Z., Qu, X., (2017). Influence of Ti content on the microstructure and properties of graphite flake/Cu-Ti composites fabricated by vacuum hot pressing, *Vacuum*, Volume 141, p. 265-271.
- [ZHA 2007a] Zhang, S.Y, & Wang, F., (2007a). Comparison of friction and wear performances of brake material dry sliding against two aluminum matrix composites reinforced with different SiC particles, *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1-3), p. 122–127.
- [ZHA 2007b] Zhang, S.Y, & Wang, F., (2007b). Comparison of friction and wear performances of brake materials containing different amounts of ZrSiO₄ dry sliding against SiCp reinforced Al matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 443(1-2), p. 242–247.
- [ZHA 2011] Zhang, S. Y., & Feng, S. S., (2011). Friction and wear performances of brake material dry sliding against a composite with a semi-interpenetrating network structure of ceramics and Al-alloy. *Tribology International*, 44(3), p. 248–257.
- [ZHA 2010] Zhang, S. Y., Qu, S. G., Li, Y. Y., & Chen, W. P., (2010). Two-body abrasive behavior of brake pad dry sliding against interpenetrating network ceramics/Al-alloy composites. *Wear*, 268(7-8), p. 939–45.

[ZHAX 2010] Zhang, X., Wang, B., Xu, X., (2010). Synthesis and magnetic properties of Cu-coated Fe composite nanoparticles, *Applied Surface Science*, 256, p. 4109–411.

[ZI 2017] Lin, Z.-Z., Huang, C.-L., Zhen, W.-K., Huang, Z., (2017). Enhanced thermal conductivity of metallic nanoparticle packed bed by sintering treatment, [Applied Thermal Engineering](#), [Volume 119](#), p. 425-429.

[ZON 2017] Zongtao Li, Yuxuan Wu, Baoshan Zhuang, Xuezhi Zhao, Kaihang Chen, (2017). Preparation of novel copper-powder-sintered frame/paraffin form-stable phase change materials with extremely high thermal conductivity, *Applied Energy*.

Annexes

Annexes

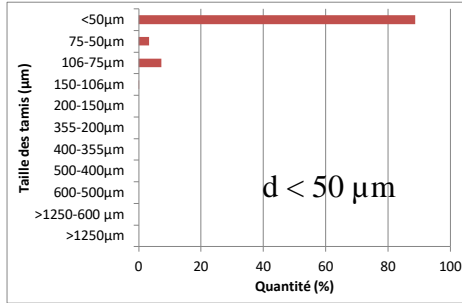
| | |
|---|--------------|
| A. CONNAISSANCE DES MATÉRIAUX | I |
| A.1. Granulométrie et EDS | i |
| A.2. DRX des constituants | iii |
| A.3. Densimétrie par immersion et mesure de propriétés thermophysiques | iv |
| A.3.1. Méthode Hot disk | iv |
| A.3.2. Méthode Laser Flash | iv |
| A.4. Réactivité de la G36S et mesure de propriétés thermophysiques | vii |
| A.4.1. Analyse thermogravimétrique ATG | vii |
| A.4.2. Dilatométrie sous air | viii |
| A.4.3. Caractérisation dynamique « masse résonnante » | x |
| B. CHANGEMENT D'ÉCHELLE | XII |
| B.1. Programme de performances | xii |
| B.2. Programme exploration (Faiveley Transport) | xvi |
| C. RÉSULTATS DES ESSAIS DE FREINAGE | XVIII |
| C.1. Températures TE1 | xviii |
| C.2. Température TER | xxiv |
| C.2.1. TER Campagne 1 (sans isolation du patin) | xxiv |
| C.2.2. TER Campagne 2 (avec isolation du patin) | xxxii |
| C.2.3. Augmentation de l'énergie à l'échelle réduite AER | xxxiii |
| C.3. Frottement | xxxv |
| C.3.1. Principes de calcul du frottement E1/ER | xxxv |
| C.3.2. EXPLO/E1/ER Campagne (1) | xxxv |
| C.3.3. Frottement changement TE1/TER Campagne (1) sans isolation | xxxvi |
| C.3.4. Augmentation de l'énergie AER | xxxviii |
| C.4. États des surfaces de frottement | xl |
| C.4.1. Programme TE1 exécuté à l'échelle 1 | xl |
| C.4.2. Programme TER exécuté à l'échelle réduite | xli |
| D. ESSAI VIBRO-ACOUSTIQUE | XLV |
| D.1. Campagne préliminaire | xlv |
| D.1.1. Calibration par rapport aux déformations de la lame | xlvi |
| D.1.2. Protocole | xlvi |
| D.1.3. Résultats de la campagne préliminaire | xlvi |
| D.2. Campagne finale | 1 |
| D.2.1. Usure-Effort normale et tangentielle | 1 |

| | |
|---|-------------|
| D.2.2. Frottement- Force normale et tangentielle G35 | lii |
| D.2.3. Frottement- Force normale et tangentielle G36-002 | lx |
| D.2.4. Frottement- Force normale et tangentielle G36S | lxviii |
| D.2.5. Frottement- Force normale et tangentielle G36SF | lxxxiii |
| D.3. Résumé | xc |
| D.3.1. Force normale- tangentielle | xc |
| D.3.2. Étude de sensibilité module de Young | xciii |
| D.3.3. Basculement de la G36S | xciv |
| D.4. Principe de détermination de la position de la résultante | xciv |
| D.5. Analyse modale expérimentale du montage CrisMat | cii |
| D.6. Évolutions des surfaces | civ |

A. Connaissance des matériaux

A.1. Granulométrie et EDS

Granulométrie Cuivre

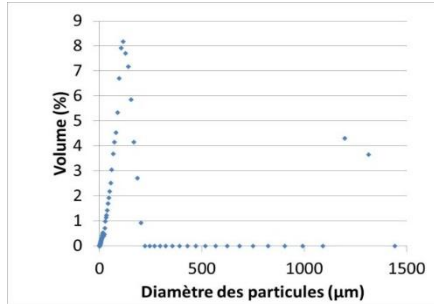


EDS Cu

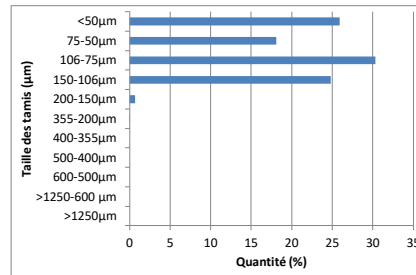
| Element | Weight % | Atom % |
|---------|----------|--------|
| C | 2.84 | 13.34 |
| Al | 0.27 | 0.57 |
| Cu | 96.89 | 86.08 |

Granulométrie Fer

Granulométrie laser



Tamissage

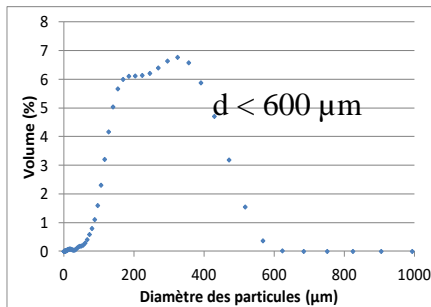


EDS Fer

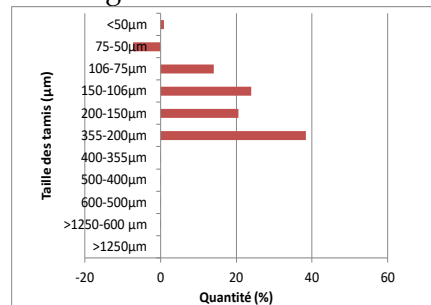
| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| Mg | 0.37 | 0.83 |
| Al | 0.43 | 0.87 |
| Si | 0.25 | 0.48 |
| P | 1.25 | 2.20 |
| Ca | 0.27 | 0.37 |
| Fe | 97.44 | 95.25 |

Granulométrie Graphit I

Granulométrie laser



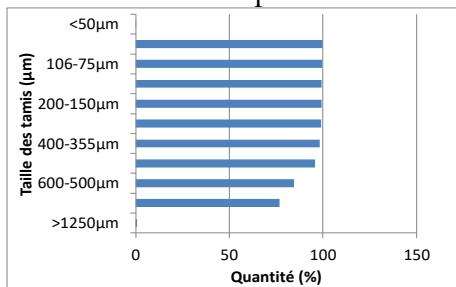
Tamissage



EDS Graphite I

| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| C | 94.86 | 96.13 |
| O | 5.00 | 3.8 |
| Si | 0.14 | 0.06 |

Granulométrie Graphit II

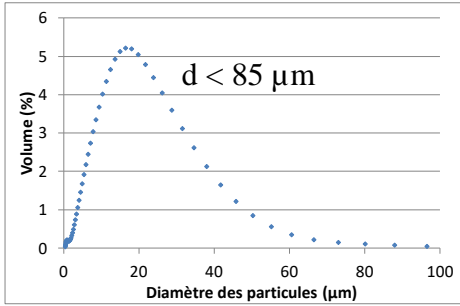


EDS Graphite II

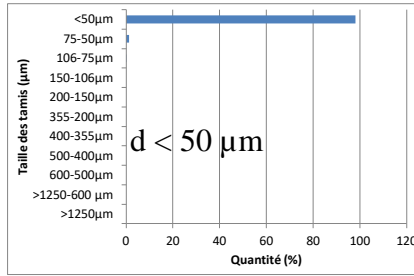
| Element | Weight% | Atom% |
|---------|---------|-------|
| C | 100 | 100 |

Granulométrie Sn

Laser



Tamissage

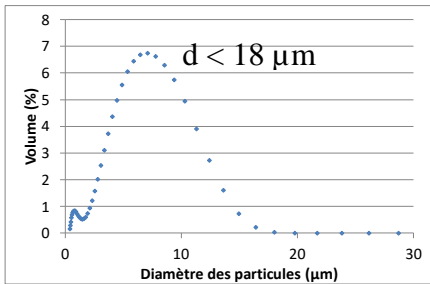


EDS Sn

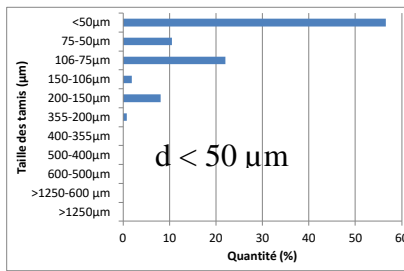
| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| C | 3.61 | 22.00 |
| N | 4.01 | 20.98 |
| Sn | 92.38 | 57.02 |

Granulométrie Mn-S

Granulométrie laser



Tamissage

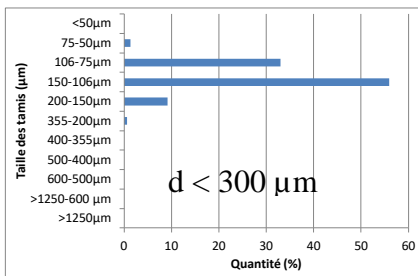


EDS MnS₂

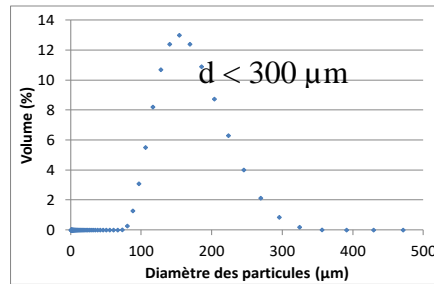
| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| C | 10.4 | 30.21 |
| Al | 0.09 | 0.12 |
| S | 28.37 | 30.87 |
| Mn | 61.13 | 38.8 |

Granulométrie ZrSiO₄

Granulométrie laser



Tamissage

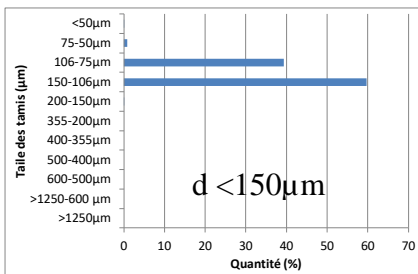


EDS ZrSiO₄

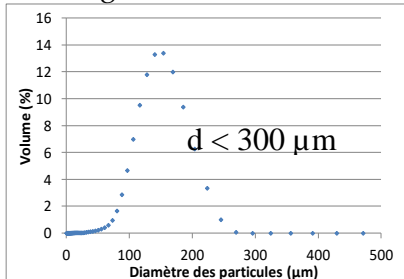
| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| C | 16.34 | 29.29 |
| O | 38.78 | 52.20 |
| Al | 1.64 | 1.31 |
| Si | 13.23 | 10.15 |
| Zr | 29.77 | 7.03 |
| Pt | 0.24 | 0.03 |

Granulométrie SiC

Granulométrie laser



Tamissage



EDX SiC

| El. | Weight% | Atom% |
|-----|---------|-------|
| C | 37.45 | 57.71 |
| O | 2.14 | 2.47 |
| Si | 60.41 | 39.81 |

A.2.DRX des constituants

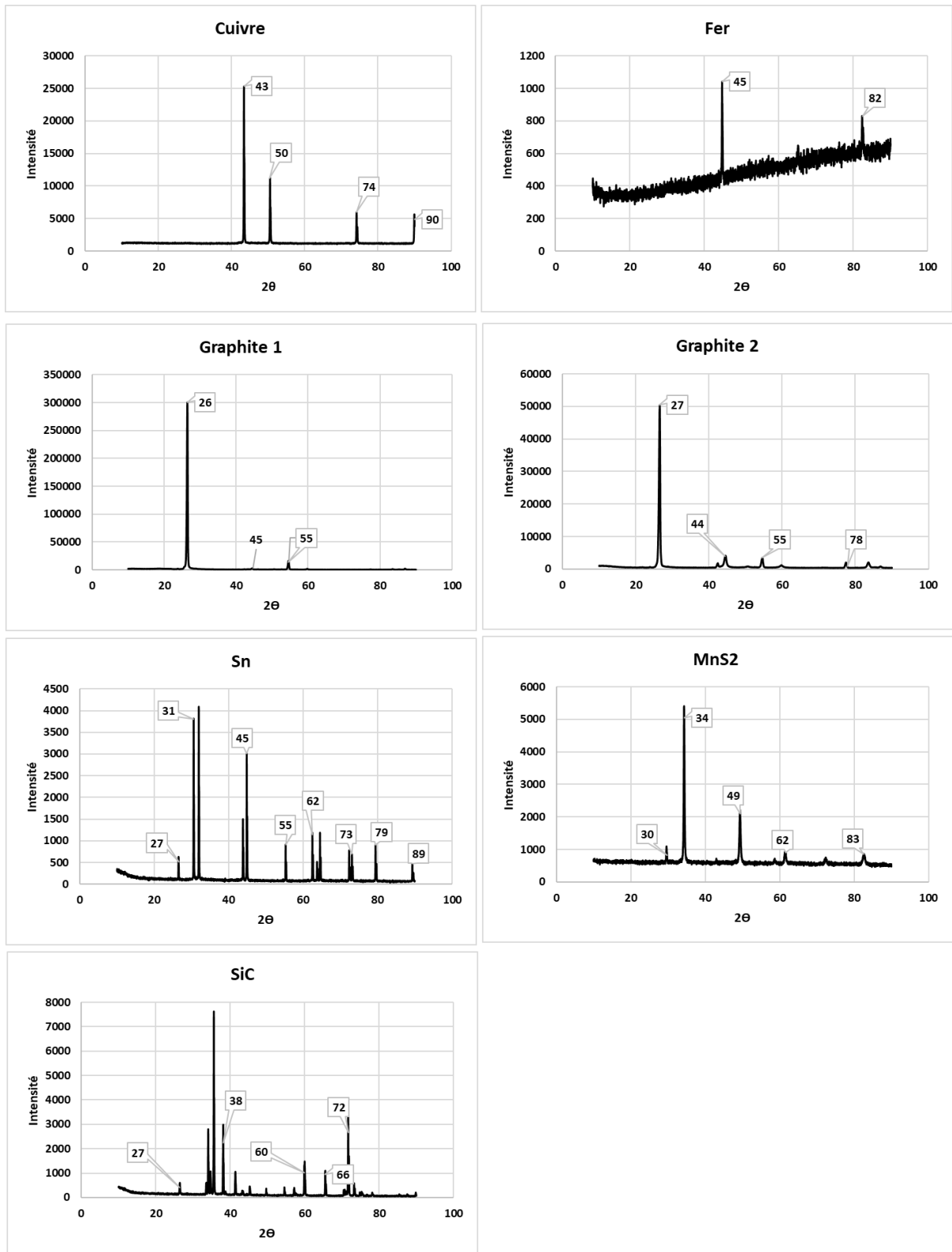


Figure 1 Analyses DRX des différents constituants de la G365

A.3. Densimétrie par immersion et mesure de propriétés thermophysiques

A.3.1. Méthode Hot disk

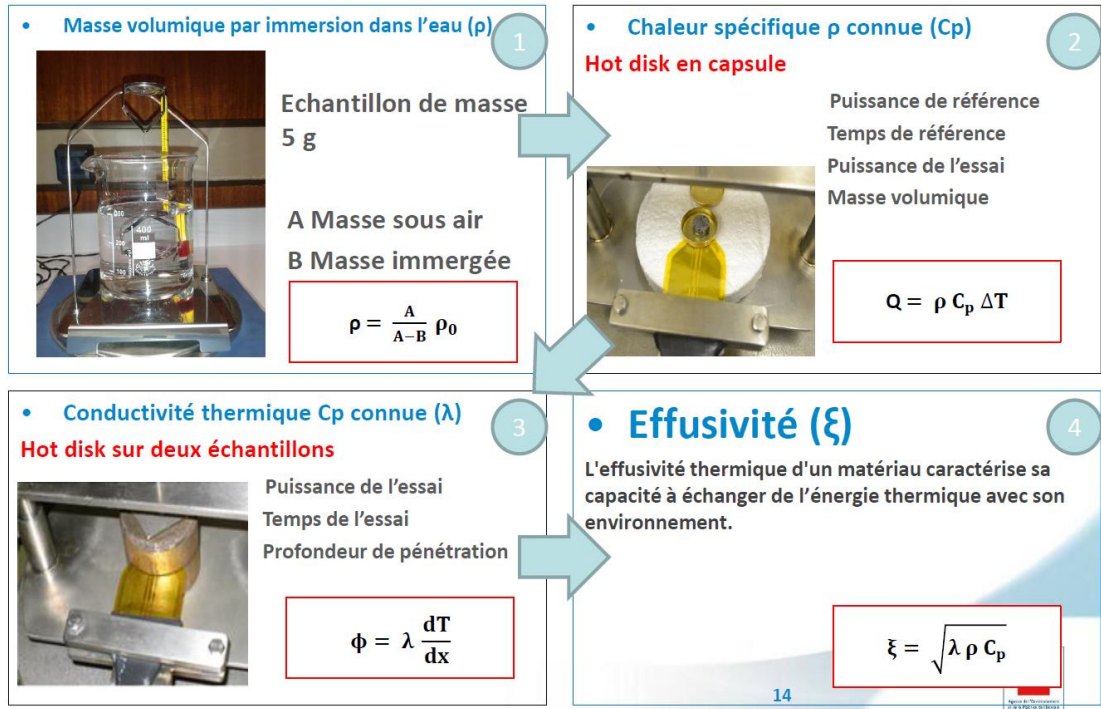


Figure 2 Méthode de mesure des propriétés thermiques Hot disk (1) densimétrie par immersion à l'eau ou à l'éthanol (2) mesure de capacité calorifique (3) conductivité thermique (4) effusivité déduite de (1), (2) et (3)

A.3.2. Méthode Laser Flash

Les mesures des propriétés thermiques sont effectuées par LFA (Laser Flash Analysis). Cette méthode est directionnelle. L'échantillon mince est placé dans un four à atmosphère contrôlée (argon) dont la température est régulée durant les mesures. La surface inférieure de l'échantillon de faible épaisseur (entre 1 et 5 mm) reçoit une brève sollicitation énergétique (laser). L'élévation de température de l'échantillon est mesurée par le détecteur de rayonnement infrarouge (photodiode HgCdTe, InSb). (figure 3).

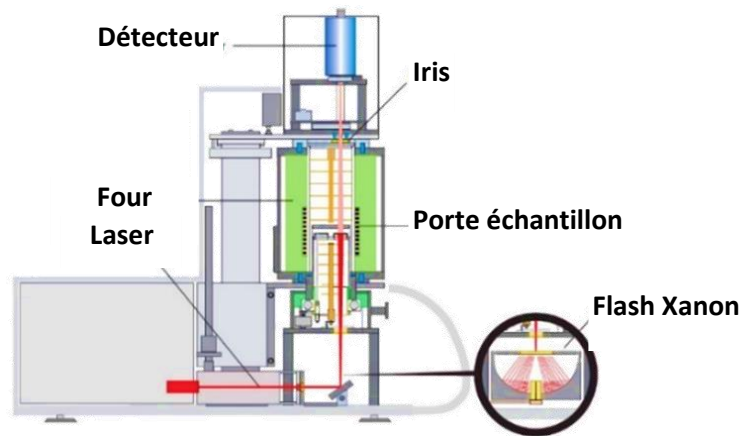


Figure 3 Système LFA 457 MicroFlash®

En référence à la **figure 4**, le traitement de l'élévation de température de l'échantillon en fonction du temps permet de déduire la diffusivité et la chaleur spécifique à la densité près. En effet, si la mesure de diffusivité est directe, celles de la conductivité et de la chaleur spécifique sont indirectes.

La mesure du produit masse par chaleur spécifique est réalisée sur le principe de la calorimétrie différentielle DSC par perte de chaleur (**figure 5**). La référence utilisée est celle de l'alumine. Lorsque le four atteint la température de consigne stabilisée, la différence de température entre l'échantillon et la température de la référence permet d'en déduire le flux fourni ou absorbé par l'échantillon pour équilibrer sa température avec son environnement. Les deux courbes de température de la référence (TR, verte) et de l'échantillon (TP, rouge) présentent une allure parallèle lors du chauffage à une vitesse constante (2°C/min) jusqu'à la sollicitation par le laser. La différence des deux signaux présente un pic (bleu) exothermique ou endothermique. La différence à la ligne de base est proportionnelle au C_p . Le C_p déterminé par le dispositif est explicité par la formulation (A.1).

Dans le cadre de l'étude, les échantillons sont des plaquettes de matériaux de 2 mm d'épaisseur et de 10 mm de diamètre prélevé d'un monobloc de G36S à la scie à fil diamanté. Les échantillons sont peints en noir, car la mesure de température est faite par rayonnement infrarouge suivant l'hypothèse de corps noir (émissivité indépendante de la température).

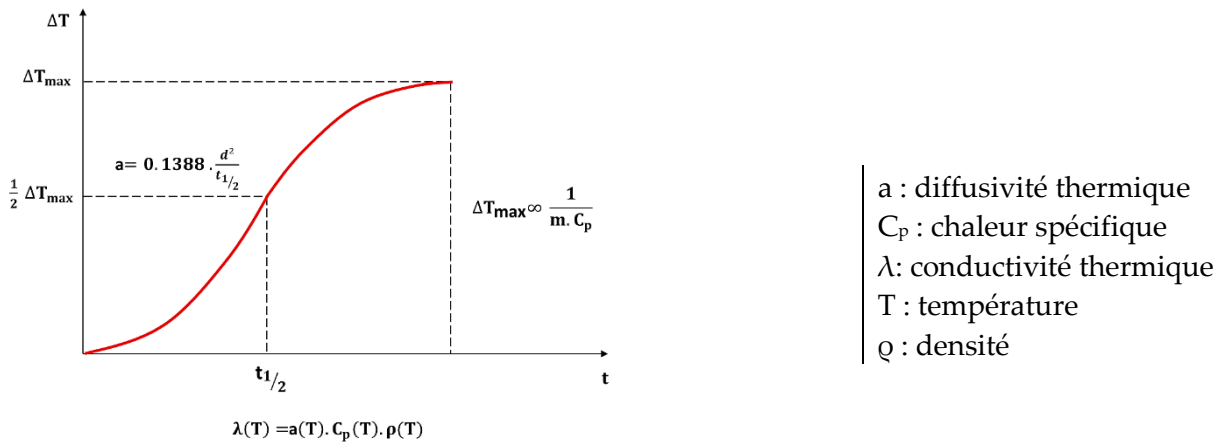


Figure 4 Élévation de température durant la mesure LFA

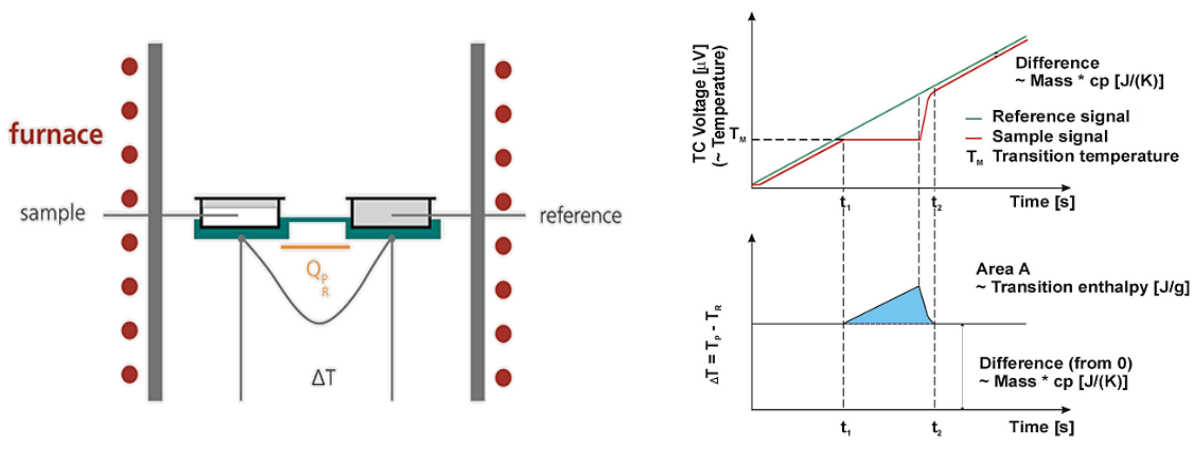


Figure 5 Schéma de principe de la mesure de température

$$(A.1) \quad C_p^P(T) = C_p^R(T) * \frac{Q^P}{Q^R} * \frac{V^P}{V^R} * \left(\frac{d_{orifice}^P}{T_{orifice}^R} \right)^2 * \frac{T_{\infty}^R}{T_{\infty}^P} * \frac{\rho^R}{\rho^P} * \frac{D^R}{D^P}$$

P, R : échantillon, référence,

C_p^i : chaleurs spécifiques de l'échantillon en fonction de la température (J/kg.K)

Q^i : énergies fonction du pulse d'énergie (V)

V^i : facteurs amplificateurs

$d_{orifice}^i$: diamètres des ouvertures

ρ^i et : densités (kg/m³)

D^i : épaisseurs

T_{∞}^i : températures stabilisées (K)

A.4.Réactivité de la G36S et mesure de propriétés thermophysiques

A.4.1.Analyse thermogravimétrique ATG

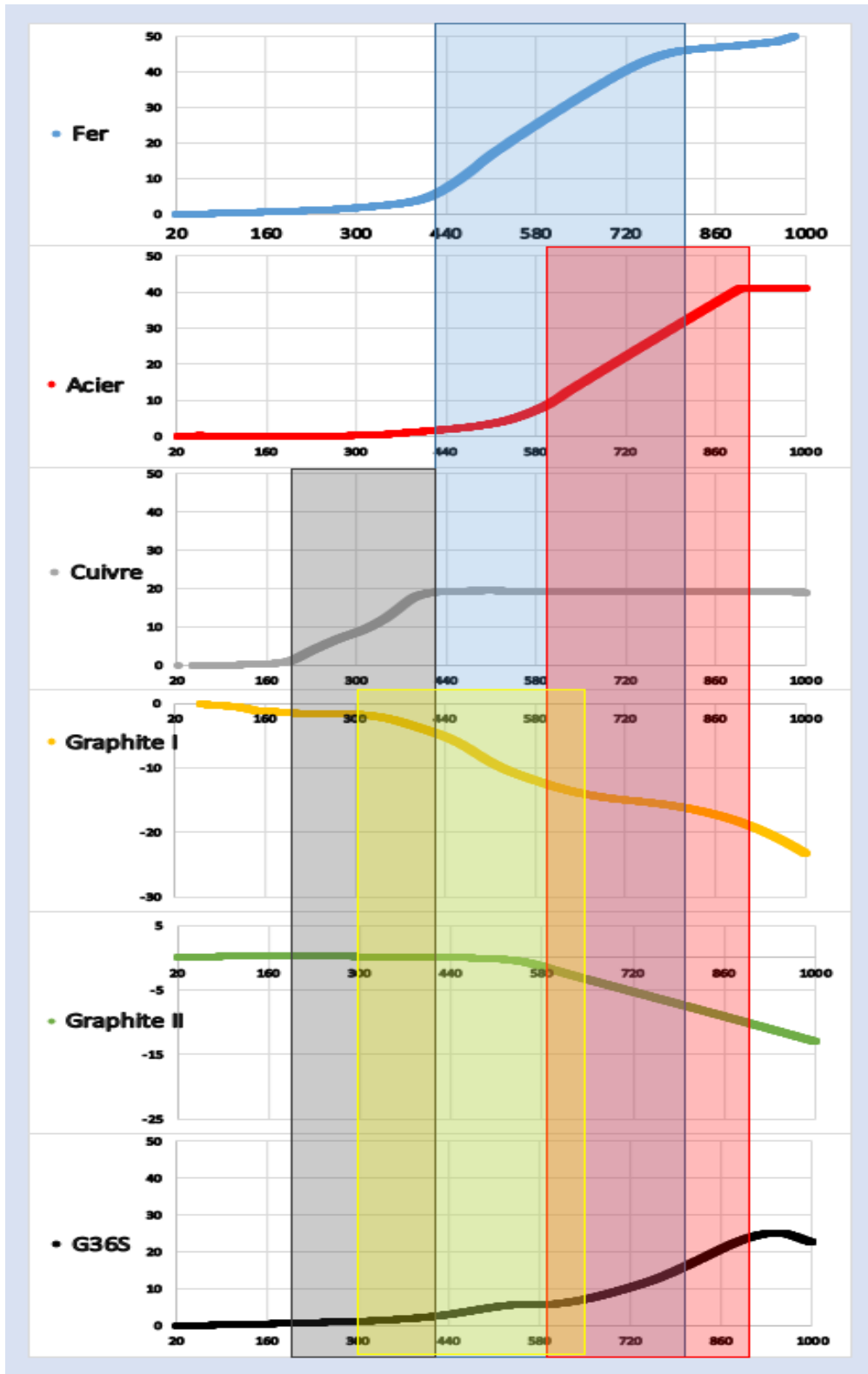


Figure 6 Masse (mg) en fonction de la température des différents constituants réactifs de la G36S

A.4.2. Dilatométrie sous air

La dilatométrie permet de mesurer la variation de volume d'un corps quand sa température augmente. Si le corps considéré est long, sa dilatation sera surtout visible dans le sens de la longueur, on parle alors de dilatation linéaire. Il ressort de cette mesure le coefficient de dilatation linéaire. Il s'obtient en mesurant l'allongement relatif d'une éprouvette en fonction de la température selon la relation :

$$(A.3) \quad \frac{\Delta L}{L_0} = \alpha \Delta T$$

ΔT : variation de température (K)
 L_0 : longueur initiale de l'échantillon (m)
 ΔL : allongement (m)
 α : coefficient de dilatation thermique (K^{-1})

Les essais de dilatométrie sont réalisés sur un dilatomètre horizontal (**figure 7**). Le dilatomètre se compose de trois éléments : un tube récepteur de l'échantillon, un four et un dispositif de mesure. Le tube récepteur de l'échantillon en alumine est creux. Il est instrumenté d'un capteur de déplacement (inductif) et permet de suivre la déformation de l'échantillon par l'intermédiaire d'une tige (poussoir). Elle vient au contact de l'échantillon afin de transmettre ses variations de longueur au dispositif de mesure (inductif). Les caractéristiques thermiques de la tige en alumine étant connues, le calculateur peut mesurer l'allongement de l'échantillon testé. Le tube est également muni d'un thermocouple afin d'enregistrer la température à chaque instant. Un dispositif permet de garantir l'étanchéité de l'ensemble une fois refermé. L'échantillon est maintenu entre deux entretoises. Les mesures sont réalisées sous atmosphère contrôlée.

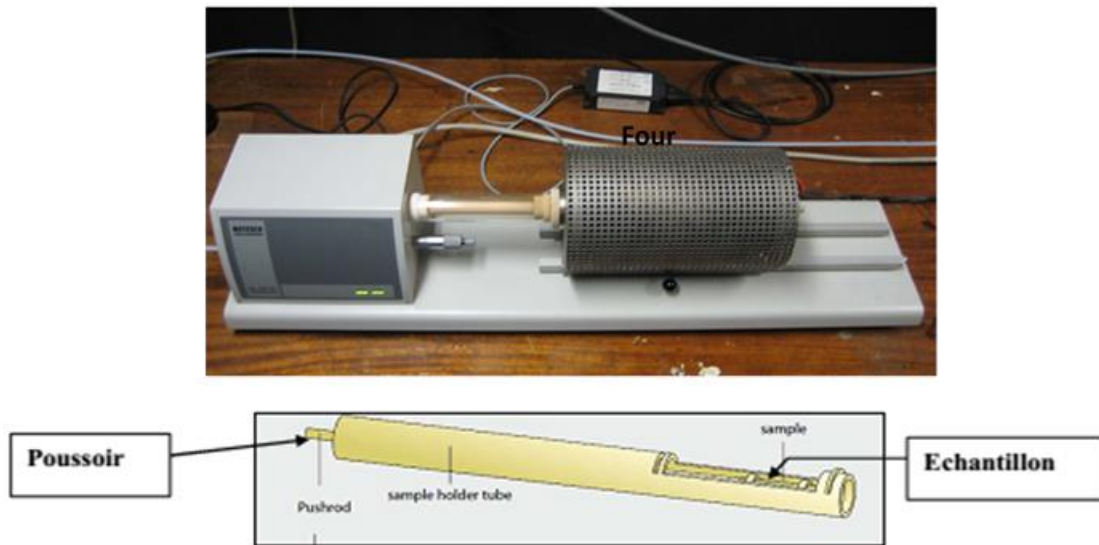
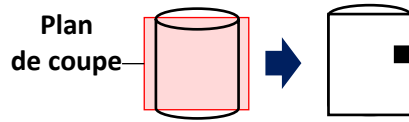


Figure 7 Dilatomètre

La **figure 8** est un ensemble de micrographies de la coupe de l'échantillon de dilatation enrobé. Elle décrit l'état de la matrice métallique au sortir des essais de dilatation sous air. La matrice est parsemée de porosités grossières proches des faces latérales de l'échantillon les plus exposées à l'air ambiant, jusqu'à plusieurs millimètres en profondeur (au cœur de l'échantillon).



[LML]

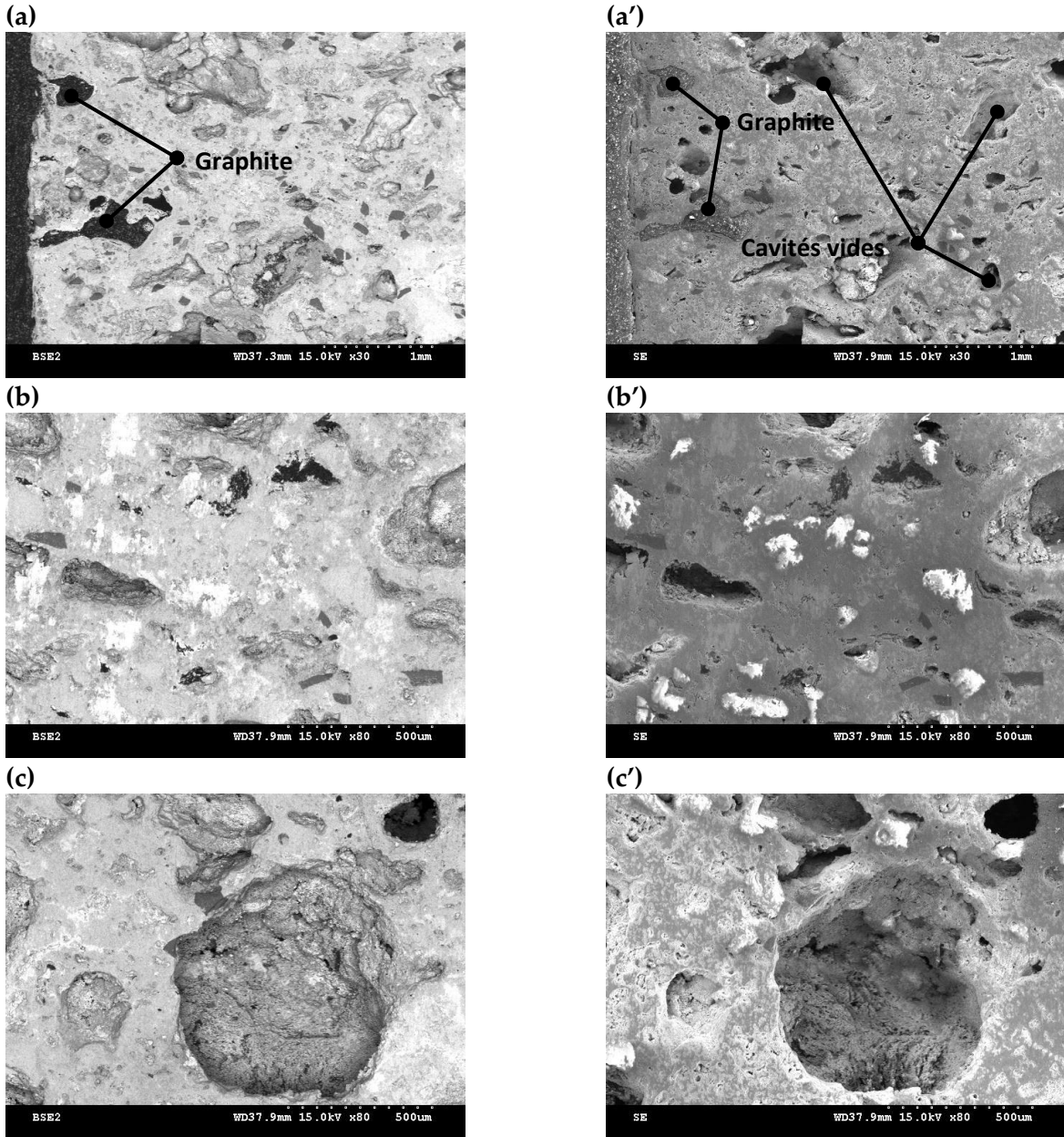


Figure 8 Analyse micrographique en proche surface latérale (■) (a) (b) (c) MEB-BSE ; (a') (b') (c') MEB-SE de l'échantillon G36S de dilatation préparée en coupe, direction Z, atmosphère oxydante, 2 cycles à 400°C, 2 cycles à 600°C, 2 cycles à 900°C

A.4.3. Caractérisation dynamique « masse résonnante »

Le freinage par friction induit des vibrations auto-entretenues par le système (échelle macroscopique) et les phénomènes tribologiques aux interfaces frottantes (échelle microscopique). Il a été démontré que les fréquences de crissement sont souvent également des fréquences de vibrations du système. Le plus souvent, ces fréquences correspondent à des modes de flexion du disque couplés à des modes de pion hors plan (compression et ou torsion). Les fréquences vibratoires engagées sont comprises entre 1 kHz et 10 kHz au moins comme celles du crissement.

Dans ce paragraphe, une autre approche de la mesure de propriétés mécaniques est présentée. Une méthode dite de « masse résonnante » a été développée afin de décrire le comportement mécanique du matériau dans un environnement à sollicitations dynamiques. À la différence des méthodes connues comme la DMA (Dynamic Mechanical Analysis), cette méthode permet de mesurer des propriétés mécaniques en compression sous une excitation vibratoire plus haute fréquence (10 Hz à 10 kHz). Elle donne également accès aux propriétés vibratoires telles l'amortissement.

On excite en balayage sinusoïdale un échantillon de G36S de dimensions 20x 20 x 20 mm³ à l'aide d'un pot vibrant. Le pot vibrant, ci- **figure 9** est un excitateur électrodynamique couvrant des fréquences de 5 à 10 Hz avec une amplitude de 112 N. Le support porte 4 accéléromètres afin de détecter d'éventuels mouvements parasites, car seuls les modes de traction-compression sont désirés. Les 4 accéléromètres de la masse permettent de relever la fonction de réponse fréquentielle (**figure 10**).

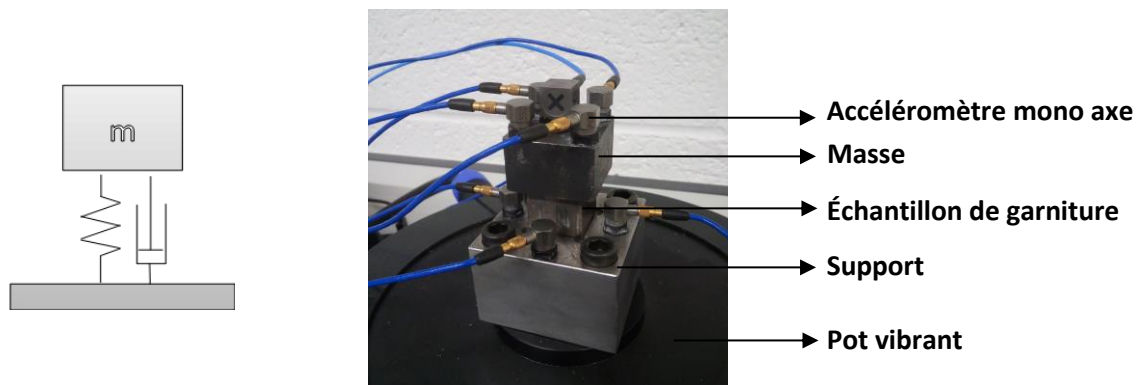


Figure 9 Banc de mesure masse résonnante

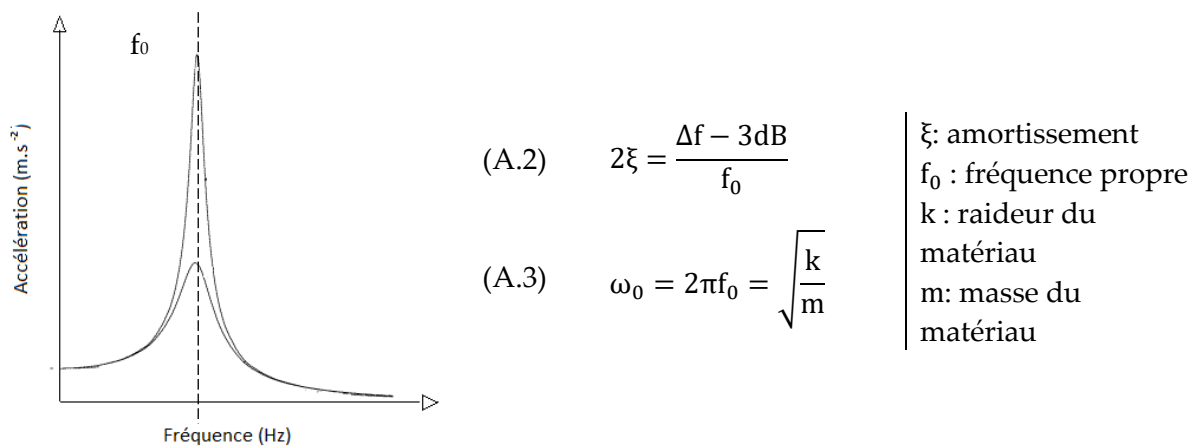


Figure 10 Réponse fréquentielle

En référence au **tableau 1**, la G36-002 est plus rigide que la G36S. Les modules élastiques obtenus par cette méthode sont très proches de ceux obtenus en statique sur la G36S (chargement de compression de 10 MPa cf. **chapitre 2.2**). On retrouve 7 GPa en statique et 7.3 GPa en dynamique pour le matériau G36S. En dynamique, les modules de compression de la G36S et de la G35 sont très proches 7.2 GPa et ne corroborent pas les résultats d'essai de compression statique. Le module de compression de la G35 n'est en statique que de 3.3 GPa **[WON 2007]** (chargement de compression de 10 MPa). La G35 est plus amortissante que la G36S, elle-même plus amortissante que la G36-002.

Tableau 1 Propriétés des différents matériaux f_0 fréquence propre ξ l'amortissement k la raideur du matériau, E_c le module de compression **[BRU PAS 2016]**

| | f_0 (Hz) | E_c (GPa) | ξ (%) | k (N/m) |
|---------|------------|-------------|-----------|-------------------|
| G35 | 4193 | 7.1 | 1 | $11.5 \cdot 10^7$ |
| G36S | 3898 | 7.3 | 1.6 | $9.85 \cdot 10^7$ |
| G36-002 | 3595 | 9.0 | 0.9 | $8.22 \cdot 10^7$ |

B.Changement d'échelle

B.1.Programme de performances

| N° | | Vitesse | Force | Masse par | Température | Conditions | |
|---------|----|---------|-------|--------------|---------------------|--|--|
| | | V_0 | F_B | disque M_d | initiale θ_0 | | |
| | | [km/h] | [kN] | [t] | [° C] | | |
| R1 à Rx | | 120 | 16 | 5 | 90-100 | x freinages de rodage des garnitures jusqu'au moins 85% de portée, avec le bord d'attaque rodé (Pesée) | |
| 1 | 21 | 50 | 16 | 5 | 50-60 | Freinages d'arrêt sec, après pause de refroidissement | |
| 2 | 22 | 80 | | | | | |
| 3 | 23 | 120 | | | | | |
| 4 | 24 | 140 | | | | | |
| 5 | 25 | 160 | | | | | |
| 6 | 26 | 200 | | | | | |
| 7 | 27 | 220 | | | | | |
| 8 | 28 | 250 | | | | | |
| 9 | 29 | 300 | | | | | |
| 10 | 30 | 340 | | | | | |
| 11 | 31 | 360 | | | | | |
| 12 | 32 | 50 | 10 | 5 | 50-60 | | |
| 13 | 33 | 80 | | | | | |
| 14 | 34 | 120 | | | | | |
| 15 | 35 | 140 | | | | | |
| 16 | 36 | 160 | | | | | |
| 17 | 37 | 200 | | | | | |
| 18 | 38 | 250 | | | | | |
| 19 | 39 | 300 | | | | | |
| 20 | 40 | 340 | | | | | |
| 41 | | | 120 | 10 | 5 | 50-60 | Freinages d'initialisation |
| 42 | 48 | 54 | 50 | 16 | 5 | 20-30 | |
| 43 | 49 | 55 | 80 | | | | |
| 44 | 50 | 56 | 120 | | | | |
| 45 | 51 | 57 | 160 | | | | |
| 46 | 52 | 58 | 200 | | | | |
| 47 | 53 | 59 | 250 | | | | |
| 60 | 61 | 62 | 250 | 16 | 5 | 50-60 | 3 freinages d'arrêt, à sec, pour sécher les garnitures (Pesée) |
| 63 | 84 | | 50 | 16 | 7 | 20-30 | |
| 64 | 85 | | 80 | | | | |
| 65 | 86 | | 120 | | | | |
| 66 | 87 | | 140 | | | | |
| 67 | 88 | | 160 | | | | |
| 68 | 89 | | 200 | | | | |

| N° | | Vitesse | | Force F _B | Masse par disque Md | Température initiale θ ₀ | Conditions | |
|-----------|-----|----------------|-----|-------------------------|------------------------|--|---|----------------------------|
| | | V ₀ | | | | | | [km/h] |
| 69 | 90 | | | 250 | | | | |
| 70 | 91 | | | 50 | 36 | 7 | 50-60 | |
| 71 | 92 | | | 80 | | | | |
| 72 | 93 | | | 120 | | | | |
| 73 | 94 | | | 140 | | | | |
| 74 | 95 | | | 160 | | | | |
| 75 | 96 | | | 200 | | | | |
| 76 | 97 | | | 250 | | | | |
| 77 | 98 | | | 50 | 24 | 7 | 50-60 | |
| 78 | 99 | | | 80 | | | | |
| 79 | 100 | | | 120 | | | | |
| 80 | 101 | | | 140 | | | | |
| 81 | 102 | | | 160 | | | | |
| 82 | 103 | | | 200 | | | | |
| 83 | 104 | | | 250 | | | | |
| 105 | | | | 120 | 24 | 7 | 50-60 | Freinages d'initialisation |
| 106 | 114 | 122 | 50 | 24 | 7 | 20-30 | Freinage d'arrêt, sous humidité, après pause de refroidissement | |
| 107 | 115 | 123 | 80 | | | | | |
| 108 | 116 | 124 | 120 | | | | | |
| 109 | 117 | 125 | 140 | | | | | |
| 110 | 118 | 126 | 160 | | | | | |
| 111 | 119 | 127 | 200 | | | | | |
| 112 | 120 | 128 | 250 | | | | | |
| 113 | 121 | 129 | 360 | | | | | |
| 130 | 131 | 132 | 120 | 24 | 7 | 50-60 | 3 freinages d'arrêt, à sec, pour sécher les garnitures | |
| 133 | | | | 50 | 36 | 7 | 140-150 | |
| 134 | | | | 80 | | | | |
| 135 | | | | 120 | | | | |
| 136 | | | | 160 | | | | |
| 137 | | | | 200 | | | | |
| 138 | | | | 250 | | | | |
| 139 | | | | | | | | |
| 140 | | 80 | | 36 | 7 | | Freinage de maintien dissipant 40 kW en 30mn. Freinage d'arrêt, à sec, réalisé immédiatement après le freinage de maintien, sans pause de refroidissement | |
| 141 à 145 | | 120 | | 36 | 7 | 50-60 | 5 freinages pour nettoyer le disque (Pesée) | |

| N° | | | Vitesse | Force | Masse par | Température | Conditions |
|-----|-----|-----|----------------|----------------|-----------|--|---|
| | | | V ₀ | F _B | disque Md | initiale θ ₀ | |
| | | | [km/h] | [kN] | [t] | [°C] | |
| 146 | 149 | 152 | 200 | 24 | 7 | 50-60 | Freinages d'arrêt sec, après pause de refroidissement Entre la fin du freinage N°153 et le début du freinage N° 154, 2 min d'arrêt puis remise en vitesse avec une accélération de 0.3 m/s ² et freinage immédiat. E=10,8 MJ (Pesée) |
| 147 | 150 | 153 | | 16 | | | |
| 148 | 151 | 154 | | 36 | | | |
| 155 | 157 | 159 | 250 | 16 | 7 | | Freinages d'arrêt sec, après pause de refroidissement Entre la fin du freinage N°159 et le début du freinage N° 160, 2 min d'arrêt puis remise en vitesse avec une accélération de 0.3 m/s ² et freinage immédiat. E=16,9 MJ (Pesée) |
| | | | 160 | 24 | | | |
| 156 | 158 | 160 | 250 | 24 | | | |
| | | | 160 | 36 | | | |
| 161 | 163 | 165 | 300 | 16/24 | 7 | 50-60 | Freinage d'arrêt sec, après pause de refroidissement Entre la fin du freinage N°165 et le début du freinage N° 166, 2 min d'arrêt puis remise en vitesse avec une accélération de 0.3 m/s ² et freinage immédiat. E=24,3 MJ (Pesée) |
| 162 | 164 | 166 | 160 | | | | |
| | | | 300 | 16/24 | | | |
| 167 | 169 | 171 | 320 | | | | |
| 168 | 170 | 172 | | 16/24 | 7 | 50-60 | Freinage d'arrêt sec, après pause de refroidissement Entre la fin du freinage N°171 et le début du freinage N° 172, 2 min d'arrêt puis remise en vitesse avec une accélération de 0.3 m/s ² et freinage immédiat. Changement d'effort lorsque V=180 km/h E=27,7 MJ (Pesée) |
| 173 | 187 | 50 | 36 | 9.5 | 50-60 | Freinage d'arrêt, à sec, après refroidissement | |
| 174 | 188 | 80 | | | | | |
| 175 | 189 | 120 | | | | | |
| 176 | 190 | 140 | | | | | |
| 177 | 191 | 160 | | | | | |
| 178 | 192 | 200 | | | | | |
| 179 | 193 | 250 | | | | | |

| N° | | Vitesse | Force | Masse par | Température | Conditions | |
|-----|-----|---------|-------|--------------|---------------------|--|-----|
| | | V_0 | F_B | disque M_d | initiale θ_0 | | |
| | | [km/h] | [kN] | [t] | [°C] | | |
| 180 | 194 | 50 | 48 | 9.5 | 50-60 | Freinage d'arrêt, à sec, après refroidissement | |
| 181 | 195 | 80 | | | | | |
| 182 | 196 | 120 | | | | | |
| 183 | 197 | 140 | | | | | |
| 184 | 198 | 160 | | | | | |
| 185 | 199 | 200 | | | | | |
| 186 | 200 | 250 | | | | | |
| 201 | | 120 | 48 | 9.5 | 50-60 | Freinage d'initialisation | |
| 202 | 208 | 214 | 48 | 12 | 50-60 | Freinage d'arrêt, sous humidité, après refroidissement | |
| 203 | 209 | 215 | | | | | 80 |
| 204 | 210 | 215 | | | | | 120 |
| 205 | 211 | 215 | | | | | 160 |
| 206 | 212 | 215 | | | | | 200 |
| 207 | 213 | 215 | | | | | 250 |
| 220 | 221 | 222 | 48 | 9.5 | | 3 freinages d'arrêt, à sec, pour sécher les garnitures (Pesée) | |
| 223 | 237 | | 48 | 12 | | Freinage d'arrêt, à sec, après refroidissement | |
| 224 | 238 | | | | | | 80 |
| 225 | 239 | | | | | | 120 |
| 226 | 240 | | | | | | 140 |
| 227 | 241 | | | | | | 160 |
| 228 | 242 | | | | | | 200 |
| 229 | 243 | | | | | | 250 |
| 230 | 244 | | 55 | 12 | | Freinage d'arrêt à sec | |
| 231 | 245 | | | | | | 80 |
| 232 | 246 | | | | | | 120 |
| 233 | 247 | | | | | | 140 |
| 234 | 248 | | | | | | 160 |
| 235 | 249 | | | | | | 200 |
| 236 | 250 | | | | | | 250 |
| 251 | 253 | | 24/36 | 9.5 | 50-60 | Freinage d'arrêt à sec, consécutifs (Pesée) | |
| 252 | 254 | | | | | | 320 |
| 255 | 257 | | 16/24 | 9.5 | 50-60 | Freinage d'arrêt à sec, consécutifs (Pesée) | |
| 256 | 258 | | | | | | 320 |

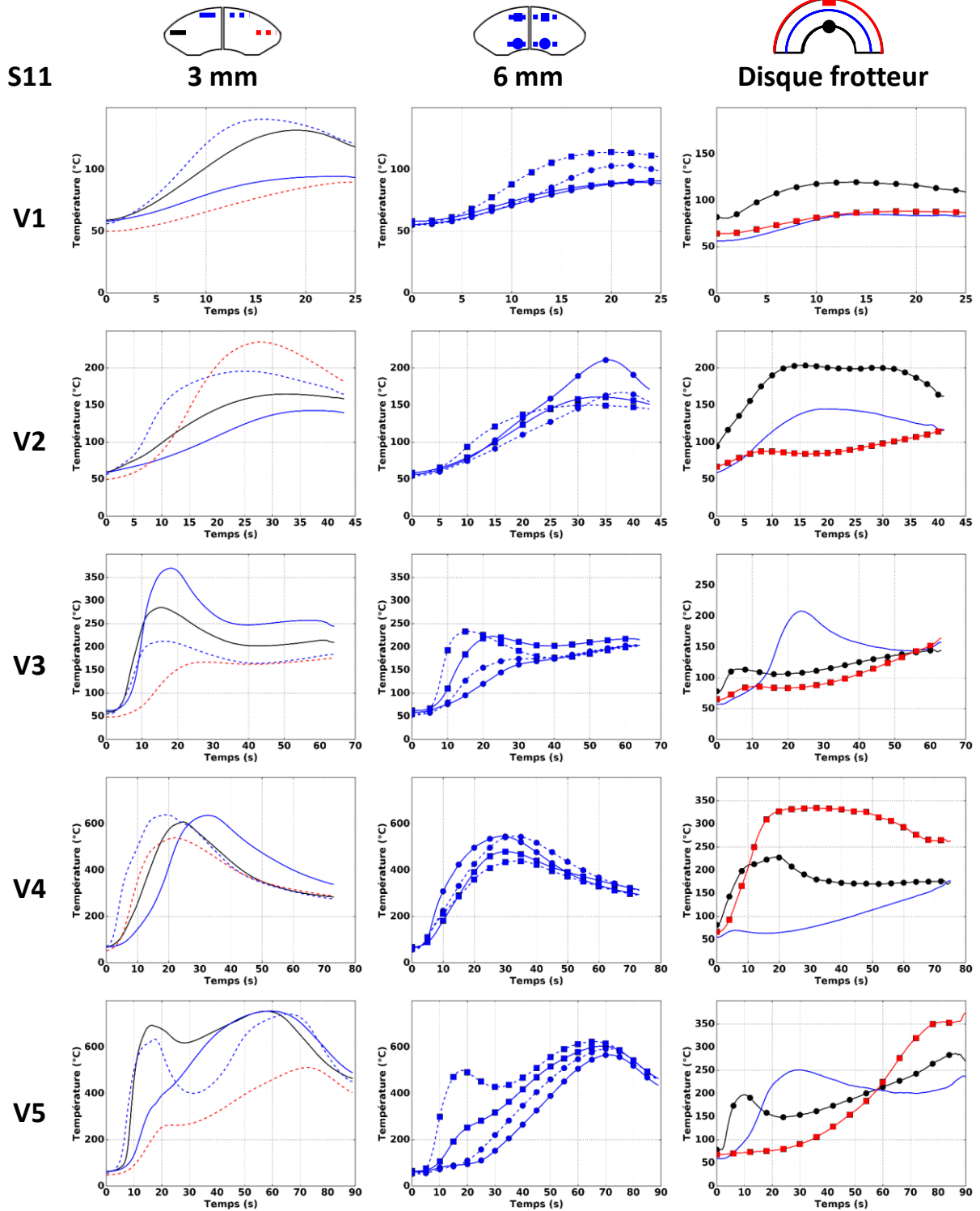
B.2.Programme exploration (Faiveley Transport)

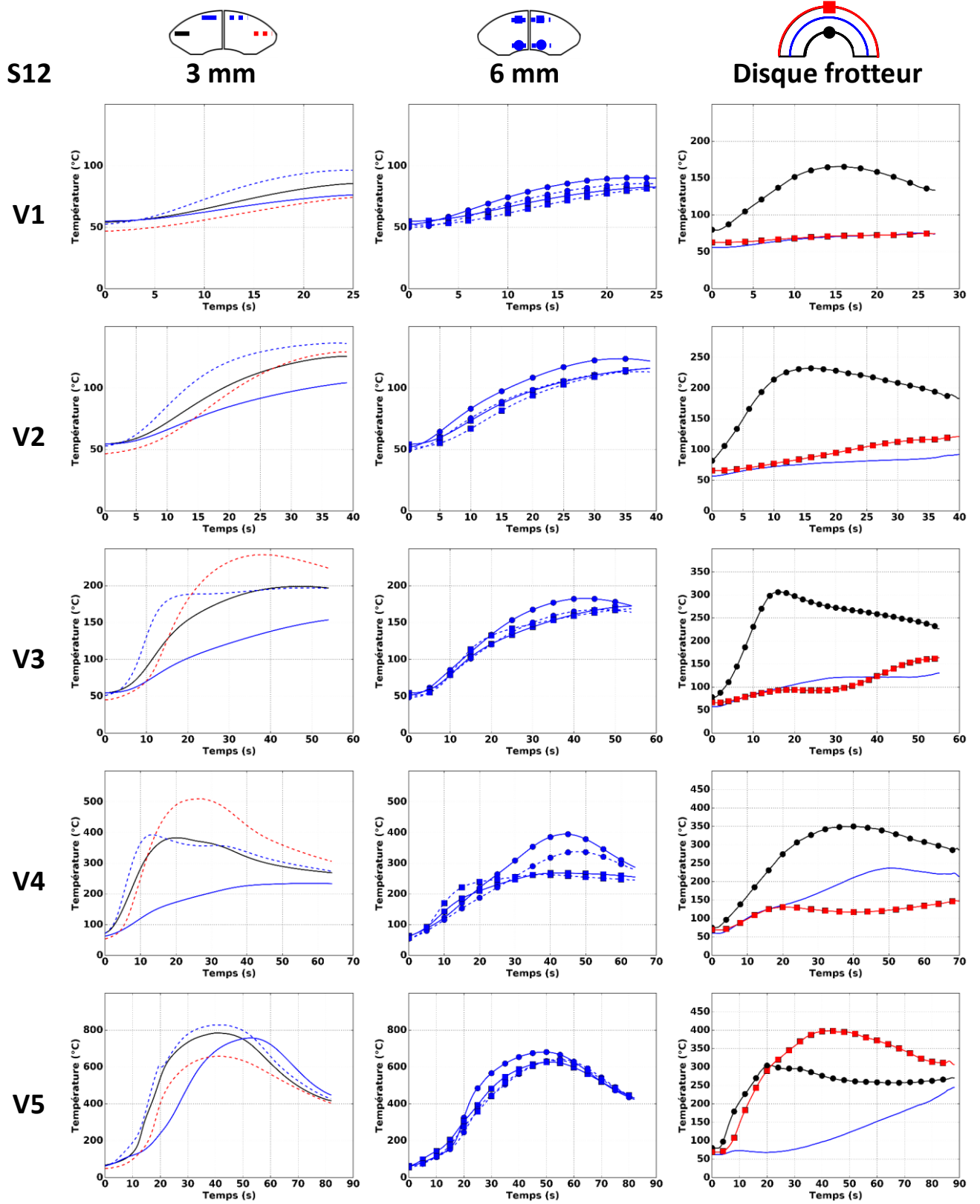
| N° | | | Vitesse initiale | Effort | Température | Masse | Type de freinage |
|---------|----|----|---------------------|--------|-------------|-------|--|
| | | | [km/h] | [kN] | [°C] | [t] | |
| Rodages | | | 120 | 25 | 90-100 | 7 | Pesée |
| 1 à 5 | | | 120 | 25 | 50-60 | 7 | |
| 6 | 18 | | 80 | 16 | 50-60 | 5 | Freinage à sec |
| 7 | 19 | | 120 | | | | |
| 8 | 20 | | 160 | | | | |
| 9 | 21 | | 200 | | | | |
| 10 | 22 | | 250 | | | | |
| 11 | 23 | | 80 | 10 | 50-60 | 5 | Freinage à sec |
| 12 | 24 | | 120 | | | | |
| 13 | 25 | | 160 | | | | |
| 14 | 26 | | 200 | | | | |
| 15 | 27 | | 250 | | | | |
| 16 | 28 | | 300 | | | | |
| 17 | 29 | | 340 | | | | |
| 30 à 34 | | | 120 | 25 | 50-60 | 5 | Freinage d'initialisation Pesée |
| 35 | 40 | 45 | 80 | 16 | 20-30 | 5 | Freinage sous humidité (25 l/h) Pesée |
| 36 | 41 | 46 | 120 | | | | |
| 37 | 42 | 47 | 160 | | | | |
| 38 | 43 | 48 | 200 | | | | |
| 39 | 44 | 49 | 250 | | | | |
| 50 à 54 | | | 120 | 25 | 50-60 | 7 | |
| 55 | 61 | | 80 | 36 | 50-60 | 7 | Freinage à sec (urgence) |
| 56 | 62 | | 120 | | | | |
| 57 | 63 | | 160 | | | | |
| 58 | 64 | | 200 | | | | |
| 59 | 65 | | 250 | 20/36 | | | Changement de l'effort à v = 215 km/h (20/36 kN) |
| 60 | 66 | | 300 | | | | |
| | 67 | | 80 | | | 7 | Freinage de maintien 40kW pendant 30 minutes |
| | 68 | | 80 | 36 | | 7 | Freinage d'arrêt à sec immédiatement après |
| 69 à 73 | | | 120 | 25 | 50-60 | 7 | 5 freinages pour nettoyer le disque Pesée |
| 74 | 77 | 80 | 250 | 20/36 | 50-60 | 7 | Freinage d'arrêt à sec avec palier d'effort |
| 75 | 78 | 81 | 300 | | | | |

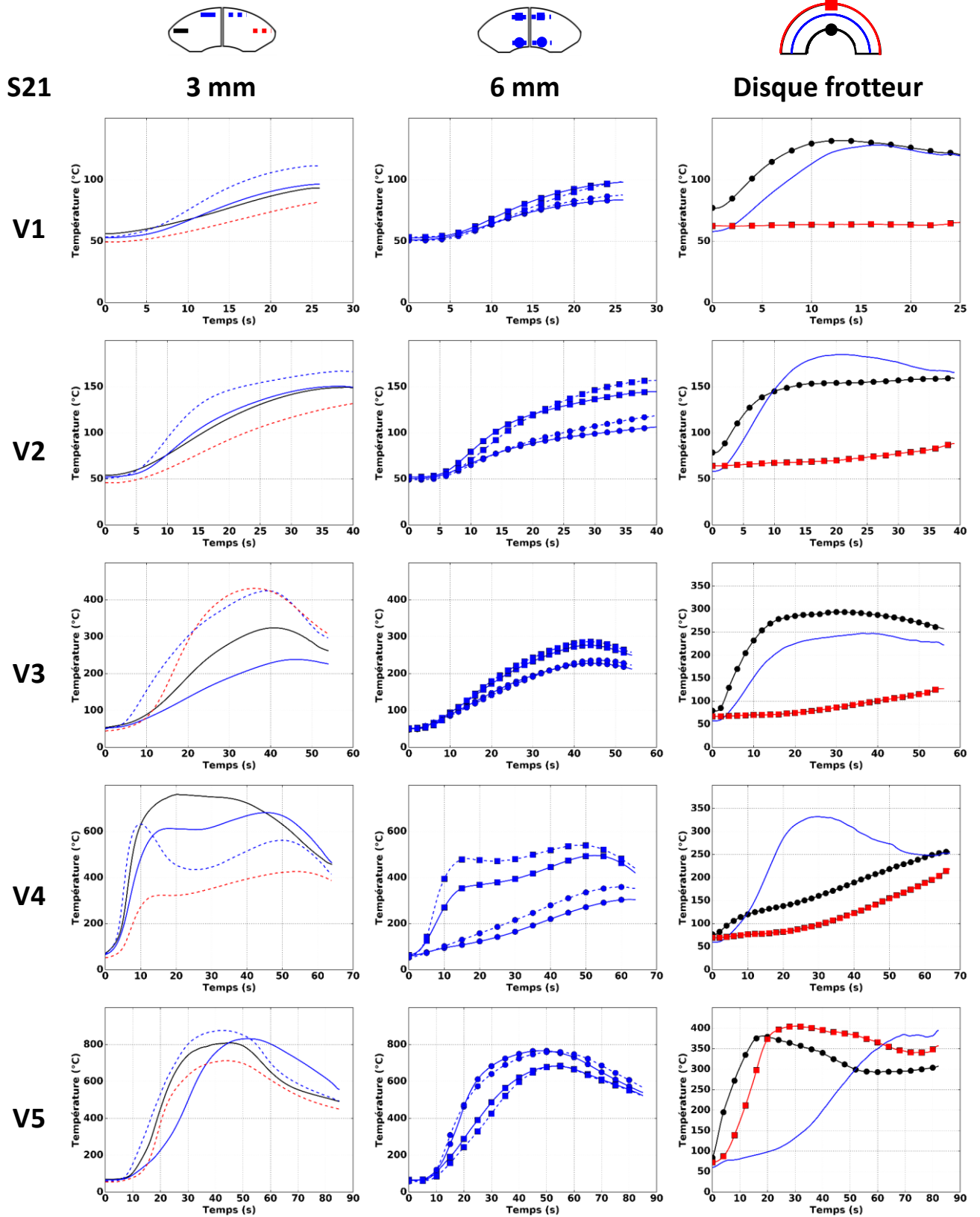
| | | | | | | | |
|-----------------|-----|-----|-------|-------|------------------------------------|-----|---|
| 76 | 79 | 82 | 320 | | | | Changement de l'effort à v = 215 km/h |
| 83 | 88 | | 80 | 45 | 50-60 | 9.5 | Freinage à sec |
| 84 | 89 | | 120 | | | | |
| 85 | 90 | | 160 | | | | |
| 86 | 91 | | 200 | | | | |
| 87 | 92 | | 250 | 25/45 | | | Changement de l'effort à v = 215 km/h (25/45 kN) Pesée |
| 93 à 97 | 120 | 25 | 50-60 | 9.5 | Freinage d'initialisation | | |
| 98 | 103 | 108 | 80 | 45 | 20-30 | 9.5 | Freinage sous humidité (25 l/h) |
| 99 | 104 | 109 | 120 | | | | |
| 100 | 105 | 110 | 160 | | | | |
| 101 | 106 | 111 | 200 | | | | |
| 102 | 107 | 112 | 250 | 25/45 | | | Changement de l'effort à v = 215 km/h (25/45 kN) |
| 113 à 117 | 120 | 25 | 50-60 | 7 | 5 freinages d'arrêt à sec Pesée | | |

C.Résultats des essais de freinage

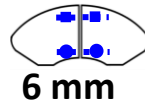
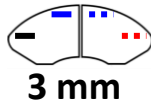
C.1.Températures TE1



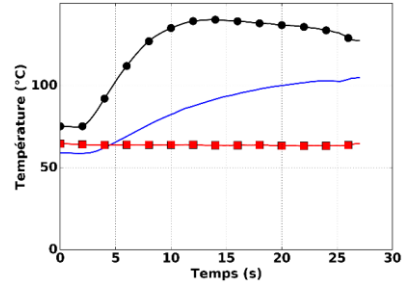
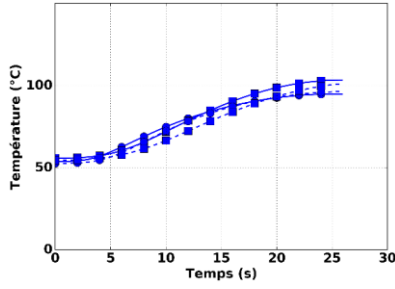
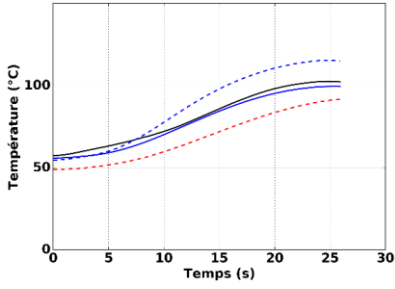




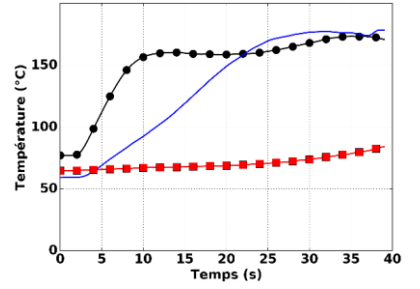
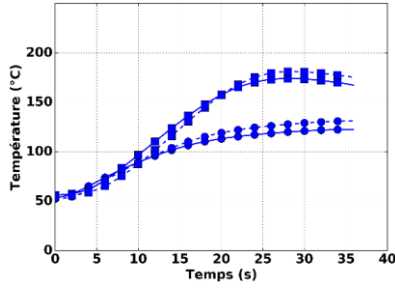
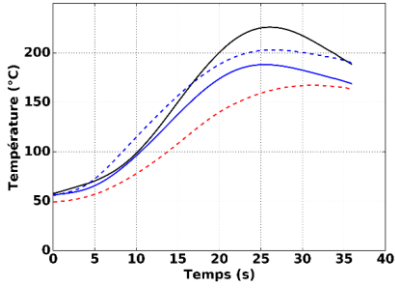
S22



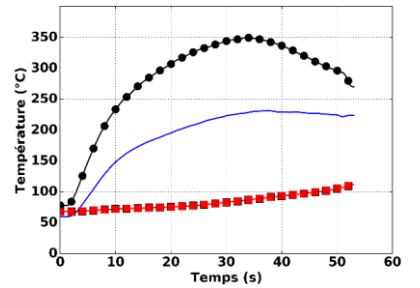
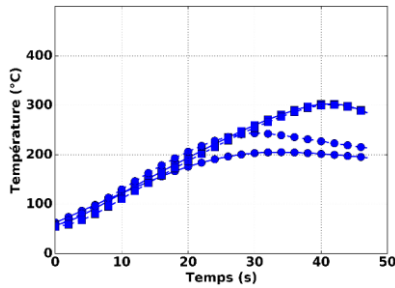
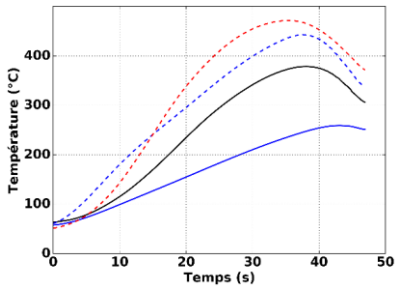
V1



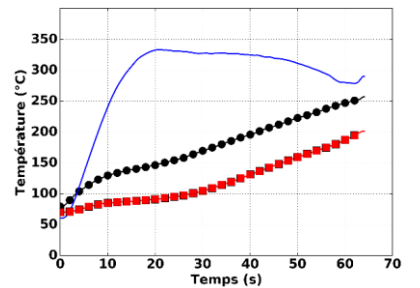
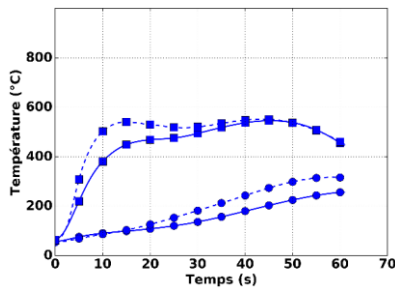
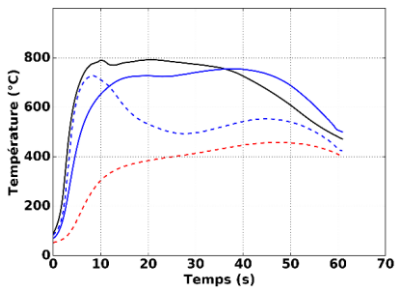
V2



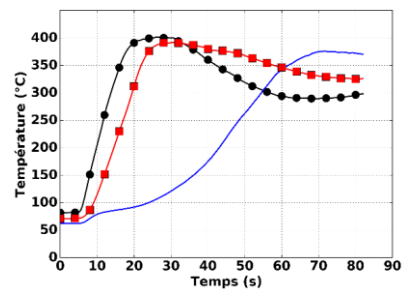
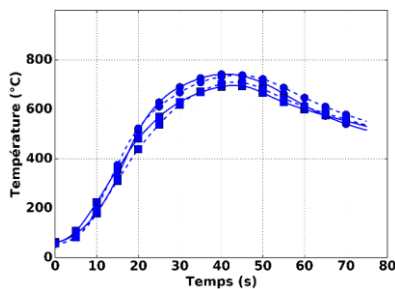
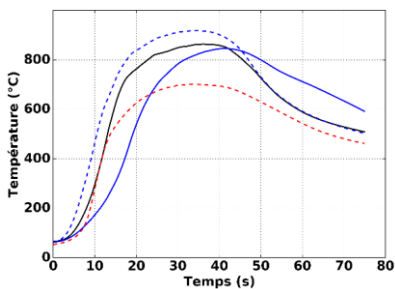
V3



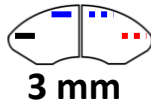
V4



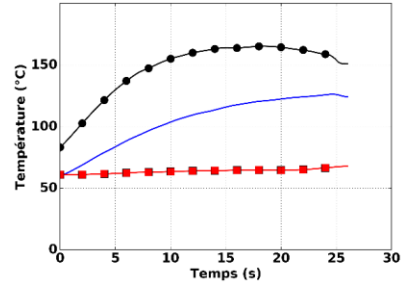
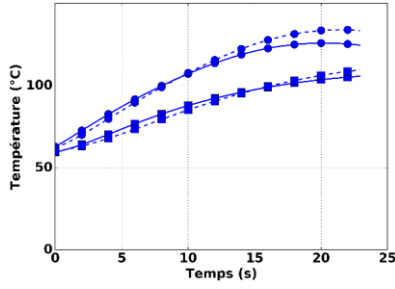
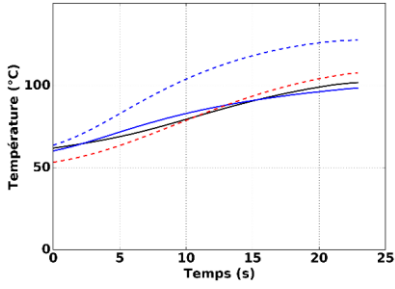
V5



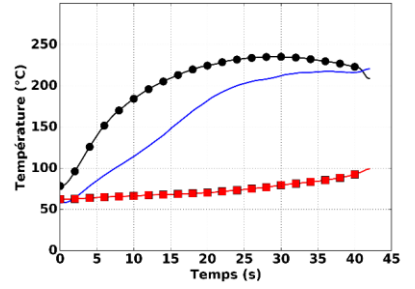
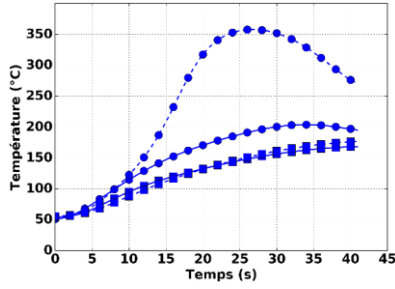
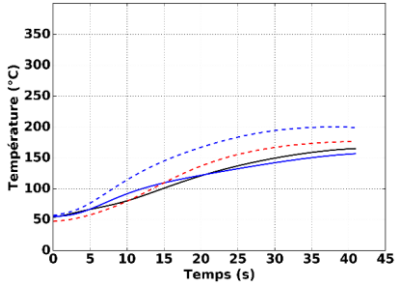
S31



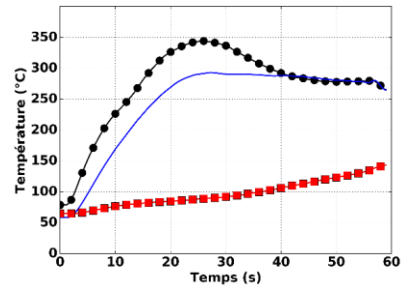
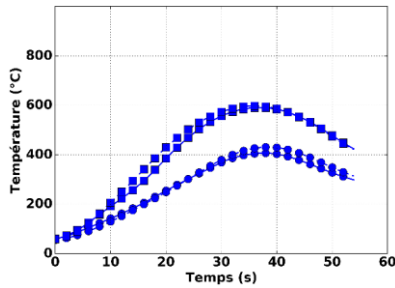
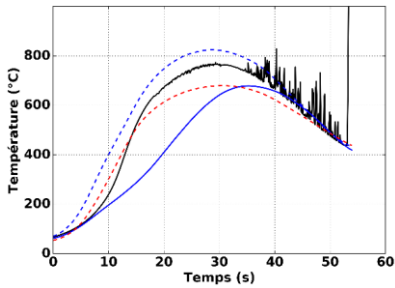
V1



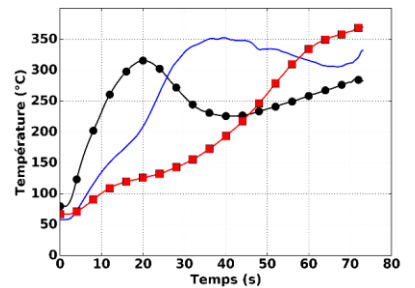
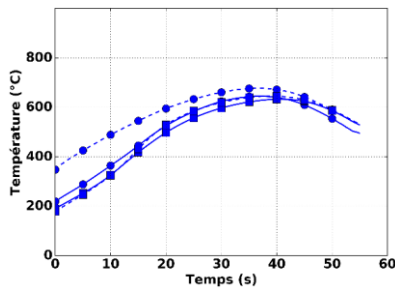
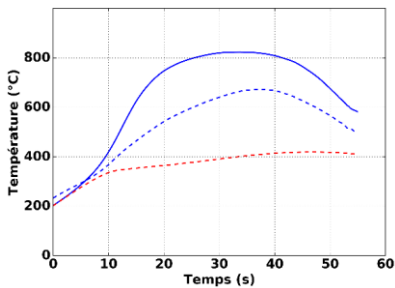
V2



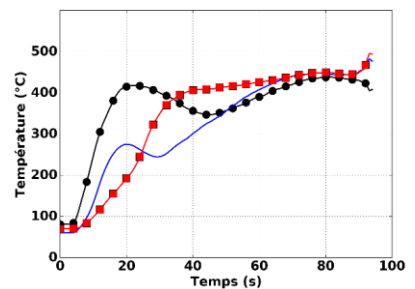
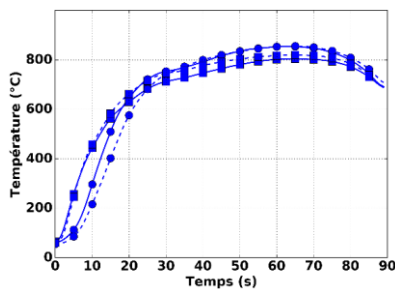
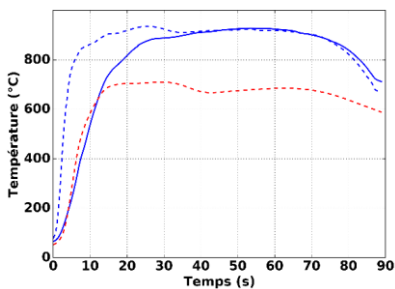
V3

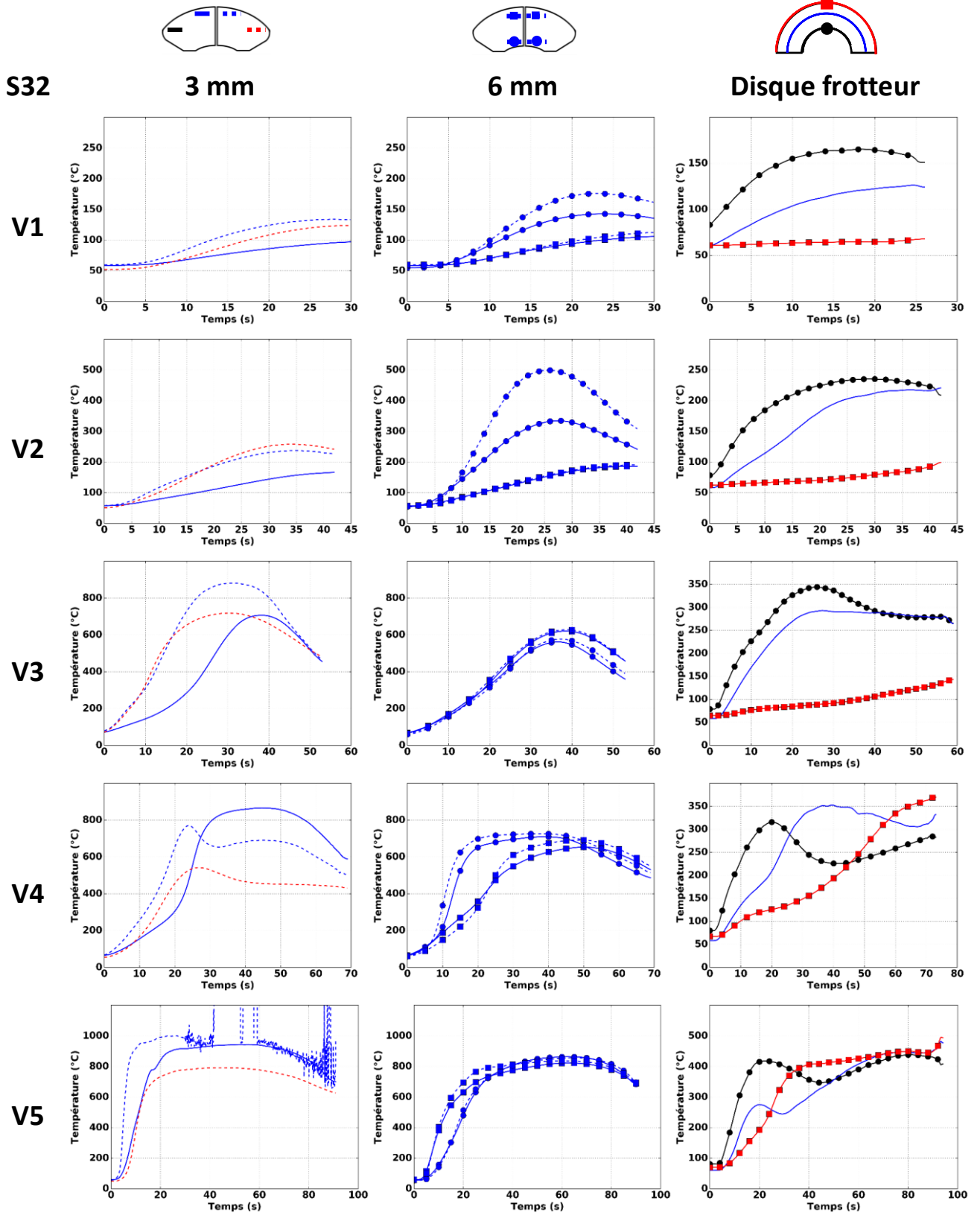


V4



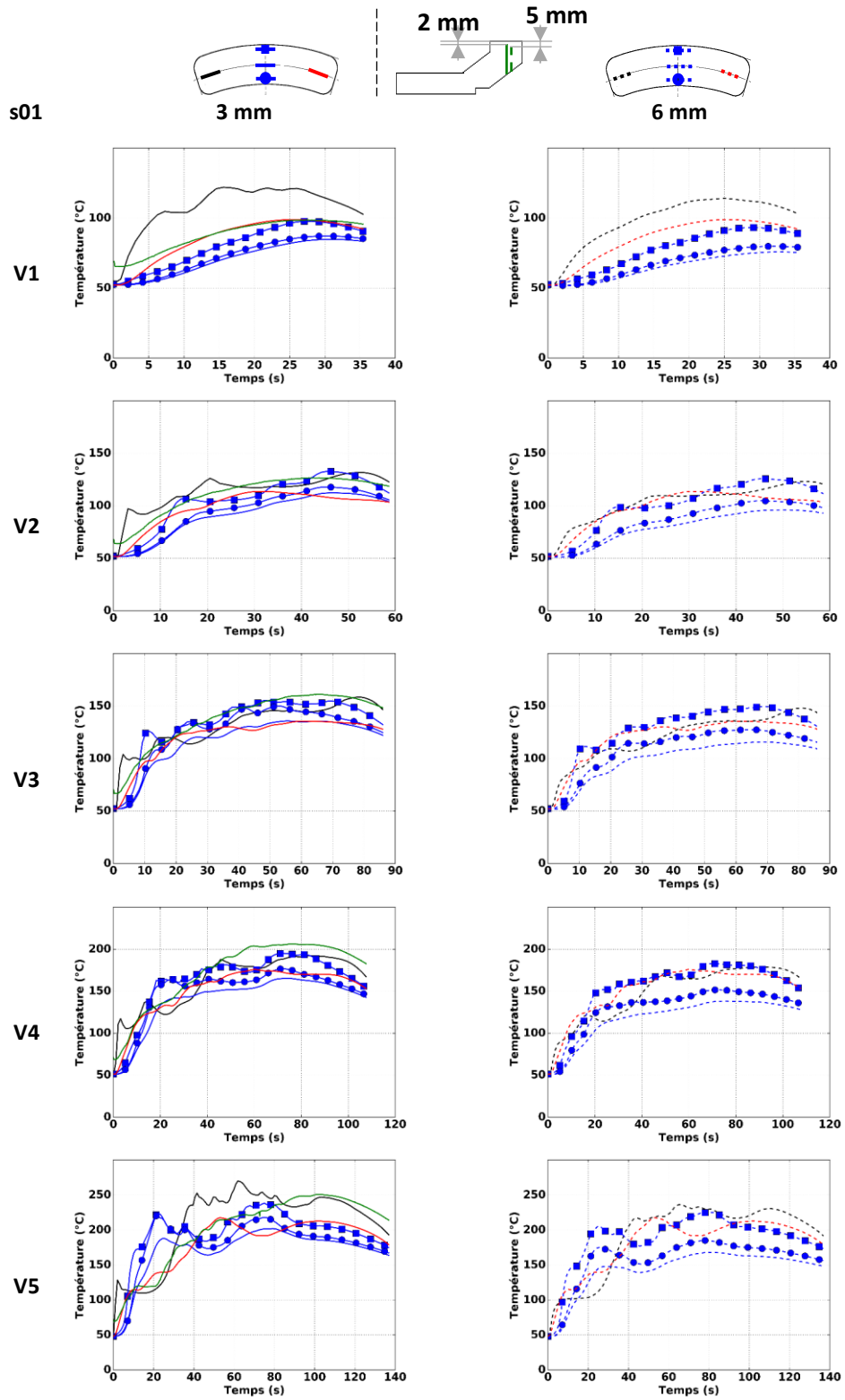
V5

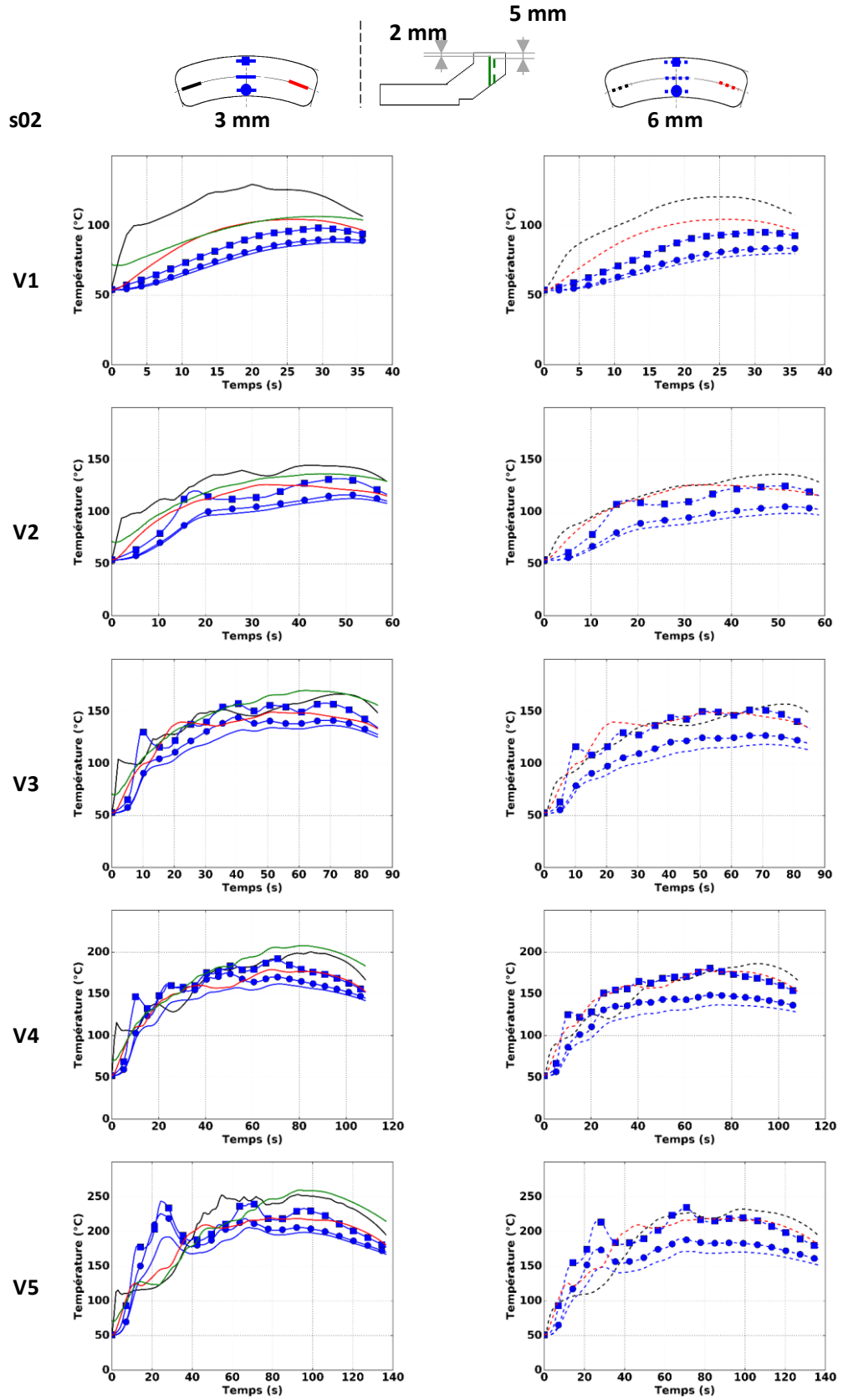


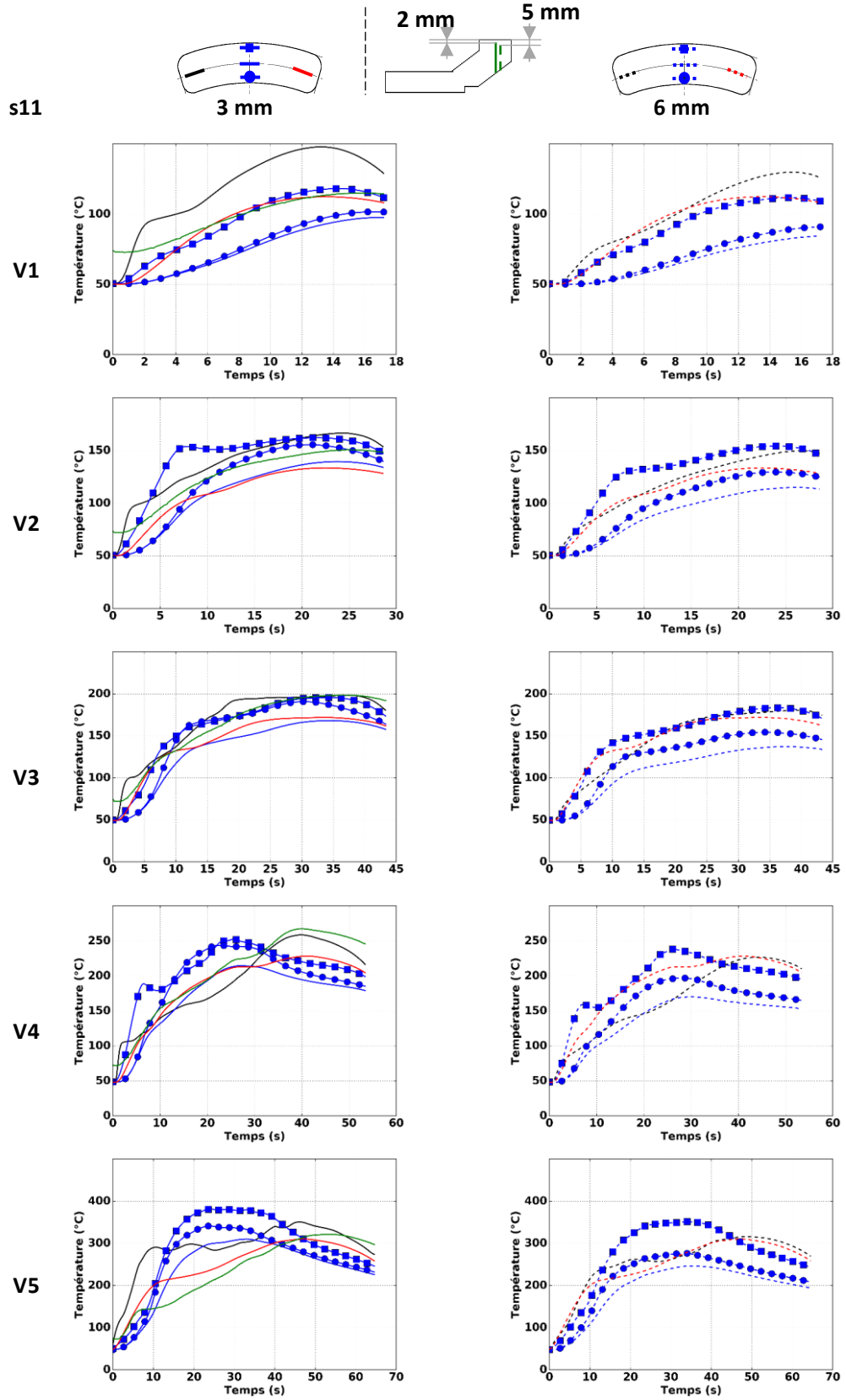


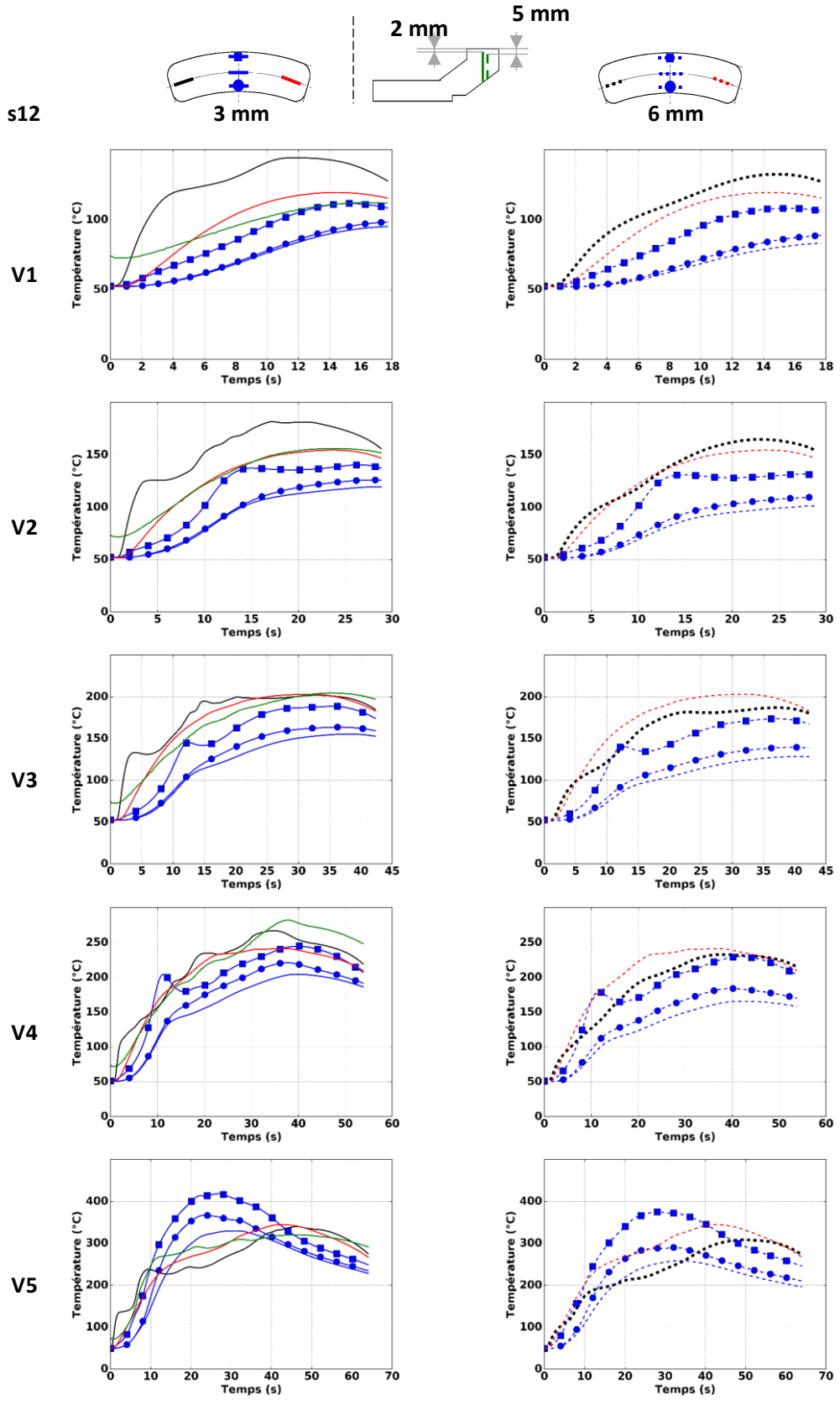
C.2.Température TER

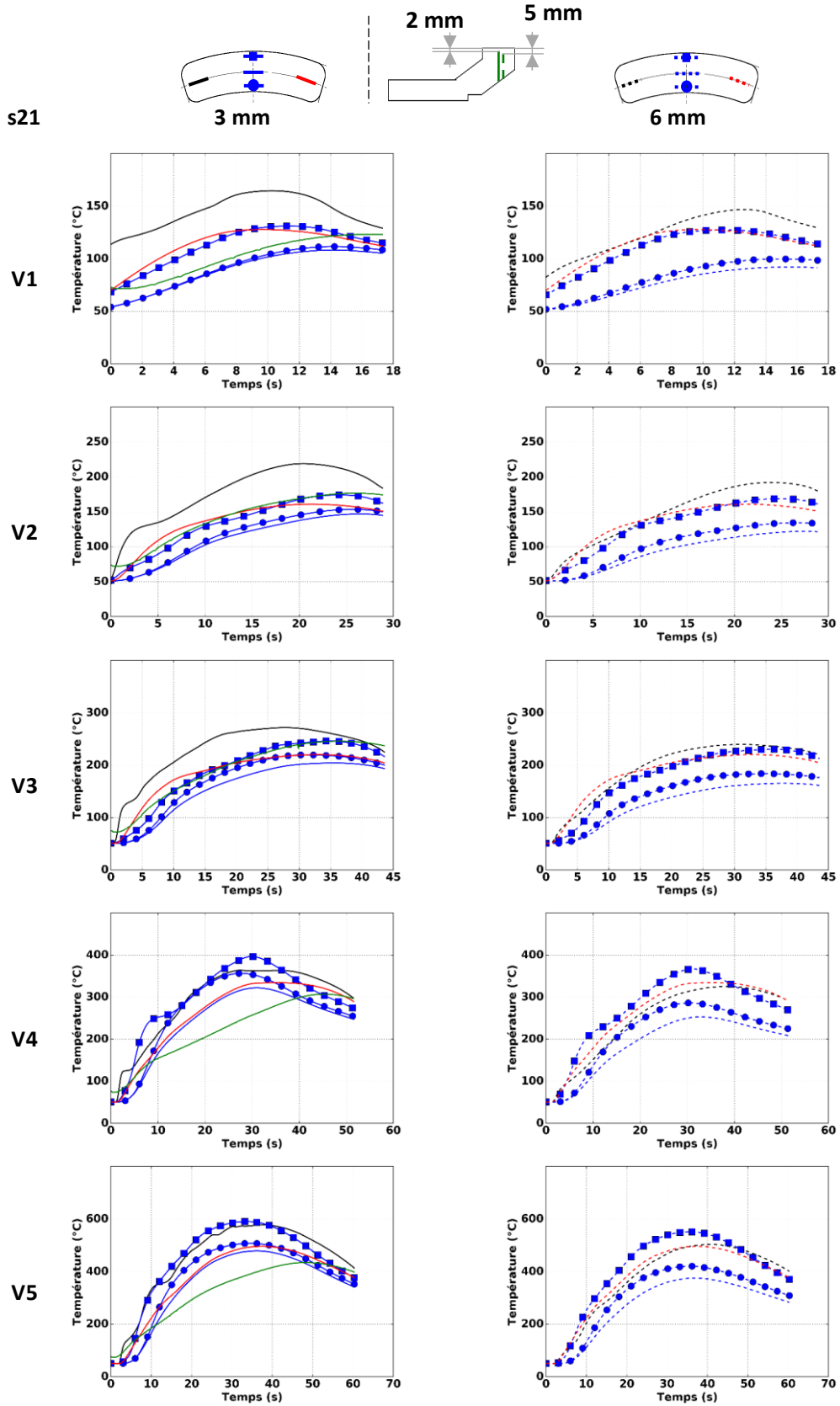
C.2.1.TER Campagne 1 (sans isolation du patin)

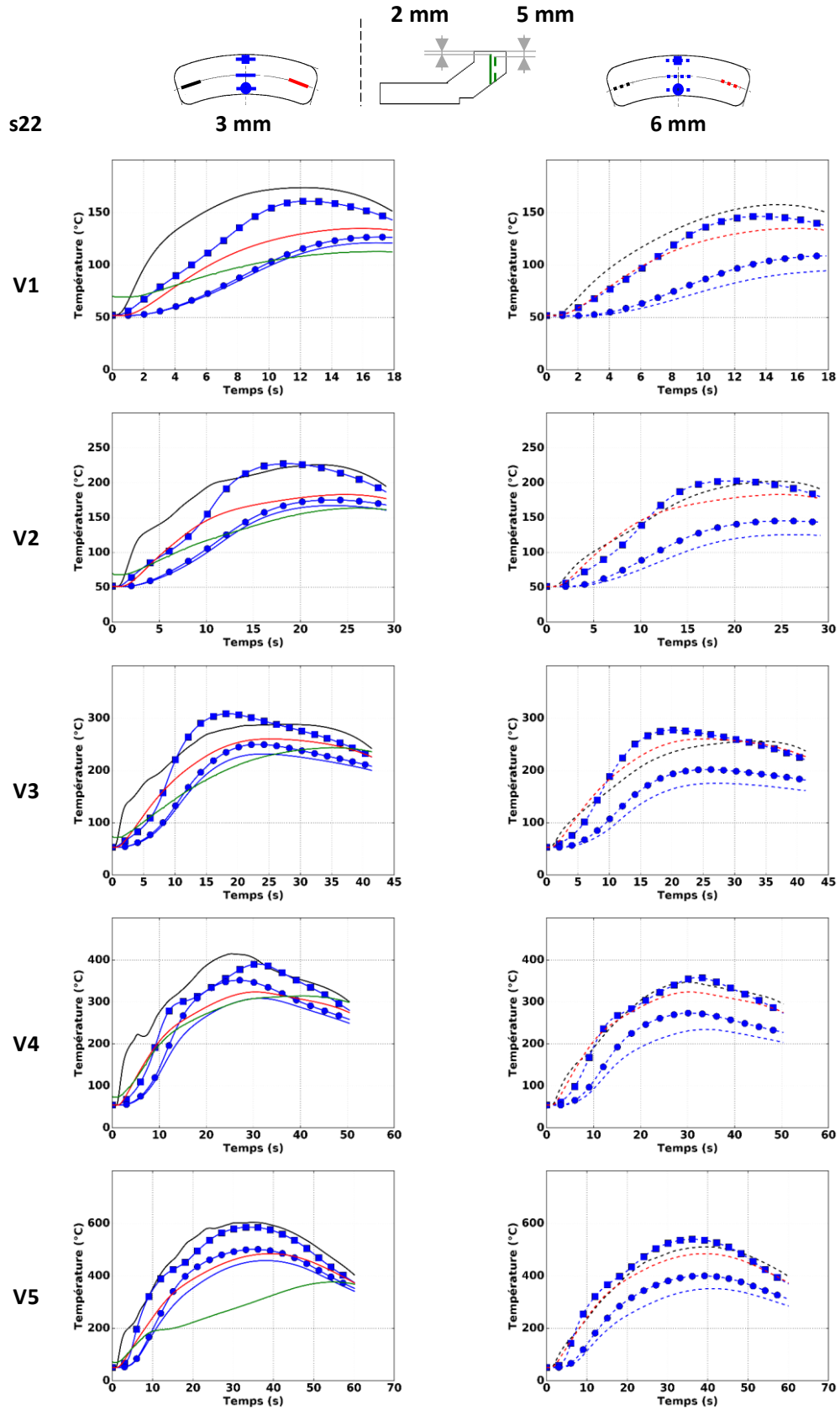


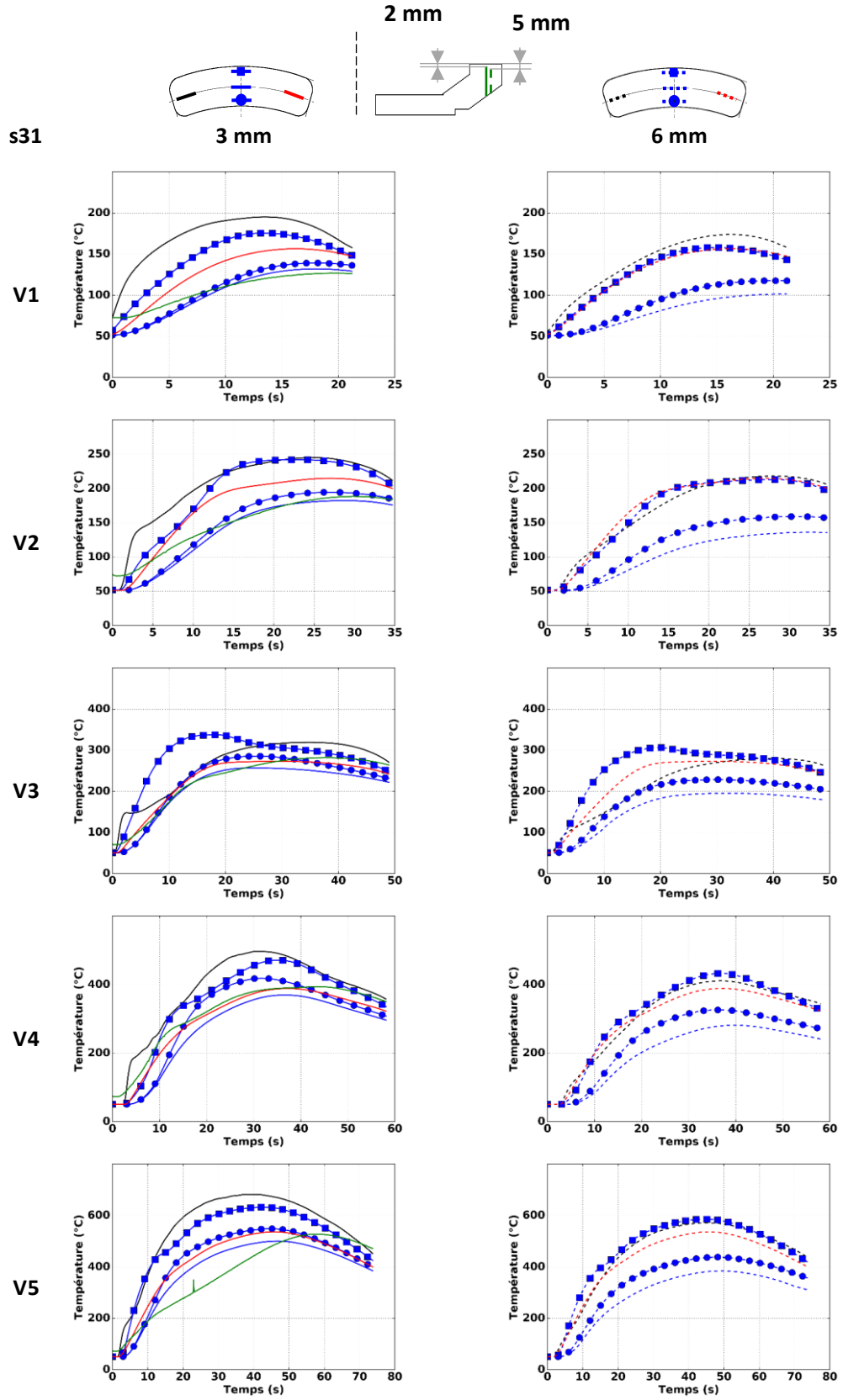


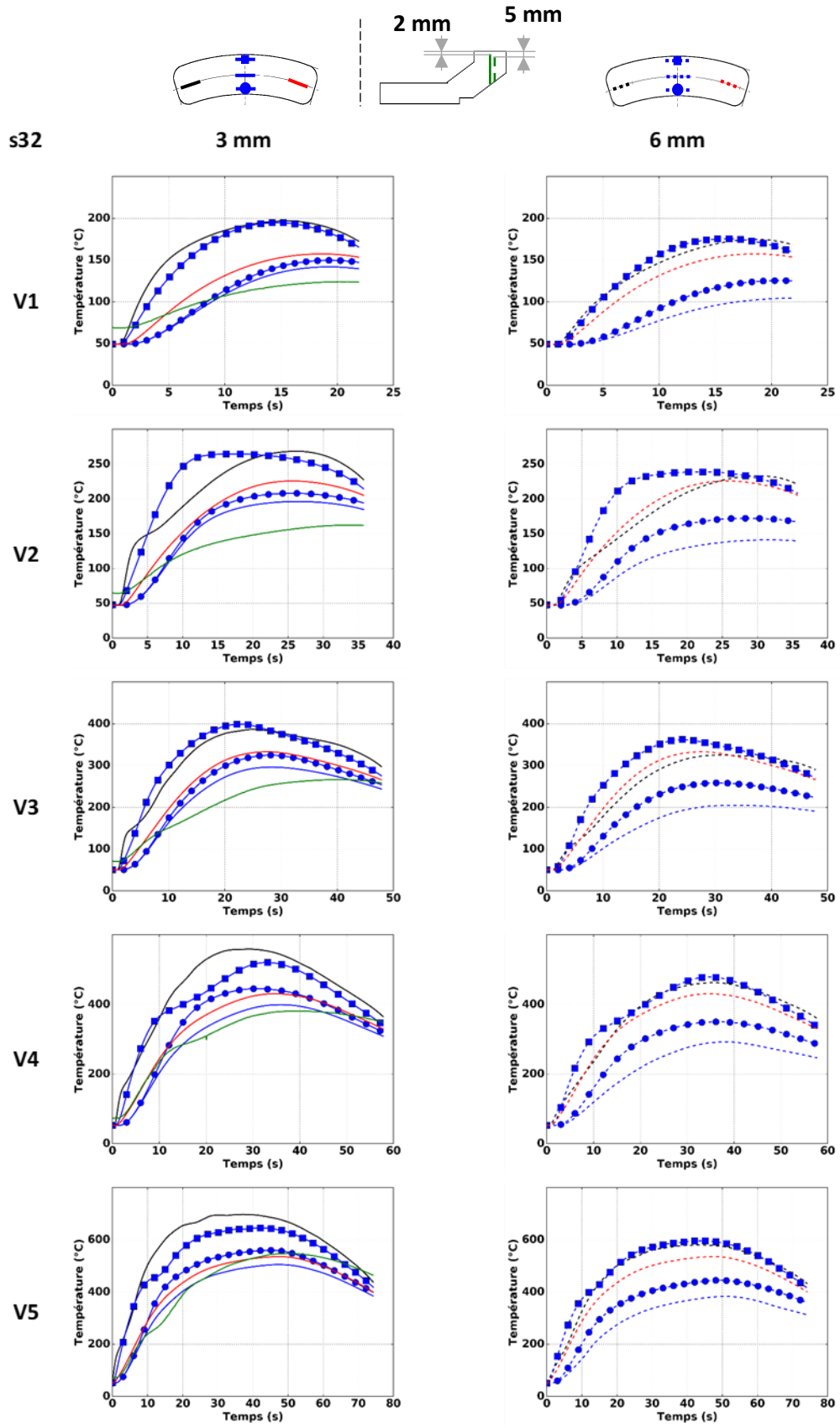




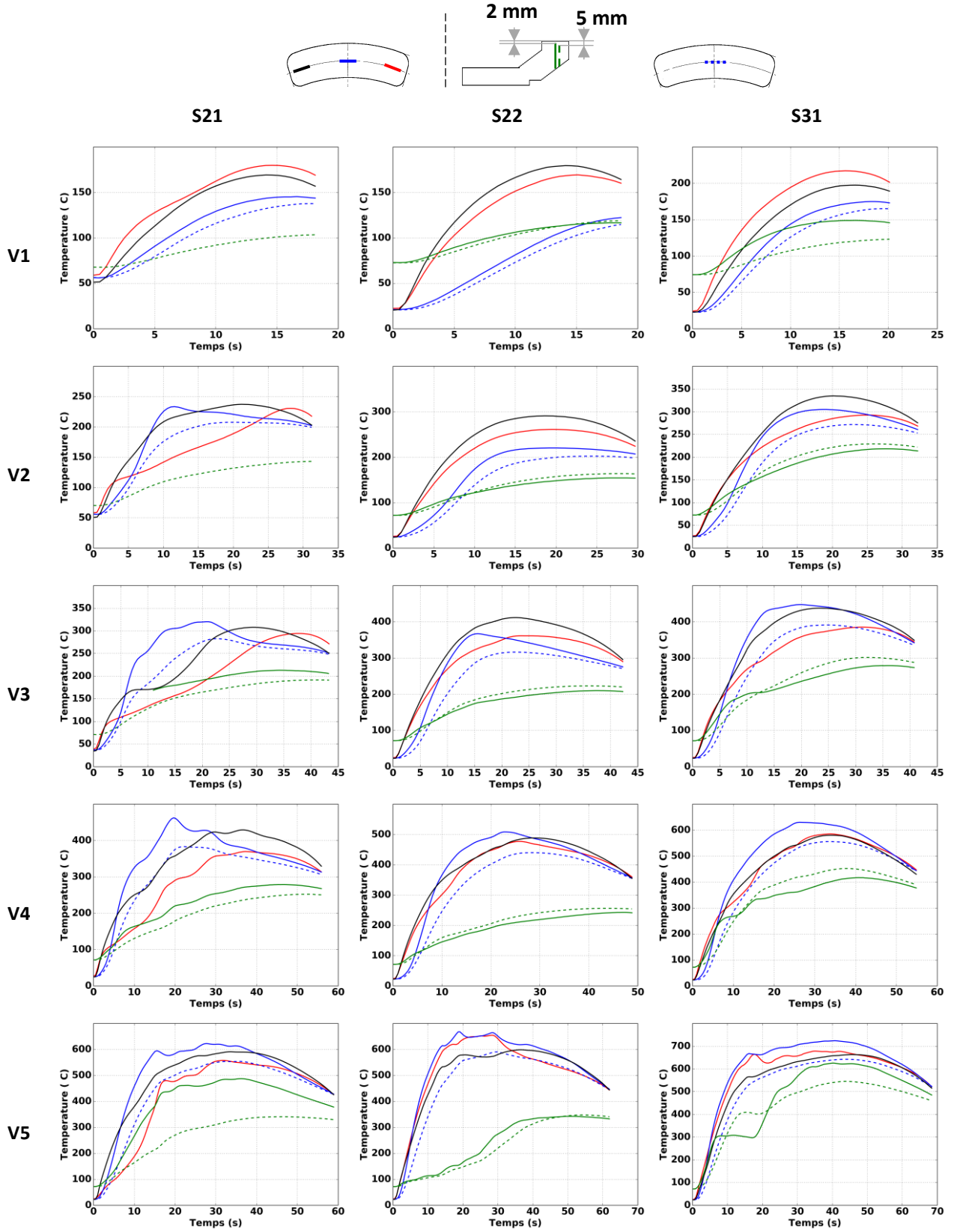








C.2.2.TER Campagne 2 (avec isolation du patin)



C.2.3. Augmentation de l'énergie à l'échelle réduite AER

Afin d'investiguer l'élévation de température de garniture sur le comportement thermique et tribologique à l'échelle réduite, nous avons réalisé un programme à énergie dissipée élevée, croissante par palier d'inertie (AER). Il définit 5 freinages d'énergie équivalente sur la base du programme issu du changement d'échelle avec des inerties croissantes de 6 kg.m² à 10 kg.m², présentés dans le **tableau 2**. Le freinage référencé I3 correspond au freinage de la série s3 et de vitesse initiale de glissement V5 (s3V5 du programme TER (1)).

Tableau 2 Programme AER, ω_0r fréquence de rotation initiale, v_0 vitesse de glissement initiale au rayon moyen, f_n force normale appliquée, p pression équivalente, I_r inertie, θ_0 température initiale, \emptyset puissance totale, E_c énergie cinétique à dissiper

| | ω_0r | v_0 | f_n | p | I_r | θ_0 | \emptyset | E_c |
|--------|-------------|-------|-------|-------|----------------------|------------|-------------|-------|
| | tr/min | [m/s] | [N] | [kPa] | [kg.m ²] | [°C] | [kW] | [kJ] |
| Rodage | 1820 | 19 | 1100 | 1010 | 4 | 100 | 7 | 68 |
| I1 | 4000 | 42 | 1100 | 1010 | 6 | 70 | 16 | 526 |
| I2 | | | | | 7 | | | 614 |
| I3 | | | | | 8 | | | 702 |
| I4 | | | | | 9 | | | 790 |
| I5 | | | | | 10 | | | 877 |

La **figure 13** présente les températures vues par la garniture durant le programme AER. Les températures maximales sont atteintes régulièrement dans les régions de la garniture situées en entrée de contact et au bord extérieur de la piste de frottement. Ce résultat n'est pas surprenant et s'explique par :

- la mise en contact de patin par le bras fléchisseur du banc. Ce système a tendance à favoriser le contact en entrée. Pendant les essais, nous tentons de corriger ce défaut en accentuant le contact vers l'arrière.
- La conicité du disque. Dès les premiers instants du freinage, le contact entre disque et patin s'établit d'abord sur le bord extérieur.
- La dissipation plus élevée en périphérie extérieure de la piste de frottement du fait de vitesse de glissement plus élevée sur ce rayon.

Au regard de ces courbes, les températures de patin apparaissent très hétérogènes en présence de points chauds sur le disque. De plus, on peut observer que la garniture reproduit à l'échelle réduite le phénomène de plafond thermique observé à l'échelle 1. Ce phénomène est observable dès le freinage I2, cependant, avec des températures moindres qu'à l'échelle 1. Les températures sont mesurées à 2 mm de profondeur. Les niveaux de température inférieurs à ceux de l'échelle 1 sont imputable à l'effet puit de chaleur causé par le support du patin en acier massif. Quelle que soit l'échelle d'observation, le système disque-garniture sature thermiquement.

La figure présente les températures à 5 mm de profondeur du disque et de la garniture (mesurées par thermocouples). L'écart de température relativement faible est au maximum de 100°C entre 2 mm et 5 mm de profondeur dans la garniture. En revanche, il peut atteindre les 250°C dans le disque entre ces deux profondeurs. L'écart de température relevé sur le disque correspond à une zone de points chauds à partir du freinage I3. Ces écarts de température de disque sont très importants durant le freinage (I5).

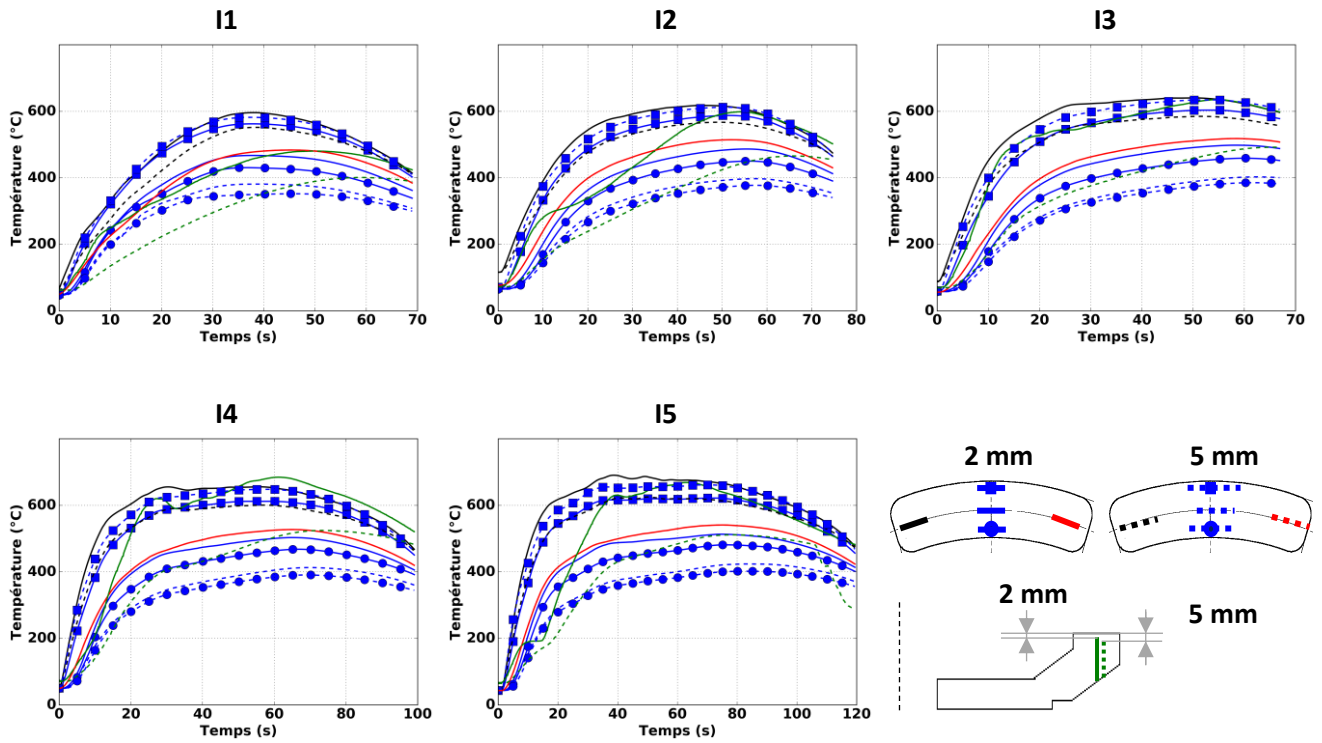


Figure 11 Température de garniture et de disque (2 mm et 5 mm)

La **figure 12** récapitule les températures maximales atteintes par la garniture durant le programme AER. Elle présente également les localisations thermomécaniques associées aux différents freinages I1, I2, I3, I5 et des freinages de la série S3 de vitesse initiales V5 (freinage S3V5 du programme TE1). Tous les freinages entraînent l'apparition plus ou moins tôt de points chauds. La localisation des points chauds semble être variable.

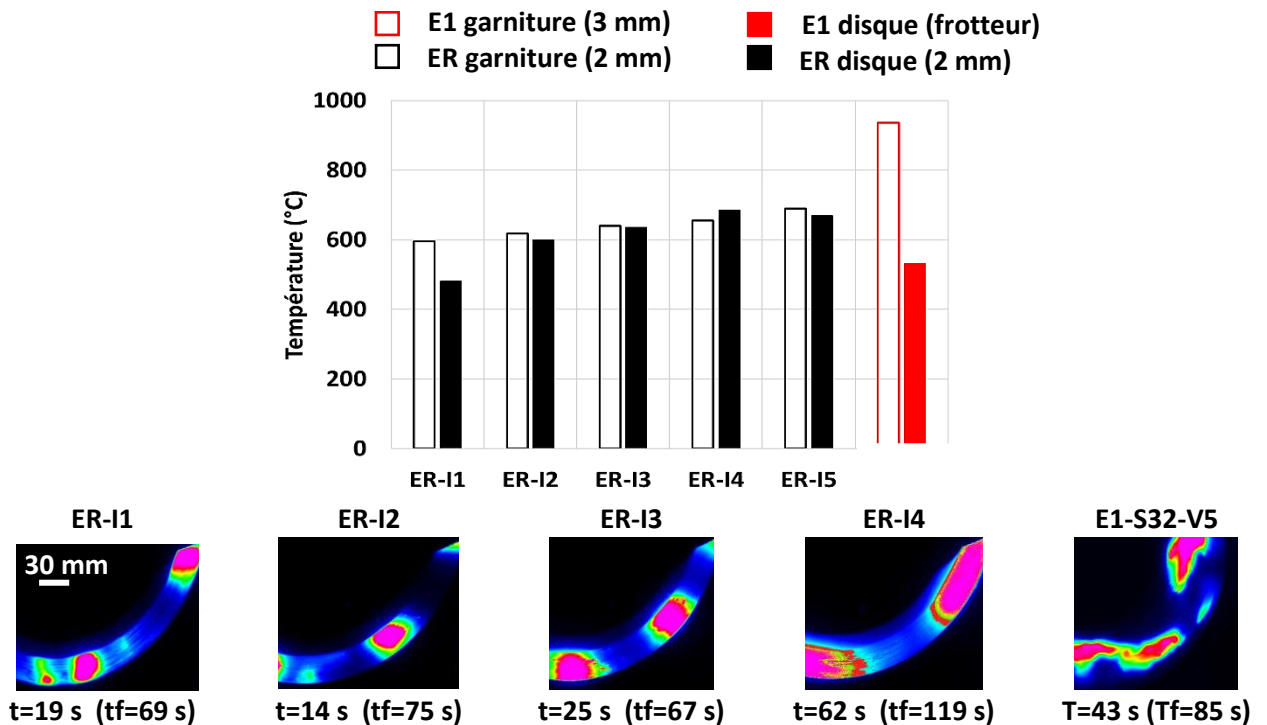


Figure 12 Températures maximales de disque et de garniture (AER exécuté à l'échelle réduite)

C.3.Frottement

C.3.1.Principes de calcul du frottement E1/ER

La méthode de calcul des critères de performances de l'échelle 1 provient de la fiche UIC 541-3 (2010). μ_a désigne le frottement instantané.

- Le frottement moyen est établi sur la distance d'arrêt :

$$(A.4) \quad \mu_m = \frac{1}{s_2} \int_0^{s_2} \mu_a \times ds \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} s_2: \text{ distance totale de freinage (au rayon de frottement } r) \text{ à} \\ \text{partir du moment où } F_b = 95\% \cdot F_B \\ \mu_a: \text{ frottement instantané} \\ s: \text{ distance élémentaire parcourue fonction du temps} \end{array} \right.$$

$$(A.5) \quad \mu_{am} = \frac{1}{s_2} \sum \mu_a \cdot \Delta s \quad \text{avec} \quad \left\{ \begin{array}{l} \mu_a: \text{ le frottement instantané} \\ f_b: \text{ la force normale appliquée pendant un temps} \\ \text{élémentaire} \\ \Delta s: \text{ distance parcourue pendant une période élémentaire} \\ \text{où } \Delta s = v \cdot \Delta t \text{ ou } v \text{ représente la vitesse instantanée} \end{array} \right.$$

Il vient la formulation discrète suivante :

Le frottement à ER est obtenu par le rapport entre la force tangentielle au cours du freinage et la force normale de consigne. La force tangentielle est mesurée grâce à un capteur piézoélectrique.

- Le frottement instantané s'écrit donc :

$$(A.6) \quad \mu = \frac{F_t}{F_n} \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} F_t: \text{ force tangentielle à chaque instant} \\ F_n: \text{ force normale de consigne} \end{array} \right.$$

- Le frottement moyen :

$$(A.7) \quad \mu_m = \frac{1}{t_f} \int_0^{t_f} \mu \times dt \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} \mu : \text{ frottement instantané} \\ t_f: \text{ durée de freinage à partir de l'instant où } F_n \text{ a atteint la} \\ \text{consigne à } 100 \% \text{ jusqu'à ce que } F_t \text{ tangenciel soit nul} \end{array} \right.$$

Il vient la formulation discrète suivante :

$$(A.8) \quad \mu_m = \frac{1}{t_f} \sum \mu_t \cdot \Delta t \quad \text{avec :} \quad \left\{ \begin{array}{l} \mu : \text{ frottement instantané} \\ \Delta t : \text{ durée élémentaire} \end{array} \right.$$

C.3.2.EXPLO/E1/ER Campagne (1)

La **figure 13** compare les frottements instantanés de freinages équivalents exécutés à l'échelle 1 (EXP, E1) et à l'échelle réduite (ER). Les vitesses initiales de freinage simulées sont précisées de 80 km/h (V1), 160 km/h (V3) et 200 km/h (V5). Les frottements correspondent au freinage des séries S2 (exécutées à E1) et s2 (exécutées à ER). Le programme EXP intègre des séquences de freinage humide du programme de performance. Cette série S2 existe également dans ce programme, mais suit des séquences humides qui ne semblent pas affecter négativement les performances. On observe une assez bonne reproductibilité aux différentes échelles. Les hausses de frottement avec la décélération restent

très fortes à l'échelle réduite tandis qu'à l'échelle 1, elles s'atténuent plus le freinage dissipe de fortes énergies.

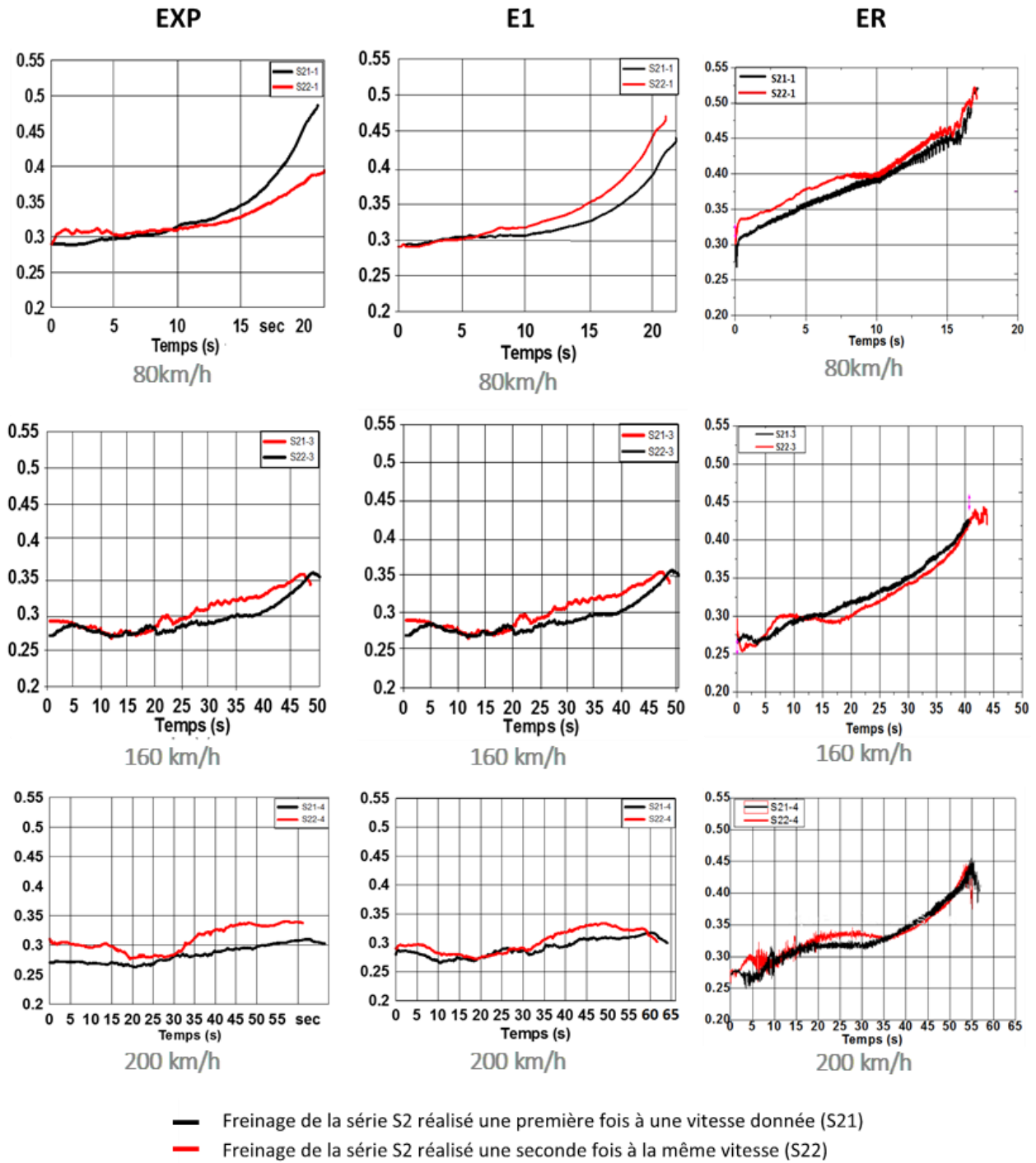


Figure 13 Frottements enregistrés durant programme exploration, TE1 et TER S2 V1, V3, V5

C.3.3. Frottement changement TE1/TER Campagne (1) sans isolation

La **figure 14** présente les frottements enregistrés durant les programmes de changement d'échelle TE1 et TER (Campagne 1) sans isolation thermique de la garniture. Les courbes de frottements de l'échelle 1 et l'échelle réduite ont ici été filtrées aux fréquences respectives de 20 Hz et de 5Hz. Aux deux échelles, le frottement instantané est relativement constant en début de freinage, puis a tendance à croître avec la décélération. Plus le freinage est sévère, plus le frottement moyen baisse. Pour une

vitesse initiale de freinage donnée, les durées de freinage sont plus courtes à l'échelle réduite. De plus, le frottement est en moyenne plus élevé à échelle réduite. Les remontées de frottement en fin de freinage apparaissent effectivement plus fortes et plus prématurément sur le tribomètre d'échelle réduite qu'à l'échelle 1 où les frottements ont plutôt tendance à se stabiliser. À l'échelle 1, durant les freinages les plus sévères, S1V3, S2V5, S3V5 le frottement baisse légèrement avant de remonter. Ces variations sont inférieures à celles observées à l'échelle réduite où le frottement croit quasi - continuellement quelle que soit la sévérité des freinages considérés.

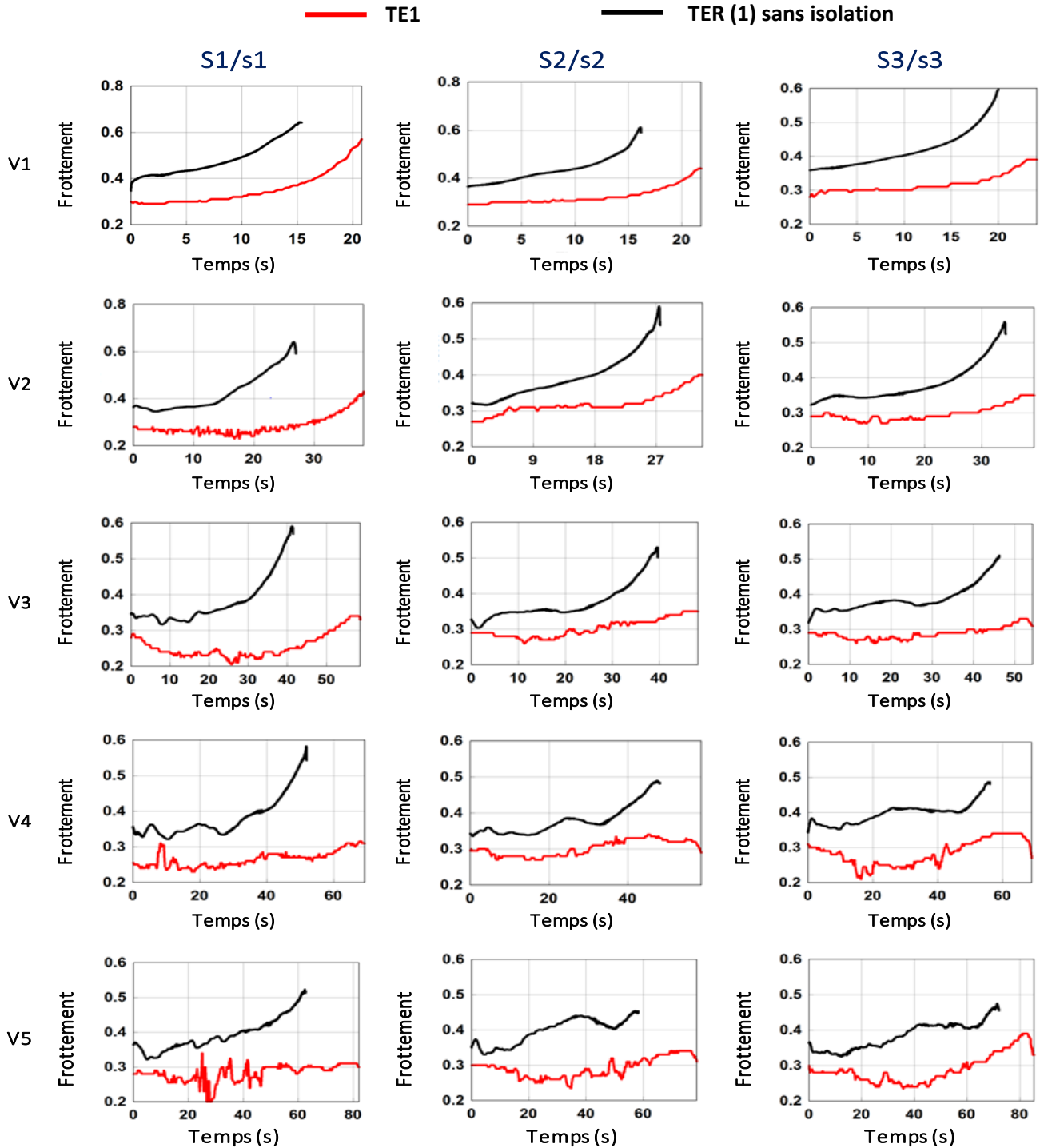


Figure 14 Frottements instantanés des freinages des programmes de changement TE1 et TER

C.3.4. Augmentation de l'énergie AER

La **figure 15** présente les courbes de frottement en fonction du temps du programme AER. Durant le programme AER, on dissipe une énergie cinétique croissante au fils des freinages. La puissance initiale étant la même d'un freinage à l'autre, celle du freinage s3V5 du programme TER (qui correspond au freinage I3). Plus l'énergie cinétique est élevée, plus elle est dissipée lentement et plus le frottement apparaît bas. Cette tendance à la baisse est particulièrement remarquable pour le freinage I5 du programme AER. On notera que ces freinages ont été réalisés les uns après les autres, il peut donc y avoir un effet d'histoire d'un freinage à l'autre. Par ailleurs, ces courbes montrent deux remontées pendant le freinage (1) et (2) en plus de celle intervenant avant l'arrêt. Ces remontés correspondent à des phases caractéristiques l'apparition des localisations thermiques observées pendant les freinages. Les thermographies infrarouges de la même portion de la piste de frottement du disque **figure 15**, permettent de déduire l'état des distorsions durant les remontées de frottement (1) et (2).

La première hausse de frottement semble s'expliquer par un niveau de distorsion du disque associé à l'apparition de gradients sur points chauds. La seconde remontée correspond à l'apparition de points chauds macroscopiques. Plus, il y a de points chauds, plus la hausse de frottement instantané est marquée. Les freinages de I4 à I5 conduisent à la formation de moins de points chauds que durant les freinages I1, I2 et I3 durant lesquels on compte 9 points chauds. Plus l'énergie dissipée est élevée durant un freinage, plus la seconde remontée est faible et le frottement est plus stable.

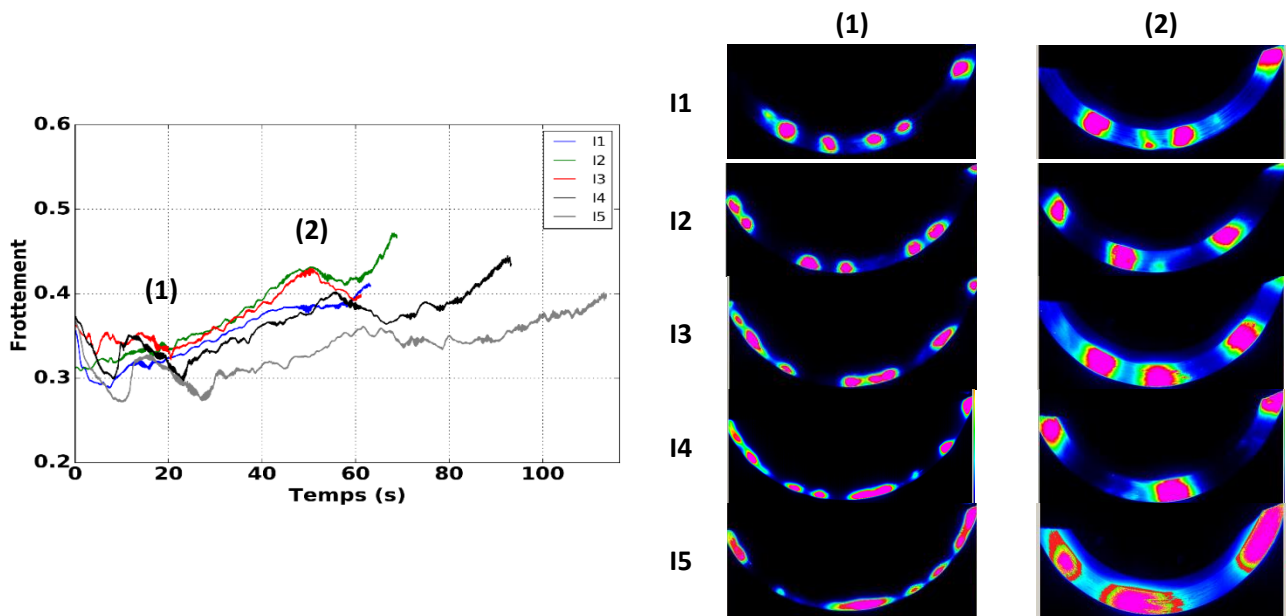


Figure 15 Frottements en fonction du temps, thermographies infrarouges des instants correspondants aux hausses de frottements instantanés (1) et (2) programme AER

La **figure 16** présente comparativement d'une part les frottements moyens obtenus à l'échelle réduite (noir) et à l'échelle 1 (rouge). Les frottements obtenus durant le programme AER est représenté en noir opaque celui obtenu durant le changement d'échelle (s3V5) est en contour noir. Le frottement moyen obtenu au freinage S3V5 à échelle 1. À échelle réduite, le frottement des différentes séquences AER est en moyenne plus bas que durant le programme de changement d'échelle. Le programme AER a permis d'étudier le frottement en fonction d'une énergie dissipée croissante et pour des densités d'énergie dissipées élevées, relativement au programme E1. L'augmentation de l'énergie dissipée, et donc de la durée de freinage s'accompagne de la baisse du frottement moyen.

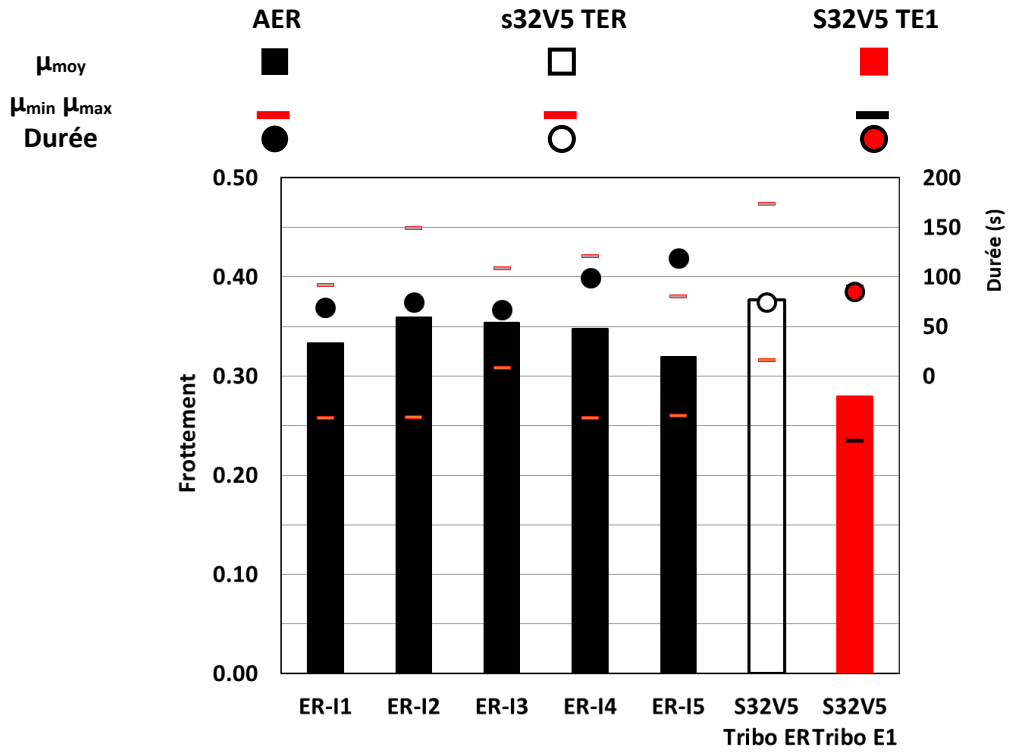


Figure 16 Frottements moyens pendant le programme AER comparés à ceux obtenus durant les freinages S3V5 (TE1) et s3V5 (TER)

C.4. États des surfaces de frottement

C.4.1. Programme TE1 exécuté à l'échelle 1

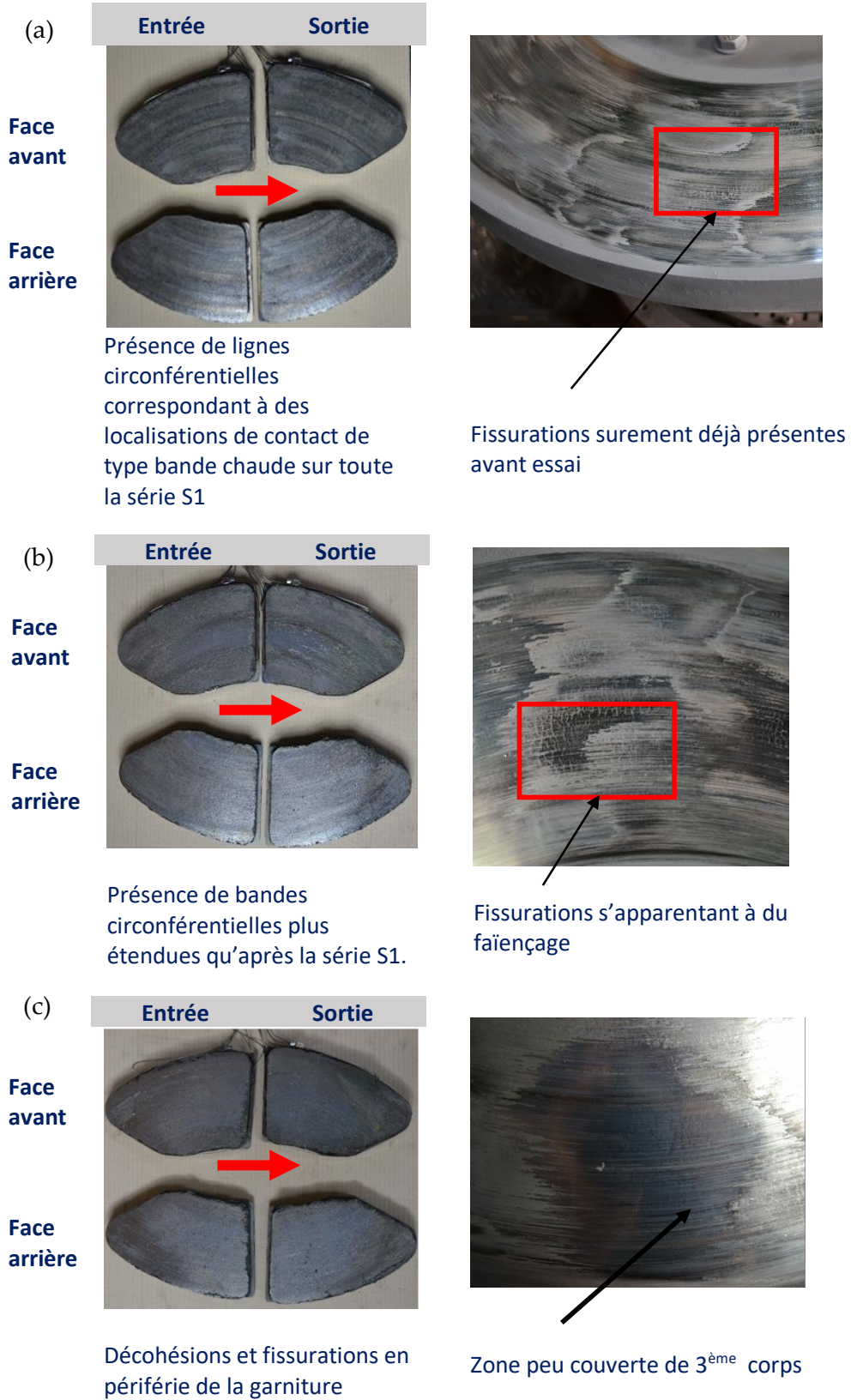


Figure 17 Surfaces disque-garnitures après la série (a) S1 (24 kN ; 5 t), (b) S2 (36 kN ; 7t), (c) S3 (48 kN ; 9,5 t)

C.4.2. Programme TER exécuté à l'échelle réduite

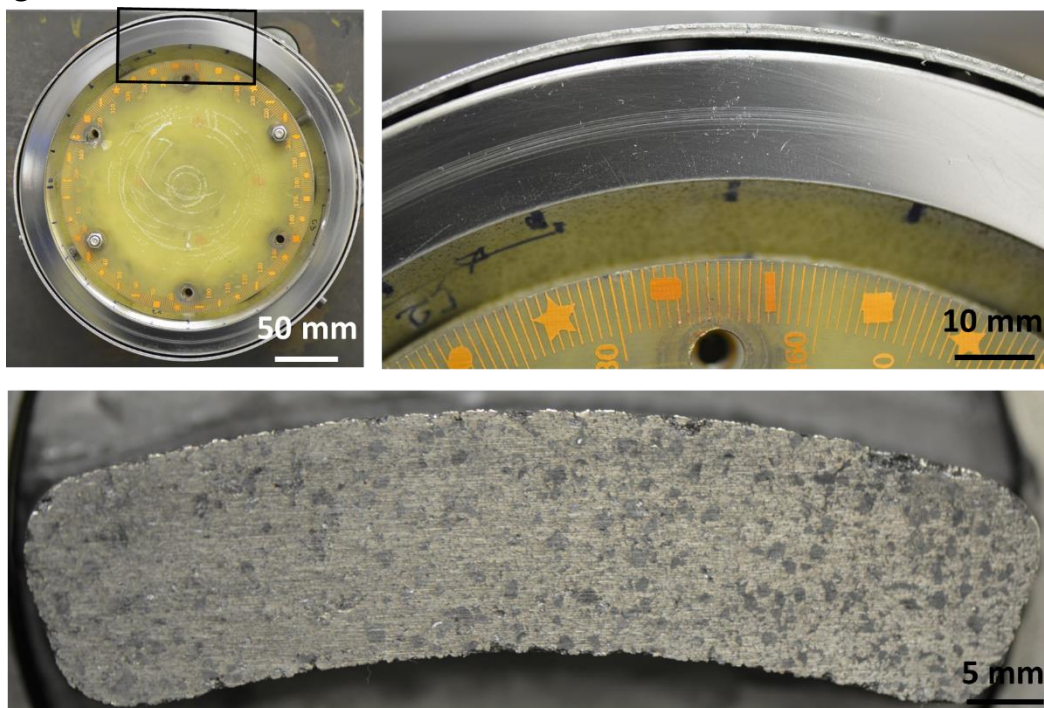


Figure 18 Surfaces disque-garniture avant rodage (TER sans isolation du patin)

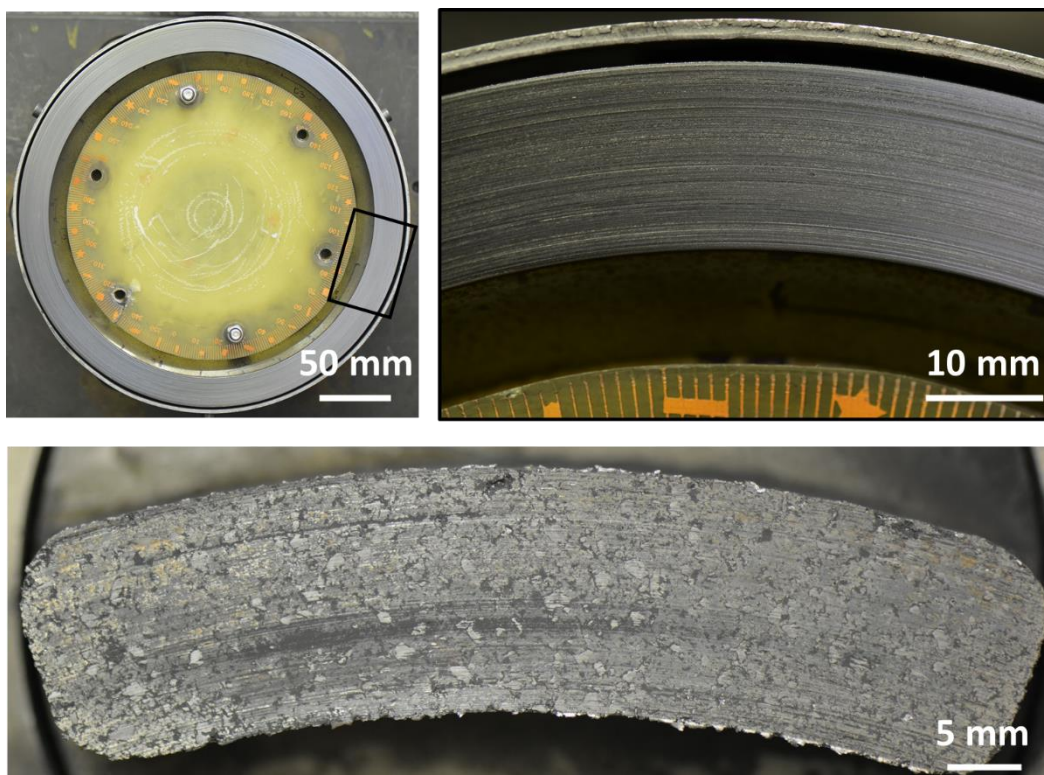


Figure 19 Surfaces disque-garniture après rodage (TER sans isolation du patin)

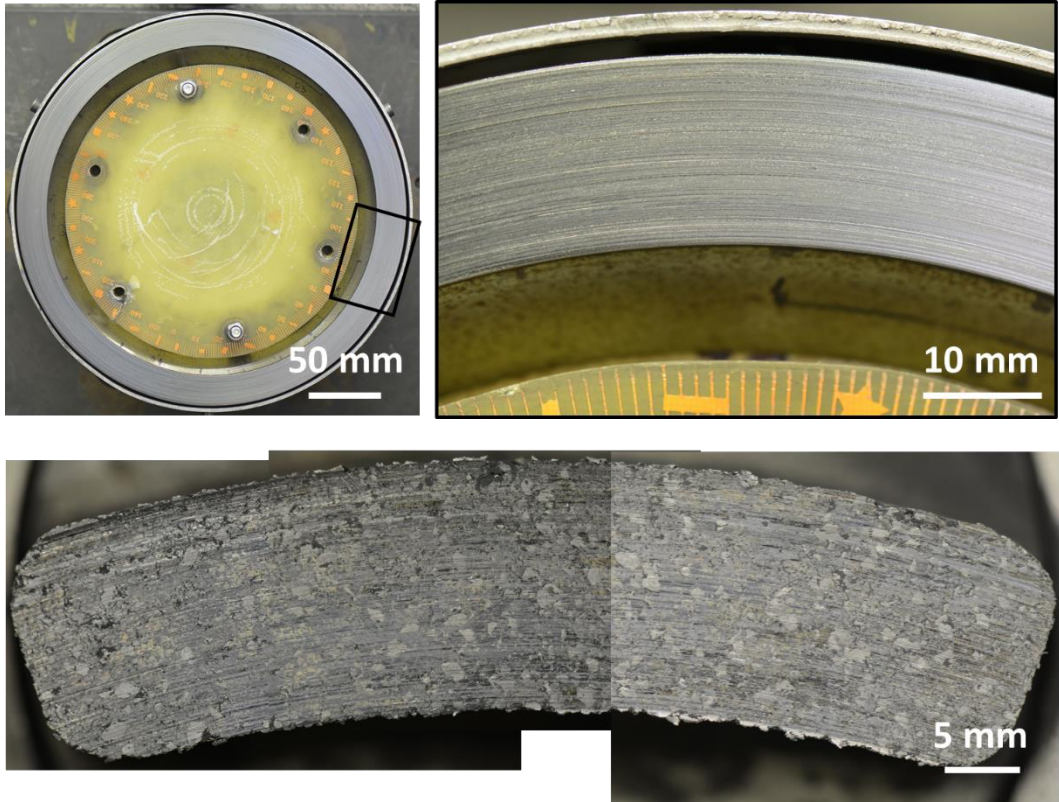


Figure 20 Surfaces disque-garniture après s0 (TER sans isolation du patin)

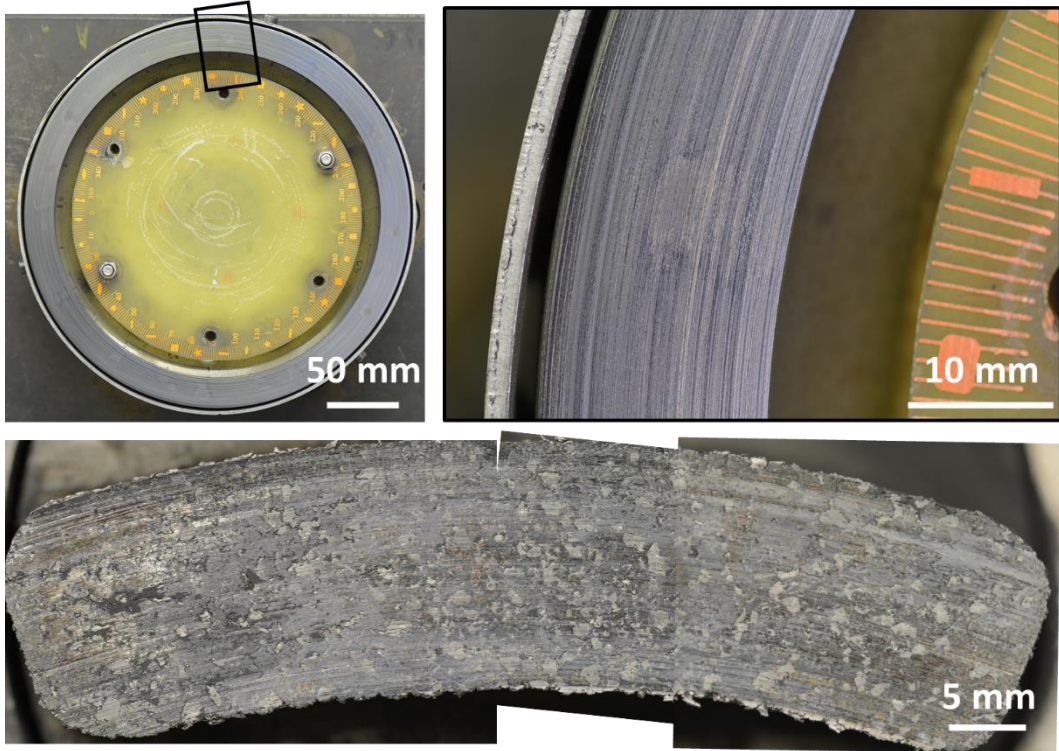


Figure 21 Surfaces disque-garniture après s1 (TER sans isolation du patin)



Figure 22 Surfaces disque-garniture après S1 (TER sans isolation du patin)

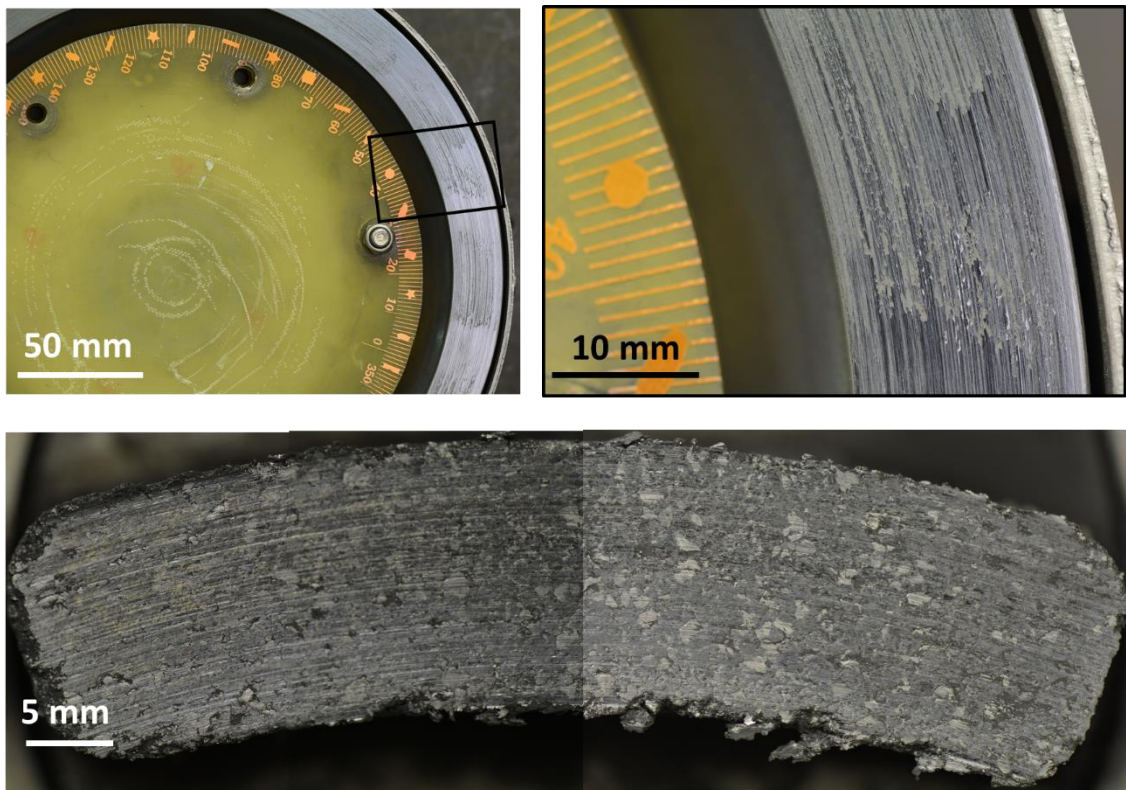


Figure 23 Surfaces disque-garniture après S3 (TER sans isolation du patin)



Figure 24 Surface du disque après rodage, s2, s3(TER avec isolation du patin)

D.Essai vibro-acoustique

D.1.Campagne préliminaire

Les essais sont réalisés en 2 étapes. Tout d'abord, on conforme les surfaces du disque et du pion en faisant un rodage. Puis suivant les séries d'essai. Dans ce paragraphe nous présentons une étude préliminaire qui nous a orienté vers un protocole final.

D.1.1.Calibration par rapport aux déformations de la lame

On rappelle que les essais sont conduits en déplacement imposé. Précédemment, la force appliquée avait été indirectement déterminée de la mise en contact du pion avec le disque au travers de la déformation de la lame (jauges de déformation). Cette évaluation de l'effort normale s'est avérée être assez approximative et insatisfaisante, car tributaire de l'état des jauges durant l'essai, de leur installation, de leur manque de précision en dynamique. Car, il a été révélé par de nombreux auteurs que le pion bascule en entrée de contact lors du frottement. Ce basculement biaise notre approximation de l'effort normale qui est interpolé par la moyenne des déformations de la lame.

Le disque est d'une nuance 15 CrMoV6. Par contre, le pion était de dimensions 20 x 40 x 25 mm. Dans nos premières tentatives, le pion était très abrasif vis-à-vis du disque. Nous avons donc adopté différentes stratégies afin de pouvoir conduire les essais à leur terme :

- Un congé en entrée de contact sur le pion ([figure 27](#)) ;
- Un contact initialisé en sortie de contact.

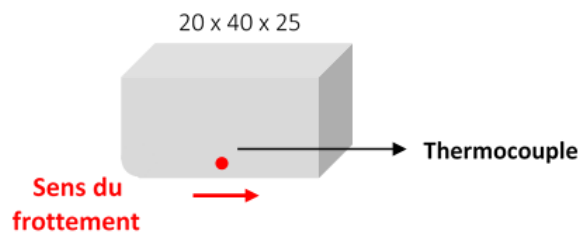


Figure 25 Géométrie de pion CrisMat (essai préliminaire)

D.1.2.Protocole

(A) RODAGE

Comme mentionné plus haut dans cette annexe, nous avons volontairement localisé le contact initial en sortie afin de compenser le comportement du banc qui a tendance au basculement en entrée. Le protocole de rodage est constitué de 3 blocs de vitesse croissant (300 tr/min ; 600 tr/mn et 900 tr/min) de cycles de mise en contact avec un chargement de 200 N ([tableau 3](#)). La force normale équivalente au déplacement imposé est calibré avec les déformations des jauges.

Tableau 3 Rodage (Essais préliminaires)

| Bloc de freinage | Fréquence de rotation (cste) | Force normale équivalent | Nombre de mise en contact | Durée de mise en contact/ Durée sans contact |
|------------------|------------------------------|--------------------------|---------------------------|---|
| | [tr/min] | [N] | | [s]/[s] |
| Bloc 1 | 300 | 200 | 10 | 30/ 30 |
| Bloc 2 | 600 | 200 | 10 | 30/ 30 |
| Bloc 3 | 900 | 200 | n | 30/ 30 |

(B) PROGRAMME D'ESSAIS PRÉLIMINAIRES

Le [tableau 4](#) décrit la séquence d'essais de 180 mises en contact frottant, soit trois blocs 60 mises en contact frottant chacun, soient 2 séries de 10 mises en contact frottant. Les essais sont réalisés à vitesse constante. Chaque bloc de freinage correspond à un chargement de 100N à 400 N.

Dans chaque bloc, pour un effort normale donné, la vitesse est modulée de 300 tr/min à 600 tr/min après une série de 10 mises en contact frottant. Chaque série de 10 mises en contact frottant est initialisée à température ambiante.

Tableau 4 Protocole d'essais s (Essais préliminaires)

| Bloc de freinage | Fréquence de rotation (cst) | Force normale équivalente | Nombre de cycles de contact | Durée de contact freinage/ Durée sans contact |
|------------------|-----------------------------|---------------------------|-----------------------------|--|
| | [tr/min] | [N] | - | [s]/[s] |
| Bloc 1 | 300 | 100 | 10 | 30/ 30 |
| | 600 | 100 | 10 | 30/ 30 |
| Bloc 2 | 300 | 200 | 10 | 30/ 30 |
| | 600 | 200 | 10 | 30/ 30 |
| Bloc 3 | 300 | 400 | 10 | 30/ 30 |
| | 600 | 400 | 10 | 30/ 30 |

(C) CARACTÉRISATION DES SURFACES

Pour juger de l'avancement du rodage, mais également comme moyen d'étude de l'évolution des matériaux, l'essai a été jalonné de plusieurs captures d'images afin de caractériser « l'état de surface » macroscopique du pion. Il a également été choisi de mesurer l'état du contact par le biais d'une nappe de pression, en établissant la répartition de pression du pion en contact sous une charge implémentée des différentes séries du programme, rodage et séquences d'essai compris.

D.1.3. Résultats de la campagne préliminaire

Dans ce paragraphe seront présentés synthétiquement les résultats des essais. Nous ferons état des observations et des difficultés qui nous ont poussé à revoir le protocole d'essai.

(A) MATÉRIAU G36S

La [figure 28](#) présente le relevé de fréquence sur tout l'essai. Dans les basses charges, on observe une forte dispersion de fréquences. Le matériau a un comportement stable sur la dernière série. Il ressort des essais sur la G36S, un comportement crissant avec les raies les plus stables à 4 kHz, 8 kHz et 11

kHz pour un niveau acoustique allant jusqu'à 110 dB sur la dernière série. Les températures maximales de pion (2 mm de profondeur) restent inférieures à 80°C.

Après rodage, à la surface de l'échantillon, on peut distinguer deux zones. Elles sont séparées par la diagonale de la surface de frottement et possèdent deux teintes différentes. Le contact est localisé sur la diagonale (film de pression). Suite à la série 2, sur la zone localisée en entrée de contact, on retrouve un dépôt ocre probablement des oxydes de fer pulvérulent piégés sur le front oblique observé après le rodage.

La seconde zone est plus terne ; il semble s'étaler un peu de carbone à partir des graphites apparents à la surface.

Au fil des séries le film de troisième corps progresse sur ce front.

En fin d'essai, le film d'oxydes semble avoir été partiellement expulsé de la zone de contact. C'est désormais un film plus mince qui recouvre uniformément la surface du pion.

| | | | |
|-------------------|-------|------|-----|
| Fn (N) | 100 | 200 | 400 |
| P (MPa) | 0.125 | 0.25 | 0.5 |
| ω (tr/min) | 300 | 600 | 300 |
| | | | 600 |

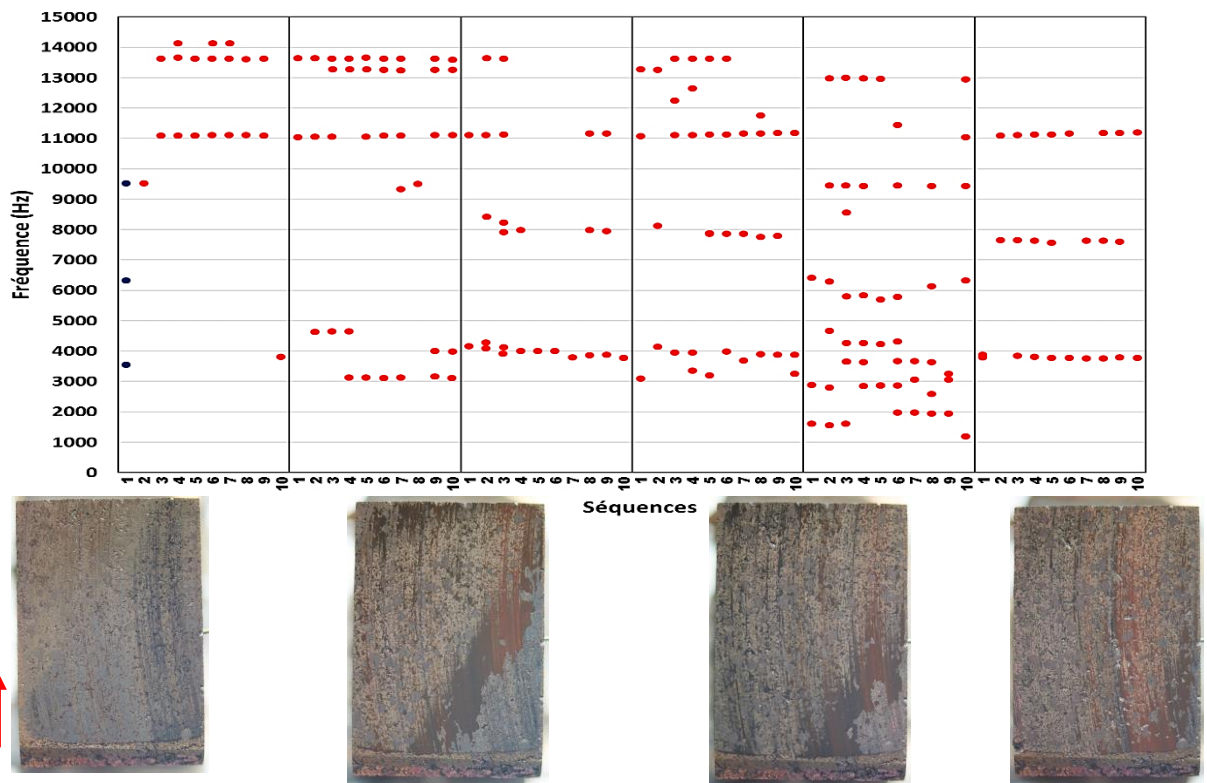


Figure 26 Fréquences acoustiques G36S

(B) MATÉRIAU LL024 CAC

En référence au diagramme [figure 27](#), la LLC 024 (CAC) a des fréquences peu stables sur les séquences en basse et moyenne charge. Sur la dernière série de haut chargement les fréquences sont plus stables soient de 1.4 kHz, 3 kHz et 4 kHz. Le pion voit jusqu'à 140 °C. Suite à la série 2, à la surface du patin on peut observer, un film de troisième corps constitué d'oxydes de fer et probablement de graphite sur une partie du patin. Ils sont piégés en entrée de contact. Leur épaisseur s'atténue à mesure que l'on regarde vers la sortie de contact, car la microstructure du matériau est plus apparente (graphite). Après la série 4, la couche d'oxyde a été complètement expulsée du contact ou du moins est uniformément répartie sur la surface de l'échantillon et moins épais.

| | | | | | | |
|-------------------|-------|-----|-------|-----|-------|-----|
| Fn (N) | 100 N | | 200 N | | 400 N | |
| P (MPa) | 0.125 | | 0.25 | | 0.5 | |
| ω (tr/min) | 300 | 600 | 300 | 600 | 300 | 600 |

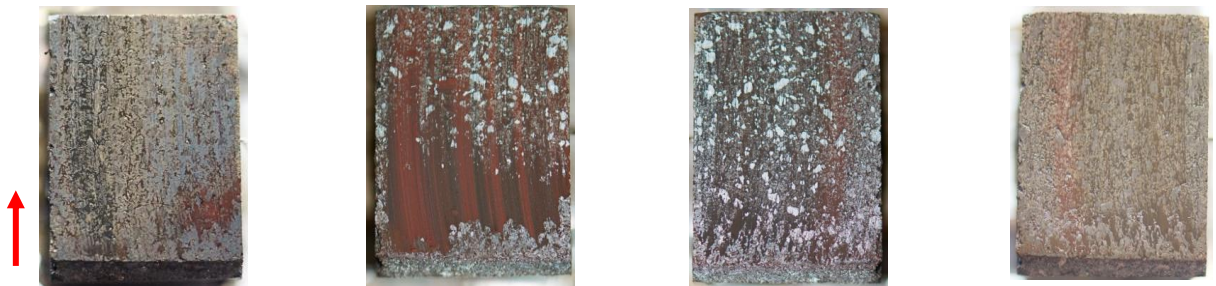
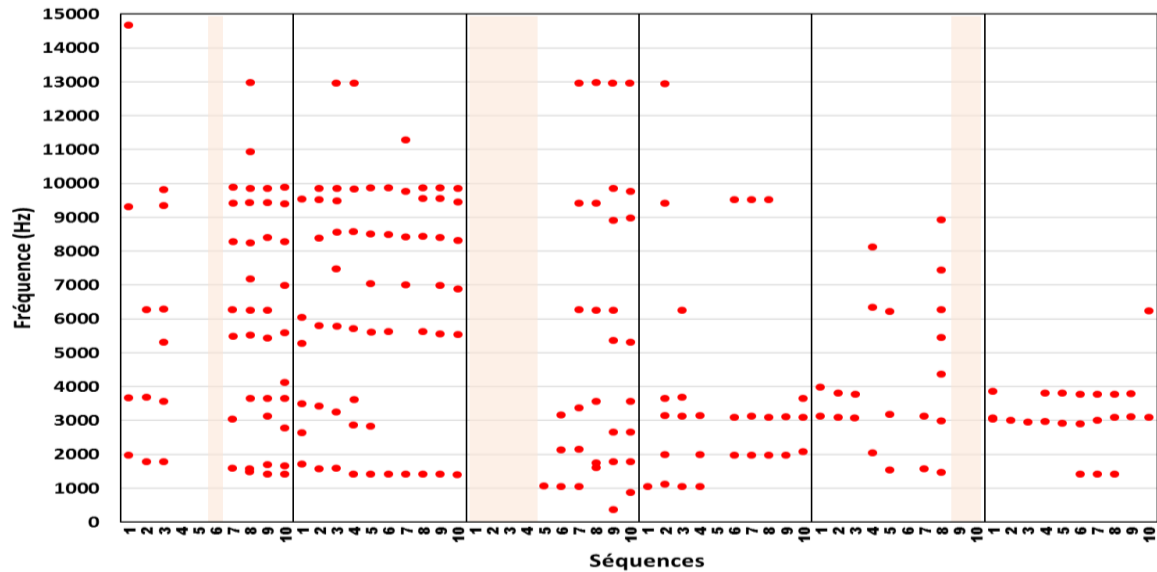


Figure 27 Fréquences acoustiques LLC 024 CAC

(C) MATÉRIAU G35

En référence à la **figure 28**, sur les trois premières séries du programme le matériau crisse peu ou pas. Après le rodage, on observe encore des migrations d'un lit de poudres, probablement des oxydes de fer (à la teinte rouge ocre). L'essai est réalisé sur le même disque que pour les échantillons de G36S et LLC 024 (CAC). Les poudres doivent être initialement des débris déjà oxydés ou non qui sont accumulés en sortie de contact sur le pion. Dès la série 2, ces lits n'apparaissent plus. Sur la fin, le matériau crisse à une fréquence 11 kHz.

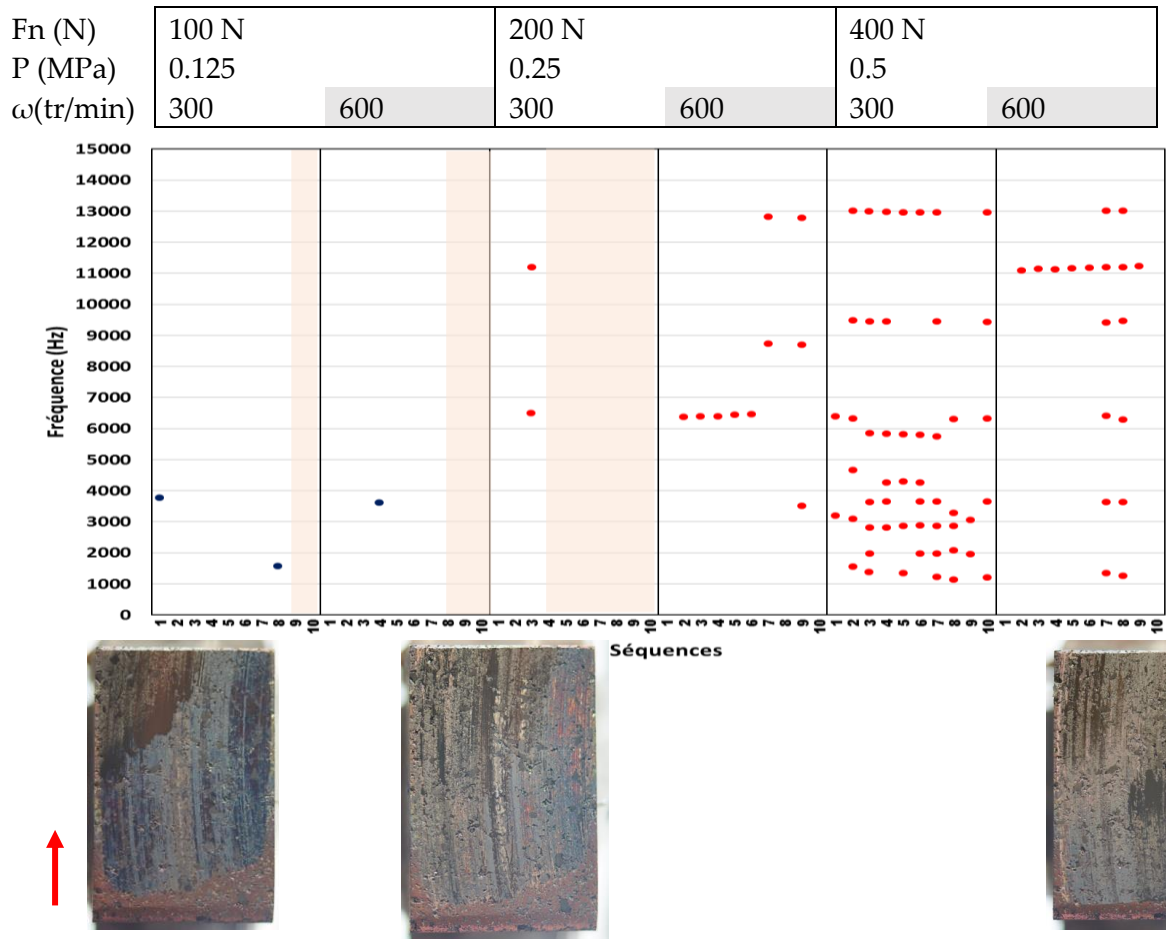


Figure 28 Fréquences sonres G35

À l'issue de la campagne prospective, on a pu constater que les différents matériaux affichent un comportement vibroacoustique dispersé sur les séries de basse pression, voire de moyenne pression de contact surtout si elles sont réalisées après un changement d'effort.

Nous avons pu observer un comportement particulier des bases G36 notamment en ce qui concerne l'évolution des surfaces en lien avec les répartitions de pression du pion en contact statique avec le disque.

Nous avons rencontré de nombreuses difficultés quant à l'agressivité du patin sur le disque nous ont emmené à revisiter le protocole. Aussi, notre méthode d'évaluation de la force normale nous a conduit à une mesure du frottement peu précise.

D.2.Campagne finale

D.2.1.Usure-Effort normale et tangentielle

La **figure 29** retrace les variations d'épaisseur cumulées au fil des séries d'essai. Les mesures sont faites à température ambiante. La connaissance de l'équivalent incrément moteur en déplacement effectif du bloc rigide permet de déduire les variations d'épaisseur avant chacune des séries. Ces variations d'épaisseur peuvent être négatives (usure) ou positives (accumulations de particules).

Le rodage des échantillons G36S et G36-002 est marqué par la formation d'un film de troisième corps relativement compact en début d'essai. Cela peut expliquer le gain d'épaisseur d'environ 80 μm dans le cas de la G36S en début d'essai. G36S et la G36SF perdent plus de 150 μm d'épaisseur au bout de 7 séries. La perte de matière de la G36SF s'explique principalement par la destruction du troisième corps et son expulsion hors du contact. L'usure activée par la destruction du troisième corps est prépondérante par rapport à sa reconstruction. Quel que soit le matériau, la formation de troisième corps doit conduire à des faibles gains d'épaisseur dus à l'accumulation des particules qui ne devraient pas excéder les 30 μm .

L'usure de la G36-002 est la plus conséquente, de 400 μm au bout de 7 séries. Elle s'accélère en fin d'essai durant les deux dernières séries. Les pertes d'épaisseurs peuvent sembler néanmoins limitées au regard des constats sur cet échantillon durant l'essai. À la surface de l'échantillon G36-002 l'usure est hétérogène et les fibres métalliques maintenues en surface biaisent cette relation. La progression des pertes d'épaisseur ne reprend que lorsque ces dernières sont usées à partir de la série S7.

La perte d'épaisseur de la G35 est immédiate après rodage (pas de gain d'épaisseur). Dans un premier temps, elle est très forte, puis elle ne progresse que faiblement entre les séries S2 et S5. Durant le frottement, l'échantillon G35 porte beaucoup de poudres qui semblent s'accumuler difficilement.

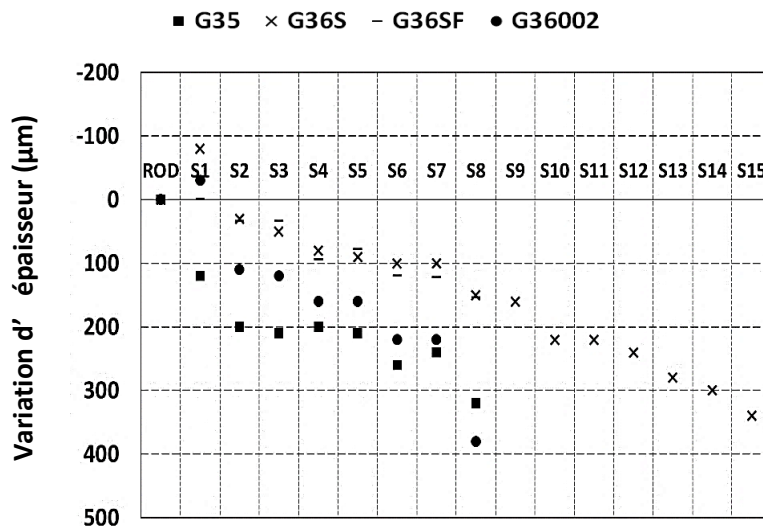


Figure 29 Perte d'épaisseur cumulées des échantillons G35, G36-002, G36S et G36SF mesurées suite aux séries

La G35 s'use de manière homogène sur toute la surface. En frottement, elle porte beaucoup de poudres, mais qui s'accumulent difficilement. La G36-002 connaît une usure hétérogène qui ne se traduit par une perte d'épaisseur conséquente que si elle s'attaque aux fibres métalliques qui assurent la portance primaire.

La G36SF a une usure quasi-identique à celle de la G36S neuve durant les campagnes CrisMat, mais suivant des mécanismes différents. La G36S semble principalement subir de l'abrasion voir de l'auto-abrasion due aux déchaussements de particules de céramiques. La G36SF subit une usure qui semble affecter principalement le troisième corps déjà présent suite aux essais de freinage de l'échelle 1. En

s'usant préférentiellement, le troisième corps assure probablement la protection du volume de l'échantillon compte-tenu des sollicitations moindres (thermique et mécanique) de l'essai sur CrisMat, car l'échantillon ne porte pas de signe notable d'abrasion, et l'arrachement des particules est limité.

Quantifier les débits du circuit tribologiques est difficilement réalisable. La seule connaissance qu'on ait des débits tribologiques est généralement déduite des analyses de surface dites post-mortem par micrographie, pesées et autres mesures de dimensions des échantillons. La recirculation est marquée par la présence de poudres non-compactées. L'usure à proprement parler qui est l'expulsion des débris hors du contact peut causer une perturbation des fréquences sonores induites du frottement quand elle est importante. Et cela se traduit physiquement durant l'essai par des panaches de débris et dans le même temps par des bruits caractéristiques, souvent de fortes amplitudes, brefs ou transitoires, durant les séquences. Ici, nous déduisons les phénomènes tribologiques intervenant durant les séquences à partir de la lecture des paramètres d'essais : variation de la force normale, de la force tangentielle et des échauffements comme nous l'avons présenté précédemment.

La **figure 30** synthétise des corrélations indirectes qui peuvent être établies entre les comportements tribologiques, les évolutions des frottements moyens et des efforts normaux séquence par séquence. Les hypothèses émises découlent de résultats expérimentaux répertoriés plus loin. Le schéma (1) illustre une tendance de la force normale à décroître durant une séquence. Avec une force tangentielle quasi-constante ou en légère décroissance, le matériau subit probablement surtout de l'usure.

- La situation décrite au schéma (2) est surtout caractérisée par l'usure du pion, mais avec également une recirculation des débris augmentant la résistance au frottement soit par accumulation soit de par la nature des débris (taux de céramiques).
- Le schéma (3) montre un effort normal quasi-constant. C'est parfois le cas sur quelques séquences successives d'une série. L'augmentation du frottement est dans ce cas portée par celle de l'effort tangentiel. L'augmentation du frottement est fortement liée à la résistance au frottement lorsqu'il y a peu d'écoulement soit parce qu'il y a relativement peu de particules soit parce que les structures à la surface de l'échantillon sont peu évolutives. Dans ce cas, la surface de l'échantillon est peu évolutive et celle du disque peut subir de l'abrasion.
- Le schéma (4) représente une situation de frottement dans laquelle, la force normale augmente alors que la force tangentielle reste assez constante. Avec une usure moindre, la force normale peut augmenter surtout sous l'effet de la dilatation et dans une moindre mesure du fait de l'accumulation locale de particules.

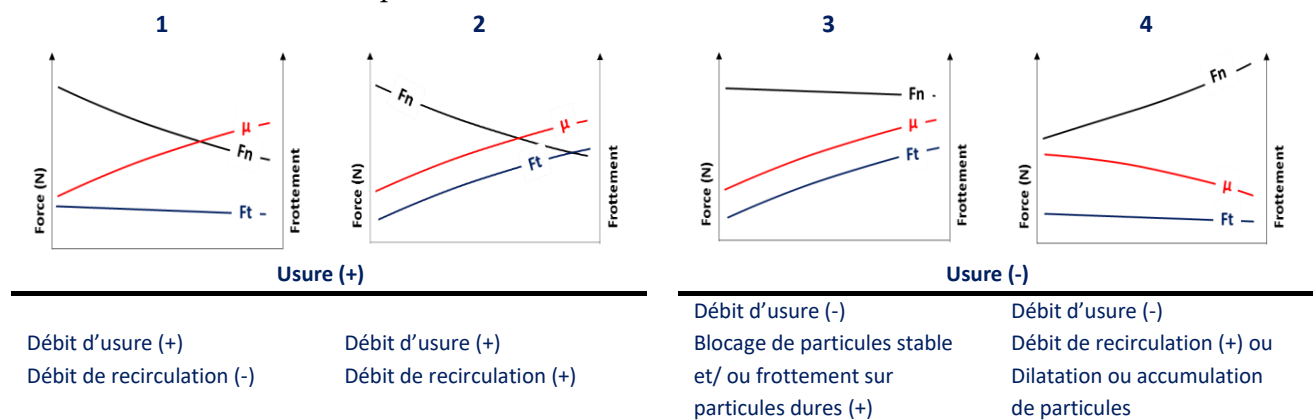
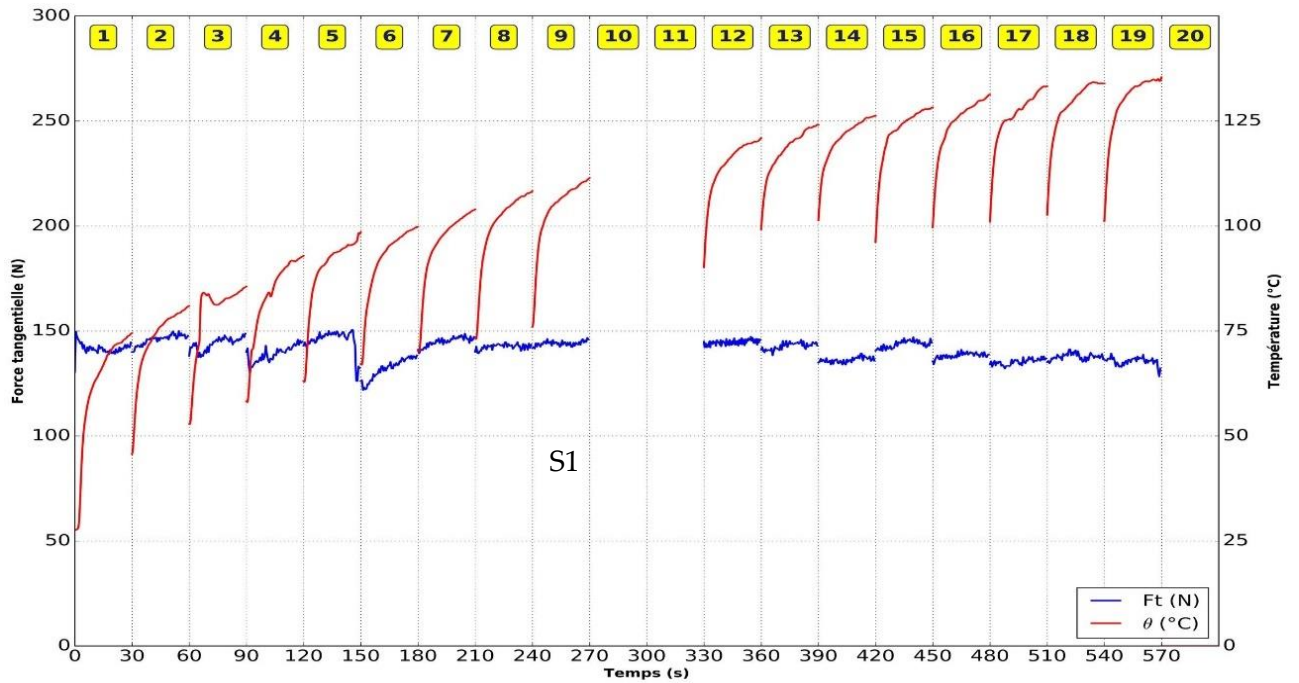
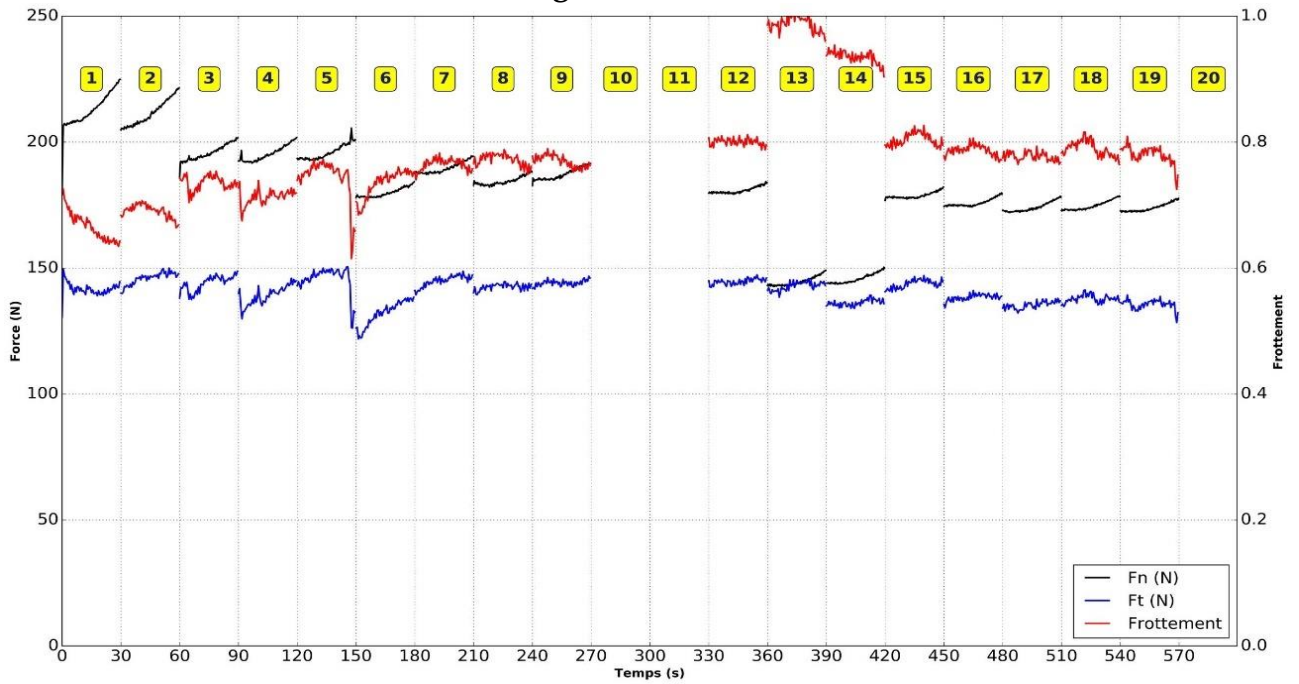
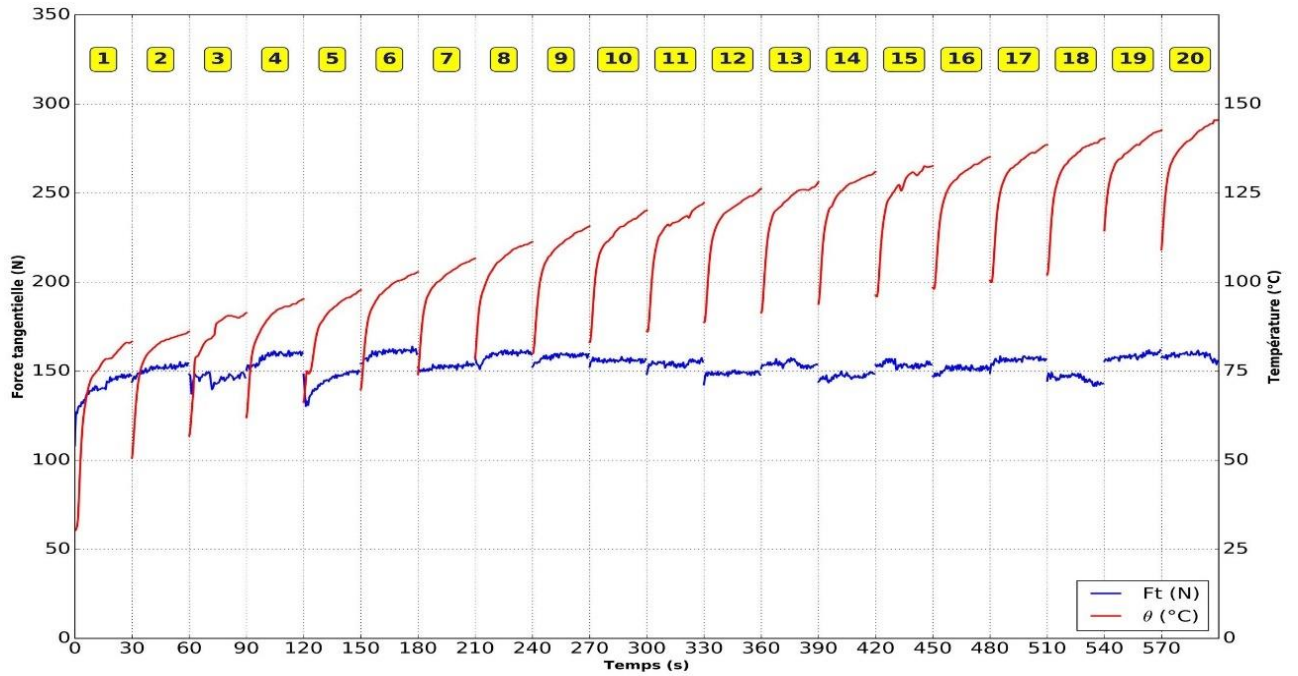
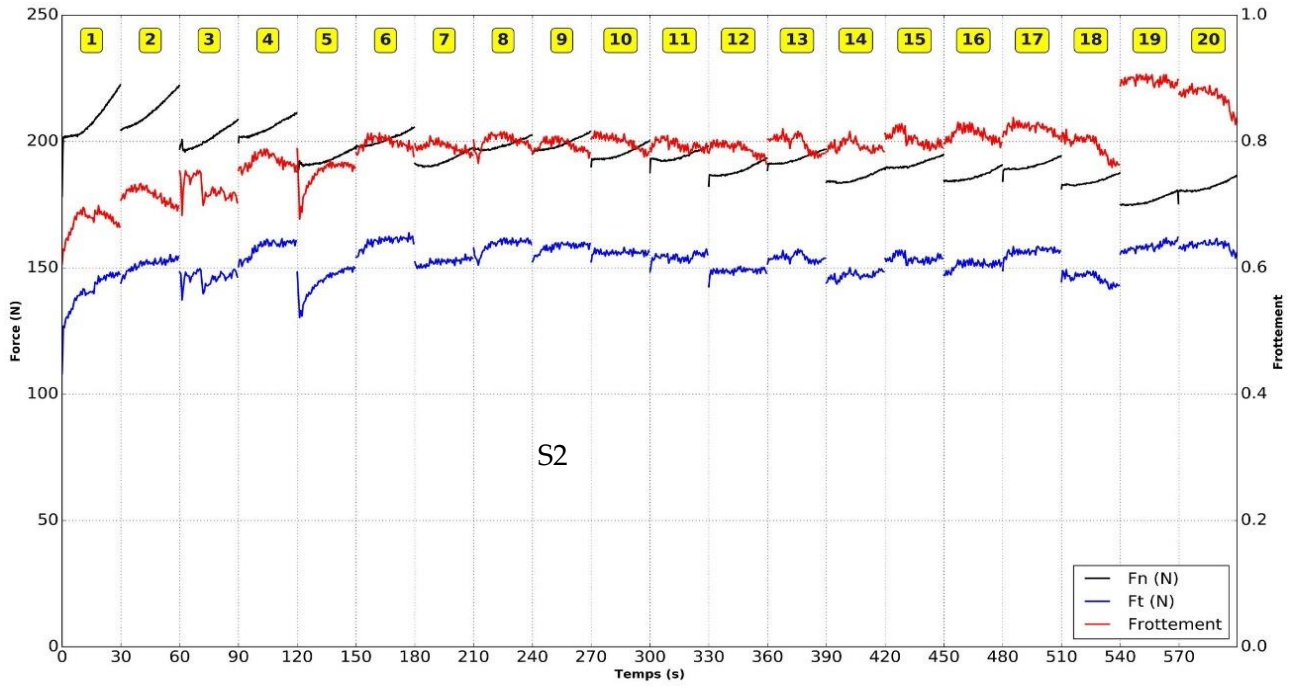


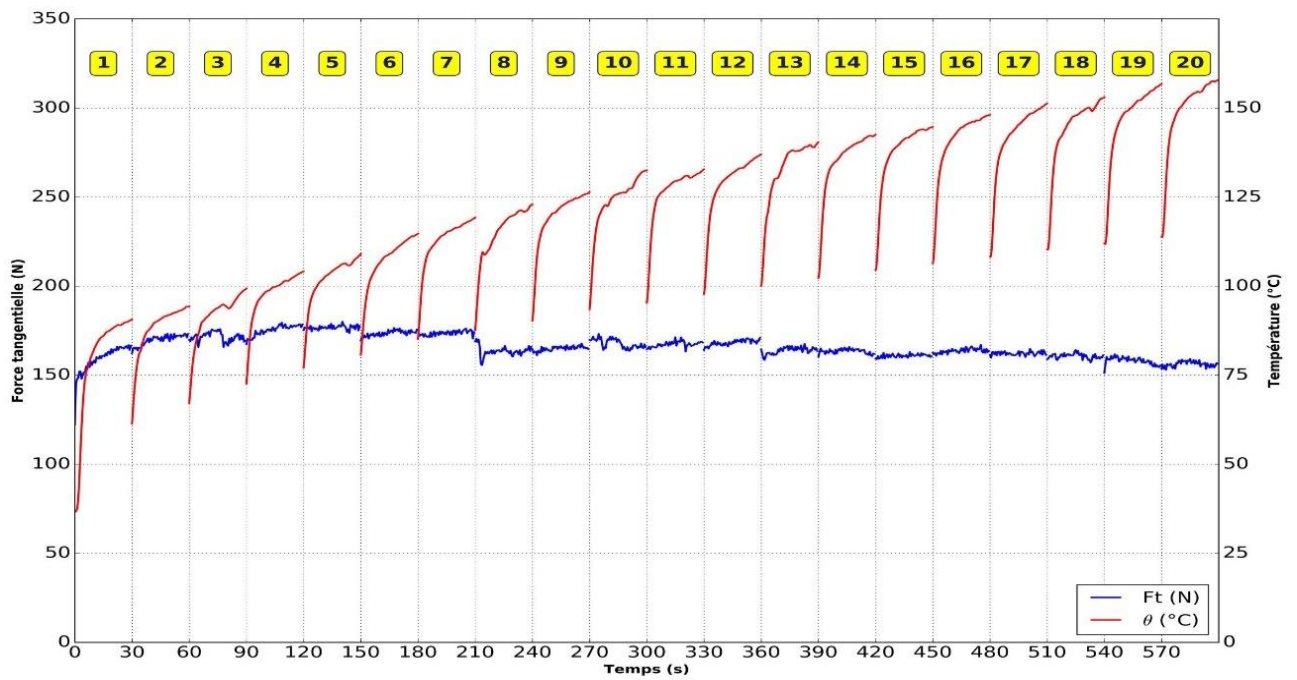
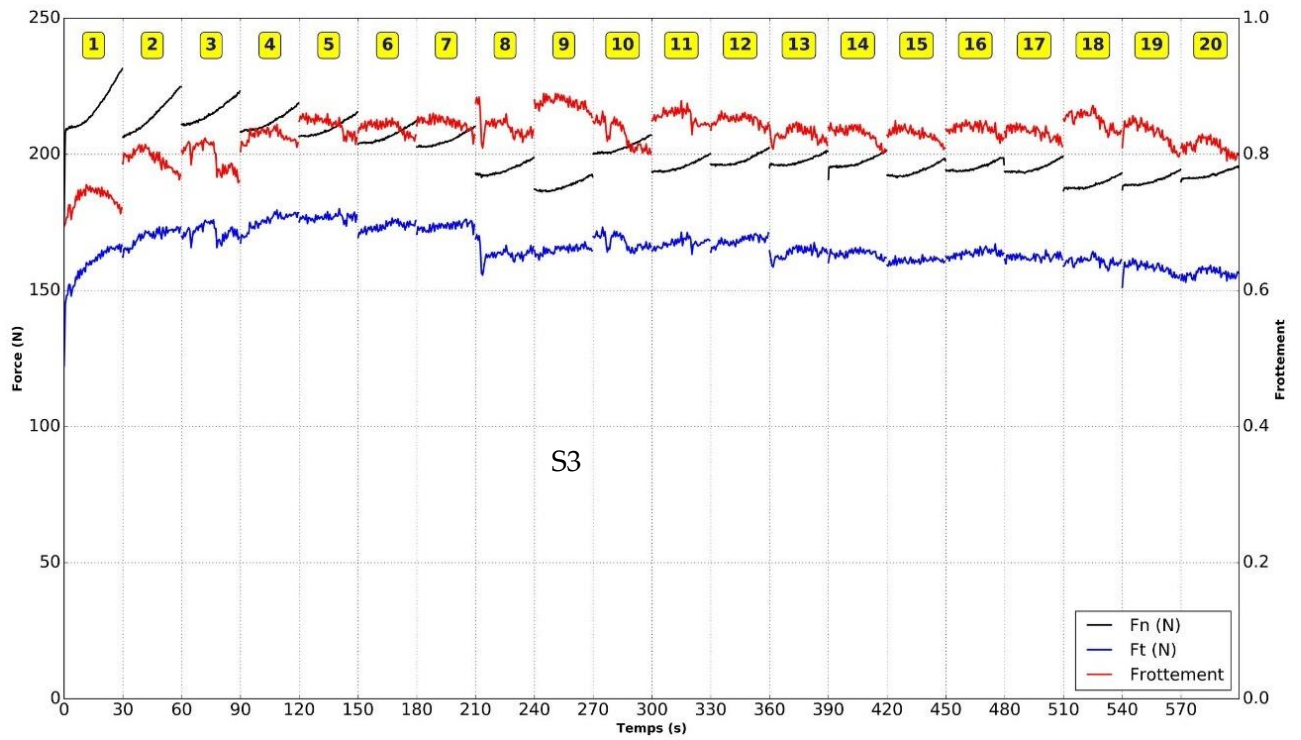
Figure 30 Corrélations possibles entre les mécanismes d'usure, frottement en fonction de l'effort normal et tangentiel durant une séquence

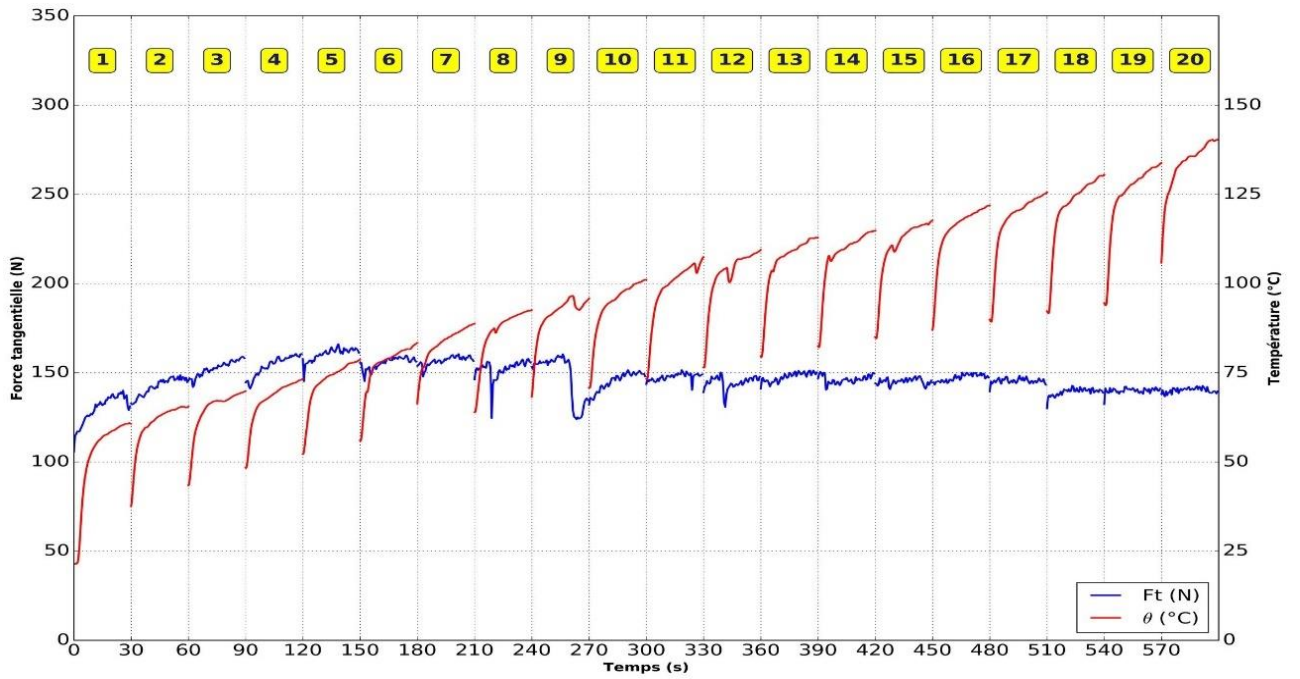
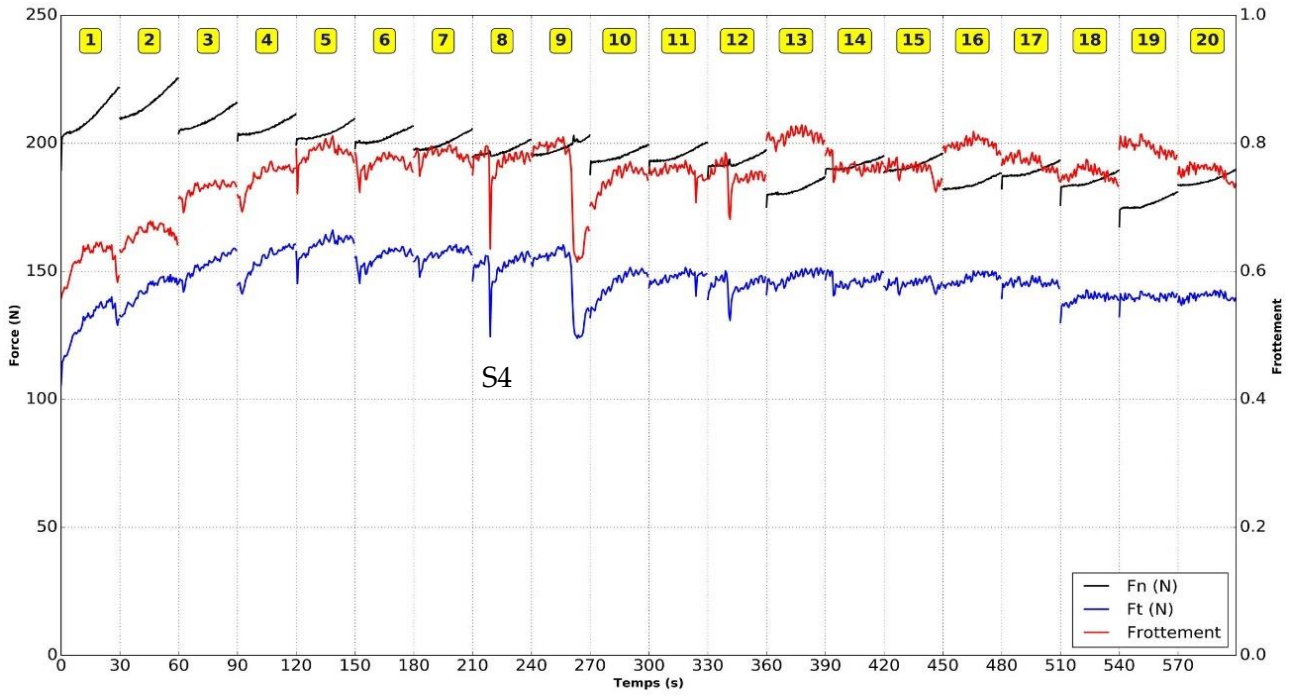
L'ensemble de ces hypothèses donne une grille d'interprétation des résultats d'essais menés sur G35, G36-002, G36S et G36SF.

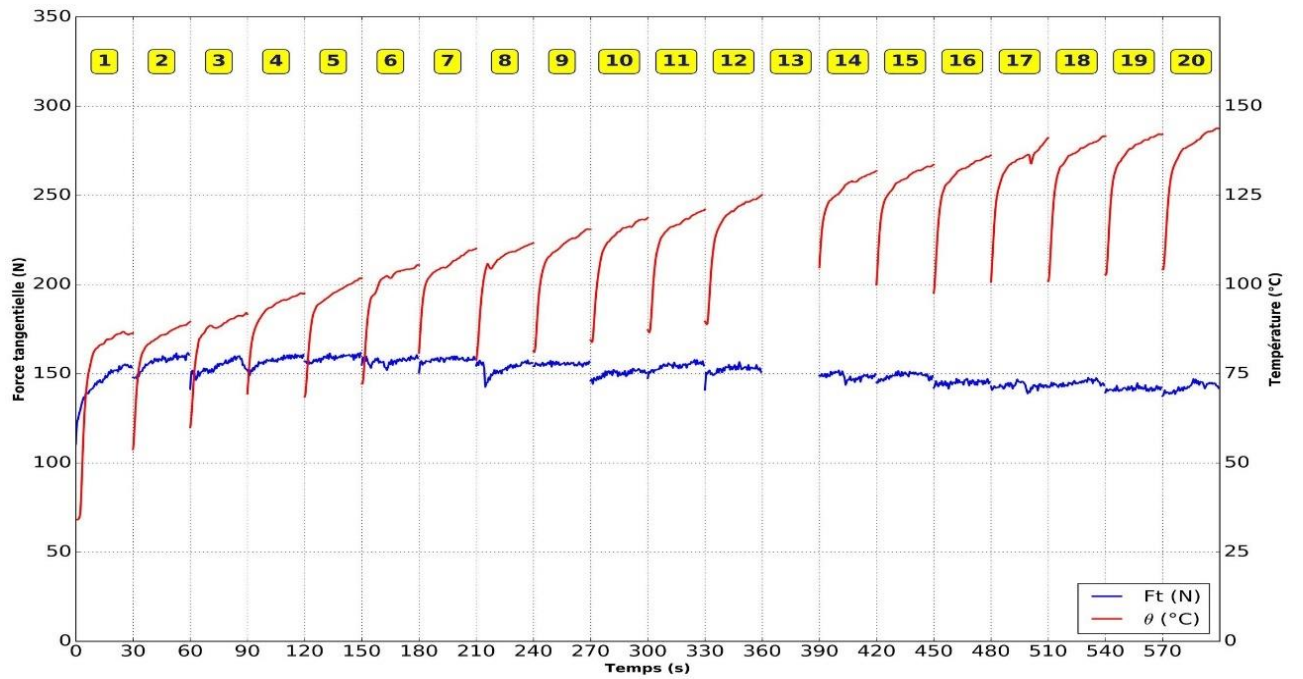
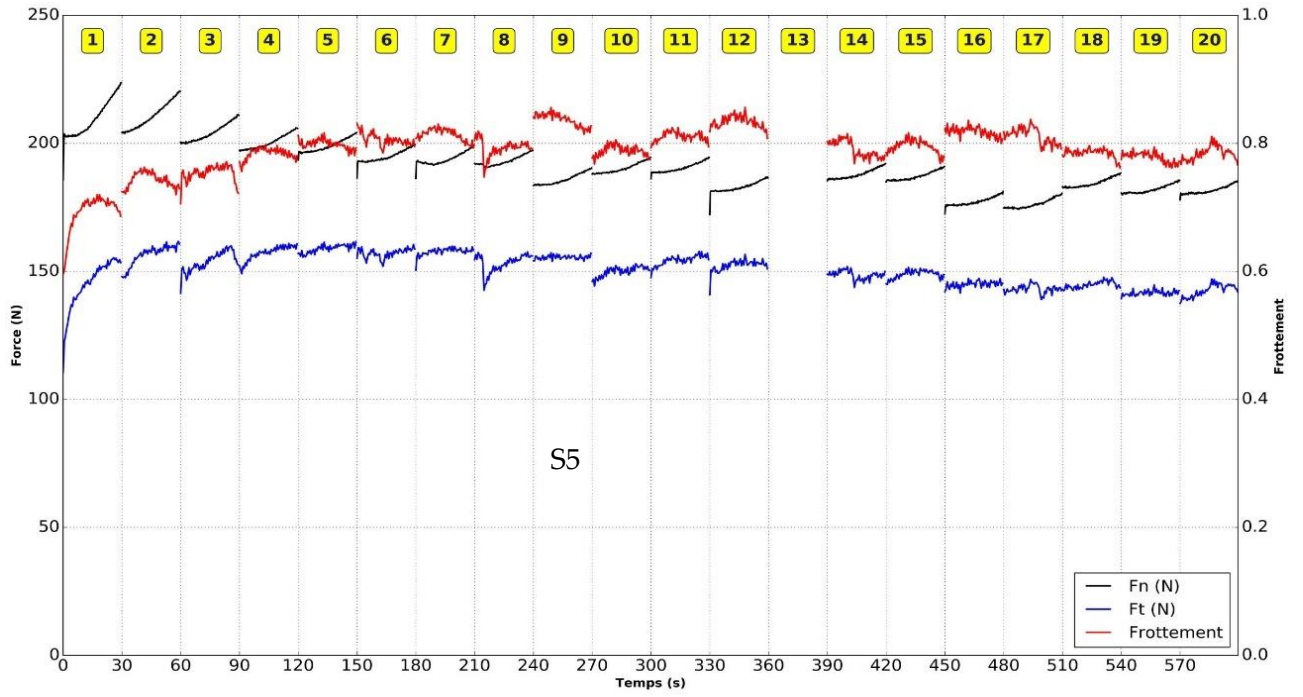
D.2.2.Frottement- Force normale et tangentielle G35

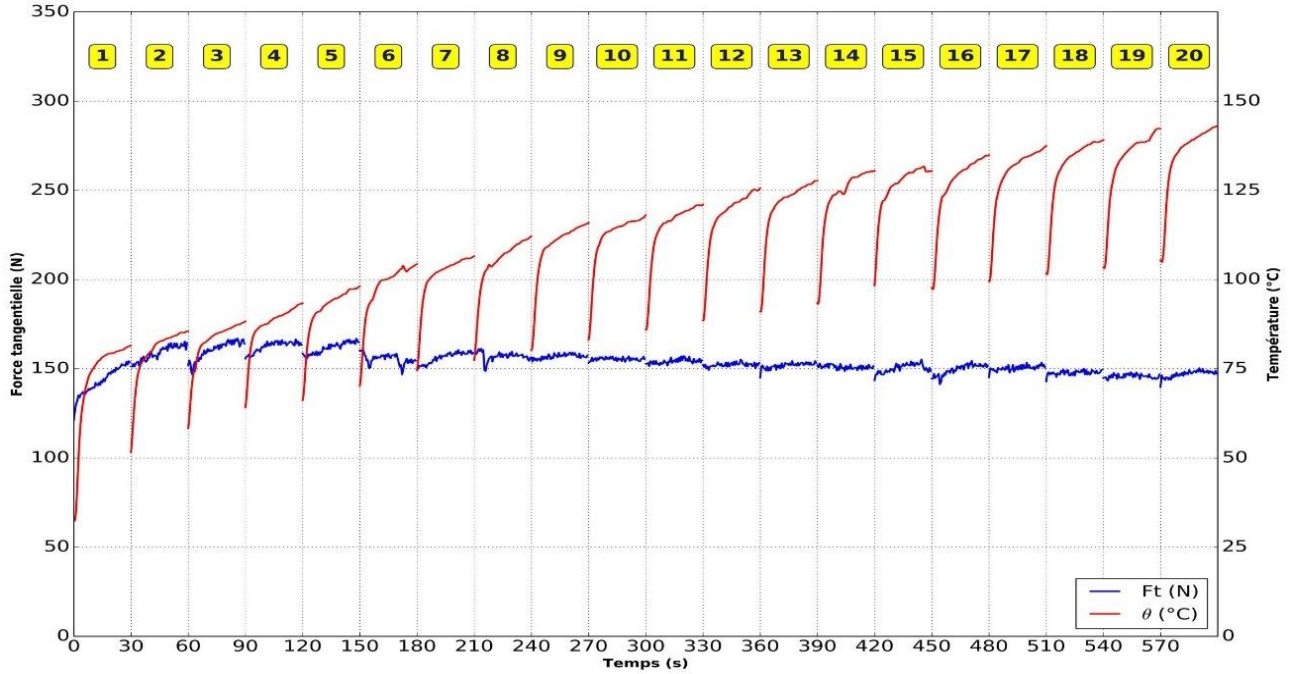
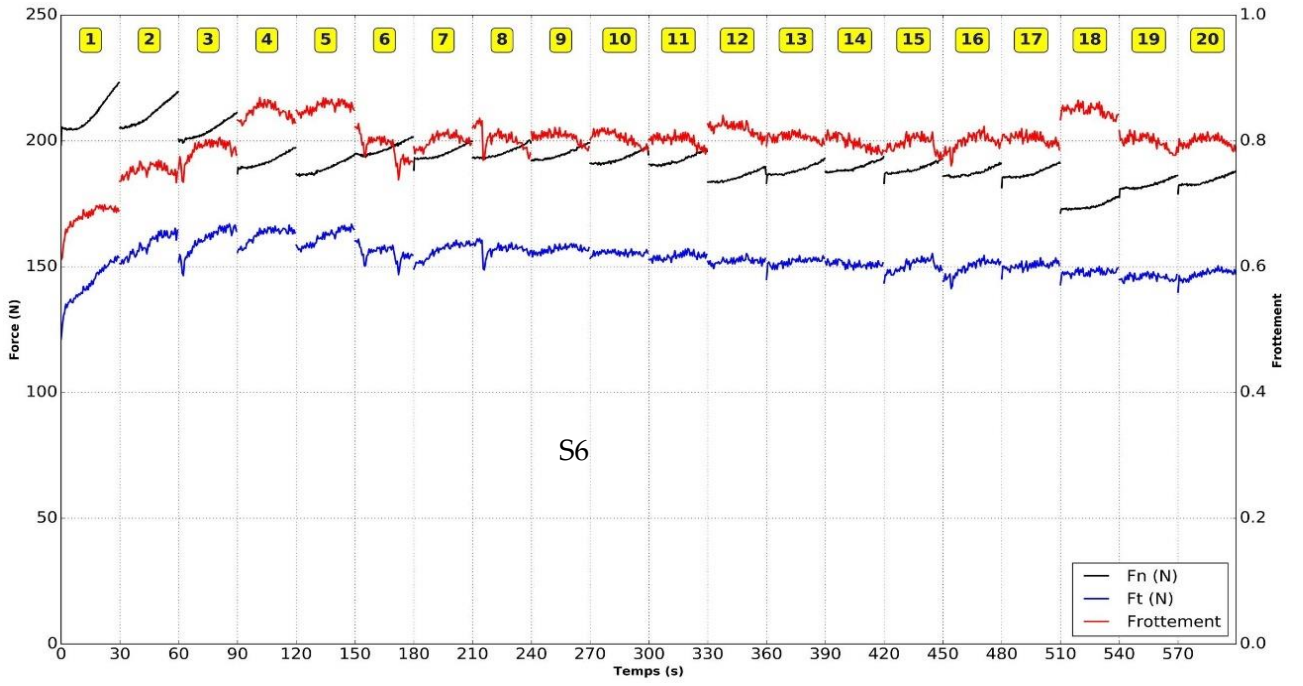


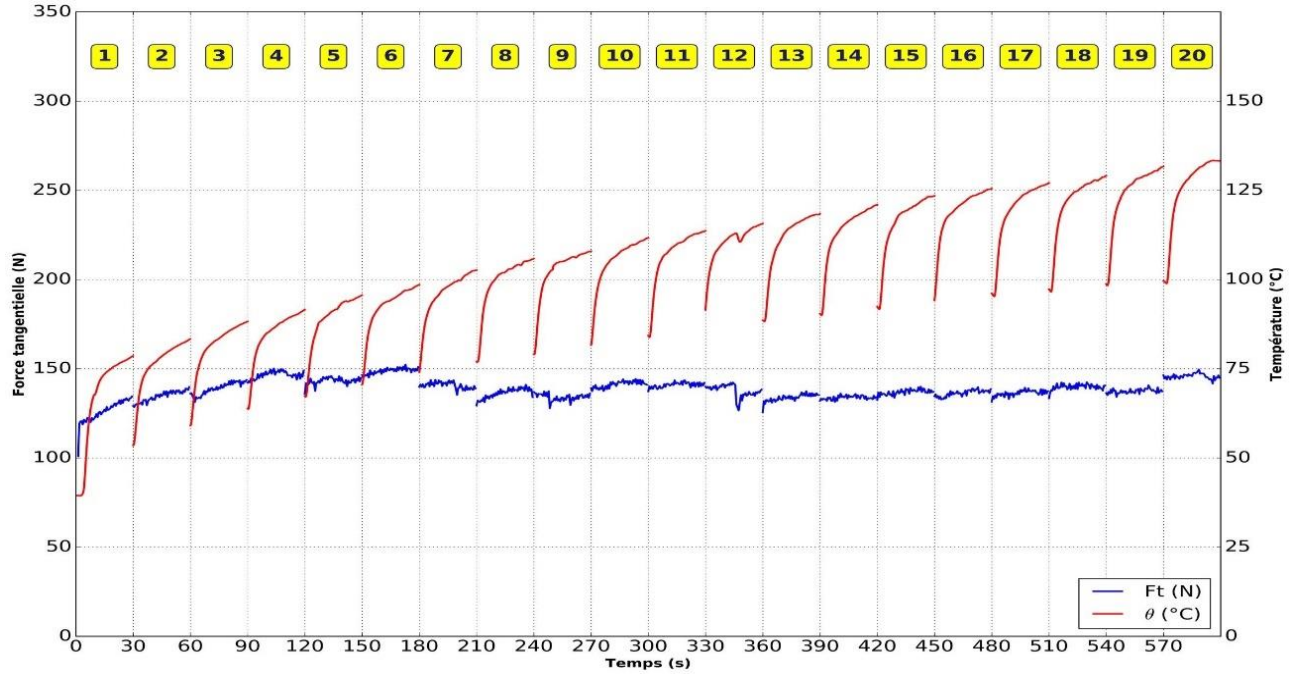
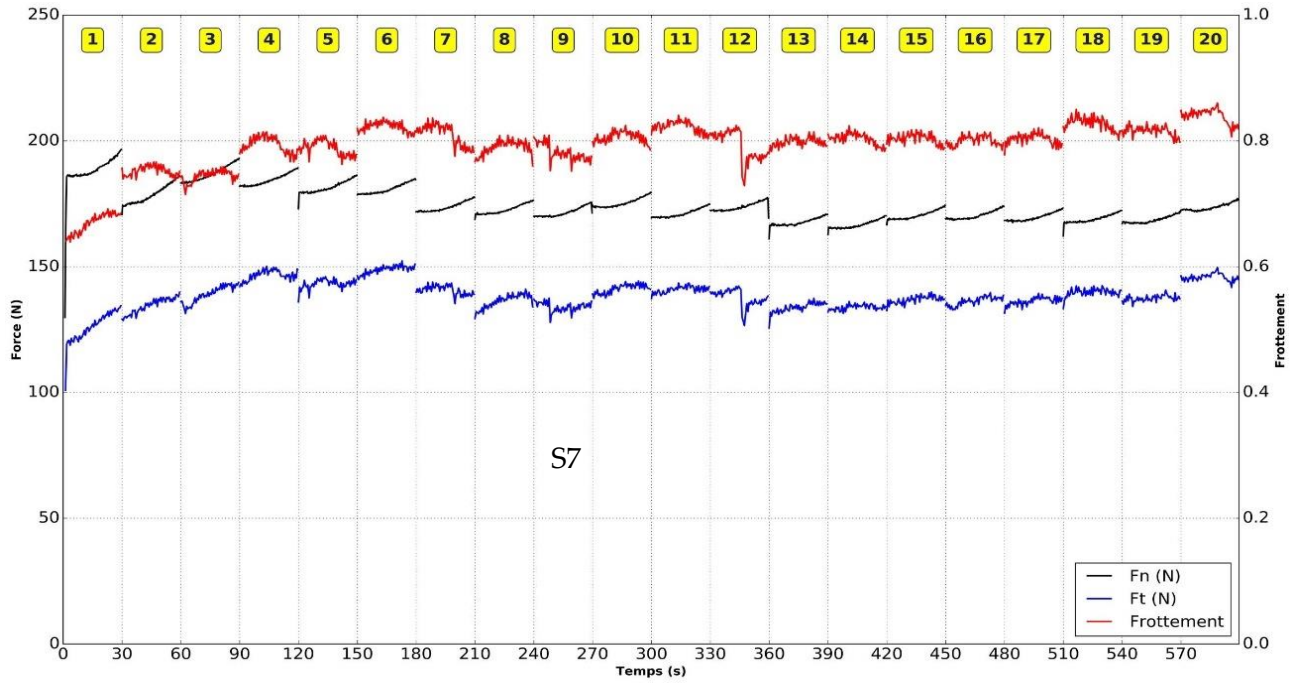


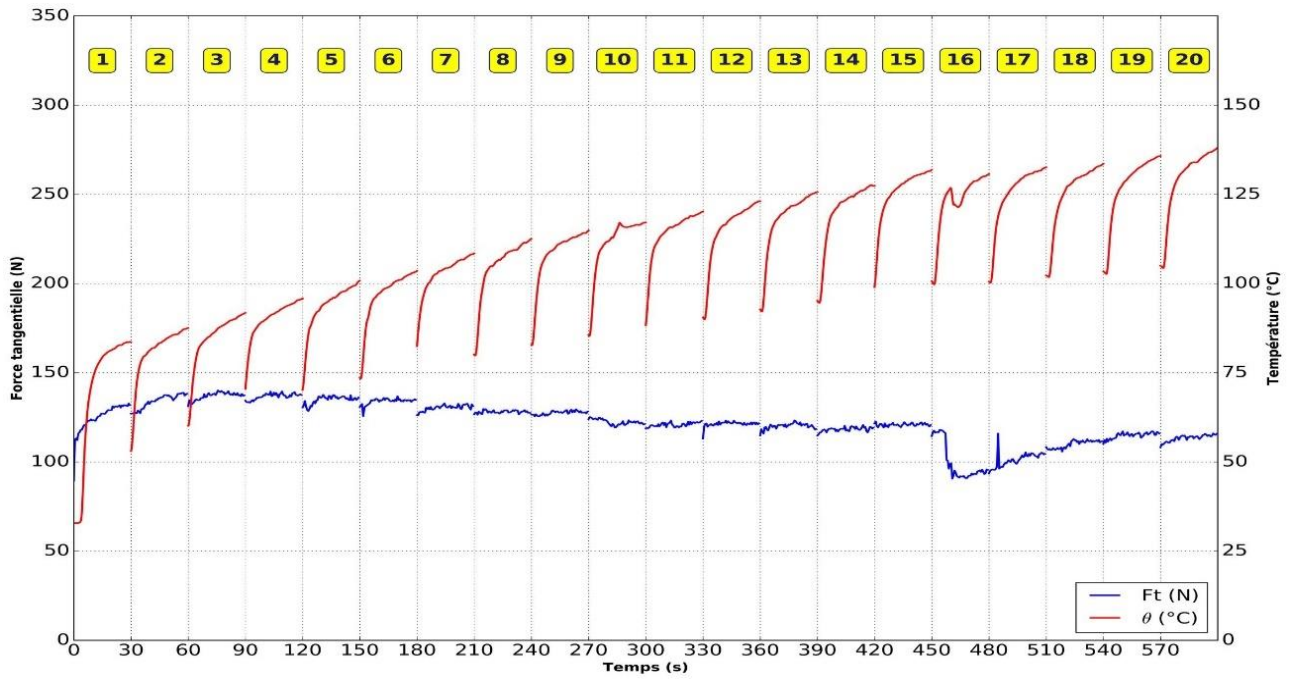
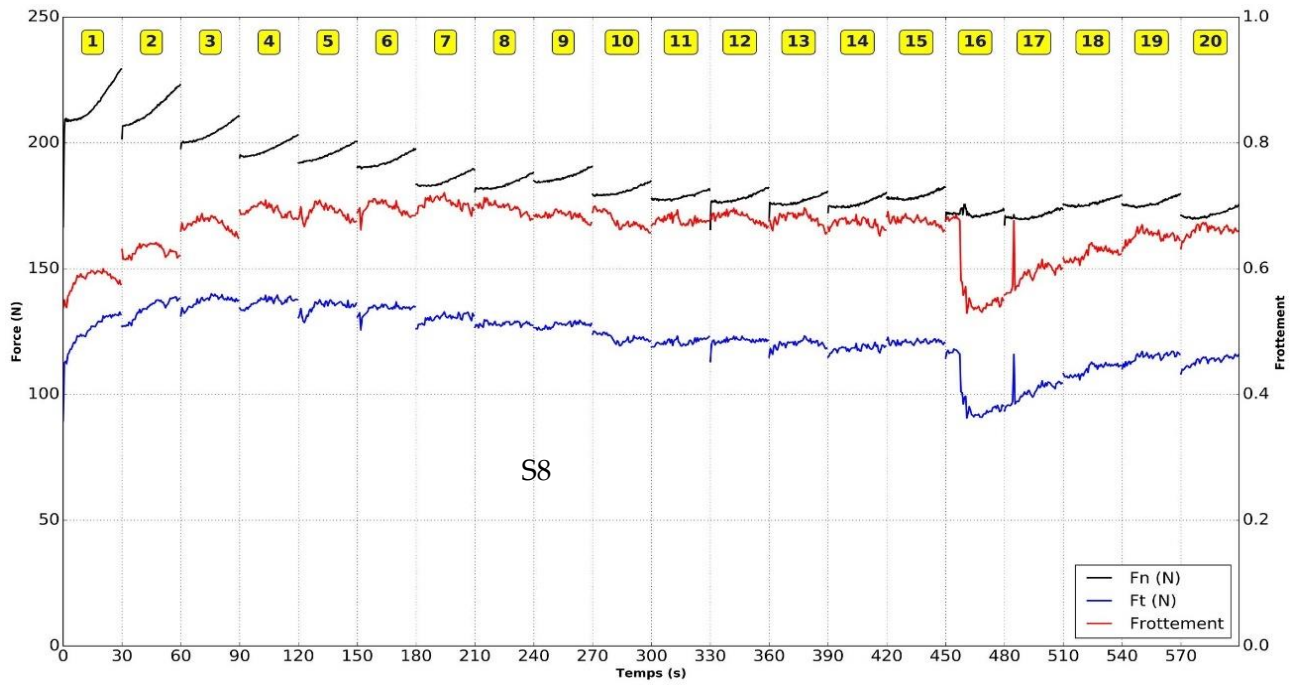




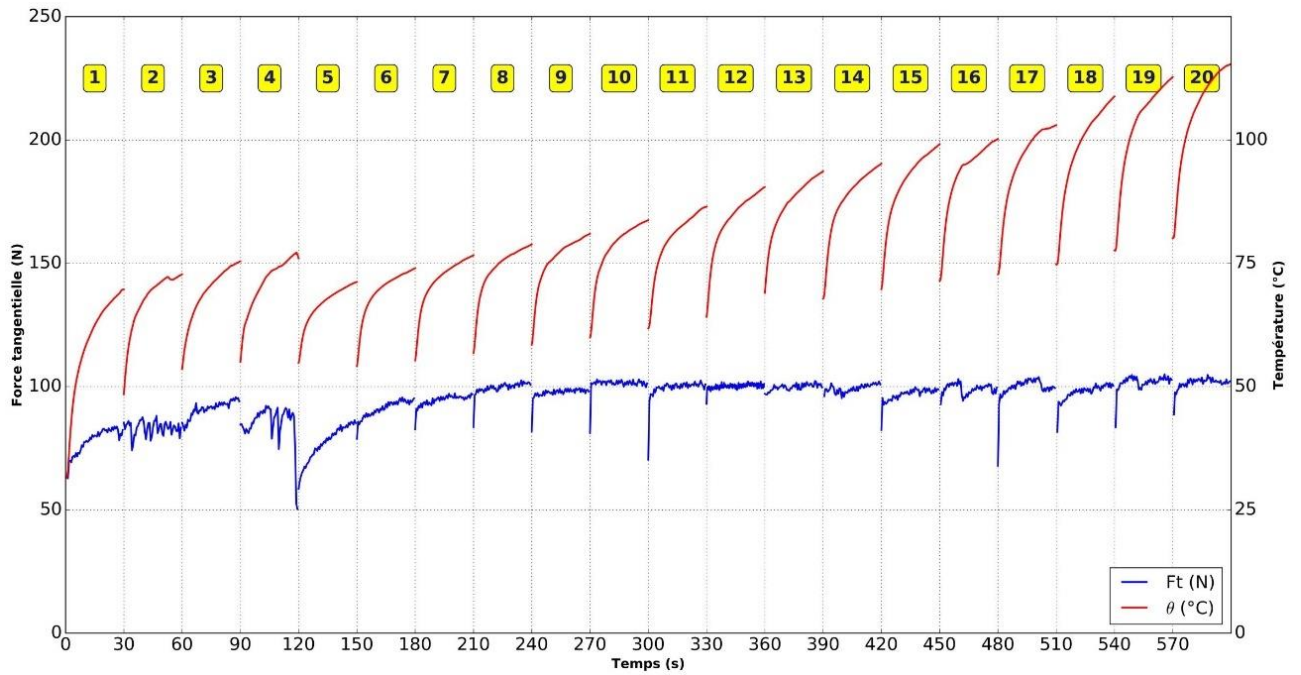
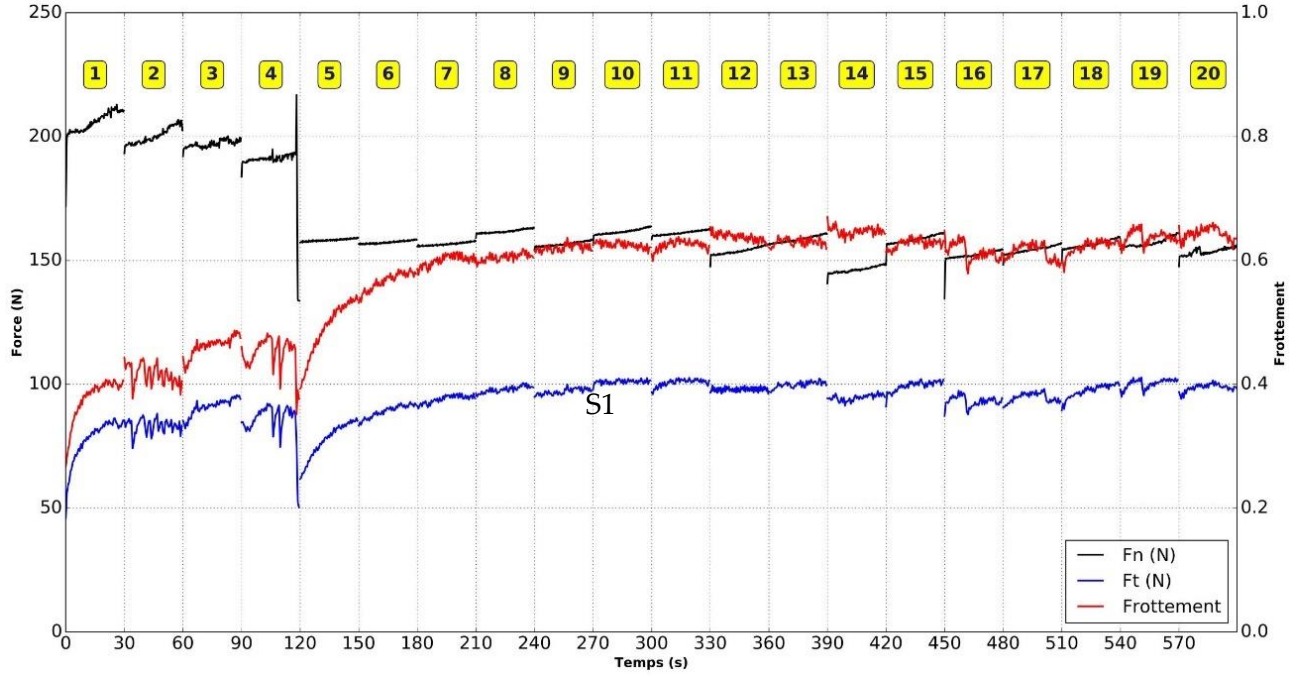


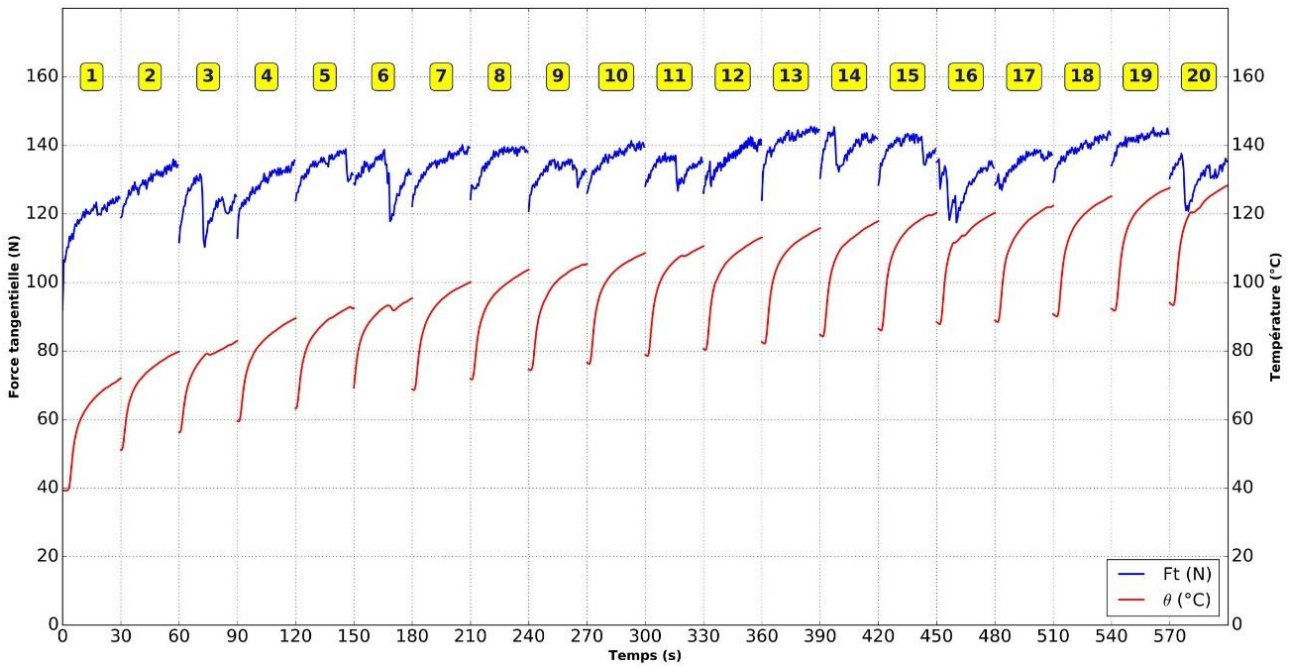
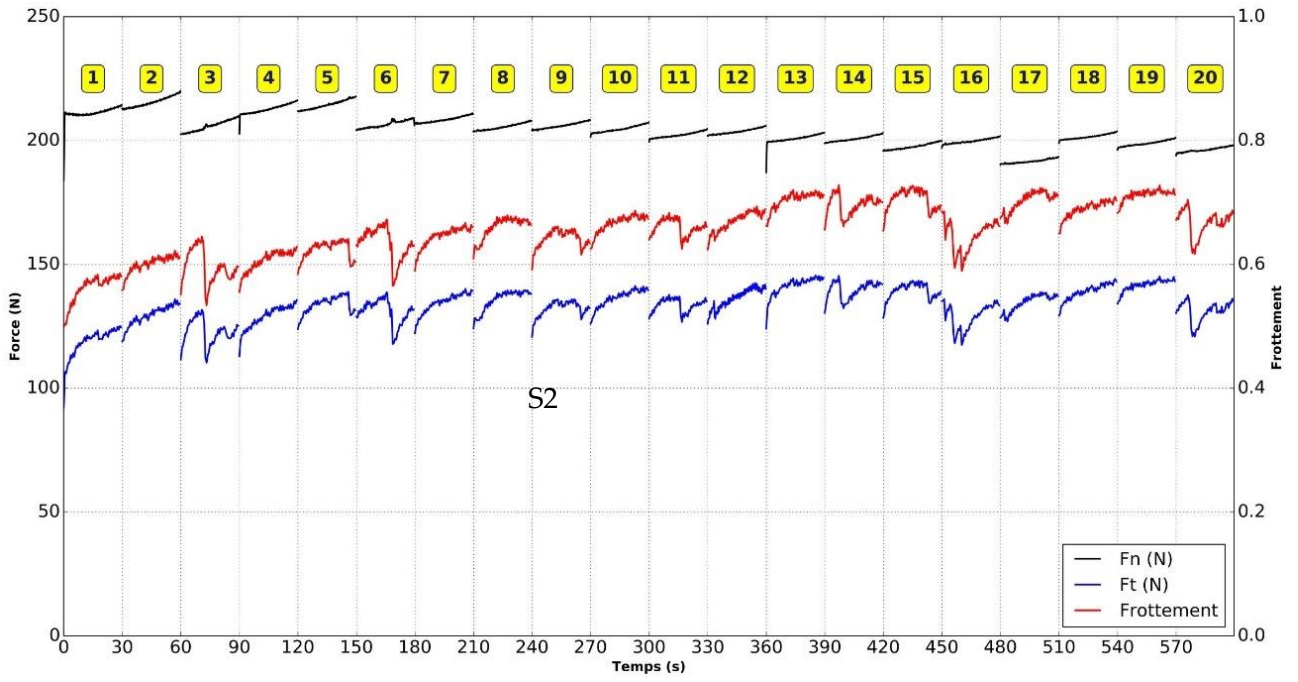


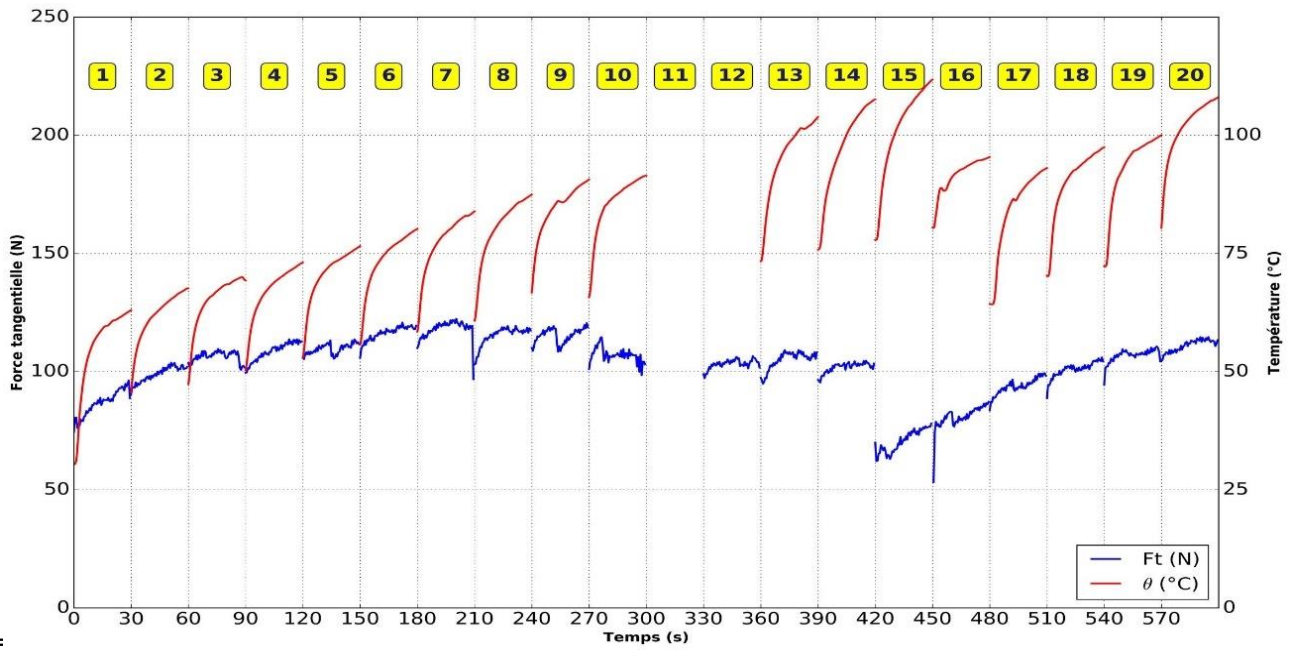
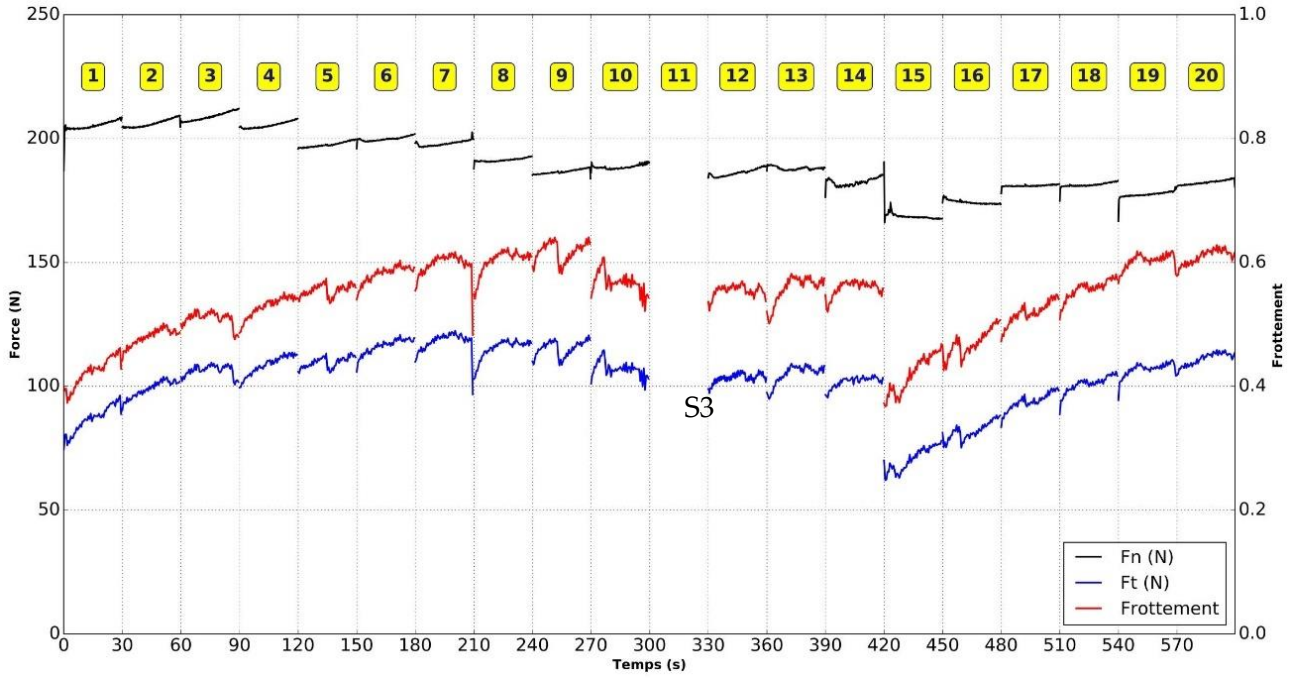


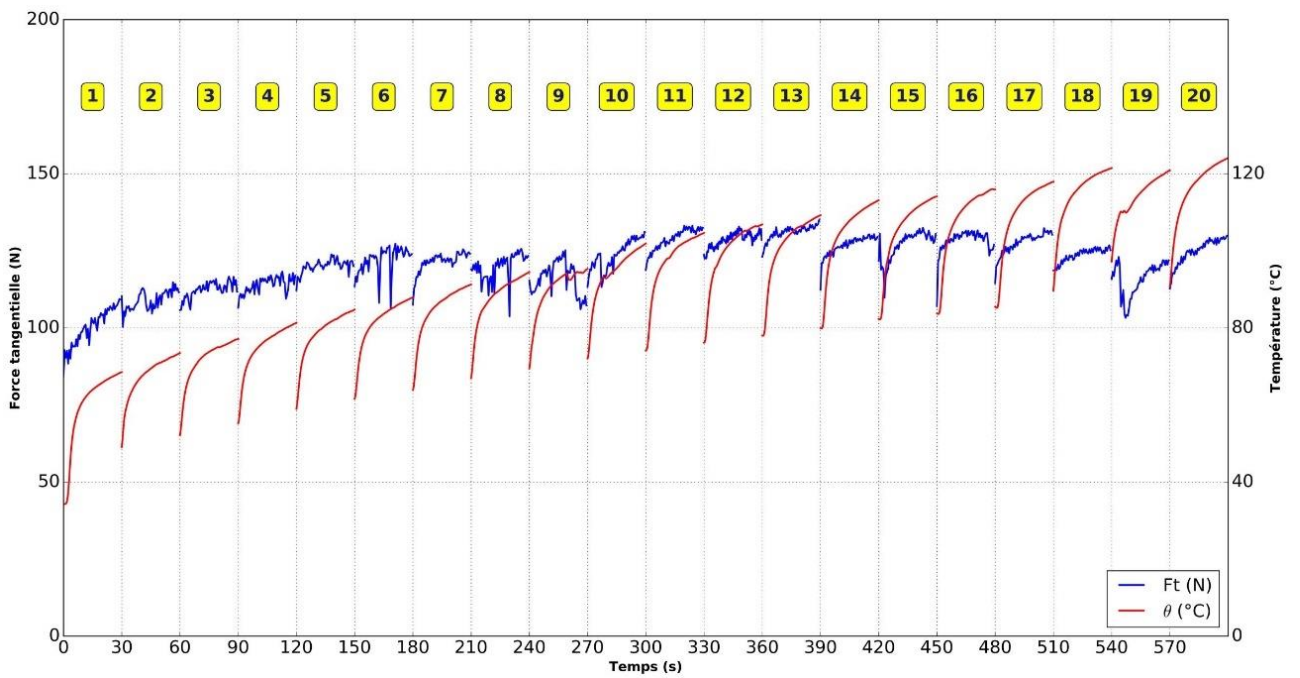
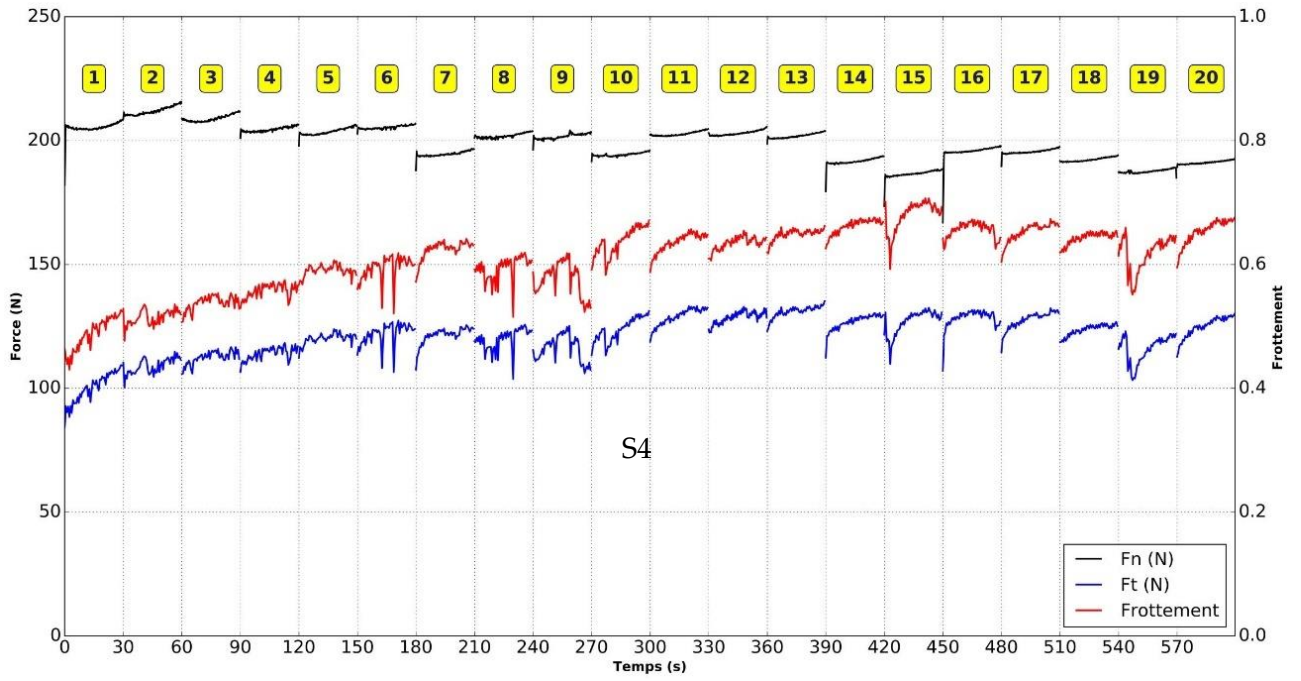


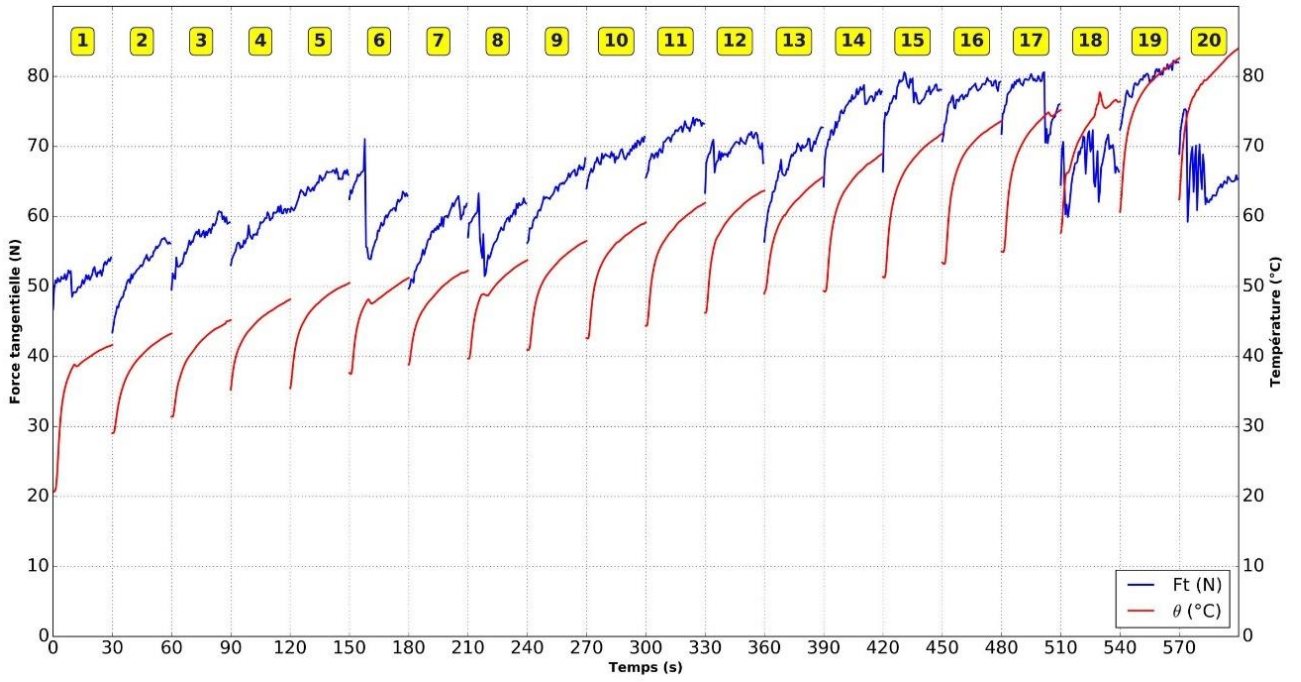
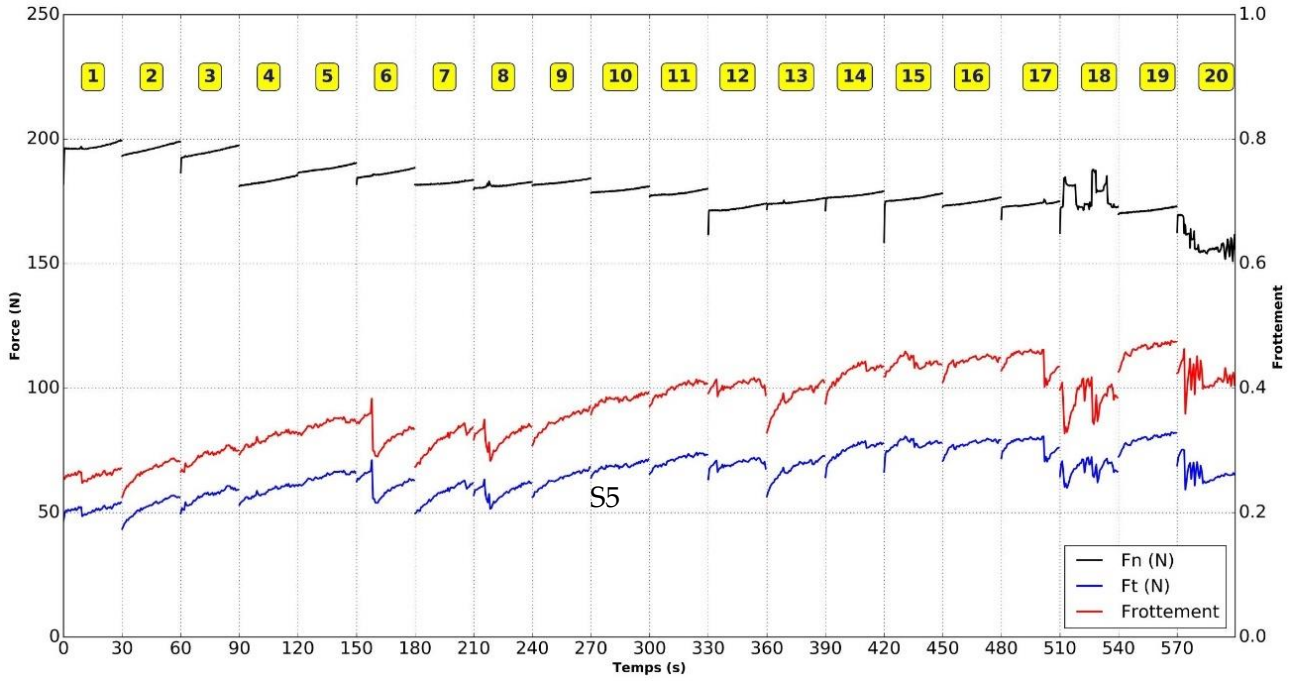
D.2.3.Frottement- Force normale et tangentielle G36-002

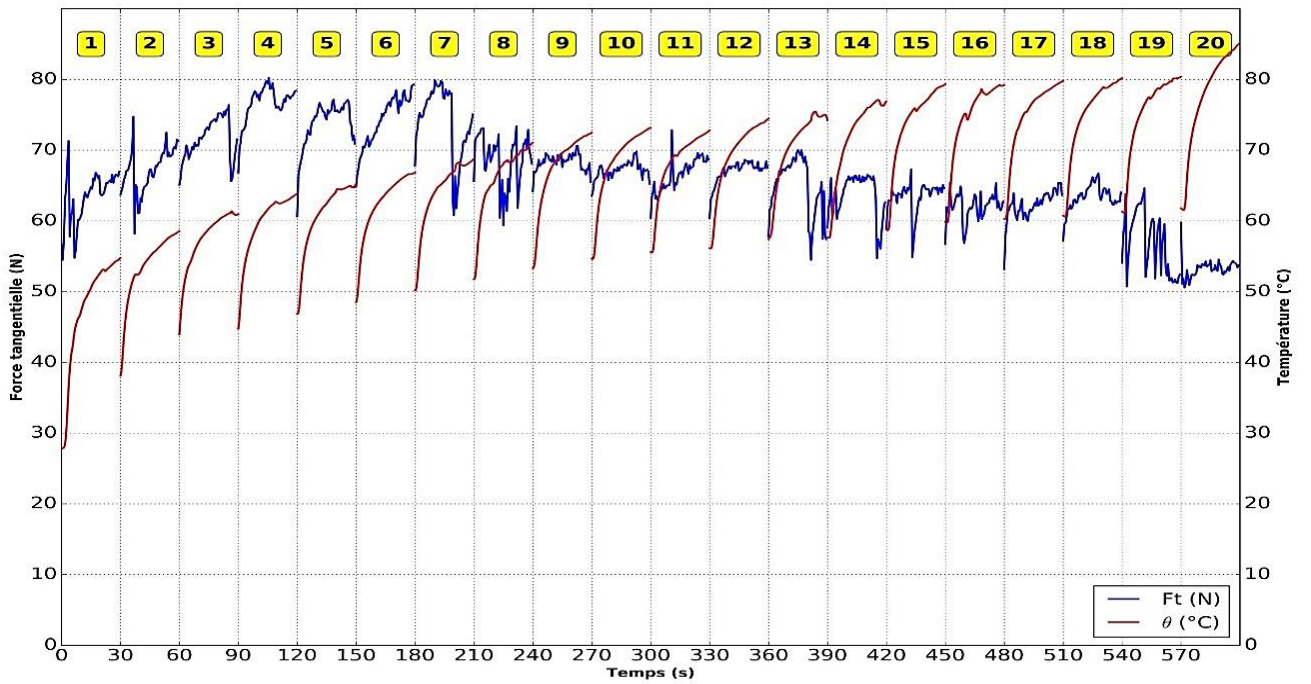
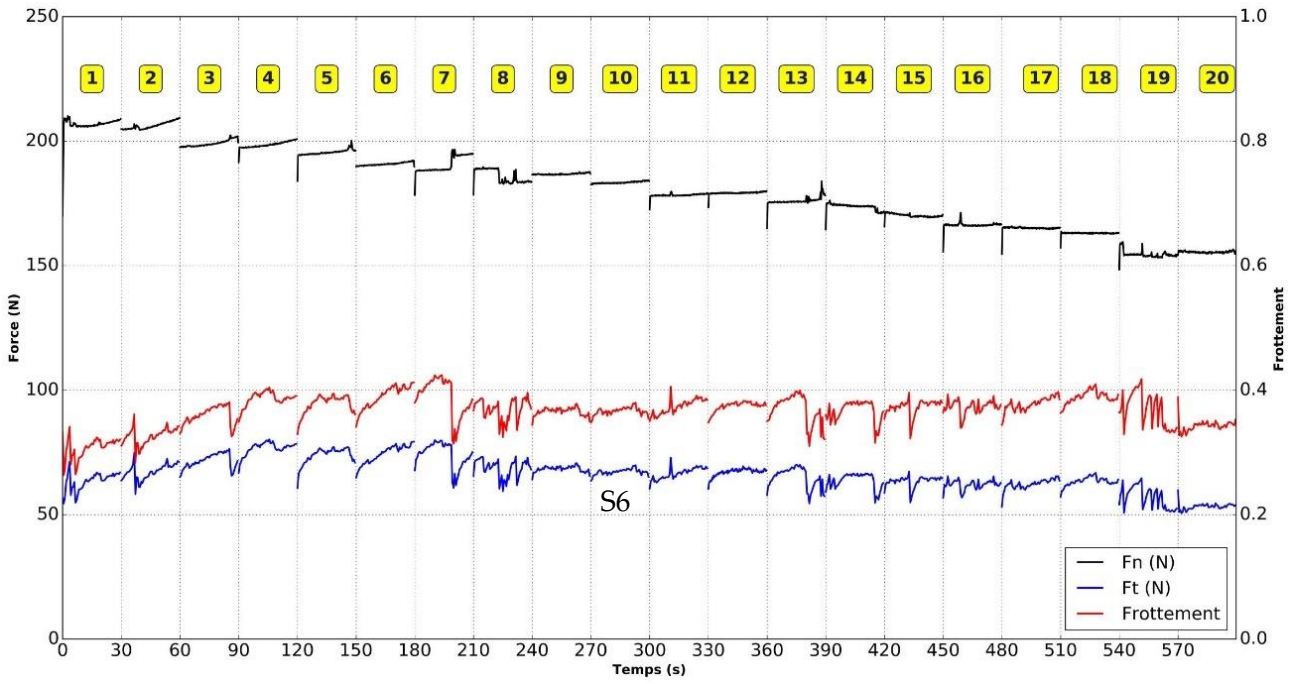


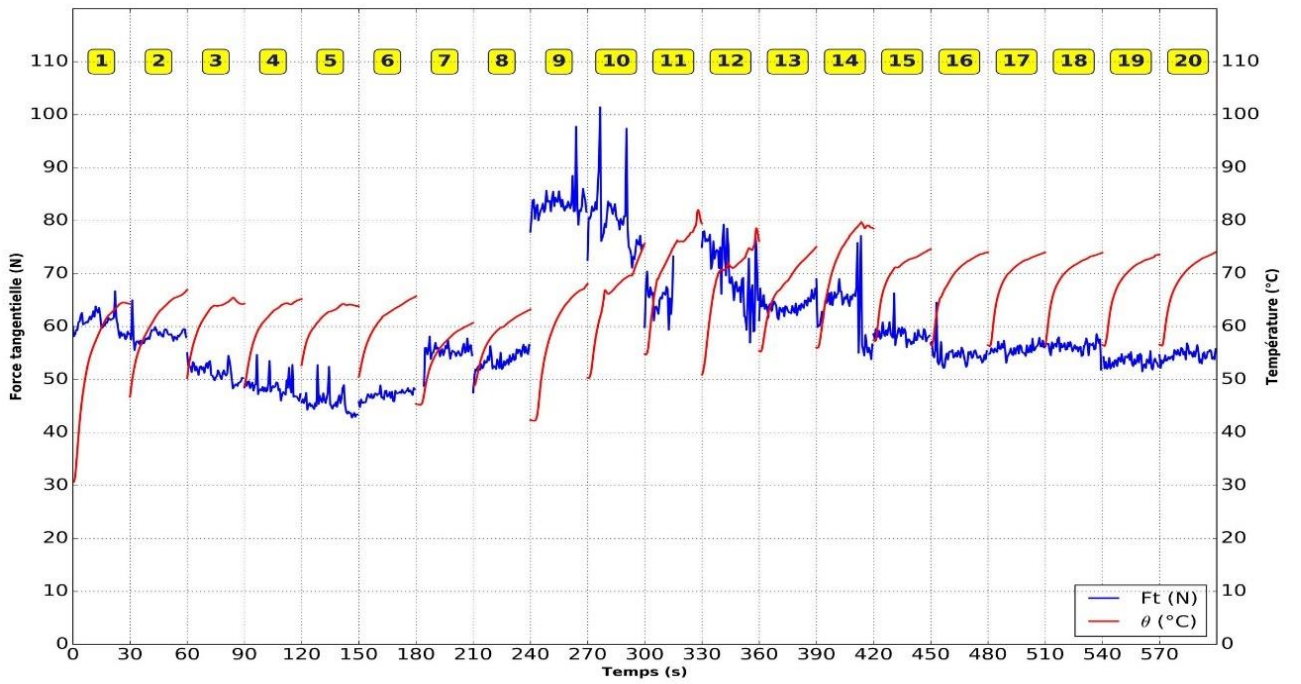
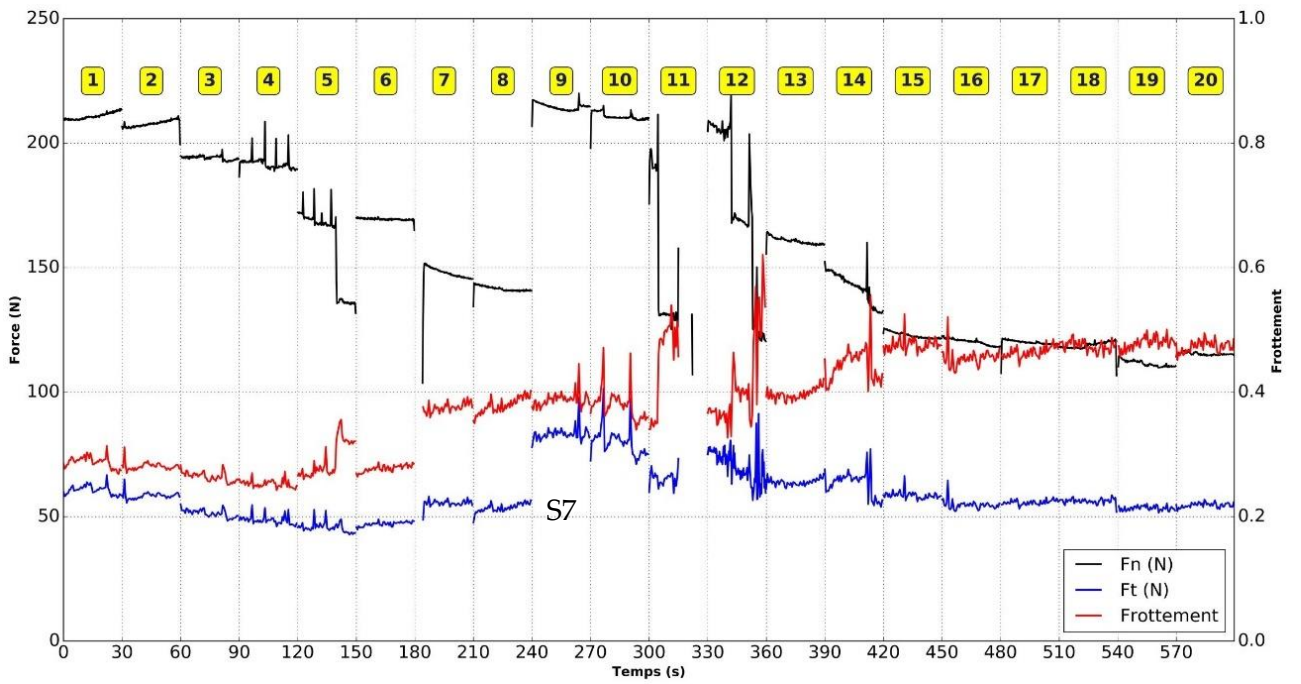


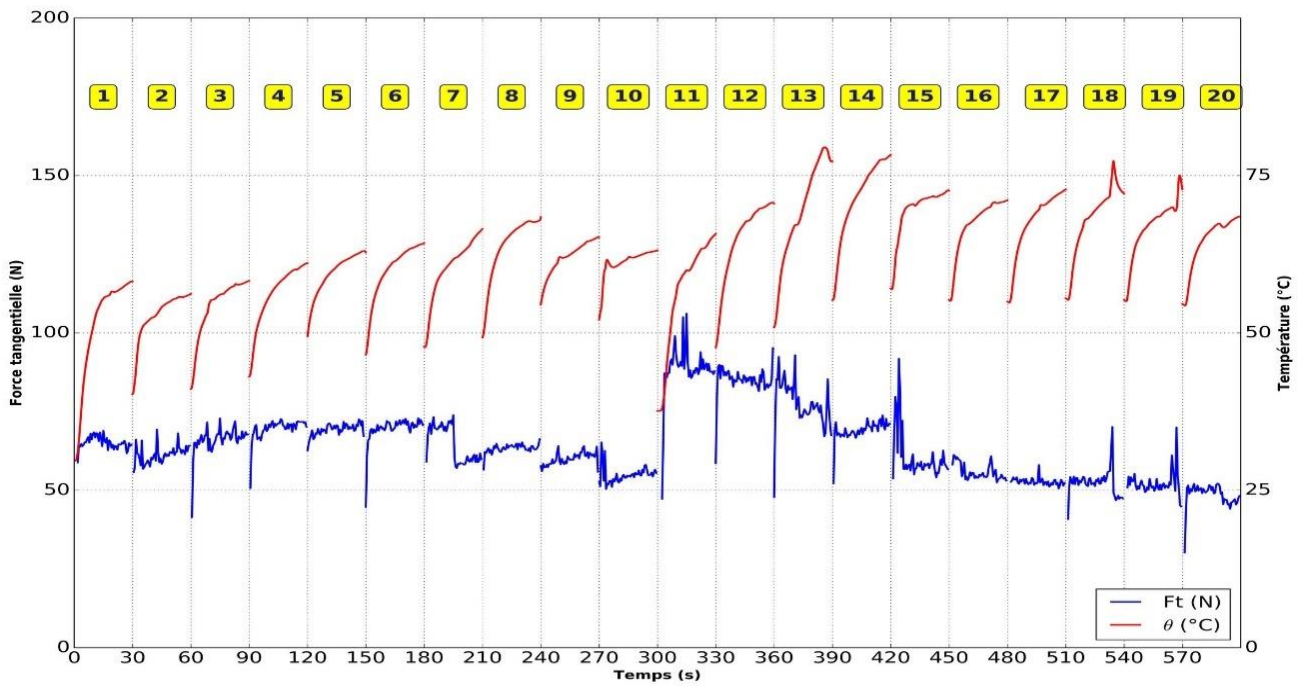
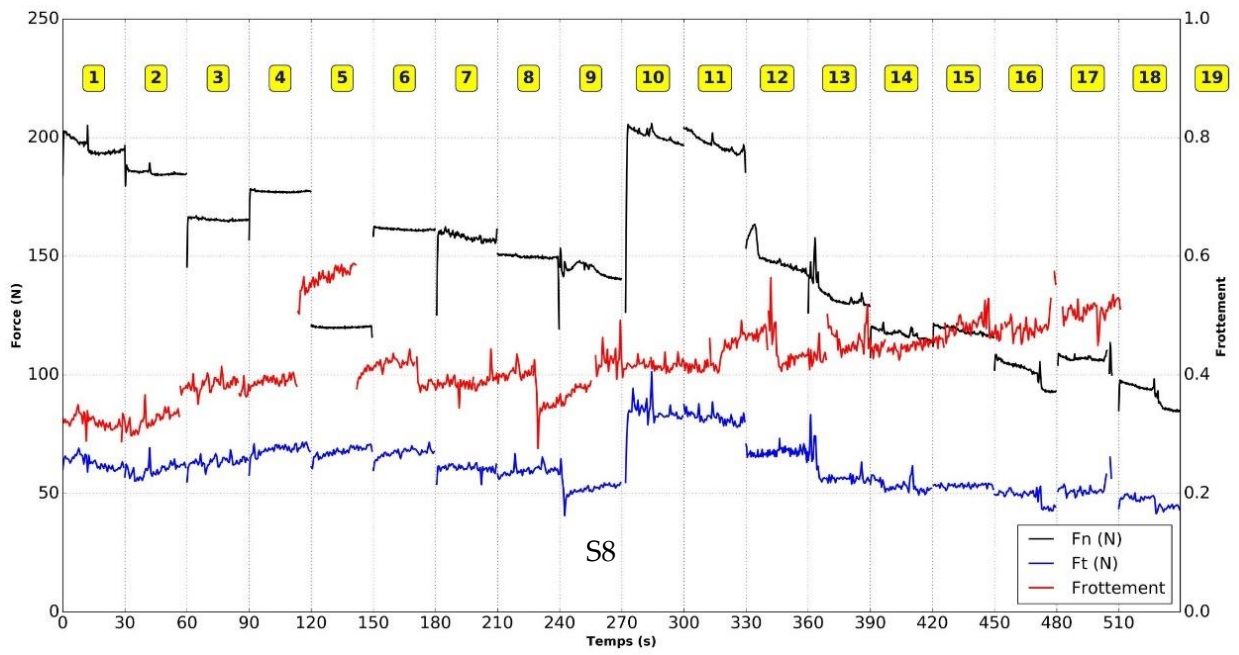




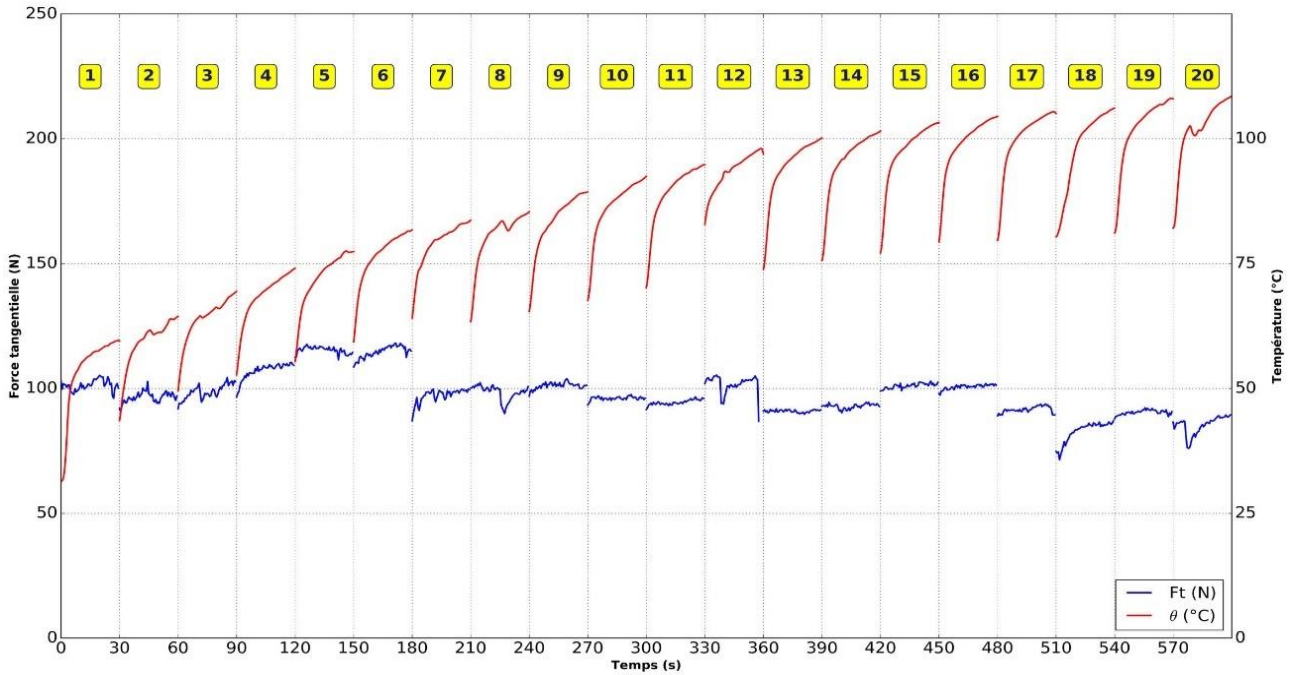
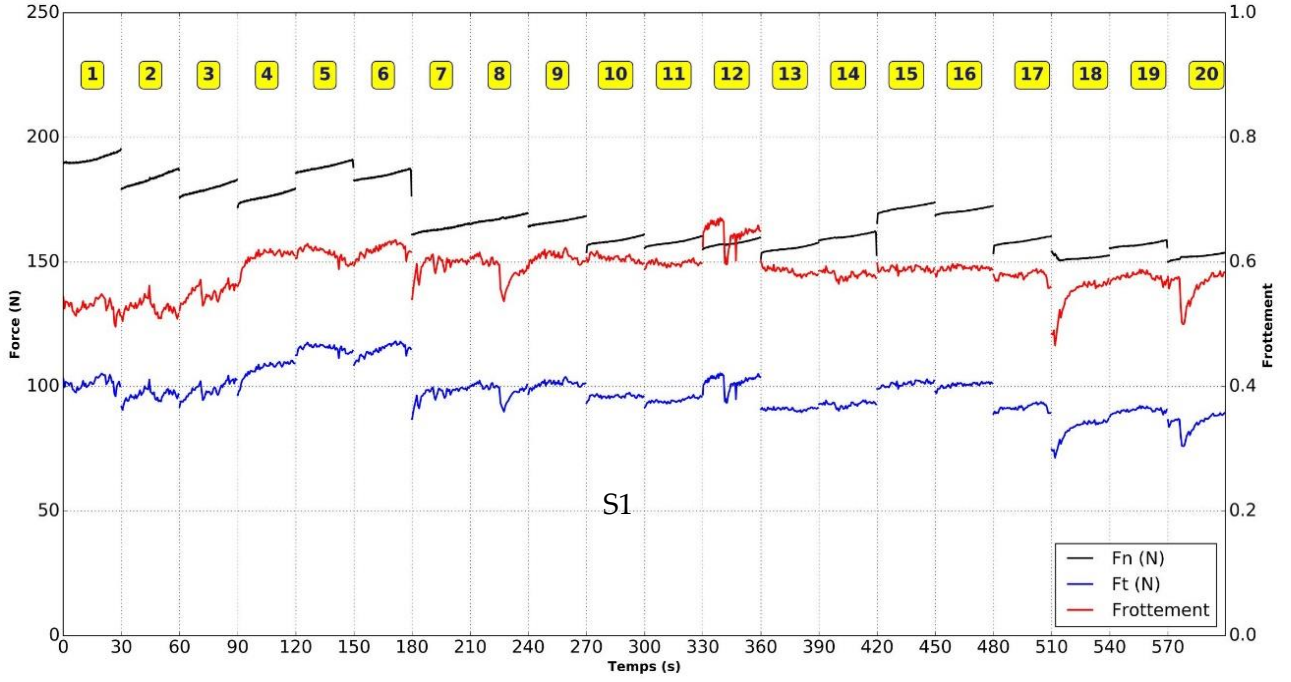


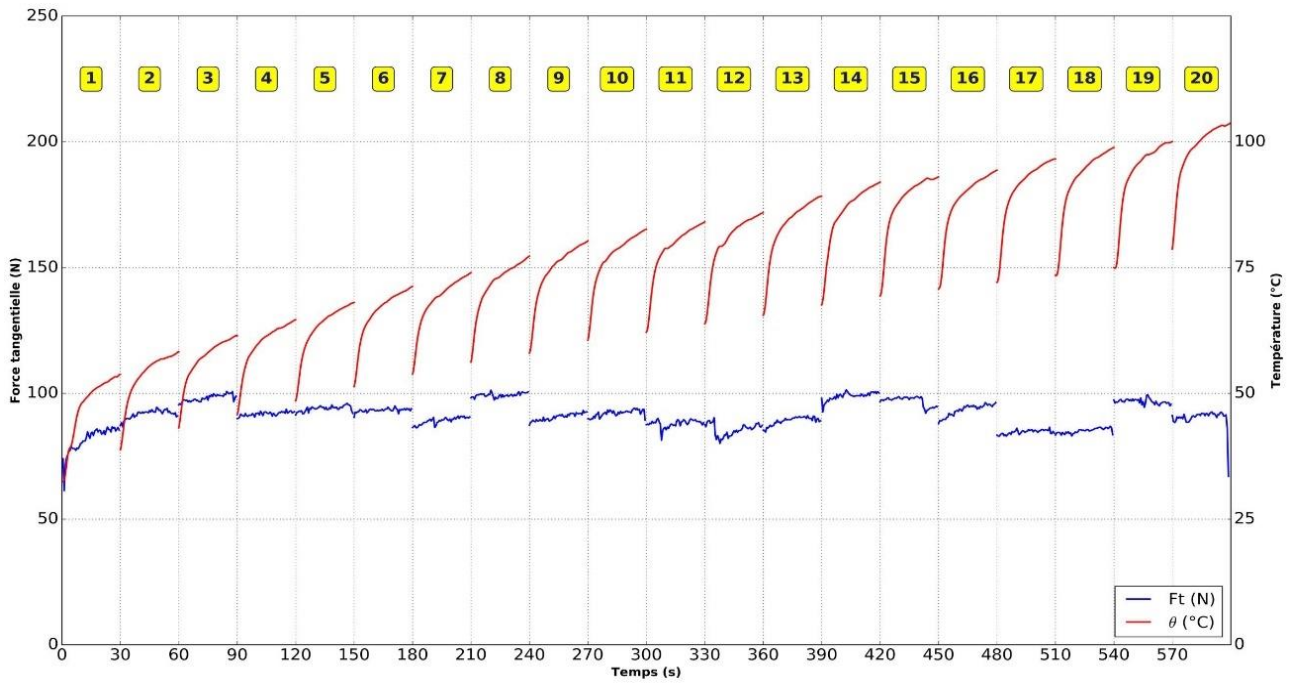
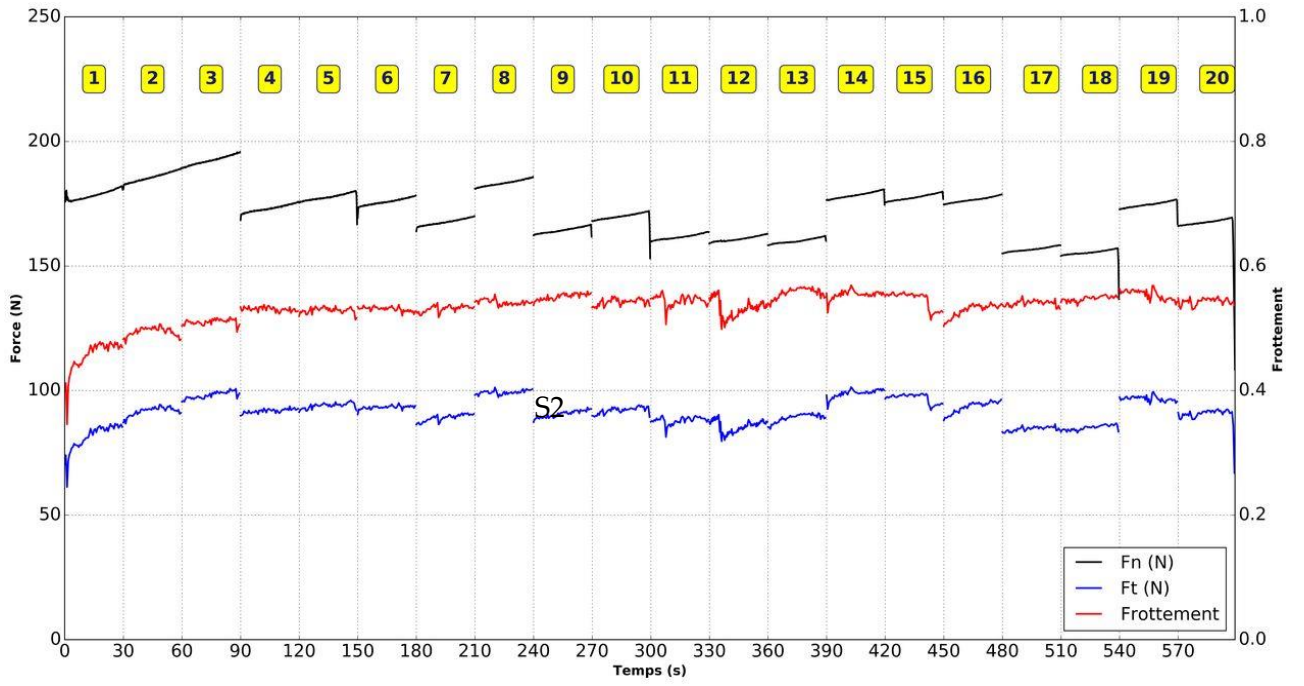


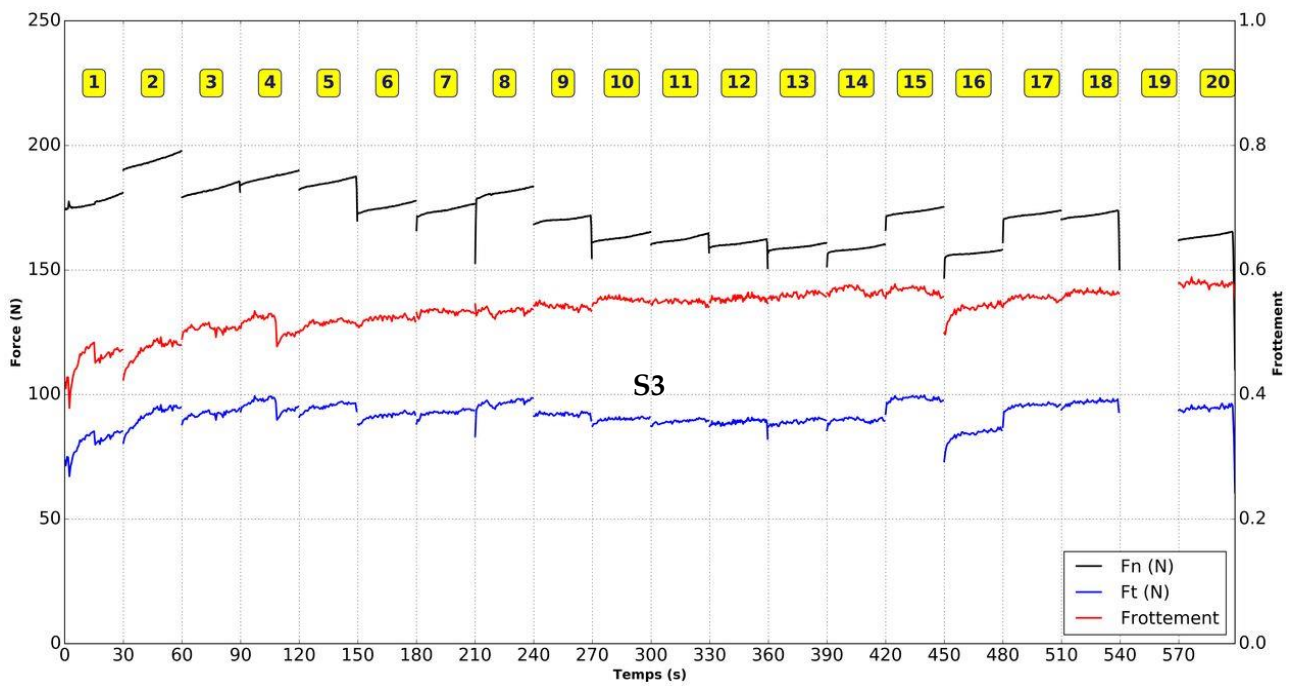
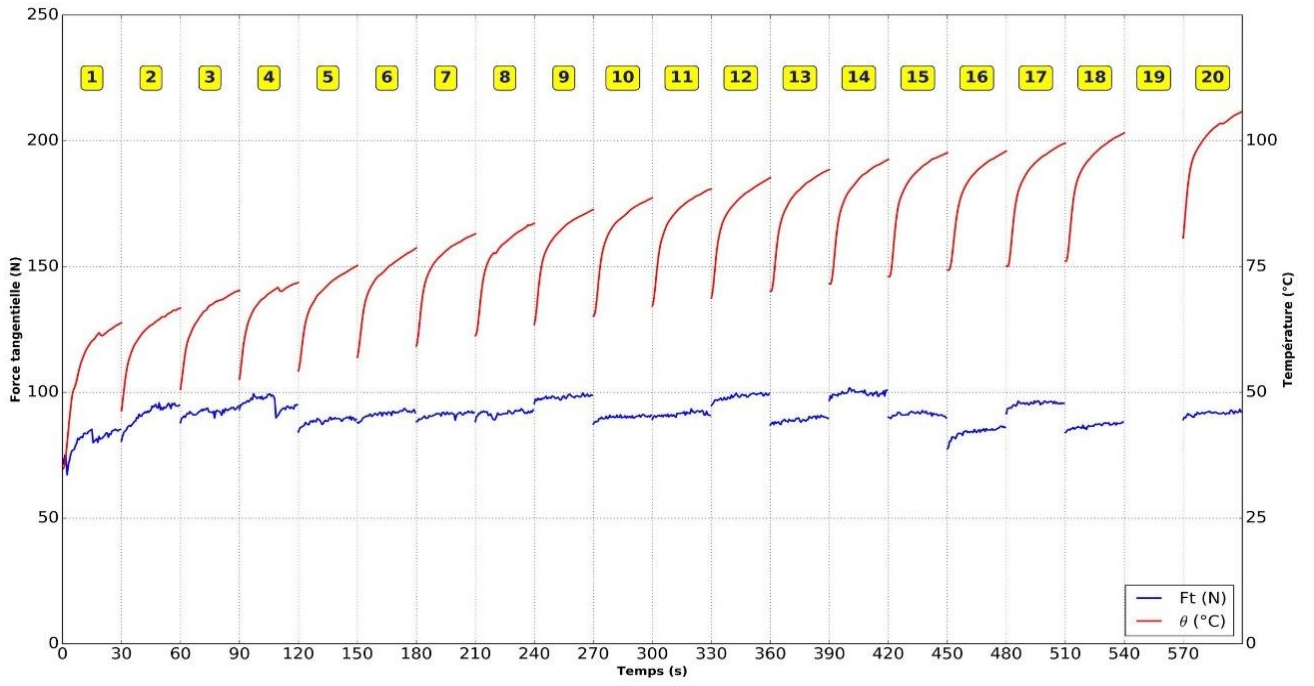


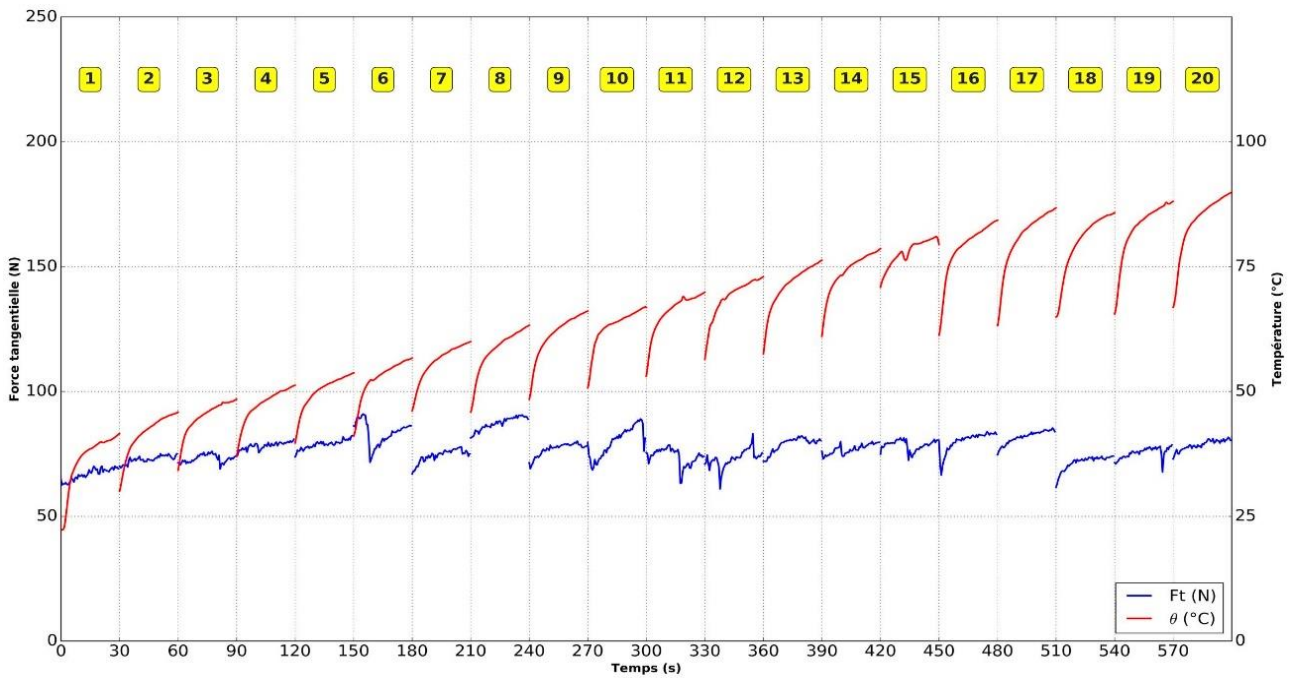
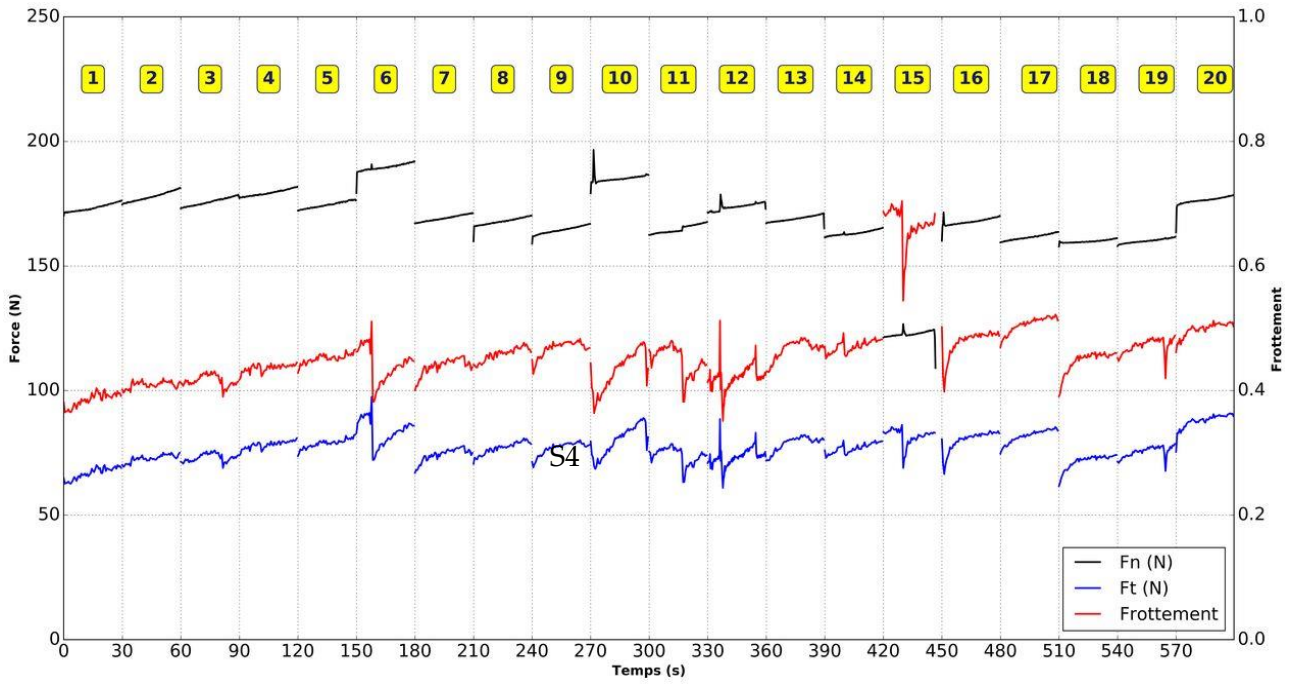


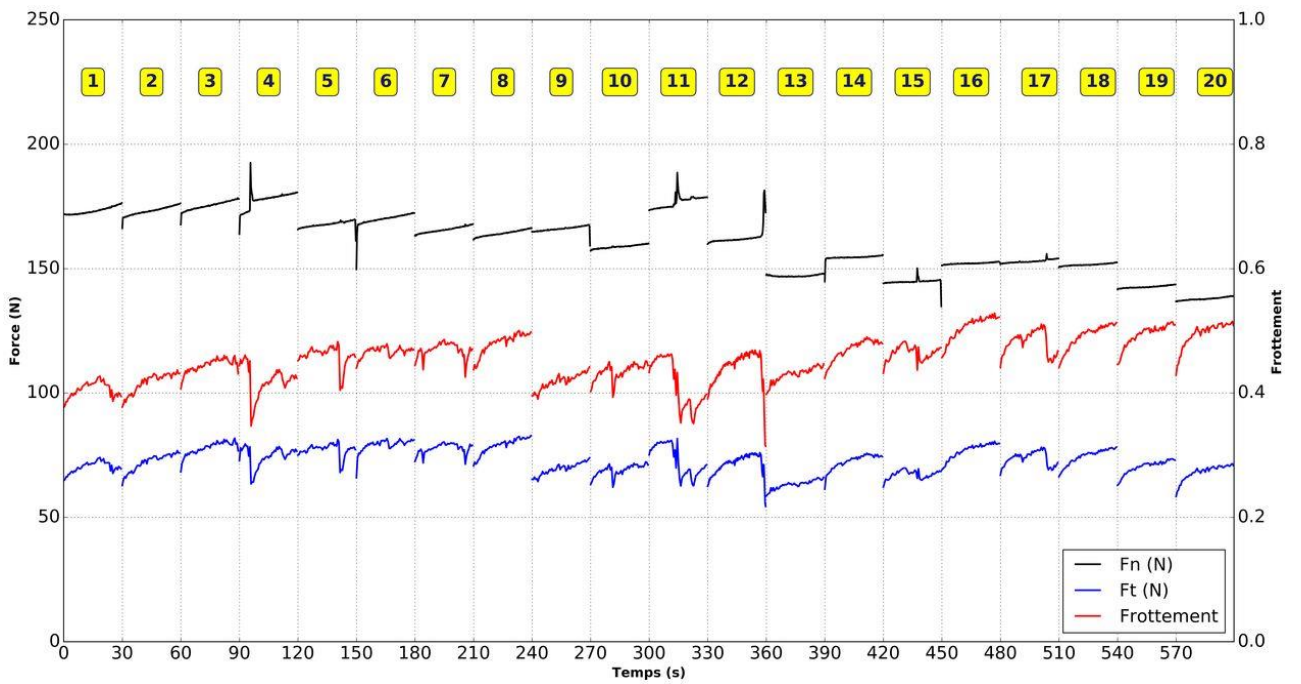
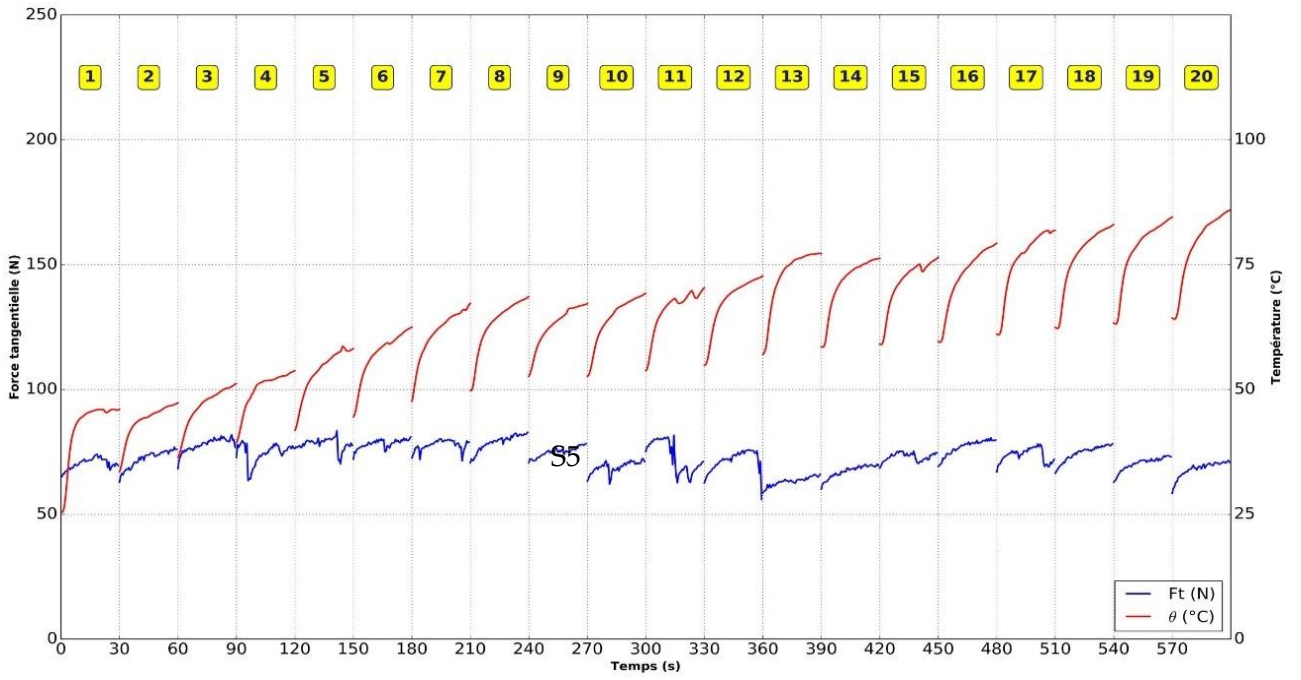
D.2.4.Frottement- Force normale et tangentielle G36S

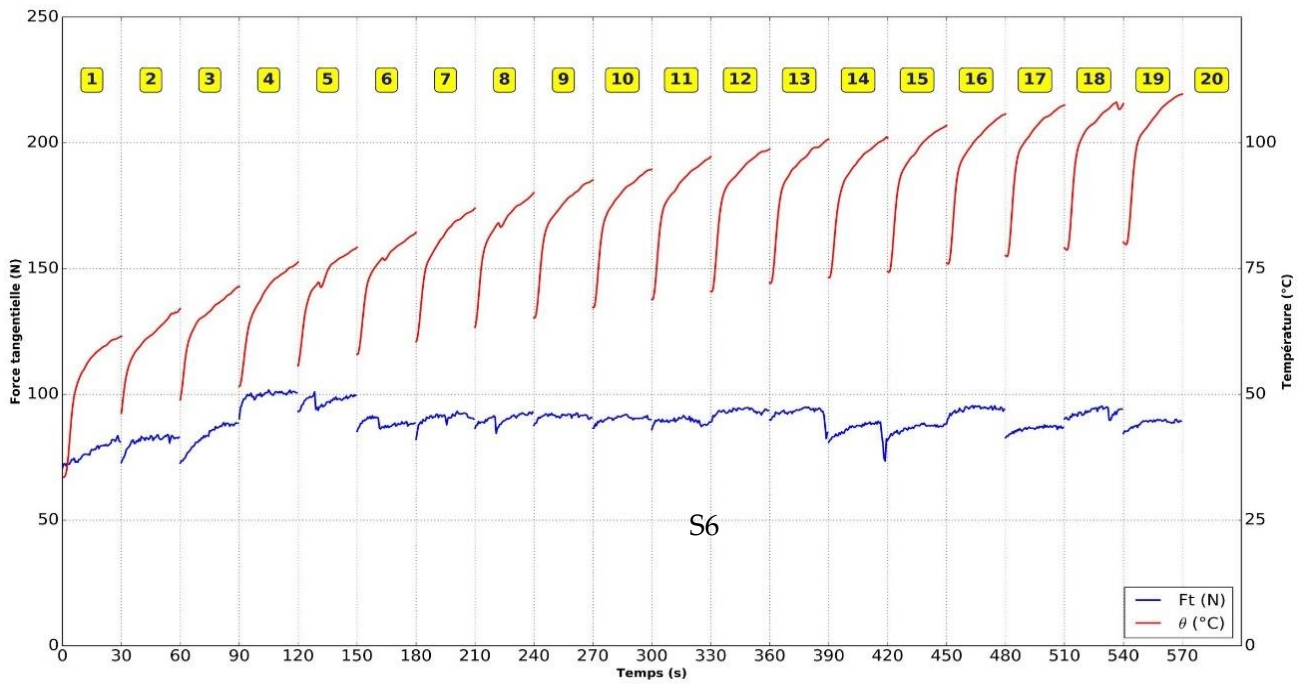
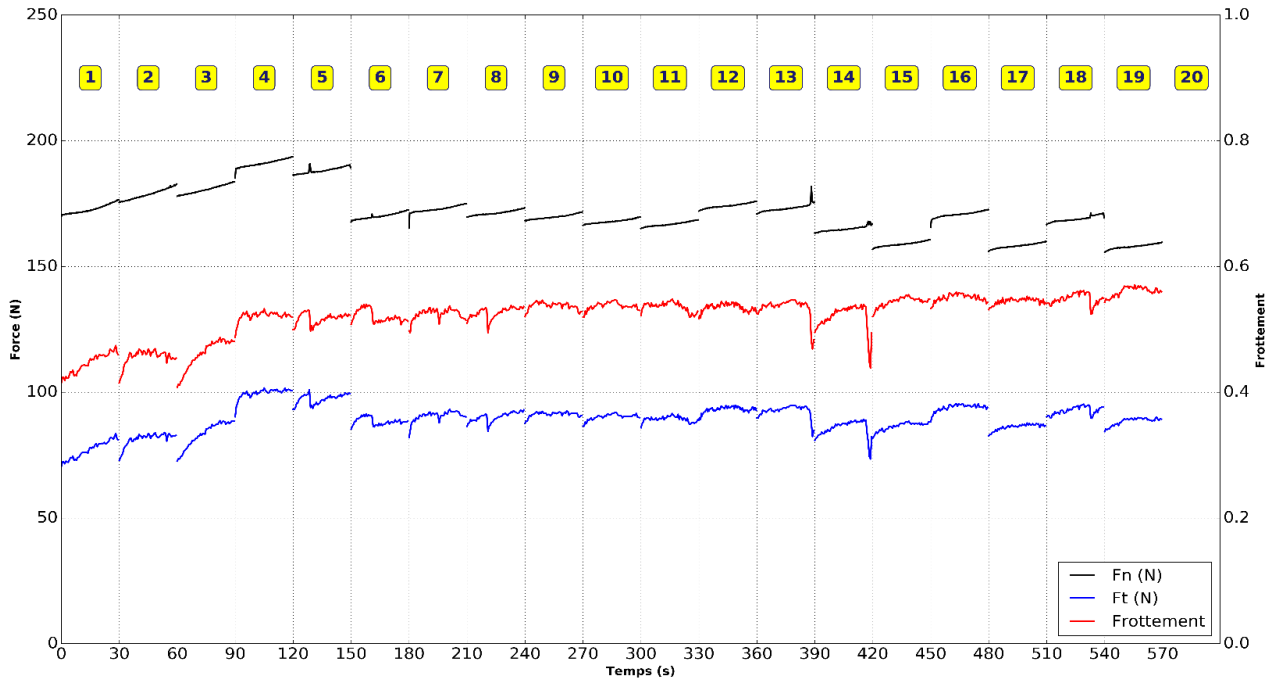


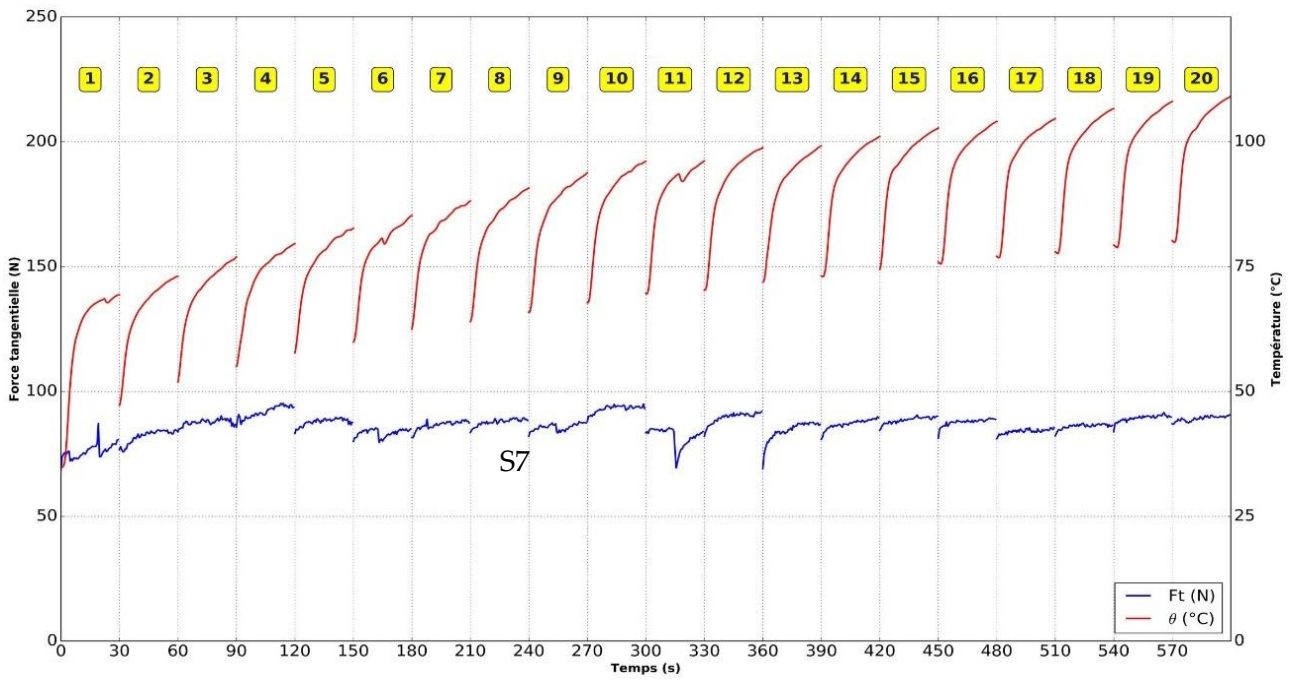
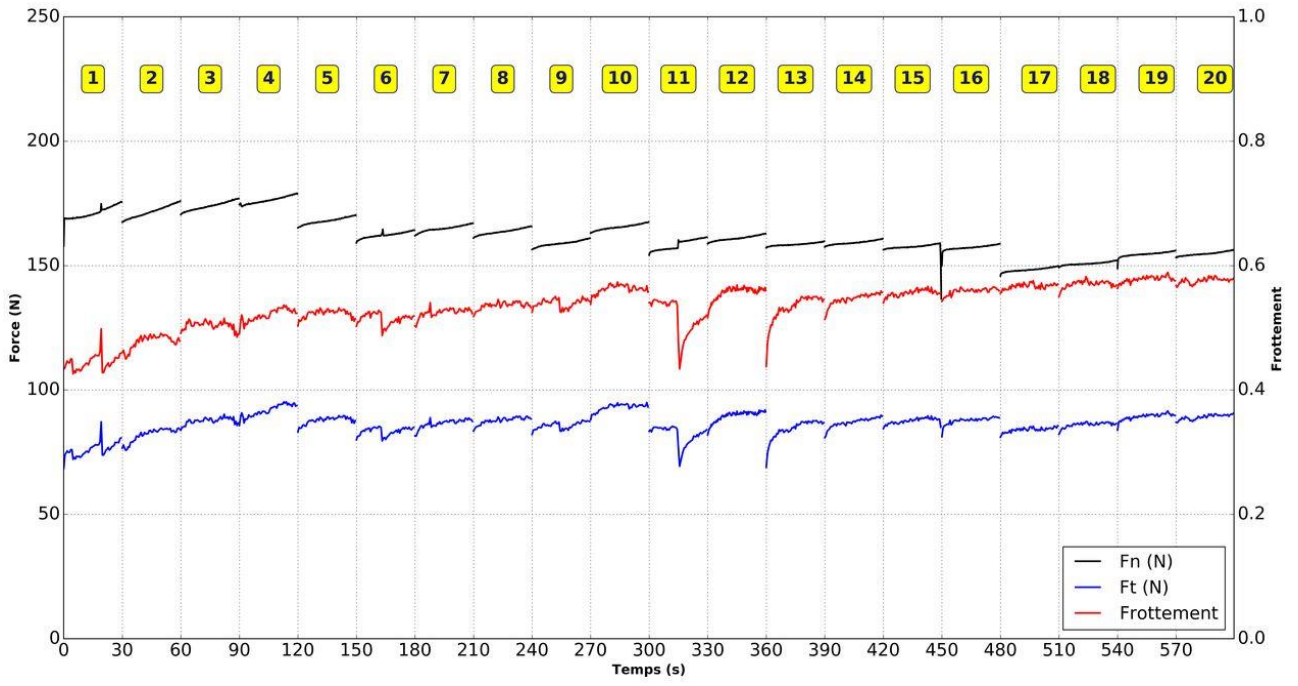


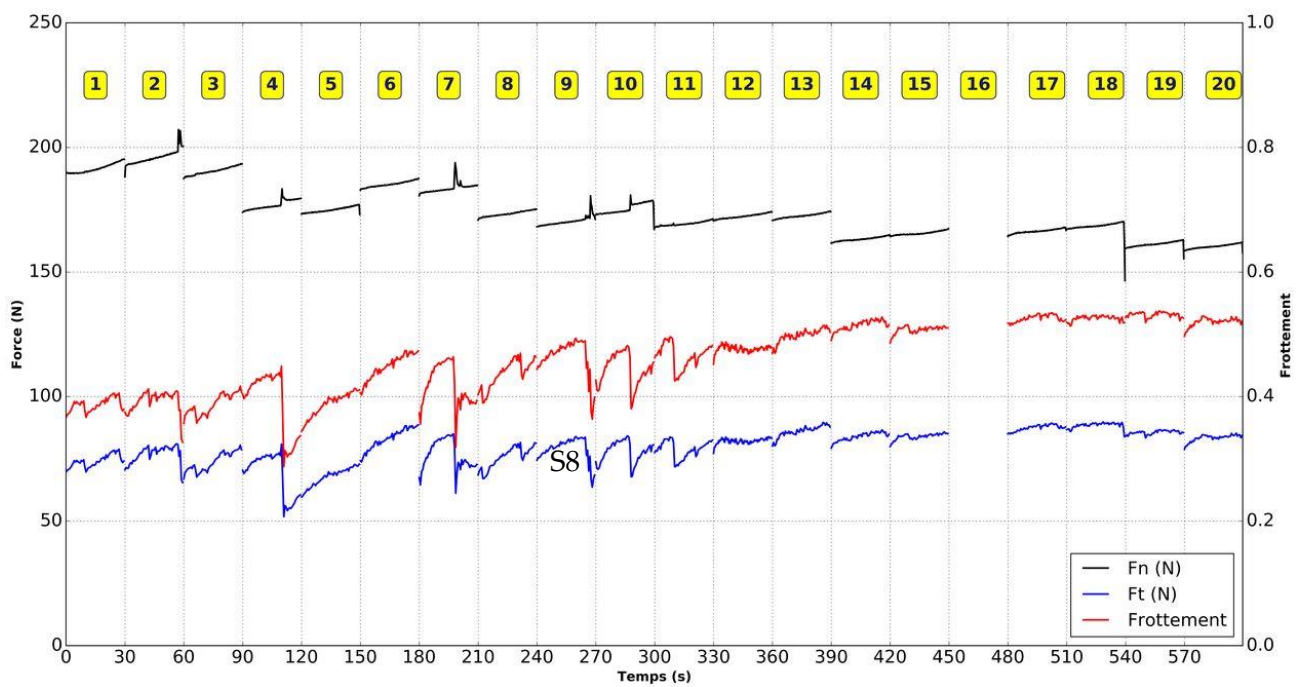
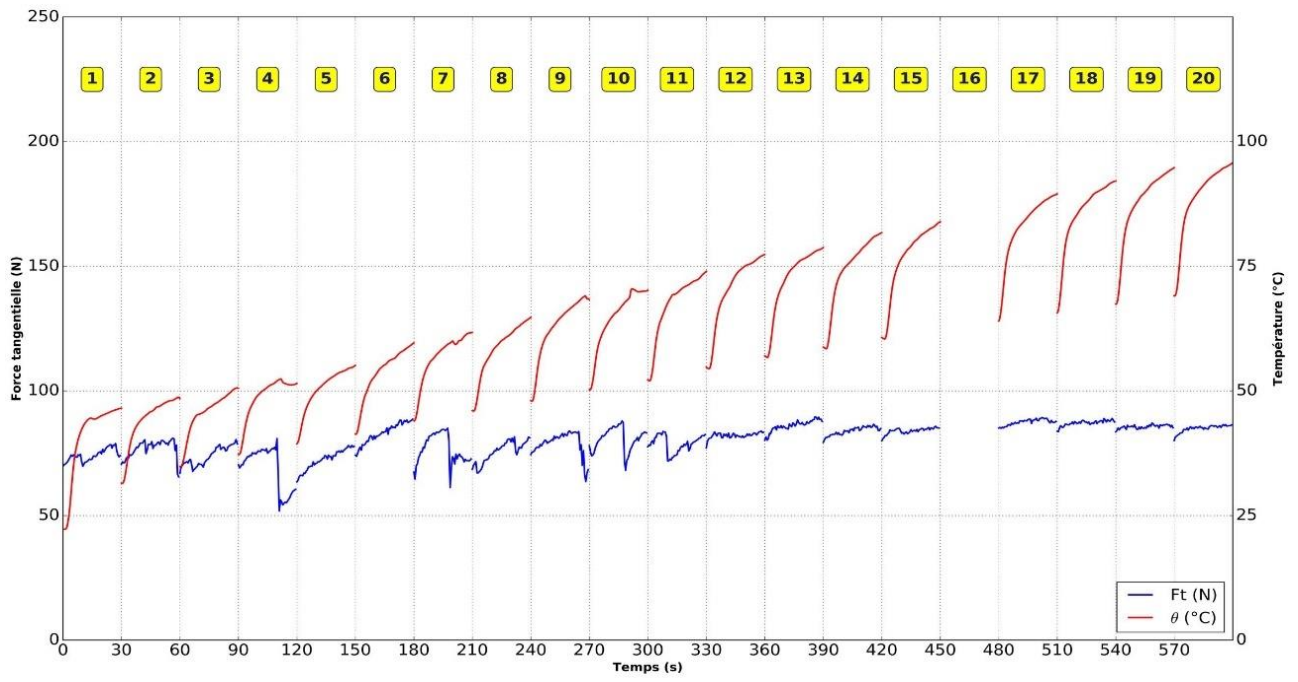


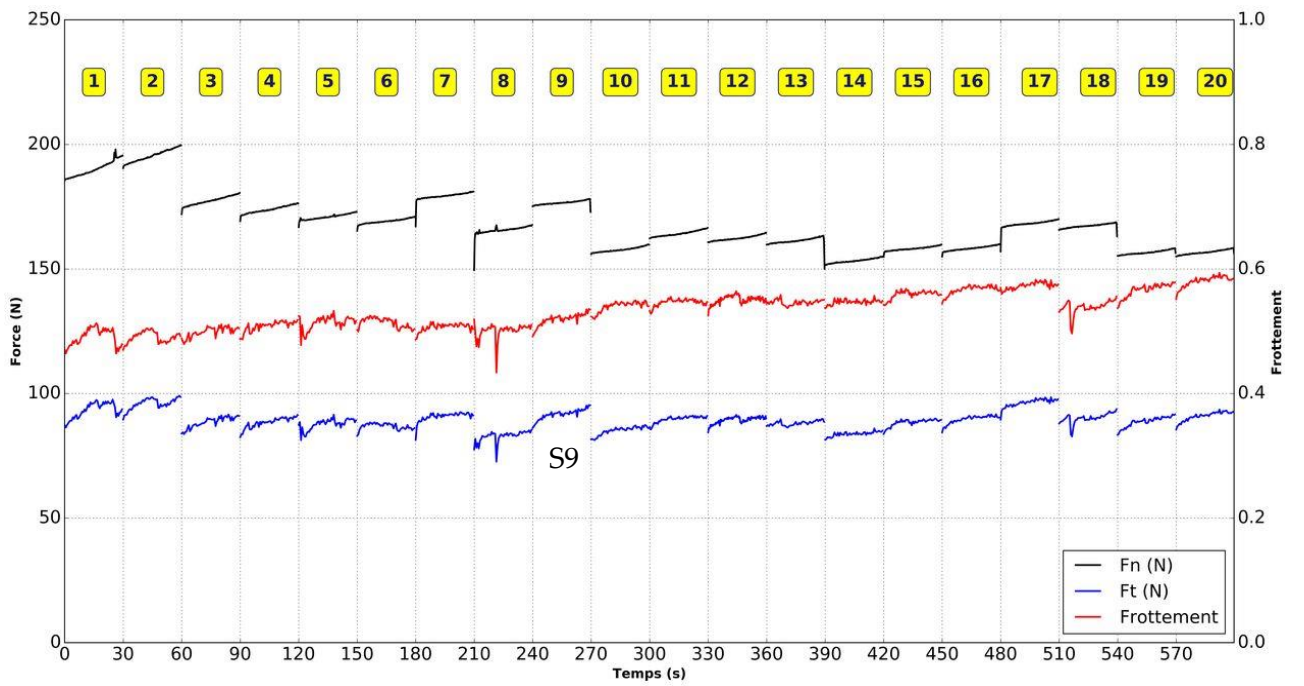
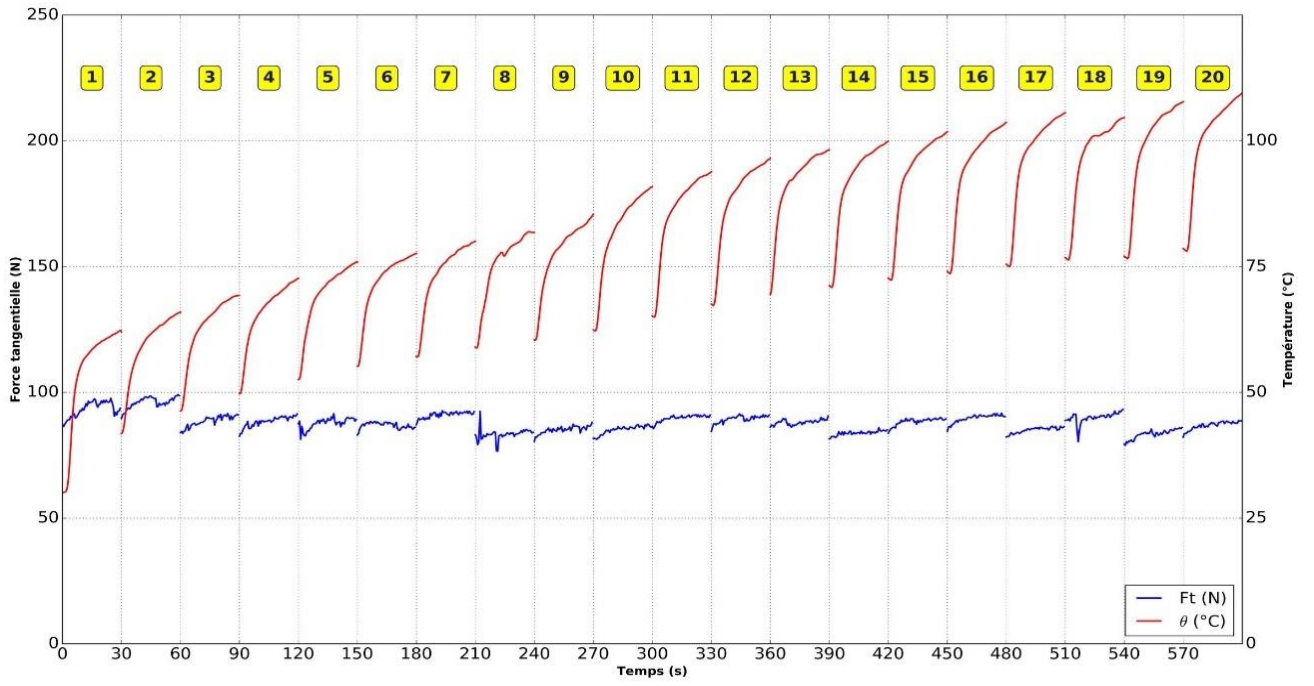


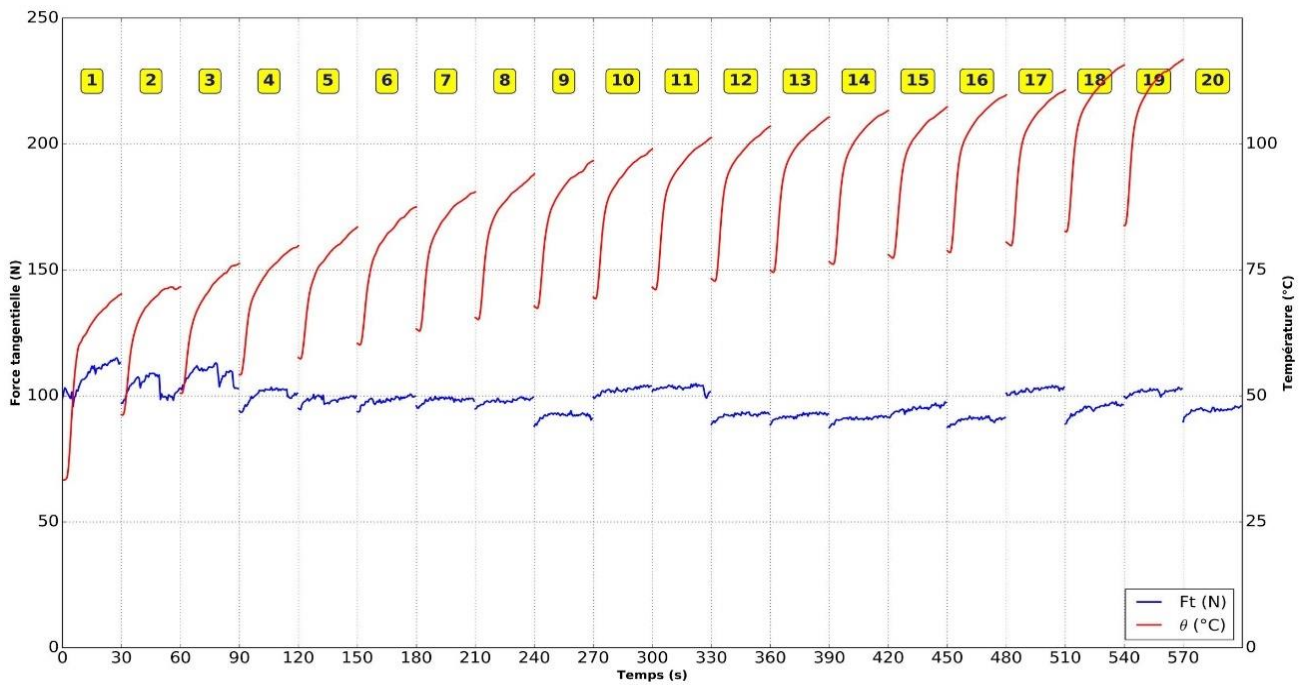
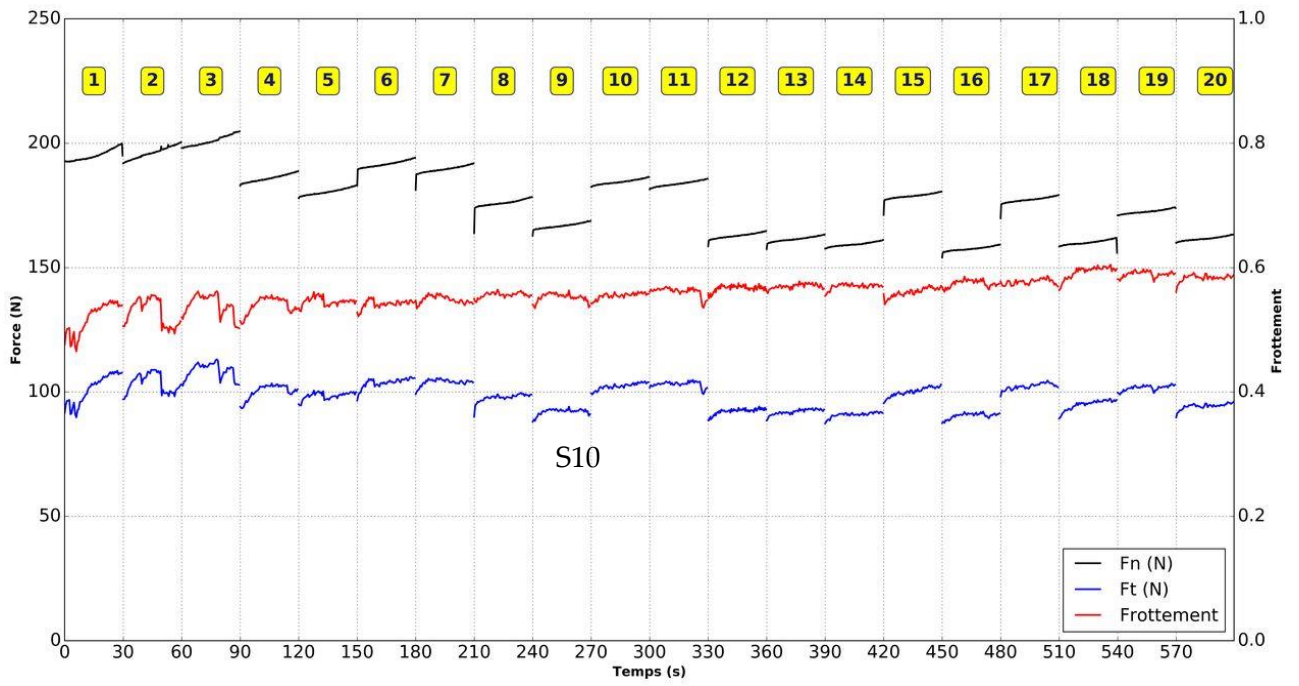


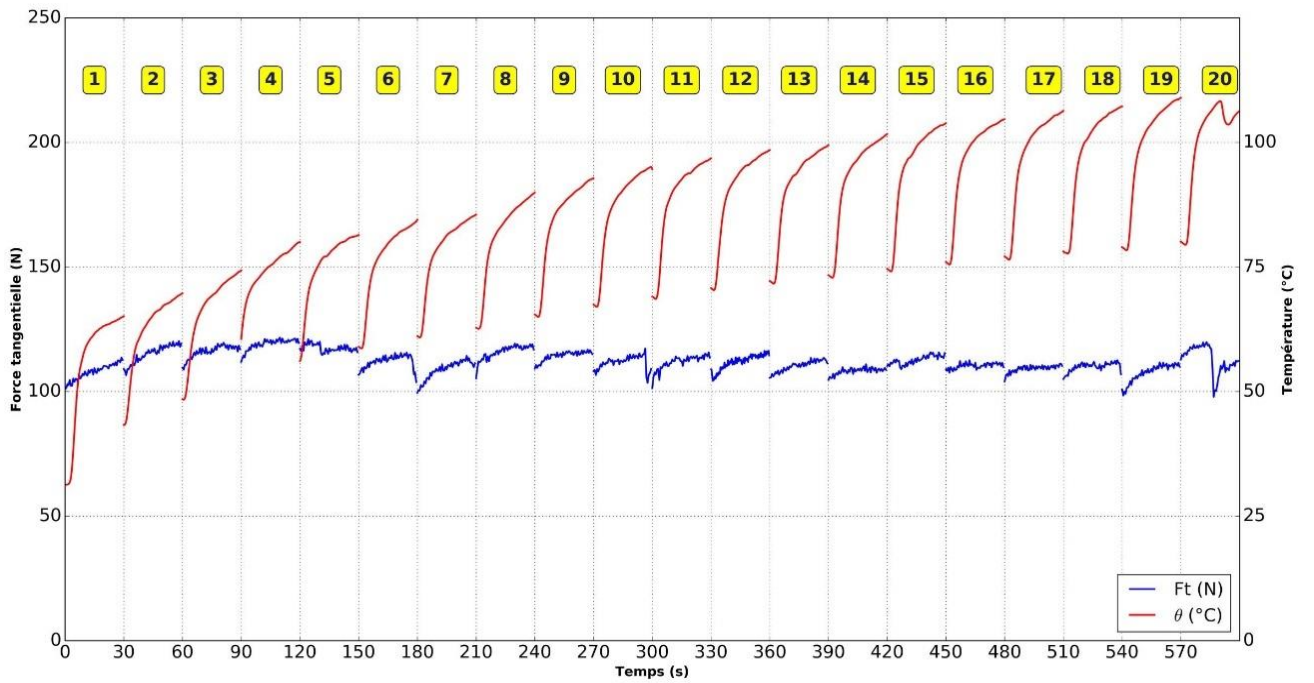
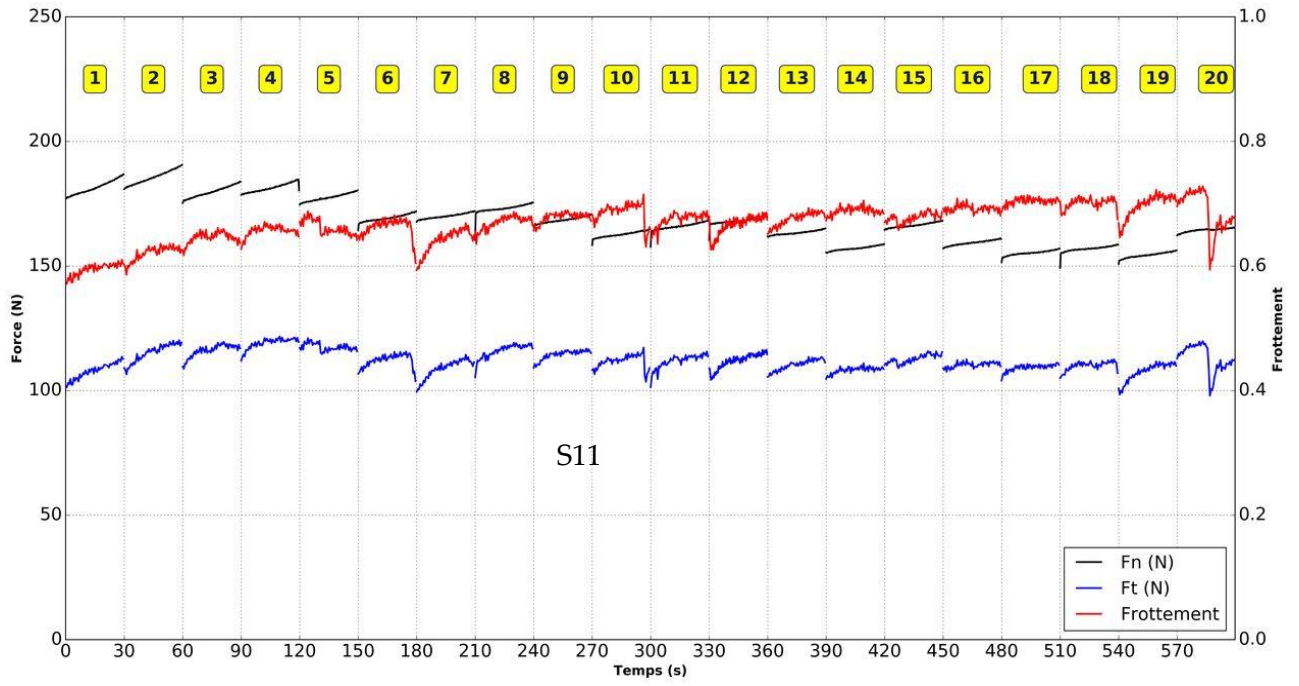


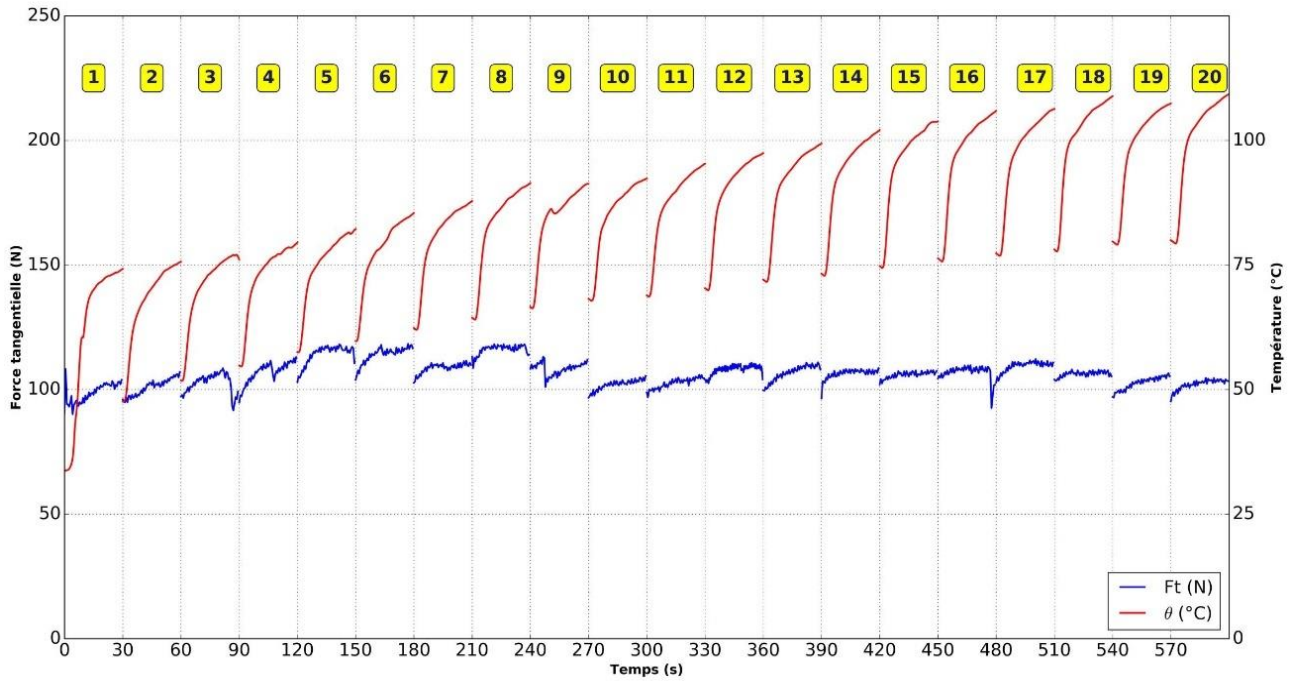
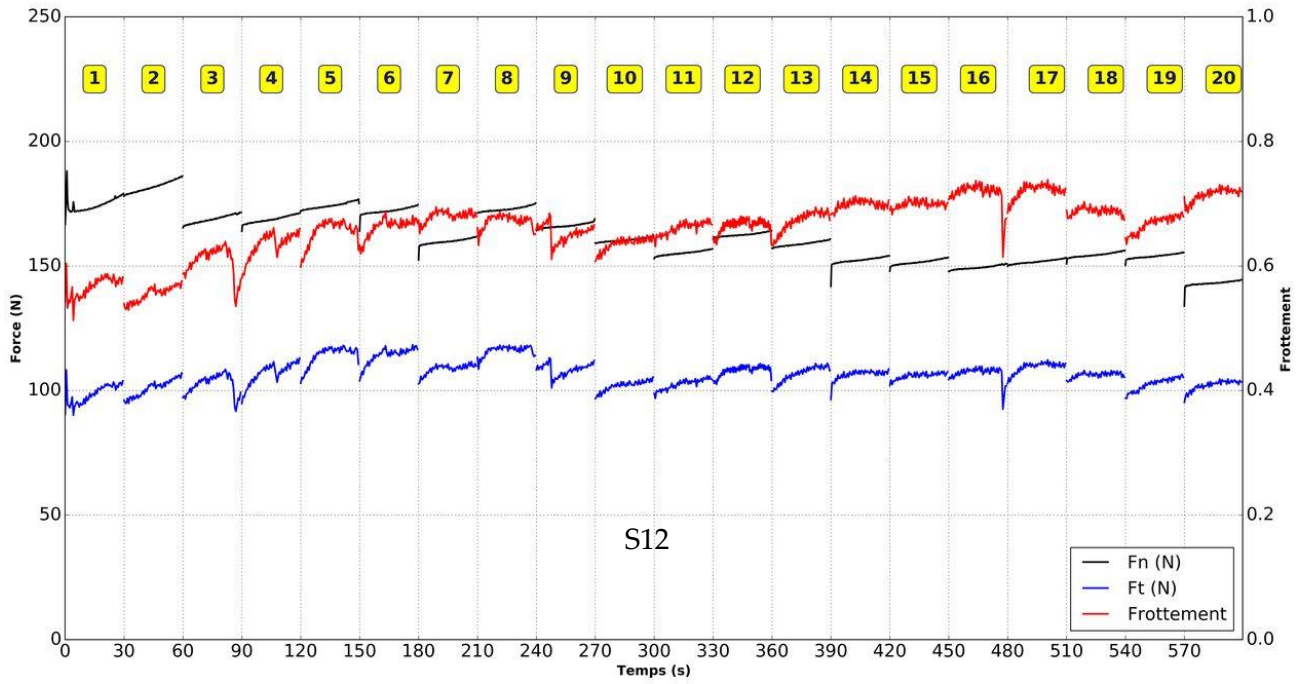


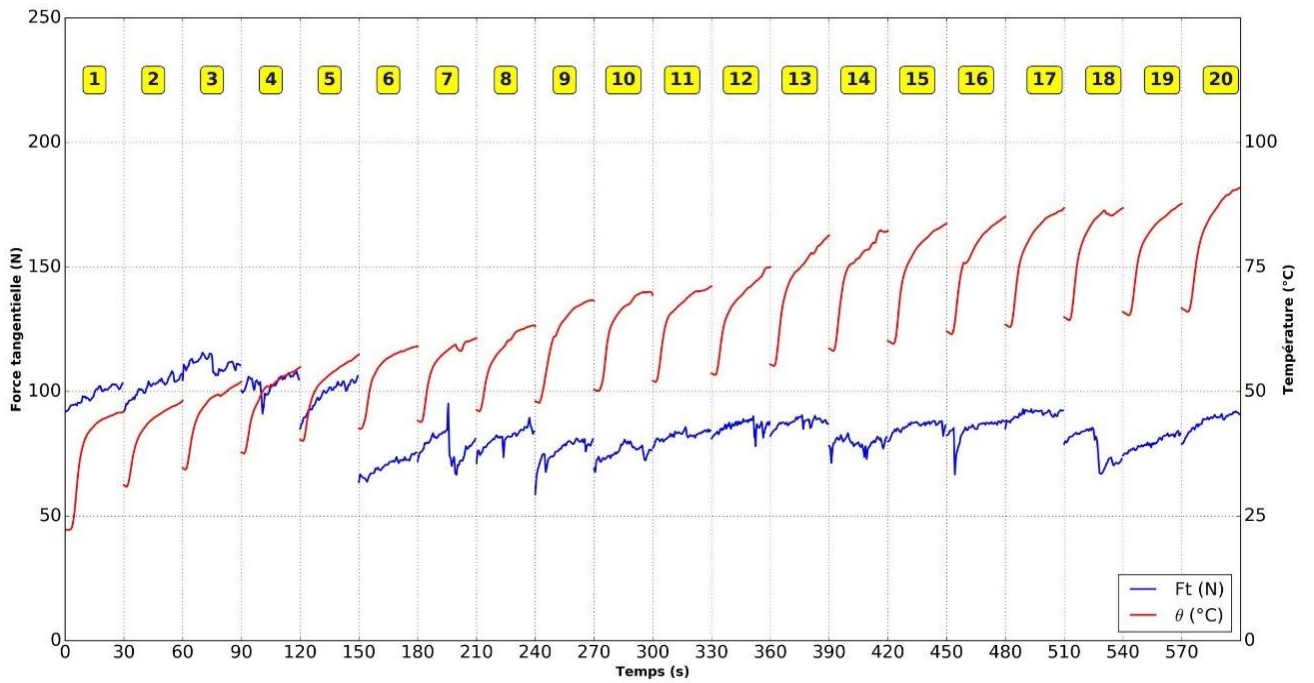
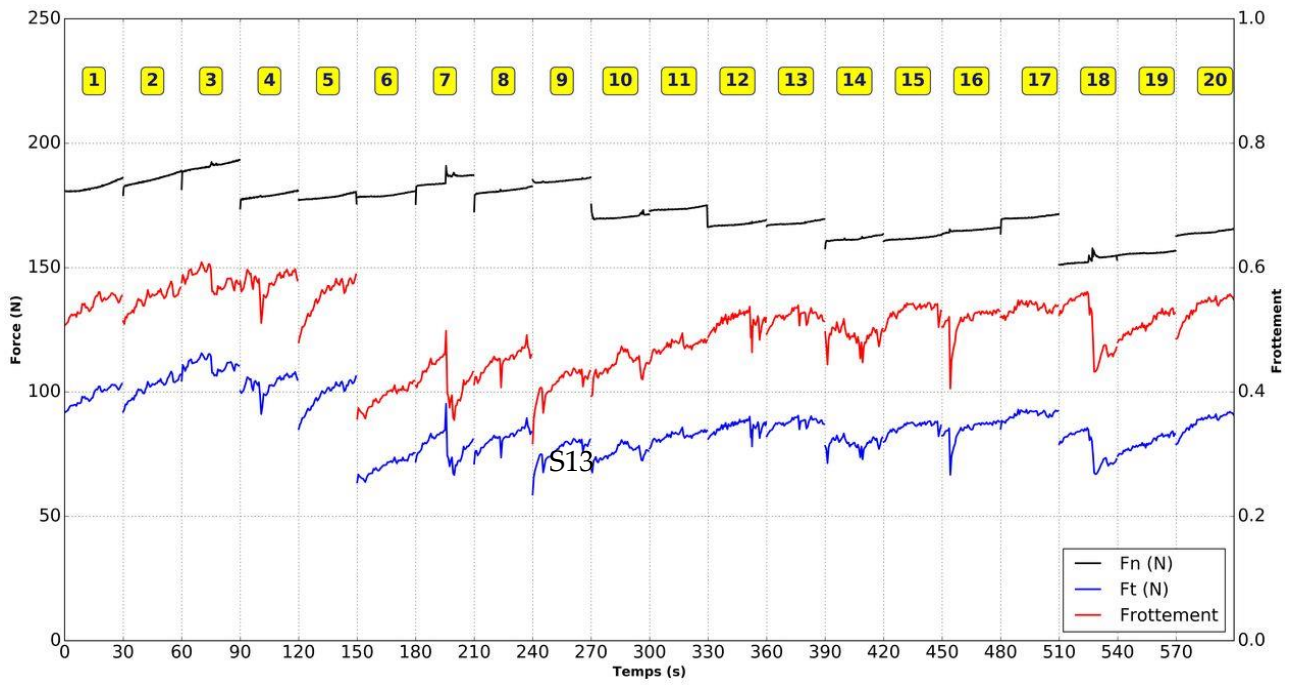


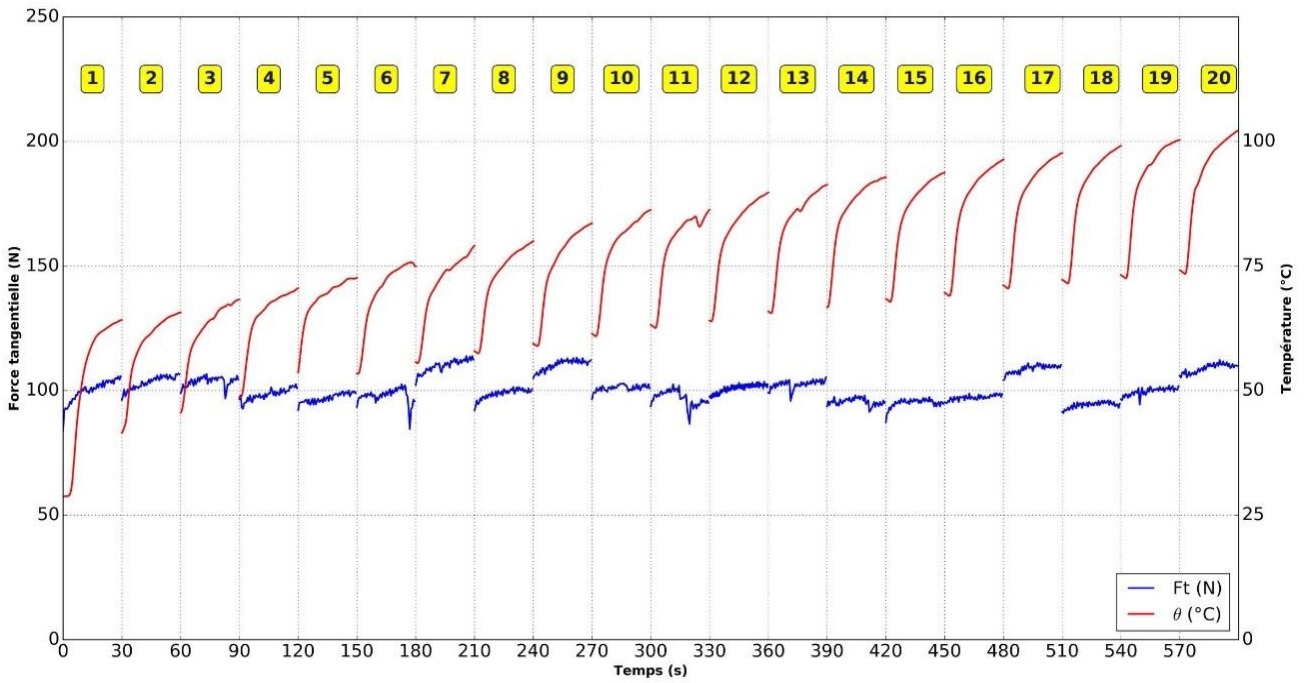
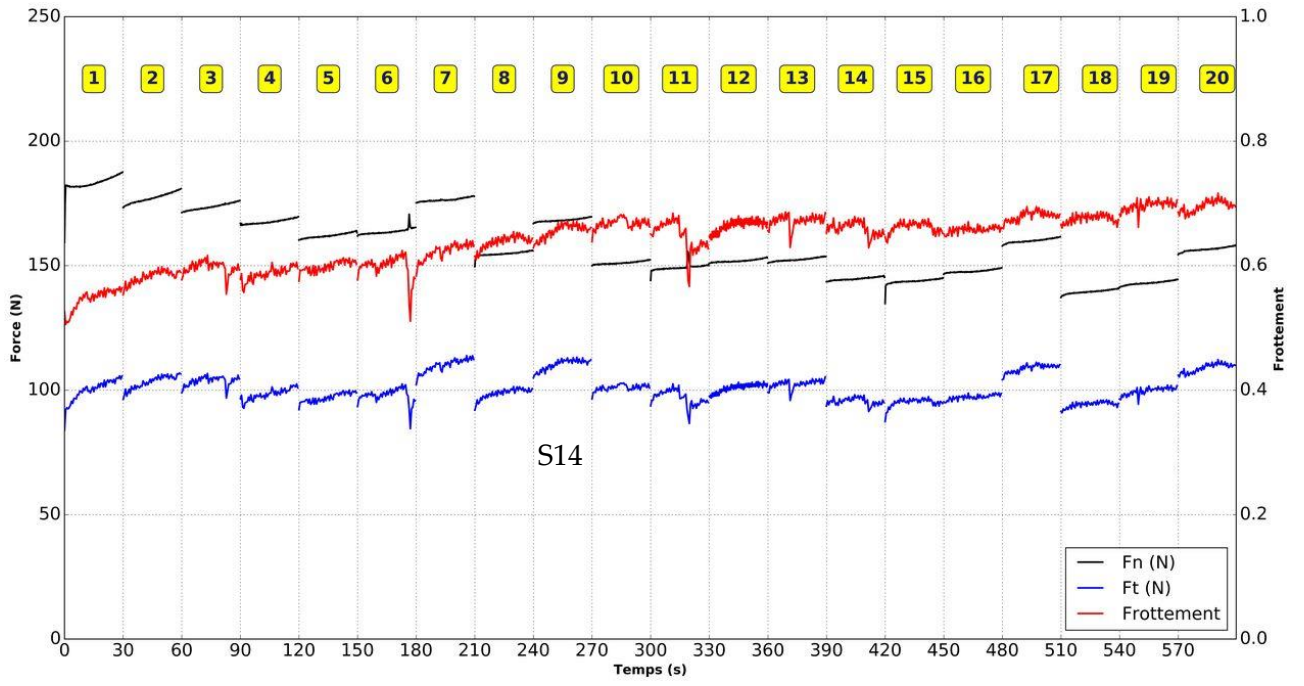


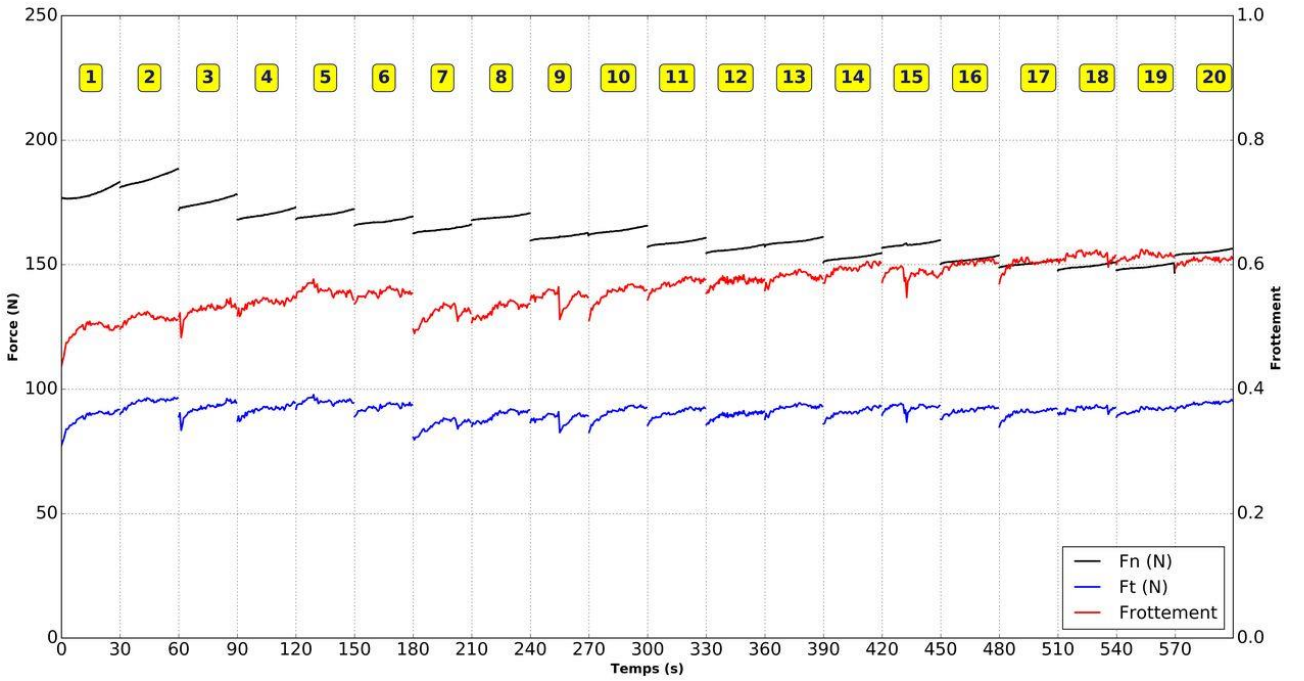
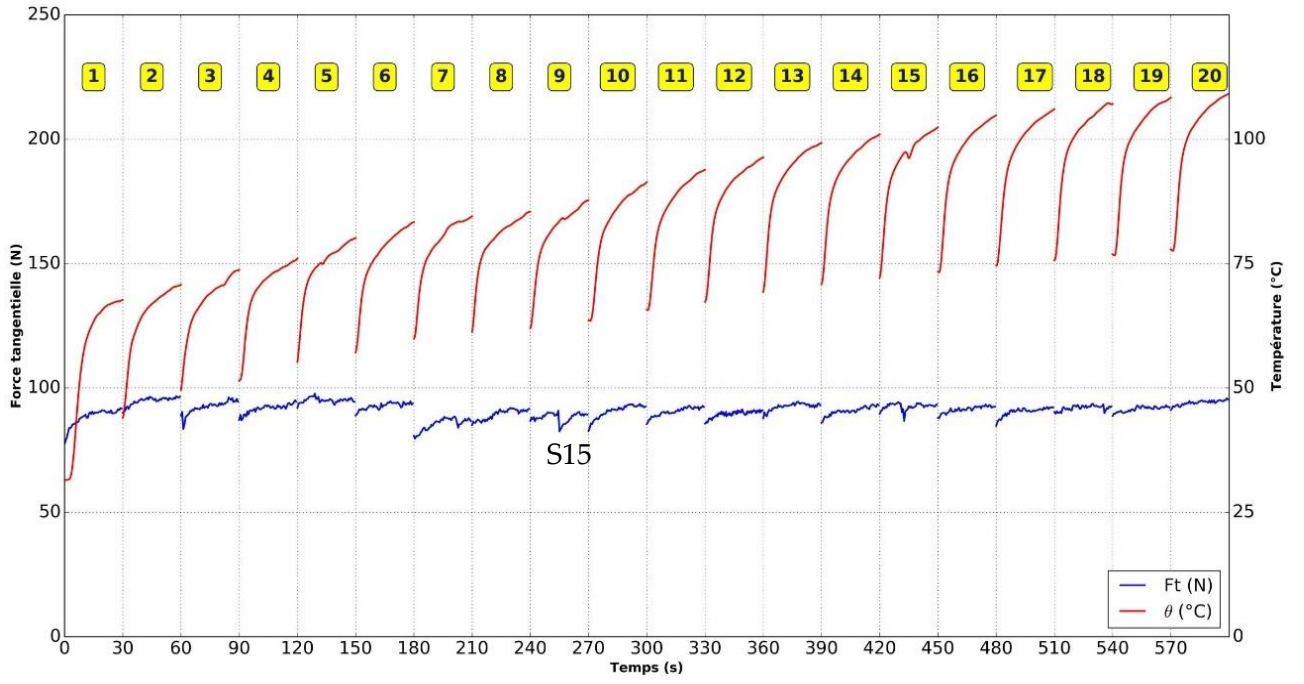




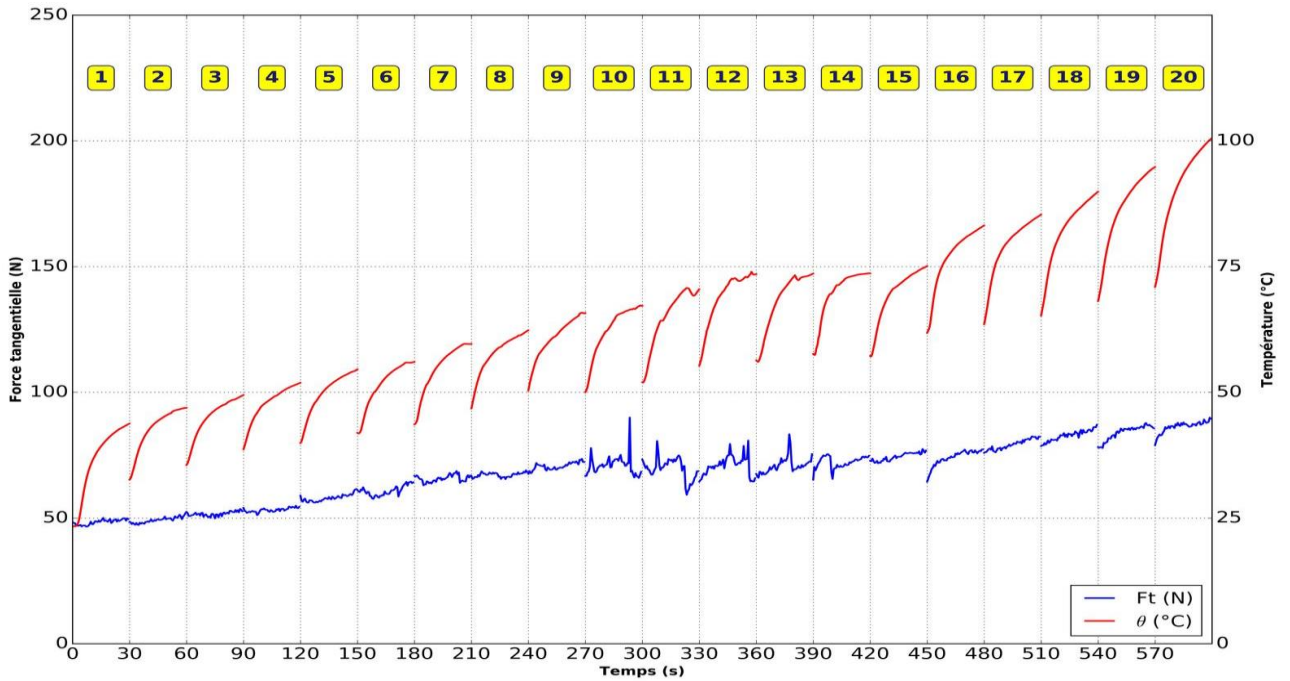
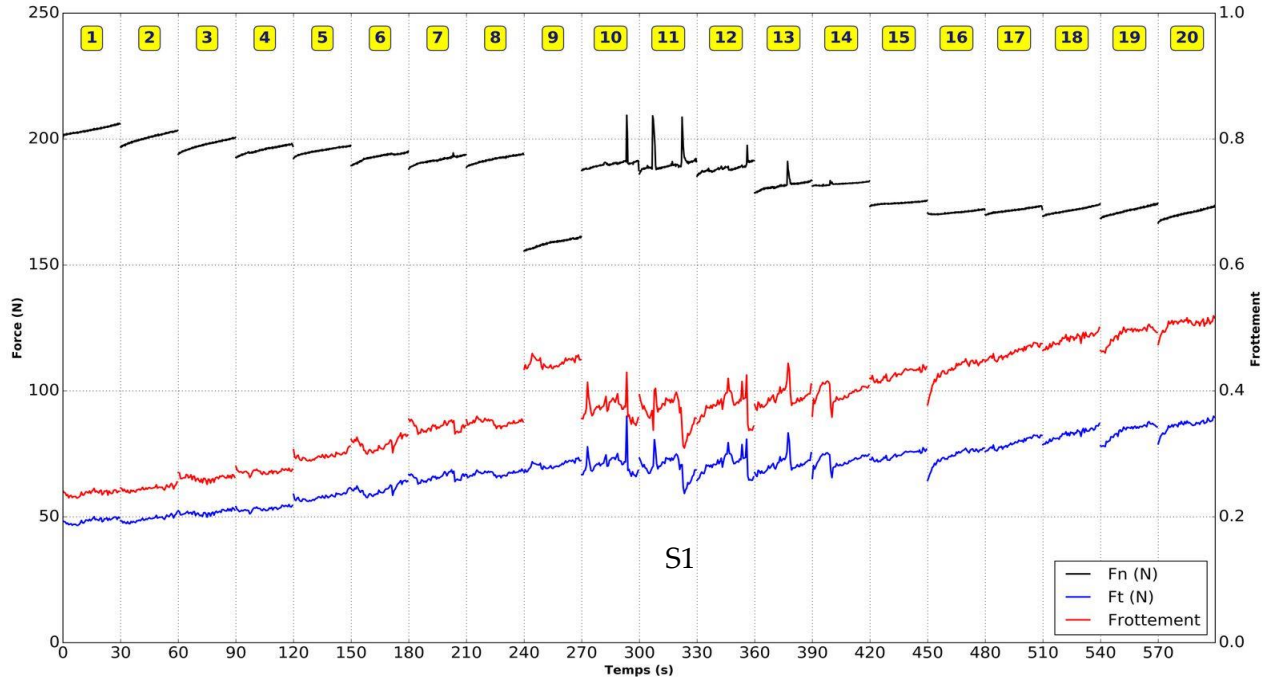


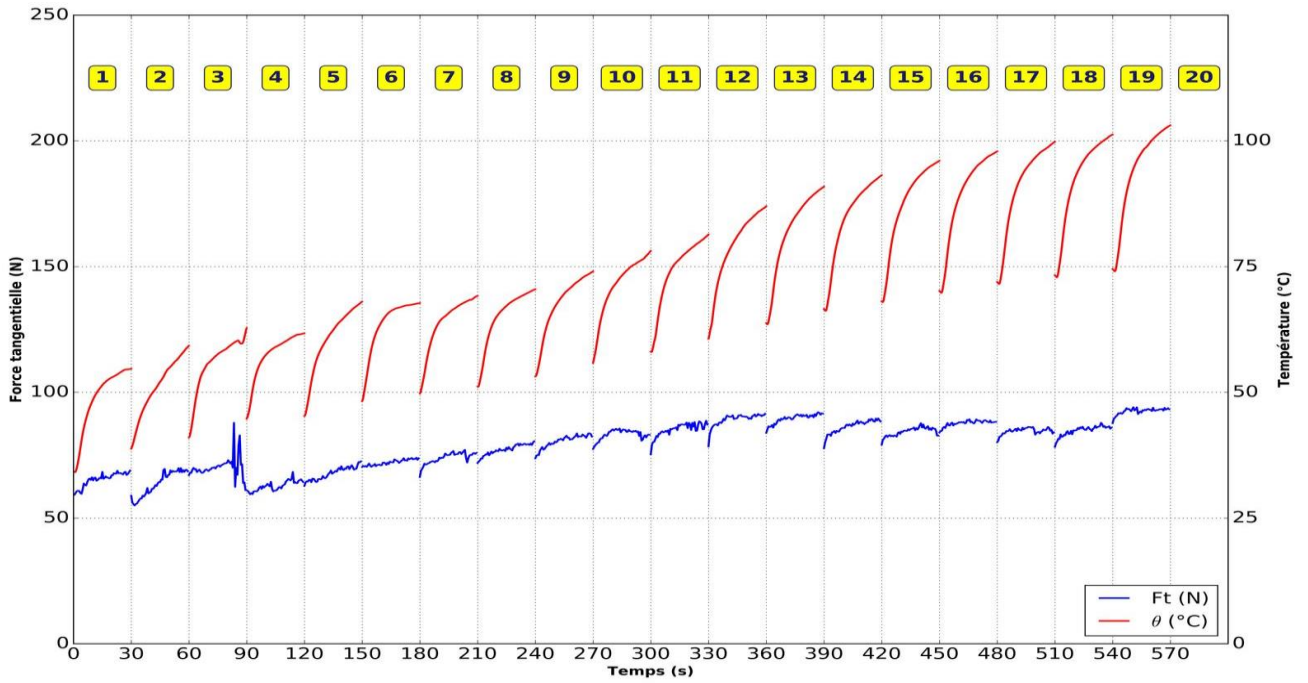
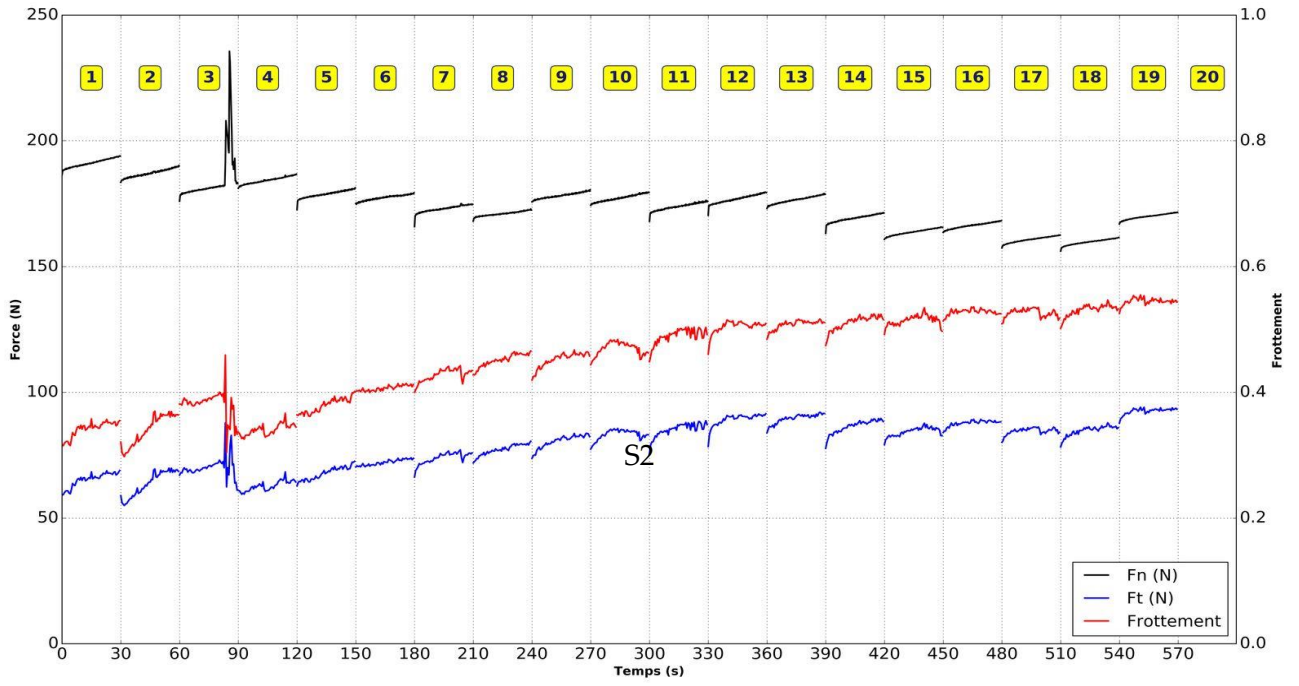


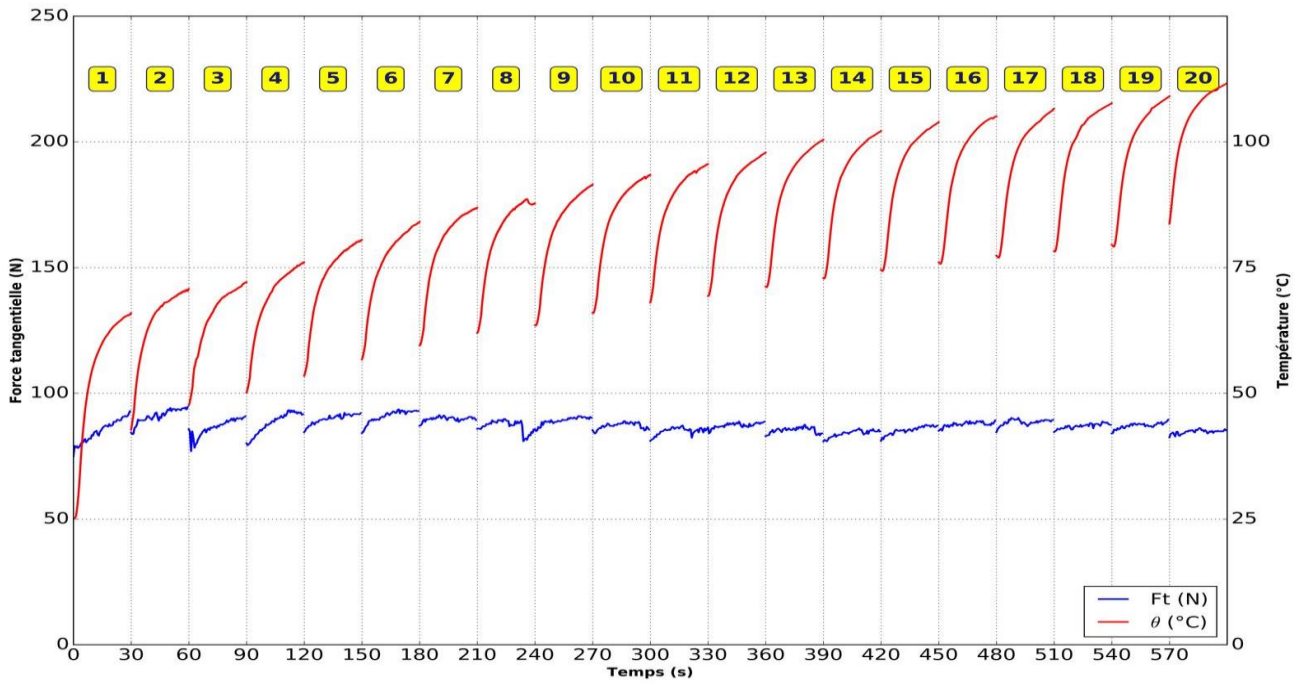
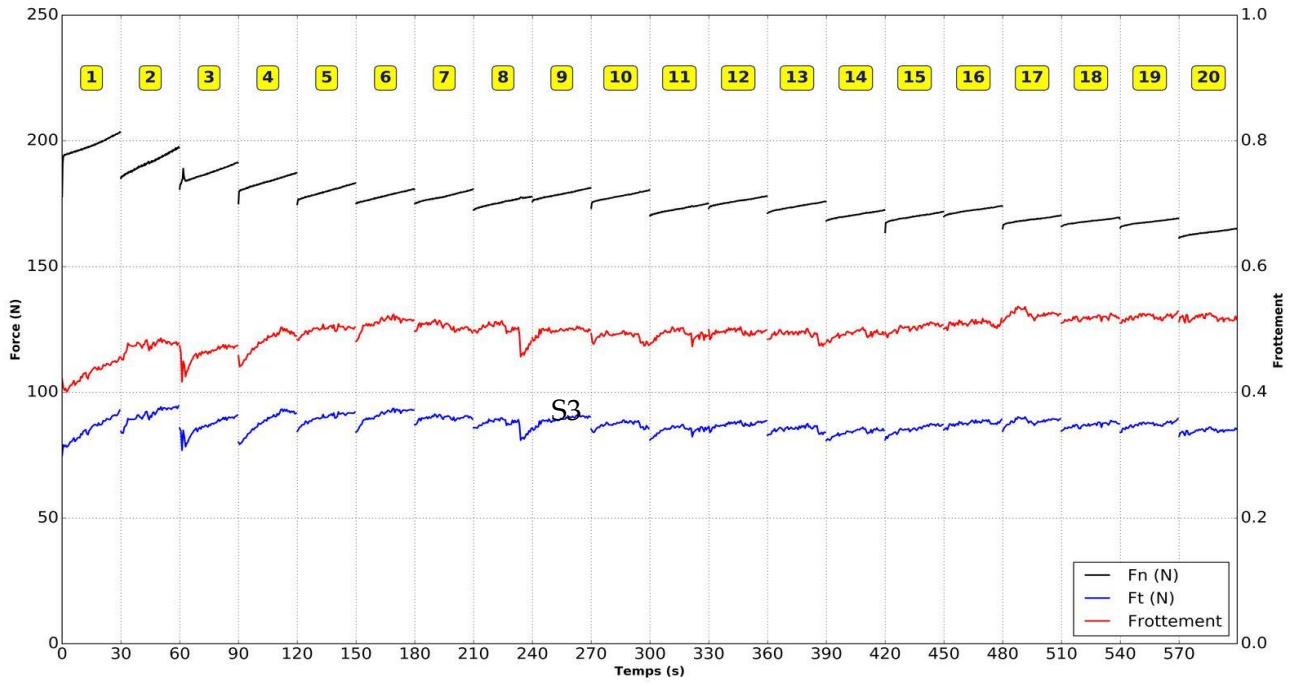


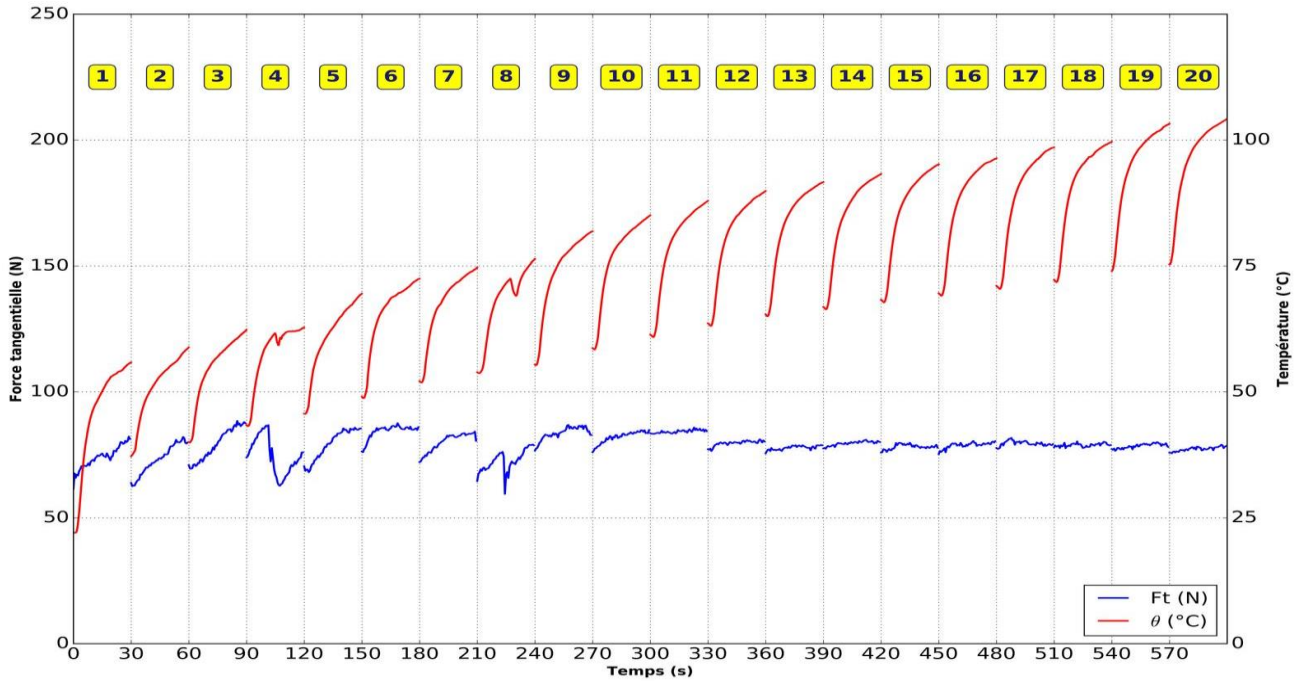
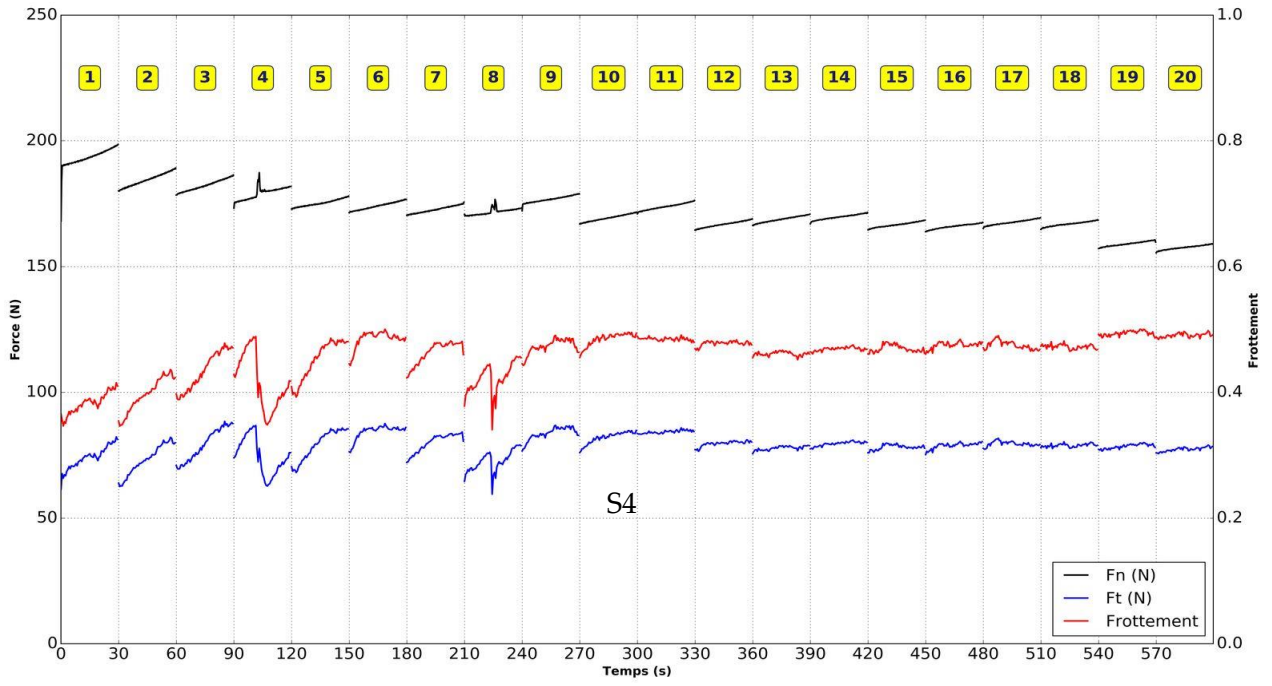


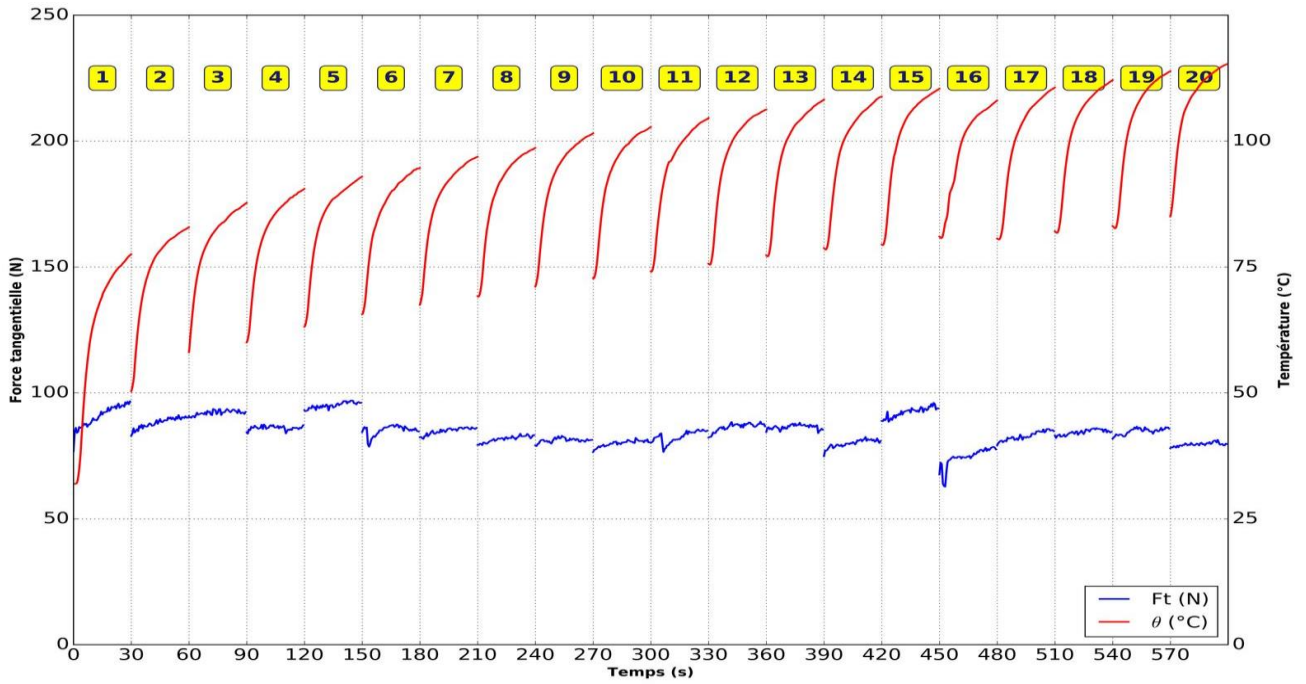
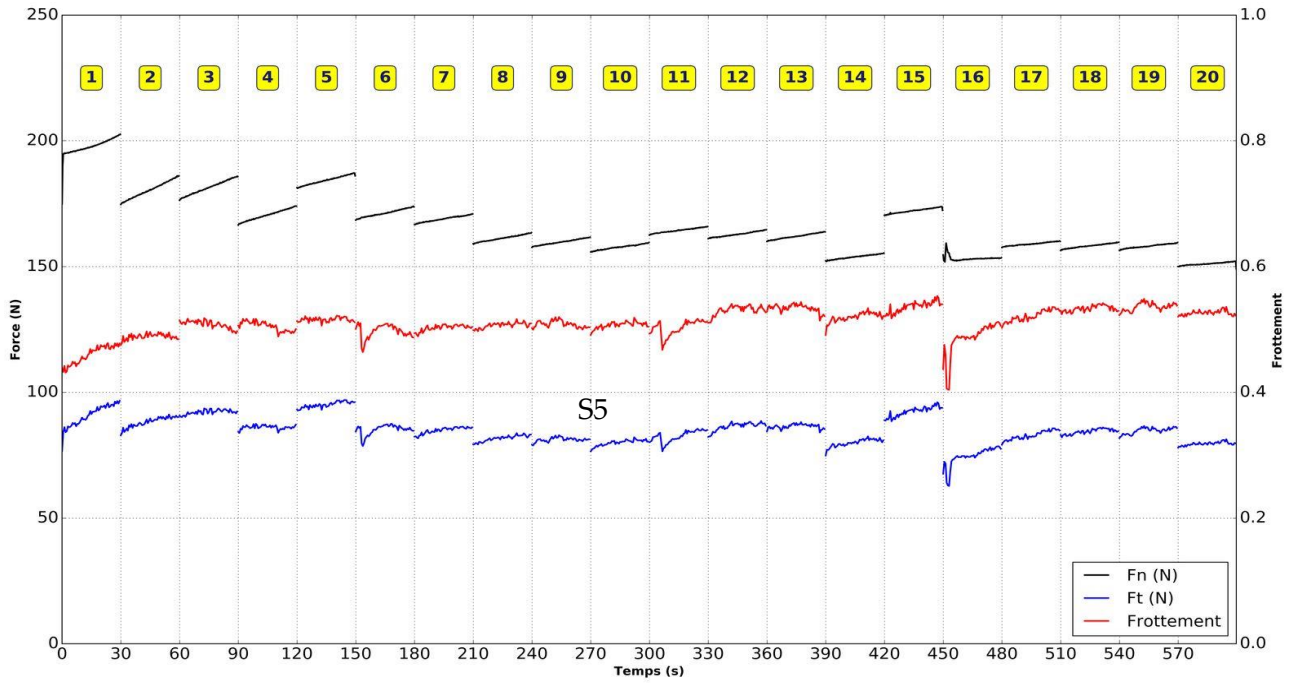
D.2.5.Frottement- Force normale et tangentielle G36SF

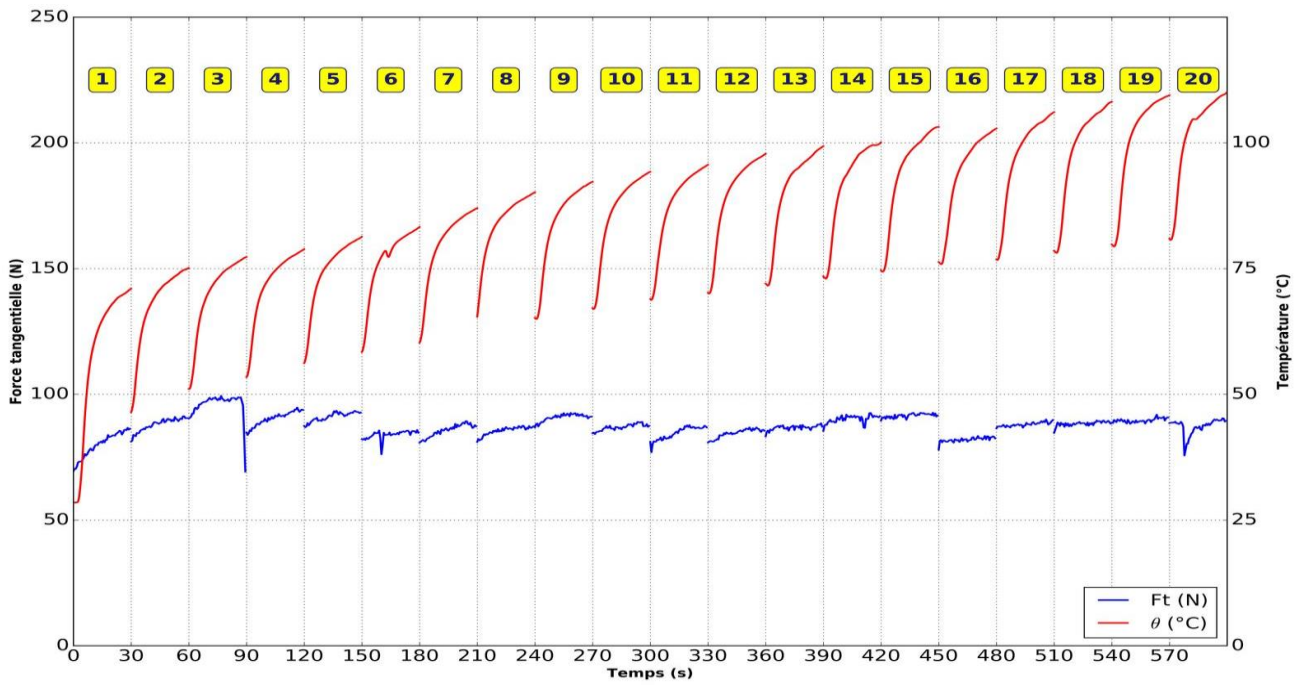
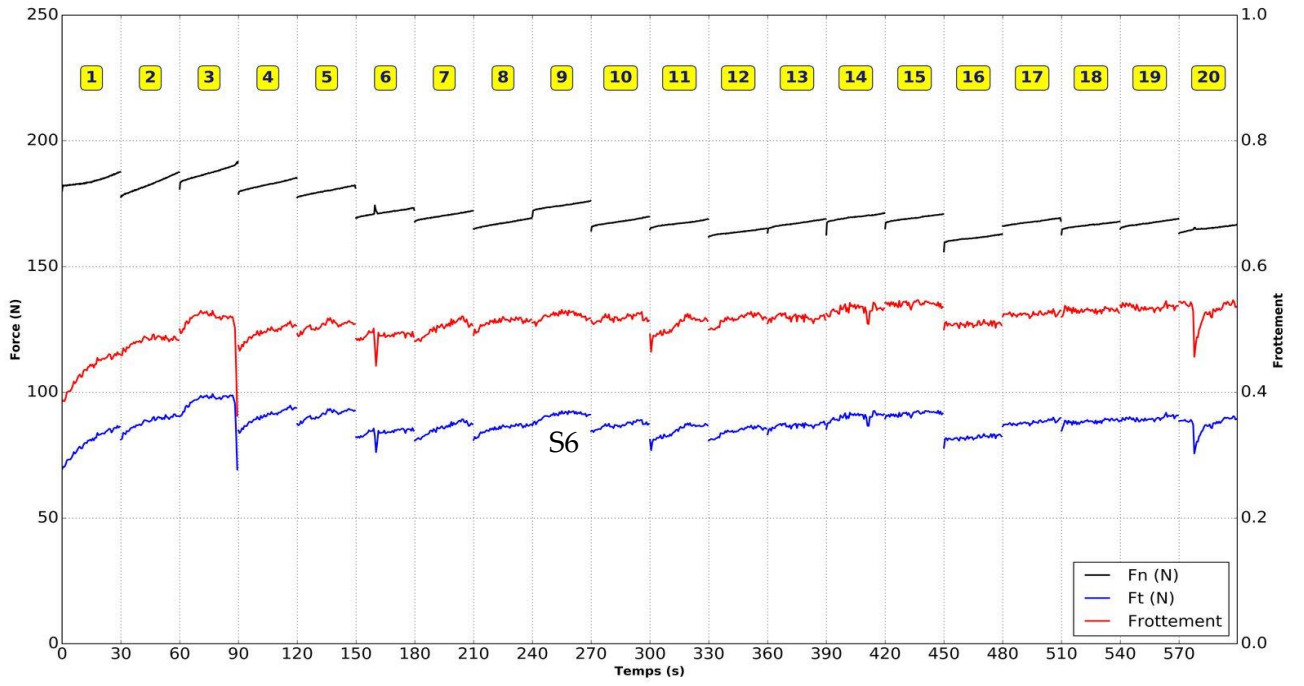


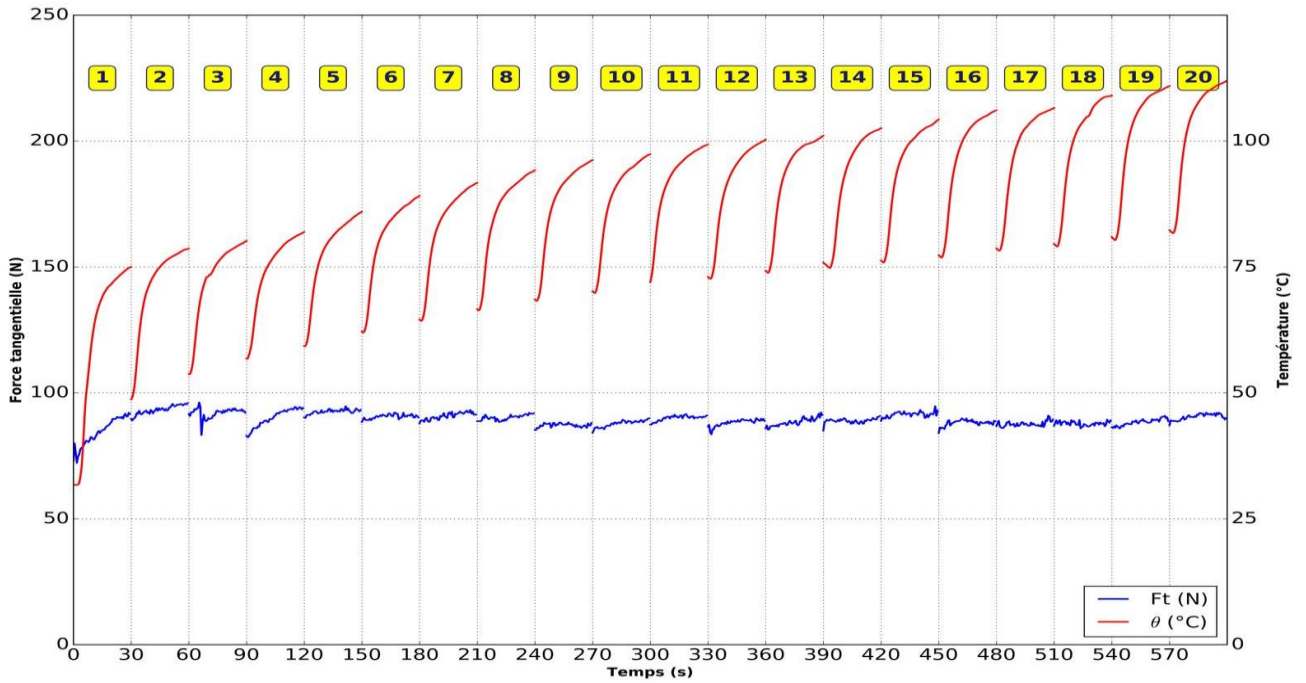
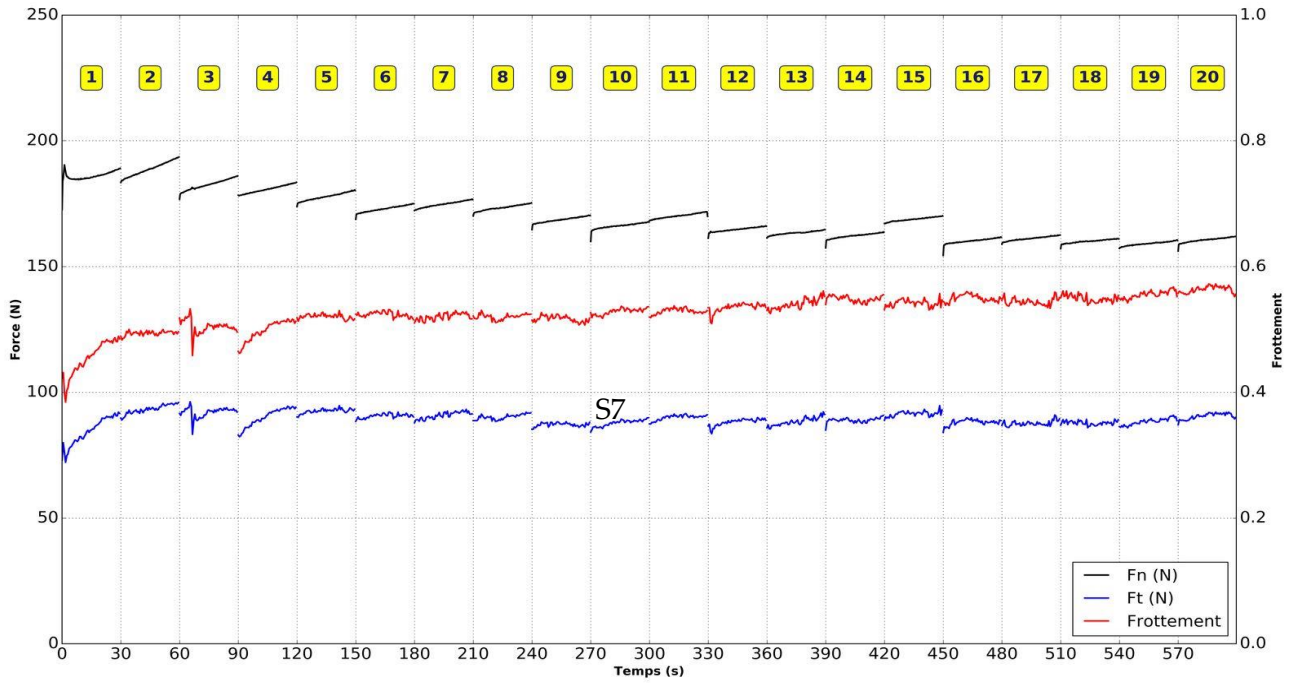


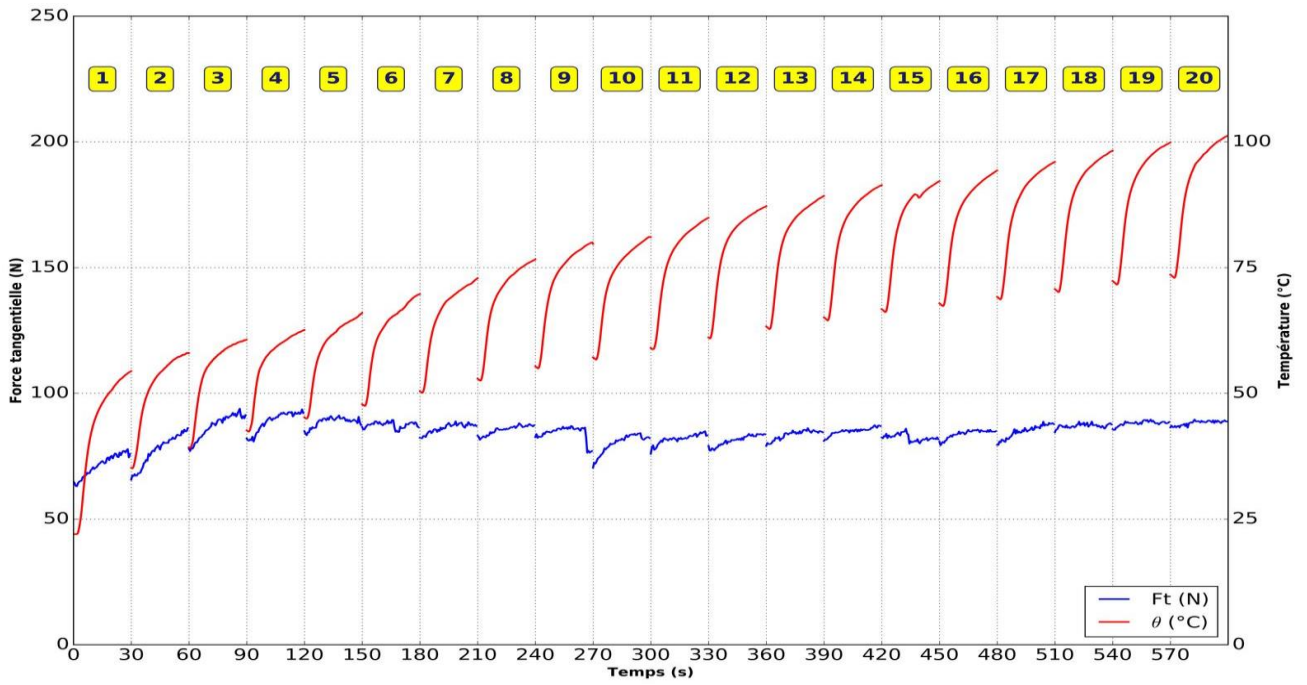
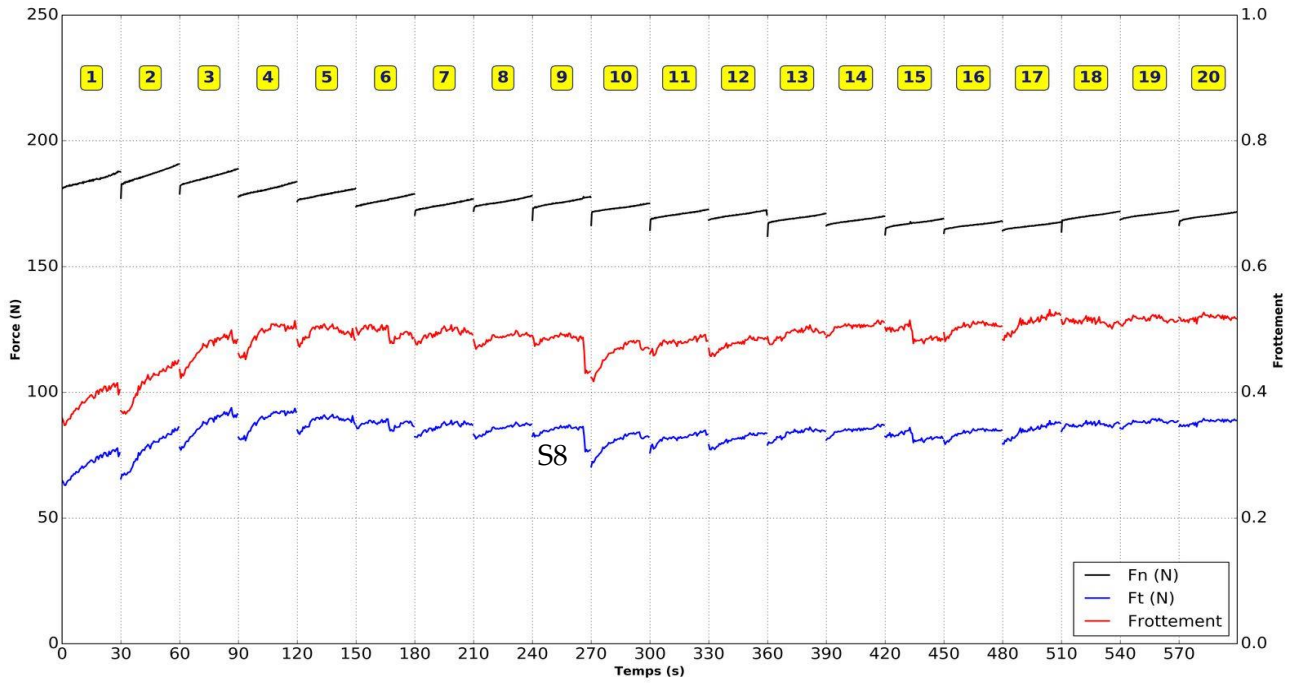












D.3.Résumé

D.3.1.Force normale- tangentielle

La **figure 5.64** présente les forces normales F_n et tangentielles F_t par rapport aux températures maximum relevées séquence par séquence durant les essais concernant les échantillons G35, G36-002, G36S, G36SF. Les frottements des bases G36 sont linéaires croissants de l'écart de température de l'échantillon.

- L'effort normal est linéaire décroissant avec la température maximale. L'effort normal de la G36-002 est le plus dispersé.
- L'effort tangentiel est soit stable pour la G35, G36S et la G36SF. Il est croissant avec la température maximale la G36-002.
- Le frottement de la G35 est aussi stable que ses efforts tangentiels et normaux avec la température maximale.

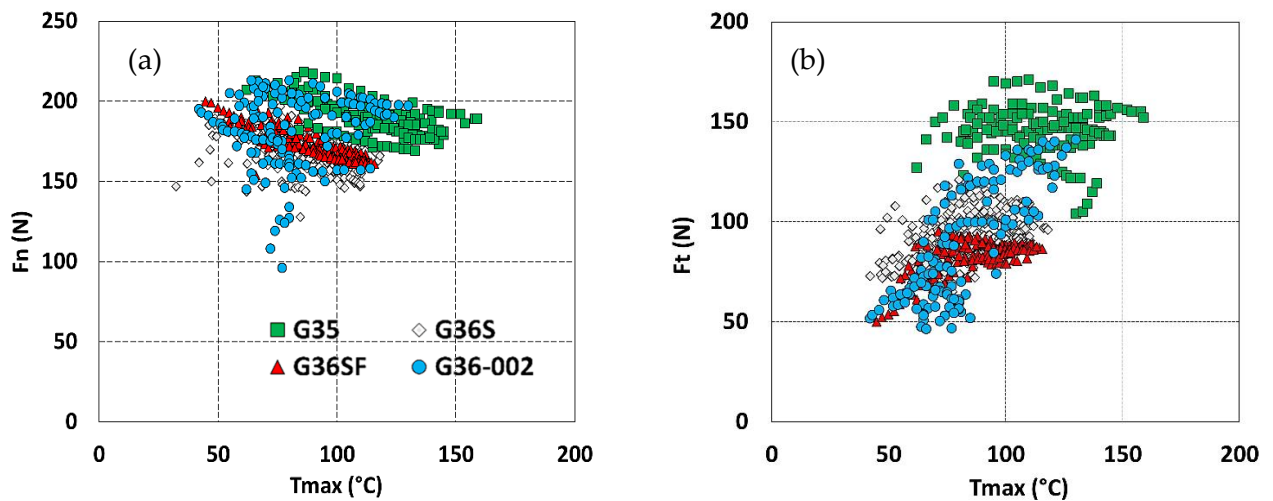


Figure 5.64 Effort normal F_n (a), effort tangentiel F_t (b) et frottement (c) en fonction de la température maximum (T_{max}) atteinte par le pion à 2mm de profondeur

La **figure 5.65** illustre la sensibilité du frottement avec l'échauffement (à 2 mm de la surface de frottement) durant les essais. Sur une série, pour tous les matériaux, les échauffements maximums sont peu dispersés et quasi-constants. Le frottement moyen de chaque série semble croître quasi-linéairement avec l'échauffement. Pour un même matériau, on peut observer des comportements de frottement en fonction de la température différents pour 2 échantillons pourtant extraits du même matériau (G36S1 et G36S2). Cela peut s'expliquer par des localisations de contact différentes.

En se référant aux mesures de répartition de pression, la portance de l'échantillons G36S2 semble surtout varier radialement du fait de l'usure par abrasion. Les relocalisations circonférentielles n'évoluent apparemment pas beaucoup. L'usure qui fait baisser l'effort normale et la localisation de portance qui fait varier le couple de frottement, pourrait expliquer les fluctuations de frottement observées durant les essais sur l'échantillon G36S2. On rappelle que le frottement est calculé sur la base du couple et de l'effort normale au rayon moyen mesurés.

La portance de la G36-002 varie dans toutes les directions du fait de son usure. La baisse de frottement de la G36-002 résulte du changement brutal de régime tribologique qui cause la diminution irréversible de l'effort tangentiel. La diminution de l'effort tangentiel s'accompagne également de celle de la température maximale mesurée sur l'échantillon. Elle semble être causée par la recirculation de débits importants à partir de la série S5, tandis que celle des échauffements ne peut s'expliquer que par des débits sortants dus à l'usure.

Durant le frottement, et même avant la série S5 qui est marquée par un changement de régime tribologique, on observe parfois des baisses ponctuelles de températures, de quelques degrés qui s'accompagnent de variations de force tangentielle et de dégagements de débris hors du contact (cf. retour d'expérience). On retrouve ce comportement sur tous les matériaux, mais sur le matériau G36-002, il s'installe progressivement au fil des séries en étant de plus en plus fréquent et marqué pour conduire à une chute globale de l'effort tangential et de l'échauffement de l'échantillon.

Pour, les échantillons G35, G36S1 et G36SF sont très stables en températures et frottements tous comme leurs portances.

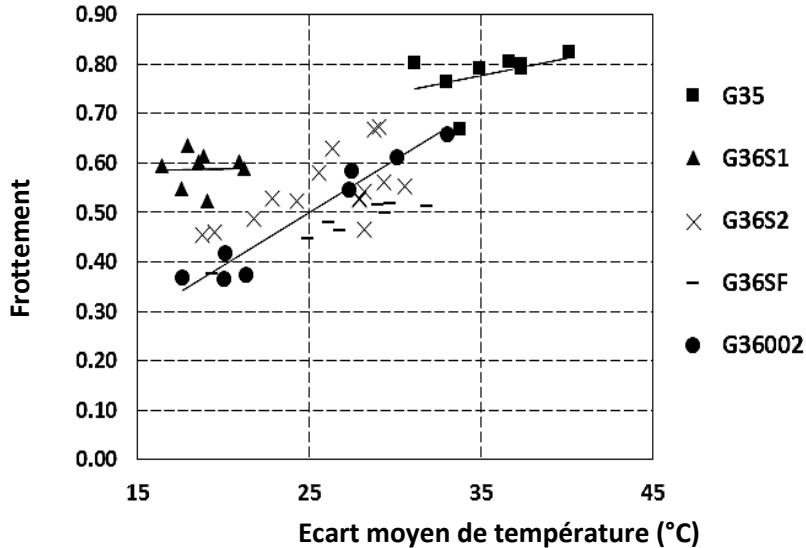


Figure 5.65 Frottement moyen en fonction de l'échauffement moyen durant une série (moyenne des écarts maximums de températures des 20 séquences d'une série)

Dates de réalisation des essais

| | G35 | G36002 | G36S | G36SF |
|---------|------------|------------|------------|------------|
| FIN ROD | 28/09/2016 | 30/09/2016 | 09/12/2016 | - |
| S1 | 28/09/2016 | 30/09/2016 | 09/12/2016 | 10/01/2017 |
| S2 | 28/09/2016 | 30/09/2016 | 09/12/2016 | 10/01/2017 |
| S3 | 28/09/2016 | 30/09/2016 | 12/12/2016 | 11/01/2017 |
| S4 | 29/09/2016 | 03/10/2016 | 12/12/2016 | 11/01/2017 |
| S5 | 29/09/2016 | 03/10/2016 | 12/12/2016 | 11/01/2017 |
| S6 | 29/09/2016 | 03/10/2016 | 12/12/2016 | 11/01/2017 |
| S7 | 29/09/2016 | 03/10/2016 | 13/12/2016 | 12/01/2017 |
| S8 | 29/09/2016 | 03/10/2016 | 13/12/2016 | 12/01/2017 |
| S9 | | | 13/12/2016 | |
| S10 | | | 13/12/2016 | |
| S11 | | | 13/12/2016 | |
| S12 | | | 14/12/2016 | |
| S13 | | | 14/12/2016 | |
| S14 | | | 14/12/2016 | |
| S15 | | | 14/12/2016 | |

D.3.2. Étude de sensibilité module de Young

Tableau 5 Influence du frottement sur le couplage avec un module de 3500 MPa

| Coef de Frottement μ | Partie Réelle (Hz) | Partie Imaginaire (Hz) | Commentaire |
|--------------------------|--------------------|------------------------|-------------|
| 0.3 | 10.003 | 3657.6 | Instabilité |
| | -10.003 | 3657.6 | |
| 0.35 | 21.503 | 3660.1 | Instabilité |
| | -21.503 | 3660.1 | |
| 0.4 | 29.188 | 3662.9 | Instabilité |
| | -29.188 | 3662.9 | |
| 0.45 | 35.498 | 3665.9 | Instabilité |
| | -35.498 | 3665.9 | |
| 0.5 | 40.978 | 3669.1 | Instabilité |
| | -40.978 | 3669.1 | |
| 0.55 | 45.839 | 3672.5 | Instabilité |
| | -45.839 | 3672.5 | |
| 0.6 | 50.186 | 3676.2 | Instabilité |
| | -50.186 | 3676.2 | |
| 0.65 | 54.074 | 3679.9 | Instabilité |
| | -54.074 | 3679.9 | |
| 0.7 | 57.539 | 3683.8 | Instabilité |
| | -57.539 | 3683.8 | |
| 0.8 | 63.291 | 3691.9 | Instabilité |
| | -63.291 | 3691.9 | |
| 0.9 | 61.798 | 6232 | Instabilité |
| | -61.798 | 6232 | |

Tableau 6 Influence du module de Young sur le couplage $\mu=0.6$ (considération d'un chanfrein en entrée de contact)

| E (MPa) | Partie Réelle (Hz) | Partie Imaginaire (Hz) | Commentaire |
|---------|--------------------|------------------------|-------------------|
| 2000 | 66.092 | 5799.5 | Instabilité |
| | -66.092 | 5799.5 | |
| 3000 | 51.617 | 5899.5 | Instabilité |
| | -51.617 | 5899.5 | |
| 4000 | 0 | | Pas d'Instabilité |
| | 0 | | |
| 5000 | 135.11 | 3538.7 | Instabilité |
| | -135.11 | 3538.7 | |
| 6000 | 120.76 | 3632.8 | Instabilité |
| | -120.76 | 3632.8 | |
| 7000 | 79.732 | 3667.1 | Instabilité |
| | -79.732 | 3667.1 | |
| 8000 | 53.855 | 3675.3 | Instabilité |
| | -53.855 | 3675.3 | |
| 9000 | 37.094 | 3678.6 | Instabilité |
| | -37.094 | 3678.6 | |

D.3.3. Basculement de la G36S

Le comportement du banc est bien connu. En contact frottant, l'échantillon adopte un mouvement en pivot, un basculement vers l'entrée de contact permis par la flexibilité de la lame. Il apparaît lors du frottement que cette dynamique peut être influencée par les reports de contact dus à la tribologie combinée à la dilatation des matériaux antagonistes lors du frottement.

Des études de sensibilité (simulation numérique) montrent que si le contact a tendance à être localisé en entrée, alors il y a une plus forte probabilité d'instabilité, donc de crissement. Ces instabilités sont dues aux couplages des modes de basculement du pion et d'un mode de flexion diamétral de disque (2 ou 3 diamètres). Ces couplages engagent des relatives basses fréquences inférieures à 4 kHz.

On rappelle que les émissions sonores produites au frottement de la G36S ont des fréquences f_1, f_2, f_3 , toutes supérieures à 4 kHz (f_i). Cette fréquence f_i est instable dans le modèle minimaliste proposé. Cependant durant les essais, elle n'est pas systématiquement présente dans les relevés et si elle apparaît, elle est de faible amplitude (<80 dB). On ne retiendra de ces analyses que les tendances plus ou moins fortes aux instabilités selon l'étendue du contact dans la direction circonférentielle. Nous proposons, dans ce sous-paragraphe de décrire la position de la résultante des forces appliquées pour traiter du basculement.

D.4. Principe de détermination de la position de la résultante

Comme illustré [figure 31](#), les données de déplacements en entrée et en sortie de contact permettent de déterminer un angle de basculement. Théoriquement, le basculement a deux « origines » (5.2). D'une part, il peut s'expliquer par la longueur de contact ou l'angle que forme la résultante des forces et la piste de frottement. D'autre part, dans un sens ou dans un autre, il est activé par un effort tangentiel suffisant (algebrique). La dynamique de ce mouvement statue aux basses fréquences (<4 kHz).

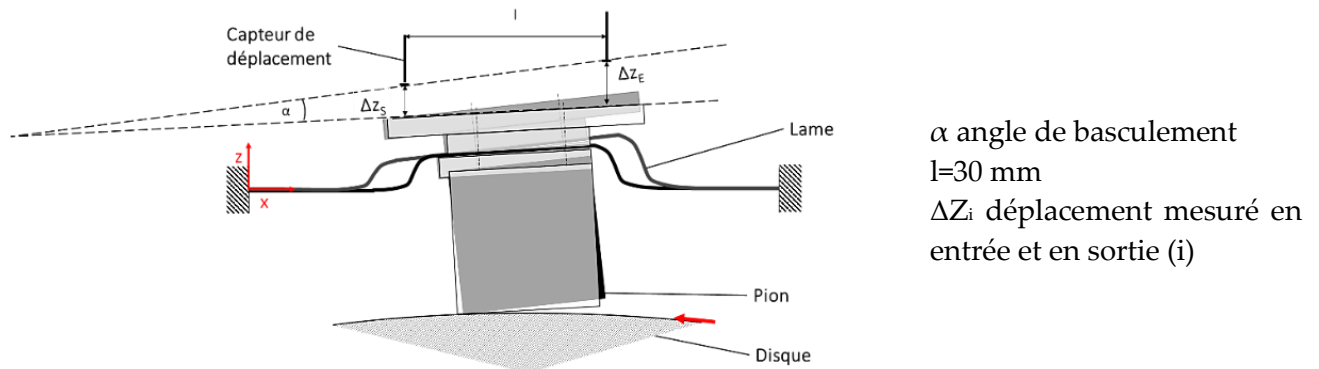


Figure 31 Basculement du pion

On peut alors estimer la position de la résultante des forces appliquées lors du contact frottant disque-garniture.

$$(A.7) \quad x = \frac{1}{Fn} (k \cdot \theta + h \cdot Ft)$$

$$(A.8) \quad \theta = \tan^{-1} \left(\frac{(\Delta Z_S - \Delta Z_E)}{l} \right)$$

$k \sim [650-750]$ Nm/rad: rigidité en torsion
 F_n : force normale
 F_t : force tangentielle
 $\theta = f(\Delta Z_1, \Delta Z_2)$: angle de basculement
 h : hauteur du l'échantillon $h=20$ mm

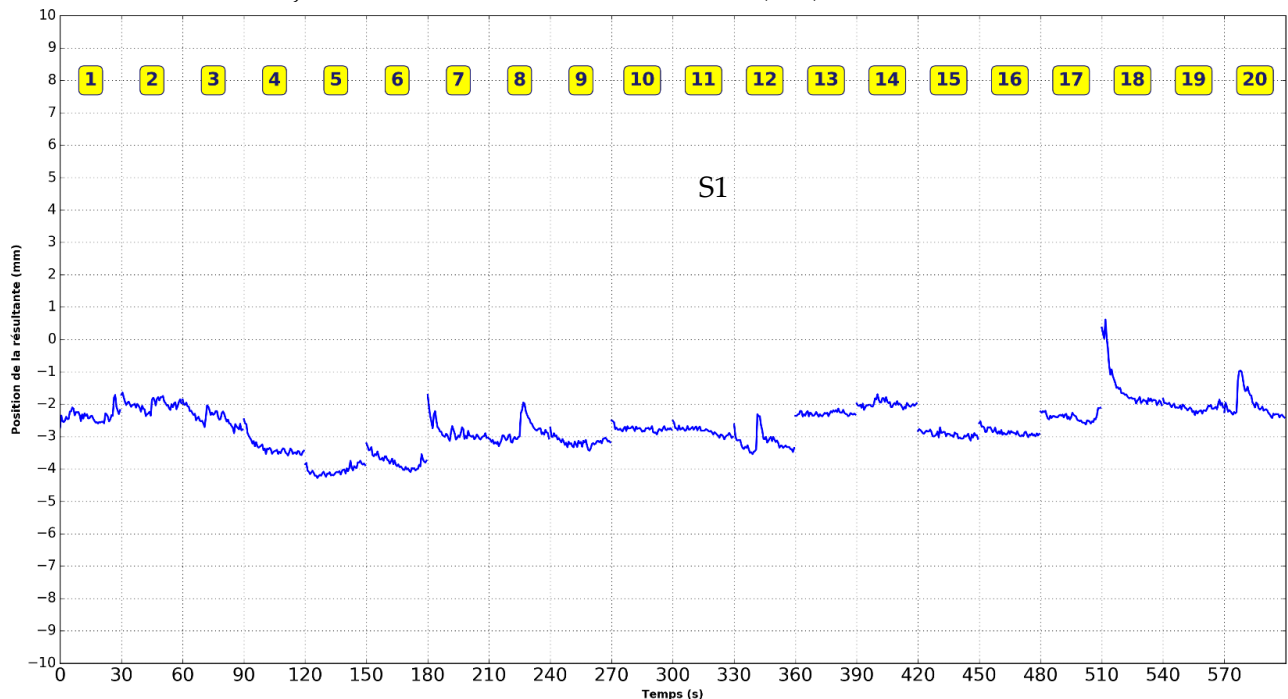
L'étude du frottement sous cet angle est réalisée uniquement sur les échantillons G36S et G36SF, car seuls ces deux essais disposaient de la mesure des déplacements simultanément en entrée et en sortie de contact.

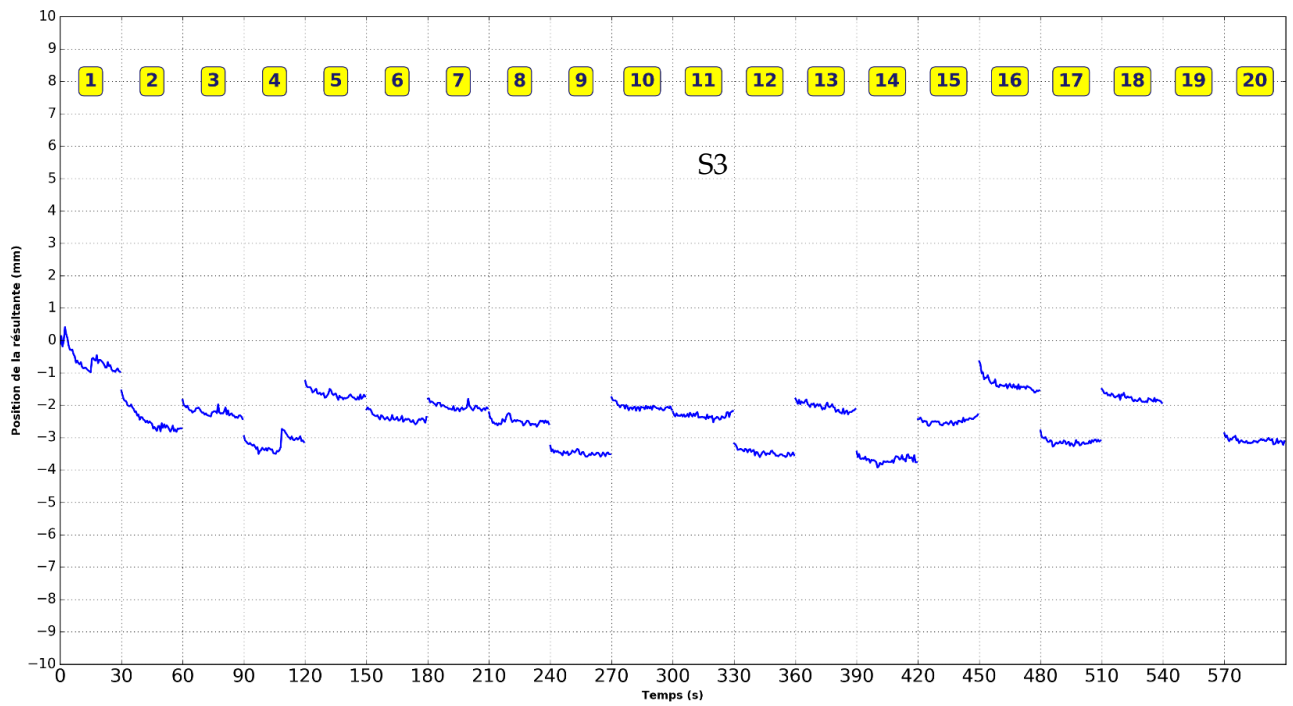
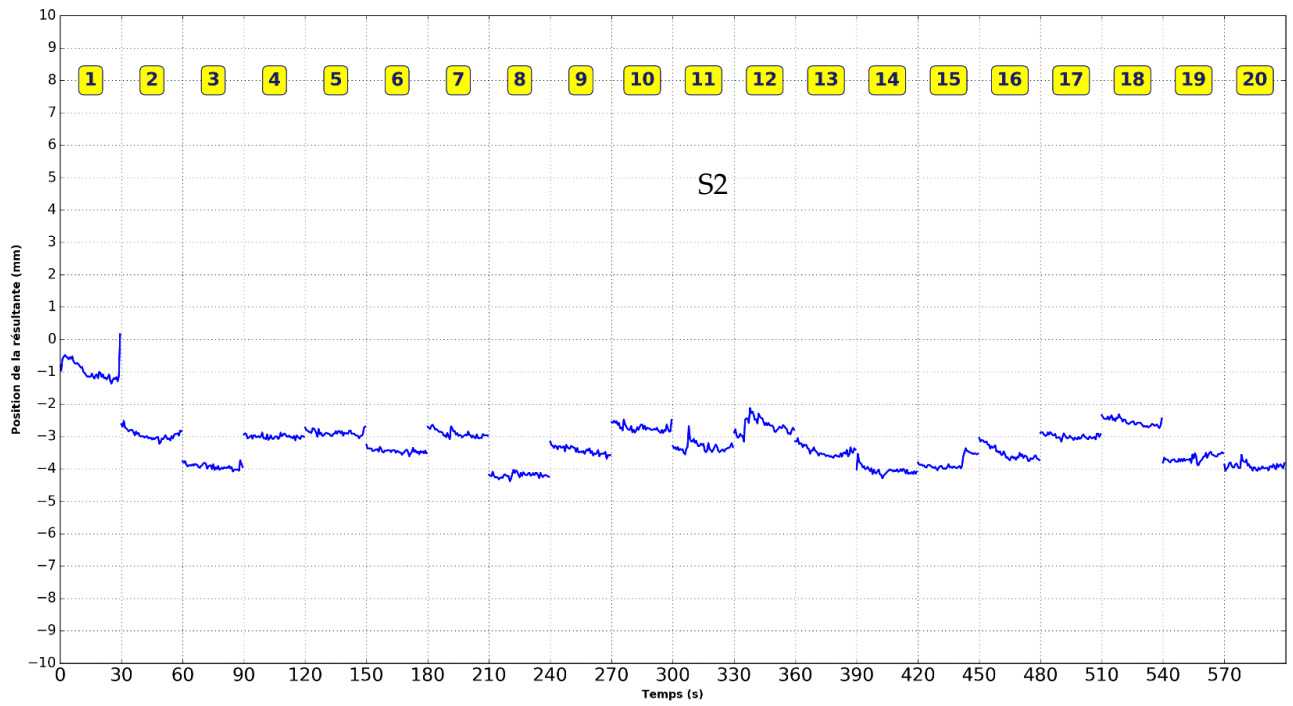
Les figures présentent les positions de la résultante des forces appliquées calculées sur toutes les séries de la campagne CrisMat sur l'échantillon G36S. On rappelle que le pion a une longueur de contact apparente de 20 mm dans la direction de frottement (indiquée par la flèche). On choisit un repère axial et par conséquent la position -10 correspond à la sortie de contact et la position +10 à l'entrée de contact. Durant la série S5, la position de la résultante oscille entre -3 mm et 0 mm. De manière générale, durant l'essai comme sur la série S5 la résultante est positionnée en sortie. Durant la série S5 la résultante est cependant très proche de l'axe de l'échantillon. De la séquence 1 à 8, la résultante s'éloigne continuellement de l'axe vers la sortie de contact. Puis la résultante avance à nouveau vers l'axe de l'échantillon. Durant la séquence 11, le contact bascule brutalement vers l'avant durant un bref moment. Ce basculement est associé à de forte vibration. De la séquence 9 à la séquence 12, le contact se déplace également vers la sortie de manière continue. De la séquence 13 à 20, la résultante se repositionne un peu plus vers l'avant. Durant les séquences considérées individuellement le contact migre vers la sortie.

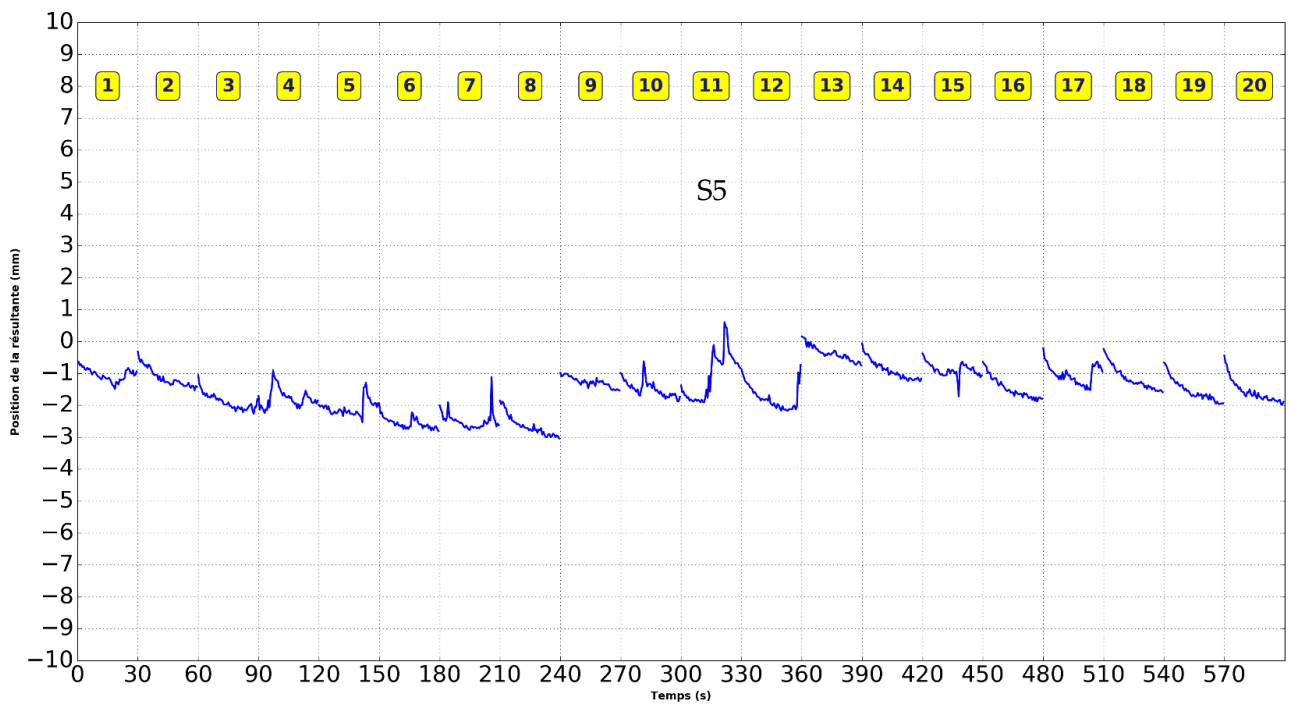
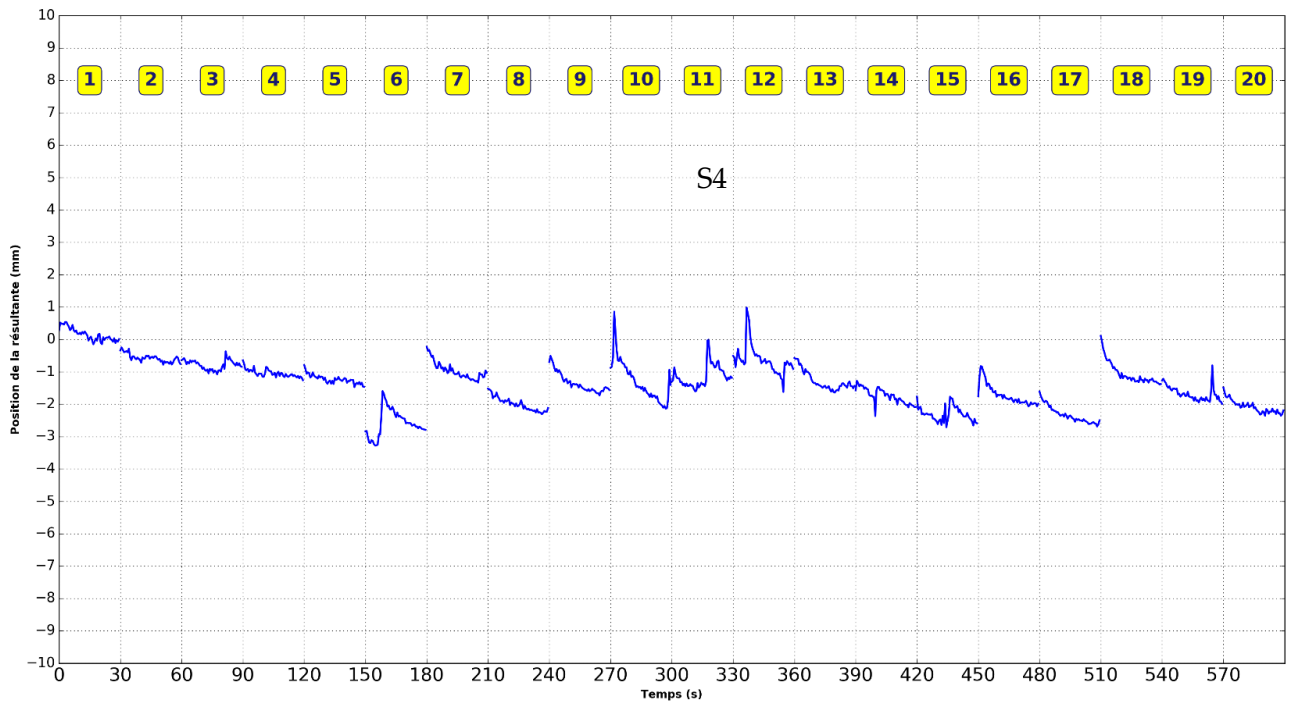
À l'initialisation de la série S8, en moyenne, la résultante est localisée plus près de la sortie de contact que durant les séries précédentes. Au fil de la série, la position de la résultante migre davantage vers la sortie de contact. Plusieurs séquences chahutées présentent des forts basculements vers l'entrée. Ces basculements expliquent probablement les vibrations larges bandes (séquence 7, séquence 10).

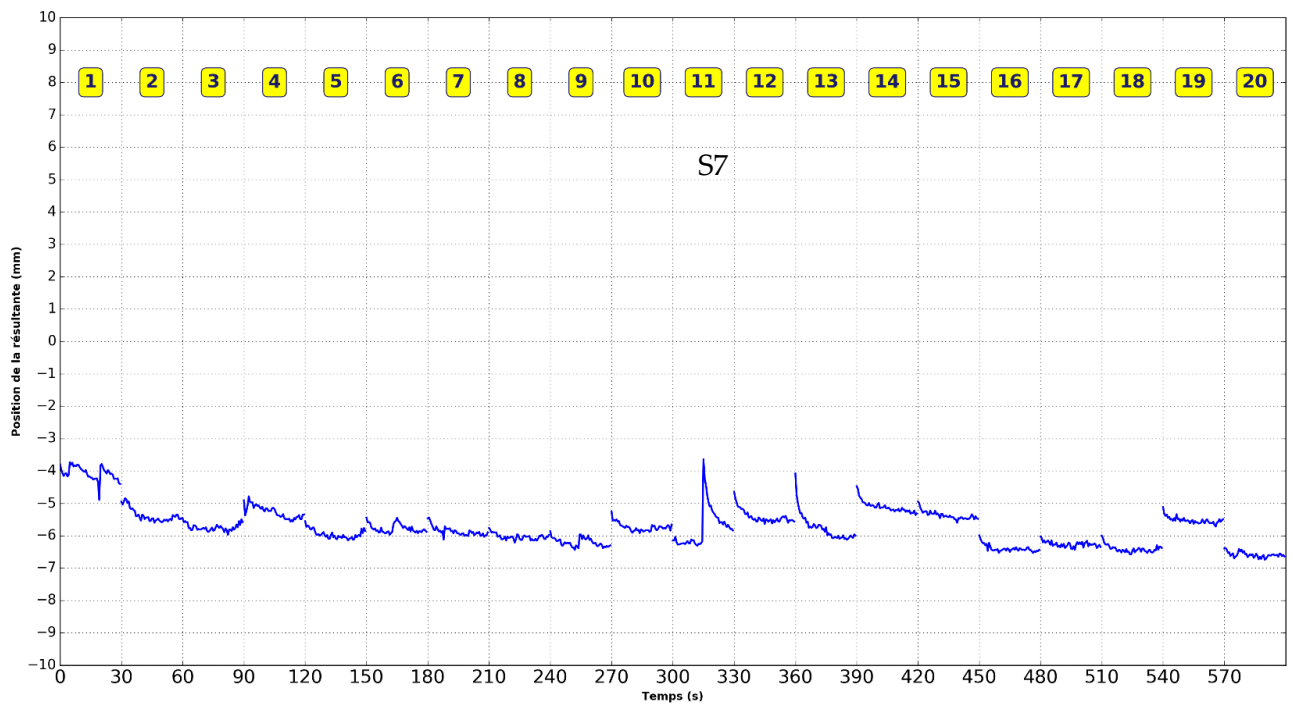
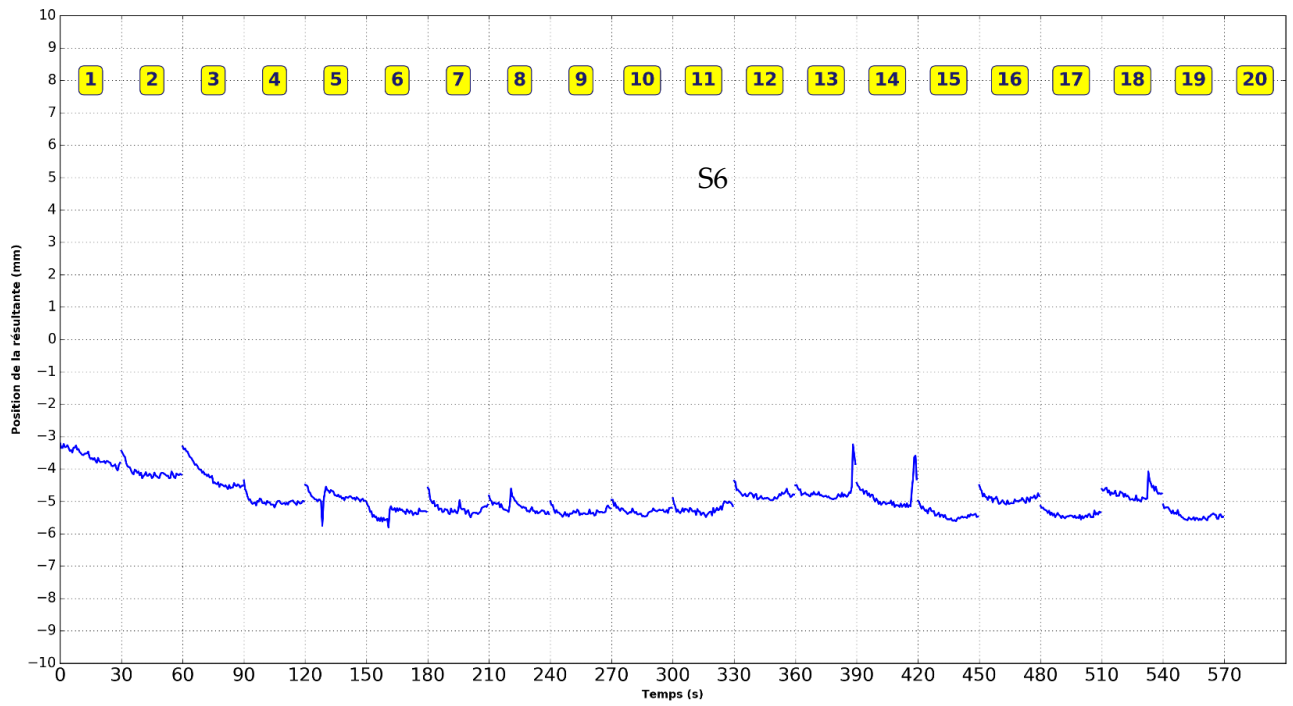
La position de la résultante est stable et plus proche de la sortie de contact. Elle a migré progressivement de plus en plus vers la sortie de contact.

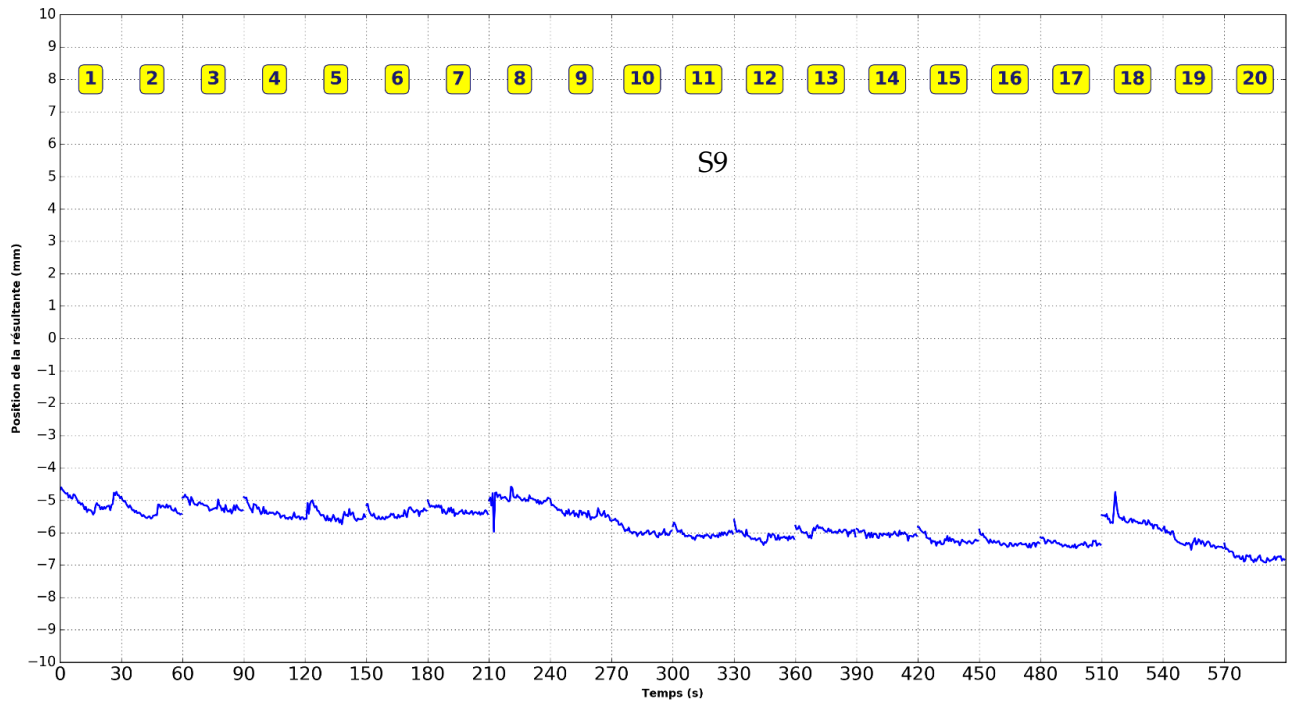
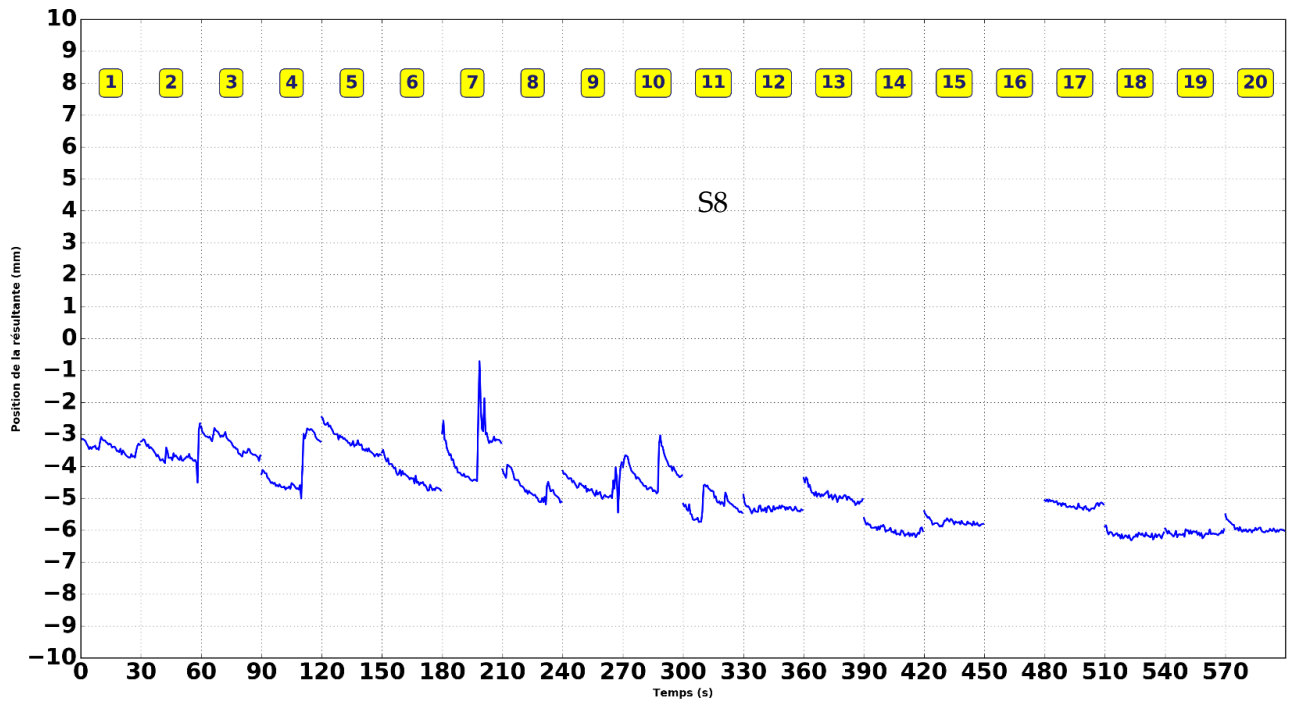
Les résultantes sont très chahutées. Les basculements vers l'avant se fait par « soubresauts ». Ces basculements sont toujours associés à de fortes vibrations (S13).

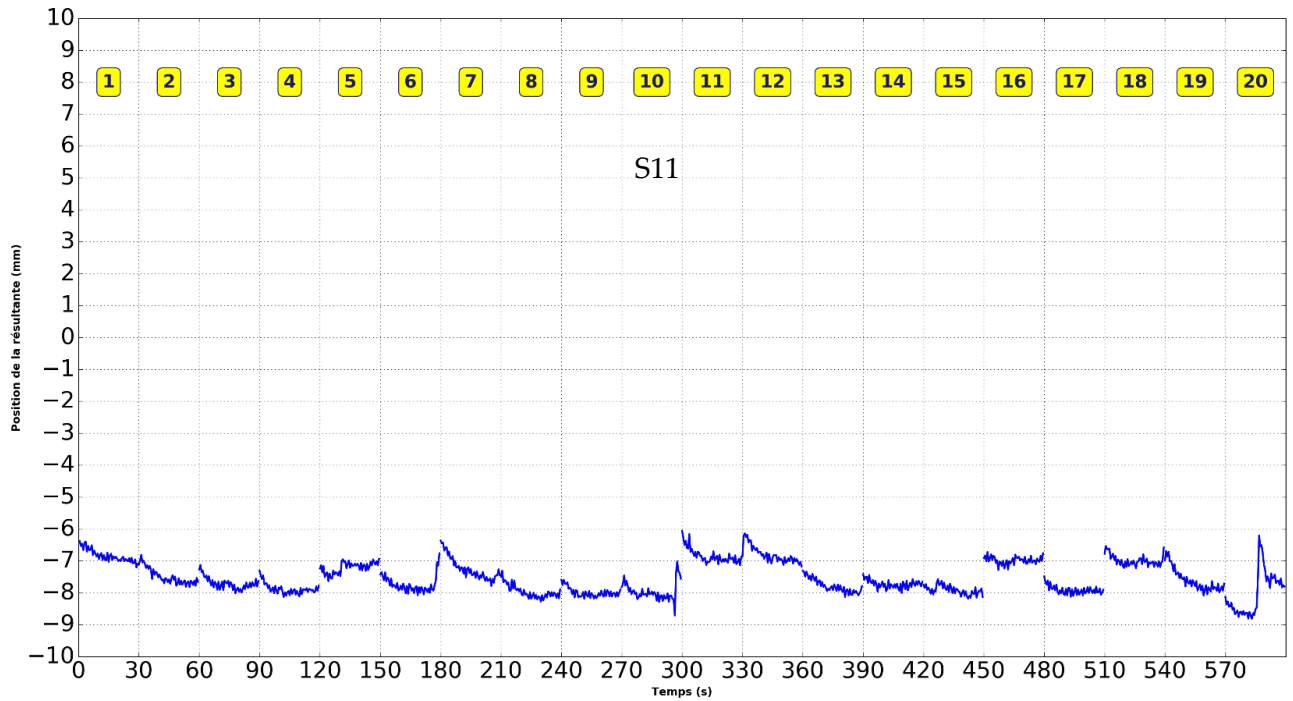
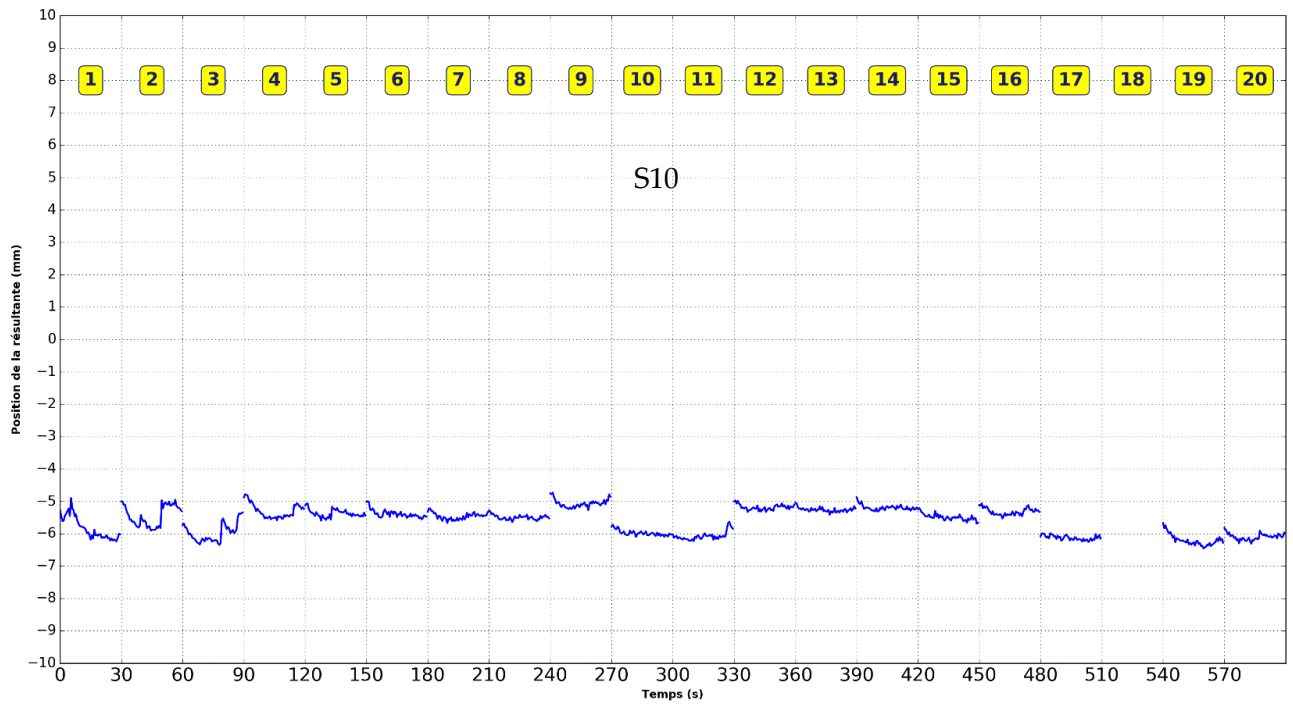


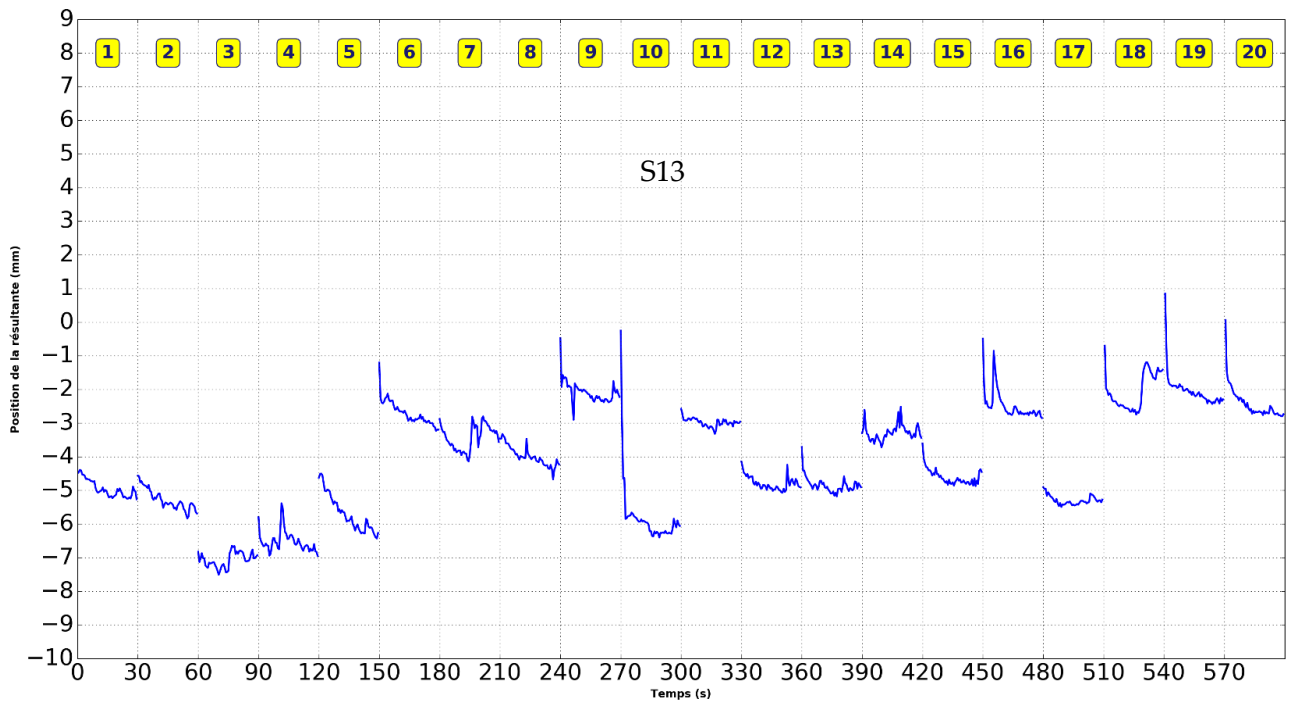
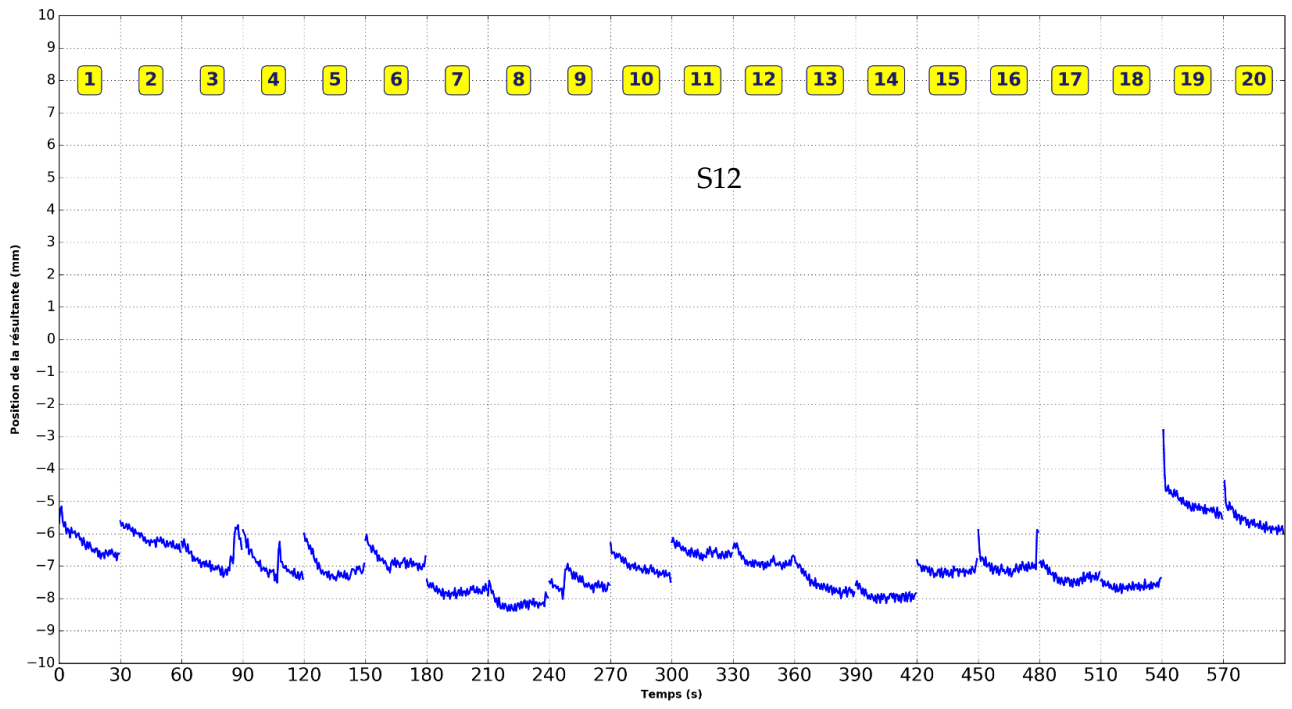


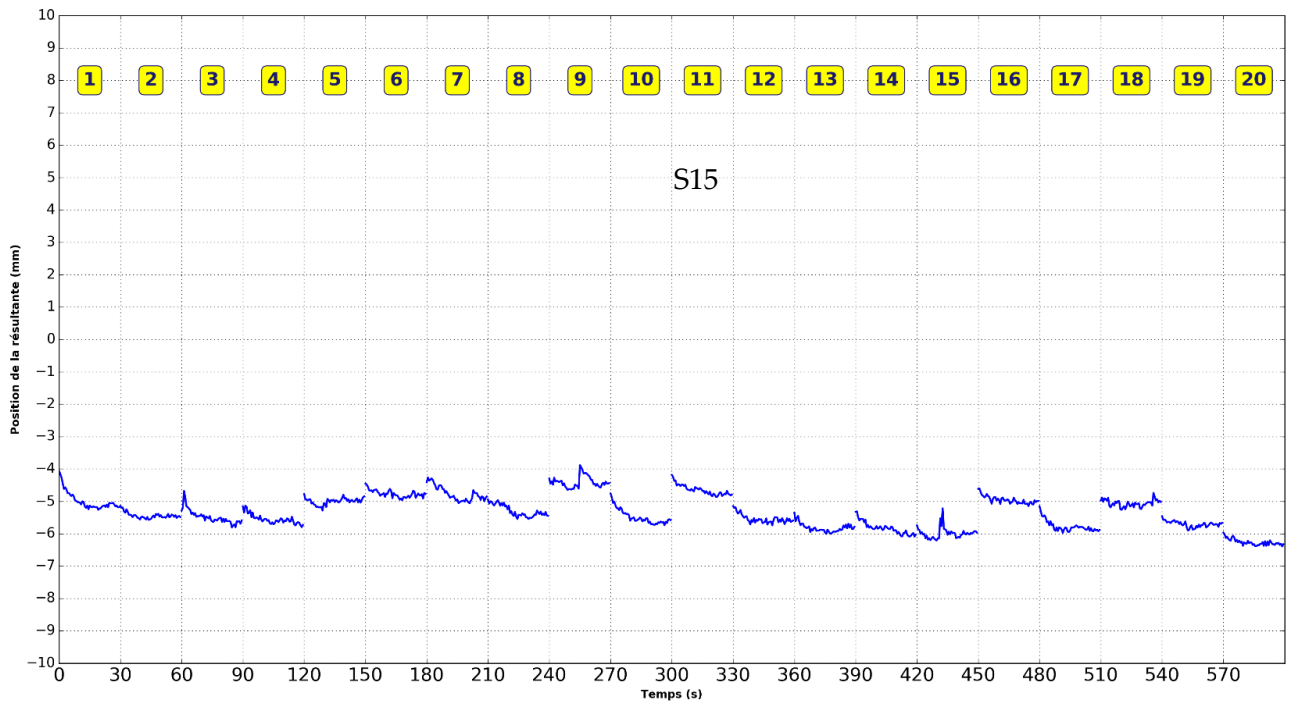
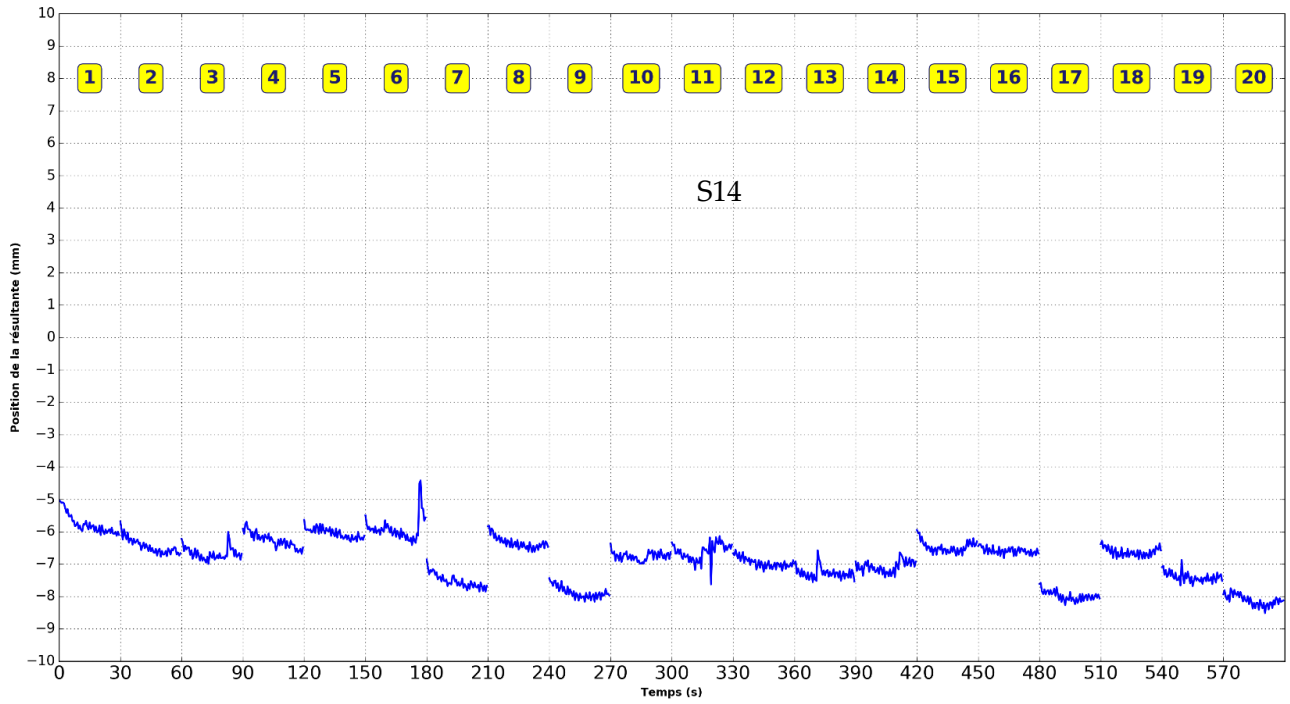












D.5. Analyse modale expérimentale du montage CrisMat

Des caractérisations modales expérimentales sont réalisées au marteau de choc. Elles sont menées sur disque monté sur la broche sans contact avec le pion ou sous conditions de contact suivant différents efforts normaux de 50 N à 200N. La [figure 31](#) précise les conditions de la mesure. Un accéléromètre uniaxial permet d'enregistrer les déformations à l'impact du marteau appliqué au point rouge. L'accéléromètre est placé hors de la piste de frottement à environ 90° du pion. Le point de l'impact est diamétralement opposé au point de mesure des déformations (point rouge).

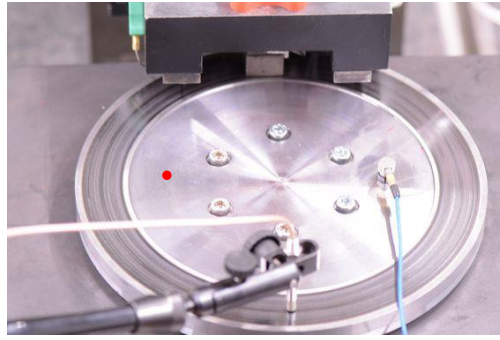


Figure 32 Conditions de l'analyse modale expérimentale

Les Fonctions de Réponse en Fréquence sont présentées sur la [figure 33](#), pour les différentes conditions de chargement normal. L'identification des déformées modales de chacune des fréquences propres n'est pas possible avec cette caractérisation, mais celle-ci a déjà été menée dans les travaux de Duboc [DUB 2012]. Les fréquences identifiées concernent principalement les modes de flexions hors-plan du disque avec un nombre de diamètres nodaux croissant. À noter que les fréquences propres sont peu modifiées par les conditions de contact, ce qui peut se justifier par les dimensions réduites de l'aire de contact et la faible rigidité de l'ensemble pion/lame.

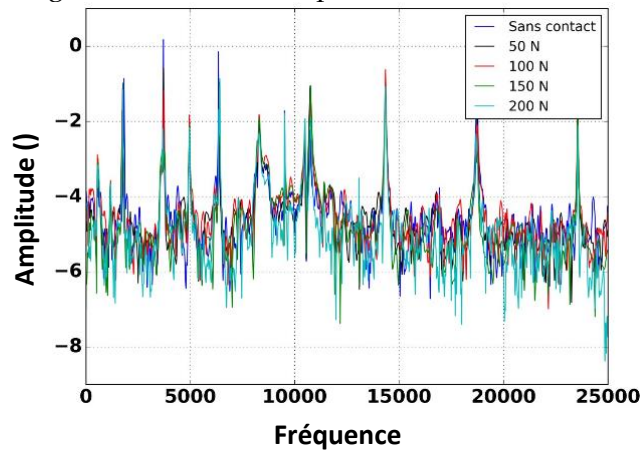


Figure 33 FRF en contact ouvert puis fermé pion-disque

D.6.Évolutions des surfaces

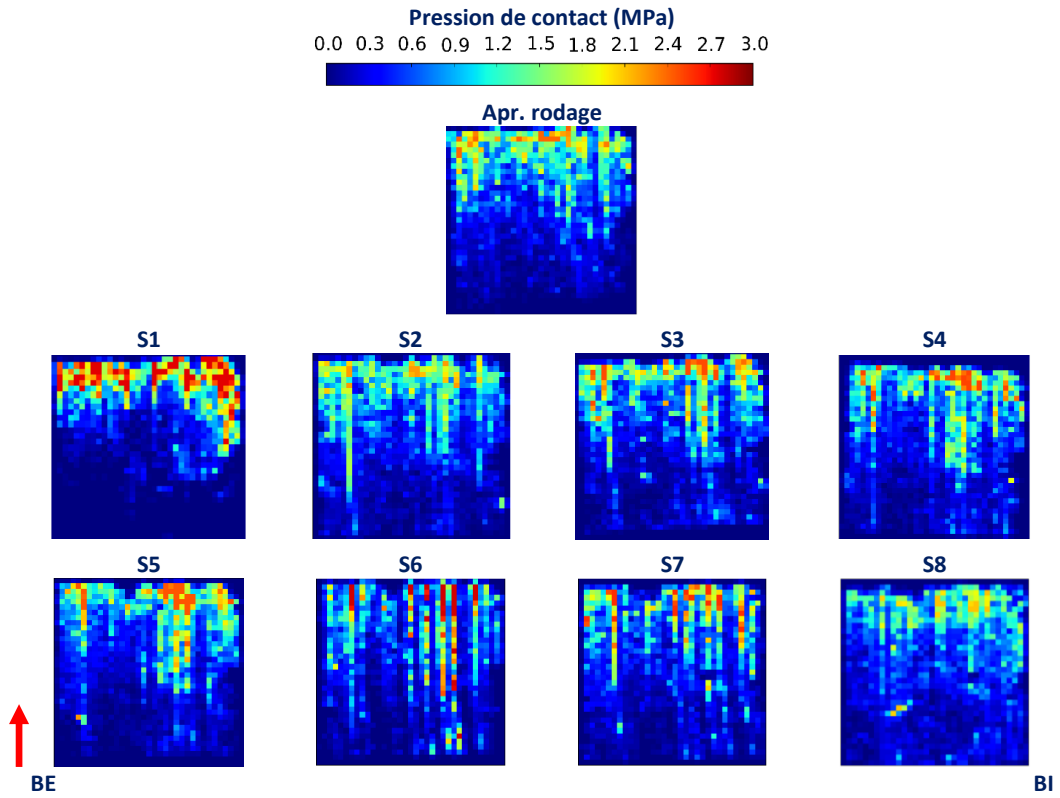


Figure 34 Répartition de pression au contact pion-disque après chaque série G35

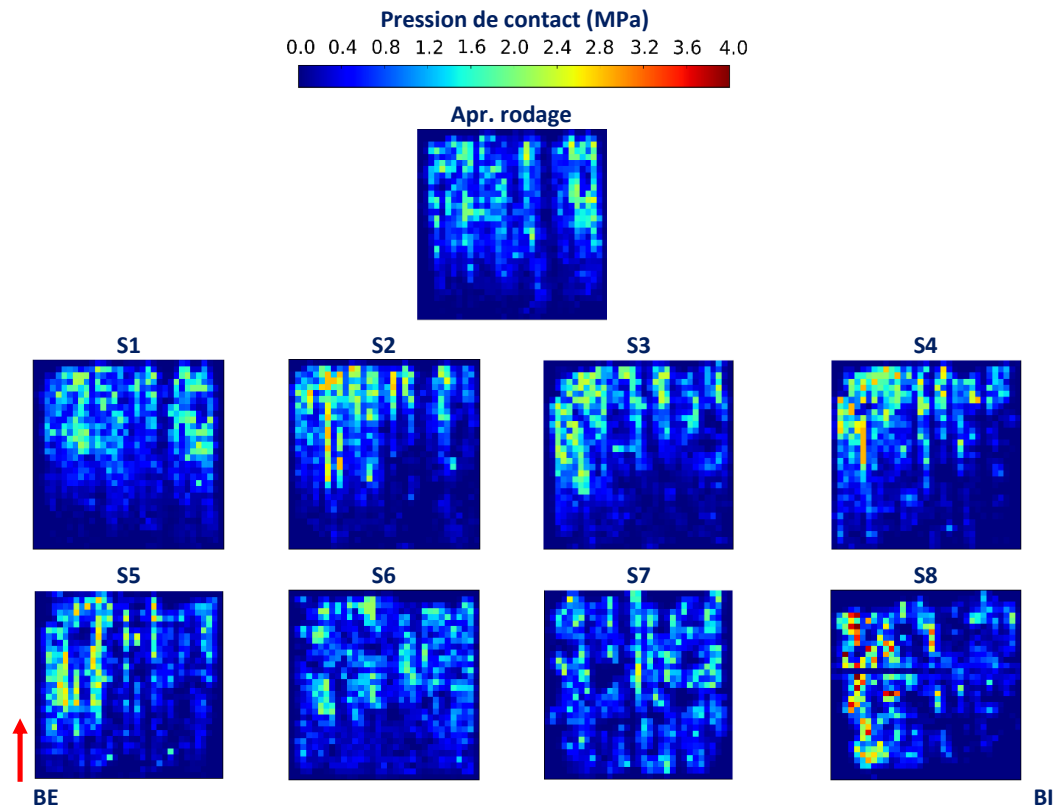


Figure 35 Répartition de pression au contact pion/ disque après chaque série G36-002

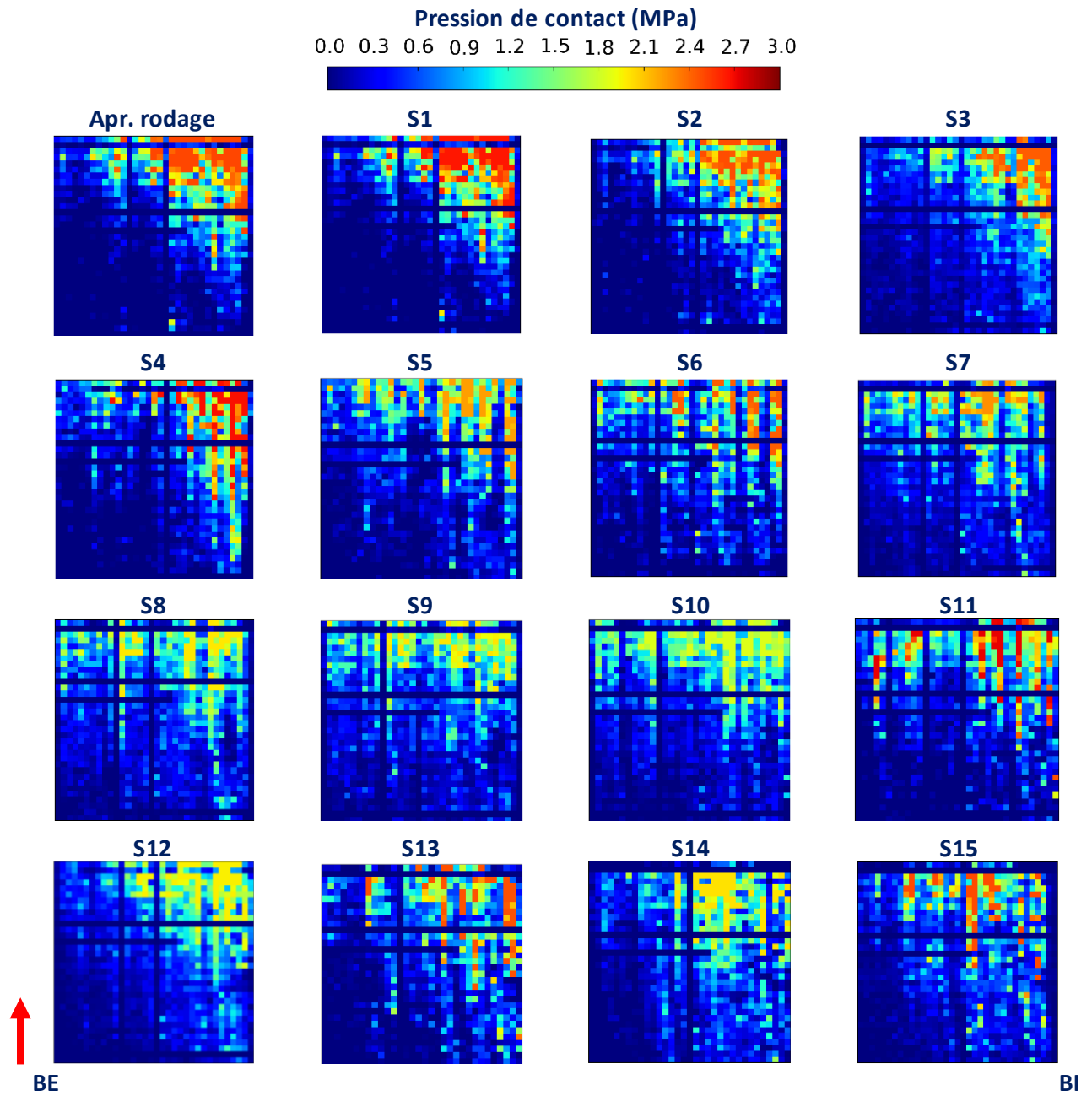


Figure 36 Répartition de pression au contact pion-disque après chaque série G36S

