



HAL
open science

**Contribution à l'étude du couplage
thermique-mécanique-électrique dans les contacts
électriques : application à l'élaboration d'un modèle de
durée de vie d'un contacteur**

Aurélien Fouque

► **To cite this version:**

Aurélien Fouque. Contribution à l'étude du couplage thermique-mécanique-électrique dans les contacts électriques : application à l'élaboration d'un modèle de durée de vie d'un contacteur. Electronique. Université Paris-Saclay, 2020. Français. NNT : 2020UPASC001 . tel-02880580

HAL Id: tel-02880580

<https://theses.hal.science/tel-02880580>

Submitted on 25 Jun 2020

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

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

Contribution à l'étude du couplage thermique-mécanique-électrique dans les contacts électriques : application à l'élaboration d'un modèle de durée de vie d'un contacteur

Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay

École doctorale n° 575 : Electrical, Optical, Bio-Physics and Engineering (EOBE)

Spécialité de doctorat : Génie électrique

Unité de recherche : Université Paris-Saclay, CentraleSupélec, CNRS, Laboratoire de Génie Électrique et Électronique de Paris, 91192, Gif-sur-Yvette, FRANCE

Réfèrent : CentraleSupélec

Thèse présentée et soutenue à Gif-sur-Yvette, le 29 janvier 2020, par

Aurélien FOUQUE

Composition du jury :

Philippe TEULET Professeur, Université de Toulouse (LAPLACE)	Président du jury
Jean-Marc BAUCHIRE Professeur des Universités, Université d'Orléans (GREMI)	Rapporteur
Kacem SAI Professeur, ENI Sfax, Tunisie	Rapporteur
Lahouari BENABOU Maître de Conférences HDR, Université de Versailles Saint-Quentin (LISV)	Examineur
Georges CAILLETAUD Professeur, MINES ParisTech, PSL (Centre des Matériaux)	Examineur
Romarc LANDFRIED Enseignant-chercheur, CentraleSupélec (GeePs)	Examineur
Sylvain LECLERCQ Ingénieur HDR, EDF Chinon	Examineur
Frédéric HOUZÉ Chargé de Recherche HDR, CNRS (GeePs)	Directeur de thèse
Vladimir ESIN Chargé de Recherche HDR, MINES ParisTech, PSL (Centre des Matériaux)	Invité
Marina LISNYAK Ingénieure Docteure, Experte Coupure BT, Schneider Electric Eybens	Invitée
Jean-Luc PONTHENIER Ingénieur Docteur, Expert Coupure BT, Schneider Electric Eybens	Invité

CENTRALESUPÉLEC | MINES PARISTECH
SCHNEIDER ELECTRIC

MANUSCRIT DE THÈSE DE DOCTORAT

Contribution à l'étude du couplage thermique-mécanique-électrique dans les contacts électriques : application à l'élaboration d'un modèle de durée de vie d'un contacteur

AURÉLIEN FOUQUE

[@centralesupelec.fr](mailto:centralesupelec.fr) | [@mines-paristech.fr](https://twitter.com/ Mines-Paristech)

encadré par :

GeePs : Philippe Testé | Romaric Landfried | Frédéric Houzé

Centre des Matériaux : Georges Cailletaud | Vladimir Esin | Vladislav Yastrebov

Schneider : Alexandre Bonhomme | François Chaudot | Jean-Luc Ponthenier | Marina
Lisnyak



29 janvier 2020

Résumé

Un contacteur est un dispositif électromécanique destiné à établir ou couper un courant électrique dans un circuit par la fermeture ou l'ouverture de contacts. Lors de chaque manœuvre, un arc électrique est créé entre les «pastilles» des contacts, conduisant par l'énorme densité de puissance mise en jeu à atteindre et dépasser localement la température de fusion du matériau. De ce fait, l'action répétée des arcs durant la vie de l'appareil (jusqu'à plusieurs centaines de milliers de cycles ouverture/fermeture) mène progressivement à la «ruine» des pastilles des contacts et au dysfonctionnement du contacteur. Le travail de thèse vise à proposer des outils de modélisation de l'endommagement des pastilles de contact sous l'effet des arcs, dans l'objectif à plus long terme de prédire la durée de vie du contacteur selon ses conditions d'utilisation. Le matériau considéré est un pseudo-alliage en argent et oxyde d'étain. Dans un premier temps, plusieurs campagnes expérimentales ont été menées pour réunir toutes les données d'entrée indispensables aux modélisations : détermination des propriétés thermomécaniques du matériau, caractérisation des endommagements – en surface et en profondeur – produits par un arc unique et par une accumulation d'arcs, estimation de la densité de puissance apportée par un arc au matériau de contact. De nombreuses techniques ont ainsi été mises en œuvre : essais de traction monotone et de chargement cyclique, indentation (microdureté), profilométrie 3D, microscopies optique et électronique à balayage, analyses EDS et EBSD, imagerie par caméras thermique et ultrarapide. Puis deux types de modèles ont été successivement développés. Le premier utilise le code de calcul par éléments finis Z-set. Développé en géométrie axisymétrique, il vise à décrire au sein du matériau l'évolution des températures, contraintes et déformations résultant d'un arc (supposé fixe), puis l'amorçage de fissures au terme de quelques centaines d'impacts au même point. Une variante 3D a ensuite été abordée pour approcher le cas d'arcs mobiles. Le second modèle, de nature phénoménologique, repose sur des descriptions simplifiées de la topographie et de la teneur en argent au voisinage de la surface, ainsi que sur des règles d'occurrence et de distribution spatiale, issues autant que possible des observations expérimentales. Il est destiné à simuler dans un temps de calcul raisonnable les dommages résultant du cumul d'un très grand nombre d'arcs sur toute la surface des pastilles.

Abstract

A contactor is an electromechanical device designed to establish or disconnect an electrical current in a circuit by closing or opening contacts. During each operation, an electric arc is created, due to the enormous power density involved to reach and locally exceed the melting temperature of the material. As a result, the repeated action of the arcs during the life of the device (up to several hundred thousand closing/opening cycles) gradually leads to the ruin of the contact pads and the malfunction of the contactor. The thesis work aims to propose tools for modelling the damage of contact pads under the effect of repeated impacts, with the longer-term objective of predicting the life of the contactor according to its operating conditions. The material considered is a pseudo-alloy made of silver and tin oxide SnO_2 . As a first step, several experimental campaigns were carried out to collect all the input data required for modelling : determination of the thermomechanical properties of the material, characterization of damage – surface and bulk – produced by a single arc and by an accumulation of arcs, estimation of the power density provided by an arc to the contact material. Many experimental techniques have been used : monotonous tensile tests and cyclic loading, indentation (microhardness), 3D profilometry, optical microscopy and scanning electron microscopy, EDS and EBSD analysis, thermal imaging camera, high speed camera. Then two types of models were successively developed. The first one uses the Z-set finite element code. Developed in an axisymmetric geometry, it aims to describe within the material the evolution of temperatures, stresses and strains resulting from an arc (assumed fixed), then the initiation of cracks after a few hundred of impacts at the same point. A 3D variant was then discussed to approach the case of moving arcs. The second model, of a phenomenological nature, is based on simplified descriptions of topography and tensile strength in silver in the vicinity of the surface, as well as on rules of occurrence and spatial distribution, taken as much as possible from experimental observations. It is intended to simulate in a manageable calculation time the damage resulting from the accumulation of a very large number of arcs over the entire surface of the pellets.

Remerciements

Je remercie en premier lieu l'encadrement de Romaric Landfried, Philippe Testé et de mon directeur de thèse Frédéric Houzé du laboratoire GeePs qui ont été présents du début à la fin de ce doctorat ainsi que pour l'accompagnement lors des essais électriques. Je remercie également l'encadrement du Centre des Matériaux avec Vladimir Esin, Vladislav Yastrebov et Georges Cailletaud qui sont intervenus à des moments stratégiques du projet. L'entreprise Schneider a aussi beaucoup contribué à cette étude, avec Alexandre Bonhomme, Jean-Luc Ponthenier, Marina Lisnyak, François Chaudot et Christophe Kilindjian, pour cela je remercie ces personnes.

Cette thèse a été l'occasion pour moi d'utiliser des machines géniales, comme les microscopes électroniques à balayage, pour cela je tiens à remercier les personnes qui ont pu me former et m'aider comme Vladimir Esin, Antoine Debray, Fabrice Gaslain, Gérard Brabant, Maria Simões et Kévin Barrière. Je remercie David Alamarguy pour les analyses chimiques poussés en surface des électrodes. Merci à Jean-Luc Ponthenier pour la mise en œuvre de la fameuse machine «Saturne» ! Merci à Thierry Leblanc pour sa formation et son aide sur le profilomètre optique.

Un merci à Alain Köster, Matthieu Rambaudon et Anthony Chesnaud pour m'avoir permis d'utiliser les machines pour les essais mécaniques d'érouissage et de mesures de dilatation thermomécanique. Quelques soucis techniques ont été résolus et la production ou rectification d'éprouvettes dans les ateliers des différents laboratoires ont été effectués par Frédéric Coutard, René Cluzet, Vasco Cabral Lopes, Christophe Meurin, Michel Police et Richard Andlauer, merci à eux.

Le principal outil de travail pour stocker les données, les travailler et rédiger le mémoire étant mon ordinateur, je remercie les services informatiques pour leur support, représentés par Gregory Sainte-Luce, Patrice Viotti, Mickaël Siry, Olivier Hubert et Anthony Guindon. Je remercie les techniciens qui m'ont permis d'avoir des pastilles de contacteurs testés en condition AC-3, c'est-à-dire Michel Bézout et Michel Parent, Grigori Delcarmine et Stéphane Serges.

Merci à ceux qui ont réalisé les éprouvettes, Sybille Normant, Claude Bonifaci et son équipe. Les attaques chimiques ont été un élément clef dans la thèse, je remercie donc Antoine Debray, David Alamarguy et Valérie Michez. De nouveau, merci à Valérie pour la production d'électrodes fines. Je remercie Georges Cailletaud et Vladislav Yastrebov pour leur support sur les deux types de simulation : le fantastique logiciel maison Zébulon pour les simulations thermomécaniques et le programme Python pour le modèle phénoménologique. Merci à Nathalie Nitharum, Léonor Pereira Alves et Catherine Rouil pour le

support logistique.

Je remercie mes collègues des différents laboratoires : Anass, Faisal, Jan, Richi, Jennifer, Anthony, Rudy, Harris, Lisa, Liliana, Nicolas, Mohamed, Madjda, Mokrane, Régis, Hélène, Youssef et tous les autres, pardon à ceux qui ne figurent pas dans la liste mais que je n'oublie pas ! Les rigolades, les sorties au restaurant, les séances de natation et les parties de football ont contribué à ce que j'arrive jusqu'à la soutenance. Merci à mes potes d'enfance pour leur soutien moral et leur présence depuis tant d'années : Baptiste, Jessy, Pierre, Amandine, Fabien, Céline et Gary.

J'ai une pensée pour mes grands-parents disparus avant et pendant la thèse, j'espère que de là-haut il peuvent toujours me voir... Je remercie mes parents et ma sœur Pauline pour le soutien moral et logistique. Enfin, je remercie ma chérie, Cláudia, pour son amour.

Sommaire

Résumé	I
Abstract	II
Remerciements	III
Introduction générale	1
1 Rappels généraux sur l'arc électrique et les contacteurs	4
1.1 Rappels concernant l'arc électrique	4
1.2 Contacteur, principe de fonctionnement et endommagement	7
1.2.1 Principe de fonctionnement	7
1.2.2 Matériaux d'électrodes	15
1.2.3 Endommagement des pastilles de contact	17
1.3 Contacteur D115 de Schneider Electric	18
1.3.1 Architecture	18
1.3.2 Dispositifs d'extinction des arcs	20
1.4 Catégories d'utilisation des contacteurs en endurance électrique	21
1.5 Conclusion des rappels généraux	23
2 Étude des propriétés du matériau constituant les contacts	25
2.1 Conductivités et capacités thermiques	25
2.1.1 Rappel des équations	25
2.1.2 Matériel utilisé pour les mesures	26
2.1.3 Valeurs mesurées en phase solide	27
2.1.4 Valeurs calculées en phase liquide	27
2.2 Dilatation thermique	30
2.2.1 État de l'art	30
2.2.2 Mesures réalisées dans le cadre de notre étude	30
2.3 Essais mécaniques	33
2.3.1 État de l'art	33
2.3.2 Équipement et méthodes employées	38
2.3.3 Essais mécaniques réalisés	41
2.3.4 Identification des paramètres pour les trois matériaux	47
2.3.5 Faciès de rupture	47
2.4 Dureté	49
2.4.1 État de l'art	49
2.4.2 Mesures	51

2.5	Conclusion sur les propriétés du matériau	52
3	Endommagement sous l'action de l'arc	54
3.1	Essais électriques simplifiés	54
3.1.1	Machine «Saturne»	54
3.1.2	Endommagement généré par un arc	58
3.1.3	Endommagements générés après plusieurs arcs	71
3.2	Essais en conditions AC-3	84
3.2.1	Principe des essais interrompus	84
3.2.2	Description de l'endommagement provoqué lors des essais AC-3	86
3.2.3	Étude microstructurale des endommagements	89
3.3	Conclusion sur l'endommagement des pastilles	100
4	Estimation du bilan de puissance aux électrodes	103
4.1	Introduction	103
4.2	Description du bilan de puissance	104
4.2.1	Introduction	104
4.2.2	Deux approches pour décrire les interactions arc-électrodes	105
4.2.3	Phénomènes physiques à l'échelle microscopique : bilan de puissance	106
4.2.4	Le bilan de puissance à une échelle macroscopique	109
4.3	Observation des cratères et zones fondues	112
4.3.1	Introduction	112
4.3.2	Description des endommagements	112
4.3.3	Profilométrie et modélisation numérique pour le bilan de puissance	115
4.3.4	Zones fondues observées à l'optique et à l'EBSD	119
4.4	Cartographie thermique	127
4.4.1	Introduction	127
4.4.2	État de l'art sur les mesures de températures d'électrodes	128
4.4.3	Description du dispositif expérimental et méthode de mesure	130
4.4.4	Un exemple de résultat expérimental et de dépouillement	133
4.4.5	Synthèse d'autres résultats	137
4.5	Évolution du rayon fondu à l'arrière de l'électrode	144
4.5.1	Introduction	144
4.5.2	Un exemple de résultats et d'analyse	145
4.6	Conclusion du bilan de puissance	147
5	Modélisation thermomécanique de l'apparition des fissures	151
5.1	Introduction	151
5.1.1	Résumé des phénomènes physiques observés et leurs conséquences	151
5.1.2	Problème physique considéré dans ce chapitre et procédure numérique associée	151
5.2	Modèle axisymétrique pour un arc fixe	154
5.2.1	Géométrie et maillage	154
5.2.2	Calcul thermique	154
5.2.3	Calcul mécanique	158
5.2.4	Post-traitement de fatigue	163
5.3	Calcul 3D	166
5.3.1	Calcul 3D pour un arc fixe (calcul de référence)	166
5.3.2	Calcul thermique de référence	167

5.3.3	Calcul mécanique de référence	168
5.3.4	Calcul thermique avec un arc mobile	170
5.3.5	Calcul mécanique avec arc mobile	171
5.4	Conclusion de la modélisation thermo-mécanique	175
6	Modèle de démixtion multi-arcs	177
6.1	Introduction	177
6.2	Principe du calcul	178
6.2.1	Géométrie de départ	178
6.2.2	Forme du cratère	179
6.2.3	Proposition d'un modèle déterminant la position de l'arc	182
6.2.4	Gestion de l'épaisseur des amas d'argent	187
6.2.5	Définition d'un critère d'arrêt correspondant à la soudure du contact	189
6.3	Mise en œuvre numérique des modèles	190
6.4	Application du modèle simplifié MADeM-S	192
6.4.1	Évolution de la géométrie	192
6.4.2	Application du modèle MADeM-S à des essais effectués sur la ma- chine Saturne	193
6.4.3	Application du modèle MADeM-S à une pastille testée en condition AC-3	198
6.5	Application du modèle MADeM	211
6.5.1	Rappel des paramètres et des équations du modèle	211
6.5.2	Résultats	213
6.5.3	Étude paramétrique	216
6.6	Conclusion du modèle multi-arc	220
	Conclusion et perspectives	223
A	Propriétés du matériau	225
A.1	Mise en donnée de la dilatation thermique	225
A.2	Paramètres identifiés dans la loi de comportement	226
B	Endommagement du matériau	228
B.1	Rivets «Saturne»	228
B.2	Essais AC-3	234
B.2.1	Photographies de surface des pastille	234
C	Simulation de l'amorçage	255
C.1	Post-traitement de fatigue	255
D	Modèle de démixtion multi-arcs	257
D.1	Artefact de calcul	257
	Références	261
	Liste des tableaux	268
	Liste des figures	269

Introduction générale

Le travail présenté dans ce manuscrit s'inscrit dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire de Génie électrique et électronique de Paris, le Centre des Matériaux de MINES ParisTech et la société Schneider Electric. Il a été financé en partie par une bourse du LABEX Laboratoire Systèmes et Ingénierie du Plateau de Saclay. Il concerne la modélisation de l'endommagement progressif des pastilles de contact dans un contacteur et a pour objectif, à terme, la proposition d'une méthodologie en vue d'estimer la durée de vie d'un contacteur.

Les contacteurs sont des dispositifs électromécaniques qui permettent de commander à distance un groupe d'appareils (moteurs électriques, . . .) en interrompant ou en établissant un courant électrique par l'ouverture ou la fermeture de contacts électriques. Lors de chacune de ces opérations, un arc électrique est créé entre les surfaces des électrodes constituant le (ou les) contact(s). Cet arc électrique chauffe intensément les électrodes et leur environnement. L'action répétée des arcs électriques (jusqu'à plusieurs centaines de milliers de cycles de fermeture/ouverture) endommage progressivement les pastilles des contacts, détériorant les performances du composant et menant ainsi à la «ruine» du matériau et par suite au dysfonctionnement du contacteur. Du fait des très nombreux phénomènes physiques impliqués, le dimensionnement d'un contacteur en vue d'optimiser sa durée de vie nécessite une approche qui combine des modèles électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques. En effet, l'énorme densité de puissance mise en jeu lors d'une phase d'ouverture ou de fermeture permet d'atteindre et de dépasser localement la température de fusion. L'éjection ou la vaporisation de matériau de contact contribuent alors à l'érosion des pastilles, en termes de pertes de masse progressives. D'autres phénomènes, tels que la déformation progressive des surfaces (accumulation de cratères par exemple) ou l'apparition de réseaux de fissures, contribuent aussi à la dégradation des propriétés du contact (résistance de contact, perte de masse. . .). Enfin, l'évolution spatiale de la composition du matériau est susceptible de provoquer un risque de soudure des pastilles.

L'ampleur de la tâche en vue de proposer un modèle permettant de prévoir le vieillissement de pastilles de contact au cours de différents modes de test (par exemple AC-3 ou AC-4) est trop vaste pour faire l'objet d'une seule thèse, d'autant plus que, s'il existe des données dans la littérature sur l'analyse électrique et thermique des contacteurs, les aspects mécaniques ne sont pratiquement pas abordés avec le degré de complexité adapté. L'objectif du travail décrit dans ce mémoire est donc de proposer une première étape originale ouvrant la voie à de futurs développements, en cherchant à renforcer les liens entre les différentes communautés de recherche et en gardant en vue l'application industrielle.

Le premier chapitre présente un état de l'art du problème électrique et des phénomènes rencontrés. Après un très rapide rappel sur les propriétés de l'arc électrique, nous sommes attachés plus particulièrement à décrire le principe de fonctionnement d'un contacteur et les endommagements subis par les pastilles de contact. S'ensuit une partie concernant la fabrication du matériau de contact, puis le chapitre se termine par la description du composant faisant l'objet de l'étude : le contacteur Schneider Electric D115. En vue de proposer un modèle d'endommagement, la méthode mise en œuvre s'articule autour de trois étapes préalables indispensables, chacune s'appuyant sur une palette de moyens expérimentaux spécifiques.

- i) Il faut essayer d'abord d'avoir une bonne connaissance du matériau constituant les pastilles de contacts : dans notre cas il s'agit d'un composite à matrice argent renforcée par de l'oxyde d'étain SnO_2 fabriqué au sein de la société Schneider Electric. Le chapitre 2 est donc consacré à l'estimation de ses propriétés. Les propriétés thermiques ayant fait l'objet d'une précédente étude, nous les rappelons brièvement. Nous nous sommes intéressés ensuite plus particulièrement aux propriétés mécaniques. Les essais ont été menés sur une large gamme de température. L'approche mécanique adoptée ne modélisant pas explicitement ce qui se passe lorsque le matériau est en phase liquide, la caractérisation concerne la mécanique des matériaux solides. Nous caractérisons ainsi en fonction de la température le comportement élastique (module de Young), la limite d'élasticité et le comportement inélastique, qui est plastique indépendant du temps à température ambiante, et devient progressivement viscoplastique lorsque la température augmente. Les extrapolations réalisées au voisinage et au-delà de la température de fusion permettront cependant de représenter un comportement purement visqueux. La base expérimentale comporte à la fois des essais monotones et des essais sous chargement cyclique.
- ii) Il faut ensuite disposer de caractérisations les plus complètes possibles des dommages provoqués par les arcs sur le matériau des pastilles de contact. C'est l'objet du chapitre 3. Pour des raisons explicitées dans le chapitre 1, nous nous sommes fixés dans un premier temps plus particulièrement sur l'arc d'ouverture. Pour cela un dispositif spécifique a été utilisé qui a permis l'étude des endommagements créés lors de l'ouverture, d'abord par un arc électrique unique, puis par une succession d'arcs (jusqu'à plusieurs dizaines de milliers). Dans les deux cas, l'influence des principaux paramètres est étudiée à l'aide de divers outils (pesée, profilométrie 3D, EDS, observation en coupe des endommagements par microscopie optique ou EBSD...). Plusieurs niveaux de présentation des résultats sont proposés : une description phénoménologique et une description quantitative en termes de caractérisation des cratères, de pertes de masse ou de cotes, de caractérisation des zones fondues ou d'évolution de la composition de la surface par exemple. Le chapitre se termine sur une étude de l'endommagement des pastilles dans le cas d'une procédure de test de type AC-3, avec des arcs générés dans ce cas non plus seulement à l'ouverture, mais également à la fermeture.
- iii) Il faut enfin pouvoir disposer d'une estimation des caractéristiques du bilan de puissance reçue par les électrodes sous l'effet des arcs. Ce point également crucial pour alimenter les modélisations est abordé dans le chapitre 4. Une première étape

décrit brièvement le choix fait quant à la présentation du bilan de puissance. Le reste du chapitre se divise en trois parties consacrées chacune à la description et la mise en œuvre de trois méthodes. Dans les trois cas, on s'appuie sur l'utilisation conjointe de résultats expérimentaux et d'un modèle décrivant l'échauffement des pastilles. La première méthode utilise les résultats du chapitre précédent concernant l'estimation des zones fondues par l'arc. Pour les deuxième et troisième méthodes, un dispositif utilisant des électrodes de formes spécifiques est développé. La deuxième méthode propose une mesure de profils de température à proximité de la zone chauffée par l'arc, et la troisième l'observation de cette même zone à l'aide d'une caméra rapide permettant ainsi de suivre l'évolution d'une zone fondue dans le cas de plus forts courants.

Sur la base des résultats obtenus dans ces trois chapitres à caractère expérimental, deux types de modèles sont proposés pour simuler la dégradation d'une pastille de contact en Ag-SnO₂ suite à des impacts répétés d'arcs électriques. Le chapitre 5 met en œuvre un modèle thermomécanique orienté plus particulièrement sur la dégradation par amorçage de fissures. Il propose une analyse fine de l'effet d'un arc unique, d'abord en termes de champs de température, puis de champs de contrainte et déformation. La modélisation s'effectue à l'aide d'un code de calcul par éléments finis. Le modèle est développé dans un premier temps pour une géométrie axisymétrique. Par sa construction même, celui-ci représente uniquement le cas d'un arc fixe, mais la répétition des impacts au même point (pendant quelques centaines de cycles) débouche sur une estimation du nombre d'arcs nécessaires pour amorcer des fissures macroscopiques dans la pastille. Une approche 3D mettant en jeu un arc mobile permet pour finir de quantifier l'influence bénéfique des procédures où l'on «chasse» l'arc.

Le chapitre 6, quant à lui, vise une approche plus globale, destinée à décrire l'endommagement des pastilles de contact au fil de centaines de milliers de manœuvres. Le but est de représenter une évolution réaliste de l'ensemble de la pastille au lieu de se limiter au voisinage d'un arc. Il faut donc se contenter d'une représentation plus phénoménologique. Nous retenons dans la description le fait que chaque impact crée un cratère, et qu'il provoque une évolution de la composition chimique au voisinage de la surface. Le but est d'une part de prévoir l'érosion progressive des pastilles, et d'autre part l'accumulation d'amas d'argent, susceptibles de conduire à la soudure des contacts. La mise en œuvre numérique repose sur une conception modulaire, si bien qu'il est facile de tester des hypothèses de travail, concernant justement l'influence de la forme des cratères, les règles d'évolution de la couche d'argent, avec et sans arrachement, et aussi la distribution spatiale des impacts. Deux types de modélisations sont présentés, qui se distinguent dans la manière de sélectionner les points d'impact successifs. La première méthode, la plus simple, consiste à choisir de façon aléatoire un point dans une zone entourant le point le plus haut du profil courant. Une seconde approche, plus proche de la réalité physique, passe par la détermination des zones de contacts en résolvant de façon approchée l'équilibre mécanique, ce qui autorise la prise en compte de zones de contacts multiples.

Chapitre 1

Rappels généraux sur l'arc électrique et les contacteurs

L'objectif de l'étude est de modéliser l'endommagement produit par des arcs électriques sur des pastilles de contacts électriques de contacteur. Pour ce faire, nous avons besoin de définir de façon succincte ce qu'est un arc électrique et les principaux phénomènes physiques qu'il met en jeu. Dans notre étude, il s'agit d'un arc apparaissant lors de la fermeture ou lors de l'ouverture d'un contact électrique. Les tensions d'arcs mesurées sont d'une dizaine de volts et l'intensité de courant d'une centaine d'ampères.

Nous présentons ensuite le principe de fonctionnement d'un contacteur : il s'agit à la base d'un actionneur mécanique commandé à distance qui ferme et ouvre un circuit électrique. Lors de son utilisation, des arcs sont générés à la fermeture et à l'ouverture. Il est à noter que pour ce type de contacteur, un système est présent pour chasser l'arc de la pastille et en limiter la dégradation. Ensuite, nous présentons le matériau qui constitue les pastilles de contact électrique. Il s'agit d'un pseudo-alliage d'argent et d'oxyde d'étain (Ag-SnO_2) enrichi de quelques additifs, issu de la métallurgie des poudres de l'usine du Vaudreuil de Schneider Electric. Une revue des endommagements subis sur des pastilles et déjà étudiés dans le passé est également présentée. Une partie est alors consacrée à l'appareillage mettant en œuvre ces pastilles : le contacteur D115 de Schneider Electric.

Enfin nous exposons une catégorie d'emploi des contacteurs donnée par une norme internationale, nommée AC-3. Ceci permet de comprendre les conditions d'endurance électrique dans lesquelles sont testés les contacteurs et l'origine de la dégradation des pastilles de contact. À titre de comparaison, une autre catégorie, AC-4 est présentée, mais il existe de multiples autres catégories d'utilisation.

1.1 Rappels concernant l'arc électrique

L'arc électrique est un milieu ionisé, très lumineux et électriquement neutre. Il est caractérisé par un degré d'ionisation, sans unité, situé entre 10^{-2} et 10^{-1} , qui est le résultat de la perte d'un ou plusieurs électrons par un atome. Il correspond au rapport du nombre d'électrons sur le nombre d'électrons plus les neutres.

Différentes catégories d'arcs existent. On fait couramment la distinction entre les arcs dits «basse pression» et «haute pression». C'est la catégorie haute pression qui nous intéresse, les contacteurs travaillant à pression atmosphérique. Dans cette catégorie, les températures des ions, des atomes de gaz neutres et des électrons peuvent être considérées comme égales dans la colonne d'arc (environ 10 000 K). Dans ces conditions, à chaque point dans le volume du plasma, on peut définir une température unique. C'est l'équilibre thermodynamique local [1].

Dans le cadre de notre étude, le matériel opère bien évidemment dans l'air à pression atmosphérique¹. D'autres milieux isolants existent comme par exemple l'huile, le vide, l'air comprimé ou le SF₆². Mais l'air est d'un point de vue industriel, le plus pratique, efficace, sûr et le moins cher dans le domaine de la basse tension.

Beaucoup de paramètres influencent énormément le comportement de l'arc, à savoir :

- le type d'alimentation : tension du circuit et intensité du courant, en continu ou en alternatif ;
- les électrodes : type de matériau, état de surface, forme, rugosité, géométrie, orientation,...
- la vitesse et l'accélération de la partie mobile, distance inter-électrodes ;
- les interactions avec les parois, céramiques ou plastiques ;
- le gaz : composition, pression,...

Une façon simple de décrire l'arc est de le diviser en plusieurs zones, comme le montre la [figure 1.1](#) : la zone cathodique, la colonne d'arc et la zone anodique. La zone cathodique s'étend sur quelques micromètres à quelques dizaines de micromètres au voisinage de la cathode. Elle peut être subdivisée entre la zone de charge d'espace et la zone d'ionisation. La première est l'endroit où le champ électrique va accélérer les électrons émis par la cathode. L'émission, de type froide ou chaude, a été étudiée par Murphy et Good [2]. La seconde est l'endroit où les électrons sont énergétiques et vont ioniser le gaz. D'autres électrons sont libérés et des ions sont créés. Dans cette zone, le plasma d'arc est hors équilibre thermodynamique local.

Les mécanismes conduisant au chauffage des électrodes sous l'action de l'arc ainsi que leur prise en compte dans cette étude seront détaillés dans le [chapitre 4](#).

Un modèle simple pour représenter la tension d'arc est :

$$U_{\text{arc}} = V_c + V_a + Ed \tag{1.1}$$

avec :

- U_{arc} tension d'arc (V)
- V_c chute de tension cathodique (V)
- V_a chute de tension anodique (V)
- E champ électrique moyen dans la colonne d'arc (V·m⁻¹)
- d longueur de la colonne d'arc (m)

1. à P=1013,25 hPa l'air sec contient principalement 78% de N₂ et 21% de O₂ en volume.

2. ou hexafluorure de soufre, incompatible avec des contacts en Ag à cause du soufre, d'où le choix d'un contact en cuivre.

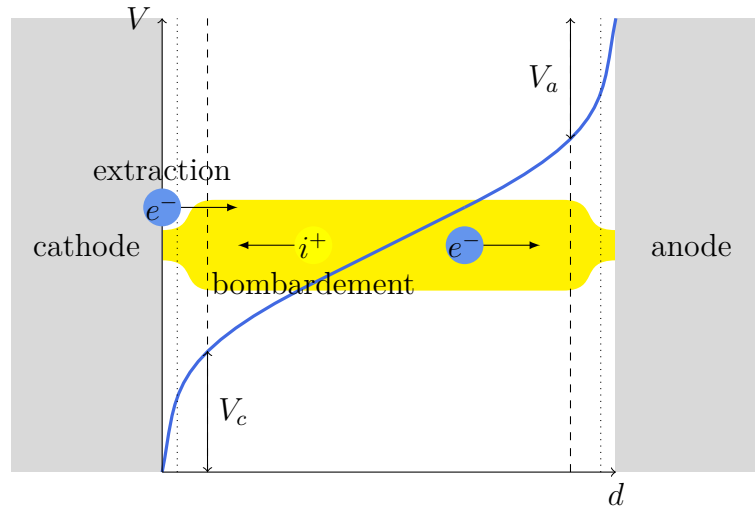


Figure 1.1 – Représentation schématique de l’arc entre les électrodes distantes de d ; les électrons e^- vont de la cathode vers l’anode; les ions positifs i^+ vont en sens inverse; V_a et V_c sont les chutes de potentiel anodique et cathodique; entre une électrode et les pointillés se trouve la zone de charge d’espace; entre les pointillés et les tirets se trouve la zone d’ionisation; la différence de potentiel pour une distance de quelques millimètres est de quelques dizaines de volts.

Pour fixer les idées, on peut donner quelques valeurs typiques de E et $V_a + V_c$. Pour de l’Ag–SnO₂ dans l’air le champ électrique moyen vaut $3,4 \text{ V}\cdot\text{mm}^{-1}$, pour l’argent $4,5 \text{ V}\cdot\text{mm}^{-1}$ et pour le cuivre $4 \text{ V}\cdot\text{mm}^{-1}$. La somme des tensions anodique et cathodique vaut environ 15 V pour l’Ag–SnO₂, 21 V pour l’argent et 20 V pour le cuivre, dans l’air [3].

À l’ouverture, l’apparition de l’arc électrique se produit suite à la formation d’un pont fondu. Ceci est sommairement décrit en [figure 1.2](#). L’origine de ce pont fondu est liée à la nature du contact lorsqu’il est fermé et que le courant passe. En effet, dans cette situation, le courant passe par certaines zones appelées «spots de contact». Sur la [figure 1.2](#) nous choisissons, par souci de simplification, le cas d’un unique spot de contact. Les différentes phases lors de l’ouverture sont les suivantes :

- a. le courant passe par un spot de contact, avec des lignes de courant représentées par les lignes bleues ;
- b. lorsque les électrodes commencent à s’écarter, le diamètre du spot diminue, donc la section diminue, et de fait la densité de courant augmente localement dans le spot ;
- c. par effet Joule, la température augmente, ce qui entraîne une liquéfaction du matériau à l’endroit du spot, créant le pont fondu ;
- d. les contacts continuant à s’écarter et la température augmentant, à un certain moment le pont devient instable et se rompt, ou se vaporise ce qui entraîne l’amorçage de l’arc électrique.

Des arcs électriques peuvent survenir à d’autres moments. La violence de la fermeture peut amener les pastilles de contact électrique à rebondir. Ces rebonds sont nocifs pour le contact puisque les pastilles réaccostent sur des zones fondues, ce qui peut provoquer des éjections de métal fondu et aussi une soudure du contact.

Les rebonds sont aussi en partie causés par la force de répulsion [4]. Si l’on considère des volumes conducteurs en contact, avec des longueurs très grandes par rapport à leur

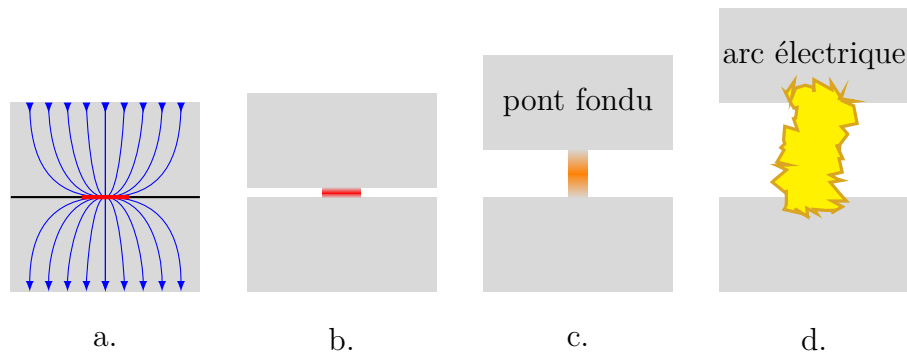


Figure 1.2 – Formation du pont fondu dans le cas du contact idéal. a. Contact fermé et passage du courant ; b. les électrodes de contact se séparent et le pont se forme ; c. le pont s'étire ; d. le pont rompt et donne naissance à l'arc.

diamètre et au diamètre du spot de contact, les forces causées par le resserrement des lignes de courant électrique sont décrites par :

$$F = \frac{\mu_0 I^2}{4\pi} \ln\left(\frac{r}{a}\right) \quad (1.2)$$

avec :

F force (N)

I intensité du courant (A)

r rayon extérieur du contact (m)

a rayon du spot de contact (m)

μ_0 perméabilité diélectrique du vide = $4\pi \cdot 10^{-7} \text{ H}\cdot\text{m}^{-1}$

L'arc peut être fixe ou mobile. La mobilité est naturelle ou forcée. On parle d'une mobilité forcée lorsque l'on applique volontairement un champ magnétique (par exemple) pour que l'arc se déplace dans une direction voulue. Pour un couple d'électrodes en tungstène dans l'air, on observe un pied d'arc unique, stable et immobile à l'anode, et plusieurs pieds d'arc qui changent de place très rapidement à la cathode [5].

Après avoir présenté la structure du plasma d'arc dans sa globalité ainsi que la manière dont il apparaît, nous allons nous intéresser au principe de fonctionnement d'un contacteur en général puis aux phénomènes d'arcs associés.

1.2 Contacteur, principe de fonctionnement et endommagement

1.2.1 Principe de fonctionnement

Établissement et coupure du courant

Le contacteur, avec l'interrupteur par exemple, sert à établir et couper le courant électrique sous tension. Un aperçu de la partie puissance d'un tel composant est proposé en [figure 1.3](#). Le courant est amené et repart par des éléments conducteurs en cuivre. Un contact est constitué de deux électrodes, dans un matériau à base d'argent en général dans le cas de nos applications. Sur chaque phase, il y a deux contacts, donc quatre électrodes.

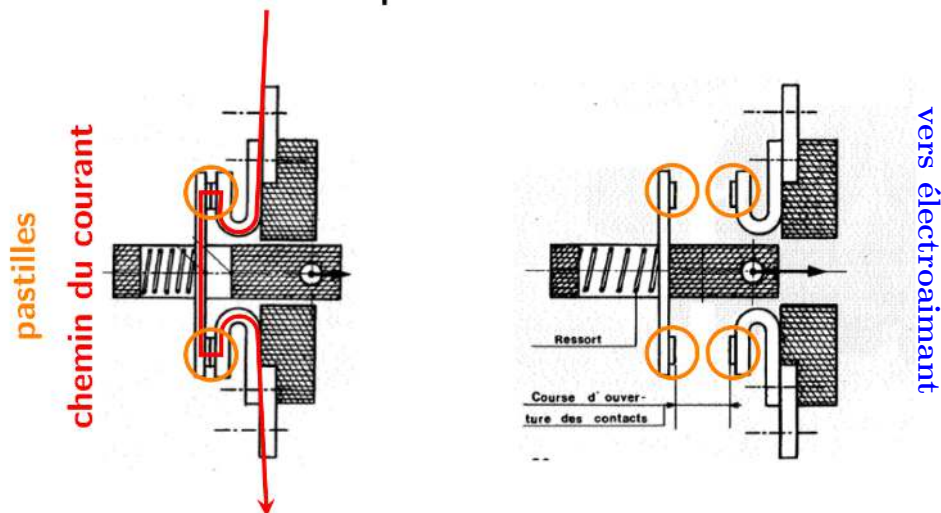


Figure 1.3 – Aperçu de la partie puissance ; à gauche en position fermée, le courant passe ; à droite en position ouverte, le courant est nul.

Sur le schéma de gauche, le ressort principal plaque la partie mobile, le contact est fermé, le courant passe. Des ressorts placés entre les contacts et l'équipage mobile permettent d'exercer une pression de contact. La pression de contact joue un rôle important pour le passage du courant. L'enjeu est en effet d'avoir la résistance de contact la plus faible possible. Sur le schéma de droite, dès que le courant ne passe plus dans l'électroaimant, le ressort principal se détend, les électrodes s'éloignent et s'écartent, le contact est ouvert et le courant ne passe plus.

Ouverture du contact

L'interruption d'un courant dans un circuit électrique en fonctionnement conduit à la formation d'un arc électrique [6]. Si l'on considère un exemple de circuit RL simple, présenté en [figure 1.4](#) d'équation :

$$e = Ri + L \frac{di}{dt} + U_{\text{arc}} \quad (1.3)$$

L'énergie emmagasinée par la bobine du circuit doit être évacuée et alimente l'arc électrique généré par l'ouverture du circuit :

$$E = \frac{1}{2} Li^2 \quad (1.4)$$

Une partie de cette énergie selfique va être dissipée par l'arc électrique lors de la coupure et va permettre au courant de s'interrompre au moment même ou avant le zéro de courant. Si $U_{\text{arc}} > e$ alors $\frac{di}{dt} < 0$ dans l'[équation 1.3](#). En courant alternatif, une coupure parfaite consisterait à ouvrir au moment où le courant est nul, mais aucun dispositif n'est assez rapide ni assez synchronisé pour y arriver. Il faudrait, durant le zéro de courant, ouvrir le circuit suffisamment vite pour que la distance d'ouverture soit suffisante dès que le courant devient supérieur au courant minimal nécessaire pour l'apparition d'un arc. Voilà pourquoi l'arc est inévitable à l'interruption du courant. La [figure 1.5](#) montre une photographie prise avec une caméra rapide [7], où l'on peut voir deux arcs électriques en série à l'ouverture, les deux points très lumineux apparaissant entre les pastilles. La [figure 1.6](#) donne un exemple de l'évolution des signaux de tension, courant, distance inter-électrodes lors d'une

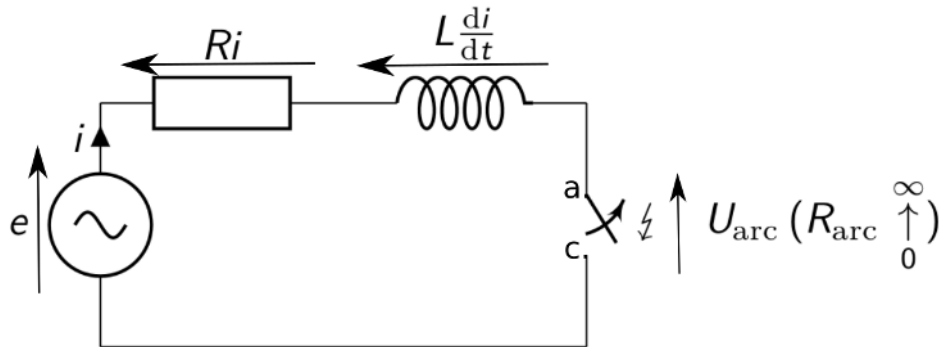


Figure 1.4 – Schéma de l'ouverture d'un circuit RL avec les tensions sur chaque dipôle et celle sur l'arc électrique notée U_{arc} .

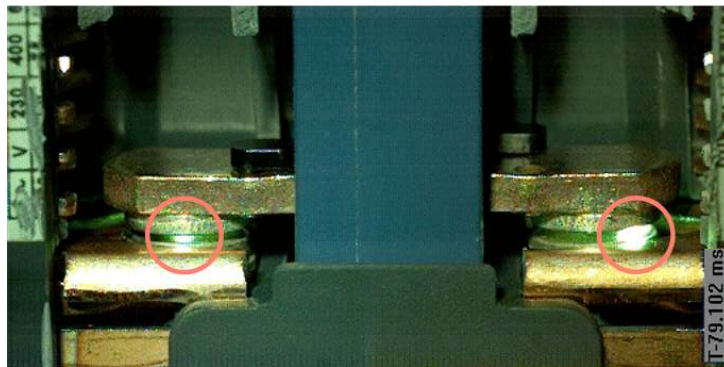


Figure 1.5 – Photographie de deux arcs électriques en série à l'ouverture des pastilles de contact lors d'un essai d'endurance AC-3, avec une distance entre pastilles de l'ordre du mm, et un courant interrompu de 100 A.

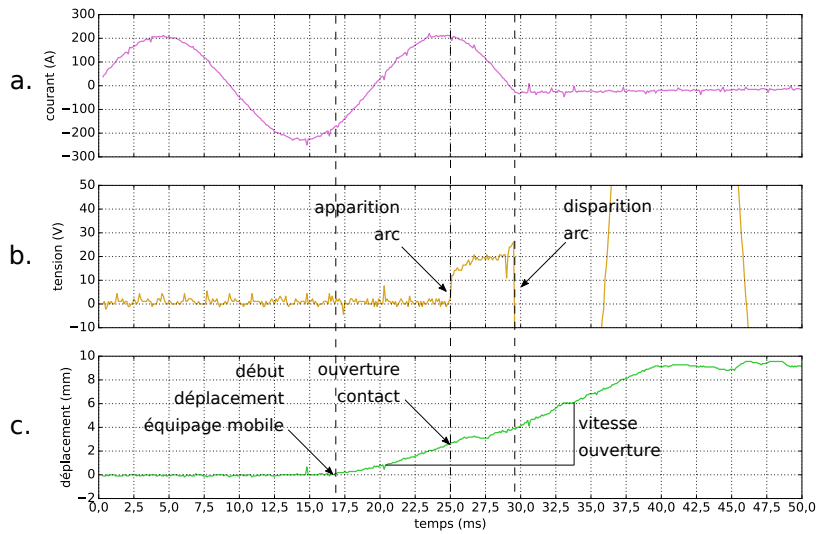


Figure 1.6 – Exemple de signaux électriques lors de l’ouverture sur machine d’essai d’une paire d’électrodes en courant monophasé avec une tension d’alimentation 230 V et un courant efficace de 150 A.

ouverture de circuit, en simple contact, dans le cas d’une alimentation en courant alternatif. Le circuit est initialement fermé. Nous pouvons voir en a) l’évolution de l’intensité du courant dans le circuit (150 A efficace soit 212 A crête), en b) l’évolution de la tension mesurée au niveau du contact et en c) l’évolution de la position de l’équipage mobile sur laquelle est fixée la pastille mobile.

Le courant est établi depuis un certain temps à 150 A efficace. L’origine des temps est fixée arbitrairement pour l’explication. La fréquence est de 50 Hz, soit un passage à zéro du courant toutes les 10 ms. La tension au niveau du contact est quasi-nulle, c’est-à-dire de l’ordre de quelques mV. Elle correspond à la chute de tension due à la résistance de contact inférieure au $m\Omega$.

Vers $t = 16$ ms, la force de contact diminue. Le ressort qui plaque l’électrode contre l’électrode fixe commence à se détendre mais les électrodes se touchent encore. Le courant passe toujours. Juste avant 25 ms, les électrodes commencent à s’écarter et une tension de l’ordre de 12 V apparaît. C’est la somme des chutes de tension anodique et cathodique, notée $V_a + V_c$ dans l’équation 1.1. Cette tension augmente avec l’écartement de l’électrode mobile par rapport à l’électrode fixe jusqu’à atteindre environ 25 V, du fait de l’allongement de l’arc. Puis vient le passage du courant à zéro et brutalement l’arc électrique disparaît, remplacé par la tension du réseau, ici 230 V. Cette dernière apparaît tronquée du fait de l’échelle choisie pour mieux voir ce qu’il se passe au niveau de la tension d’arc.

Après l’arc, les électrodes continuent de s’écarter jusqu’à la butée de 8 mm atteinte vers 40 ms, la tension du réseau se rétablit mais le courant reste à zéro. Le courant est définitivement interrompu. Pour le triphasé, l’interruption du courant est décrite par la figure 1.7 ainsi que dans [4], lors d’un essai électrique sur contacteur, ayant quatre électrodes soit deux contacts par phase (ou pôle) de courant. L’évolution de l’intensité des courants et des tensions aux bornes de chaque phase sont représentées. Le déphasage entre la tension et le courant est défini par un angle φ en radian, ici $\cos \varphi = 0,35$. Avant

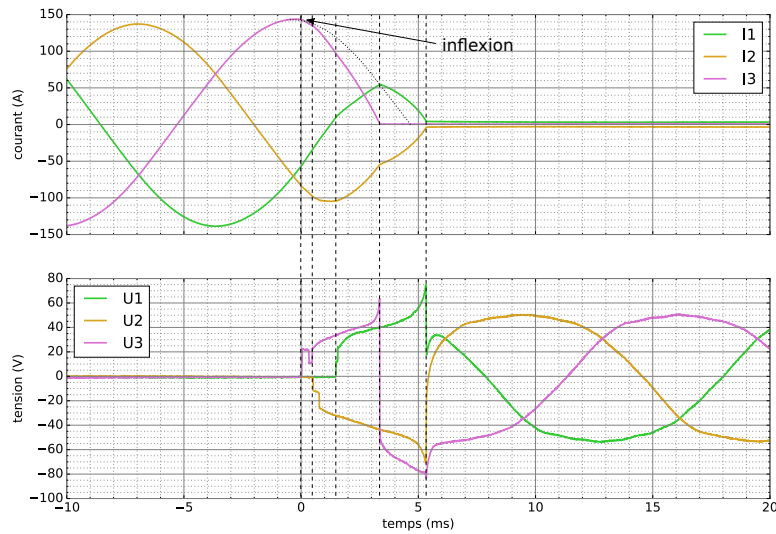


Figure 1.7 – Exemple de signaux électriques lors de l’ouverture d’un contacteur en triphasé avec une intensité de courant de 100 A efficace, une tension après coupure de 54 V soit un sixième de la tension réseau, et un déphasage de $\cos \varphi = 0,35$, en circuit selfique.

la coupure, les intensités des courants valent 100 A efficace avec un déphasage de $2\pi/3$ entre deux phases. Les tensions sont faibles. Elles correspondent chacune à la somme des deux tensions de contact en série alors que le contact est fermé. L’origine des temps est calée sur l’apparition des premiers arcs sur la phase 3.

Environ 6,5 ms avant l’apparition des premiers arcs, l’équipage mobile du contacteur commence à se déplacer, après que l’ordre a été donné à la bobine de l’électroaimant de commande d’ouvrir le circuit et que les trois ressorts de pôles commencent à se détendre. À $t = 0, 0,5$ et $1,5$ ms trois tensions d’arc commencent à apparaître sur les pôles respectifs 3, 2 et 1, les petits décalages entre eux étant dus au fait que les pôles ne s’ouvrent pas de manière parfaitement synchrone. Chaque pôle crée une chute de tension de $2U_{ac}$ soit environ 24 V, car il y a deux arcs en série par pôle.

À 3,3 ms, au pôle 3 le courant devient nul et le reste. Ce pôle a interrompu le courant. Sa tension repasse en négatif. À partir de ce moment, la coupure passe en biphasée, les courants 1 et 2 sont de signes opposés. Leur pente change légèrement. Un courant monophasé s’établit entre ces pôles. Des inflexions sont visibles sur les courbes, pour l’exemple, elle est représentée sur le courant de la phase 3 mais elle existe sur tous les pôles.

À 5,5 ms l’interruption de courant monophasé est effective et simultanée pour les deux pôles restants. Le courant ne passe plus et les trois pôles rétablissent une tension sinusoïdale avec une phase de $2\pi/3$ entre deux. Le pôle 2 voit un arc qui dure plus longtemps qu’aux pôles 1 et 3.

Parfois, il peut arriver que l’air soit encore très chaud, on assiste à un ou plusieurs réallumages thermiques d’arc, voir la [figure 1.8](#). À chaque ouverture, nous avons vu qu’un arc se produit entre les deux électrodes de contact. Une part de l’énergie dissipée dans l’arc va contribuer à endommager les pastilles. Des arcs peuvent survenir à d’autres instants.

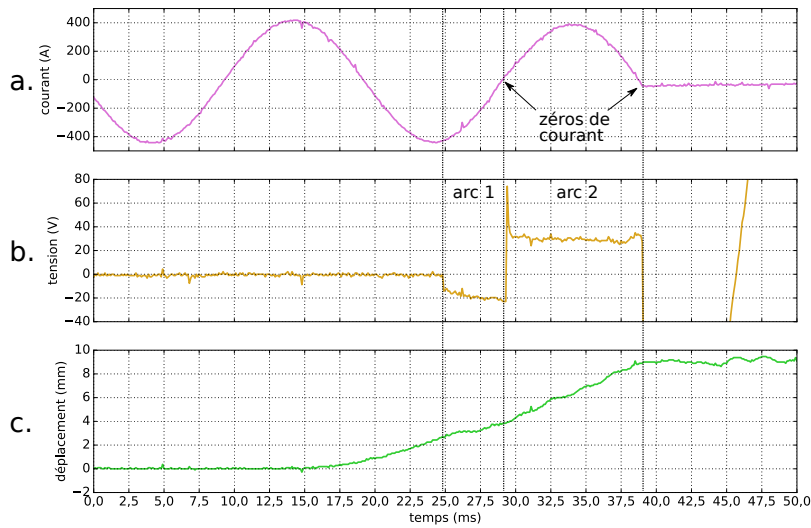


Figure 1.8 – Exemple de réallumage thermique d’arc vu sur machine; avec un premier arc de polarité négative puis un second arc de polarité positive d’énergie d’arc supérieure à la première. Ici, c’est l’énergie cumulée des deux arcs qui endommage et érode le matériau de la pastille.

Ainsi, lors de la fermeture d’un contact, des rebonds se produisent. Chacun représentant une mini-réouverture du circuit générant un arc électrique. Nous tenterons de voir si l’ouverture occasionne le plus de dommages que le rebond.

Fermeture et rebonds

Le rebond intervient lors de la fermeture. Idéalement, la fermeture du contact, représentée [figure 1.9](#), fait passer de manière instantanée d’un circuit ouvert, avec une tension triphasée de courant nul, à un circuit fermé, avec un courant triphasé et une tension de contact nulle.

Avant $t = 0$ ms, une tension existe sur chaque phase car le contact est ouvert. Peu avant cet instant, les tensions subissent des discontinuités, puis aussitôt les courants I_2 et I_3 s’établissent. Le courant I_2 en orange, avec une vitesse de montée de courant de $200 \text{ A}\cdot\text{ms}^{-1}$, est l’onde dite «symétrique». Le courant I_3 en violet, avec une vitesse de montée de courant de $-190 \text{ A}\cdot\text{ms}^{-1}$, est l’onde dite «de petite boucle», puisque le courant reste quelques négatif pendant quelques millisecondes avant de redevenir positif. Vers $t = 0,6$ ms, le courant I_1 en bleu s’établit, sa vitesse de montée est de $-250 \text{ A}\cdot\text{ms}^{-1}$, c’est l’onde dite «asymétrique». I_2 passe alors à $250 \text{ A}\cdot\text{ms}^{-1}$ et I_3 se met à croître. Mais si l’on regarde de plus près, différents phénomènes se produisent pendant la fermeture.

On distingue deux cas. Le premier cas est la phase de fermeture mécanique (voir [figure 1.10](#)) qui est un zoom de la zone en pointillés sur la [figure 1.9](#). Cela permet de visualiser les rebonds mécaniques se produisant avant $t = 0$ ms. On peut observer des signaux de tension ne suivant plus une sinusoïde, mais un courant qui n’est toujours pas établi. Il n’a donc pas d’arc électrique. Après $t = 0$ ms, nous passons au second cas. Le second cas concerne la fermeture électrique, voir [figure 1.11](#) qui est un zoom de la zone en pointillés sur la [figure 1.11](#). Le courant commence à passer et il se produit des petits sauts de tension, signe que des petits arcs électriques apparaissent.

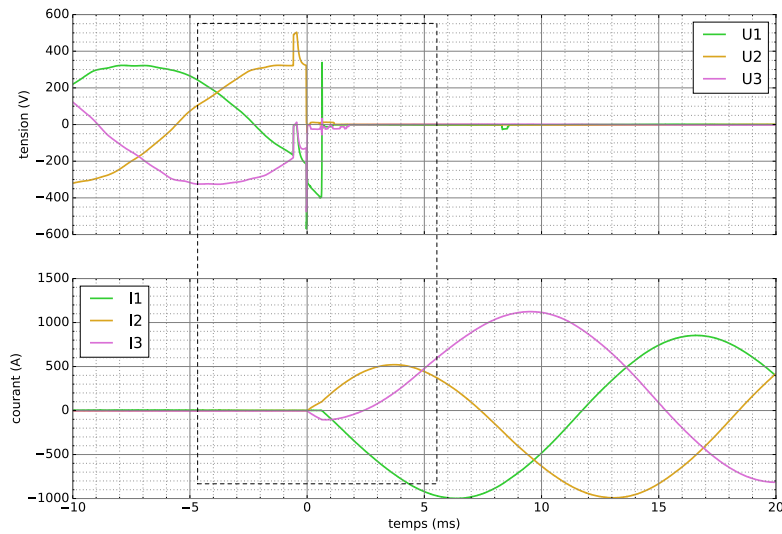


Figure 1.9 – Exemple de signaux électriques lors de la fermeture d’un contacteur en triphasé avec une tension simple efficace de 230 V, un courant établi de 600 A et un déphasage $\cos \varphi = 0,35$. Le rebond se produit dans la zone en pointillés.

C’est à ces instants de rebond que le risque de soudure des pastilles est le plus fort car les zones affectées thermiquement par l’arc contiennent encore du métal en fusion qui peut se solidifier au rebond suivant et lors de la fermeture. Ces rebonds sont dus au fait que, lors de la fermeture, le ressort principal amène les pastilles du porte-électrode mobile contre les pastilles fixes. Les ressorts de pression de contact viennent plaquer les pastilles de contact l’une contre l’autre, mais à cause de la vitesse à l’impact du porte-électrode mobile, ceci génère des rebonds. Les pôles 1 et 2 se ferment en même temps. Le pôle 3 prend un petit retard de 0,25 ms par rapport aux deux autres. Ceci s’explique par le fait que les six paires de contacts ne se ferment pas de manière parfaitement synchrone et que le pont mobile peut se fermer un peu en biais. Quand la fermeture et la coupure se produisent en courant triphasé, elles sont différentes selon les phases. Si l’on considère l’énergie de l’arc pour une paire d’électrodes, sans réallumage thermique de l’arc et sans considérer la répartition des énergies sur les électrodes, la formulation générale de cette énergie dissipée par l’arc est :

$$E_{\text{arc}} = \int_{\Delta t_{\text{arc}}} u_{\text{arc}}(t) i(t) dt \quad (1.5)$$

avec :

- E_{arc} énergie d’arc (J)
- Δt_{arc} durée de l’arc (s)
- $u_{\text{arc}}(t)$ tension d’arc (V)
- $i(t)$ intensité de courant dans le circuit (A)

Afin de comparer les énergies dissipées dans l’arc lors de la fermeture et l’ouverture par phase, nous proposons le [tableau 1.1](#) qui donne les résultats de calcul d’énergie ainsi que les durées d’arc, à la fermeture ([figure 1.11](#)) et à l’ouverture ([figure 1.7](#)), par phase.

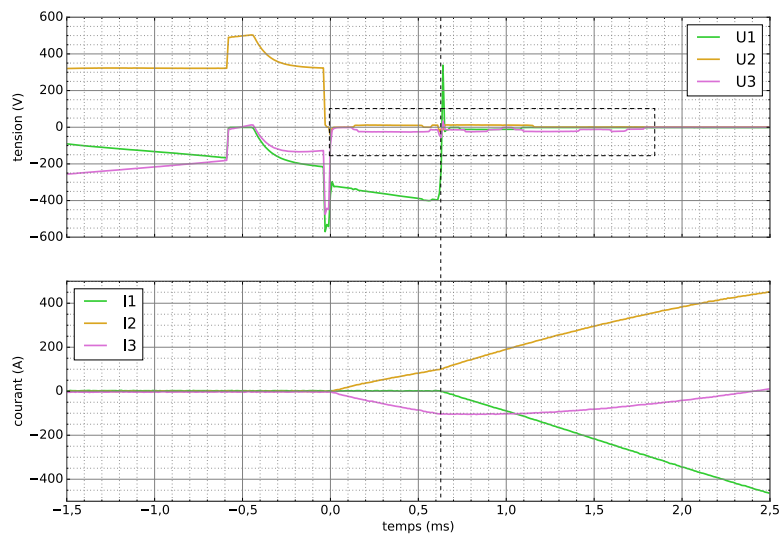


Figure 1.10 – Fermeture mécanique des contacts sous tension et courant, zoom de la [figure 1.9](#). La zone en pointillés met en évidence les rebonds électriques.

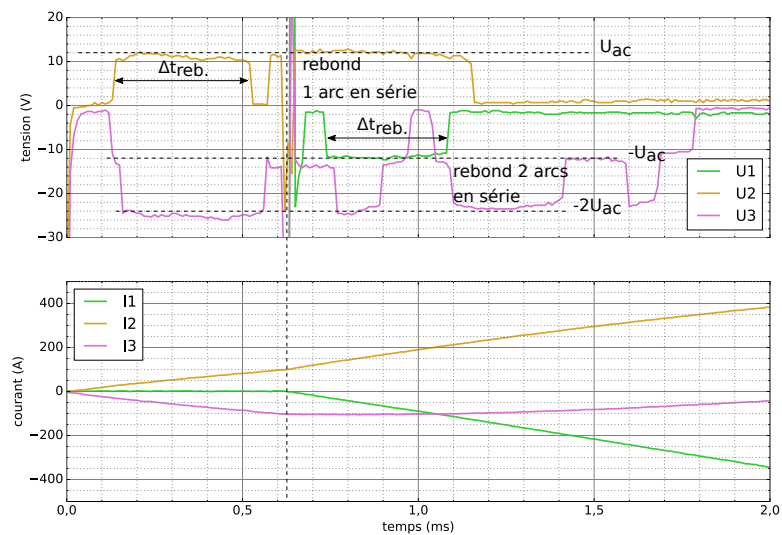


Figure 1.11 – Fermeture électrique des contacts, zoom de la [figure 1.10](#), faisant clairement apparaître les rebonds ; leur nombre et leur durée permettent de calculer l'énergie d'arc de rebond à l'établissement du courant.

Tableau 1.1 – Comparaison des estimations d'énergies d'arcs et de temps d'arcs totaux à la fermeture et à l'ouverture par phase.

Phase	Rebonds		Ouverture	
	t (ms)	E (J)	t (ms)	E (J)
1	0,5	0,3	3,8	5,5
2	1,0	1,3	4,8	11,5
3	1,8	2,6	3,4	8,2

L'énergie dissipée n'est pas la même dans chaque phase. À la fermeture, c'est la phase 3 qui subit le plus d'énergie, à l'ouverture c'est la phase 2. D'autre part, l'énergie qui va contribuer à l'endommagement lors de la coupure est environ un ordre de grandeur supérieure à celle qui est engendrée lors des rebonds par la fermeture dans cet exemple. L'énergie dissipée dans l'arc lors de la phase de rebond est d'environ un ordre de grandeur plus faible que celle dissipée lors de l'ouverture. Il faut cependant garder à l'esprit deux éléments importants :

- lors de l'ouverture du contact, les éjections de métal fondu sont causées principalement par les forces de Laplace dans le bain fondu ainsi que par les gradients de tension superficielle (effet Marangoni). Lors de la phase de rebonds, à ces deux forces vient s'ajouter l'effet de l'impact de l'électrode mobile sur l'électrode fixe qui peut fortement contribuer à l'éjection de métal fondu ;
- la soudure des électrodes de contact ne peut avoir lieu que lors de la phase de fermeture.

Dans la suite, notre travail a cependant principalement porté sur la phase d'ouverture du fait même des énergies mises en jeu.

Cette section nous a permis de présenter succinctement les phénomènes d'arcs à l'ouverture et les arcs de rebond. Le paragraphe suivant va se focaliser sur le matériau des pastilles d'électrodes et leur fabrication.

1.2.2 Matériaux d'électrodes

Les câbles électriques sont en général en cuivre, car celui-ci est bon marché, de l'ordre de 4,30 €/kg et possède une bonne conductivité électrique $59,6 \text{ MS}\cdot\text{m}^{-1}$. Il n'est cependant pas adapté pour les contacts car il s'oxyde à température ambiante dans l'air, et la formation de ses oxydes Cu_2O et CuO activée par la température rend rapidement isolant le contact. La conduction est dégradée et le contact chauffe anormalement, entraînant l'échauffement de tout l'appareil.

C'est pour cela que l'argent est utilisé. L'argent pur a une meilleure conductivité électrique que le cuivre, soit $63 \text{ MS}\cdot\text{m}^{-1}$. Il est aussi peu sensible à l'oxydation et sa mise en forme est aisée, car il est ductile, comme le cuivre. Par contre, il peut facilement donner lieu à des soudures. De plus, l'argent est très sensible en atmosphère sulfurée. Il ne peut donc pas être utilisé seul. C'est pourquoi un renfort est introduit dans la matrice Ag très conductrice, pour améliorer sa tenue mécanique et son endurance à l'arc électrique.

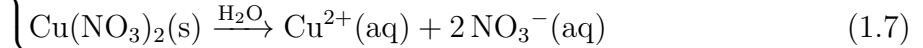
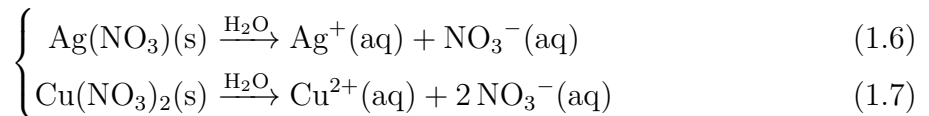
Les renforts augmentent sensiblement la résistivité mais ils minimisent les déformations des pastilles sous l'effet de la pression de contact. De plus, ils rendent le matériau plus

visqueux sous une même température, si bien que l'érosion s'en trouve limitée. La nature des renforts est variable. Ce sont soit des métaux réfractaires (nickel, tungstène), des oxydes métalliques (de cadmium CdO, de zinc ZnO, d'étain SnO₂) ou bien encore du carbure de tungstène WC, du graphite. Aucun renfort ne peut satisfaire toutes les applications électrotechniques, toutefois, les oxydes métalliques semblent présenter le meilleur compromis pour les contacteurs. La faible solubilité entre l'Ag et le renfort d'oxyde métallique, comme SnO₂ qui fond à une température très supérieure à celle de l'argent, écarte la fonderie par coulée comme moyen de production. C'est pourquoi on utilise pour la fabrication du matériau la métallurgie des poudres, avec une étape de frittage en dessous de la température de fusion de l'argent [8].

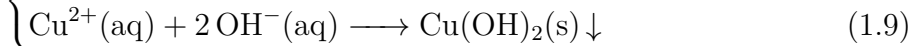
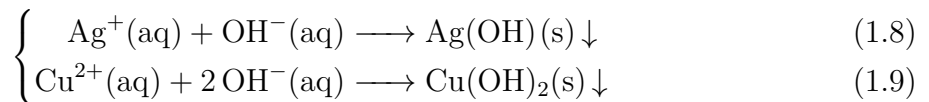
Une fois le frittage choisi comme procédé industriel, il faut mélanger les constituants de façon rapide et efficace. On a ainsi recours à des dopants, avec une teneur en masse de quelques dixièmes de pourcent, qui sont parfois aussi des oxydes métalliques. Les dopants permettent une meilleure mouillabilité entre l'argent et le renfort en oxyde [9]. On peut citer CuO, Bi₂O₃, WO₃, MoO₃ ou In₂O₃.

La teneur de 12 % en masse de SnO₂-CuO correspond à un compromis choisi par Schneider Electric. En dessous de cette valeur, il y a un risque plus élevé de soudure. Au-dessus, la résistance de contact grimpe avec le cumul des arcs électriques. Des récentes recherches étudient le matériau avec une teneur de 14% [10], et des essais ont été faits avec jusqu'à 30 % de SnO₂ en masse [11]. De surcroît, les paramètres conductivité et dureté baissent de plusieurs dizaines de pourcent quand le taux de d'oxyde d'étain augmente [12].

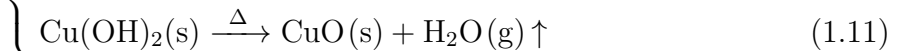
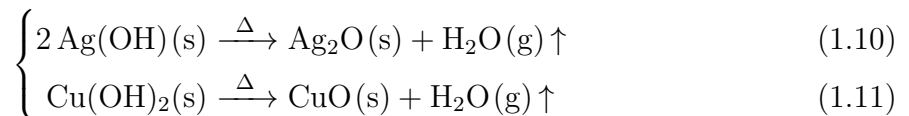
L'élaboration de la poudre de Ag-SnO₂-CuO à l'usine Schneider Electric du Vaudreuil se fait par co-précipitation d'argent et de cuivre avec de la poudre SnO₂ calibrée, dont la taille des grains est contrôlée de l'ordre du micron. Pour simplifier toutes les équations chimiques, les ions «spectateurs» n'apparaîtront pas. Ag et Cu arrivent sous forme de nitrate AgNO₃ et Cu(NO₃)₂ qu'il faut d'abord hydrater :



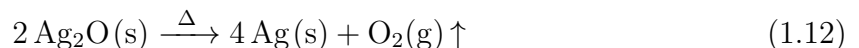
Puis on fait co-précipiter les ions argent et les ions cuivre avec de la soude NaOH, ensemble avec le SnO₂ solide sous forme de poudre :



Les précipités sont centrifugés et séchés une première fois pour donner l'oxyde d'argent et l'oxyde de cuivre :



Le mélange subit dans un deuxième temps un traitement thermique pour enfin obtenir l'argent désiré :



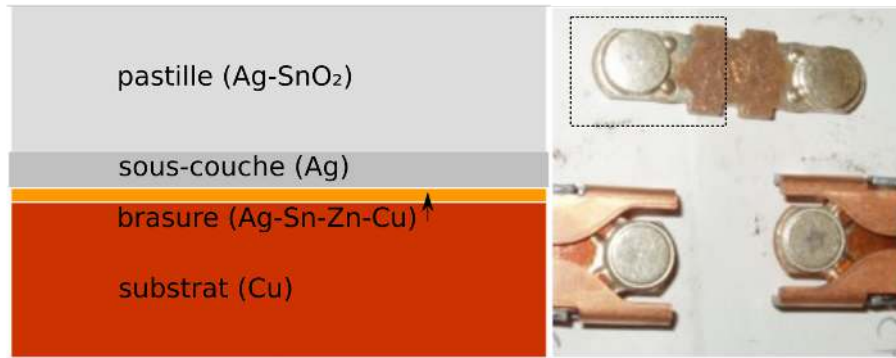


Figure 1.12 – Coupe d'une pastille sur son substrat, ses éléments de liaisons et les compositions chimiques de chaque élément.

L'oxyde d'étain et l'oxyde de cuivre étant stables, il n'y a pas de réaction supplémentaire au traitement thermique. On peut passer à l'étape de mise en forme de la poudre par compression pour réaliser une pastille cylindrique ou parallélépipédique.

Un sabot est rempli de poudre, qui vient remplir une matrice. La poudre est ensuite comprimée avec une pression de quelques centaines de MPa. Puis vient une phase de frittage, où les grains de poudres en argent, SnO_2 et CuO se soudent entre eux par un mécanisme de diffusion en phase solide. À la sortie du four, les pastilles sont incurvées à cause du retrait de frittage, et des différences de coefficient d'expansion thermique entre le matériau de contact Ag-SnO_2 et sa sous-couche en argent. Il faut donc procéder à un calibrage également de quelques centaines de MPa. Enfin vient la phase de recuit qui finalise le procédé pour relaxer les contraintes internes dues au calibrage. La [figure 1.12](#) montre l'assemblage de la pastille sur son substrat, réalisé à l'aide d'un brasage par induction, ainsi qu'une photographie des électrodes fixe et mobile.

Nous venons de voir comment les pastilles de contact en $\text{Ag-SnO}_2-\text{CuO}$ sont fabriquées. Ce qui suit présente des types d'endommagement déjà observés sur ce matériau.

1.2.3 Endommagement des pastilles de contact

On répertorie plusieurs types d'endommagement par accumulation d'arcs électriques sur des pastilles de contacts. En premier lieu, on rencontre des pertes de matière par évaporation du métal ou éjection de métal fondu, ce qui détruit la géométrie initiale des pastilles. Par ailleurs, des bulles de taille micrométrique peuvent se former sous la surface. Des fissures apparaissent et se propagent depuis la surface avec une trajectoire orthogonale à celle-ci vers le substrat. Elles peuvent aussi s'amorcer sous la surface de la couche endommagée et se propager parallèlement à la surface, ou de manière oblique. Les fissures peuvent se rejoindre et provoquer le départ de fragments solides des pastilles. Tous ces processus contribuent à l'érosion des pastilles. L'accumulation des arcs provoque le vieillissement du système, lié à un phénomène de démixtion : la matrice argent se retrouve progressivement dénuée du renfort en SnO_2 [13, 14].

Des études mettant en œuvre le matériau de notre étude ont été menées dans le passé, chez Schneider ou ailleurs, confirmant chacun de ces processus [15]. L'influence de différents paramètres a été étudiée. Ainsi, plus la taille des particules de SnO_2 diminue, plus la dureté, la résistivité et la densité du matériau augmentent, et plus la durée d'arc, la perte

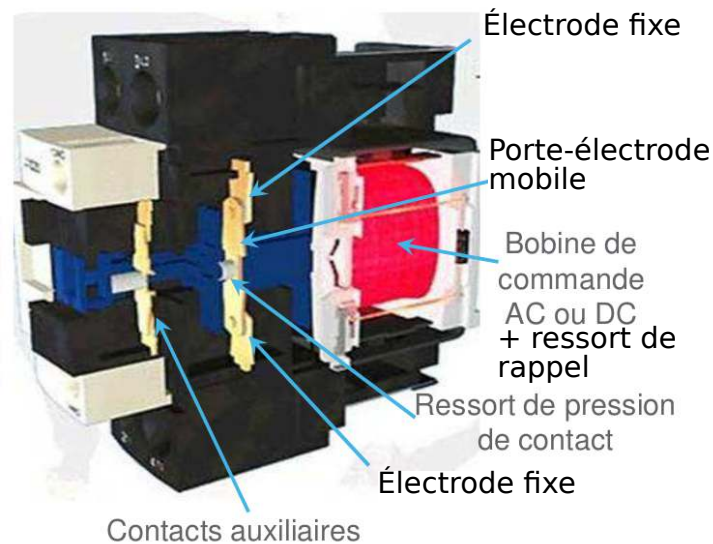


Figure 1.13 – Architecture du contacteur de la société Schneider Electric.

de masse, et la tenue face à l'érosion augmentent [16].

L'ajout de dopant CuO lors du procédé de fabrication des pastilles améliore quant à lui la mouillabilité de Ag et SnO₂. Le CuO semble avoir une influence de quelques pourcent sur la conductivité, qui augmente avec la quantité de CuO, et la dureté, qui diminue. L'érosion du matériau sous l'effet de l'arc diminue donc par ajout du CuO dans le matériau Ag-SnO₂ [17, 18].

1.3 Contacteur D115 de Schneider Electric

Dans cette partie, nous décrivons en détail la structure et le fonctionnement du composant qui fait l'objet de notre étude, le contacteur D115 de Schneider Electric.

1.3.1 Architecture

Un contacteur fait partie des appareils à fonctionnement actif pour l'établissement et l'interruption du courant électrique. C'est un actionneur de type électroaimant commandé à distance qui ferme ou ouvre le circuit électrique [4, 19]. La commande est en «tout-ou-rien», c'est-à-dire que le circuit est fermé ou ouvert sans transition ni modulation du courant.

Le contacteur est constitué par les éléments exposés en [figure 1.13](#). Il y a deux carcasses en acier feuilleté. L'une est fixe, fixée sur le boîtier via un ressort en élastomère, avec une bobine. L'autre est mobile et montée sur ressort. La carcasse mobile est liée au porte-électrode mobile, appelé porte-électrode mobile par abus de langage de Schneider Electric. Lorsque le courant de commande passe, les deux carcasses se touchent et le courant de puissance est établi. Quand il n'y a plus de courant dans la bobine, les ressorts repoussent le porte-électrode mobile, le circuit de puissance est donc normalement ouvert. Le contacteur fonctionnant en triphasé et double contact, on dénombre donc six électrodes et pastilles fixes solidaires du boîtier. On trouve six électrodes mobiles solidaires du porte-électrode

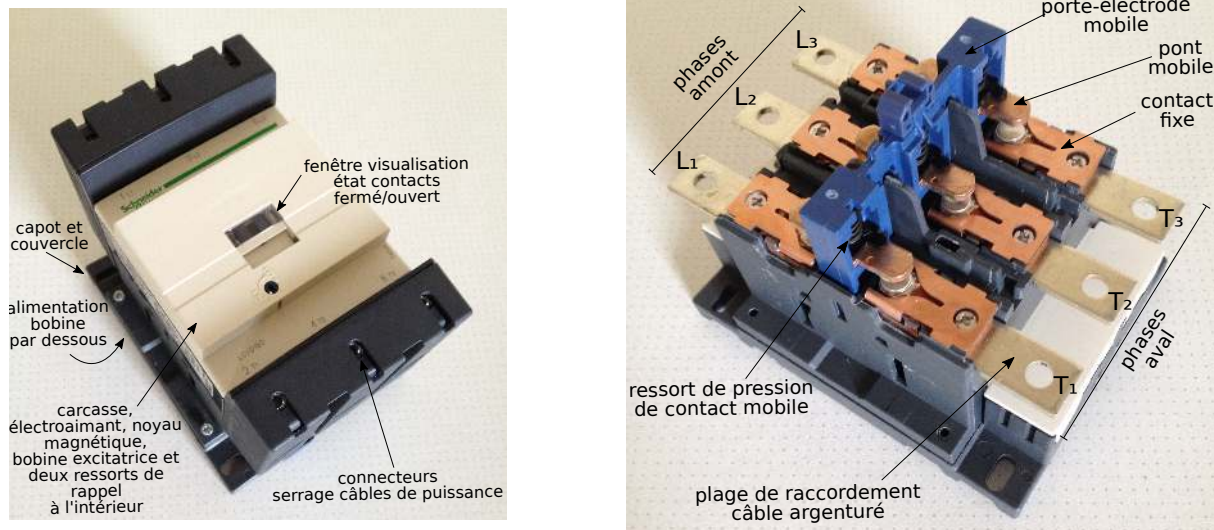


Figure 1.14 – Photographie du contacteur D115 étudié : à gauche, tel quel ; à droite, sans son couvercle afin de laisser apparaître les trois phases et les six contacts équipés de leurs pastilles, avec également les trois ressorts de pression de contact (1 par phase).

mobile, ayant chacun deux pastilles, donc six pastilles mobiles. Le type de contacteur qui va nous intéresser plus spécifiquement dans cette étude est le contacteur TeSys de Schneider Electric, soit deux calibres nominaux³ pour $U_e = 400\text{ V}$ pour une certaine catégorie :

- D115 : $I_e = 97\text{ A}$
- D150 : $I_e = 132\text{ A}$

Le contacteur illustré en [figure 1.14](#) fonctionne en courant triphasé et permet de commander le démarrage ou l'arrêt des moteurs dits «à cages»⁴. On observe que le circuit puissance, avec ses trois pôles, dans la partie haute du contacteur est bien séparé du circuit commande dans la partie basse constitué par l'électroaimant, la bobine et éventuellement de l'électronique embarquée pour rendre l'appareil «intelligent». Notons qu'il existe plusieurs sortes d'électroaimants caractérisés par leur fréquence et leur tension de commande⁵. Schneider Electric propose à ses clients industriels de pouvoir changer les contacts fixes et mobiles dans le cadre de leur maintenance annuelle. Pour notre étude, cette interchangeabilité des contacts s'est avérée fort pratique.

Le [tableau 1.2](#) précise les caractéristiques mécaniques, de dynamique de fermeture et d'ouverture de l'électroaimant et du porte-électrode mobile pour le contacteur D115. La présence des ressorts nous oblige à indiquer deux valeurs distinctes, lorsqu'il y a contact et lorsque le ressort est comprimé. Les valeurs des forces d'appui sont données pour les ressorts de rappel en compression.

3. exprimés en intensité de courant et tension nominaux d'emploi I_e et U_e .

4. de puissances respectives 55 kW et 75 kW sous 400 V triphasé.

5. par exemple le P7 50/60 Hz en 230 V AC, il en existe aussi en DC, voir le catalogue Schneider Electric.

Tableau 1.2 – Caractéristiques mécaniques et dynamiques, de fermeture et d'ouverture du contacteur D115.

Distance d'ouverture maximale	
Pastilles dans l'air	$6,20 \pm 0,56$ mm
Course de l'électroaimant	$8,83 \pm 0,68$ mm
Forces d'appui à la fermeture	
À l'écrasement des ressorts	9,1 N
Enfoncement et écrasement de pôle	
Écrasement contacts	$2,63 \pm 0,68$ mm
Vitesses moyennes	
Fermeture	$1,0 \pm 0,2$ m·s ⁻¹
Ouverture	$0,70 \pm 0,12$ m·s ⁻¹

L'accumulation des arcs électriques sur les pastilles de contact mène le dispositif à sa perte de fonctionnalité par différents mécanismes :

- usure. Il y a non continuité du courant, les pastilles ne se touchent plus, le contact ne ferme plus ;
- soudure des pastilles de contact électrique. Il devient impossible de manoeuvrer l'appareil ;
- non passage du courant suite à une accumulation d'oxydes en surface.

Ces trois défauts principaux ont pour conséquence la fin de vie du contacteur.

Nous avons vu brièvement le fonctionnement et les caractéristiques du contacteur D115. Ce qui suit va montrer un dispositif censé réduire l'impact des arcs sur le matériau de contact sans le supprimer totalement.

1.3.2 Dispositifs d'extinction des arcs

Pour éviter que les arcs ne stagnent trop sur les pastilles, la géométrie des amenées de courant a été choisie de telle façon que, sous l'action des forces de Laplace, l'arc soit chassé des contacts et envoyé dans la chambre de coupure. Ce système est appelé «faux J» au sein de la société Schneider Electric. Les contacteurs ont une exigence de tenue en endurance. Ils doivent supporter des cycles de fermetures-ouvertures (FO) beaucoup plus nombreux qu'un disjoncteur ou un interrupteur (environ 10^6 FO) qui quant à eux ont un objectif de rapidité de coupure. On préférera donc chasser l'arc en s'efforçant de ne pas augmenter sa longueur, car cela augmenterait la tension d'arc et son énergie, et produirait un endommagement plus important des pastilles. L'arc est soufflé et se retrouve segmenté entre des ailettes de coupure. On multiplie ainsi les chutes de tension anodiques et cathodiques, jusqu'au passage par un zéro de courant. Le schéma en [figure 1.15](#) rend compte de ce phénomène. Nous adaptons donc l'équation 1.1 qui simplifie la tension d'arc par une formule adaptée dans ce contexte technique du passage de l'arc dans la chambre de coupure :

$$U_{\text{arc}} = (d - Ne)E + (N + 1)(V_a + V_c) \quad (1.13)$$

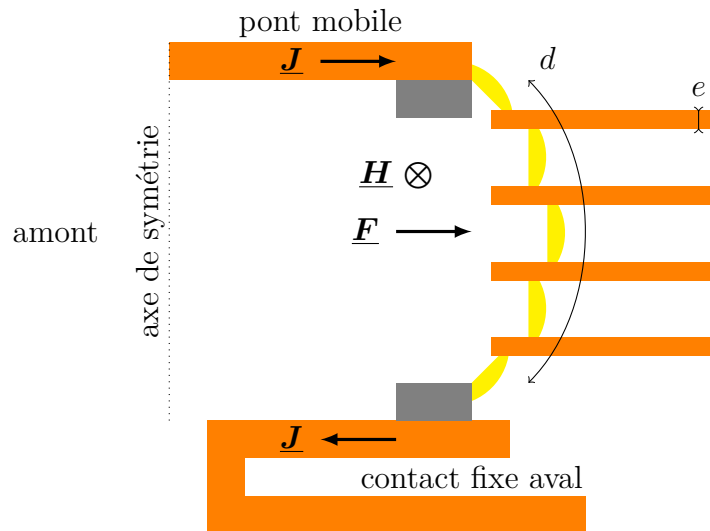


Figure 1.15 – Segmentation de l’arc, poussé par la force de Laplace F entre les différentes ailettes de la chambre de coupure. Le but est d’évacuer l’arc des pastilles (en gris), et de l’éteindre par refroidissement et perte de conductivité électrique.

avec :

U_{arc} tension d’arc (V)

V_a chute de tension anodique (V)

V_c chute de tension cathodique (V)

E champ électrique moyen entre les ailettes ($\text{V}\cdot\text{m}^{-1}$)

d longueur de l’arc (m)

N nombre d’ailettes dans les chambres de coupure

e épaisseur des ailettes (m)

Les chambres de coupure en [figure 1.16](#) sont placées directement de part et d’autre des pastilles. Les ailettes sont en acier cuivré, car l’acier seul rouille. Les ailettes peuvent aussi être en acier nickelé [20]. Le cuivre permet une bonne tenue contre la corrosion et évite les coulures de rouille. Ici par exemple, avec quatre ailettes de 1 mm d’épaisseur, une longueur d’arc de 30 mm, un champ électrique moyen de $5 \text{ V}\cdot\text{mm}^{-1}$, une chute de tension de 20 V, on trouve 230 V. Pour peu que l’arc s’allonge encore un peu plus, cette tension dépasse celle du réseau, ce qui fait disparaître l’arc. Ces sections ont montré la constitution d’un contacteur D115 de Schneider Electric. En particulier nous avons vu le dispositif permettant de chasser l’arc pour limiter l’érosion des pastilles de contact. La section suivante va exposer des éléments concernant les normes des catégories d’utilisation des contacteurs.

1.4 Catégories d’utilisation des contacteurs en endurance électrique

Les industriels du secteur ont trouvé un consensus pour définir des performances standards que doivent atteindre les produits fabriqués. Par exemple, les normes internationales [21], de niveau mondial, traitent des contacteurs et disjoncteurs. Ce qui nous intéresse ici concerne les contacteurs, en courant alternatif, pouvant connaître des surtensions et surintensités. Nous allons considérer plus particulièrement les catégories d’emploi AC-3 et AC-4 pour contacteurs.

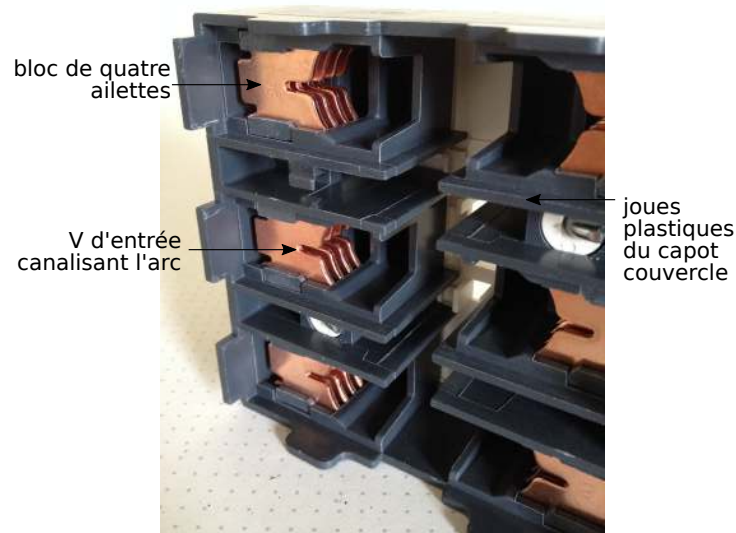


Figure 1.16 – Photographie de trois chambres de coupe où l'on peut distinguer quatre ailettes en acier cuivré par chambre ; elles ont la particularité de présenter un V d'entrée afin de canaliser l'arc.

La catégorie AC-3 concerne le démarrage des moteurs et leur arrêt quand ils sont lancés. La catégorie AC-4 s'applique aux moteurs, au démarrage, fonctionnant par à-coups et par inversion de sens de marche. Cette utilisation est plus «fatigante» pour les pastilles de contacts du contacteur : c'est typiquement ce qui se passe quand un opérateur manœuvre un palan ou une grue.

Afin de pouvoir comprendre la suite, définissons quelques grandeurs :

- I intensité du courant après établissement ;
- I_c intensité du courant juste avant la coupure ;
- I_e intensité de courant nominale d'emploi ;
- U tension du réseau ;
- U_r tension de rétablissement après la coupure ;
- U_e tension nominale d'emploi ;
- $\cos \varphi$ cosinus du déphasage entre le courant et la tension.

Le [tableau 1.3](#), relatif aux essais d'endurance, permet de visualiser les tensions et courants utilisés pendant les essais, ainsi que le nombre de cycles de fermeture-ouverture. Ce test est dit essai de durabilité électrique. Il est prescrit dans l'annexe B de la même norme. Nous nous focaliserons sur la catégorie d'emploi AC-3 600/100 A avec le contacteur D115. En support, le [tableau 1.4](#) permet de visualiser les rapports de tension et d'intensité à l'établissement et à la coupure selon la catégorie d'emploi.

Tableau 1.3 – Durabilité électrique pour les contacteurs D115 et D150, en catégorie d'emploi AC-3 et AC-4 avec un $\cos \varphi = 0,35$.

D115 (55 kW)				
Catégorie d'emploi	cycles	I (A)	U (V)	I _c (A) (U _r (V))
AC-3	800 000	600	(400)	100 (65)
AC-4	16 000	600	(400)	600 (400)
D150 (75 kW)				
Catégorie d'emploi	cycles	I (A)	U (V)	I _c (A) (U _r (V))
AC-3	900 000	780	(400)	130 (65)
AC-4	8000	780	(400)	780 (400)

Tableau 1.4 – Rapports de tension et d'intensité de courant pour les catégories d'emploi AC-3 et AC-4 à l'établissement et à la coupure du courant.

Établissement			
Catégorie d'emploi	I/I _e	U/U _e	$\cos \varphi^*$
AC-3	6	1	selon I _e
AC-4	6	1	selon I _e
Coupure			
Catégorie d'emploi	I _c /I _e	U _r /U _e	$\cos \varphi^*$
AC-3	1	1/6	selon I _e
AC-4	6	1	selon I _e

* Si I_e > 17 A alors $\cos \varphi = 0,35$ (sinon 0,65).

Avec ces essais, le nombre de cycles de manœuvres (fermeture-ouverture) en charge sans défaillance permet de certifier ou non l'appareil. La cadence de ces cycles est définie par le constructeur du contacteur en respectant le courant thermique prescrit de 200 A. Dans notre cas, en AC-3 le D115 et le D150 ont une cadence d'une fermeture-ouverture toutes les 4 s. En AC-4 elle est d'une cadence toutes les 24 s.

Cette section a montré les catégories d'utilisation des contacteurs. Comme notre étude porte sur l'endurance électrique, nous nous orientons maintenant vers le fonctionnement en grand nombre de cycles. Un D115 doit atteindre un objectif de qualité de 800 000 fermetures-ouvertures en AC-3 (contre 16 000 en AC-4 à titre de comparaison).

1.5 Conclusion des rappels généraux

Dans ce chapitre, nous avons rapidement rappelé la physique de l'arc électrique. Nous étudions l'arc à l'ouverture en particulier et savons qu'à la fermeture des contacts, des rebonds induisent des mini-arcs. Puis, nous avons brièvement montré le principe général du contacteur, conçu pour établir et interrompre un courant électrique. Nous

avons présenté le matériau utilisé pour les pastilles de contact en $\text{Ag-SnO}_2\text{-CuO}$ et son procédé de fabrication industriel, à base de frittage et de recuit. Ces pastilles de contact se détériorent sous l'effet de la répétition des arcs électriques. Les principales causes identifiées d'endommagement sont l'érosion, la fissuration, la démixtion et la soudure. Ensuite, nous avons détaillé le contacteur D115 de Schneider Electric, avec son architecture et ses dispositifs de soufflage d'arc destinés à limiter la dégradation des pastilles de contact. Enfin, nous avons vu quelques normes d'endurance électrique, qui nous permettent de donner un cadre et des objectifs de performance pour les essais à venir.

Chapitre 2

Étude des propriétés du matériau constituant les contacts

La modélisation de l'endommagement des pastilles de contact sous l'action de l'arc est intimement liée aux propriétés du matériau d'électrode. Non seulement les propriétés thermiques du matériau jouent un rôle prépondérant notamment dans la diffusion du flux de chaleur intense apporté par l'arc, la fusion du matériau (son évaporation), mais les propriétés mécaniques du matériau sont aussi à prendre en compte en vue de comprendre par exemple les phénomènes conduisant à l'apparition des fissures. Par ailleurs, il est bien évidemment nécessaire de ne pas se contenter, autant que faire se peut, d'une bonne connaissance des propriétés du matériau à température ambiante puisque le flux de chaleur apporté par l'arc provoque une forte augmentation des températures des électrodes contact bien au-delà de la fusion. Le matériau constitutif des pastilles de contact (Ag-SnO₂) est un matériau complexe dont les propriétés dépendent de la façon dont celui-ci a été élaboré. Il est nécessaire, dans la mesure du possible, d'avoir une approche expérimentale pour obtenir les propriétés de celui-ci. Dans ce chapitre, nous allons présenter dans un premier temps quelques propriétés thermiques du matériau, à savoir les conductivités et capacités thermiques dépendant de la température. Dans un deuxième temps nous allons présenter les essais mécaniques réalisés et les paramètres extraits. Enfin nous exposerons quelques éléments de métallurgie avec des essais de micro-indentation.

2.1 Conductivités et capacités thermiques

2.1.1 Rappel des équations

La matrice de notre matériau de contact est un métal (Ag), qui conduit donc bien la chaleur. La modélisation de l'endommagement des pastilles de contact passe nécessairement par l'estimation de l'échauffement de celles-ci. Les valeurs des termes intervenant dans l'équation de diffusion de la chaleur permettent de simuler l'échauffement du matériau, ainsi que leur dépendances vis-à-vis de la température jouent un rôle prépondérant. Il s'agit là de densité de masse, de conductivités et de capacité comme le rappelle l'équation de la chaleur au sein d'un matériau homogène isotrope :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\mathbf{q}) + S \quad (2.1)$$

avec :

- ρ masse volumique du matériau ($\text{kg}\cdot\text{m}^3$);
- c_p capacité calorifique massique du matériau ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$);
- T température (K);
- $\underline{\mathbf{q}}$ densité de flux de chaleur ($\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$);
- S terme source, comme par exemple l'effet Joule ($\text{W}\cdot\text{m}^{-3}$).

L'expression de la densité de flux de chaleur $\underline{\mathbf{q}}$ est donnée par la loi de Fourier :

$$\underline{\mathbf{q}} = -\underline{\mathbf{K}} \cdot \underline{\mathbf{grad}}(T) \quad (2.2)$$

où $\underline{\mathbf{K}}$ est le tenseur des conductivités thermiques.

L'équation en question relie les différences de flux à l'interface entre deux phases et la vitesse de déplacement du front entre les deux phases :

$$\left[\underline{\mathbf{K}} \cdot \underline{\mathbf{grad}}(T) \right]_1^2 = -\rho L_{1 \rightarrow 2} v_s \quad (2.3)$$

$L_{1 \rightarrow 2}$ chaleur latente de changement d'état

v_s vitesse de la frontière entre deux phases solide-liquide ou liquide-vapeur

L'énergie stockée par un matériau est donnée par l'enthalpie H . Cette énergie évolue quand la température change et aussi lors des changements d'états. Elle est reliée à la température, aux capacités thermiques du matériau à l'état solide et liquide ainsi qu'aux chaleurs latentes de changement de phase par la relation suivante :

$$H = \int_{T_0}^{T_f} c_p^s dT + L_{1 \rightarrow 2} + \int_{T_f}^{T_1} c_p^l dT \quad (2.4)$$

Ces équations montrent qu'il est nécessaire de caractériser les valeurs de conductivité et de capacité thermiques.

2.1.2 Matériel utilisé pour les mesures

Le calcul de la conductivité thermique, isotrope à une dimension notée λ , en fonction de la température sur le matériau Ag-SnO₂ fritté, a été réalisé en laboratoire (LIMATB¹) et parallèlement en entreprise (Netzsch). Ce calcul est issu des mesures de diffusivité thermique a , de capacité thermique massique c_p et de masse volumique ρ , ces grandeurs étant toutes dépendantes de la température, par la relation suivante :

$$a = \frac{\lambda}{\rho c_p} \quad (2.5)$$

Les mesures de diffusivité reposent sur la méthode du «flash laser», en irradiant un côté de l'échantillon par un laser pendant 250 μs et en mesurant l'élévation de température de l'autre côté par thermocouple (LIMATB) ou pyrométrie (Netzsch). Les mesures de capacité thermiques massiques en fonction de la température ont été effectuées au LIMATB au moyen d'un microcalorimètre (Calvet Setaram HT 1000). La détermination de la masse volumique en fonction de la température a été réalisé au LIMATB par dilatométrie sur un dilatomètre (LINSEIS L75/20). En effet, la mesure de la dilatation thermique sur l'épaisseur et sur le diamètre permet de remonter à la variation de volume.

1. Laboratoire d'ingénierie des matériaux de Bretagne

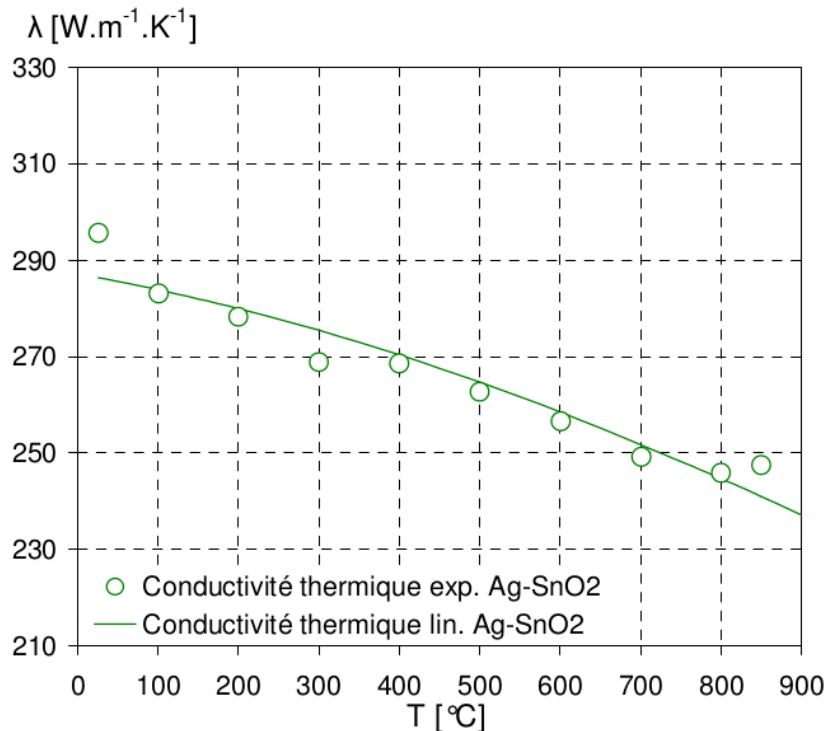


Figure 2.1 – Évolution de la conductivité thermique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO₂ ; le graphique présente les valeurs expérimentales de Netzsch ainsi qu'un lissage [22].

2.1.3 Valeurs mesurées en phase solide

Pour le matériau à l'état solide, la conductivité λ mesurée par Netzsch décroît avec l'augmentation de la température, si l'on se réfère à la [figure 2.1](#).

Concernant la capacité thermique massique, celle-ci augmente avec la température, voir la [figure 2.2](#). Il existe quelques écarts entre les mesures faites au LIMATB et celles réalisées chez Netzsch. Ces dernières présentent moins de fluctuations et augmentent moins rapidement en fonction de la température. Elles ont aussi l'avantage d'aller plus loin en température. Les mesures de Netzsch et du LIMATB se trouvent toutes les deux au-dessous des valeurs données par Bonhomme.

La masse volumique du matériau ρ de contact décroît de manière pratiquement linéaire avec la température, voir la [figure 2.3](#).

En s'appuyant sur les données précédentes, on peut tracer l'évolution du produit de la masse volumique par la capacité thermique massique en fonction de la température dans la gamme 0–900 °C, voir [figure 2.4](#). Ce produit augmente avec la température. C'est ce produit ρc_p , et non ses termes pris séparément, qui servira de donnée d'entrée pour la modélisation thermomécanique.

En phase solide, les données sur la capacité thermique massique nous permettent de calculer l'enthalpie. L'enthalpie a l'allure présentée en [figure 2.5](#), l'argent fond avec une enthalpie de fusion de $104,2 \cdot 10^3 \text{ J}\cdot\text{kg}^{-1}$.

2.1.4 Valeurs calculées en phase liquide

Lorsque le métal est liquide, les mesures de conductivité et de capacité thermiques sont beaucoup plus délicates. Pour le moment, il n'existe pas de résultat expérimental pour

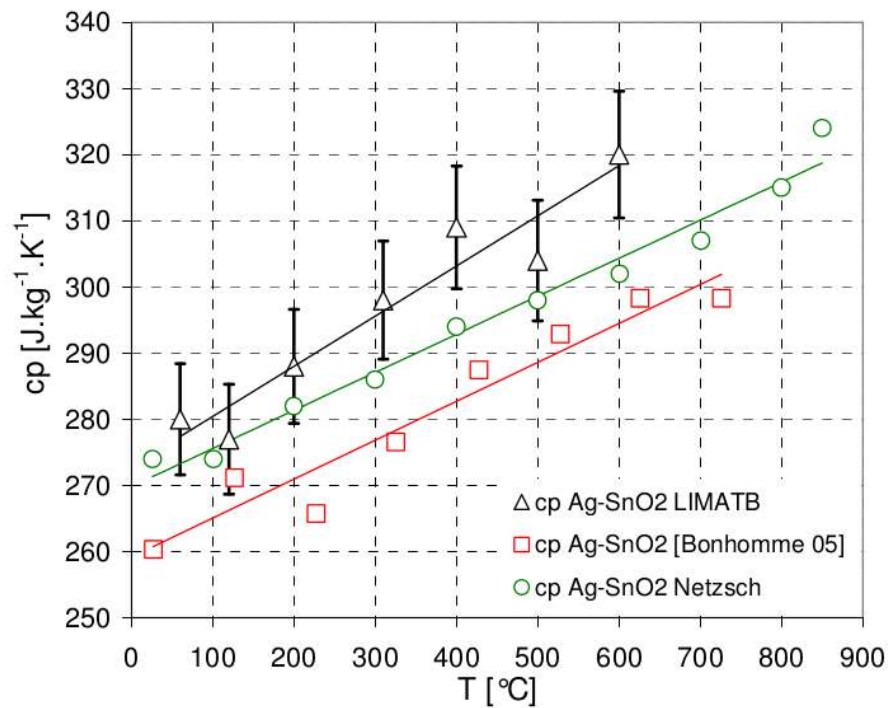


Figure 2.2 – Évolution de la capacité thermique massique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO₂ [22]; le graphique présente des valeurs provenant de Netzsch, du LIMATB et de Bonhomme [15].

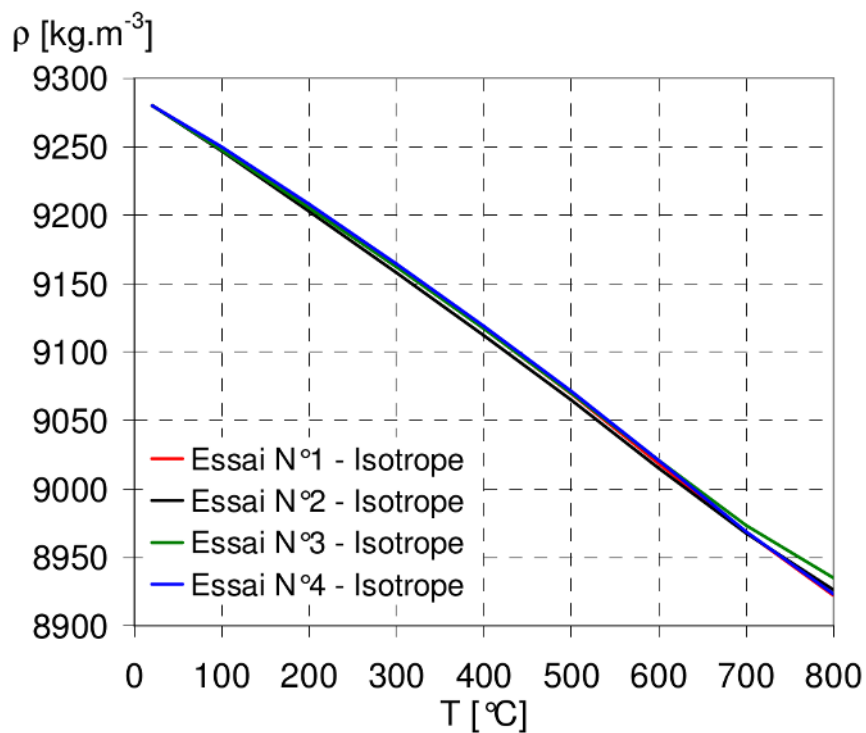


Figure 2.3 – Évolution de la masse volumique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO₂ isotrope [22].

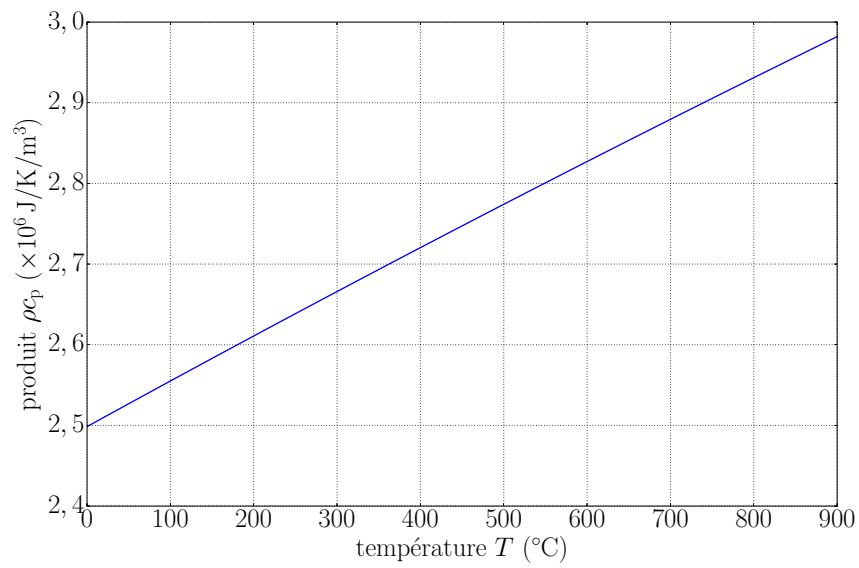


Figure 2.4 – Évolution du produit ρc_p en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO₂.

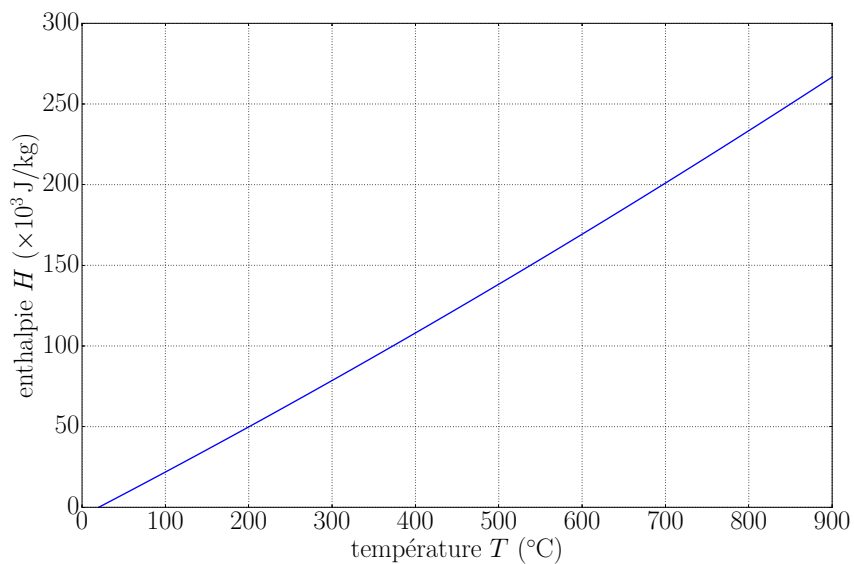


Figure 2.5 – Évolution de l'enthalpie en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO₂.

ce matériau à l'état liquide. Cependant, une étude précédente [15] propose des valeurs obtenues par modélisation au moyen de la loi des mélanges. La conductivité thermique obtenue pour le matériau fritté Ag–SnO₂ à l'état liquide passe de 120 à 150 W·m⁻¹·K⁻¹ quand la température passe de 960 °C (température de fusion de l'Ag) à 1630 °C.

La capacité thermique volumique ρc_p , estimée également avec la loi des mélanges, reste constante $2,45 \cdot 10^6 \text{ J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-3}$ de la température ambiante à la température de fusion de l'Ag. Au-delà de la température de fusion de l'Ag, la loi des mélanges est toujours utilisée. L'enthalpie garde à peu près la même pente qu'avant la fusion, avec un c_p d'environ $320 \text{ J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$.

2.2 Dilatation thermique

2.2.1 État de l'art

La dilatation thermique est définie de la façon suivante dans le cas général pour un matériau anisotrope :

$$\underline{\varepsilon}^t = \underline{\alpha}(T) (T - T_{\text{réf}}) - \underline{\alpha}(T_0) (T_0 - T_{\text{réf}}) \quad (2.6)$$

avec :

$\underline{\varepsilon}^t$ tenseur des dilatations thermiques ;

$\underline{\alpha}$ tenseur des coefficients de dilatation thermique ;

T température courante ;

T_0 température pour laquelle on considère de façon conventionnelle que la dilatation thermique est nulle ;

$T_{\text{réf}}$ température de référence à partir de laquelle le tenseur $\underline{\alpha}$ est défini.

Lorsque la dilatation n'est pas libre (pièce encadrée) ou bien si le champ de température n'est pas uniforme, cette dilatation thermique engendre des contraintes dans le matériau. Dans le cas du matériau de contact électrique en Ag–SnO₂–CuO, la zone chauffée par l'arc est contrainte par le reste du contacteur dont la température n'évolue que très peu.

Deux comportements se présentent pour notre matériau, en fonction de sa densification. Si on a un matériau pas encore densifié, une élévation de température densifie le matériau et engendre donc une contraction [23]. Dans le cas contraire, si la fraction de vides est inférieure à 5 %, une élévation de température génère une dilatation. Des premières mesures faites dans le passé donnent un coefficient de dilatation d'environ $20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour les matériaux Ag pur et Ag–SnO₂ [24]. Dans une autre étude, les coefficients de dilatation sont mesurés pour ce même matériau dans des directions différentes et aussi après plusieurs cycles successifs, ce qui permet de s'assurer que les contraintes résiduelles issues du calibrage sont relâchées et que le matériau est au maximum de sa densification. Les valeurs mesurées varient de 14 à $18 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [22].

2.2.2 Mesures réalisées dans le cadre de notre étude

Nous avons un ordre de grandeur de la dilatation thermique de notre matériau. Afin de vérifier les résultats, nous utilisons un dilatomètre de la marque Netzsch (figure 2.6).

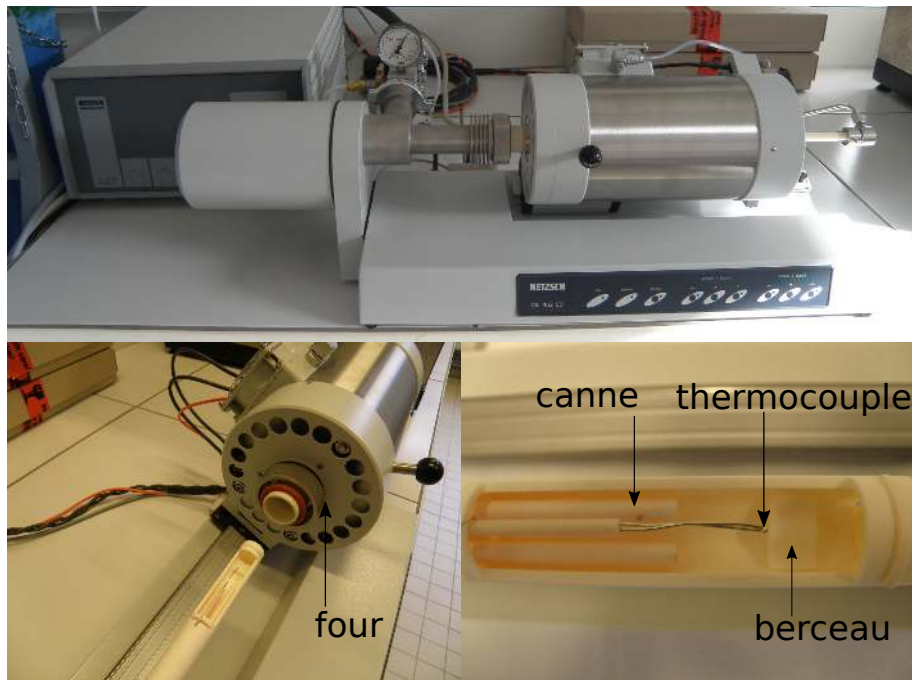


Figure 2.6 – Dilatometre et berceau du dilatometre où sont placés les échantillons.

Les échantillons sont des barreaux en $\text{Ag-SnO}_2\text{-CuO}$ à 0 %, 8 % et 12 % d'oxyde en masse, obtenus par le procédé industriel de Schneider déjà mentionné. L'objectif est de quantifier la dilatation thermique quand la fraction massique d'oxyde varie. Nous verrons que la concentration d'oxyde peut varier localement dans les zones affectées par l'arc électrique. À ces matériaux, nous ajoutons les matériaux de substrat des contacts en cuivre (Cu) et laiton (CuZn).

Une canne exerce une force de 0,2N sur le spécimen afin de le plaquer contre la paroi. Au bout de la canne, un dispositif muni d'une bobine mesure le déplacement engendré par le barreau lors des variations de température. Le déplacement est divisé par la longueur initiale de chaque barreau pour obtenir la dilatation. Avant chaque essai, nous remplaçons l'atmosphère par de l'argon, ceci afin d'éviter l'oxydation des composants et leur effritement, et nous étalonnons la machine avec un barreau en alumine. Le four possède une inertie thermique suffisamment faible pour autoriser une vitesse de chauffe constante à partir de 35 °C, qui sera par la suite la température de référence pour l'essai. Tous les échantillons subissent un cycle de chauffage-refroidissement. Dans le berceau se trouvent deux emplacements, et deux cannes sont prévues pour réaliser une mesure avec deux échantillons simultanément. Dans notre cas, nous les traitons l'un après l'autre. Le même cycle est appliqué pour tous les échantillons. Le profil du cycle est donné en [figure 2.7](#). On remarque que pour toutes les mesures la consigne est respectée. Les vitesses lors du chauffage et du refroidissement sont respectivement de $5\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $-2\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$. Les courbes de dilatation thermique sont présentées en [figure 2.8](#). Pour tous les échantillons, sauf l'argent, les courbes ont la même allure lors du chauffage et du refroidissement. Ceci est dû au fait qu'il a flué à haute température et que la canne a glissé à la surface de l'extrémité de l'échantillon. La variation de la dilatation en fonction de la température est présentée en [figure 2.9](#) pour un barreau à 12% d'oxyde. On observe que la pente évolue lors du chauffage, mais qu'elle reste constante lors du refroidissement. Comme précédemment

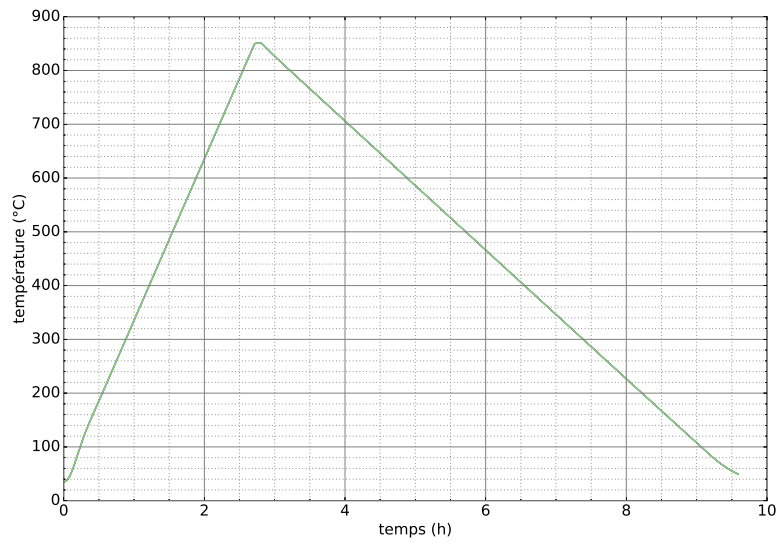


Figure 2.7 – Profil du cycle de température en fonction du temps. La température maximale atteinte est $850\text{ }^{\circ}\text{C}$; les vitesses lors du chauffage et du refroidissement sont respectivement de $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $-2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$.

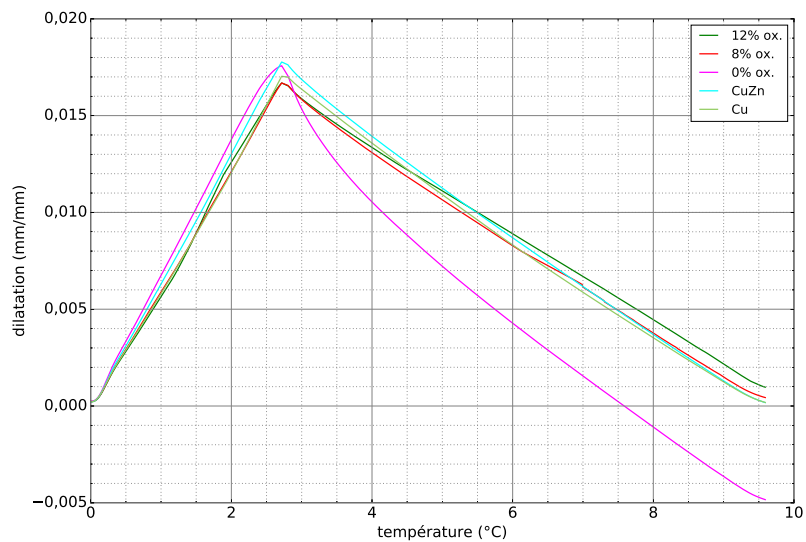


Figure 2.8 – Évolution de la dilatation thermique (déplacement divisé par la longueur initiale) en fonction du temps ; le barreau en argent a flué à la fin du chauffage.

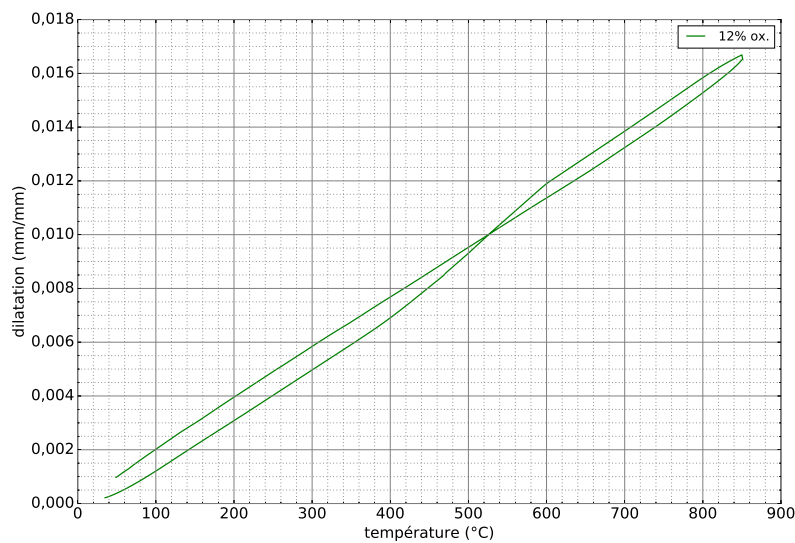


Figure 2.9 – Évolution de la dilatation thermique en fonction de la température au chauffage et au refroidissement pour un barreau avec 12 % d’oxyde

indiqué, ce comportement est lié à la nature du matériau fritté. La dilatation en fonction de la température pour tous les barreaux est reportée en [figure 2.10](#). Pour des raisons de lisibilité, nous n’affichons que la phase de chauffage. On vérifie que l’ajout d’oxyde dans l’argent diminue la valeur du coefficient de dilatation. Le cuivre et le Cu-Zn ont des valeurs de coefficients de dilatation qui sont pratiquement égaux à ceux des alliages argent–oxyde.

À partir de ces résultats, nous pouvons tracer la variation du coefficient de dilatation thermique α en fonction de la température. La [figure 2.11](#) donne l’évolution du coefficient en fonction de la température pour chacun des matériaux. Les valeurs obtenues pour le matériau Ag–SnO₂, ainsi que pour le cuivre et CuZn sont dans les ordres de grandeur habituellement relevés pour les métaux. De la température ambiante à 400 °C, plus le matériau Ag–SnO₂ contient de l’oxyde, moins le coefficient de dilatation est élevé. Ceci est cohérent avec le fait que le coefficient de dilatation de l’oxyde, qui est une céramique, est inférieur à celui des métaux. Entre 400 et 600 °C, le coefficient obtenu pour le matériau à 12 % d’oxyde croît rapidement, puis il décroît au-delà de 600 °C. Ceci est dû au procédé de fabrication par frittage. Le début des courbes, avant 400 °C est cohérent avec le pourcentage d’oxyde contenu par les matériaux. On supposera dans les simulations que cette tendance est préservée pour les températures plus élevées. Les valeurs de α qui seront utilisées pour les simulations sont représentées par les lignes continues sur la [figure 2.12](#) et données en annexe [A.1](#), les valeurs expérimentales sont rappelées par les points de même couleur.

2.3 Essais mécaniques

2.3.1 État de l’art

Après les aspects thermiques, nous présentons le résultats de nos essais mécaniques. Ces essais doivent permettre d’identifier les paramètres d’érouissage du modèle exposé. Nous enregistrons dans nos essais la contrainte et la déformation. Sous chargement uniaxial, celle-ci se calcule en fonction de D_0 , déplacement mesuré dans la zone utile, et l_0 , longueur

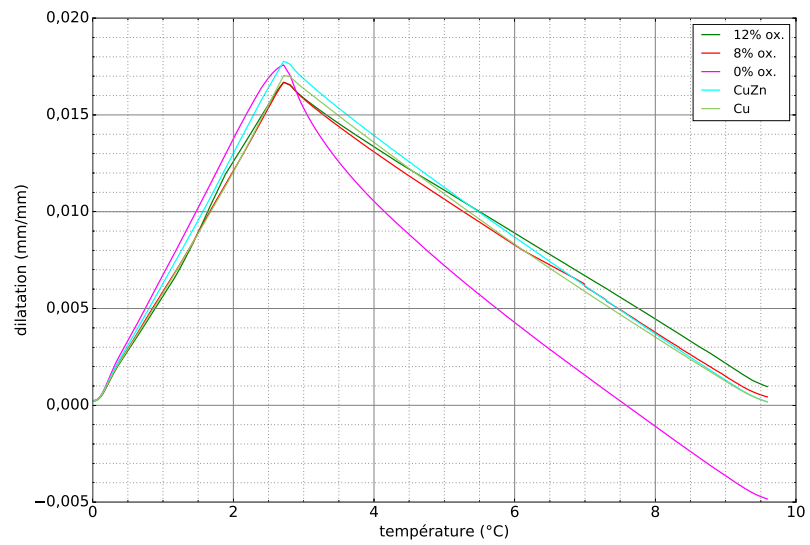


Figure 2.10 – Évolution de la dilatation thermique en fonction de la température au chauffage pour tous les barreaux.

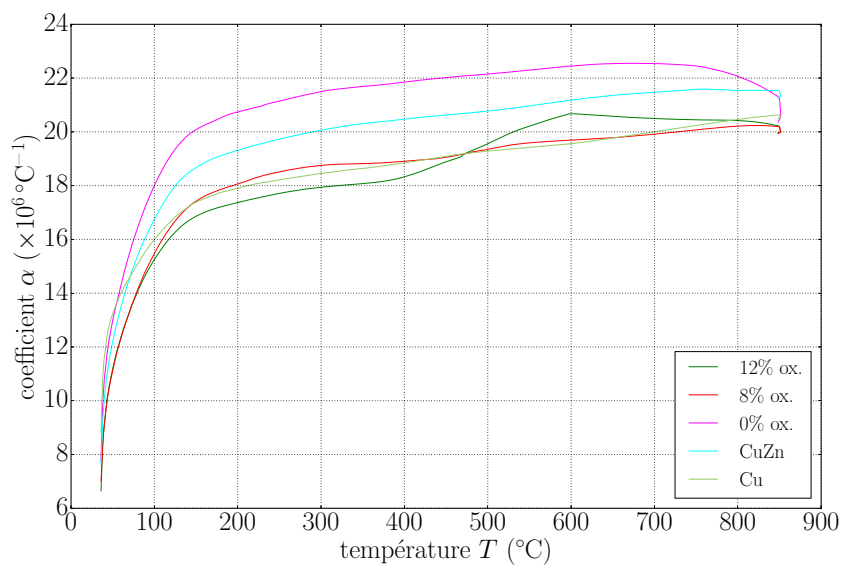


Figure 2.11 – Évolution des coefficients α en fonction de la température pour les matériaux testés.

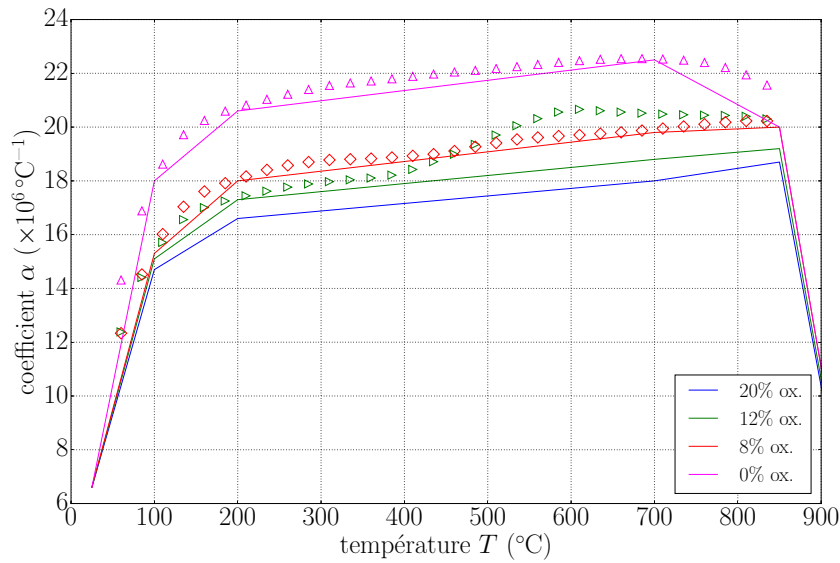


Figure 2.12 – Évolution des coefficients de dilatation thermique utilisé pour les simulations thermo-mécanique par éléments finis en fonction de la température donnée par les lignes continues ; les points expérimentaux sont rappelés par les symboles de même couleur.

initiale de la zone utile :

$$\varepsilon = \frac{D_0}{l_0} \quad (2.7)$$

Elle comporte plusieurs composantes :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^t \quad (2.8)$$

avec :

- ε déformation totale ;
- $\varepsilon^e = \sigma/E$ déformation élastique ;
- ε^p déformation plastique ;
- ε^t dilatation thermique ;
- E module d'élasticité, dit module de Young (MPa) ;
- σ contrainte (MPa).

La contrainte résulte du rapport entre la force appliquée F et la section de la zone utile S_0 :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (2.9)$$

Le coefficient de Poisson ν mesure la contraction de la matière, dans le sens orthogonal à l'effort appliqué dans le cas d'un chargement de traction simple. Dans l'hypothèse d'un matériau isotrope et en petites déformations, la variation de volume du matériau ΔV s'écrit :

$$\frac{\Delta V}{V_0} = (1 - 2\nu)\varepsilon \quad (2.10)$$

La [figure 2.13](#) montre les différentes étapes d'un essai de traction uniaxiale monotone. Le régime élastique correspond à une relation linéaire entre contrainte et déformation (loi

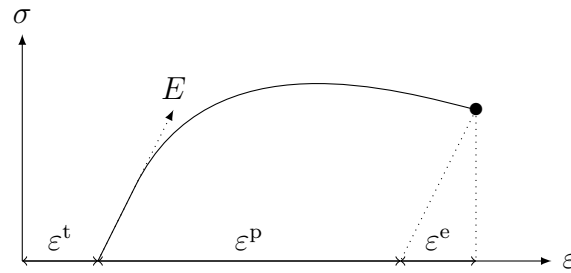


Figure 2.13 – Décomposition des déformations thermique ε^t , plastique ε^P et élastique ε^e pour un essai dans lequel on réalise une traction monotone après chauffage de l'éprouvette.

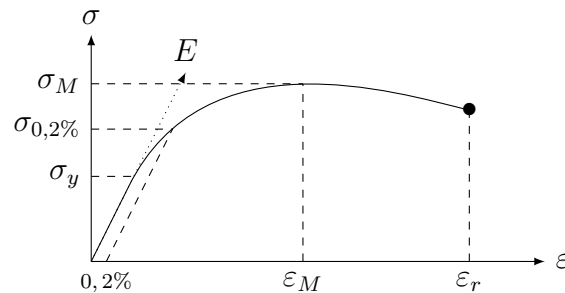


Figure 2.14 – Points représentatifs d'un essai de traction avec les limites d'élasticité σ_y et conventionnelle $\sigma_{0,2\%}$; la contrainte maximale σ_M , sa déformation maximale correspondante ε_M ; et la déformation à rupture ε_r .

de Hooke, pente E). Au-delà de la limite d'élasticité σ_y , la relation n'est plus linéaire. On est en régime plastique. Si l'on diminue la contrainte, on retrouve instantanément le régime élastique, et la pente E , dans le cas d'un comportement indépendant du temps. La [figure 2.14](#) fournit la position de certains points caractéristiques de l'essai. Comme il est difficile de définir précisément l'écart à la linéarité, qui va dépendre de l'«offset» choisi, on définit classiquement une limite d'élasticité conventionnelle, $\sigma_{0,2\%}$, qui correspond à un critère de 0,2% de déformation résiduelle. Le couple $(\varepsilon_M; \sigma_M)$ donne la contrainte maximale et sa déformation correspondante; ε_r indique la déformation lors de la rupture. Au cours de la déformation plastique, un alliage métallique est susceptible de développer de l'écroutissage, c'est-à-dire qu'il durcit à cause des mouvements de dislocations. On distingue deux types d'écroutissage, représentés en [figure 2.15](#). Quand on effectue une traction, une compression ou des cycles avec le matériau, au-delà de la limite d'élasticité, le matériau réagit de différentes manières. Le domaine d'élasticité peut présenter une expansion R , c'est le cas de l'écroutissage isotrope, illustré en [figure 2.15a](#)., Il peut aussi subir une translation X , c'est l'écroutissage cinématique, illustré en [figure 2.15b](#). L'écroutissage cinématique dépend classiquement de la déformation plastique actuelle, alors que l'écroutissage isotrope dépend de la déformation plastique cumulée, notée p , qui est définie par sa dérivée temporelle² : $\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^P|$. Souvent l'écroutissage des matériaux réels est une combinaison des deux. On introduit alors une fonction de charge, qui dépend de la contrainte ainsi que des variables R et X : $f(\sigma, R, X) = |\sigma - X| - R$. Le domaine d'élasticité est défini par la condition $f < 0$. Le cas $(f = 0, \dot{f} < 0)$ correspond à la décharge élastique. Il y a évolution de la déformation plastique (écoulement plastique) si et seulement si la *condition de cohérence* est réalisée. Elle s'écrit $(f = 0, \dot{f} = 0)$. Par construction d'une formulation de plasticité

2. Le point $\dot{\cdot}$ sur une variable désigne sa dérivée temporelle

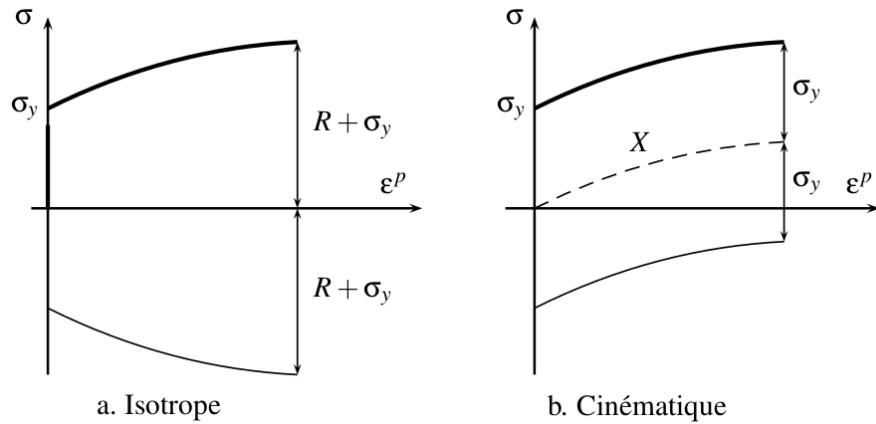


Figure 2.15 – Types d'écrouissage : la courbe en gras représente la limite d'élasticité courante, qui résulte de la somme de la limite d'élasticité initiale σ_y et de la variable d'écrouissage isotrope R (cas a), ou de la variable d'écrouissage cinématique X (cas b).

indépendante du temps, le domaine $f > 0$ reste inaccessible.

Lorsque la température s'élève, le comportement devient dépendant du temps. On utilise pour les alliages métalliques et les céramiques une formulation viscoplastique. La courbe de traction n'est plus unique. Elle dépend de la vitesse de déformation. L'écoulement viscoplastique se produit lorsque la fonction de charge est positive. Nous conserverons les notations ε^P et p pour désigner respectivement la déformation viscoplastique et la déformation viscoplastique cumulée. L'évolution de cette dernière peut par exemple s'exprimer à l'aide d'une fonction puissance de la fonction de charge, ce qui introduit deux nouveaux paramètres matériau K et n :

$$\dot{p} = \left(\frac{f}{K} \right)^n \quad (2.11)$$

Les essais qui permettent de caractériser la viscosité sont les essais de fluage (déformation sous charge constante) et de relaxation (étude de la chute de contrainte à déformation constante). La formulation de l'équation 2.11 permet de représenter les phases de fluage primaire (diminution de la vitesse d'écoulement) et secondaire (vitesse d'écoulement constante à contrainte constante). En l'absence d'écrouissage, elle fournit la loi de Norton et se limite au fluage secondaire. Le fluage tertiaire (augmentation de la vitesse d'écoulement sous contrainte constante) suppose que l'on introduise de l'endommagement, et n'est donc pas représenté dans le cadre de cette formulation.

Dans les essais que nous avons effectués, nous avons vérifié que l'écrouissage isotrope était négligeable. L'écrouissage cinématique peut prendre classiquement deux formes différentes :

- cinématique linéaire, dont la vitesse d'évolution est définie par $\dot{X} = H\varepsilon^P$, et dépend uniquement du paramètre H ;
- cinématique non linéaire, qui introduit les deux paramètres matériau C et D , tel que

$$\dot{X} = C\varepsilon^P - DX\dot{p} \quad (2.12)$$

Afin d'avoir une idée sur le rôle de chaque variable, il est possible de résumer le modèle au travers de la forme de la courbe de traction qu'il permet de simuler. Celle-ci résulte de l'intégration de l'équation 2.12 qui fournit la valeur de la variable X , à laquelle il faut

ajouter la variation due à l'écroissage cinématique linéaire, la limite d'élasticité initiale σ_y et la «contrainte visqueuse» qui résulte de l'inversion de l'équation 2.11 :

$$\sigma = \sigma_y + H\varepsilon^p + \frac{C}{D}(1 - e^{-D\varepsilon^p}) + K(\dot{\varepsilon}^p)^{1/n} \quad (2.13)$$

Pour la part viscoplastique du modèle, il faut donc identifier un ensemble de six paramètres matériau ($\sigma_y; H; C; D; K; n$). Chacun de ces paramètres dépend de la température. La littérature ne donne pas accès à l'ensemble de ces paramètres, mais fournit des estimations de σ_y . Il est également possible de trouver des valeurs du module d'Young, qui caractérise la réponse élastique. Le tableau 2.1 contient quelques résultats typiques pour l'argent pur [25, 24, 15].

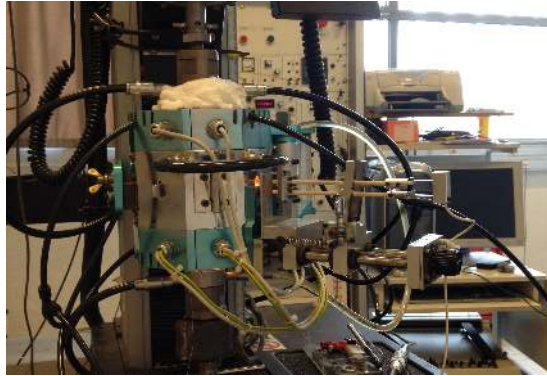
Tableau 2.1 – Valeurs de modules de Young et limites d'élasticité pour de l'argent pur et du Ag–SnO₂.

	E (GPa)		σ_y (MPa)	
	Ag	Ag–SnO ₂	Ag	Ag–SnO ₂
20 °C	71–83	78–85	50	210
300 °C	–	–	30	–
500 °C	50	60	–	80
800 °C	38	55	–	50

2.3.2 Équipement et méthodes employées

Équipement

Les essais mécaniques se déroulent sur une machine électromécanique Instron 5844. Les mesures de force, de déplacement de la traverse et de déformation sont enregistrées tout au long de l'essai avec une fréquence d'environ 10 Hz après réduction de données. Pour les essais à température élevée, on utilise un four à lampes qui entoure l'éprouvette et les mors. Il comporte quatre lobes, contenant chacun une lampe. Les parois sont réfléchissantes et concentrent les rayons lumineux sur l'éprouvette. La température maximale est de 1200 °C, avec une précision inférieure au degré, ce qui nous permet de nous approcher de la température de fusion sans la dépasser. Le four ainsi que les mors sont refroidis par un système de circulation d'eau. Une fenêtre est aménagée sur le four pour mesurer la déformation sur l'éprouvette. Le montage est exposé en figure 2.16. Si l'essai est effectué à chaud, un thermocouple fixé sur l'éprouvette et relié à un régulateur, permet de maintenir une température de consigne constante au cours de l'essai. Avant le début de l'essai, nous attendons que la température soit stable, ainsi que la dilatation thermique de l'éprouvette. Les éprouvettes utilisées pour les essais sont présentées en figure 2.17. Elles sont taillées dans des barreaux de matériau Ag–SnO₂–CuO avec différentes fraction d'oxyde. L'utilisation de l'extensomètre est limitée : lorsque le chargement est cyclique, la zone utile est trop courte pour qu'on obtienne une précision suffisante ; par ailleurs, au-dessus de 500 °C, les pointes de l'extensomètre s'enfoncent dans l'éprouvette. Lorsque nous sommes dans ces conditions, il faut passer par la notion de «longueur utile plastique», comme expliqué dans le paragraphe suivant.



(a) montage complet

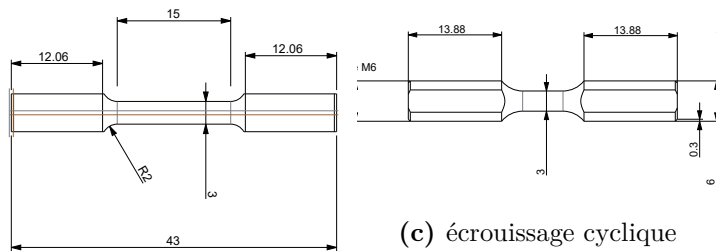


(b) extensomètre seul

Figure 2.16 – (a) Montage expérimental complet comportant la machine, le four (en bleu) avec l'éprouvette à l'intérieur et l'extensomètre à gauche. (b) Extensomètre seul : les bouts en forme de pointe sont en contact avec la zone utile de l'éprouvette ; de l'autre côté un condensateur mesure l'écartement des baguettes en alumine.



(a) lot



(b) traction

(c) écouissage cyclique

Figure 2.17 – Photographie et dimensions (mm) des éprouvettes utilisées.

Calcul de la longueur utile plastique

C'est la longueur l^p de l'éprouvette cylindrique équivalente, dont la section serait égale à la section de l'éprouvette réelle dans la zone cylindrique, et qui génère le même déplacement plastique que l'éprouvette réelle. La déformation plastique de l'éprouvette équivalente est donc égale à la déformation plastique au centre de l'éprouvette réelle, ε_0^p . On calcule l^p en évaluant l'intégrale de la déformation plastique longitudinale sur toute la hauteur L de l'éprouvette réelle.

$$l^p \varepsilon_0^p = \int_L \varepsilon^p dz \quad (2.14)$$

La valeur de l'intégrale peut être calculée au moyen d'un calcul par éléments finis, mais, par ailleurs, une estimation suffisamment fiable de cette expression peut être effectuée en utilisant un lissage en fonction puissance de la loi de comportement, du type $\varepsilon^p = (\sigma/K)^m$, et en appliquant à l'éprouvette une méthode des tranches. Avec ces hypothèses, la valeur de la déformation plastique courante pour une section située à la cote z ne dépend que de l'exposant m et de la section :

$$\frac{\varepsilon^p}{\varepsilon_0^p} = \left(\frac{S_0}{S} \right)^m \quad (2.15)$$

où ε^p représente la déformation plastique à la cote z , ε_0^p la déformation plastique dans la zone utile, S la section à la cote z , et S_0 la section de la zone utile.

Toutes les sections étant circulaires, l'expression peut être simplement reformulée en fonction du rayon r à la cote z et du rayon de la section centrale, r_0 .

$$\frac{\varepsilon^p}{\varepsilon_0^p} = \left(\frac{r_0}{r} \right)^{2m} \quad (2.16)$$

On peut évaluer simplement la longueur plastique équivalente l^p en combinant les équations 2.14 et 2.15 :

$$l^p = \int_L \left(\frac{r_0}{r} \right)^{2m} dz \quad (2.17)$$

La valeur du paramètre m varie entre 6 et 7 pour les matériaux et les conditions de notre étude. La longueur plastique calculée vaut 16,1 mm pour les éprouvettes de traction monotone (pour une longueur de la partie cylindrique de 15 mm), et 7,1 mm pour les éprouvettes utilisées sous chargement cyclique (de longueur cylindrique 6 mm).

Calcul de la déformation plastique

La mesure de déplacement prend en compte à la fois l'allongement de la partie cylindrique de l'éprouvette, caractérisée par une raideur R_e mais aussi les déplacements dus à la machine, au système d'attache et aux congés de l'éprouvette, qui seront représentés globalement par une «raideur machine», R_m . La raideur de l'ensemble, R_t , s'exprime :

$$\frac{1}{R_t} = \frac{1}{R_m} + \frac{1}{R_e} \quad (2.18)$$

tandis que R_e est donnée par la relation suivante :

$$R_e = \frac{S_0 E}{l_0} \quad (2.19)$$

La déformation plastique se calcule à partir du déplacement de la traverse D , de la force F et de R_m :

$$\varepsilon^p = \frac{1}{l^p} \left(D - \frac{F}{R_m} \right) \quad (2.20)$$

2.3.3 Essais mécaniques réalisés

La répétition des arcs électriques sur le matériau en Ag-SnO₂-CuO provoque une évolution de la fraction volumique locale des oxydes dans la matrice Ag. On se retrouve donc avec un champ hétérogène en concentration d'oxyde. Nous avons considéré des éprouvettes comportant différentes fractions volumiques, afin d'étudier l'influence du changement de concentration. Trois nuances de matériaux sont prévues : argent pur, Ag-SnO₂(92-8 %m.) et Ag-SnO₂(88-12 %m.) qui sont tous des matériaux standards fabriqués par Schneider Electric par coextrusion-frittage et pris à l'état neuf. La base de données comporte quatre niveaux de température, température ambiante, 500 °C, 800 °C et 900 °C, soit 60 °C sous le point de fusion de l'Ag.

On considère deux types d'essais : traction monotone, afin de dégrossir le comportement du matériau, et chargement cyclique dans le but de caractériser l'écroissage cinématique. Pour mettre en évidence l'effet de la viscosité, différentes vitesses de sollicitation sont programmées : une vitesse de référence à 10⁻³ s⁻¹ et deux vitesses plus lentes à 10⁻⁴ s⁻¹ et 10⁻⁵ s⁻¹. Un essai à une vitesse de chargement de 10⁻² s⁻¹ donc plus rapide, a été tentée, sans succès car l'extensomètre a glissé sur l'éprouvette. Pour certains essais (au dessus de 500 °C ou cyclique), la vitesse de chargement est estimée, non mesurée, puisque le pilotage est effectuée sur la traverse et non par l'extensomètre. Le [tableau 2.2](#) présente un résumé des essais de traction et des essais cycliques effectués.

Tableau 2.2 – Liste des essais mécaniques réalisés ; les essais sont à déformation imposée s'ils sont avec un extensomètre, dans le cas contraire le pilotage est en déplacement imposé sur la traverse.

Essai	T (°C)	f. Ag (%m.)	Nombre	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)
cyclique	ambiante	88	1	10 ⁻³
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	500	88	1	10 ⁻³
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	800	88	1	10 ⁻³
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	900	88	2	10 ⁻⁴
		92	1	10 ⁻⁴
		100	1	10 ⁻⁴
monotone	ambiante	88	3	10 ⁻³ , 10 ⁻⁵
		92	2	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	500	88	1	10 ⁻² , 10 ⁻³ , 10 ⁻⁵
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	800	88	2	10 ⁻³ , 10 ⁻⁴ , 10 ⁻⁵
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³
	900	88	1	10 ⁻³
		92	1	10 ⁻³
		100	1	10 ⁻³

Les résultats des essais sont reportés sur les figures 2.18, 2.19, 2.20, 2.21 sous la forme de courbes contrainte-déformation. Dans le cas des essais cycliques, plusieurs niveaux de déformation ont été successivement appliqués, ce qui permet de décrire la courbe d'érouissage complète à l'aide d'une seule éprouvette. Pour chaque température, les figures (a) concernent l'argent pur, les figures (b) Ag-SnO₂(92-8 %m) et (c) Ag-SnO₂(88-12 %m.). Les essais de tractions monotones sont également présentés. Ce sont les premiers essais, les plus simples à réaliser et permettent d'avoir un point de repère pour les essais cycliques et essais à vitesse de sollicitation variable. Ils sont effectués à une vitesse choisie, dite de référence de 10⁻³ s⁻¹. Les essais à vitesse variable sont des essais de traction monotone où la vitesse change en cours d'essai. Les courbes de ces essais sont remarquables puisque la viscosité induit un changement de contrainte dans le matériau, d'où ces formes de «marches». Plus le chargement est rapide, plus la contrainte est grande.

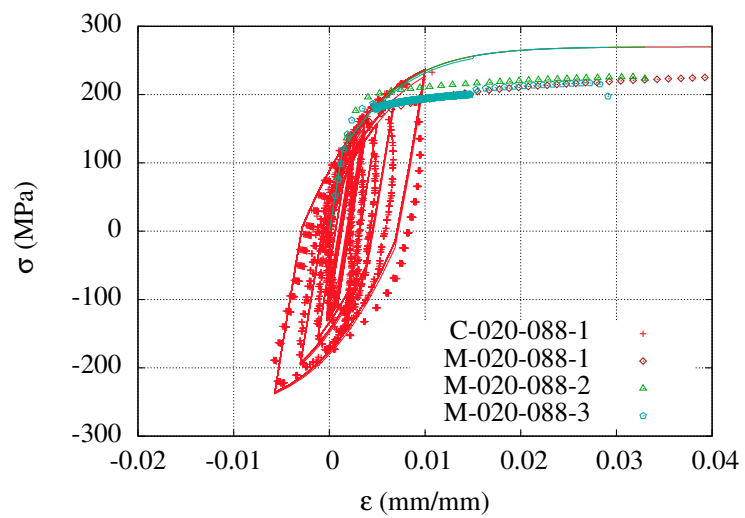
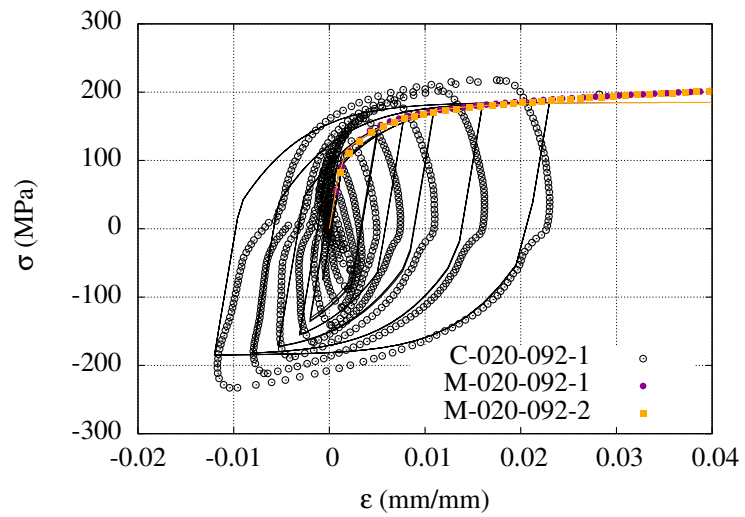
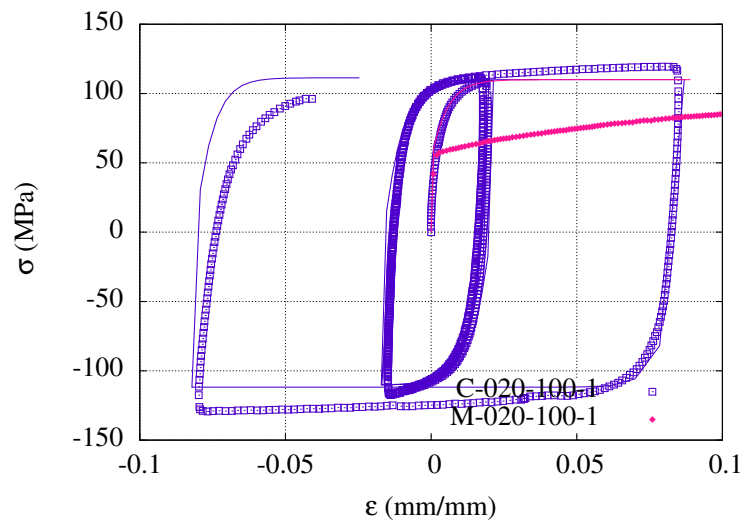


Figure 2.18 – Courbes contraintes-déformation à température ambiante.

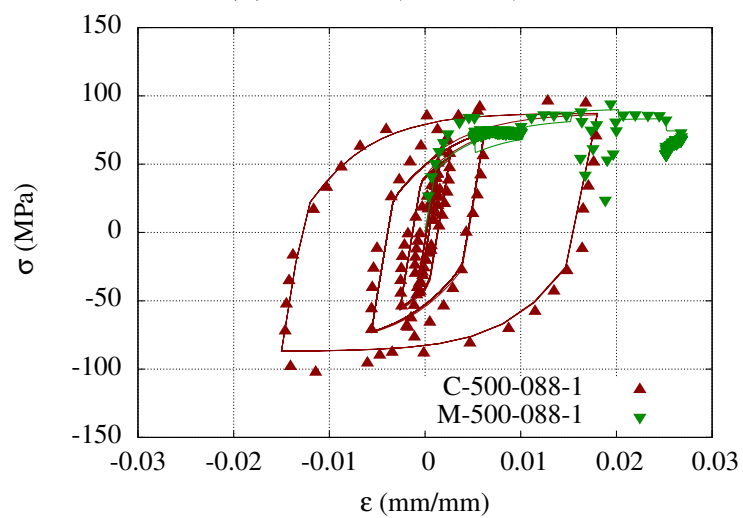
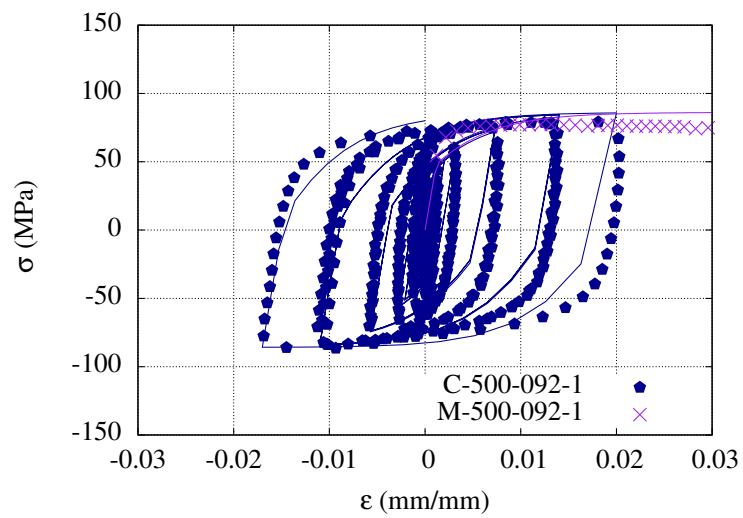
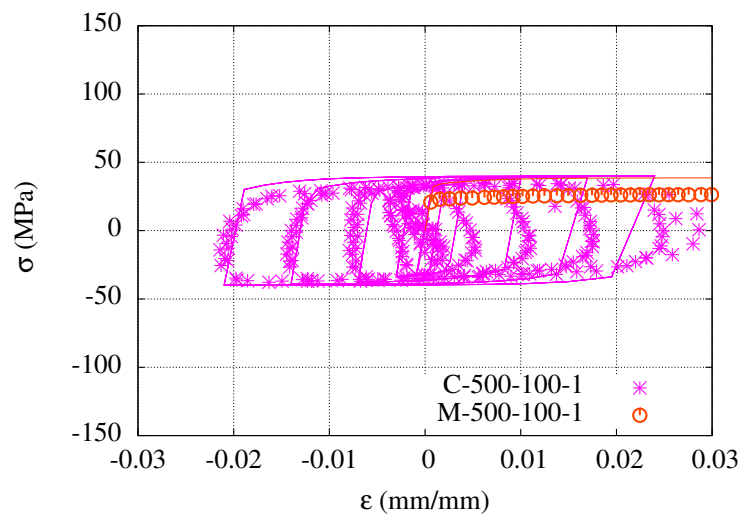


Figure 2.19 – Courbes contraintes-déformation à 500 °C.

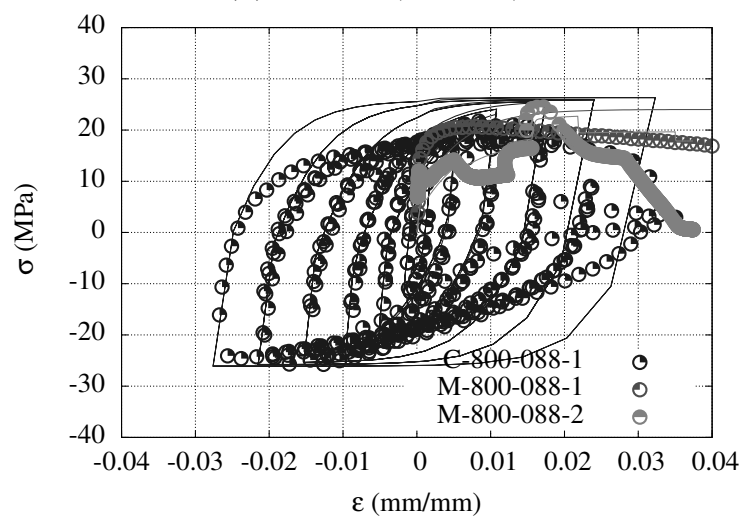
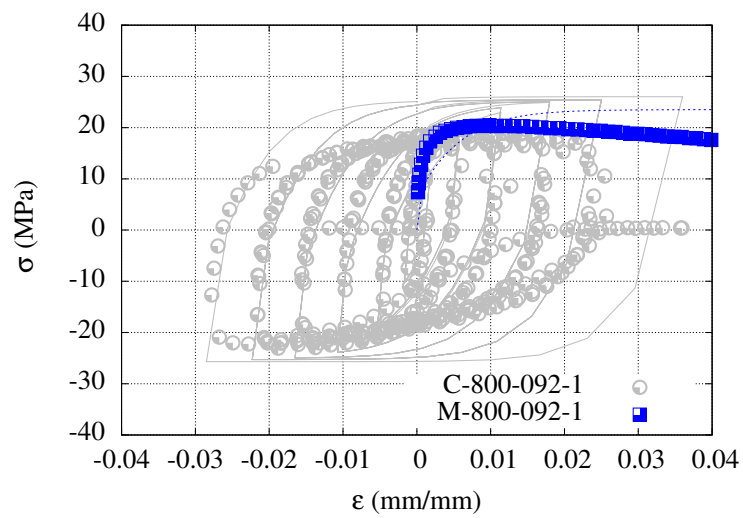
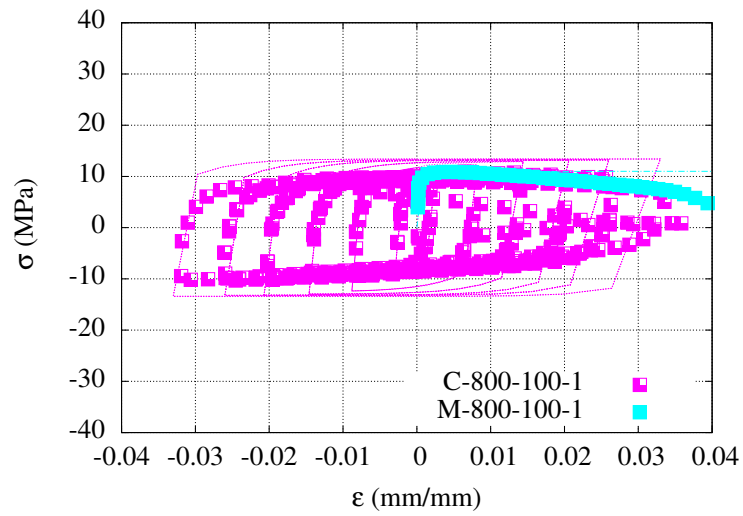


Figure 2.20 – Courbes contraintes-déformation à 800 °C.

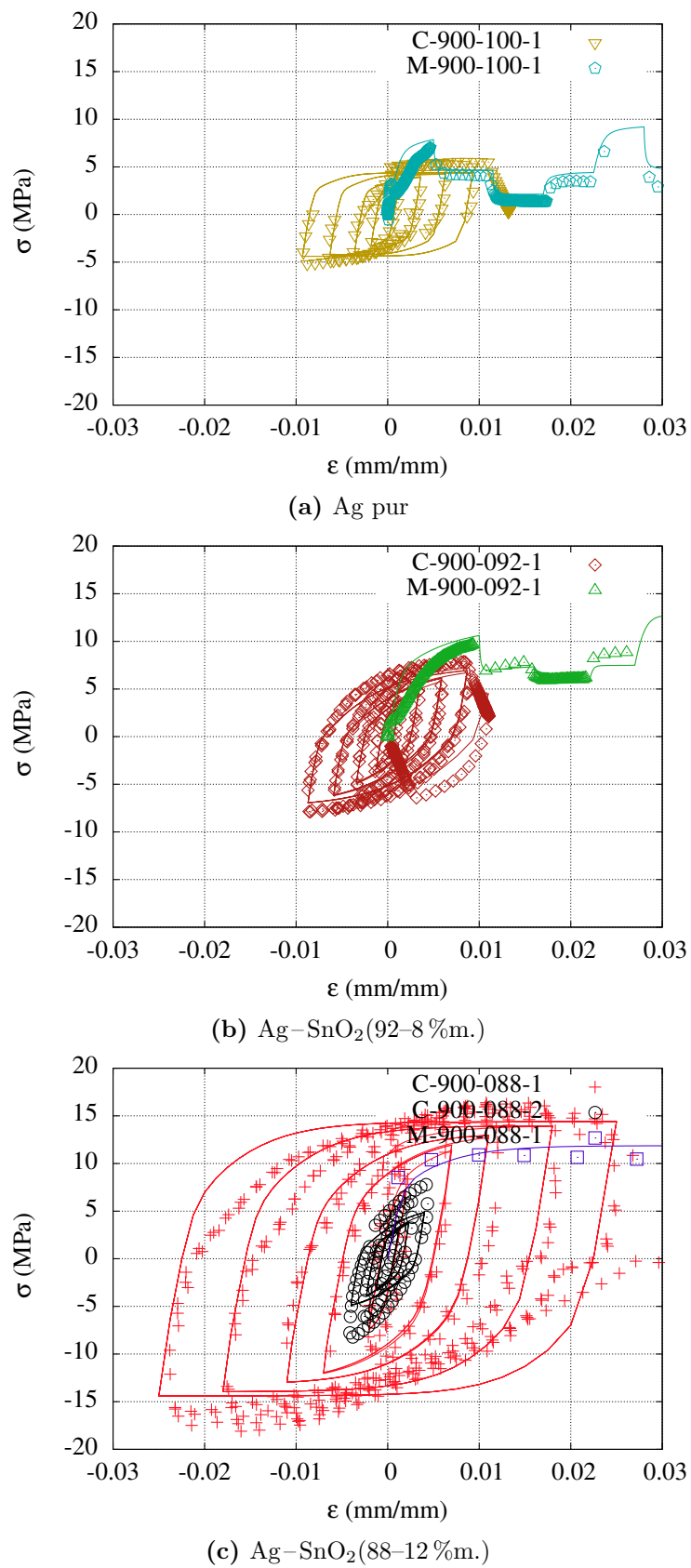


Figure 2.21 – Courbes contraintes-déformation à 900 °C.

2.3.4 Identification des paramètres pour les trois matériaux

Les paramètres sont identifiés pour chaque matériau et chaque température. Les valeurs numériques sont reportées en Annexe A.2. De façon classique [26], nous choisissons une valeur constante pour le paramètre D ($D = 200$). La figure 2.22 montre les évolutions en fonction de la température du module de Young (figure 2.22a), du paramètre R_0 représentant la limite d'élasticité initiale (figure 2.22b), des paramètres K et n qui caractérisent la viscosité (figure 2.22d et e). Afin d'illustrer au mieux le comportement, nous reportons également le rapport C/D , qui représente la valeur maximale de l'écoulement cinématique (figure 2.22c), et la valeur de la limite d'élasticité simulée avec le modèle (figure 2.22f). Cette dernière quantité est évaluée en appliquant l'équation 2.13 pour $\varepsilon^p = 0,2\%$ et $\dot{\varepsilon}^p = 10^{-3}\text{s}^{-1}$. De façon classique, toutes les paramètres diminuent avec la température, sauf K qui a de faibles valeurs à l'ambiante, car le matériau y est peu visqueux, et de faibles valeurs à haute température, car les contraintes sont faibles, avec un maximum aux températures intermédiaires. Lorsqu'on s'approche de la température de fusion, l'écoulement disparaît (C et R_0 tendent vers zéro) et on se retrouve avec une formulation de type Norton, dont l'exposant n tend vers 1 lorsqu'on atteint l'état liquide. Un traitement particulier a été appliqué pour le paramètre d'écoulement cinématique linéaire H . Son influence n'est en effet sensible que pour des niveaux de déformation relativement importants, alors même que nous ne disposons que d'un nombre réduit d'essais de traction. Nous considérerons donc plusieurs possibilités, et feront une étude paramétrique de son influence dans les calculs par éléments finis de l'effet de l'arc. Nous considérerons trois cas à température ambiante : $H = 0$; $H = 1000$ MPa; $H = 2000$ MPa. L'écoulement diminue avec la température, ce qui conduit à proposer une diminution de H jusqu'à la valeur nulle lorsque la température s'élève.

Les valeurs des paramètres sont reportées dans un fichier, qui figure également en Annexe A.2. Nous avons extrapolé au-delà des températures d'essai afin de pouvoir effectuer des calculs dans le domaine de température identifié par les calculs thermiques, soit au-dessus de 2000 °C. Pour la même raison, en ce qui concerne la concentration en oxyde, nous allons de 0 jusqu'à 20 %. Il faut noter que le même fichier matériau est utilisé dans l'intégrateur de loi de comportement qui est utilisé dans l'identification et dans le code de calcul par éléments finis, ce qui rend la transmission d'information immédiate entre les deux codes.

2.3.5 Faciès de rupture

L'observation du faciès de rupture permet de caractériser le mode d'endommagement. La littérature contient déjà des résultats à ce sujet [24, 15]. On y trouve des cupules laissées par rupture ductile et une fissuration intergranulaire due à la faiblesse de la liaison entre la matrice et son renfort. Nous choisissons d'observer au MEB, voir figure 2.23 les faciès obtenus après des essais de traction monotone à température ambiante sur des éprouvettes en argent pur et en Ag-SnO₂ (88–12 %m.). A l'échelle macroscopique, on note que la rugosité du faciès est plus fine quand l'échantillon contient des oxydes. A l'échelle micrométrique apparaissent des cupules, que ce soit pour l'argent pur (figure 2.24a et b) ou l'Ag-SnO₂ (figure 2.24c et d).

Les images à faible grandissement (figure 2.24a et c) mettent en évidence de larges cupules d'environ $10\ \mu\text{m}$ dans le cas de l'argent pur, et un profil plus tourmenté, avec des cupules de l'ordre de $1\ \mu\text{m}$ en présence d'oxyde. Lorsque l'on agrandit encore l'image (figure 2.24b et d), on observe des petites cupules de l'ordre de $200\ \text{nm}$ dans les deux cas.

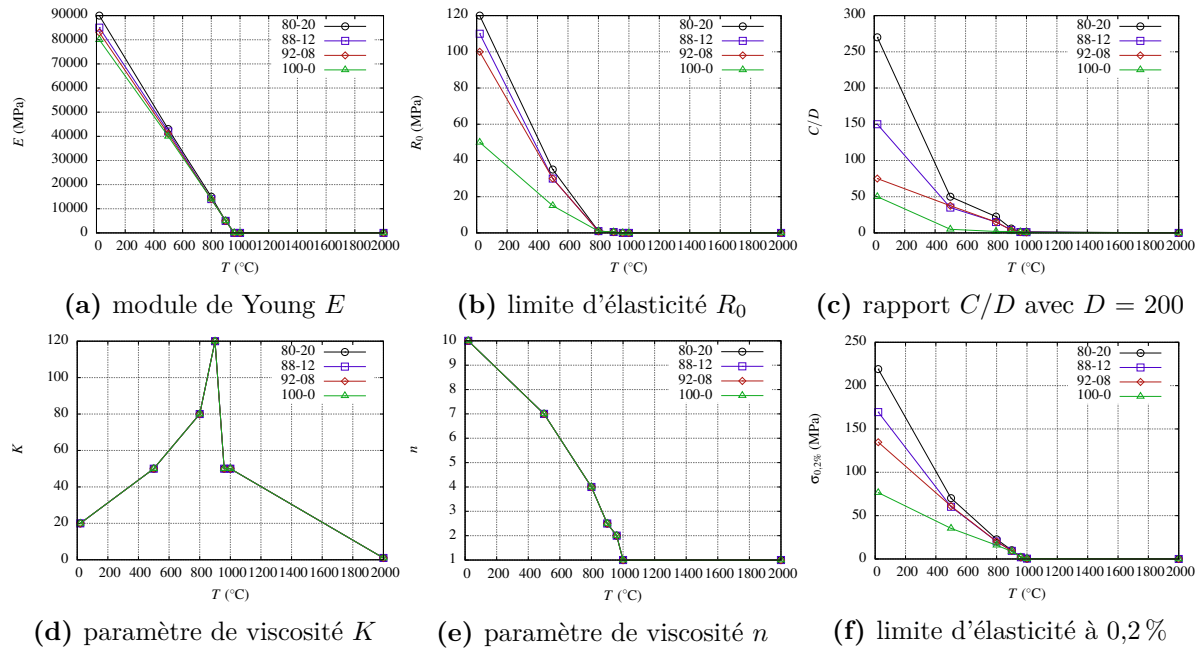


Figure 2.22 – Évolution des paramètres en fonction de la température.

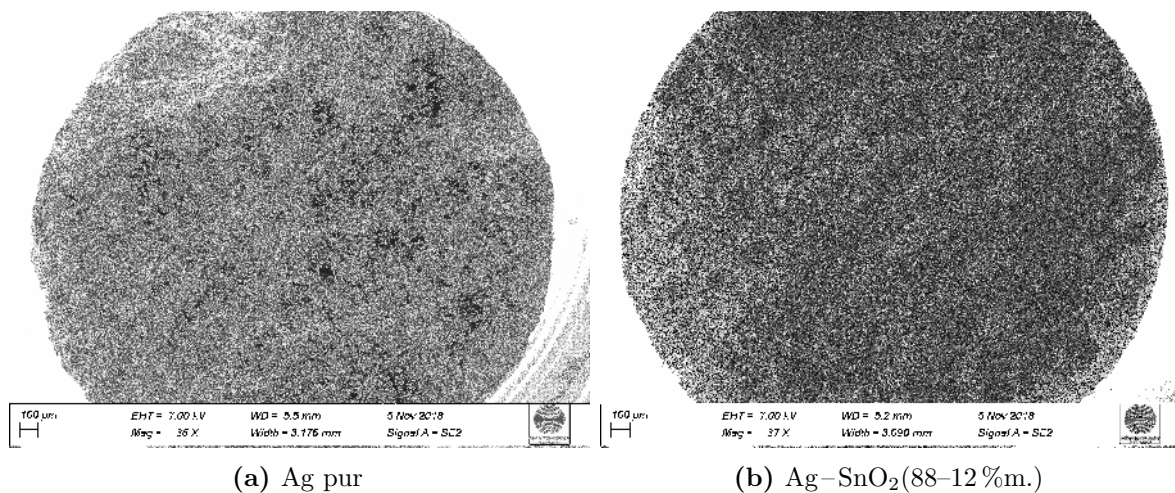


Figure 2.23 – Faciès de rupture de deux éprouvettes issues d'essais de traction monotone à température ambiante.

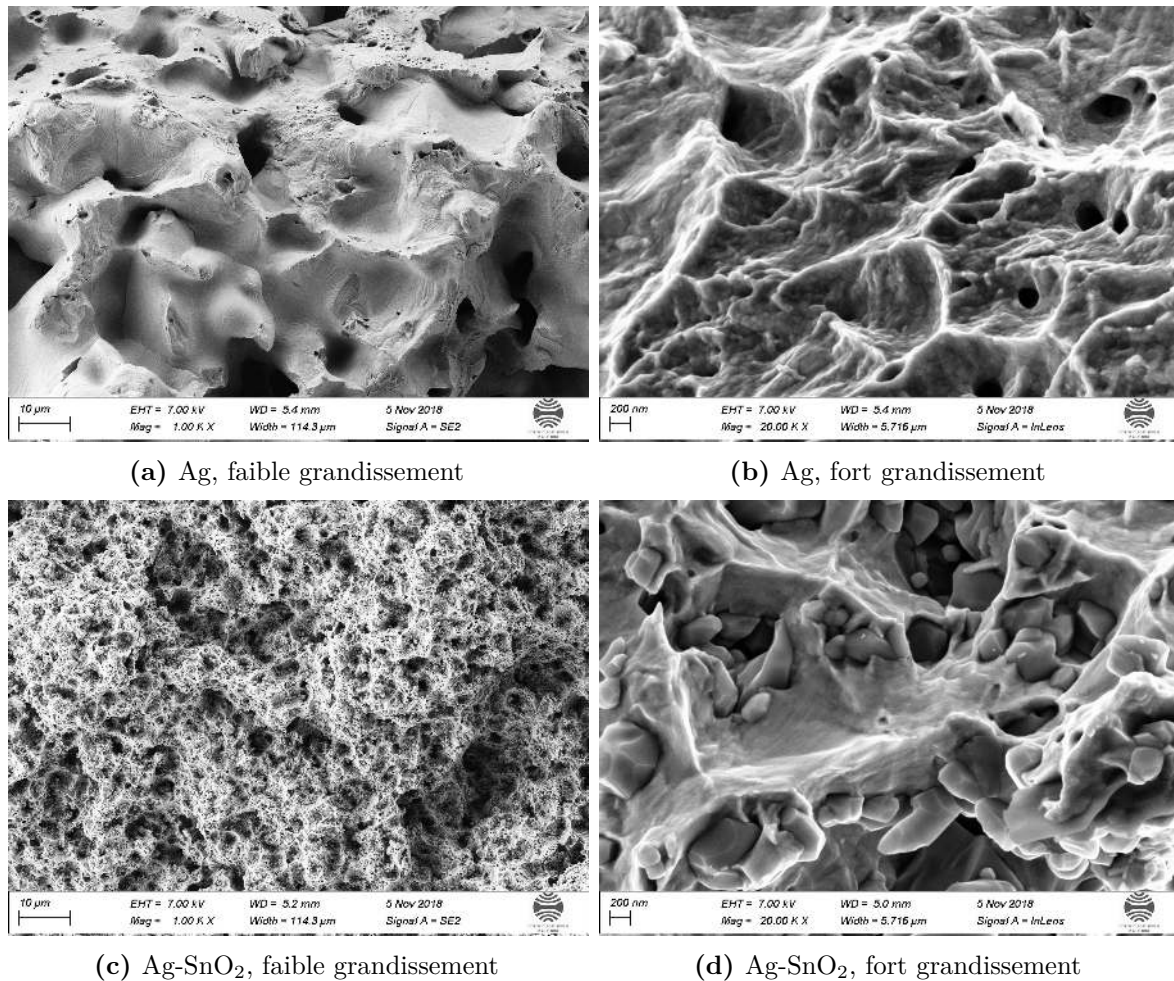


Figure 2.24 – Comparaison de faciès de rupture sous chargement monotone à température ambiante. (a) et (b) éprouvette en Ag pur, (c) et (d) éprouvette en Ag-SnO₂ (88 %-12 %m.). (a) et (c) faible grandissement, (b) et (d) fort grandissement.

Les particules d'oxyde sont au fond des cupules. Ces observations montrent que l'argent présente une rupture ductile à température ambiante. En fait, les particules d'oxyde, plus dures que la matrice Ag, concentrent les contraintes, ce qui crée une décohésion de l'interface matrice particule, et amorce une microcavité puis une fissure [27]. Cette caractérisation est intéressante, car nous aurons à y revenir dans le chapitre portant sur les essais AC-3 au moment de l'étude des endommagements que subit le matériau de contact.

2.4 Dureté

2.4.1 État de l'art

La dureté est mesurée par un essai normalisé [28]. Une force est exercée sur un indenteur de forme géométrique spécifique qui laisse une empreinte dans le matériau. La dimension de l'empreinte est ensuite mesurée et interprétée selon des codes bien définis. Sa forme est soit une bille sphérique en acier trempé ou en carbure de tungstène pour l'essai Brinell, soit une pyramide à base carrée en diamant pour l'essai Vickers représenté en figure 2.25. Le résultats de l'essai produit un scalaire qui est influencé par l'écroutissage du matériau, son endommagement éventuel, et bien entendu, dans notre cas, par la fraction volumique

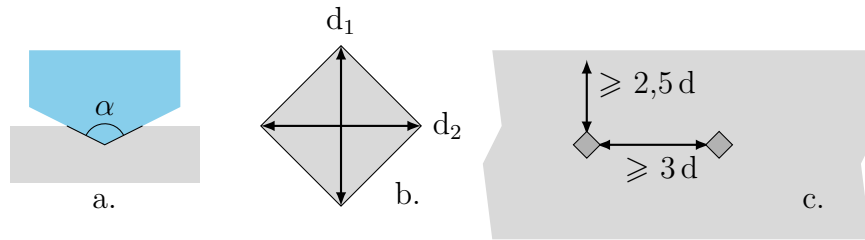


Figure 2.25 – Principe de l'indentation Vickers. (a) Pénétration de l'indenteur d'angle α dans l'échantillon, (b) empreinte de diagonales d_1 et d_2 laissée par l'indenteur, (c) espacement minimum des empreintes entre elles et avec les bords de l'échantillon.

d'oxyde.

Dans le cas de l'essai Vickers, que nous avons pratiqué, la dureté est estimée à partir de l'équation

$$HV = \frac{2F}{gd^2} \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right) \quad (2.21)$$

avec :

HV dureté Vickers (habituellement exprimée en $\text{kg}\cdot\text{m}^{-2}$)

F force appliquée (N)

g accélération de la pesanteur $\simeq 9,81 \text{ m}\cdot\text{s}^{-2}$

α angle entre les faces opposées au sommet du pénétrateur pyramidal = 136°

d moyenne arithmétique des deux diagonales d_1 et d_2 , celles-ci ne devant pas excéder quelques pourcent d'écart (m).

On parle d'un essai de microdureté Vickers quand la force appliquée est comprise entre 0,098 N et 1,961 N. HV sera donc indexé au moyen de la valeur de la force appliquée, soit entre 0,01 et 0,2 pour la micro-dureté, ou entre 1 et 100 pour la macro-dureté. En toute rigueur, on peut passer d'une valeur à l'autre sans problème, par exemple de HV_1 à HV_5 .

Le temps de maintien de la charge est classiquement de 10 s. Il a peu ou pas d'influence lorsque le matériau ne présente pas de viscosité. Pour ce qui concerne la géométrie, la norme indique que, pour éviter les effets de bord, il faut laisser un espace correspondant à 3 fois la diagonale entre deux points de mesure et 2,5 fois la diagonale entre une empreinte et le bord de l'échantillon. Vu la faible taille des empreintes, on utilise la microscopie optique pour mesurer leur taille. L'argent pur est un matériau «mou», avec une valeur de HV de l'ordre de 24. En comparaison, cette valeur atteint 84 pour $\text{Ag} - \text{SnO}_2$ qui est bien plus dur [24, 15].

Dans la littérature, nous pouvons trouver différentes mesures sur des matériaux à base Ag, avec des fractions massiques d'oxyde variables et des procédés d'élaboration différents. Pour des matériaux $\text{Ag}-(12\%)\text{SnO}_2$, $\text{Ag}-(15\%)\text{SnO}_2$, $\text{Ag}-(13,95\%)\text{SnO}_2-(1,05\%)\text{CuO}$ et $\text{Ag}-(30\%)\text{SnO}_2$, obtenus par oxydation interne, les valeurs mesurées sont respectivement 123, 127, 145 et 192 $HV_{0,2}$ [12, 18, 11]. Le dopant CuO influence également la dureté du matériau. Pour un matériau à matrice Ag avec 5 % en masse de SnO_2 obtenu par coprécipitation et frittage, des études ont montré une dureté de 62, 58 et 53 HV_5 pour des fractions massiques de CuO de 0, 0,25 et 1 % [17]. Pour un matériau à matrice Ag avec 4 % en masse de SnO_2 , la dureté mesurée se situe entre 28 et 32 HB, suivant les tailles de particules de SnO_2 [16]. Cela correspondrait à une trentaine de HV. Ces valeurs sont à comparer avec précaution, car la charge appliquée est de 2500 N, et le temps de maintien

30 s. De plus elles sortent des tables de conversion [29].

2.4.2 Mesures

Les essais sont effectués sur nos nuances de référence, à savoir argent pur et Ag-SnO₂-CuO avec des fractions massiques d'oxydes de 8 et 12 %, fabriqués par le procédé industriel utilisé sur le site de Schneider Electric au Vaudreuil par compression unitaire et frittage. Les mesures sont effectuées avec un microduromètre semi-automatique Buehler Micromet 5114. La masse utilisée est de 1 kg. Le [tableau 2.3](#) donne les valeurs obtenues. On constate que la dureté augmente avec la fraction d'oxyde. Il faut cependant noter qu'après chauffage d'un échantillon de Ag-SnO₂-CuO(88-12 %m.) pendant 24 h à 800 °C, la dureté mesurée est égale à celle du matériau Ag-SnO₂-CuO(92-8 %m.). Ceci s'explique par une relaxation des contraintes internes dues à la calibration des pastilles.

Tableau 2.3 – Mesures de dureté Vickers à 1 kg sur une moyenne de six indents. Le pourcentage d'oxydes affiché est la somme des fractions massiques des oxydes ; l'ordre de grandeur de la taille de la moyenne des diagonales de l'empreinte est indiqué.

Matériau	HV _{1kg} (kg _f ·mm ⁻²)	Taille (μm)
Ag	25±2	280
Ag-SnO ₂ -CuO(92-8 %m.)	71±2	160
Ag-SnO ₂ -CuO(88-12 %m.)	83±2	150

En vue de mesurer localement l'endommagement dans le chapitre suivant, nous effectuons un «blanc» sur une électrode neuve à 12 % d'oxyde. La taille de l'empreinte obtenue par un essai de macrodureté à 1 kg est beaucoup trop grande pour qu'on puisse espérer caractériser ainsi les microruptures locales. Nous nous proposons donc d'abaisser la charge pour diminuer significativement leur taille. Nous tentons donc trois charges au préalable sur un rivet à l'état neuf. Les résultats sont présentés dans le [tableau 2.4](#), et une visualisation des indents est proposée en [figure 2.26](#).

Tableau 2.4 – Taille d'empreinte en fonction de la charge appliquée sur un rivet neuf en Ag-SnO₂-CuO à 12 % d'oxyde. La microdureté Vickers est d'environ 85 kg_f·mm⁻².

Charge (g)	Taille (μm)
10	15
25	23
50	33

Nos conclusions sont les suivantes. D'abord, nous retrouvons à peu près la même valeur de dureté qu'avec 1 kg, et :

- 10 g → la microdureté varie trop d'un indent à l'autre car l'empreinte se situe tantôt sur de l'oxyde, tantôt sur de l'argent ;
- 25 g → charge retenue, car offrant le meilleur compromis entre les solutions extrêmes ;
- 50 g → l'espacement minimal à respecter entre deux indents interdit la réalisation de plusieurs mesures proches l'une de l'autre.

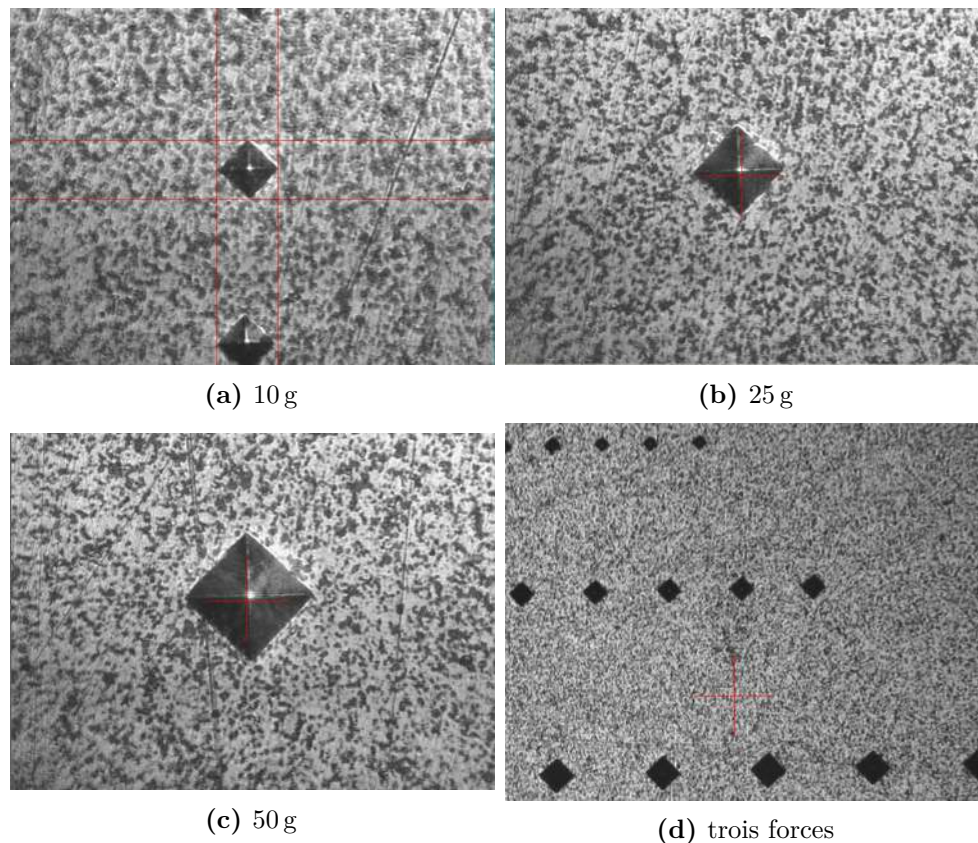


Figure 2.26 – Comparaison de la taille des empreintes ou indents sur $\text{Ag-SnO}_2(88-12\%m.)$.

Une fois cette charge de 25 g choisie, nous décidons de faire une cartographie sur un rivet neuf (à 12 % d'oxyde), comme représenté en [figure 2.27](#). Chaque indente est espacé de trois fois sa diagonale, afin éviter un durcissement dû à l'écrasement généré par l'indente. Ce champ de mesures montre qu'un rivet neuf présente des variations importantes de microdureté. Ces mesures donnent une base pour mesurer des champs de dureté de rivets endommagés. Avec cette méthode, nous pouvons obtenir 25 mesures sur une surface équivalente à un carré de $2500 \mu\text{m}^2$.

2.5 Conclusion sur les propriétés du matériau

L'objectif de ce chapitre est de rassembler les propriétés et les paramètres qui seront utiles pour la modélisation. Étant donné que l'arc électrique est modélisé par un flux de chaleur, il faut quantifier la propagation de la chaleur dans le matériau, donc connaître les propriétés thermiques. La littérature nous donne des valeurs de conductivité et capacité thermiques mesurées pour l' $\text{Ag-SnO}_2\text{-CuO}$ solide. Pour ce qui est des valeurs à l'état liquide, nous ne disposons que de résultats de simulation reposant sur une loi des mélanges.

Un second aspect est celui de la caractérisation thermo-mécanique. La densité de flux de chaleur apportée par l'arc entraîne une dilatation thermique locale que nous pourrions évaluer à l'aide de valeurs fournies par la littérature, et confirmées par des essais de vérification. Le modèle de comportement élasto-visco-plastique a été identifié sur la base d'une campagne d'essais mécaniques, qui nous permet d'avoir un jeu de paramètres du classique modèle de Chaboche.

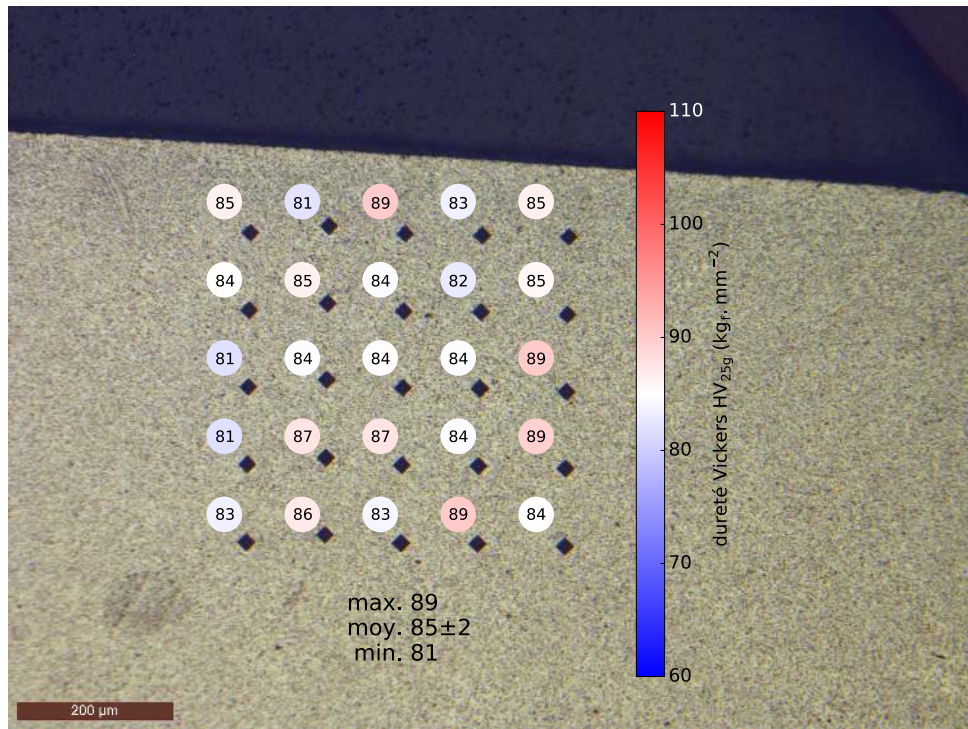


Figure 2.27 – Mesures locales de microdureté Vickers 25 g sur un rivet neuf.

La mesure de dureté, en particulier de micro-dureté dans le cas de faible charge, nous permet de mesurer localement la concentration d'oxyde, et donc d'avoir accès à l'évolution du matériau, dont l'étude fera l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 3

Endommagement sous l'action de l'arc

Ce chapitre est dédié à l'étude des conséquences de l'action de l'arc sur les pastilles de contact dans le cas d'un arc d'ouverture en courant alternatif. L'objectif est d'étudier et d'analyser les divers endommagements subis par les pastilles sous l'action de l'arc. Pour ce faire, deux types d'essais sont réalisés. Tout d'abord, des essais (que nous nommons essais simplifiés) effectués sur une machine spécifique qui permet de réaliser un nombre contrôlé d'arcs d'ouverture en monophasé de façon rapide dans des conditions expérimentales « simples » que nous détaillerons. Ensuite, des essais d'endurance normalisés sont effectués avec des contacteurs. Dans tous les cas, les pastilles de contact sont analysées à l'aide de divers diagnostics concernant soit la surface des pastilles (profilométrie 3D, MEB, EDS), soit le volume de la pastille (microscopie optique, EBSD, MEB, microdureté...).

3.1 Essais électriques simplifiés

3.1.1 Machine «Saturne»

La [figure 3.1](#) est une photographie de la machine «Saturne» qui est utilisée pour les essais électriques simplifiés. L'intérêt de cette machine est multiple. Elle permet d'une part de pouvoir étudier l'effet d'arc à l'ouverture dans le cas d'un faible nombre de manœuvres et d'éviter ainsi une campagne coûteuse sur les bancs d'essais AC-3. Elle permet aussi d'effectuer des essais plus aisément analysables. En effet, les essais sont réalisés en monophasé, il n'y a pas de « soufflage » magnétique de l'arc (la durée de l'arc correspond donc au temps effectivement passé par l'arc sur les pastilles de contact), il y a un seul contact (la tension mesurée correspond donc à la tension aux bornes des électrodes et enfin, cette machine autorise une cadence de « tirs » plus importante.

Les essais simplifiés sont des essais accélérés par rapport aux essais AC-3 et donnent un exemple des dégradations possibles (soudure, érosion et perte de matière entre autres) du matériau constitutif des électrodes. Les électrodes en forme de rivets sont fixées à l'actionneur. D'un côté se trouve l'électrode fixe, de l'autre l'électrode mobile, mue par une bobine. Un pointeur laser permet de connaître la position de l'électrode mobile. Un capteur de force mesure la force de contact. Un rivet, dont la géométrie est exposée en [figure 3.2](#), est constitué des mêmes matériaux que ceux des pastilles de contacteurs industriels, en

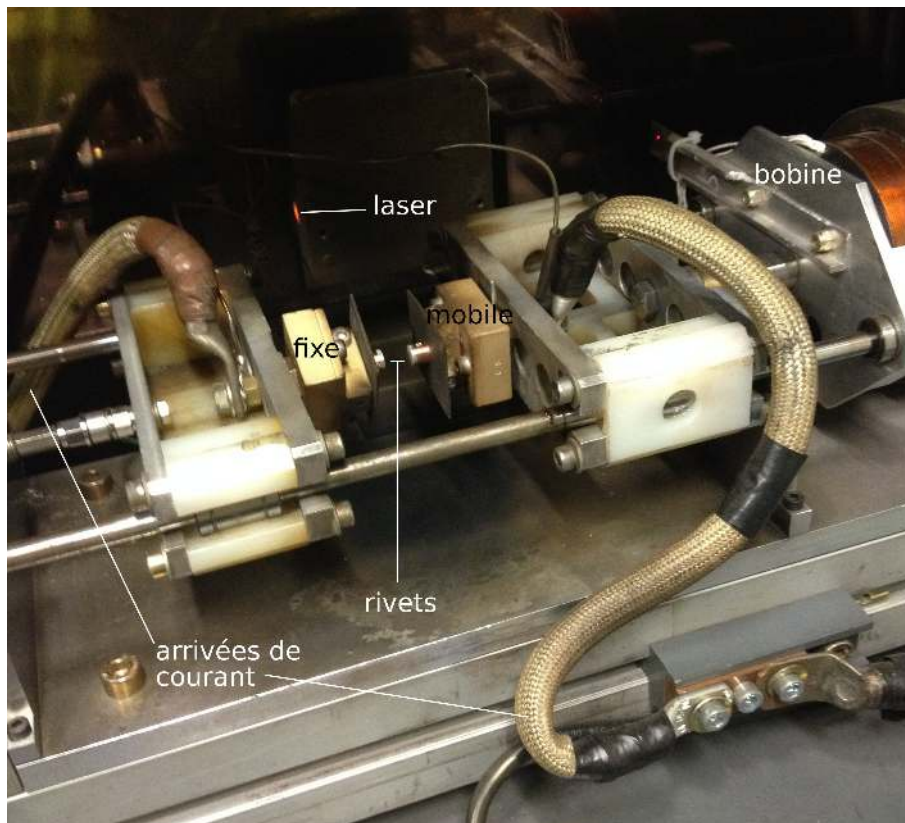


Figure 3.1 – Photographie de la machine électrique «Saturne» de Schneider Electric utilisée pour les essais électriques simplifiés ; les principaux éléments physiques de la machine sont précisés (rivets, bobines, amenées de courant, laser de position).

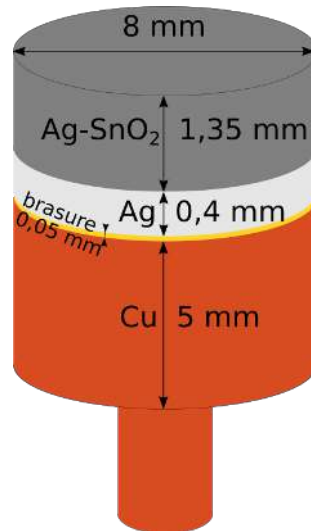


Figure 3.2 – Géométrie d'un rivet avec une surface de contact d'un rayon de courbure 40 mm utilisé pour les essais électriques simplifiés.

particulier le D115 de notre étude. Il s'agit d'un substrat en cuivre avec une queue pour le fixer sur la machine. Entre le matériau de contact en Ag-SnO₂ et le cuivre se trouve une fine brasure en alliage de Ag-Sn-Zn-Cu et une sous-couche en argent. Sa surface présente un rayon de courbure de 40 mm. Dans la suite du document, nous l'appellerons rivet, électrode ou échantillon. Observée dans un microscope optique, la surface du rivet, avant les essais électriques, apparaît comme claire et brillante, caractéristique de l'Ag (figure 3.3). La microstructure d'un rivet à l'état initial, observée dans une section, est représenté en figure 3.4. La matrice en Ag apparaît en blanc, le renfort en SnO₂ et le dopant CuO sont difficilement dissociables à cette échelle d'observation. Le plan d'essai réalisé sur la machine «Saturne» est donné dans le tableau 3.1. L'objectif initial était d'étudier l'influence du nombre d'arcs et de l'intensité du courant sur l'endommagement. Les intensités de courants sont données en valeurs efficaces.

- Le contact est constitué d'une électrode bombée sur une électrode bombée ;
- pour les essais à plusieurs arcs, la polarité est alternée ;
- pour les essais 1 arc à 300 A :
 - 3 sont un contact bombé-bombé où la cathode est l'électrode fixe ;
 - 1 où l'anode est l'électrode fixe ;
 - 2 où le contact est bombé-plan, avec tour à tour une cathode plate et une anode plate ;
- pour les essais à 10 000 arcs :
 - 1 où la polarité est alternée ;
 - 2 où la polarité est fixe.

Un exemple de signaux pour un essai à 150 A efficace est donné en figure 1.6 avec l'intensité du courant, la tension au niveau du contact et la distance de l'équipage mobile. Le déphasage entre le courant et la tension est noté φ tel que $\cos \varphi = 0,35$. La durée d'arc visé est de 5 ms.

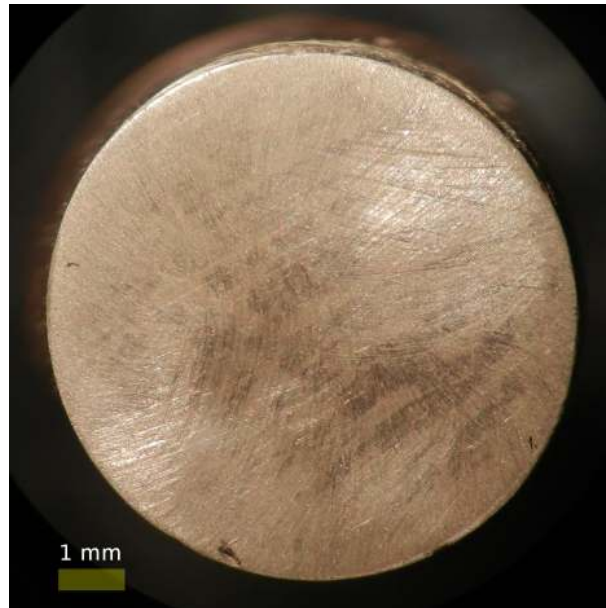


Figure 3.3 – Surface d'un rivet neuf observé à la microscopie optique.

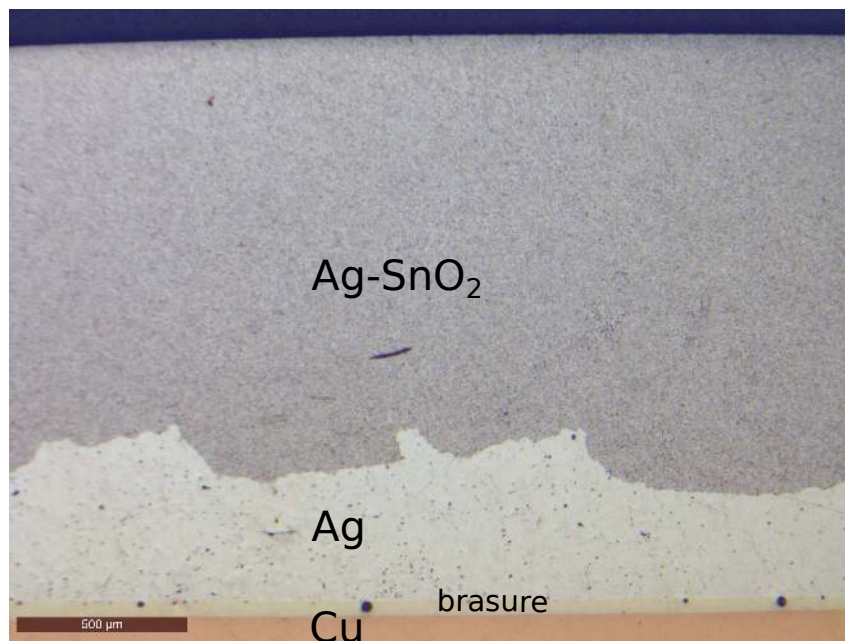


Figure 3.4 – Coupe d'un rivet neuf avant les essais électriques ; on distingue bien de haut en bas l'Ag-SnO₂, la sous-couche en Ag, la brasure et le substrat en Cu.

Tableau 3.1 – Conditions expérimentales des essais électriques simplifiés sur la machine «Saturne» avec des rivets bombés d'un rayon de courbure de 40 mm ; pour un arc l'électrode fixe est la cathode ; au-delà d'un arc la polarité est alternée.

Nombre d'arcs	1	10	100	738	1000	10000	50000
Courant efficace (A)	Nombre d'essais réalisés						
150	1	1	—	—	1	—	—
300	6	1	1	—	1	3	1
600	1	1	—	1	—	—	—

La partie qui suit donne des résultats macroscopiques exploitables directement après l'essai, comme des énergies [cumulées] ou des différences de masse ou d'épaisseur de rivet. L'évolution de la microstructure des pastilles de contact sera présentée dans les parties suivantes.

3.1.2 Endommagement généré par un arc

Dans cette partie, nous nous sommes attachés à l'analyse de l'endommagement subi par les pastilles après un unique arc d'ouverture. Dans un premier temps, nous présenterons des observations concernant la surface des pastilles. Ces observations concernent d'une part la topologie de la surface (observation en profilométrie optique permettant de caractériser les cratères formés) et d'autre part la composition de la surface (observation au MEB et EDS). Dans un second temps, nous présentons des observations en volume (observation optique et en EBSD) afin d'observer des modifications de la structure interne de l'électrode après un arc.

Formation de cratère

Après les essais, nous avons d'abord observé les échantillons avec une loupe binoculaire. La [figure 3.5](#) montre des photographies de surfaces de rivets après un arc dont l'intensité de courant est 150, 300 et 600 A efficace de 4 à 5 ms. Le diamètre des zones affectées par l'arc augmente avec le courant. Nous pouvons constater des différences d'aspect entre les échantillons. Sur ces images, nous pouvons distinguer trois zones au niveau du cratère. Sur la cathode, nous pouvons voir une zone centrale argentée, autour une zone apparaissant en noir et enfin une zone marron aux contours indécis. Sur l'anode, il apparaît un disque marron, une couronne puis une même zone que sur la cathode, à la périphérie aux contours indécis. Nous appellerons ces trois zones, respectivement «disque», «anneau» et «halo».

Puisque l'intensité de courant a une influence sur le diamètre, nous mesurons donc ces différents diamètres. Les mesures sont faites en comptant les pixels à l'écran et en supposant que le diamètre du rivet est de 8 mm pour avoir l'échelle. Chaque mesure est la moyenne de quatre diamètres (horizontal, vertical, deux diagonales), les barres d'erreur verticales sont les écarts types. Nous constatons une incertitude entre la consigne d'intensité de courant et sa mesure, que nous n'avons pas quantifiée. Cette incertitude est matérialisée par une barre d'erreur horizontale. La [figure 3.6](#) montre l'évolution des diamètres de différentes zones observées en fonction de l'intensité du courant. Nous pouvons constater que les diamètres des cratères laissés sur les cathodes et anodes sont sensiblement les mêmes, mais on note que les diamètres de cratères de cathode sont systématiquement supérieurs. Afin

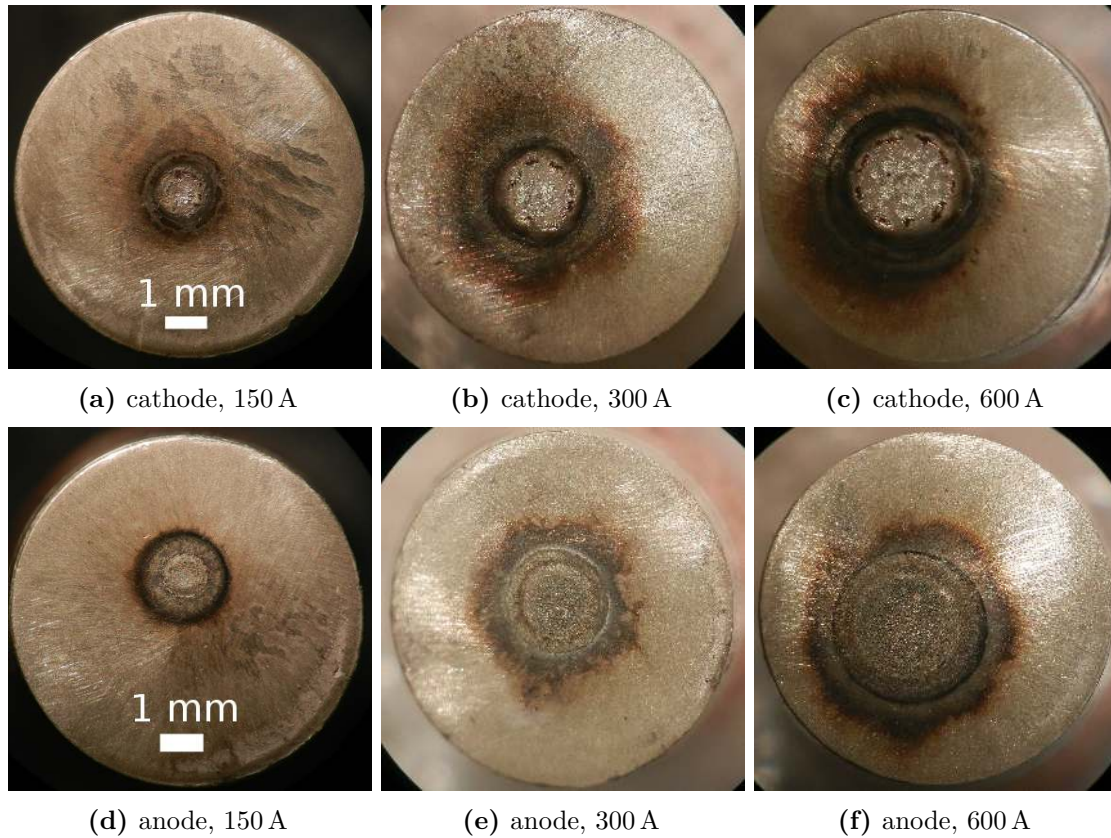


Figure 3.5 – Photographies de paires d'électrodes appariées après des essais électriques simplifiés à un arc sous différentes intensités de courant efficace.

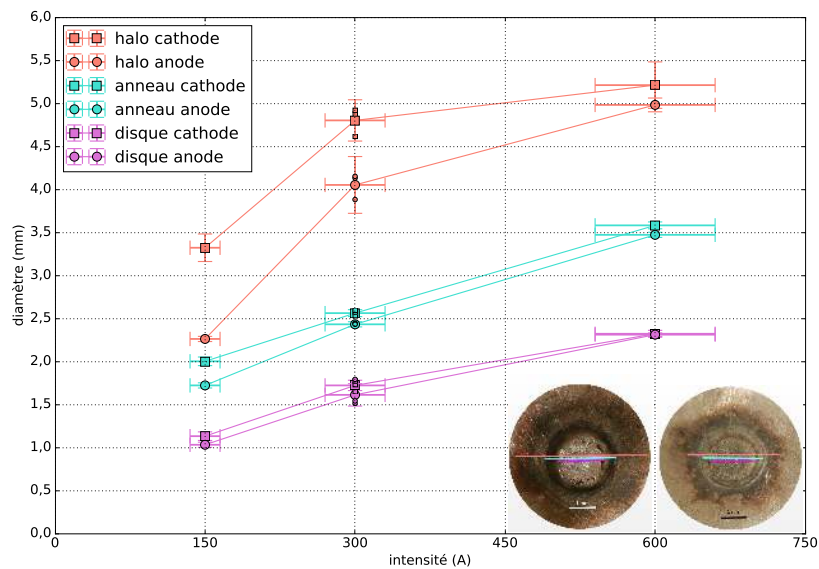


Figure 3.6 – Diamètres des zones «disques», «anneau» et «halo» repérables à la binoculaire en fonction de l'intensité de courant efficace pour un arc ; un schéma avec les photos de la [figure 3.5b](#) et la [figure 3.5e](#) en bas à droite du graphe permet de repérer ces zones.

obtenir des informations sur la rugosité de surface dans les zones contenant les cratères, on utilise la technique de la profilométrie optique. Pour cela nous utilisons un profilomètre Bruker ContourGT-K et les mesures se font en interférométrie à lumière verte. La [figure 3.7](#) montre les paires d'électrodes citées précédemment ([figure 3.5](#)). Avec toutes les paires observées, nous pouvons constater que dans ce cas particulier où l'on contrôle la polarité, l'intensité maximale du courant, la vitesse et distance d'ouverture, la cathode a un cratère ayant une géométrie moins axisymétrique que l'anode. Les contours sont moins réguliers, des parties plus profondes et plus hautes pour le cratère cathodique que ceux de l'anode sont observées, voir les figures [3.7](#) et [3.8](#).

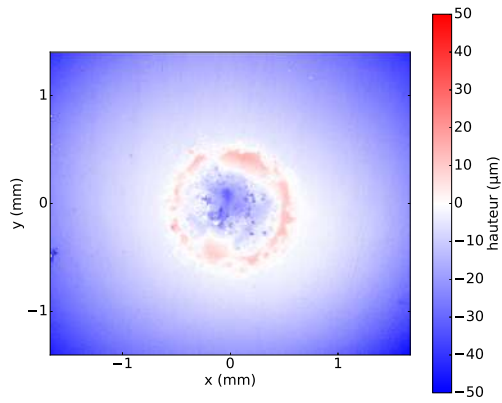
Les cratères présentent des zones remarquables. Un premier type de zone remarquable se trouve au centre. À cet endroit le matériau de contact est parti. Cette zone est délimitée par un diamètre appelé «intérieur». Un deuxième type de zone remarquable se trouve en périphérie. À cet endroit le matériau forme un bourrelet. Cette zone est délimitée par le diamètre intérieur et par un diamètre appelé «extérieur». Sur les cartographies et les profils 1D, la hauteur (respectivement position) est décalée de telle sorte que le pied du cratère (resp. centre du cratère) soit à 0 μm (0 mm). Nous remarquons qu'à 600 A, la combinaison entre la courbure du rivet et l'intensité élevée du courant d'arc rend difficile de discerner la limite entre le bourrelet et où la matière est partie. De plus, il semble que plus l'intensité de courant augmente plus l'impact de l'arc sur le matériau s'effectue sur le diamètre que dans la profondeur.

Les rugosité et profils étant tracés, nous mesurons les diamètres. Les profils montrés ne sont qu'un exemple, sur une ligne horizontale, des quatres diamètres mesurés (lignes horizontale, verticale et deux diagonales). Les diamètres sont mesurés de manière approchée en prenant chaque profil et en faisant l'intersection avec un profil à l'état neuf . Puis nous faisons la moyenne des quatre valeurs. La [figure 3.9](#) montre l'évolution des diamètres mesurés au profilomètre en fonction de l'intensité du courant. Les diamètres augmentent avec l'intensité du courant. Le cratère à la cathode a un diamètre plus grand qu'à l'anode. On ne peut pas vraiment conclure pour les hauteurs de bourrelet et profondeur de cratère à cause de la courbure. La [figure 3.10](#) nous permet de comparer les diamètres des «disques» observés à la loupe binoculaire, et les diamètres «extérieurs» observés au profilomètre, en fonction du courant efficace d'arc. Nous pouvons voir qu'entre ces deux types de diamètres particuliers, la différence de taille est faible, indiquant que la mesure de l'anode et de la cathode par microscopie optique de leur rayon de disque correspond à leur mesure par profilométrie optique de leur rayon extérieur.

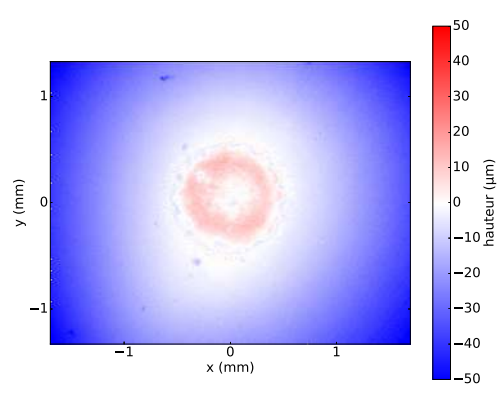
Pour obtenir des informations complémentaires et supplémentaires concernant par exemple l'influence de l'action d'un arc sur la composition chimique de la surface, nous réalisons des observations au microscope électronique à balayage (MEB) avec deux régimes d'observation, aux électrons secondaires et rétrodiffusés. Le microscope utilisé est un W LEO SEM 1450VP et la tension d'accélération des électrons est 15 kV. Les électrons secondaires renseignent principalement sur le relief de la surface des échantillons, les électrons rétrodiffusés permettent de visualiser un contraste chimique. La [figure 3.11](#) compare deux électrodes d'une même paire, en l'analysant avec des électrons secondaires et rétrodiffusés. Pour le contraste chimique, nous pouvons constater une plus grande hétérogénéité sur le cratère à la cathode qu'à l'anode.

Calcul de volumes de matière déplacés et ajoutés pour un cratère

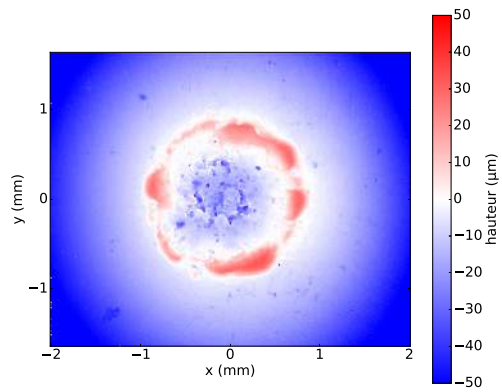
Pour le calcul de volume déplacé et ajouté, nous nous servons des essais où le contact est constitué d'une électrode bombée et d'une électrode plate. Le niveau de référence



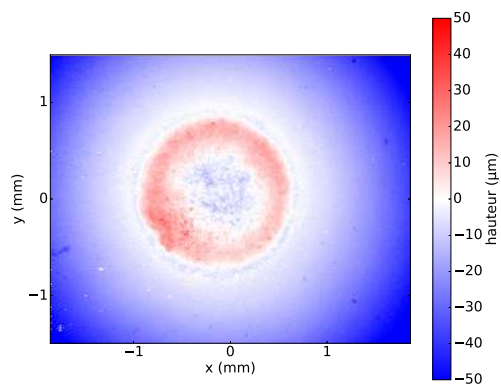
(a) cathode, électrode fixe, 150 A



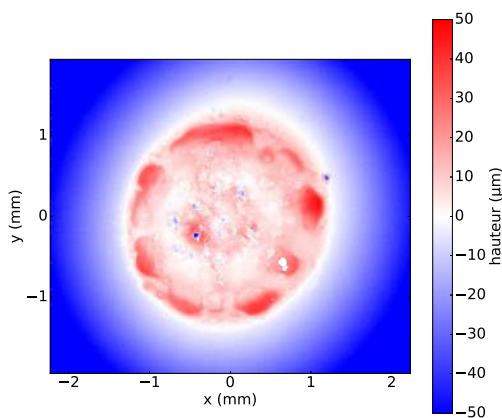
(b) anode, électrode mobile, 150 A



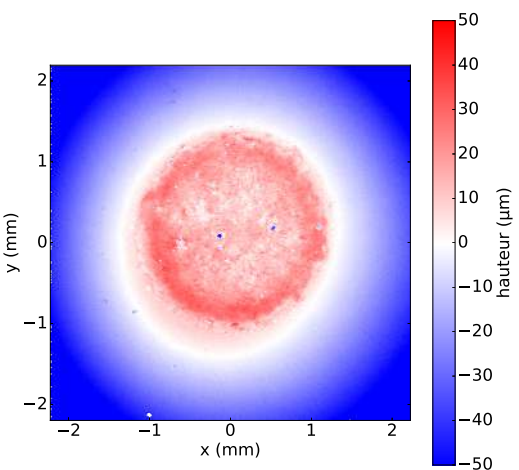
(c) cathode, électrode fixe, 300 A



(d) anode, électrode mobile, 300 A



(e) cathode, électrode fixe, 600 A



(f) anode, électrode mobile, 600 A

Figure 3.7 – Rugosité de surface des zones contenant les cratères caractérisée à l'aide de la profilométrie optique pour les 3 intensités de courant considérées (essais à 1 arc).

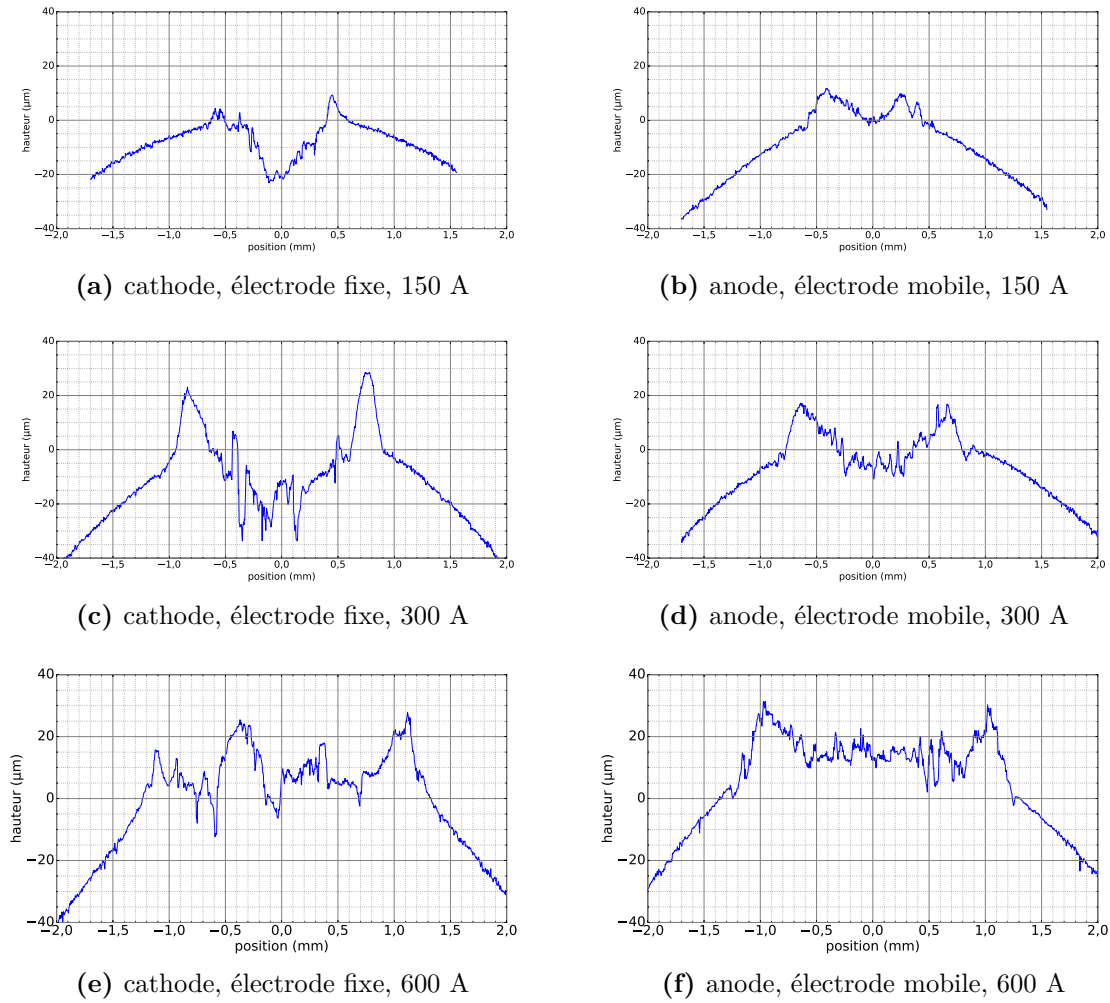


Figure 3.8 – Profils horizontaux des diamètres des électrodes sur la figure 3.7.

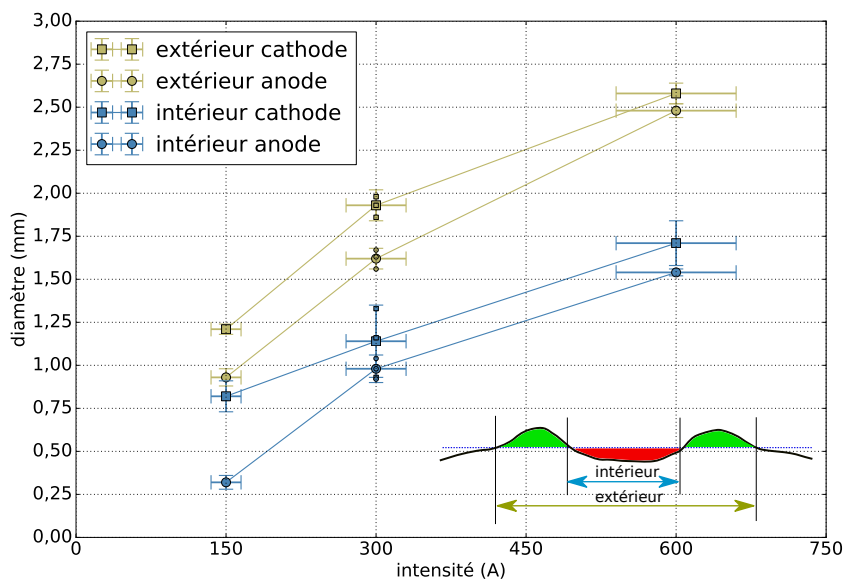


Figure 3.9 – Diamètres des zones repérables au profilomètre en fonction du courant efficace ; un schéma en bas à droite du graphe indique comment sont mesurés les diamètres (essais électriques simplifiés).

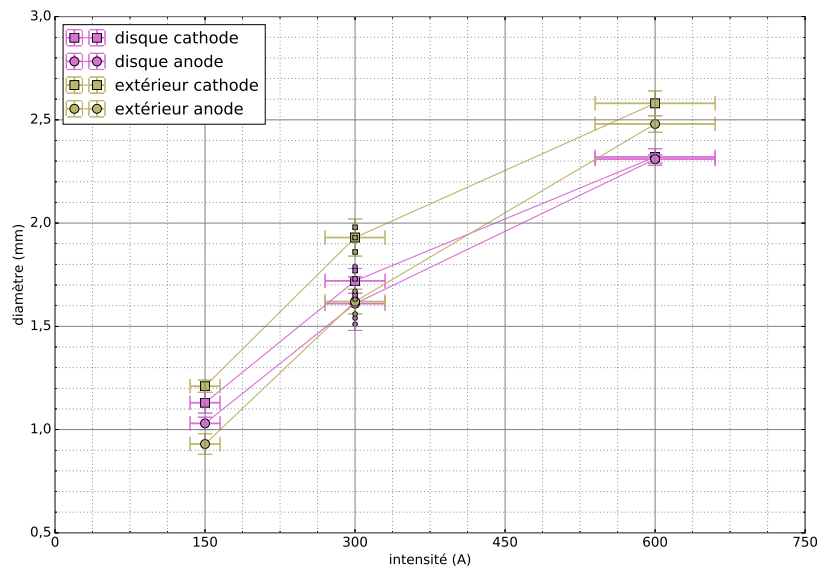


Figure 3.10 – Comparaison des diamètres des «disques» mesurés à la binoculaire et du diamètre «extérieur» mesuré au profilomètre en fonction du courant efficace.

correspond à la position initiale de la surface des rivets. Il y a donc deux cas à considérer : le cas d'un rivet plat et celui d'un rivet bombé. Pour des rivets plats cette référence était directement donnée par des mesures au profilomètre et correspondait à la valeur $z=0$. Pour des rivets bombés, nous nous sommes donné une hauteur qui correspondrait à la surface du contact avec son rayon de courbure, voir [figure 3.12](#). La [figure 3.13](#) donne les volumes calculés par le profilomètre. La méthode de calcul est celle de Vision64. Le logiciel permet de supprimer le bombé des rivets, une «correction» qui permet de recalculer les volumes. Pour calculer des volumes de manière plus précise, nous avons passé des rivets au tour pour les rendre plats, car un calcul de volume avec un niveau de référence correspondant à une surface plane est plus précis. Des traces sont visibles sur les profils dus au passage du couteau du tour, de l'ordre de $1\ \mu\text{m}$ de hauteur $100\ \mu\text{m}$ de largeur, ces dimensions semblent être négligeables par rapport à la dimension des cratères et donc ne pas influencer sensiblement le calcul des volumes. Nous avons ensuite généré des arcs sur ces rivets. La [figure 3.14](#) montre la topographie de ces cratères ainsi qu'un de leur profil correspondant.

De ces données, nous pouvons obtenir les informations présentées en [tableau 3.2](#). On constate que les volumes sont proches de ceux calculés (représentés [figure 3.13](#)) avec des rivets bombés pour ce courant. Nous remarquons que la somme n'est pas nulle. Il semble y avoir une légère perte de matière pour la cathode et un gain pour l'anode. Ceci est probablement dû au fait que le plan de référence $z=0$ n'est pas rigoureusement plat, qu'il existe sans doute par ailleurs des bulles dans les zones périphériques sous la surface et qu'il y ait également des échanges de matières entre les électrodes. L'origine de ces bulles est incertaine, dues à de l'air emprisonné ou bien la vaporisation du matériau de contact. Par conséquent, le volume positif serait surestimé.

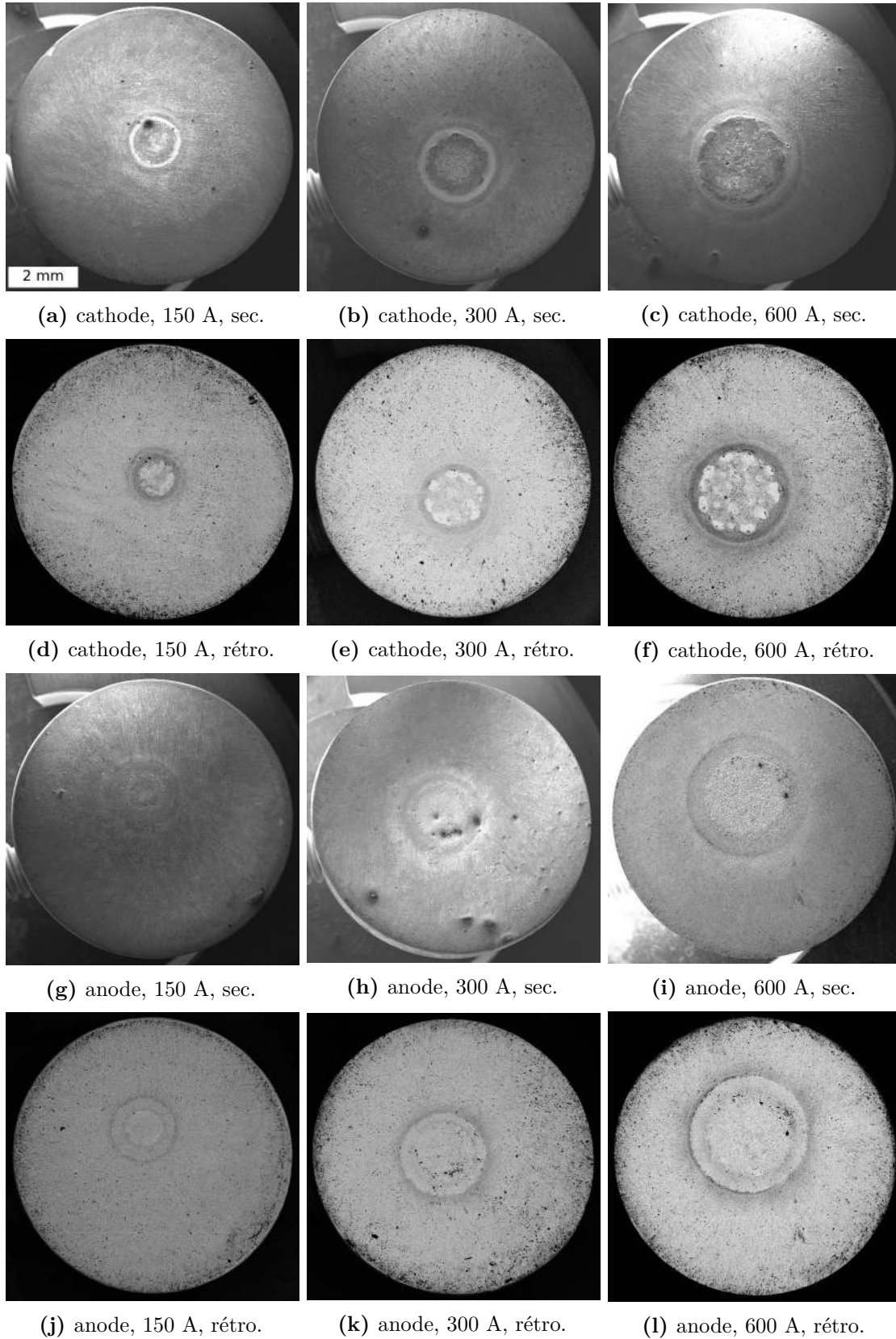


Figure 3.11 – Surfaces des rivets observées au microscope électronique à balayage (MEB) après un essai avec un arc sous différentes intensités de courant (sec. = électrons secondaires, rétro. = électrons rétrodiffusés).

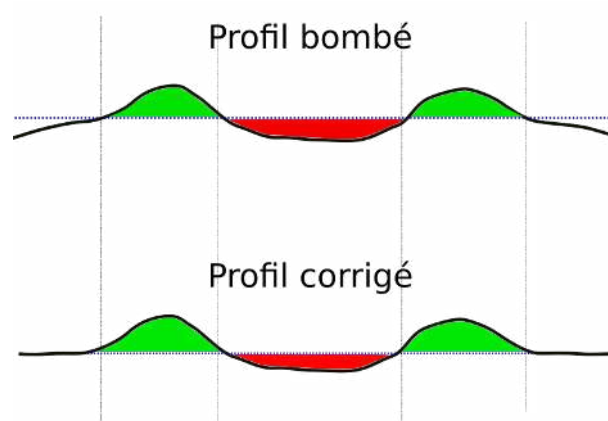


Figure 3.12 – Schéma du principe de correction de la sphéricité des rivets ; pour l'image d'un rivet bombé, le niveau de référence est un niveau défini par l'utilisateur qui serait l'intersection entre la courbure du rivet et le flanc du cratère ; pour l'image d'un rivet plat, le niveau de référence est le plan autour du cratère.

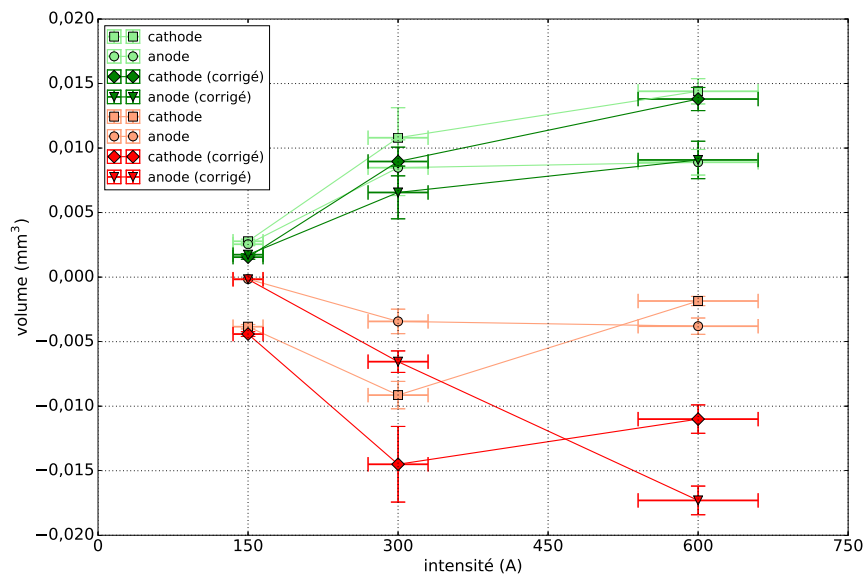


Figure 3.13 – Volumes calculés à partir des cartographies obtenues par profilométrie en fonction du courant pour des couples de rivets bombés ; la partie positive correspond au relief, la partie négative correspond au cratère ; les volumes ont été calculés soit en conservant la sphéricité du rivet ou en la supprimant (valeurs « corrigées »).

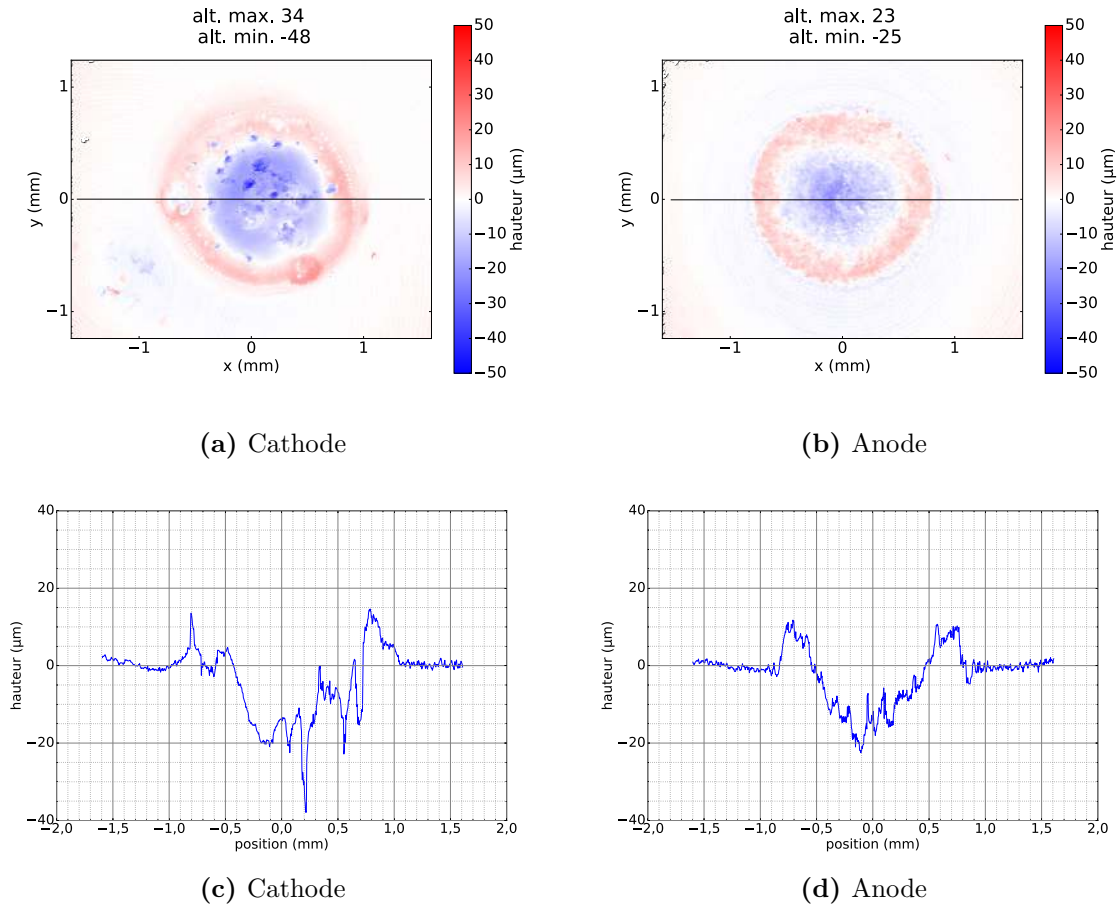


Figure 3.14 – En (a) et (b) cartographie de la rugosité de surface des zones contenant les cratères obtenus à l'aide de la profilométrie sur des électrodes plates ayant subi un arc de 300 A ; les électrodes plates sont issues de deux paires différentes constituées d'une électrode bombé et plate ; le blanc est la surface de référence considérée à 0 μm de hauteur ; en (c) et (d) les profils des cratères des électrodes selon les lignes horizontales tracées sur les cartes (a) et (b).

Tableau 3.2 – Calcul des volumes des essais complémentaires sur rivets plats pour un courant de 300 A ; la zone centrale (resp. périphérique) se situe sous (resp. sur) la zone de référence $z=0$.

Électrode	Volume ($\times 10^{-3} \text{ mm}^3$)		Somme
	Zone centrale	Zone périphérique	
Cathode	-10,37	10,04	-0,33
Anode	-5,28	6,59	1,31

Ces expériences permettent d'avoir des profils de cratères à différentes intensités de courant, sur des cathodes et des anodes. Ces profils seront utilisés dans le [chapitre 6](#).

Oxydation en surface

L'oxydation de surface se produit à partir d'un arc. Nous analysons d'abord un rivet à l'état initial pour avoir des valeurs de référence. Pour ce faire, nous plaçons l'échantillon au MEB (W LEO SEM 1450VP) et centrons l'image sur une zone avec les électrons rétrodiffusés. La tension d'accélération utilisée est de 15 kV. La résolution spatiale est d'une analyse tous les 5–6 μm . La [figure 3.15](#) montre le profil des compositions chimiques à la surface d'un rivet non impacté par des arcs. L'image obtenue au MEB en utilisant des électrons rétrodiffusés est superposée avec les profils de compositions, obtenu par analyse dispersive en énergie EDS¹. Ces derniers sont mesurés selon une ligne matérialisée par une flèche rouge. Pour faciliter la lecture, nous avons choisi de ne représenter que les espèces principales Ag, Sn et O. D'autres éléments chimiques secondaires sont présents comme le Cu, élément constitutif du matériau et Na, un exemple de polluant issu du procédé de fabrication. La «moyenne» – relativement constante malgré une fluctuation – sur un profil montre un écart notable avec les données «théoriques» du fabricant (du Ag-SnO₂-CuO(88-12%) en masse correspond à une concentration atomique de 91% d'argent, 6% d'oxygène, 3% de Sn) également mentionnées sur le graphique. Cela pourrait être lié à une surface un peu oxydée des rivets neufs. La [figure 3.16](#) montre un profil de composition traversant le cratère sur la cathode. Le graphe montre une nette hétérogénéité de composition par rapport à l'analyse réalisé sur le rivet neuf. En arrière-plan nous retrouvons une image par électrons rétrodiffusés. Les zones apparaissant en clair sont des flaques d'Ag quasiment pur. Les zones plus sombres sont des zones riches en oxygène donc oxydées, et on constate que l'oxydation du matériau s'étend au-delà des limites du cratère. Ceci explique les changements de couleurs observés à la loupe binoculaire, autour du cratère([figure 3.5](#)). La [figure 3.17](#) montre un profil des compositions traversant le cratère sur l'anode. Le cratère et sa périphérie sont nettement moins contrastés que dans le cas de la cathode. Toute la zone est oxydée, de façon assez homogène. La présence des zones d'Ag pure est limitée. Dans les deux cas, la zone affectée thermiquement par l'arc à la surface des électrodes s'étend plus loin que le diamètre des cratères. Cela se traduit par une concentration d'oxygène donc d'oxyde encore importante au-delà des cratères.

Changement de la microstructure dans le volume

Pour l'analyse de la microstructure du matériau d'électrode en volume après les essais électriques simplifiés avec un arc, la méthodologie de préparation des échantillons consistait

1. Energy Dispersive X-Ray Microscopy

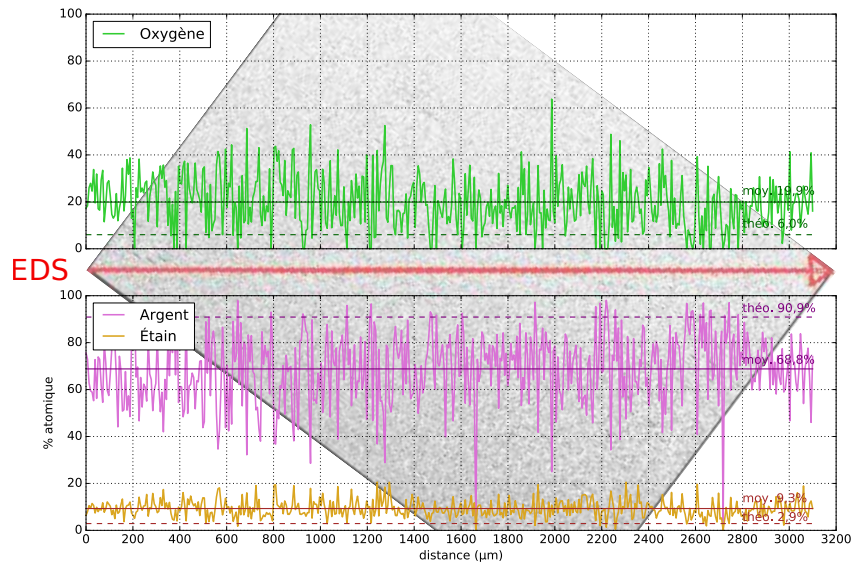


Figure 3.15 – Profils de composition atomique de l’oxygène, de l’argent et de l’étain sur la surface d’un rivet vierge.

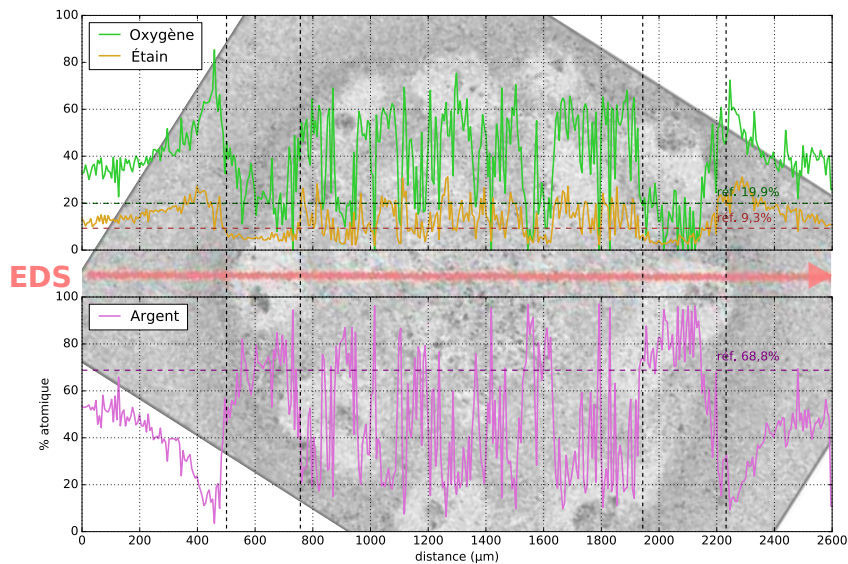


Figure 3.16 – Profils de composition atomique de l’oxygène, de l’argent et l’étain sur la surface d’une cathode ayant subi un arc à 300 A ; les références indiquées sont les valeurs moyennes trouvées sur un rivet vierge.

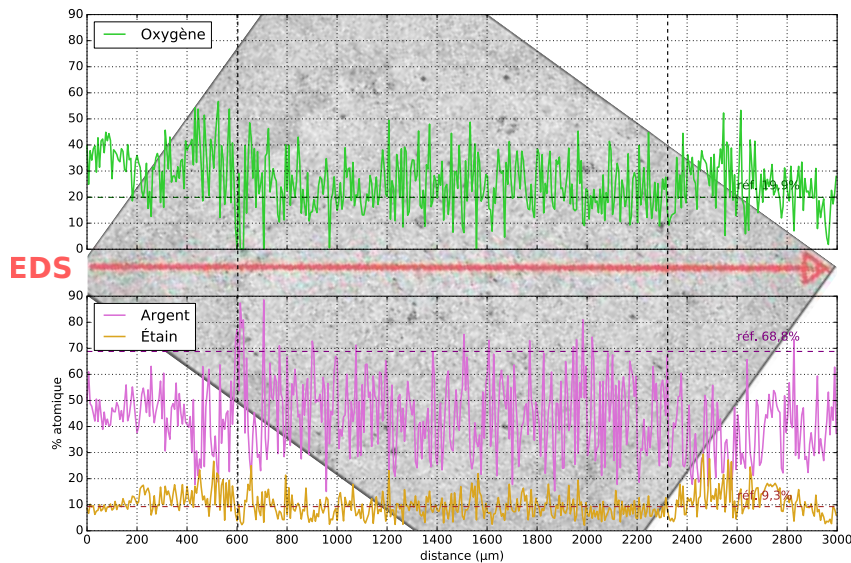


Figure 3.17 – Profils de composition atomique de l’oxygène, de l’argent et de l’étain sur la surface d’une anode 300 A ; la référence est la valeur moyenne trouvée sur un rivet vierge.

en une découpe au milieu du cratère pour obtenir des informations sur la profondeur maximale impactée par un l’arc. La vérification de la découpe se faisait par la mesure de diamètre de cratère observé sur la section et la comparaison avec celui mesuré sur la surface par le profilomètre. La [figure 3.18](#) montre les microstructures du matériau d’électrode de l’anode et de la cathode, observées avec un microscope optique en champ sombre et en champ clair. Le champ sombre laisse apparaître une zone affectée thermiquement avec une forme de calotte sphérique sous le cratère et le champ clair met en exergue les zones riches en Ag, très blanches et d’épaisseur faible à la surface des cratères. Le marbrage, type de défaut dû à un mauvais frittage laissé lors de la fabrication des électrodes, ressemblant à des zébrures, peut aussi être observé. En vue d’obtenir des informations sur la nature de la zone observée en champ sombre (calotte sphérique sous le cratère) et obtenir une meilleure visualisation de la zone affectée thermiquement, nous avons procédé à une attaque chimique suivie d’une analyse par diffraction d’électrons rétrodiffusés² EBSD au MEB. Ainsi, nous effectuons une attaque à température ambiante avec une solution de 50 mL d’eau et 50 mL de réactif, comme préconisé dans [30], afin de révéler les joints de grain. Le réactif est composé de 20 mL de peroxyde d’hydrogène H_2O_2 à 30 % et de 50 mL d’ammoniaque NH_4OH à 20 %. Quelques secondes d’application sont nécessaires entre le moment où des bulles apparaissent à la surface des échantillons et le rinçage à l’eau distillée. La microstructure apparaît plus nette au microscope optique en éclairage polarisé après ce procédé.

L’analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés EBSD a confirmé l’existence d’une zone passée à l’état liquide puis solidifiée. [31]. En effet, durant l’arc, qui apportent aux électrodes un flux de chaleur très important pendant quelques ms, le matériau fond. Lors du refroidissement, la zone affectée thermiquement refroidit et des grains de solidification se forment. Les grains, de quelques microns pour le matériau initial, apparaissent sous une

2. Electron BackScatter Diffraction

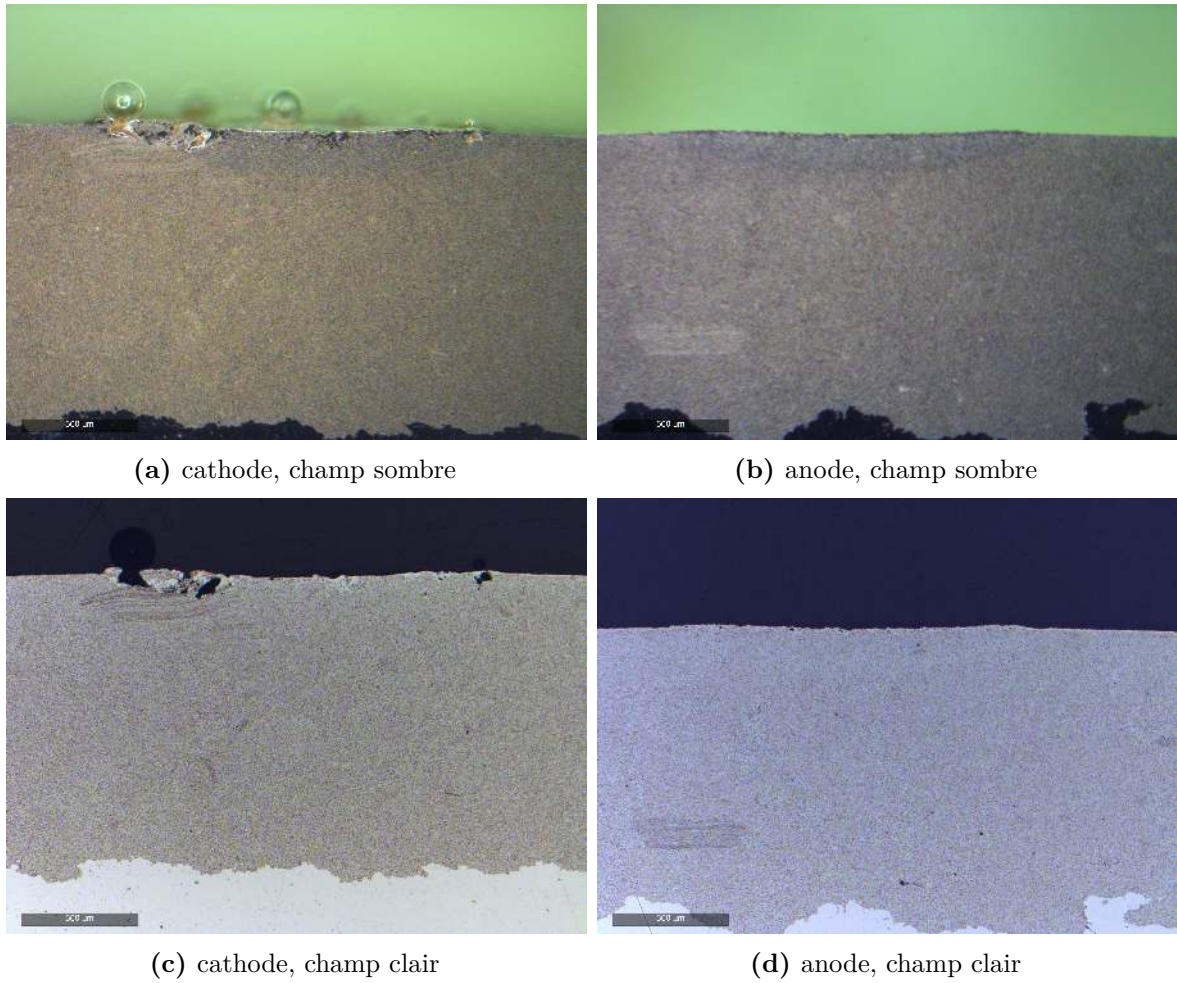


Figure 3.18 – Microstructure du matériau de rivets observée en coupe à l'aide d'un microscope optique pour une paire d'électrodes après un essai avec un arc de 300 A.

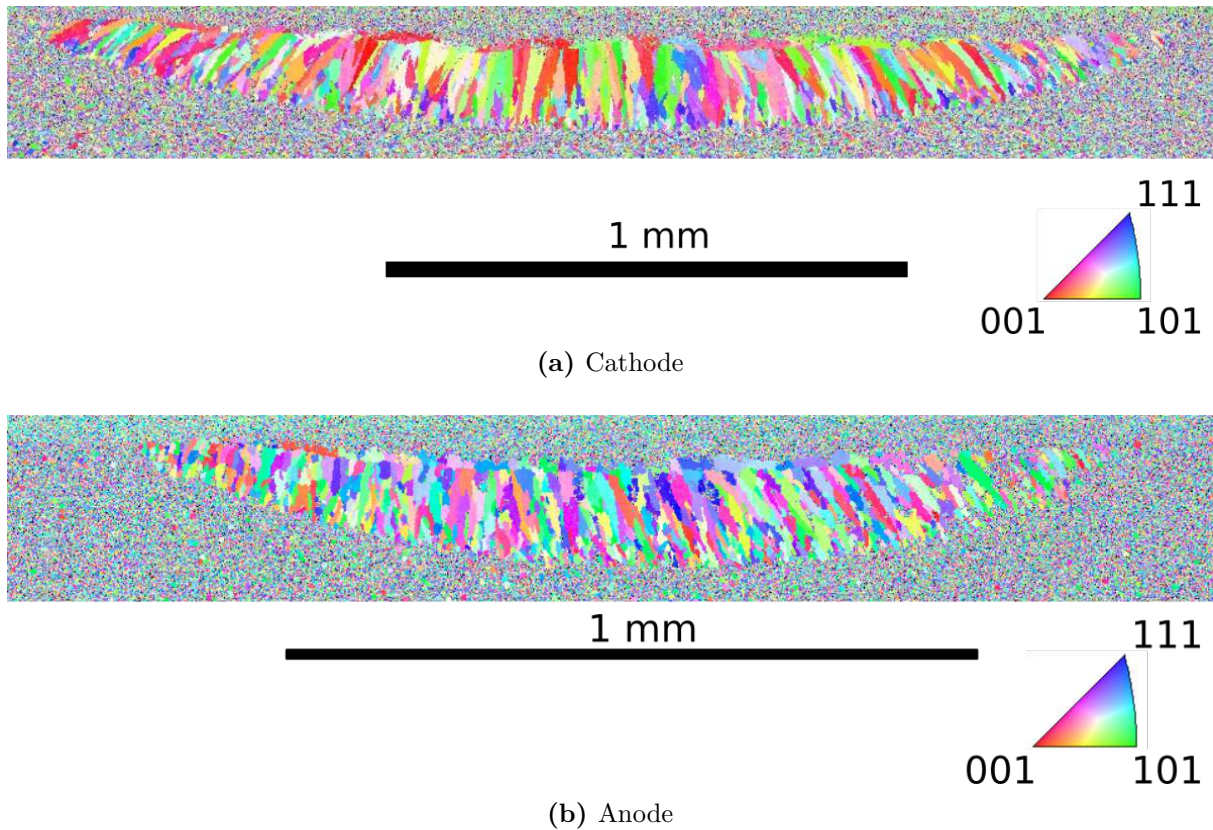


Figure 3.19 – Analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) sur des coupes de rivets plats dans la zone de cratère de l’arc d’intensité de courant 300 A ; le changement de microstructure, en forme de grains allongés, indique une resolidification de la zone affectée thermiquement ; la légende de couleur indique l’orientation des grains.

forme allongée de plusieurs dizaines de microns dans le sens du gradient thermique, comme cela montré sur [figure 3.19](#) sur laquelle on a représenté les images obtenues en EBSD dans le cas d’une anode et d’une cathode. Les informations ainsi obtenues concernant les dimensions de la zone fondue seront réutilisées au [chapitre 4](#) afin d’estimer les caractéristiques du flux de puissance apportée aux électrodes. Suite à différentes analyses présentées, nous pouvons conclure qu’un arc électrique génère un endommagement important, de par la création d’un cratère et l’oxydation de la surface et de la profondeur sous celui-ci. L’accumulation d’arc va exacerber ces endommagements, d’autres vont même apparaître, comme discuté dans la partie suivante de ce chapitre. Ces différentes analyses ont permis d’estimer les endommagements faits par l’arc, en ce qui concerne la zone fondue, la taille des cratères et l’oxydation de la surface.

3.1.3 Endommagements générés après plusieurs arcs

Après plusieurs arcs, des types d’endommagements qui n’existaient pas pour un arc, apparaissent. Nous allons présenter la perte de la géométrie des électrodes, ainsi que leur perte de masse, leur variation d’épaisseur, l’évolution de leur oxydation, de leur démixtion ainsi que leur fissuration.

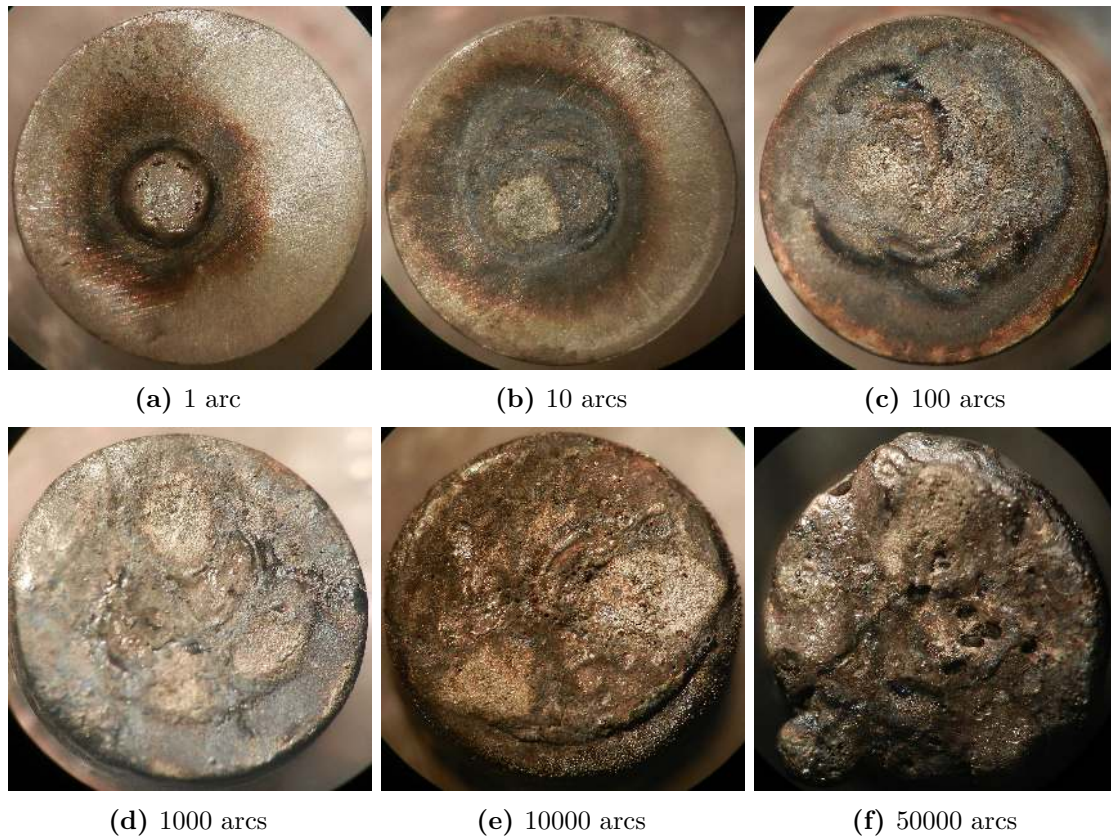


Figure 3.20 – Évolution de la surface d'une électrode en fonction du nombre d'arcs pour un courant de 300 A ; observation à la binoculaire optique.

Perte de la géométrie initiale de l'électrode

La [figure 3.20](#) montre l'évolution de l'état de la surface des électrodes en fonction du nombre d'arcs pour un courant de 300 A. Entre chaque arc électrique, la polarité des électrodes change. Nous ne pouvons donc plus faire de distinction entre cathode et anode. Entre 100 et 1000 arcs toute la surface est affectée. Au-delà, nous pouvons constater une nette dégradation de la surface, ainsi qu'une perte des cotes. De la matière fondue de l'électrode ou de celle en face se resolidifie sur les bords ce qui explique la perte de cote. En effet, à 50 000 arcs, les bords présentent des protubérances, la forme de l'électrode n'est plus cylindrique. Observons maintenant la perte de masse associée.

Perte de masse

L'érosion de l'électrode est caractérisable par sa perte de masse. Tous les rivets sont donc pesés avant ainsi qu'après les essais. Par différence entre ces mesures nous obtenons la perte de masse. Le graphe exposé en [figure 3.21](#) représente la perte de masse d'un rivet en fonction du nombre d'arcs qu'il a subi. Les rivets ayant subi un arc ne sont pas présents car la valeur de la perte de masse est trop faible pour sortir de l'imprécision de la balance (0,1 mg). Nous constatons que la perte de masse augmente avec le nombre d'arcs. Elle augmente aussi lorsque l'intensité de courant augmente. La perte de masse est un des aspects de l'érosion par arc électrique. L'érosion implique aussi une épaisseur de rivets qui diminue. C'est ce que nous mesurons dans ce qui suit.

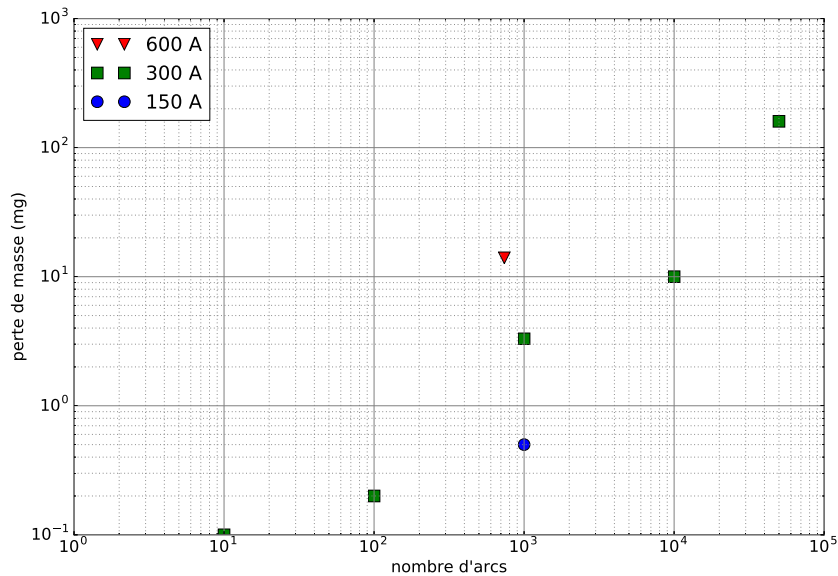


Figure 3.21 – Perte de masse des rivets en fonction du nombre de cycles d’ouverture-fermeture lors des essais électriques simplifiés ; pour un nombre d’arcs strictement inférieur à dix, les valeurs ne sont pas affichées car ne peuvent être mesurées par la balance.

Variation d’épaisseur

Avant et après chaque essai, nous mesurons l’épaisseur du contact constitué par les deux électrodes. Nous faisons la différence entre ces valeurs. Le graphe exposé en [figure 3.22](#) montre la variation d’épaisseur en fonction du nombre d’arcs. Seul un contact a effectivement perdu de l’épaisseur à 50 000 cycles. Les valeurs positives indiquent un gain dans l’épaisseur du contact, c’est-à-dire une bosse. En arrière-plan, nous avons ajouté la variation d’épaisseur en cours d’essai pour le couple d’électrodes allant jusqu’à 50 000 cycles par les petits points verts. Ce phénomène a été mis en évidence dans une étude précédente [32]. L’arc produit des bulles sous la surface ce qui induit un gonflement. Après un certain nombre de cycles, la tendance s’inverse, on observe une perte réelle de l’épaisseur traduisant l’érosion du contact. Nous allons maintenant analyser l’endommagement provoqué. Le paragraphe suivant montre les endommagements en surface.

Endommagement de différents types en surface

Différents dommages sont observables en surface. La [figure 3.23](#) et la [figure 3.24](#), prises au MEB, montrent l’existence de pores, de fissures, de faïençage, de zones très oxydées et des plages d’argent pur, et ce, pour des valeurs de courant et de nombre d’arcs différents. À gauche, on trouve les informations concernant le relief. À droite, ce sont les informations liées au contraste chimique. Les analyses EDS, effectuées localement sur l’échantillon le plus abîmé, ayant subi 50 000 arcs d’intensité 300 A, sont résumées dans le [tableau 3.3](#). Nous avons choisi ces zones car elles sont au fond de pores et ont un aspect qui contraste avec celui d’un rivet neuf. À droite de ces valeurs, nous rappelons également, à titre de comparaison, les concentrations atomiques théoriques et celles mesurées sur le rivet neuf. Toutes les zones pointées sont plus oxydées que la surface d’un rivet neuf. La concentration en argent chute alors que celle de l’oxygène augmente. Celle du cuivre reste très faible. Le

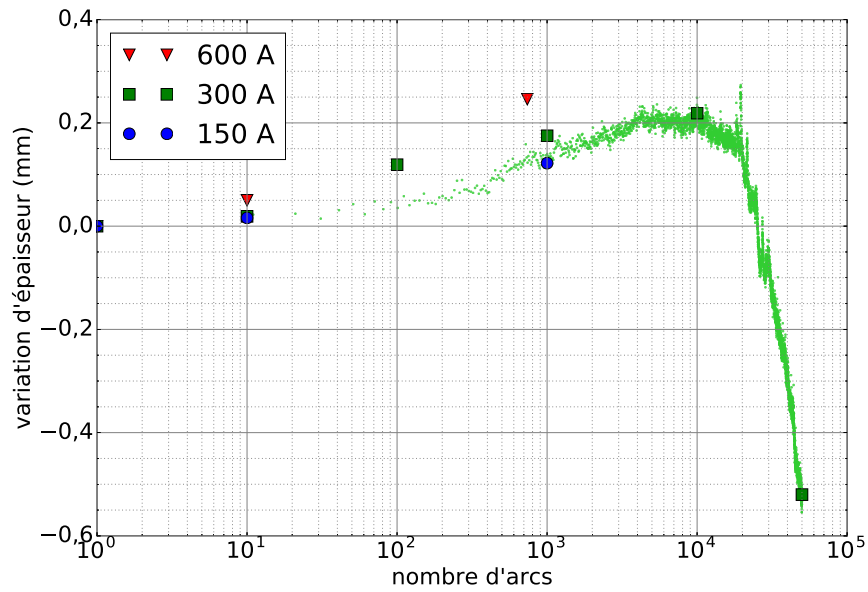


Figure 3.22 – Variation d'épaisseur du contact en fonction du nombre d'arcs ; les carrés verts, les ronds bleus et triangles rouges sont les valeurs finales des essais ; les petits points verts sont les épaisseurs mesurées au cours d'un essai pour le couple de rivets allant jusqu'à 50 000 cycles pour un courant de 300 A.

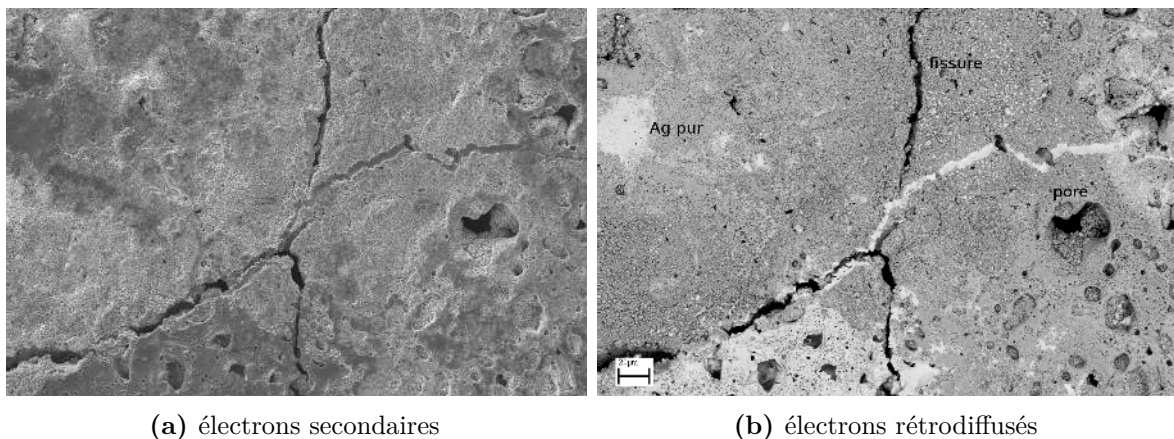


Figure 3.23 – Exemple de dommages observés en surface d'électrodes au MEB pour 738 arcs à 600 A.

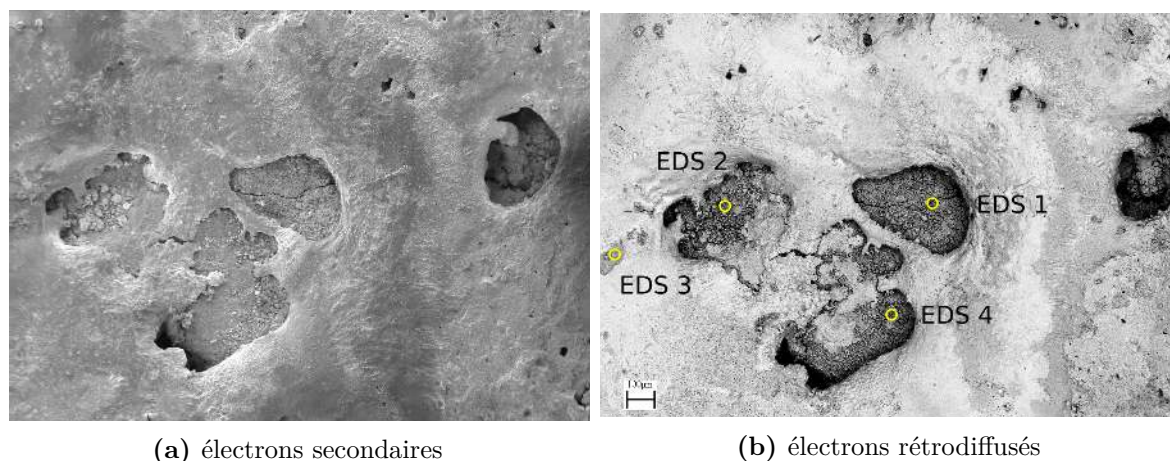


Figure 3.24 – Exemple de dommages en surface d'électrodes observés au MEB pour 50000 arcs à 300 A.

sodium, retrouvé en très faible quantité est un polluant non désiré, reliquat du procédé d'élaboration.

Tableau 3.3 – Mesures EDS ponctuelles aux endroits indiqués sur la [figure 3.24b](#); les pourcentages théoriques sont calculés à partir des fractions massiques théoriques; les pourcentages du rivet neuf sont calculés à partir d'une moyenne sur le profil donné en [figure 3.15](#).

Fractions atomiques (%)						
Numéro du point						
Espèce	1	2	3	4	neuf	théo.
Ag	47,1	18,3	49,8	45,3	68,8	90,9
Sn	15,9	16,8	3,5	15,9	9,3	2,9
O	33,1	63,0	44,8	35,4	19,9	6,0

La [figure 3.25](#) montre un profil de composition sur une des électrodes les plus abîmées. Nous pouvons observer des flaques d'Ag pur ainsi que des endroits très oxydés. Nous avons un bon aperçu de l'état de surface des rivets impactés par des arcs. Regardons maintenant dans la profondeur.

Zone affectée thermiquement dans le volume

Comme dans les cas des échantillons ayant subi un unique arc, nous avons procédé à des coupes métallographiques d'électrodes ayant subi plusieurs arcs. Nous précisons que la zone affectée thermiquement est la zone fondue. La [figure 3.26](#) est une série d'images prises en champ clair au microscope optique. Elle montre l'apparition et l'évolution des endommagements pour un courant donné. Nous observons que la dégradation s'étale d'abord sur la surface puis dans la profondeur. De un à 100 arcs, on constate l'existence d'une zone fondue qui s'étale. Une analyse EBSD pourrait nous donner une réponse. À partir de 1000 arcs, la limite est encore plus visible. Un nouveau phénomène, la démixtion, caractérisé par une séparation entre la matrice en argent et le renfort en oxyde d'étain, se produit en surface aussi bien que dans la profondeur. On observe en fond de zone fondue, une zone blanche. Il peut s'agir de la démixtion. Il existe des zones où l'argent s'accumule

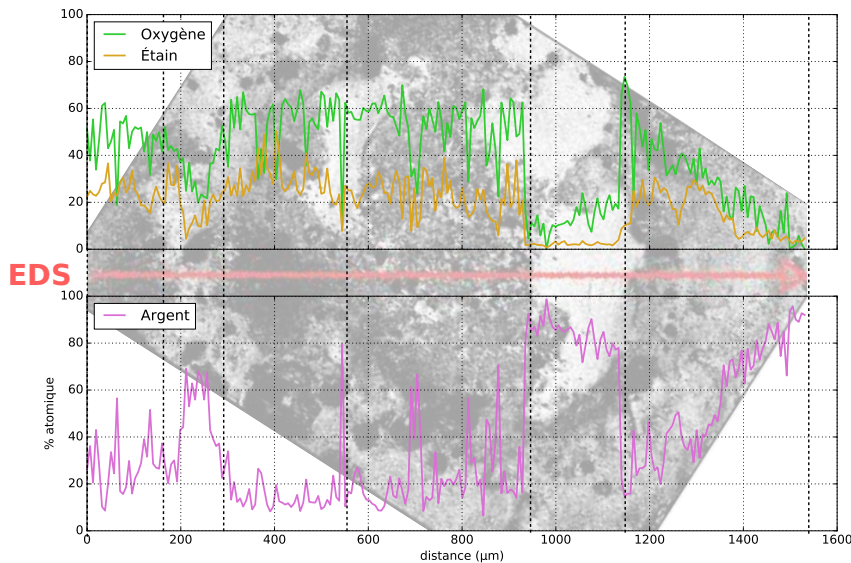
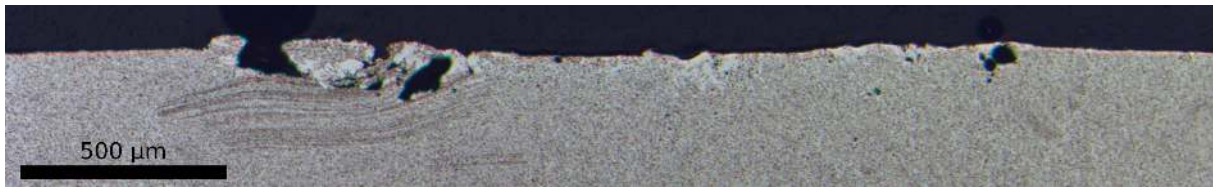


Figure 3.25 – Profils de composition de l’oxygène, de l’argent et de l’étain sur la surface d’une électrode ayant reçue 50 000 arcs à 300 A.

et où le SnO_2 s’accumule. Le matériau est de plus en plus hétérogène. La démixtion s’accumule si bien qu’il existe des zones dénuées d’oxyde. On obtient alors des grandes flaques d’argent. Des bulles et des pores se forment dès un arc. Des fissures s’amorcent vers 10 000 arcs, se propagent, d’abord verticalement, puis horizontalement. La surface moyenne qui était horizontale, devient très oblique. L’érosion est aussi très importante. La zone que nous qualifions de zone affectée thermiquement apparaît dès un arc (figure 3.18a et figure 3.18b) et jusqu’à des milliers d’arcs. Cette zone est visible sur des photographies de coupe en champ clair ou en champ sombre, montrée et mesurée sur la figure 3.27. Quand on augmente le nombre d’arcs, la zone affectée thermiquement qui avait une forme de calotte sphérique s’étale pour couvrir toute la largeur de la coupe. La profondeur affectée thermiquement est mesurée sur chaque rivet testé. Nous prenons soin de prendre la profondeur maximale mesurée par rapport à la surface. Puis, nous moyennons entre les électrodes d’une même paire correspondante, fixe et mobile. On rappelle que dans ce cas, il y a alternance entre anode et cathode entre chaque fermeture-ouverture. La figure 3.28 montre la profondeur maximale que peut atteindre la zone fondue en fonction du nombre d’arcs. Globalement, plus le nombre d’arcs est important, plus le matériau est touché en profondeur. Là encore, plus le nombre d’arcs et l’intensité du courant d’arc augmente, plus cette profondeur affectée thermiquement augmente. La mesure de la profondeur affectée est faite de façon indirecte. En effet, la surface se déformant, nous mesurons la différence entre deux mesures par rapport au substrat en cuivre. Ces deux mesures sont la surface initiale de l’échantillon et la limite entre la profondeur affectée et le matériau initial. À une profondeur proche de la surface, la matière est donc affectée thermiquement. Un autre phénomène de séparation de phases est développé dans le paragraphe suivant.

Démixtion de Ag-SnO_2

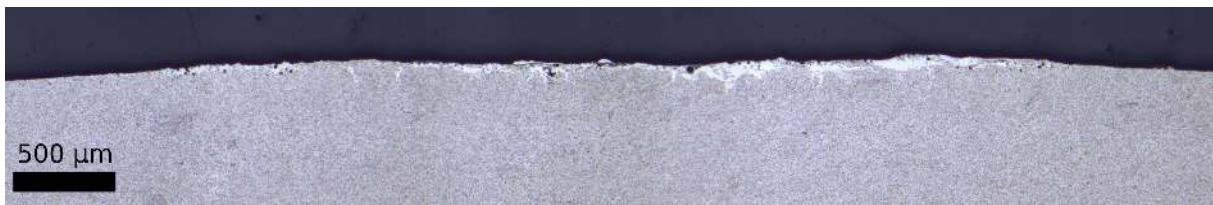
La démixtion maximale est définie comme une épaisseur maximale où l’Ag apparaît dépourvu de SnO_2 , lorsque nous observons les échantillons au microscope optique, en



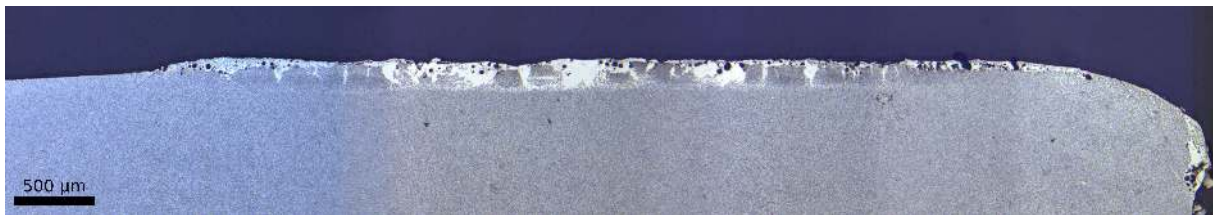
(a) 1 arc



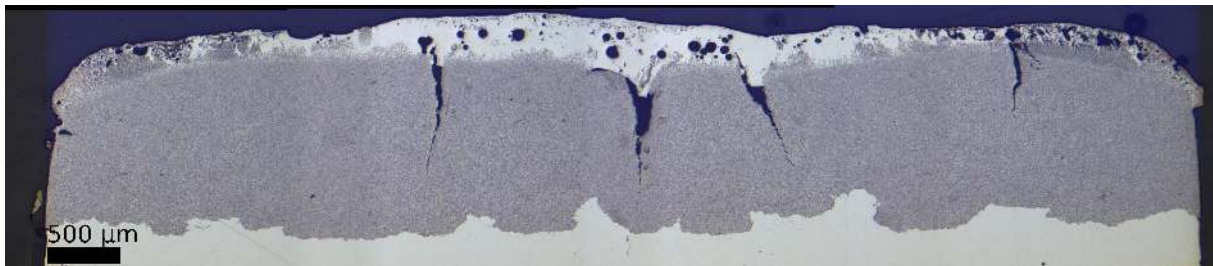
(b) 10 arcs



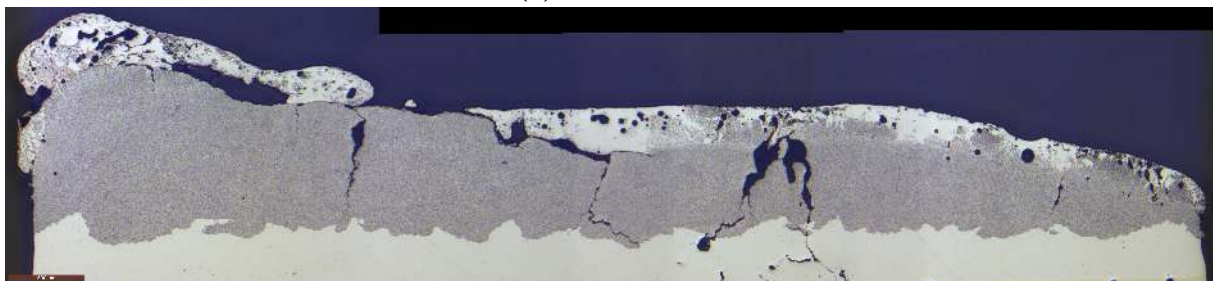
(c) 100 arcs



(d) 1000 arcs



(e) 10000 arcs



(f) 50000 arcs

Figure 3.26 – Évolution des endommagements observés pour différents nombres d'arc sur un rivet fixe à 300 A.

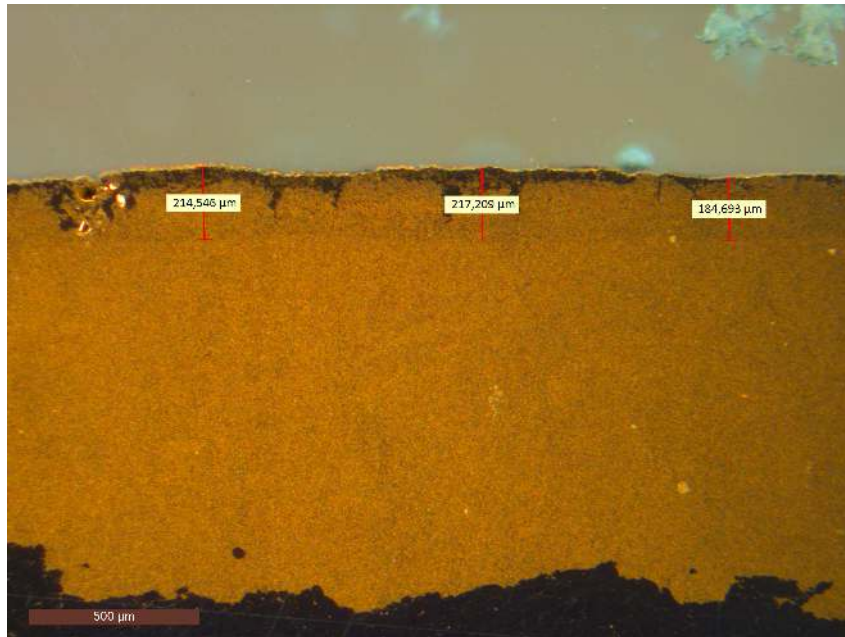


Figure 3.27 – Exemple de profondeur affectée thermiquement sur un échantillon touché par 100 arcs à 300 A lors des essais électriques simplifiés.

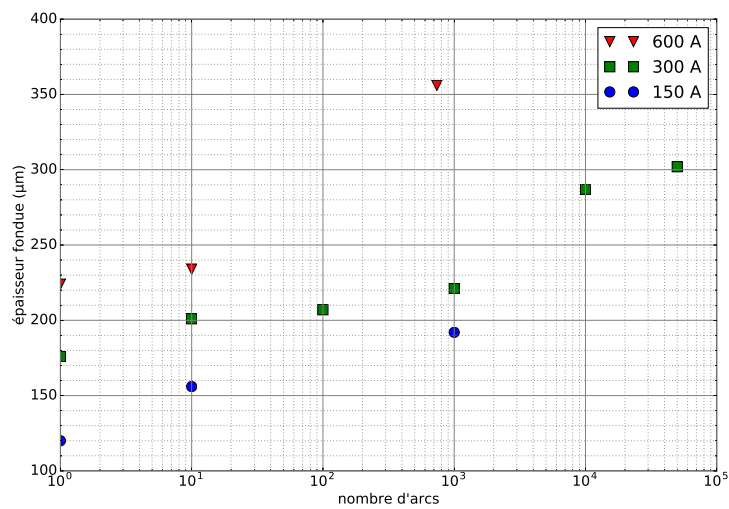


Figure 3.28 – Profondeur affectée thermiquement en fonction du nombre d'arcs.

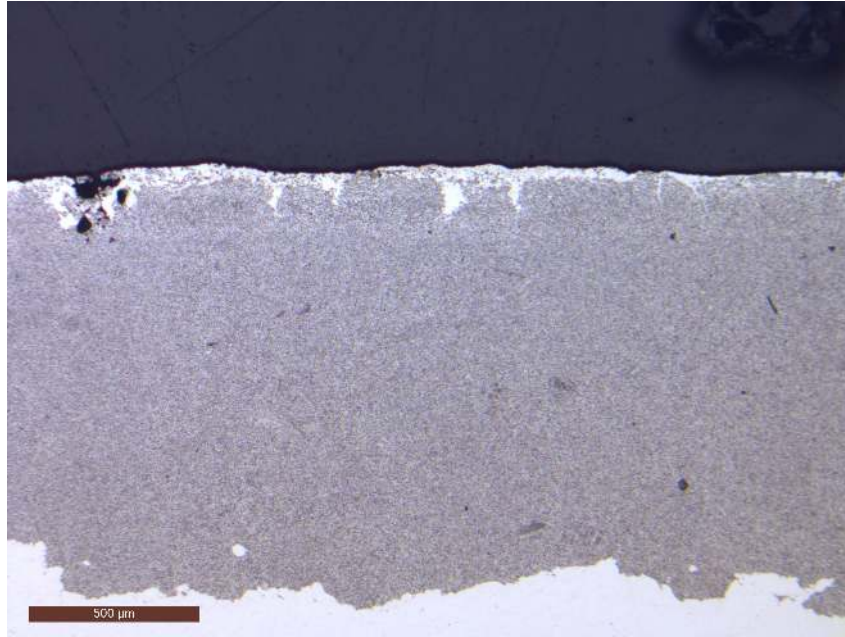


Figure 3.29 – Exemple d’observation, par microscopie en champ clair, de démixtion sur un échantillon ayant subi 100 arcs à 300 A ; la matrice en argent apparaît en blanc, le renfort en SnO₂ sont les particules en gris, les zones de démixtion sont visibles là où l’argent apparaît sans son renfort.

champ clair. Une illustration est donnée en [figure 3.29](#). Cette démixtion maximale se constate sur des coupes d’électrodes ayant reçu une énergie cumulée très importante. Or nous apercevons que l’épaisseur de cette démixtion, néanmoins faible, existe à partir d’un arc. La démixtion maximale laisse des plages d’argent avec une épaisseur importante, ce qui peut conduire plus facilement à des soudures de contact se traduisant par une fin de vie du contact. La [figure 3.30](#) représente l’épaisseur de la démixtion maximale pour les différentes conditions expérimentales en fonction du nombre d’arcs. La courbe semble montrer deux régimes. Pour un nombre d’arcs inférieur à 10, l’épaisseur de la couche de démixtion semble être relativement indépendante de l’énergie cumulée. Pour un nombre d’arcs supérieur à 10, la démixtion totale augmente de manière monotone avec le nombre d’arcs. Un autre type d’endommagement a également été constaté lors des observations à l’aide du microscope optique : la fissuration.

Fissuration des électrodes

La fatigue thermomécanique, causée par le chauffage et refroidissement brutal et répétitif dus aux arcs électriques, conduit à l’amorçage des fissures, jusqu’alors inexistantes après peu d’arcs. Nous avons vu dans le paragraphe [3.1.3](#) l’existence de fissures en surface. En profondeur, elles sont visibles comme le montre la [figure 3.31](#). La fissure est amorcée à un certain moment puis se propage. Elle est bien verticale, va traverser la sous-couche en Ag puis atteindre le substrat en Cu. Elle peut ensuite se propager entre le substrat et la sous-couche. Les fissures sont néfastes pour la durée de vie d’un contact, car elles provoquent à terme un arrachement de la matière. La [figure 3.32](#) montre le phénomène qui a atteint le plus profondément le matériau de contact. Il s’agit de la distance entre le substrat en cuivre, horizontal et plat, et l’endommagement considéré. La sous-couche en argent est d’une épaisseur constante en moyenne mais variant localement. Pour un nombre d’arcs inférieur à 1000, c’est la profondeur affectée thermiquement. Elle est à peu

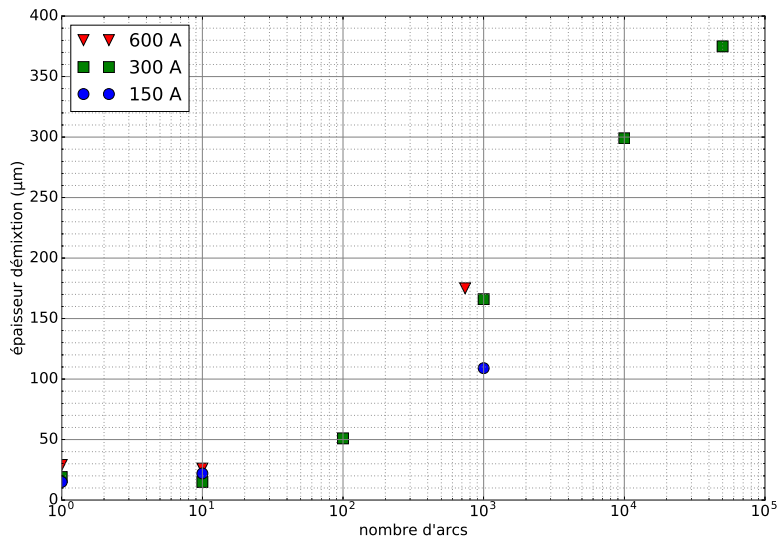


Figure 3.30 – Épaisseur de démixtion maximale en fonction du nombre d'arcs.

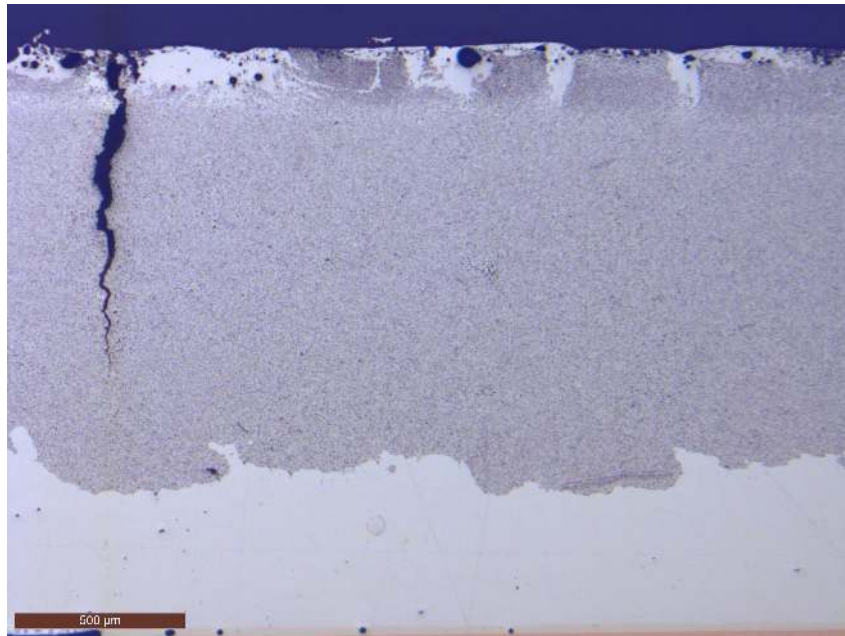


Figure 3.31 – Exemple de fissure en profondeur, en noir, pour un rivet ayant subi 738 arcs à 600 A observation au microscope optique en champ clair.

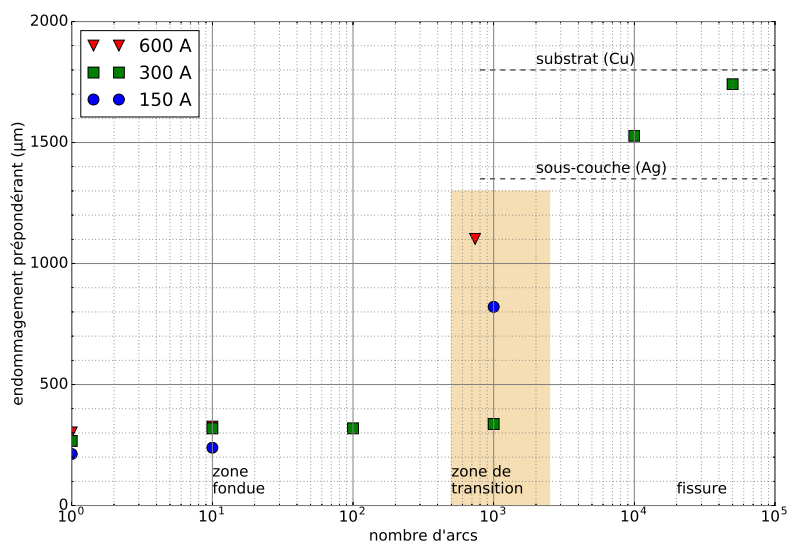


Figure 3.32 – Position du défaut prépondérant en profondeur en fonction du nombre d’arcs (par rapport à la surface initial).

près constante en fonction du nombre d’arcs. Pour un nombre d’arcs supérieur à 1000, le mécanisme de fissuration devient le phénomène atteignant le plus profondément l’électrode. La profondeur maximale de fissure augmente plus rapidement en fonction de l’énergie cumulée que la profondeur affectée thermiquement. La démixtion maximale ne va jamais plus profondément que la fissuration ou la profondeur affectée thermiquement. Avant la zone de transition, il n’y a pas de fissures. Dans les conditions d’essais simplifiés, il n’y a pas de critère d’arrêt de l’essai, pour dire si le contact est défaillant ou pas, comme dans les essais AC-3.

Des mesures de dureté sont ensuite effectuées pour évaluer le changement des propriétés mécaniques suite aux différentes modifications microstructurales observées.

Influence de la répétition d’arcs sur la dureté locale du matériau

Dans cette partie, nous nous sommes intéressés à l’endommagement d’une propriété mécanique du matériau : la dureté à l’échelle locale. En effet, au fil des arcs, les variations de concentrations des espèces chimiques conduisent aussi à des évolutions des propriétés mécaniques du matériau à petite échelle. L’objectif de cette partie était donc de quantifier les modifications de la microdureté. Ainsi, des mesures furent réalisées sur un rivet le plus endommagé possible, c’est-à-dire ayant l’énergie cumulée mesurée maximale. Les particules d’oxyde SnO_2 étant beaucoup plus dures que la matrice Ag, une surconcentration de particules contribue à augmenter la valeur de la dureté et vice-versa. La [figure 3.33](#) représente des mesures locales de microdureté sur un rivet très endommagé, qui a reçu l’énergie d’arcs cumulés la plus grande (50 000 arcs, 300 A). La cartographie réalisée montre que la dureté est plus inhomogène que dans le cas d’un rivet neuf. La moyenne connaît une faible baisse de 2%, mais l’étalement de la gamme de mesures obtenues est quatre fois plus important. Proche de la surface où de grandes plages blanches sont visibles, la dureté baisse beaucoup ($56\text{--}58 \text{ kg}_f \cdot \text{mm}^{-2}$) sans toutefois être celle de l’argent pur. Il est légitime de s’interroger sur la nature chimique de ces zones blanches. Quelques fois, des zones dures

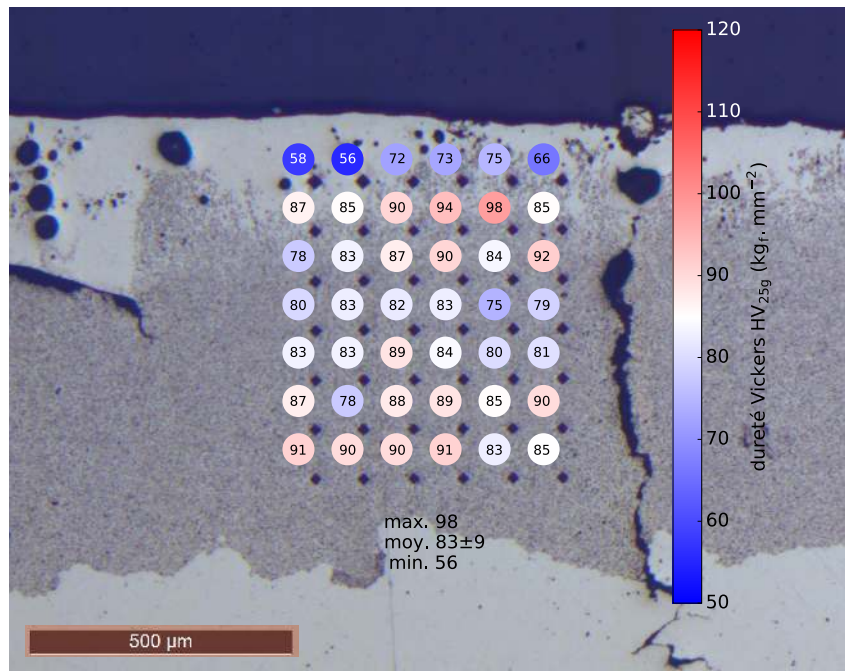


Figure 3.33 – Cartographie de la microdureté Vickers avec une charge de 25 g dans le cas d'un rivet impacté par 50000 arcs à 300 A.

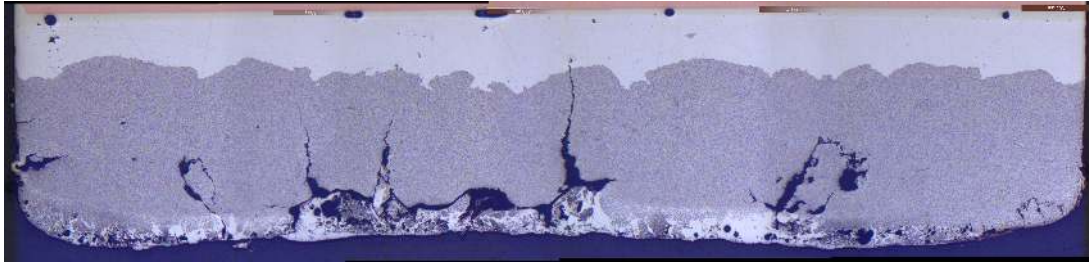
apparaissent. Elles sont sûrement dues au fait que la pointe du microduromètre tape en plein sur une particule d'oxyde. Dans ce cas présent, proche de la surface, nous pouvons observer un enrichissement de l'argent, dû à la raréfaction de l'oxyde. Jusqu'à présent, la polarité était rigoureusement alternée. Pour étudier un autre cas, nous avons fixé la polarité pour étudier les endommagements et les comparer avec ceux trouvés précédemment.

Influence de la polarité de l'échantillon sur l'endommagement

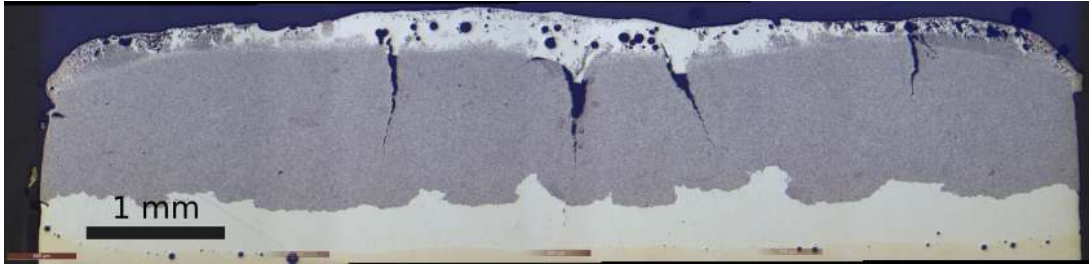
La machine «Saturne» permet de contrôler le temps d'arc et la polarité. Réaliser des essais avec une polarité strictement alternée et une polarité fixe permet d'avoir deux cas particuliers de fonctionnement d'ouverture de contact. Nous avons vu précédemment qu'au-delà d'un arc pour les essais simplifiés, les polarités étaient alternées, une électrode jouant tour à tour le rôle de cathode puis d'anode. Dans cette partie de l'étude, nous avons cherché à étudier l'influence de la polarité sur les endommagements. Ainsi, nous avons réalisé des essais, soit avec des polarités alternées, ou avec des polarités restant identiques au cours de l'essai. Dans le cas présent, le nombre d'arcs pour chaque essai fut fixé à 10 000.

La figure 3.34 montre une section d'un couple d'électrodes ayant une polarité alternée et subi 10 000 arcs à 300 A³. Entre chaque cycle d'ouverture fermeture, l'électrode fixe passe de l'état d'anode à celle de cathode, et vice versa. Nous pouvons observer les dommages cités précédemment : des fissures, des bulles en surface et des zones où la démixtion semble totale. Nous constatons également que la zone de démixtion semble être légèrement plus profonde pour l'électrode fixe en créant une surépaisseur en surface. Pour l'électrode mobile, une surface plutôt creuse est observée. Il semble que la répartition de matière a lieu entre l'électrode mobile et l'électrode fixe. L'électrode fixe semble cumuler un peu plus de matière que l'électrode mobile. Pour une polarité fixe

3. Reconstruction d'image (ou «stitching») réalisée par le logiciel libre Fiji [33].



(a) Électrode mobile, polarité alternée



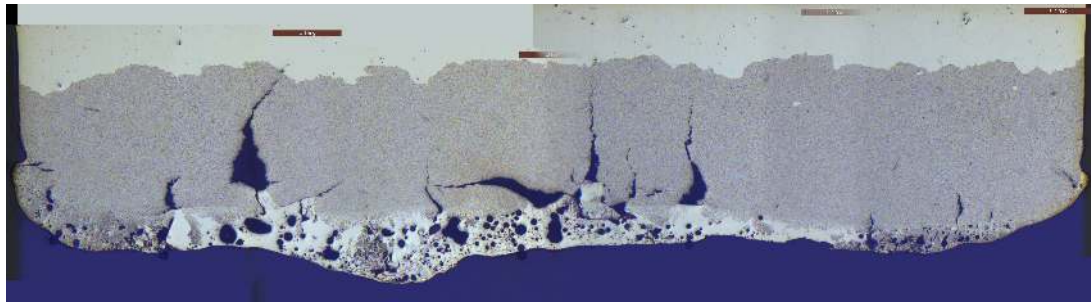
(b) Électrode fixe, polarité alternée

Figure 3.34 – Coupe d'électrodes ayant subi 10 000 arcs à 300 A avec une polarité alternée.

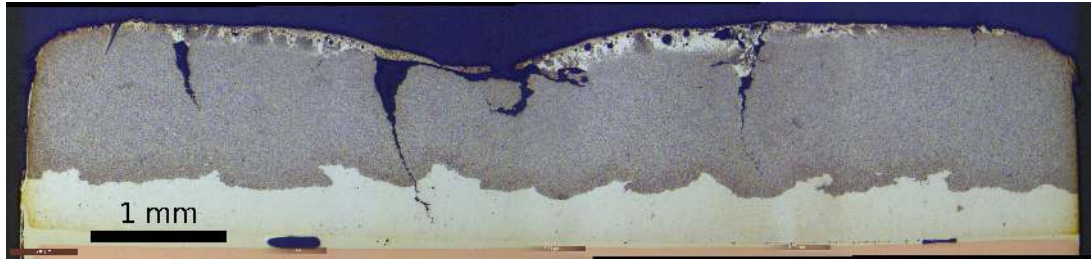
(figure 3.35), l'épaisseur de la cathode a augmenté tandis que celle de l'anode a diminué. Il semble y avoir une zone préférentielle où les arcs se créent, ou bien qu'il se produise un phénomène d'emballement et que les arcs soient attirés dans une zone particulière, au centre, lieu du gonflement pour la cathode et du creux pour l'anode. Les dommages se concentrent alors à cet endroit. Un creux se forme sur l'anode fixe et une bosse se forme sur la cathode mobile. Les zones de démixtion partielle et totale ont une épaisseur plus faible sur l'anode en comparaison de celles mesurées sur la cathode. Dans le cas d'une polarité alternée, les dommages sont plus uniformément répartis sur la surface et sur la profondeur de coupe que pour une polarité fixe. Un récapitulatif des différents endommagements caractérisés issus des essais avec une polarité fixe est présenté [tableau 3.4](#). Les épaisseurs des zones affectées thermiquement figurant dans le tableau sont les valeurs extrêmes mesurées par rapport à la surface de l'électrode, en restant loin des bords (à 1 mm) pour éviter les effets de bord. À l'anode, cette profondeur est nulle où les arcs ont creusé l'électrode. À cet endroit, il devait exister une fine couche qui a dû partir, soit sur l'autre électrode, ou au moment du polissage. Juste en dessous, la matière apparaît comme à l'état initial. À la cathode, cette épaisseur n'est jamais nulle et plus grande que le maximum de l'anode. Ces remarques sont les mêmes pour les épaisseurs de démixtion maximale.

Les longueurs de fissures résultent de la différence entre deux valeurs : l'épaisseur initiale d'un rivet neuf en son sommet (1800 μm) et l'épaisseur entre la pointe de la fissure et le substrat en Cu. Nous prenons la fissure la plus longue sur chaque électrode.

Le delta épaisseur est la différence entre l'épaisseur initiale et l'épaisseur de la bosse (cathode) ou du creux (anode). Il semble que de la matière de l'anode parte sur la cathode.



(a) Cathode mobile



(b) Anode fixe

Figure 3.35 – Coupe d'électrodes ayant subi 10 000 arcs à 300 A avec une polarité fixe.**Tableau 3.4** – Caractéristiques des dommages pour les électrodes à polarité fixe, 10 000 arcs à 300 A.

Type	Profondeur du dommage (μm)	
	Électrode	
	Cathode	Anode
Affectée thermiquement	200–500	0–200
Démixtion maximale	150–450	0–150
Fissure	1470	1700
Delta épaisseur	+300	-500

Pour analyser l'impact des arcs électriques dans les conditions proches de celles en service, des essais sur banc électriques ont été réalisés dans la catégorie d'utilisation AC-3. À la fin des essais, les éléments constituant les contacts ont été démontés et les endommagements des pastilles analysés.

3.2 Essais en conditions AC-3

3.2.1 Principe des essais interrompus

L'objectif des essais en catégorie d'utilisation AC-3 est de quantifier l'évolution de l'endommagement des pastilles en $\text{Ag-SnO}_2\text{-CuO}$ commercialisés par Schneider Electric dans des conditions industrielles ou du moins correspondant aux normes servant à qualifier des matériels industriels. Cette campagne d'essai consiste à tester dix contacteurs. Les différences entre l'essai AC-3 et l'essai électrique simplifié sur la machine «Saturne» sont les suivantes :

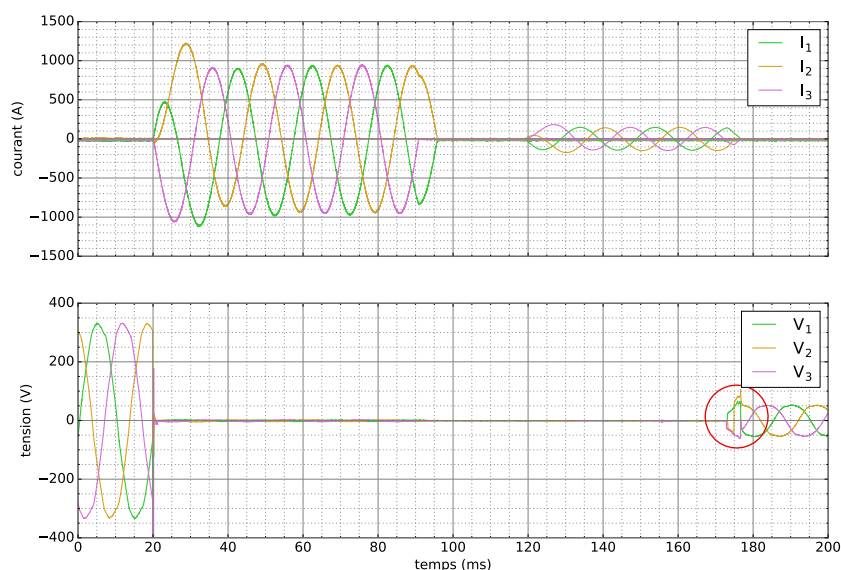


Figure 3.36 – Oscillogrammes typiques présentant l'évolution des trois intensités des courants dans chacune des phases ainsi que des trois tensions aux bornes du contacteur dans le cas d'un cycle de fermeture ouverture AC-3 ($\cos \varphi = 0,35$); la zone entourée par le cercle rouge délimite la période d'existence de l'arc à l'ouverture.

- le courant est triphasé dans le cas AC-3 (non monophasé comme précédemment),
- les arcs sont générés à la fermeture, à cause des rebonds, et à l'ouverture (non à l'ouverture seulement),
- entre chaque cycle, une pause de 4 s a lieu (non 1 s),
- l'intensité de courant efficace à l'ouverture est de 100 A (non 150, 300 ni 600 A),
- les arcs sont magnétiquement soufflés pour aller s'éteindre dans les chambres de coupure (non fixe),
- le nombre d'arcs est plus important,
- on compte deux contacts par phase.

Le matériau des pastilles de contact $\text{Ag-SnO}_2\text{-CuO}$ reste le même. Un cycle d'un essai AC-3 comprend une fermeture, l'établissement du courant, puis une ouverture du circuit et la coupure du courant. La [figure 3.36](#) montre un cycle typique de fermeture-ouverture lors d'un tel essai. Les contacts subissent des arcs électriques à la fermeture à cause des rebonds des ressorts et à l'ouverture. Entre 0 et 20 ms, les contacts sont ouverts et une tension triphasée $6U_n$ est appliquée, les différents courants sont alors nuls. À 20 ms, on ferme le circuit, des rebonds surviennent à ce moment et génèrent des petits arcs électriques entre les contacts. Le courant est alors de $6I_n$. À 95 ms, le courant est mis à zéro. À 120 ms, on fait passer un courant I_n dans le circuit jusqu'à l'ouverture à 173 ms. Des arcs électriques à l'ouverture apparaissent alors sous une tension U_n . L'objectif de cette campagne est d'obtenir des contacteurs ayant subi différents nombre de cycles :

- 80 000 cycles, soit $1/5$ de durée de vie
- 160 000 cycles, soit $2/5$ de durée de vie
- 240 000 cycles, soit $3/5$ de durée de vie
- 320 000 cycles, soit $4/5$ de durée de vie
- plus de 400 000 cycles, soit $>5/5$ de durée de vie.

Pour chaque condition, deux contacteurs sont utilisés. L'objectif de qualité est, originelle-

ment, de réaliser 800 000 cycles, mais les essais sont découpés sur une base de 400 000 cycles, performances pour ce type de contacteur. Les essais sont interrompus à chaque fois qu'un cinquième de durée de vie est atteint ou qu'un contacteur est défaillant (perte de fonctionnement nominal). La défaillance peut être associée aux causes suivantes :

- Impossibilité d'ouvrir le circuit : la force de rappel des ressorts ne permet plus d'ouvrir le contact, ceci se produit quand un ou plusieurs contacts se soudent.
- Impossibilité de fermer le circuit : ceci se produit dans deux cas : présence d'une épaisse couche d'oxyde rendant le contact trop isolant, présence d'une érosion telle que certaines pastilles ne se touchent plus.

3.2.2 Description de l'endommagement provoqué lors des essais AC-3

Jusqu'à trois cinquièmes de durée de vie soit 240 000 cycles, tous les contacteurs sont restés opérationnels. Un contacteur sur deux a aussi atteint les quatre cinquièmes de durée de vie soit 320 000 cycles. Enfin, les deux derniers contacteurs ont connu une défaillance, un avant les cinq cinquièmes (400 000 cycles) l'autre après (tableau 3.5).

Tableau 3.5 – Récapitulatif des essais réalisés en conditions AC-3 ; un essai sans défaillance est symbolisé par une coche, chaque défaillance par une croix ; les trois défaillances sont dues à des soudures ; dans le cas d'une défaillance, le nombre de cycles est indiqué à côté de la croix.

# contacteur	Nombre de cycles prévu					
	80 000	160 000	240 000	320 000	400 000	
1	✓					
2	✓					
3		✓				
4		✓				
5			✓			
10			✓			
6				×	311 000	
9				✓		
7					×	554 000
8					×	333 000

Dès maintenant nous utilisons le nombre réel de cycles quand nous nous référons aux électrodes. Comme précédemment, nous allons maintenant présenter les pertes de masses et d'épaisseurs.

Mesures de perte de masse

Les pastilles sont pesées. Un premier problème est que chaque pastille est pesée avec le substrat en cuivre et la vis de fixation pour les électrodes fixes. Un deuxième problème est que certaines pastilles, mobiles, allant par deux, sont brasés sur le même substrat en cuivre. Il est donc difficile de comparer deux masses d'électrodes entre elles puisqu'elles

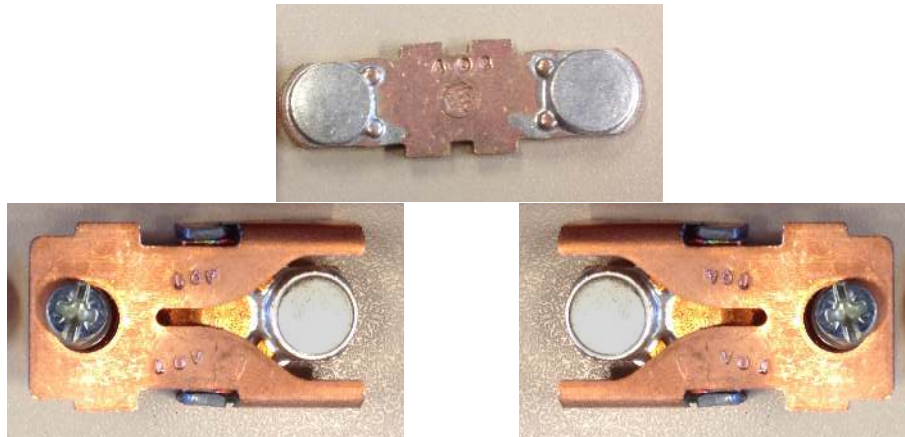


Figure 3.37 – Photographie des ensembles pesés constitués de quatre électrodes par phase et de leurs substrats en cuivre dont deux sur le même élément mobile (au centre) ; à gauche et à droite sont les éléments fixes.

contiennent celle du substrat en cuivre. Un ensemble substrat fixe et sa pastille pèse environ 25,3g et un ensemble substrat mobile et ses deux pastilles pèse environ 15,3g. La [figure 3.37](#) montre une des trois phases du contacteur, avec ses ensembles fixes et mobiles. La perte de masse est exprimée comme la différence entre la masse initiale et finale des ensembles, elle est représentée en [figure 3.38](#). Chaque phase de courant contient la moyenne de trois valeurs, l'ensemble mobile et les deux ensembles fixes. En rouge sont représentés les contacteurs défaillants. La perte de masse est due aux arcs qui éjectent des gouttelettes de métal fondu, ou vaporisent localement le métal par exemple. Une première limite de cet indicateur est la redéposition de matière des pastilles sur les substrats en cuivre (d'autant plus que les supports n'ont pas la même forme). On note tout de même une perte de masse augmentant avec le nombre de manœuvres. Cette perte est plus importante pour la phase 2 que pour les autres phases. Une partie de la matière perdue aux électrodes se redépose soit sur le boîtier, sur les supports des électrodes ou se retrouve au niveau des ailettes, contribuant à l'extinction de l'arc comme le montre la [figure 3.39](#) qui est une photographie d'une chambre de coupure après 400 000 cycles. Les ailettes ne sont pas pesées avant ni après, mais visuellement nous pouvons constater la présence d'un peu de matière de pastille. En conséquence la perte de masse n'apparaît pas comme un estimateur très fiable de l'endommagement subi par les contacts.

Mesures de variation d'épaisseur

Nous avons mesuré la différence d'écrasement des ressorts pour obtenir la variation d'épaisseur de contact. L'érosion générée par les arcs électriques fait perdre de la masse, comme nous l'avons vu, mais aussi corrélativement de l'épaisseur. La variation d'épaisseur est exprimée comme la différence entre la longueur du ressort de pression de contact au début et à la fin de l'essai, quand le porte contact mobile est au maximum de sa course. Les données calculées sont représentées en [figure 3.40](#). Chaque phase y est représentée et séparée pour plus de lisibilité. Globalement, plus le nombre de cycles augmente, plus la variation d'épaisseur est négative. On note une évolution plus rapide de la variation d'épaisseur pour la phase 2 que pour les autres phases. Ces premières informations ne permettent pas de prévoir une défaillance puisqu'elles ne sont pas de bons indicateurs d'endommagement. Ceci nous amène à considérer par la suite les endommagements en surface et dans le volume des pastilles de contact. En effet, des points bleus sont au-dessus

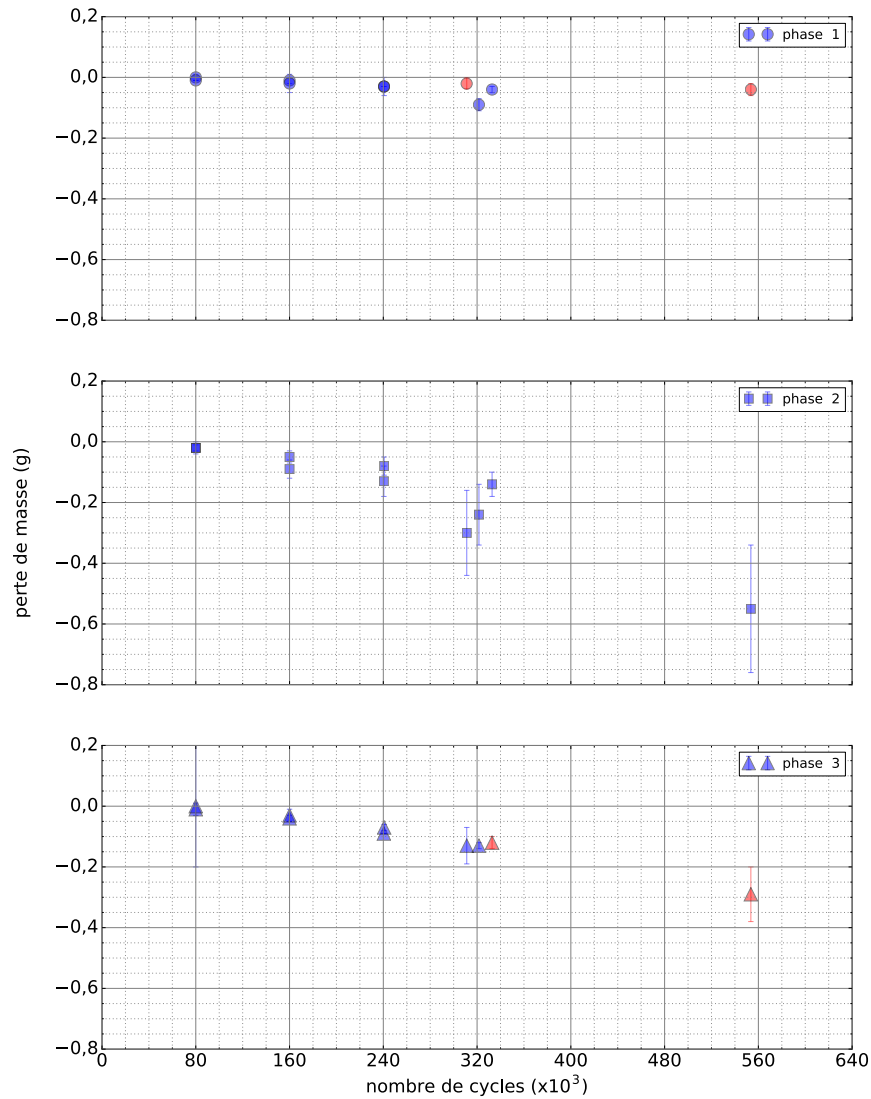


Figure 3.38 – Variation des pertes de masses en fonction du nombre de cycles ; chaque point est la moyenne de trois valeurs : fixes et mobile ; les points bleus indiquent que le contacteur est opérationnel, rouges s'il est défaillant.



Figure 3.39 – Photographie des ailettes d'un des produits après les essais sur banc AC-3 de 400 000 cycles de fermeture (600 A) et ouverture (100 A).

de points rouges, donc la perte de l'écrasement n'est pas un indicateur d'endommagement.

3.2.3 Étude microstructurale des endommagements

Évolution de la surface

Après essai, nous disposons de 120 pastilles (10 contacteurs, 3 phases, 4 pastilles par phases) Dans un premier temps, nous avons observé la surface des pastilles après essai AC-3. La [figure 3.41](#) montre l'évolution des pastilles sur une phase que nous avons choisi, une des électrodes fixes de la phase 3. Sur toutes les surfaces sauf celle à l'état initial, on observe deux types de zones : une brillante, une autre mate. Toutes les autres pastilles des phases 1 et 2 ont à peu près ce type de profil. Avec le nombre de cycles appliqué, la distribution spatiale de ces zones évolue mais sans tendance nette. Pour trouver l'explication de ces deux types de zones, et aussi pour déterminer les éventuelles causes qui ont conduit à la soudure, la surface de quelques pastilles a été analysée en détail. Nous plaçons les échantillons au MEB (FEG HR ZEISS Sigma 300). Nous réglons la tension d'accélération à 15 kV et la distance de travail à 8 mm. La [figure 3.42](#) donne un aperçu d'un contact après 80 000 cycles à l'optique et au MEB, situé sur la phase deux fixe. Une analyse EDS de composition chimique a été faite dans les zones encadrées par des rectangles jaunes ([figure 3.43](#)) afin d'expliquer la provenance du contraste entre les zones brillante et mate observée à l'aide d'un microscope optique. Seuls les principaux éléments chimiques (Ag, Sn et O) sont présentés. Nous ne constatons pas de nette différence en matière de concentration atomique d'argent, comme on pouvait s'y attendre en regardant la pastille à l'optique. Nous avons procédé aux mêmes analyses pour un contact ayant subi 160 000 cycles. La [figure 3.44](#) montre les observations de la surface de pastille par optique et par MEB, avec toujours une zone brillante et une zone mate. Nous avons aussi effectué une analyse EDS dans les deux zones pour observer une éventuelle évolution des concentrations. Les résultats sont présentés dans la [figure 3.45](#). Les zones brillantes semblent plus riches en argent, et les zones mates plus riches en oxygène. Ces valeurs sont toutefois à comparer avec les valeurs obtenus sur l'électrode neuve qui sont guère inférieures. Cet écart se creuse de 80 000 à 160 000 cycles. Cette différence de brillance à l'optique, et l'absence de contraste chimique observé au MEB laissent à penser qu'une différence

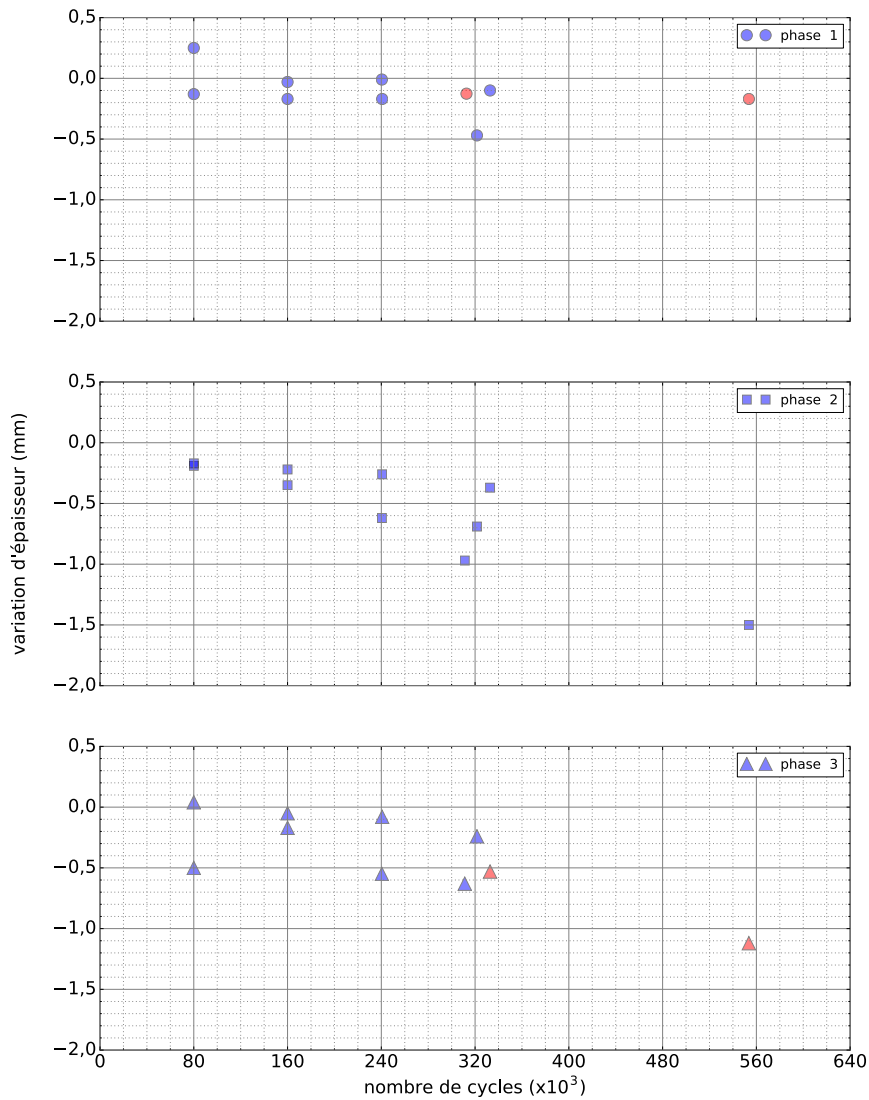


Figure 3.40 – Variation d'épaisseur de contact en fonction du nombre de cycles ; les points bleus indiquent que le contacteur est opérationnel, rouges s'il est défaillant.

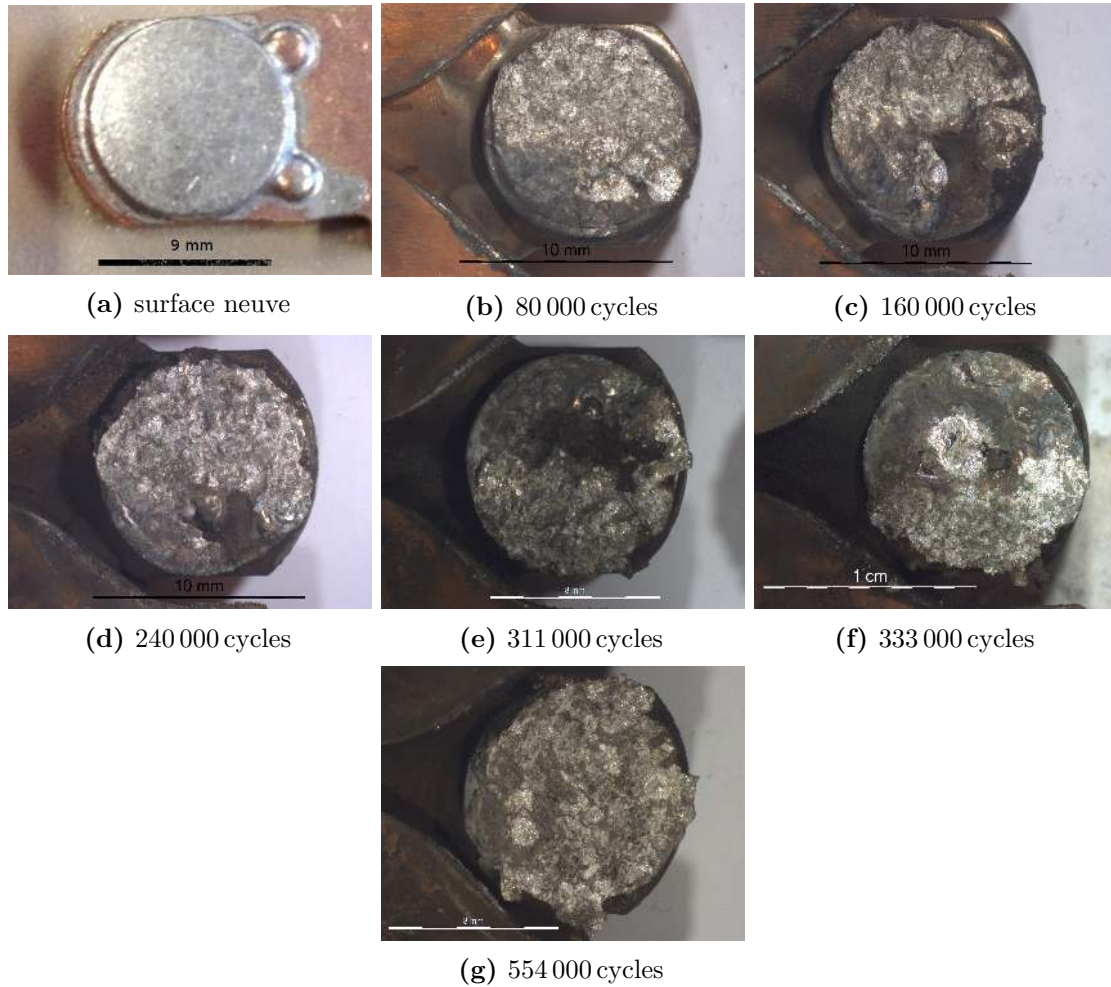


Figure 3.41 – Évolution de la surface des pastilles de contact d’une série phase trois fixe.

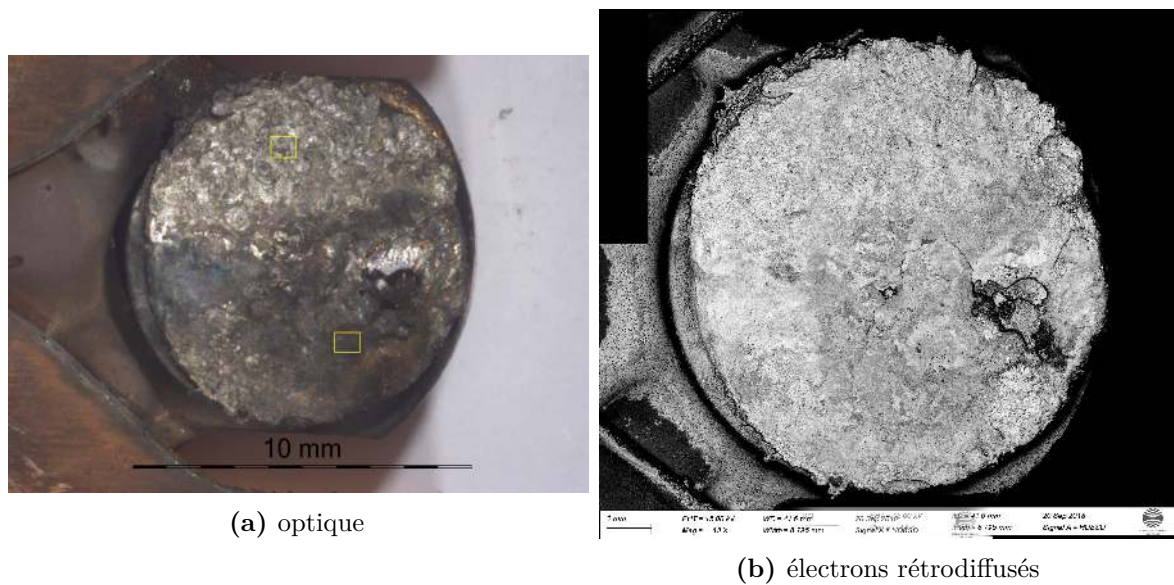


Figure 3.42 – Surface d’un contact endommagé après 80 000 cycles ; à gauche, à l’optique, deux zones principales sont visibles, brillante et mate ; à droite l’image de la surface au MEB ; les zones encadrées en jaune font l’objet d’une analyse chimique par EDS.

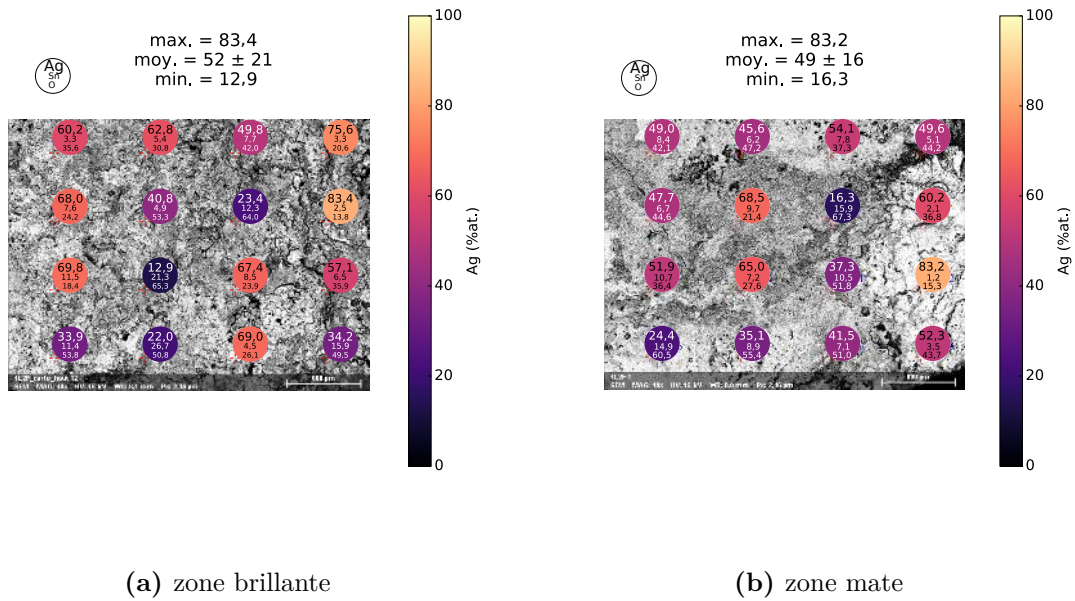


Figure 3.43 – Résultats de pointés EDS dans les zones encadrées en jaune de la figure 3.42 pour un contact après 80 000 cycles.

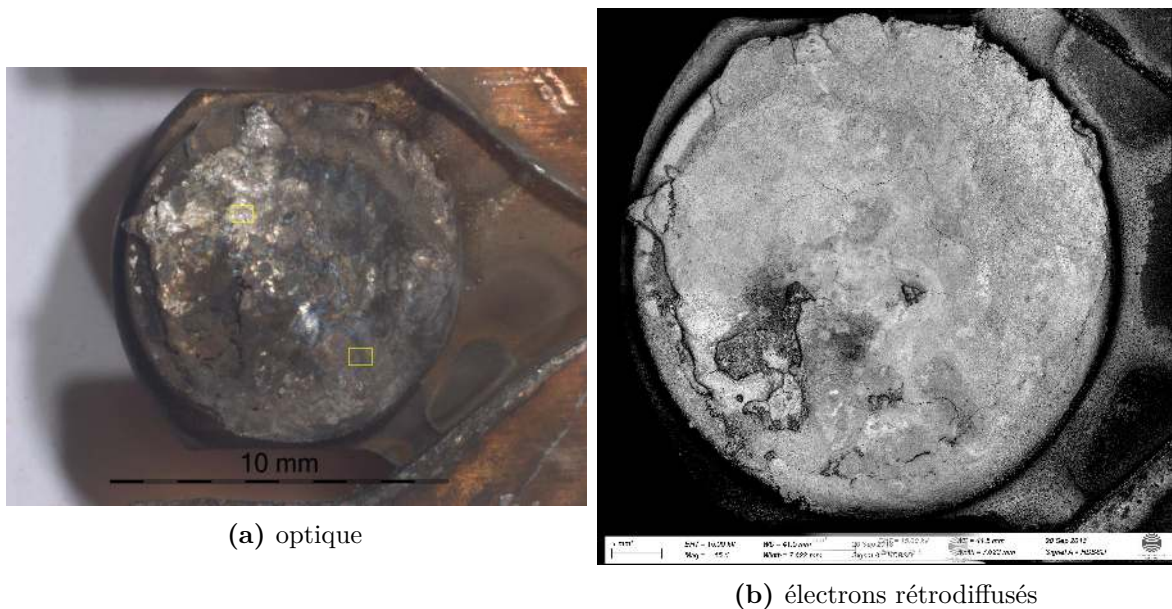


Figure 3.44 – Surface d’une contact endommagé à 160 000 cycles ; à gauche, à l’optique, deux zones principales sont visibles, brillante et mate ; à droite, image de la surface au MEB ; les zones encadrées en jaune font l’objet d’une analyse chimique par EDS.

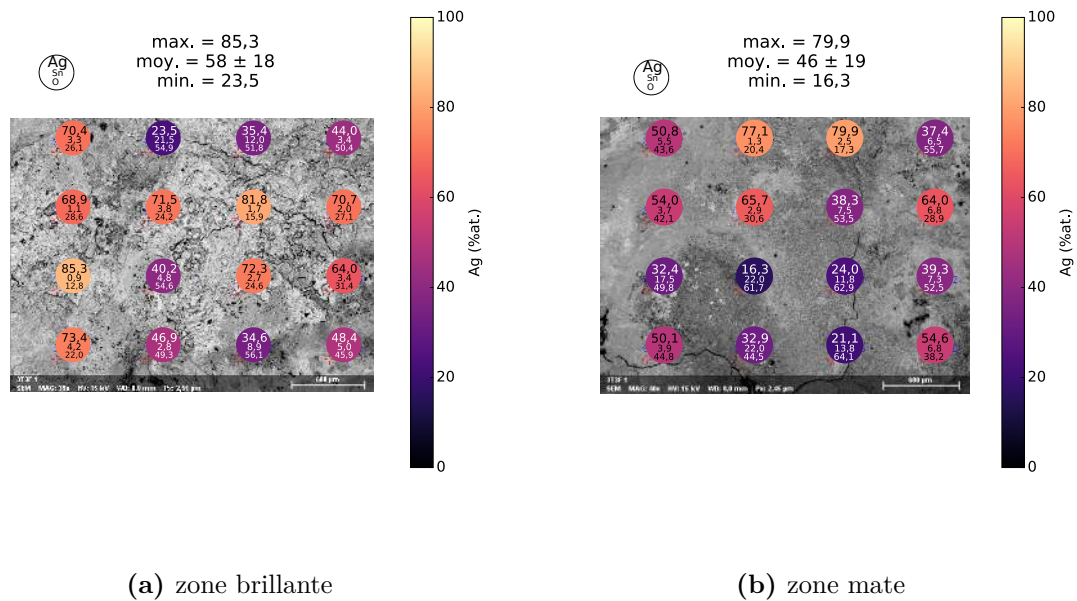


Figure 3.45 – Pointés EDS dans les zones encadrées en jaune de la [figure 3.44](#) pour un contact après 160 000 cycles.

de composition existe en extrême surface (moins de 1 µm de profondeur). Les relevés EDS ont été effectués sur des petits cubes de 1 µm de côté. L'extrême surface mentionnée précédemment serait très inférieure à cette valeur. On peut supposer que la pollution dégagée par les parois en plastique à cause des arcs électriques vient se déposer sur les pastilles.

Un couple de pastilles ayant subi 333 000 cycles présente une zone encore plus brillante que ce qui a pu être observé. Or tous les produits défaillants comporte une soudure sur une de leur phase, et ce couple de pastille appartient à ces contacteurs défaillants. La [figure 3.46](#) montre la pastille telle que l'on peut la voir avec une binoculaire, ainsi qu'une visualisation au MEB par électrons rétrodiffusés. La surface de cette pastille est observée de plus près au MEB. Un zoom est effectué sur la zone centrale, avec des électrons secondaires pour révéler l'état de surface, qui s'avère être protubérant, voir [figure 3.47](#). Nous avons observé des formes de gouttes, signe que le matériau a fondu, et s'est resolidifié. Cela dénote un matériau dénué de renfort. Nous remarquons une zone assez lisse et une zone très chaotique rappelant un arrachement de matière soit une séparation des pastilles. Un profil EDS, présenté en [figure 3.48](#) a été réalisé pour mesurer les concentrations des espèces présentes. Le profil indique que l'argent a une concentration élevée et constante sur la zone brillante observée initialement à l'optique. Le profil change peu entre la zone lisse et la zone chaotique. De plus, des cupules caractéristiques d'une rupture ductile sont observées dans cette zone ([figure 3.49](#)). Cette rupture est survenue lors du démontage, à température ambiante, au cours duquel on a constaté la soudure et séparé manuellement les pastilles. Supposant que l'endommagement est équivalent sur la pastille d'un même contact et afin de mesurer l'étendue de la flaque d'argent ayant provoqué la soudure, nous avons coupé la pastille en vis à vis, soit une des pastilles mobiles de la phase trois. La [figure 3.50](#) donne un aperçu de l'endommagement. À gauche, nous l'observons à l'optique, à droite, nous observons une surface parallèle à la surface de l'électrode obtenue par polissage parallèle à la surface. Les zones brillantes riches en Ag ne correspondent pas à l'état de surface, avec

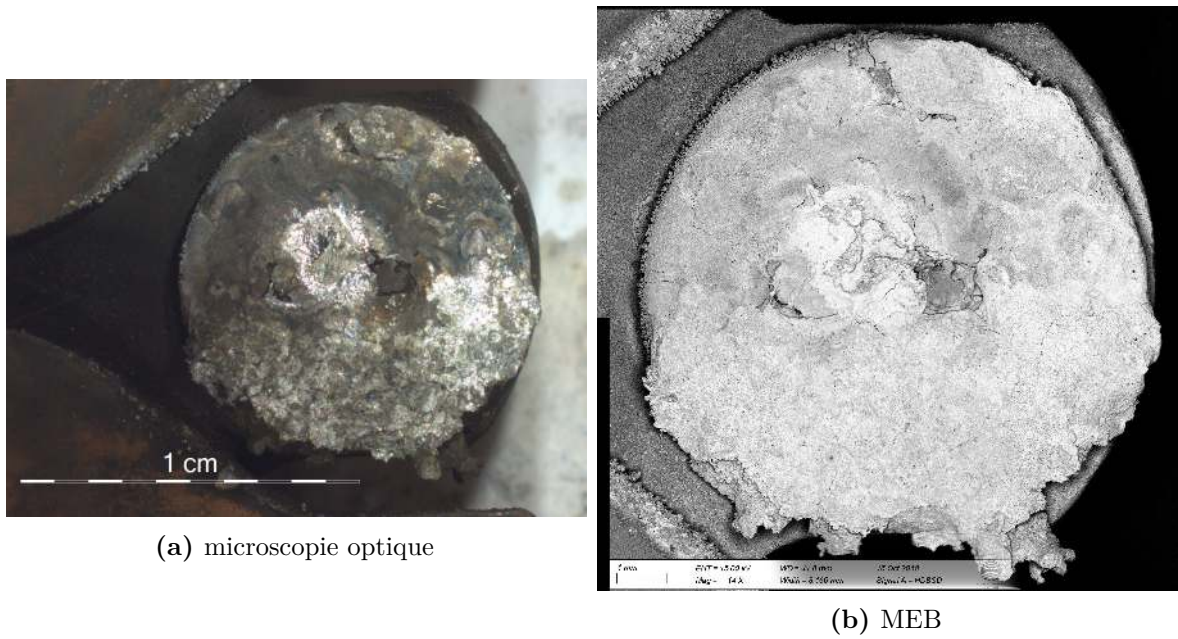


Figure 3.46 – Surface de la pastille fixe ayant subi 333 000 cycles ; la zone centrale très brillante à l’optique est investiguée ; l’image aux électrons rétrodiffusés montre que cette zone présente un contraste chimique par rapport au voisinage.

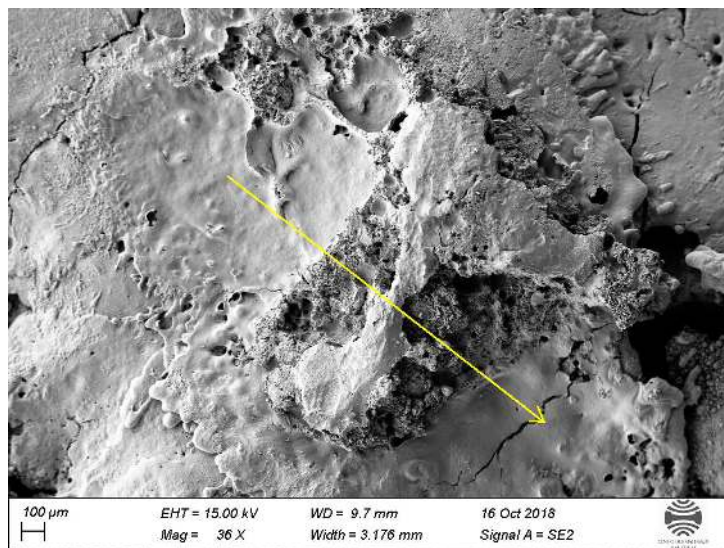


Figure 3.47 – Localisation d’une probable soudure sur une pastille ayant subi 333 000 cycles.

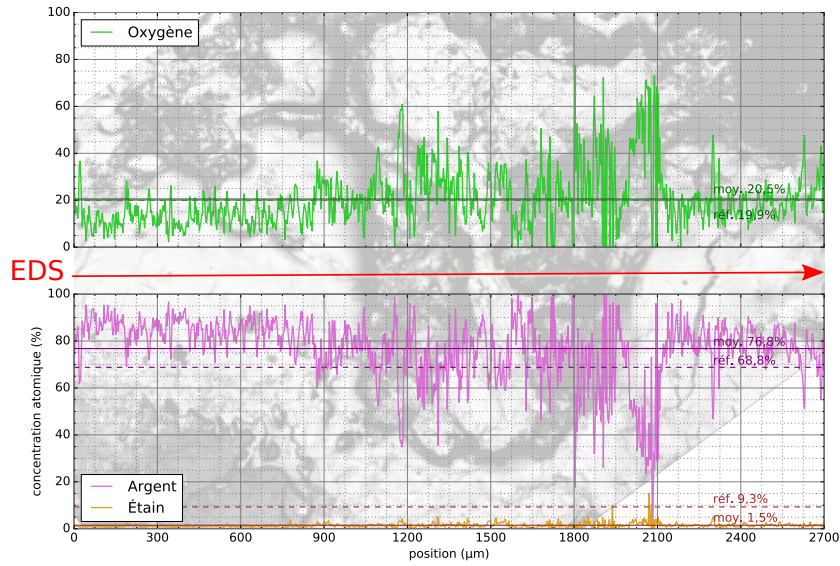
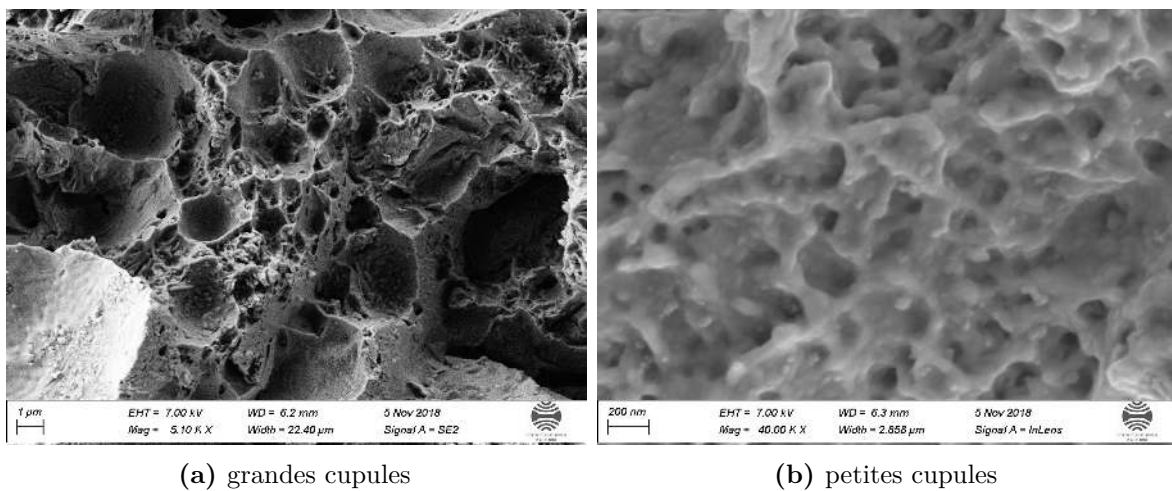


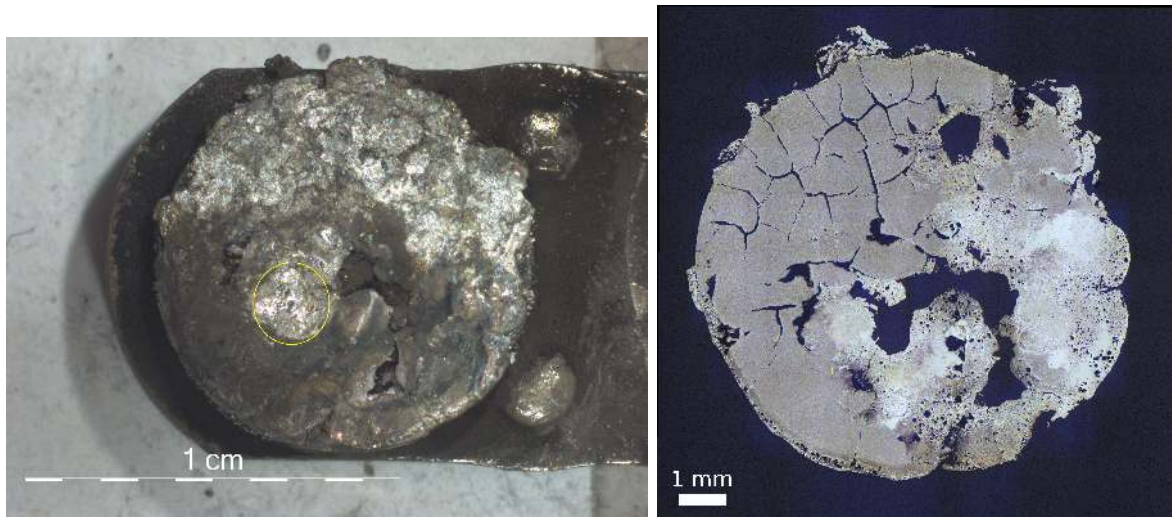
Figure 3.48 – Analyse chimique d'un profil à travers la zone de soudure supposée.



(a) grandes cupules

(b) petites cupules

Figure 3.49 – Observaion des cupules dans la zone présumée de soudure.



(a) localisation de la soudure à l'optique

(b) la coupe révèle de multiples zones de soudures potentielles

Figure 3.50 – Observations de la surface et d'un plan parallèle à la surface, d'un contact ayant subi une soudure à 333 000 cycles, ici pastille mobile de la phase trois.

ses zones mate et brillante, observé à l'optique. Une plage d'argent prend environ presque la moitié de la surface de la pastille. La soudure aurait donc pu se produire aussi à un autre endroit. Maintenant que nous avons une idée des endommagements en surface, nous avons procédé à des observations en volume des pastilles de contact.

Évolution du matériau dans le volume

Des coupes des pastilles, effectuées orthogonalement à leur surface, observées dans la précédente section sont présentées [figure 3.51](#). On observe une érosion des pastilles ainsi que l'apparition et le développement de bosses en argent, pas nécessairement au centre des pastilles, conduisant a priori à la soudure des contacts comme vu précédemment. Nous observons aussi des fissures verticales, allant moins profond que dans les essais simplifiés où les conditions sont plus sévères.

La [figure 3.52](#) représente une synthèse des endommagements observés sur les coupes. Nous pouvons y observer des mesures d'érosion par la perte de la hauteur maximale, des mesures où l'épaisseur de démixtion est maximale et des longueurs de fissures. On gardera à l'esprit que ces mesures dépendent de la zone de coupe. L'épaisseur de la pastille diminue au fil des arcs. On note aussi un léger gonflement à 80 000 cycles. La variation d'épaisseur mesurée sur chaque coupe de pastille semble cohérente avec la variation d'épaisseur présentée en [figure 3.40](#) sur la phase 3. Pour rappel, cette dernière est mesurée sur deux contacts par phase, la perte y est au moins deux fois supérieure. Les longueurs mesurées des fissures sont dans la gamme 400–600 μm . L'épaisseur de la démixtion qui croît de 0 à 333 000 cycles, chute brutalement après cette dernière valeur. Ceci est sans doute dû à un arrachement de matière.

À l'instar de zones de cratères de certains rivets d'essai électrique simplifiés, nous avons effectué une analyse EBSD sous la zone de soudure dans la coupe, voir [figure 3.53](#). Il s'avère qu'il existe aussi des grains de solidifications. La zone est beaucoup plus chaotique que pour le cas d'un arc unique puisqu'elle a connu de multiples cycles de refusion-resolidification.

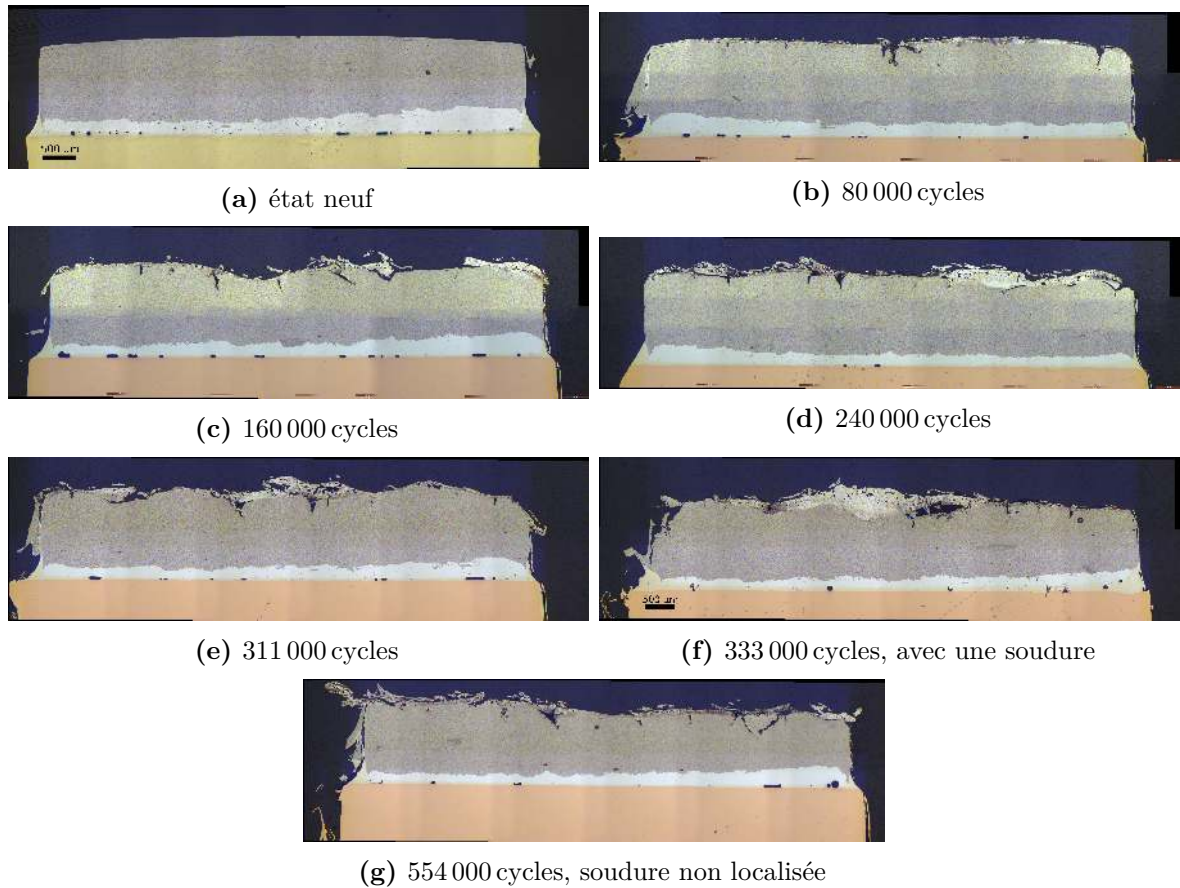


Figure 3.51 – Coupes métallographiques de contacts ayant subi différents nombres de cycles (phase 3).

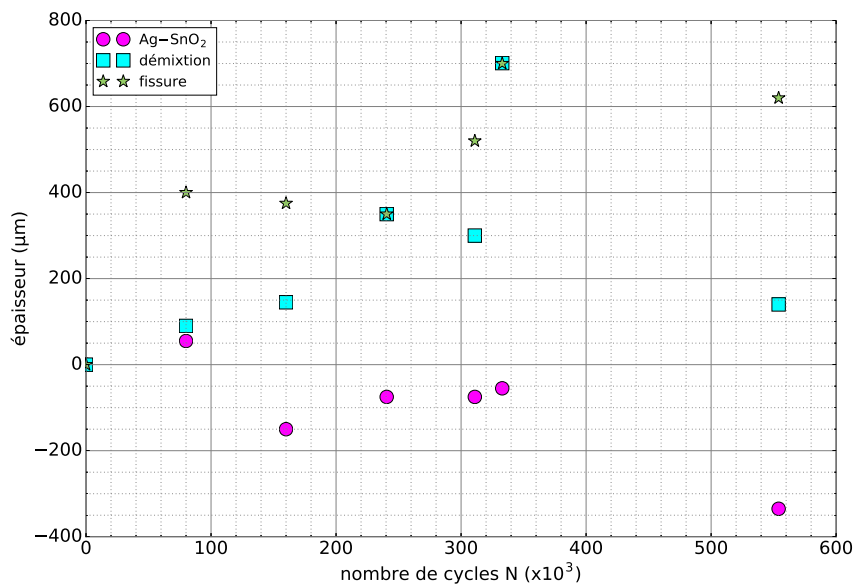


Figure 3.52 – Évolution de l'épaisseur des endommagements en fonction du nombre de cycles relevé sur les coupes présentées en figure 3.41 ; en rose, l'évolution de l'épaisseur moyenne de la pastille ; en bleu, l'épaisseur maximale de démixtion ; en vert, les longueurs maximales de fissures.

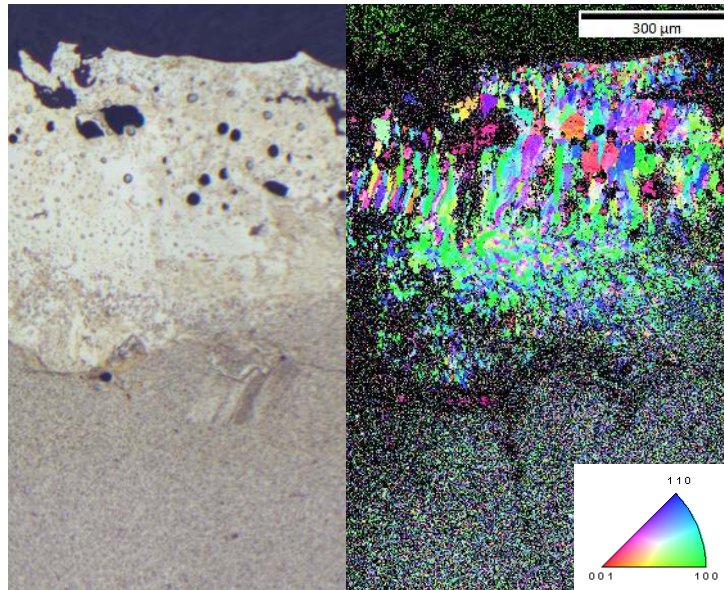


Figure 3.53 – Analyse EBSD dans l'épaisseur se situant sous la zone soudée ; les tailles des grains par rapport à l'état initial indiquent que la zone a bien été fondue puis solidifiée (pastille ayant subi 333 000 cycles).

Proposition d'une méthode permettant de corréler concentration et micro-dureté

L'objectif ici est de voir s'il existe une corrélation entre la concentration locale en SnO_2 et la micro-dureté. En se référant à la [figure 3.48](#), passer d'un matériau à l'état initial à une zone de soudure laisse supposer une forte baisse de concentration en SnO_2 . Dans ce qui suit, nous tentons d'abord de mesurer les variations de concentrations au cours des cycles. Afin de mesurer les concentrations locales en SnO_2 , en particulier dans les couches endommagées, nous avons observé tour à tour certaines coupes de pastilles au MEB (S-FEG FEI NOVA NanoSEM 450) avec les électrons rétrodiffusés. La tension d'accélération est de 10 kV, la distance de travail de 5,3 mm et le grandissement de 2500. Nous choisissons des zones paraissant uniforme en concentration à ce grandissement. Nous montrons un exemple de quatre zones sur une pastille ayant subi 80 000 arcs, voir [figure 3.54](#). En comparaison avec une zone à l'état initial sont présentées une zone où la démixtion paraît maximale, une zone affectée thermiquement et une zone apparaissant comme saturée en oxyde SnO_2 . Chaque zone noire est une particule d'oxyde ou parfois un pore. Nous avons voulu mesurer la concentration locale en oxyde. Pour cela, nous avons trié et compté les pixels suivant leur couleur. Avec ces images, nous comptons le nombre de pixels et nous les classons suivant leur couleur : 0 pour noir, 1 pour blanc. En jouant sur le contraste et la brillance nous nous arrangeons pour que les pics soient bien distincts les uns des autres. La matrice en argent apparaît en blanc, elle forme un pic de type gaussien entre 0,66 et 1. Les particules de SnO_2 apparaissent en gris et forment aussi un pic gaussien entre 0,33 et 0,66. Les particules de CuO et les pores forment un plateau dans la partie entre 0 et 0,33. L'analyse d'image donne un exemple de résultat suivant en [figure 3.55](#). Pour corréler ces données avec de la microdureté, nous avons effectué des indents Vickers à 25 g au milieu de chaque zone. L'évolution de la concentration surfacique d'oxyde SnO_2 en fonction de la microdureté est présentée en [figure 3.56](#). En supposant que les particules soient sphériques et réparties uniformément dans la zone étudiée, une manière d'estimer la

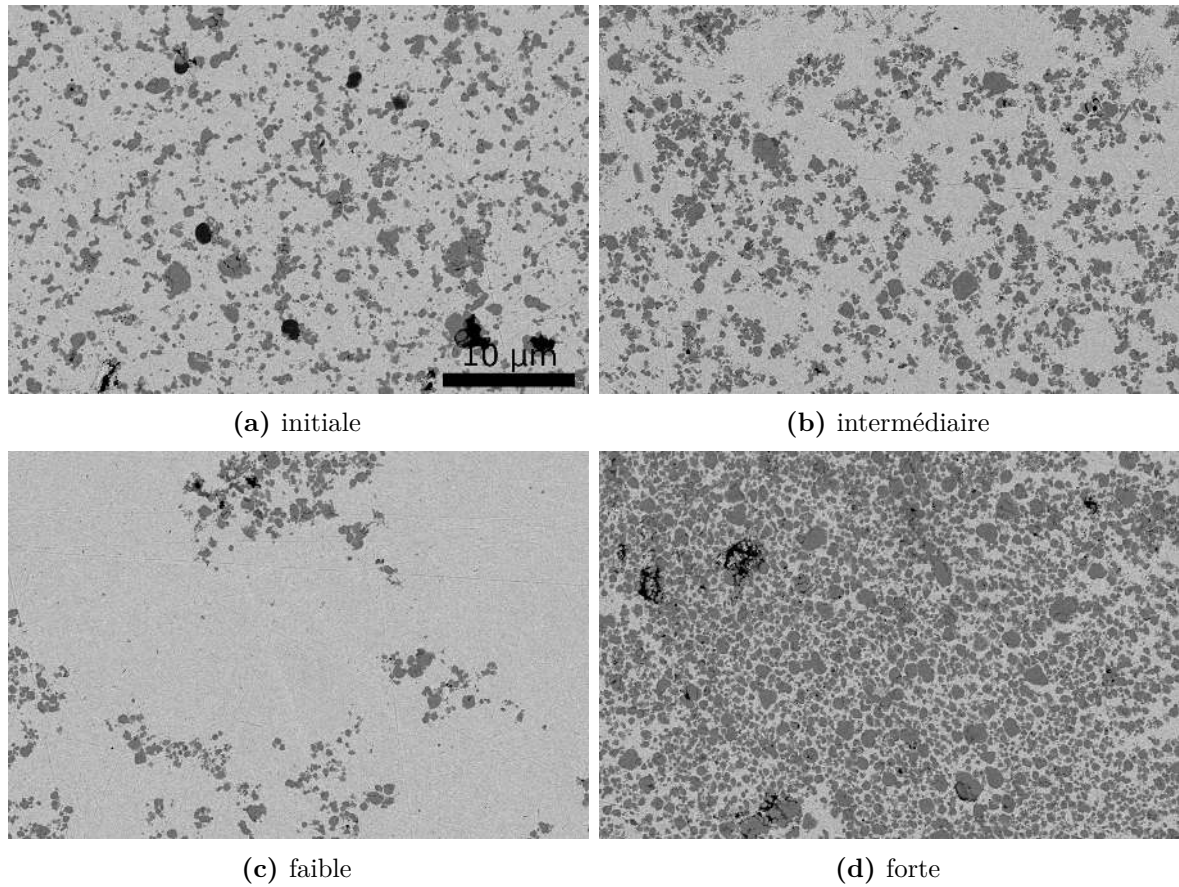


Figure 3.54 – Répartition de particules de SnO_2 des zones endommagées caractérisées au MEB par électrons rétrodiffusés sur une pastille ayant subi 80 000 cycles.

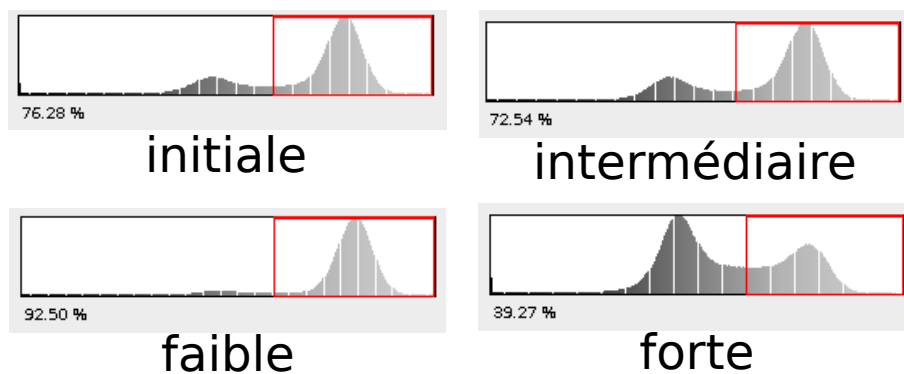


Figure 3.55 – Nombre de pixels obtenus dans les zones observées en fonction de leur couleur ; le rectangle rouge, dont la limite gauche se trouve au milieu des deux pics, symbolise la fraction de pixels du pic d'argent ; le pourcentage indiqué en bas à gauche est le pourcentage d'argent.

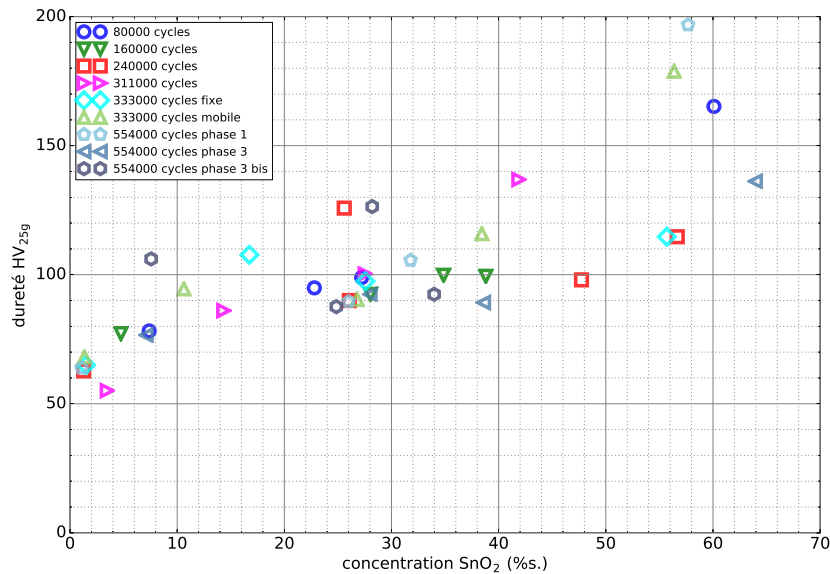


Figure 3.56 – Relation entre microdureté et concentration surfacique obtenue par analyse d'image

fraction volumique de ces oxydes serait d'utiliser la relation suivante :

$$\varphi^{3D} = \frac{4\pi}{3} \left(\frac{\varphi^{2D}}{\pi} \right)^{3/2} \quad (3.1)$$

Où l'on a :

φ^{3D} fraction volumique
 φ^{2D} fraction surfacique

On observe une certaine corrélation. Nous notons aussi que dès 80 000 cycles, les concentrations extrêmes sont atteintes. La [figure 3.57](#) présente une cartographie des indentations effectuées sous la soudure. On observe les mêmes ordres de grandeur par rapport aux zones endommagés sur des coupes de rivets d'essais électriques simplifiés. Nous notons aussi une surconcentration d'oxydes dans la zone fondue près d'une fissure horizontale, traduite par une microdureté plus élevée.

3.3 Conclusion concernant la caractérisation de l'endommagement des pastilles de contact

Deux types d'essais ont été réalisés en vue d'étudier l'endommagement des électrodes. Le premier type (sur machine «Saturne») a permis d'étudier l'effet de l'arc d'ouverture. Le deuxième type d'essai a été réalisé selon la norme AC-3 et a donc également mis en jeu des arcs à la fermeture (avec rebonds). Dans le premier cas les endommagements ont été étudiés selon divers «axes» :

- l'étude de l'effet d'un arc unique,
- l'étude de l'effet de plusieurs arcs.

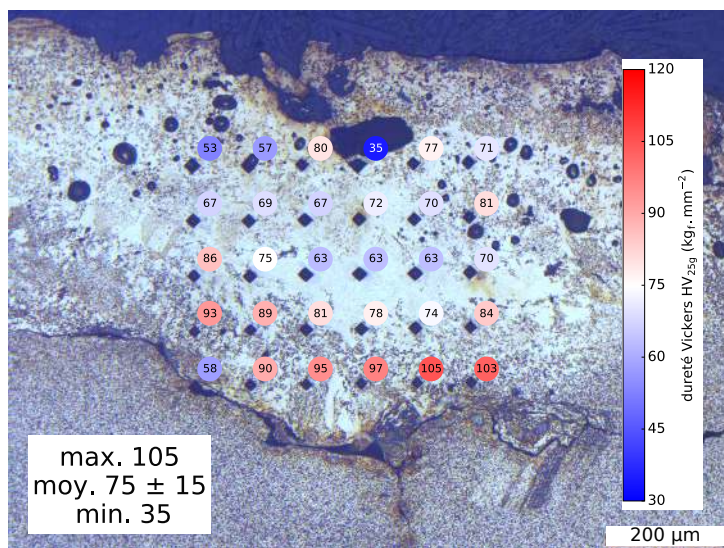


Figure 3.57 – Cartographie de microdureté dans l'épaisseur sous la zone de soudure

Dans le cas d'un arc unique les effets sur la topologie de surface ont été estimés à l'aide d'observations au microscope et au profilomètre optique 3D. Des profils de cratère, provenant d'arcs d'intensités de courant et de polarités différentes, ont été observés ainsi que des bilans volumiques. L'évolution de la composition chimique de surface après un arc a mis en évidence l'apparition d'hétérogénéités dès le premier arc. Les hétérogénéités sont plus fortes à la cathode qu'à l'anode avec une apparition de zones concentrant l'argent au niveau des bourrelets et l'oxyde d'étain à l'extérieur de ceux-ci. Une analyse en profondeur a permis par ailleurs de mettre en évidence un changement de structure dans les coupes métallographiques. Ce changement a été attribué à la fusion-solidification du matériau. Il est remarquable de noter que la quantité de métal fondu est très importante par rapport au volume des cratères. Ceci peut être attribué à la viscosité importante de Ag-SnO_2 en phase «liquide» (cf. film réalisé pendant la thèse de Devautour [34]).

Dans le cas de plusieurs arcs (jusqu'à 50 000 arcs) l'endommagement a été caractérisé par divers paramètres tels que la perte d'épaisseur des pastilles, la perte de masse, l'épaisseur fondue, la profondeur des fissures, l'épaisseur des flaques d'argent (démixtion). La majorité des essais furent réalisés à 300 A. Après un gonflement des pastilles durant les 10 000 premiers arcs, attribués à la présence de bulles à la surface, on a ensuite observé une perte d'épaisseur liée au départ de «fragments» et ou de gouttelettes. Aux alentours de 1 000 arcs on a aussi observé l'apparition de fissures dont la profondeur augmente avec le nombre d'arcs. Les études en coupe ont également permis d'étudier la démixtion au fil des tirs. L'extension de la zone de démixtion croît aussi avec le nombre d'arcs tout en s'étendant moins profondément que les fissures. Au fil des arcs des zones enrichies et appauvries en argent apparaissent. Des mesures de microduretés réalisées sur du matériau ainsi vieilli montre une augmentation de la dispersion de la dureté par rapport au matériau neuf avec une dureté nettement diminuée dans les zones enrichies en argent sans pour autant atteindre les valeurs correspondant à celles de l'argent pur.

Les essais en conditions AC-3 ont été réalisés pour des intensités plus faibles. De nouveaux phénomènes interviennent : soufflage de l'arc vers l'extérieur des pastilles et arcs au rebond. Les endommagements furent caractérisés à différents stades de «cyclage»

(jusqu'à 550 000 cycles) sur 10 contacteurs (trois phases chacun). Les mêmes moyens d'analyse ont été mis en œuvre pour caractériser l'endommagement. Fait intéressant, parmi les 10 contacteurs 3 ont «défailli» par soudure. Les observations ont permis de voir que les zones de soudure correspondaient à des zones enrichies en argent. Nous avons également pu observer des zones enrichies en oxyde d'étain. Afin de quantifier la concentration d'oxyde d'étain, nous avons mesuré la concentration surfacique sur des photographies prises au MEB. Nous avons également relié à ces endroits la concentration surfacique à la micro-dureté. La corrélation entre ces deux mesures présente une dispersion due au fait que des particules peuvent se trouver sous la surface. En ce qui concerne les cartographies de micro-dureté dans la zone de soudure, bien que cette dernière semble présenter une concentration élevée d'argent, les mesures présentent une grande variabilité et elles sont loin de la dureté de l'argent pur.

Chapitre 4

Estimation du bilan de puissance aux électrodes

4.1 Introduction

Une des données d'entrée indispensable en vue de modéliser l'évolution métallurgique et l'usure de la pastille de contact est l'estimation d'un bon ordre de grandeur de la puissance et de la densité surfacique de puissance reçues par les pastilles de contacts au cours d'un arc. En effet, non seulement l'érosion des pastilles de contact va directement dépendre de l'énergie reçue (et de la distribution spatiale et temporelle de cette énergie), mais les contraintes thermomécaniques susceptibles de générer des fissures sont aussi déterminées par la distribution de température au sein du matériau et donc par le bilan de puissance aux électrodes. Ce chapitre est dédié à l'estimation de ce bilan de puissance en vue de servir de donnée d'entrée au code Z-set [35]. Dans un premier temps, nous décrirons l'approche choisie pour exprimer le bilan de puissance aux électrodes. Pour cela nous rappellerons les différentes échelles d'observation et de modélisation du pied d'arc rencontrées dans la littérature. La justification du choix d'une approche macroscopique des interactions arc-électrodes ainsi que l'expression du bilan de puissance sera ensuite justifiée.

Dans une deuxième partie nous comparerons deux méthodes proposées pour estimer le bilan de puissance dans le cas d'une géométrie de pastille de contact correspondant aux électrodes utilisées sur la machine Saturne. La première méthode, proposée il y a quelques années et appliquée alors au cas d'électrodes en cuivre [36], est basée sur l'utilisation conjointe d'observations faites en profilométrie 3D et d'une modélisation des phénomènes thermiques dans l'électrode. Elle sera ici appliquée au cas de Ag-SnO₂. La seconde méthode est, quant à elle, basée sur les observations faites en EBSD qui ont permis d'estimer la zone fondue par l'arc. Là encore, les observations associées à la modélisation ont permis de caractériser la puissance et la densité surfacique de puissance apportées aux électrodes. L'influence de divers paramètres sur ce bilan de puissance est présentée à la fin de cette partie.

Dans une troisième partie une autre méthode est présentée. Dans ce cas, nous nous sommes appuyés sur une mesure de température de l'électrode proche de l'arc. La difficulté de réaliser cette mesure en surface de l'électrode nous a poussé à changer sa géométrie. Nous avons ainsi choisi une électrode très fine en vue de mesurer la distribution de température

sur la face arrière à l'aide d'une caméra infrarouge à faible temps de pose. Après avoir décrit le dispositif expérimental et la méthode, un exemple de dépouillement (là encore à l'aide d'une modélisation de l'échauffement) est présenté en détail. Une synthèse de plusieurs essais est ensuite présentée pour diverses polarités et différentes intensités de courant d'arc.

Dans la quatrième partie, dans la même configuration que précédemment, nous avons observé, à l'aide d'une caméra rapide, l'évolution du rayon de fusion au dos de l'électrode fine. Ceci nous a permis de proposer une quatrième méthode en vue d'estimer le bilan de puissance.

4.2 Proposition d'une approche pour décrire le bilan de puissance aux électrodes

4.2.1 Introduction

De nombreux travaux ont été réalisés concernant le bilan de puissance aux électrodes. Ces travaux concernent aussi bien les électrodes en matériaux réfractaires (W, Hf,...) que les matériaux d'électrode à bas point de fusion (Cu, Ag,...), matériaux plus particulièrement utilisés dans les appareils de «coupure» au sens large. Il existe différentes façons d'aborder le sujet, par l'expérience ou par la modélisation, et l'ensemble des travaux réalisés fait apparaître une très grande disparité dans les paramètres essentiels qui gouvernent le bilan de puissance. Par exemple les valeurs proposées pour la densité de courant au niveau de la cathode s'étalent sur plus de quatre ordres de grandeur pour un arc électrique entre deux électrodes en cuivre dans l'air à pression atmosphérique. Il en va de même pour les valeurs de la densité surfacique de puissance apportée aux électrodes. Quant à la puissance apportée par l'arc aux électrodes, les valeurs proposées dans la littérature sont bien évidemment moins dispersées, puisqu'elle est «limitée» (sauf cas particulier) à la puissance dissipée dans la totalité de l'arc lui-même, c'est-à-dire à la valeur $U_{\text{arc}} \cdot I_{\text{arc}}$ (avec U_{arc} la tension d'arc et I_{arc} l'intensité du courant dans l'arc).

En première partie de ce texte (paragraphe 4.2.2), nous montrerons deux approches possibles utilisées classiquement pour décrire de façon qualitative les interactions entre l'arc électrique et les électrodes. Il s'agit d'une part d'une vision au plus près des phénomènes physiques (approche microscopique), qui requiert des échelles de temps et d'espace particulièrement fines, et d'autre part d'une approche plus macroscopique, qui non seulement semble plus adaptée au type de problématique (en termes de temps et distance caractéristiques) mais qui correspond aussi à la résolution des outils expérimentaux qui seront mis en œuvre.

En deuxième partie (paragraphe 4.2.3), nous rappelons les phénomènes physiques se déroulant à l'échelle microscopique qui contribuent à l'échauffement des électrodes. Une discussion critique quant à la possibilité de les quantifier est également proposée.

La troisième partie (paragraphe 4.2.4) est dédiée à la description de l'approche macroscopique d'une part en termes de méthodologie – approche purement de modélisation ou approche mixte mettant en jeu expérience et modélisation – et d'autre part en termes de

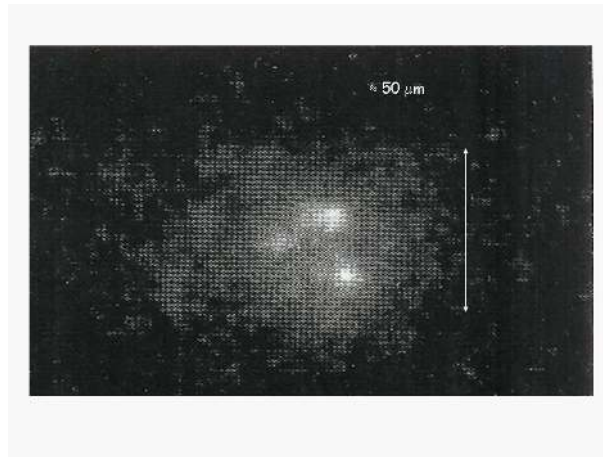


Figure 4.1 – Exemple de trois microspots observés par Jüttner [37].

description des paramètres du bilan de puissance.

4.2.2 Deux approches pour décrire les interactions arc–électrodes

La zone d’«attachement» de l’arc à l’électrode est une zone dont la physique est très complexe. Depuis plusieurs dizaines d’années de nombreux auteurs se sont attachés à observer et à décrire cette zone particulière de transition entre le solide (ou le liquide) et le plasma et ce plus particulièrement pour l’interaction arc/cathode. Les études expérimentales effectuées dans le vide aux échelles spatiale et temporelle les plus fines ont été effectuées par Jüttner [37]. Elles ont consisté en l’observation de cette zone à l’aide d’une caméra ultra-rapide dans le cas d’arc de courte durée (par rapport aux durées d’arc qui nous concernent) dans le vide. L’échelle spatiale est inférieure au micromètre et l’échelle temporelle inférieure à la microseconde. Jüttner a ainsi proposé un classement des différentes structures observées en fonction de divers paramètres qui sont la durée de vie de la structure, l’intensité du courant associé et une dimension caractéristique. Il distingue trois catégories :

- le spot cathodique (appelé structure de type A) caractérisé par une intensité de l’ordre de 50 à 100 A et un rayon de l’ordre de 50 à 100 μm ayant une durée de vie de l’ordre de 20 μs .
- le fragment ou microspot (appelé structure de type B) dont le diamètre est de l’ordre de 10 à 20 μm , l’intensité caractéristique de l’ordre de 20 A et la durée de vie de l’ordre de 10 à 20 ns.
- la «cellule» ou sous-fragment (appelée structure de type C) caractérisée par des intensités inférieures à 5 A et des diamètres de moins de 5 μm . La durée de vie d’une telle structure n’est pas précisée mais est inférieure à la dizaine de nanosecondes.

Un exemple d’image de fragment (structure de type B) observé par Jüttner est présenté en [figure 4.1](#). C’est ce qui sera appelé par la suite la description microscopique des interactions entre l’arc et les électrodes.

Par ailleurs, quand la pression augmente, de nombreuses études, à caractère plus applicatif, concernent essentiellement des arcs dont la durée varie de quelques centaines de microsecondes à quelques secondes (ou beaucoup plus). Dans ces conditions de pression, la structure fine en microspots n’existe pas. Ceci est illustré sur la [figure 4.2](#), qui montre deux images extraites de films réalisés en cinématographie rapide [38]. Sur la [figure 4.2a](#)

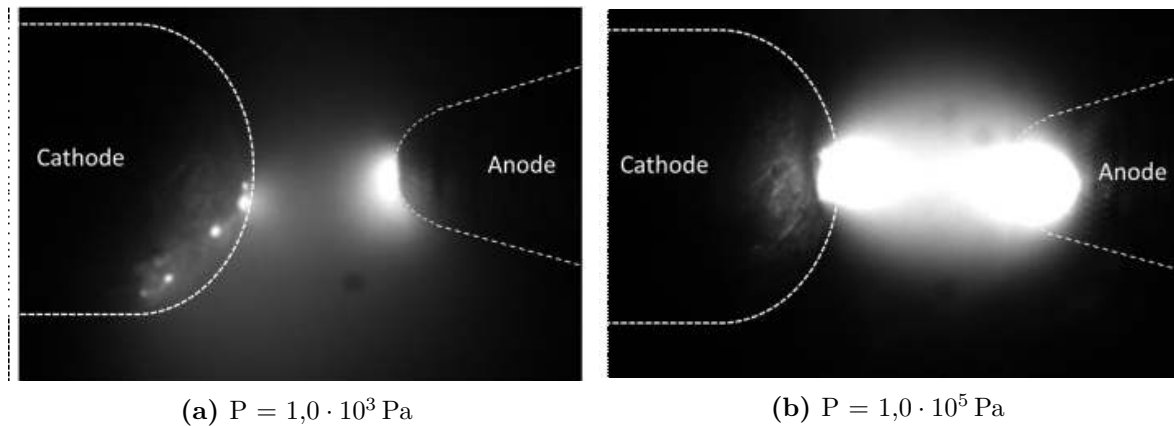


Figure 4.2 – Observation de la surface d’une cathode en cuivre à l’aide d’une caméra rapide où $I_{\text{arc}} = 20 \text{ A}$ sous deux pressions différentes.

(pour une pression de $1,0 \cdot 10^3 \text{ Pa}$) on aperçoit sur la cathode plusieurs microspots. Sur la [figure 4.2b](#) (à pression atmosphérique), on aperçoit plutôt une structure de dimension macroscopique (le pied d’arc cathodique). Dans les deux cas, les électrodes sont en cuivre, l’intensité du courant d’arc vaut environ 20 A , et le temps de pose de la caméra est le même. Demeurent alors des «marques» d’interaction macroscopique (apparition de cratères macroscopiques, observation d’une zone macroscopique fondue en surface,...). À titre d’exemples, les figures [4.3](#) à [4.5](#) présentent :

- une photographie extraite d’un film en cinématographie rapide [\[34\]](#) (6000 images/seconde), [figure 4.3](#), sur laquelle nous pouvons distinguer une zone de métal fondu durant l’arc dont la taille est de l’ordre du millimètre ;
- une photographie de la surface d’une électrode après un arc sur laquelle nous pouvons observer des vagues de métal fondu figées, [figure 4.4](#). Ces vagues ont, elles aussi, des tailles de l’ordre du millimètre, mettant ainsi en évidence une organisation «macroscopique» des mouvements de métal fondu ;
- une image réalisée au profilomètre optique 3D d’un cratère créé par l’action d’un arc, [figure 4.5](#) [\[39\]](#). On observe ici que celui-ci a un diamètre de l’ordre de $2,4 \text{ mm}$. Ceci nous montre que les interactions entre l’arc et les électrodes semblent bien avoir un caractère macroscopique et qu’à cette échelle macroscopique ces interactions ont de plus un aspect «organisé» qui apparaît dans le caractère axisymétrique du cratère lui-même et du métal «éjecté» sur son bord.

Dans notre cas, nous avons utilisé la notion de «pied d’arc» pour décrire de façon macroscopique les interactions entre l’arc et l’électrode. Cette vision macroscopique du pied d’arc, associée à une notion de zone d’érosion, ayant elle aussi des dimensions du même ordre de grandeur, semble en effet adaptée. Elle n’a aucunement pour but de remettre en cause une quelconque description microscopique proposée par ailleurs, mais elle représente, de notre point de vue, d’une part une réalité physique observable (cratères macroscopiques,...) et d’autre part une approche et un outil pratique.

4.2.3 Retour sur les phénomènes physiques à l’échelle microscopique : bilan de puissance

Dans cette partie nous allons décrire les phénomènes physiques qui contribuent, à l’échelle microscopique, à l’échauffement des électrodes.

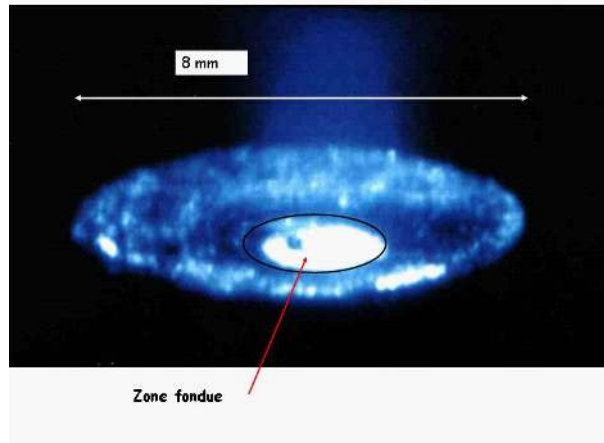


Figure 4.3 – Image de la surface d’une électrode soumise à un arc électrique – Cinématographie laser rapide (6000 images/seconde) - Photographie extraite d’un film – Mise en évidence d’une zone macroscopique fondue.



Figure 4.4 – Image de la surface d’une électrode soumise à un arc électrique – Observation *a posteriori* – Mise en évidence de mouvements de métal fondu à l’échelle macroscopique.

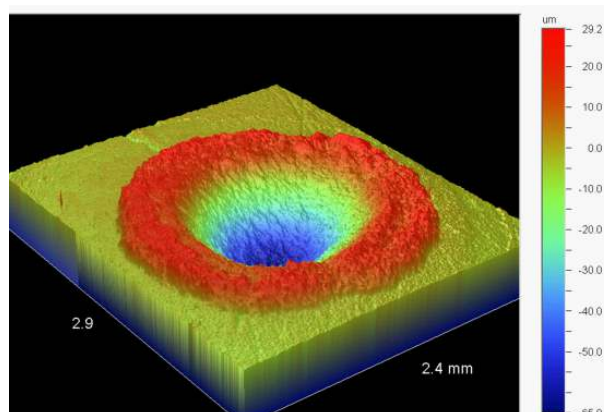


Figure 4.5 – Image obtenue au profilomètre optique 3D d’une surface soumise à un arc électrique – Observation *a posteriori* – Mise en évidence d’un cratère de taille macroscopique.

Cas de la cathode

L'échauffement a plusieurs origines :

- les électrons (émis et rétro-diffusés). La densité surfacique de puissance apportée par les électrons émis (notée Q_{ee}) à la cathode s'écrit usuellement au niveau de chacun des microspots sous la forme :

$$Q_{ee} = J_e F_N \quad (4.1)$$

où J_e est la densité de courant émise, qui dépend principalement de la température de la surface, du champ électrique local et du matériau. Pour les matériaux à point de fusion élevé (tungstène par exemple) l'émission est principalement thermo-ionique (champ faible, température élevée). Pour les matériaux tels que le cuivre ou l'argent par exemple, l'émission se fait par effet de champ (sortie des électrons du métal par effet tunnel). Le terme F_N s'appelle le potentiel Nottingham. Il peut être positif ou négatif et dépend de la valeur moyenne de l'énergie des électrons émis. Il apparaît donc que l'émission électronique à la cathode peut contribuer à chauffer ou à refroidir celle-ci ;

- les ions qui bombardent la cathode et qui peuvent se neutraliser à proximité de la surface. Les ions cèdent alors une part de leur énergie cinétique à la surface et aussi une part de leur énergie potentielle lors des processus d'ionisation. Usuellement [40], cette densité surfacique (notée Q_i) s'exprime souvent sous la forme suivante :

$$Q_i = (1 - \alpha)(\varepsilon U_c + V_i - \Phi_0)J \quad (4.2)$$

où α est la fraction de courant électronique (par rapport au courant total), ε est la fraction d'énergie cinétique cédée par les ions lors du bombardement de la surface, U_c la chute de tension à proximité de la cathode, V_i le potentiel d'ionisation du gaz plasmagène, Φ_0 le travail de sortie de la cathode et J la densité de courant dans le microspot ;

- les espèces neutres qui bombardent la surface et qui elles aussi peuvent lui céder une part de leur énergie cinétique ainsi que de l'énergie provenant des divers phénomènes (excitation, ionisation, etc) qui se produisent aux abords de la surface ;
- le rayonnement du plasma ;
- les diverses réactions chimiques qui peuvent se produire en surface ;
- le chauffage par effet Joule.

Cas de l'anode

Le chauffage de l'anode a lui aussi plusieurs origines :

- les espèces neutres qui bombardent la surface ;
- les électrons qui bombardent la surface ;
- le rayonnement du plasma ;
- les diverses réactions chimiques qui peuvent se produire en surface ;
- le chauffage par effet Joule.

Discussion

Il existe de nombreuses incertitudes dans l'évaluation de certains termes qui interviennent dans le bilan de puissance. Nous pouvons évoquer quelques exemples :

- l’expression théorique de la puissance apportée à la cathode par les ions est obtenue sous couvert de certaines hypothèses discutables. En effet, la zone de charge d’espace localisée juste devant la cathode est considérée, pour exprimer le flux d’ions bombardant la cathode, comme étant dénuée de collisions entre les différentes espèces (ions, électrons. . .). Cependant il a été montré [41, 42] que dans les 2-3 derniers nm devant la surface, il existe de nombreuses interactions entre les ions, les espèces neutres et les électrons secondaires émis du fait de la présence même de ces particules. Lors de ces interactions, l’énergie des ions par exemple est particulièrement modifiée. Par ailleurs il a aussi été montré que lors de la neutralisation finale des ions en surface de la cathode par effet Auger, le bilan de puissance résultant de cette neutralisation est très différent de l’expression de Q_i donnée précédemment ;
- la contribution des ions et des espèces neutres à l’émission électronique secondaire évoquée au paragraphe précédent n’est jamais prise en compte dans les descriptions microscopiques habituelles alors que le courant électronique émis du fait de ces interactions est loin d’être négligeable vis-à-vis de l’émission électronique primaire ;
- d’autres phénomènes sont particulièrement complexes à décrire, comme notamment l’estimation de la puissance «apportée» aux électrodes par réaction chimique en surface des électrodes. On peut citer deux exemples [43, 5] mettant en jeu des électrodes en aluminium et des électrodes en tungstène respectivement. Il a été vu lors de ces deux études que des réactions exothermiques pouvaient avoir lieu et contribuer fortement au chauffage de l’électrode ;
- le rayonnement du plasma (et de l’électrode) et notamment la contribution du rayonnement à l’échauffement constitue encore aujourd’hui un problème particulièrement ardu et reposant sur de nombreuses hypothèses [44, 45] (géométrie du plasma d’arc) et dépend notamment de l’épaisseur du plasma et surtout de son caractère optiquement mince (ou pas).

La densité de courant émise à la cathode apparaît dans le bilan de puissance comme un paramètre essentiel (il en va de même de la densité de courant ionique qui bombarde aussi la cathode). L’estimation de cette grandeur est, d’un point de vue théorique, complexe à obtenir, notamment du fait de la difficulté à estimer l’émission secondaire. De nombreuses valeurs ont été proposées dans le cadre d’une description microscopique du microspot. Les divers auteurs de travaux de modélisation [46, 47, 48, 49, 50] proposent des valeurs couvrant la gamme de $5 \cdot 10^9 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$ à quelques $10^{11} \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$. Pour ce qui concerne la densité surfacique de puissance apportée au niveau des microspots, les modélisations donnent des valeurs dans la gamme de $2 \cdot 10^{10} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ à plus de $10^{12} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. Ainsi, il apparaît qu’une estimation quantitative précise de la puissance et de la densité surfacique de puissance apportée aux électrodes est une étape particulièrement complexe qui nécessiterait de nombreux travaux notamment dans le domaine des interactions particules/surface.

4.2.4 Le bilan de puissance à une échelle macroscopique

Dans l’application qui nous intéresse, les arcs auxquels nous serons confrontés ont des durées très supérieures au temps de vie d’un microspot et des intensités bien supérieures à celle d’un microspot. Réaliser une modélisation de l’échauffement d’une électrode sur une durée de quelques millisecondes et sous l’action de plusieurs microspots dont la durée de vie est de l’ordre de 10 ns et dont par ailleurs il faut décrire le «mouvement» est une tâche particulièrement ardue en termes de temps de calcul et de mémoire. Si, dans le vide, Jüttner [37] a proposé une loi permettant de décrire le déplacement «aléatoire» des

microspots, à pression plus élevée aucune proposition de loi n'a été faite jusqu'alors, du fait notamment des difficultés d'observation. Il existe des démarches pour gérer ces différentes échelles temporelles et spatiales. Des travaux [51] ont été entrepris il y a quelques années en vue d'essayer d'estimer quel type d'échauffement un ensemble de microspots dont la durée de vie est de l'ordre de 10 à 20 ns génère en un temps de l'ordre de quelques dizaines de microsecondes. Les premiers résultats, qui doivent être confirmés de façon statistique (mais chaque calcul requiert 2 à 3 semaines), laissent penser qu'il y a une diminution d'un ordre de grandeur dans la densité surfacique de puissance quand on passe du microspot (structure de type B – temps caractéristique de 10 ns) au spot cathodique (structure de type A – temps caractéristique 20 μ s). Il faudra ensuite passer à l'échelle de la milliseconde.

Ainsi paraît-il judicieux d'adopter une approche «macroscopique» c'est-à-dire une approche qui se situe non plus à l'échelle spatiale des microspots (quelques micromètres) mais à l'échelle du «pied d'arc» (millimètre) et dont les constantes caractéristiques ne sont plus de l'ordre de 10-20 ns mais correspondent à des durées susceptibles d'engendrer un échauffement de l'électrode à l'échelle temporelle du pied d'arc (de l'ordre de la dizaine de microsecondes). Il reste cependant nécessaire de déterminer les caractéristiques des flux de puissance reçus par les électrodes pour ces échelles de temps et d'espace.

Deux approches macroscopiques du bilan de puissance peuvent être envisagées :

- une première approche, qui vise à déterminer théoriquement les caractéristiques du flux de puissance. Cette approche, très souvent utilisée pour modéliser des arcs en régime stationnaire [52, 53, 54, 55] (torche de découpage ou soudage, arc dans l'argon...) requiert de connaître les températures des différentes espèces (ions, espèces neutres, électrons) à proximité des zones cathodiques et anodiques et présente l'inconvénient de proposer des valeurs pour les flux de puissance qui sont souvent indépendantes du matériau d'électrode. À notre connaissance de tels modèles sont principalement mis en œuvre pour des arcs en régime permanent (bien souvent dans l'argon) et des électrodes ayant une température de fusion élevée (W ou Hf) ;
- une seconde approche, qui vise à déterminer indirectement les caractéristiques des principaux paramètres intervenant dans le bilan de puissance. Ceux qui paraissent jouer un rôle important sont la densité de courant dans le pied d'arc, la puissance et la densité surfacique de puissance apportée aux électrodes. C'est cette approche macroscopique du bilan de puissance qui fait l'objet de notre choix et dans la suite nous allons détailler le formalisme très simple qui lui correspond.

Présentation du formalisme et des hypothèses

L'approche a déjà été utilisée par plusieurs auteurs [56, 48, 57, 58]. Dans son formalisme, elle décrit l'effet des phénomènes physiques qui interviennent à l'échelle microscopique sans les introduire explicitement. Le flux de puissance est caractérisé par deux grandeurs :

- une «tension» équivalente $V_{\text{éq}}$ (en «W/A» ou V) telle que $P = I_{\text{arc}} V_{\text{éq}}$, où P est la puissance apportée aux électrodes par l'arc, I_{arc} l'intensité de l'arc ;
- une densité surfacique de puissance Q (en $\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$) telle que $Q = J V_{\text{éq}}$ où J est la densité de courant dans le pied d'arc.

D'une manière générale on aura les deux relations :

$$P = I_{\text{arc}} V_{\text{éq}} \quad (4.3)$$

$$Q(r) = J(r)V_{\text{éq}} \quad (4.4)$$

avec I_{arc} l'intensité du courant d'arc, $V_{\text{éq}}$ la tension équivalente et $J(r)$ la densité de courant «apparente» qui peut être fonction de la position. Le but de la démarche sera donc d'estimer les deux paramètres $V_{\text{éq}}$ et $J(r)$. Dans bien des cas, $V_{\text{éq}}$ est pris constant. Cependant Benilov *et al.* [59, 60] proposent une évolution de $V_{\text{éq}}$ au cours de l'arc. Dans la suite, on notera P_c (respectivement P_a), Q_c (respectivement Q_a) et $J_c(r)$ (respectivement $J_a(r)$) la puissance apportée par l'arc à la cathode (respectivement à l'anode), la densité surfacique de puissance apportée par l'arc à la cathode (respectivement à l'anode) et la densité de courant apparente dans le pied cathodique (respectivement anodique).

Une première hypothèse simple que nous ferons dans certains cas consiste à considérer que la densité de courant dans le pied d'arc est uniforme. Dans ces conditions on écrira :

$$J(r) = J_0 \text{ et } Q(r) = Q_0 \quad (4.5)$$

avec :

$$Q_0 = V_{\text{éq}}J_0 \quad (4.6)$$

En notant a le rayon de pied d'arc, on aura :

$$I_{\text{arc}} = \pi a^2 J_0 \quad (4.7)$$

On peut aussi envisager que la densité de courant dans le pied d'arc ne soit plus uniforme et que $J(r)$ prenne la forme d'une gaussienne. Dans ces conditions on écrira :

$$J(r) = J_{\text{max}} \exp\left(-\frac{r^2}{a^2}\right) \quad (4.8)$$

$$Q(r) = Q_{\text{max}} \exp\left(-\frac{r^2}{a^2}\right) \quad (4.9)$$

avec :

$$Q_{\text{max}} = V_{\text{éq}}J_{\text{max}} \quad (4.10)$$

Le paramètre a , qui donne un bon ordre de grandeur de la taille du pied d'arc, sera défini par :

$$I_{\text{arc}}(t) = \int_0^{\infty} 2\pi r J(r) dr \quad (4.11)$$

L'estimation du couple $(Q_0, V_{\text{éq}})$ ou $(Q_{\text{max}}, V_{\text{éq}})$ caractérise alors complètement le flux de puissance à la surface de l'électrode. Schématiquement, les différents phénomènes physiques décrits dans le paragraphe 4.2.3 sont en fait cachés et quantifiés dans $V_{\text{éq}}$. La difficulté réside ensuite dans l'estimation des différents paramètres.

Commentaires

La forme retenue pour la puissance paraît parfaitement logique : il s'agit d'écrire que plus l'intensité du courant d'arc augmente, plus la puissance apportée aux électrodes augmente. On peut aussi y voir le fait que la puissance apportée aux électrodes est une fraction de la puissance totale dissipée dans l'arc qui, sauf cas spécifique (réaction

fortement exothermique en surface des électrodes telle que l'oxydation de l'aluminium ou du tungstène), pourra s'écrire :

$$P_{\text{arc}} = U_{\text{arc}} I_{\text{arc}} \quad (4.12)$$

où I_{arc} et U_{arc} sont l'intensité du courant d'arc et la tension aux bornes de l'arc. Il est par ailleurs usuel de définir le paramètre α tel que :

$$(P_a + P_c) = \alpha P_{\text{arc}} \quad (4.13)$$

De même, on définit deux autres paramètres permettant de comparer les puissances apportées à l'anode et à la cathode. On écrit :

$$P_a = \beta_a (P_a + P_c) \quad (4.14)$$

et

$$P_c = \beta_c (P_a + P_c) \quad (4.15)$$

Rieder [61] a trouvé que le paramètre α tend vers 1 quand la distance inter-électrodes tend vers 0. D'une façon générale, ce paramètre décroît logiquement lorsque l'arc s'allonge, la part d'énergie dissipée dans la colonne croissant avec la longueur de l'arc. Rieder a trouvé par ailleurs que pour des électrodes en cuivre, α valait environ 0,8 pour une longueur d'arc de 10 mm. Ce résultat est en accord avec ce que proposent Lindmayer *et al.* [62]. En ce qui concerne les valeurs de β_a et β_c , Rieder a proposé les valeurs suivantes quand la distance inter-électrodes tend vers zéro : $\beta_a = 56\%$ et $\beta_c = 44\%$. Borkowski *et al.* [63] ont trouvé dans les mêmes conditions des valeurs voisines, c'est-à-dire $\beta_a = 53\%$ et $\beta_c = 47\%$. Lindmayer considère quant à lui que les deux paramètres sont égaux.

Dans la suite, nous allons présenter différentes méthodes développées durant la thèse qui ont permis d'obtenir des informations concernant le bilan de puissance.

4.3 Présentation de deux méthodes en vue d'obtenir des informations sur le bilan de puissance aux électrodes : observation des cratères et des zones fondues par l'arc

4.3.1 Introduction

La méthode présentée ici, pour une cathode et pour une anode, est basée sur l'observation au profilomètre 3D des cratères laissés par l'arc ainsi que l'observation en EBSD de la zone fondue par l'arc. Les échantillons utilisés proviennent d'essais réalisés sur la machine d'essais dits «accélérés». Il s'agit de rivets pour lesquels un unique arc a été réalisé. Les rivets ont été présentés dans le chapitre 3 (sur les figures 3.2, 3.3 et 3.4) Nous allons tout d'abord décrire les deux cas qui font l'objet de cette étude.

4.3.2 Description des endommagements

L'emploi d'un profilomètre 3D est particulièrement utile pour l'observation des dégâts réalisés par un arc unique, mais présente l'inconvénient de ne pas permettre une analyse statistique, ce qui constituerait la seule façon d'être certain de considérer un comportement

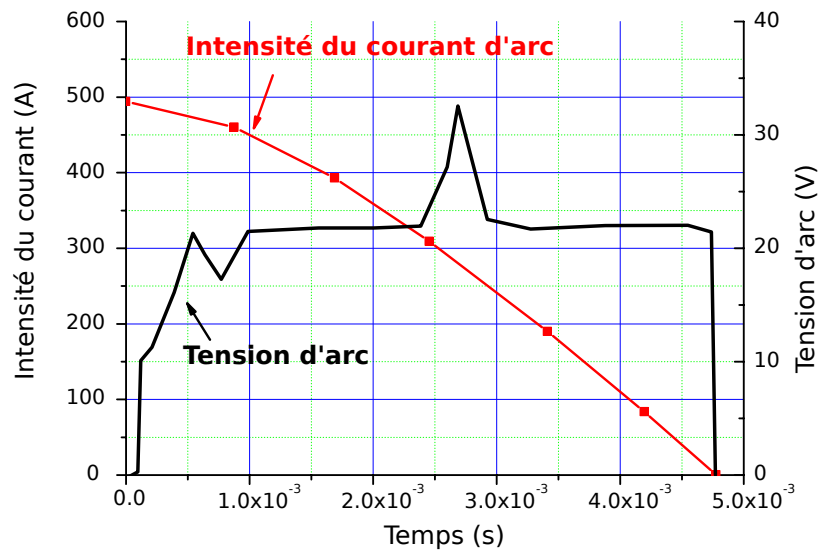


Figure 4.6 – Évolution de l'intensité du courant d'arc (en rouge) et de la tension entre les pastilles de contact (en noir) dans le cas d'une anode.

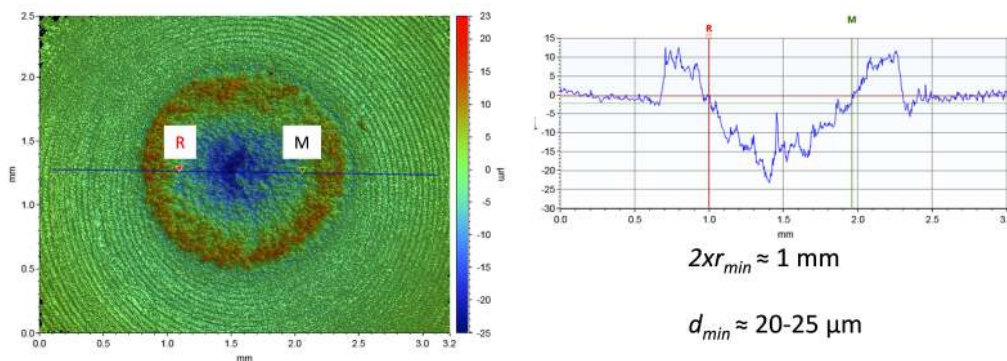


Figure 4.7 – Vue de dessus de la surface obtenue en profilométrie 3D et profil de rugosité mesuré le long de l'axe RM dans le cas d'une anode.

«moyen» de l'arc. En revanche, l'observation des traces laissées par l'arc (profondeur et diamètre du cratère) est riche d'enseignement. La suite de l'exposé dans cette partie est basée sur deux exemples, pour le cas d'une anode et pour une cathode.

Cas d'une anode

Sur la [figure 4.6](#) on a représenté l'évolution de l'intensité du courant d'arc et de la tension d'arc. La [figure 4.7](#) nous donne une vue de dessus obtenue en profilométrie optique 3D du cratère créé par cet arc ainsi qu'un profil de rugosité mesuré le long d'un diamètre du cratère (axe RM). Les mesures réalisées ont ainsi permis d'affirmer que le diamètre fondu était au moins égal à 1 mm, et la profondeur fondu au moins égale à 25 μm . De plus, en vue d'observer les changements possibles de la structure métallurgique dans le volume, une coupe a été réalisée au plus près du diamètre du cratère observé. Une étape de polissage et l'application d'une attaque chimique (mélange d'ammoniac et de peroxyde d'hydrogène) ont permis de révéler la microstructure du matériau en volume. Une première observation

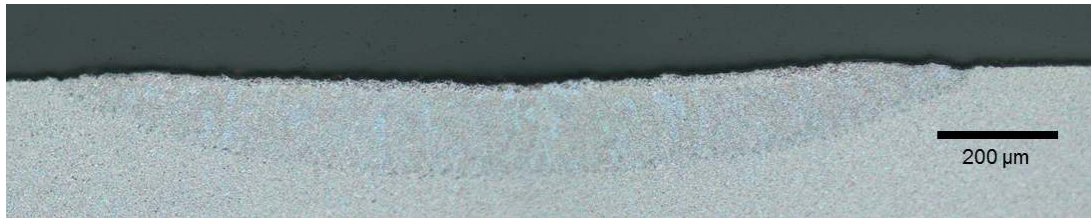


Figure 4.8 – Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une anode – Observation au microscope optique.

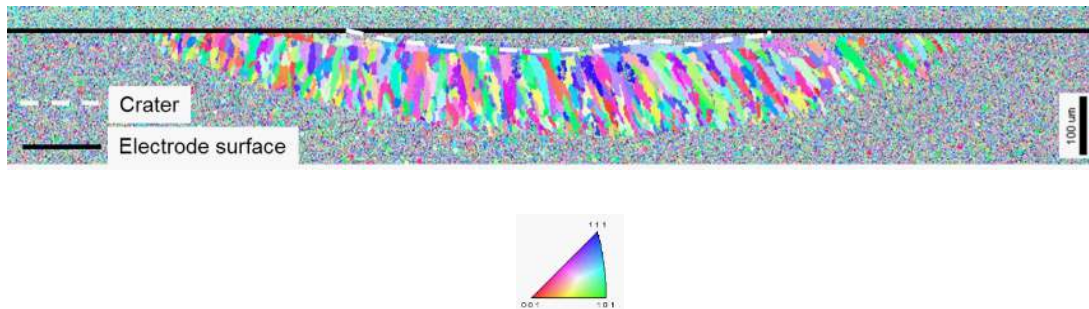


Figure 4.9 – Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une anode – Observation en EBSD.

a été réalisée en microscopie optique. Un changement dans l'apparence du matériau a ainsi été observé, comme le montre l'image présentée sur la [figure 4.8](#). La zone affectée a une forme lenticulaire de diamètre $1525\ \mu\text{m}$ et de profondeur $175\ \mu\text{m}$. Pour comprendre l'origine du changement de contraste dans la zone souterraine de la [figure 4.8](#), une analyse par EBSD (Electron BackScatter Diffraction) a été réalisée. La [figure 4.9](#) présente une cartographie obtenue dans le sens normal de la section transversale de l'échantillon. Chaque couleur d'une telle carte correspond à une orientation cristalline spécifique du réseau argent, selon le triangle d'orientation. Par conséquent, chaque grain individuel apparaît comme un objet de couleur unique. On peut observer que la microstructure initiale (non affectée par l'arc) est constituée de grains équiaxes relativement petits. En revanche, la zone située sous le centre du cratère révèle de gros grains d'argent allongés, dont la plus longue dimension peut atteindre $100\ \mu\text{m}$. Une telle structure granulaire est typique de la solidification des métaux, la direction d'élongation des grains étant parallèle au gradient de température [31]. Cela suggère que la zone en question a été fondue par l'arc. En raison de la très courte durée de l'arc, on ne s'attend pas à une croissance significative des grains d'argent contrôlée par diffusion, si bien que tous les changements de microstructure par rapport à l'état initial sont attribués à la fusion et à la resolidification ultérieure. Les dimensions de la zone fondue ainsi observée sont de $1415\ \mu\text{m}$ pour le diamètre et $185\ \mu\text{m}$ pour la profondeur.

Cas d'une cathode

Une démarche similaire a été menée dans le cas d'une cathode, pour laquelle nous donnons respectivement sur les figures [4.10](#) à [4.13](#) l'évolution de l'intensité du courant d'arc (et de la tension), la topographie 3D obtenue au profilomètre et les observations de la section en microscopie optique et EBSD. Dans ces conditions, le diamètre minimal fondu vaut environ $1100\ \mu\text{m}$ (mesuré à partir de la [figure 4.11](#)). Les dimensions de la zone fondue obtenues en microscopie optique sont $1900\ \mu\text{m}$ en diamètre et $200\ \mu\text{m}$ en profondeur.

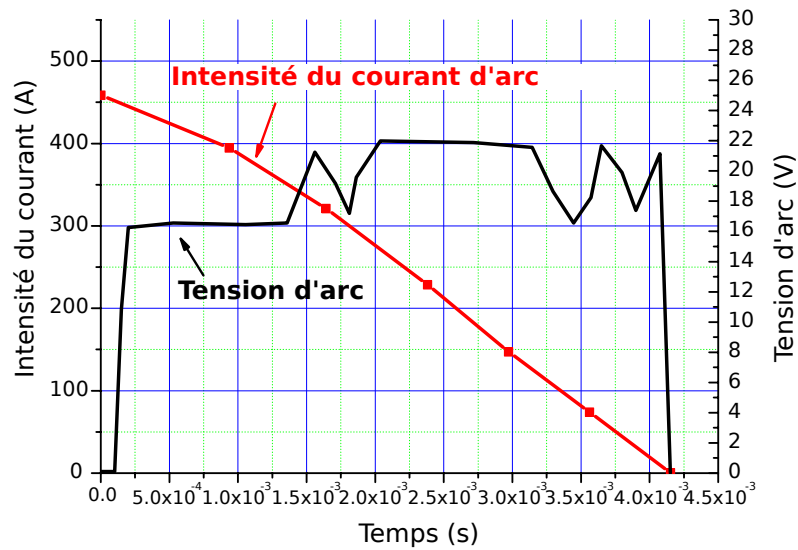


Figure 4.10 – Évolution de l'intensité du courant d'arc (en rouge) et de la tension de contact (en noir) dans le cas d'une cathode.

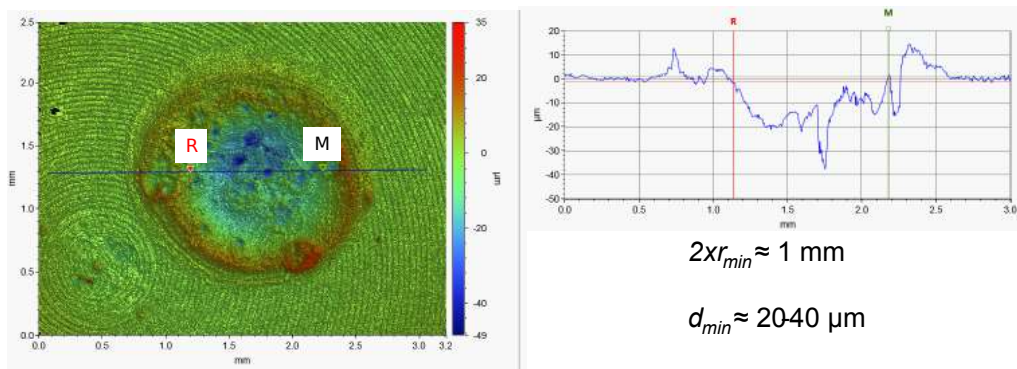


Figure 4.11 – Vue de dessus de la surface obtenue en profilométrie 3D et profil de rugosité mesuré le long de l'axe RM dans le cas d'une cathode.

Les observations conduites en EBSD donnent $1850\ \mu\text{m}$ pour le diamètre fondu et $220\ \mu\text{m}$ pour la profondeur fondu. Ces observations ont permis d'obtenir la position du front de fusion à la fin de l'arc.

4.3.3 Rappel concernant une première méthode utilisant les résultats expérimentaux en profilométrie 3D et une modélisation numérique de l'échauffement en vue d'obtenir des renseignements sur le bilan de puissance

Dans cette partie, nous rappelons les grandes lignes d'une méthode [36, 64], utilisée à l'origine pour des électrodes en cuivre, et que nous appliquons aux deux cas précédemment décrits afin d'obtenir des estimations du bilan de puissance aux électrodes.

Elle est basée sur l'utilisation conjointe de résultats expérimentaux et d'une modélisation



Figure 4.12 – Microstructure dans une section réalisée le long d’un cratère après un arc unique dans le cas d’une cathode – Observation avec un microscope optique.

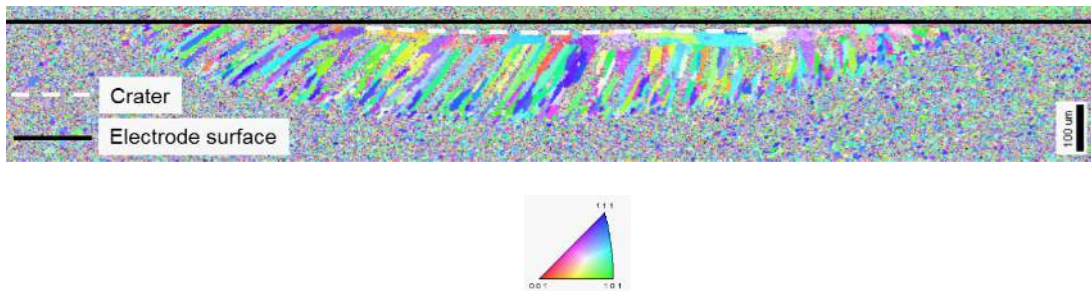


Figure 4.13 – Microstructure dans une section réalisée le long d’un cratère après un arc unique dans le cas d’une cathode – Observation en EBSD.

des phénomènes thermiques se déroulant au cours du chauffage. Elle utilise les résultats expérimentaux concernant des mesures réalisées à l’aide d’un profilomètre sur des surfaces d’électrodes ayant été soumises à un unique arc électrique dont les caractéristiques en courant ($I_{\text{arc}}(t)$) et en tension ($U_{\text{arc}}(t)$) ont par ailleurs été enregistrées. Certaines hypothèses sont faites pour exploiter les mesures profilométriques. Parmi elles, l’immobilité de l’arc est une condition essentielle puisque le modèle utilisé par la suite est axisymétrique (cas d’un flux de chaleur fixe).

Les mesures réalisées au profilomètre 3D permettent ensuite d’estimer :

- le rayon du cratère ; cette valeur (notée R_{exp}) est inférieure ou égale à la valeur du rayon de la zone fondue ou vaporisée par l’arc (toujours en faisant l’hypothèse d’un pied d’arc immobile) ;
- la profondeur du cratère ; cette valeur (notée P_{exp}) est également inférieure ou égale à la profondeur fondue ou vaporisée pendant l’arc.

Dans la seconde phase de la démarche, une modélisation 2D de l’échauffement de l’électrode par un flux de chaleur est utilisée afin de proposer des estimations des caractéristiques du flux de puissance rendant expériences et simulations compatibles. Pour cela, nous avons repris les expressions macroscopiques précédentes du bilan de puissance pour exprimer la puissance P et la densité surfacique de puissance $Q(r)$ apportées par le pied d’arc aux électrodes :

$$P = I_{\text{arc}}V_{\text{éq}} \quad \text{et} \quad Q(r) = J(r)V_{\text{éq}} \quad (4.16)$$

avec I_{arc} l’intensité du courant d’arc (donnée de l’expérience), $V_{\text{éq}}$ la tension équivalente et $J(r)$ la densité de courant dans le pied d’arc. Le modèle, qui a déjà été décrit [65], a les caractéristiques suivantes :

- le pied d’arc est considéré comme immobile sur les électrodes (problème axisymétrique) ;
- l’effet Joule est négligé ;
- les valeurs des tensions équivalentes et celles des densités surfaciques du flux de puissance sont considérées comme constantes au cours du temps.

Dans ces conditions, le rayon du pied d'arc prend l'expression simple suivante :

$$J(r) = J_0 \text{ pour } r \in [0; a(t)] \text{ avec } a(t) = \sqrt{\frac{I_{\text{arc}}(t)}{\pi J_0}} \quad (4.17)$$

Concernant les conditions aux limites, la surface supérieure de la pastille de contact est donc chauffée par le flux caractérisé par la puissance et la densité surfacique de puissance, les bords latéraux sont considérés comme étant isolés. On a négligé le refroidissement par convection et par radiation. Ceci est d'autant plus justifié que la durée de l'arc est de quelques millisecondes et que la chaleur n'a pas le temps de diffuser jusqu'aux bords latéraux. Enfin, la hauteur de la pastille est supposée suffisamment importante pour qu'on puisse fixer la température sur sa surface inférieure située à quelques millimètres sous sa surface supérieure. La résolution de l'équation de la chaleur au cours du chauffage nous donne donc l'évolution de la distribution spatiale de la température. Les changements de phase (fusion et vaporisation) ont été pris en compte. Les caractéristiques du matériau sont celles qui ont été données au [chapitre 2](#).

Les observations par profilométrie 3D ont permis d'obtenir des valeurs minimales du rayon de fusion (R_{\min}) et de la profondeur de fusion (P_{\min}) pendant l'arc. Ainsi, notre approche a consisté à rechercher les valeurs de ($V_{\text{éq}}, Q_0$) qui, par simulation, conduisent à des rayons de fusion calculés (R_{cal}) et des profondeurs de fusion calculées (P_{cal}) respectivement supérieurs à R_{\min} et P_{\min} . Cela donne donc deux contraintes pour déterminer les couples ($V_{\text{éq}}, Q_0$) rendant les simulations et les observations expérimentales compatibles. Ceci s'exprime simplement en écrivant les deux critères notés C_1 et C'_1 qui doivent être satisfaits :

$$C_1 : R_{\text{cal}} \geq R_{\min} \quad (4.18)$$

et

$$C'_1 : P_{\text{cal}} \geq P_{\min} \quad (4.19)$$

Dans ce paragraphe nous allons présenter en détail les étapes intermédiaires de la méthode décrite juste avant. Ce sera fait uniquement pour le cas de la cathode. Pour l'anode nous ne présenterons que les résultats finaux. Pour rappel, les valeurs expérimentales obtenues sont les suivantes :

- $P_{\text{exp}} \approx 20\text{--}40 \mu\text{m}$ qui représente la profondeur minimale fondue.
- $R_{\text{exp}} \approx 500 \mu\text{m}$ qui représente le rayon minimal fondu.

Pour diverses valeurs de $V_{\text{éq}}$, nous avons fait varier la valeur de Q_0 et calculé dans chaque cas la profondeur maximale fondue au cours de l'arc ainsi que le rayon maximal fondu au cours de l'arc. L'évolution du courant d'arc est donnée dans ce cas par la [figure 4.10](#). Nous l'avons représentée dans le calcul à l'aide d'un polynôme de degré deux, sous la forme :

$$I_{\text{arc}}(t) = A + B_1 t + B_2 t^2 \quad (4.20)$$

avec :

$$\begin{aligned} A &= 465,4 \\ B_1 &= -77\,544 \\ B_2 &= -8,73 \cdot 10^6 \end{aligned}$$

La [figure 4.14](#) compare la valeur mesurée et le lissage obtenu. Deux exemples d'évolution de la profondeur maximale fondue et du rayon maximal fondu sont donnés sur les figures [4.15](#) et [4.16](#) pour $V_{\text{éq}} = 3 \text{ V}$ et $V_{\text{éq}} = 7 \text{ V}$ respectivement. Pour le cas $V_{\text{éq}} = 3 \text{ V}$, on constate que le critère sur la profondeur fondue (barre grise) est satisfait dès que Q_0 est supérieur à environ $6,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. En revanche, le critère sur le rayon fondu n'est pas satisfait quelle que soit la valeur de Q_0 . Pour $V_{\text{éq}} = 7 \text{ V}$, les deux critères sont satisfaits pour Q_0 dans la gamme $0,5 \cdot 10^9\text{--}3,8 \cdot 10^9 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$.

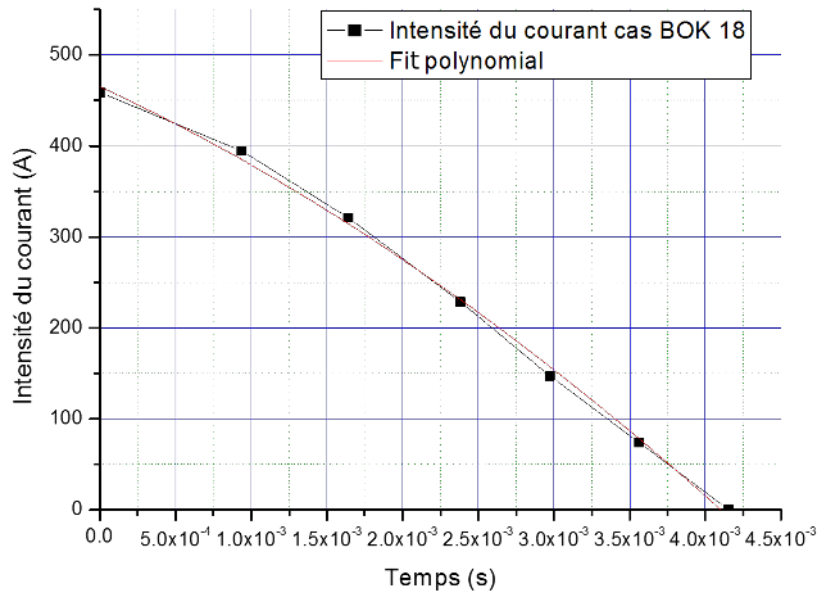


Figure 4.14 – Comparaison entre la mesure et le lissage polynomial de l'intensité du courant d'arc.

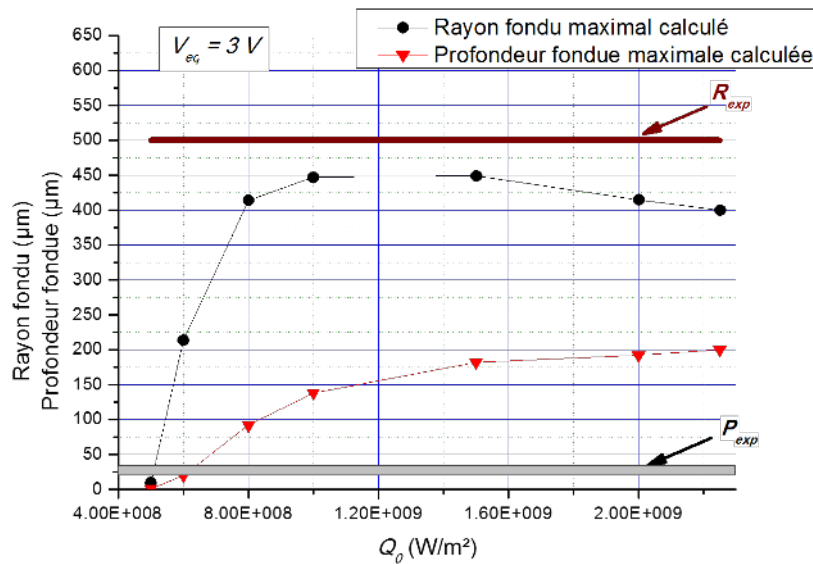


Figure 4.15 – Profondeur maximale et rayon maximal fondus durant l'arc en fonction de Q_0 , pour $V_{eq} = 3\text{ V}$ dans le cas de la cathode en Ag-SnO₂.

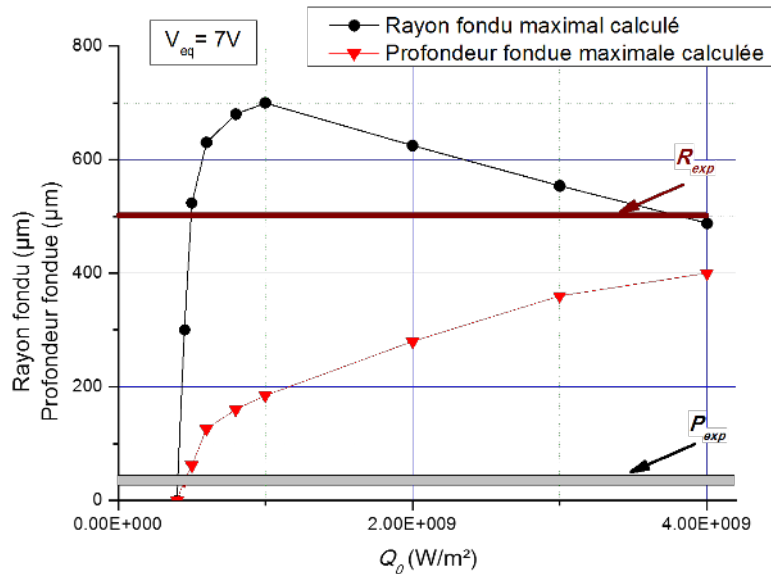


Figure 4.16 – Profondeur maximale et rayon maximal fondus durant l’arc en fonction de Q_0 , pour $V_{eq} = 7\text{ V}$ dans le cas de la cathode en Ag–SnO₂.

Récapitulatif des résultats pour une cathode en Ag–SnO₂

Sur la [figure 4.17](#) nous avons dessiné en vert, dans le plan (V_{eq}, Q_0) , la zone décrivant tous les couples conduisant à des valeurs simulées pour les rayons et les profondeurs de fusion compatibles avec les critères C_1 et C'_1 pour le cas de la cathode. La [figure 4.18](#) donne directement la zone de compatibilité obtenue en considérant le cas de l’anode en Ag–SnO₂ décrit précédemment. Remarques : on constate que la condition la plus importante porte sur la valeur du rayon minimal fondu. Dès que ce critère est validé, le critère portant sur la profondeur minimale fondue est très largement rempli : la valeur calculée de la profondeur fondue est très nettement supérieure à la valeur mesurée expérimentalement. Plusieurs explications sont possibles :

- le métal fondu étant très visqueux, une très faible proportion de métal fondu a été mise en mouvement (force de Laplace, effet Marangoni...);
- la valeur importante du rayon observé expérimentalement résulte d’un déplacement de l’arc électrique en surface et sur les arêtes du cratère. Dans ce cas, une approche axisymétrique ne serait plus valide;
- les valeurs prises pour la conductivité thermique dans le métal fondu sont trop éloignées de la réalité et engendrent une erreur importante dans les grandeurs calculées.

4.3.4 Description de la méthode proposée utilisant les dimensions des zones fondues (optique et EBSD)

Les résultats de la simulation ont également été comparés aux profondeurs de fusion et aux rayons de fusion mesurés optiquement ou par EBSD. Il convient de noter que les observations optiques et EBSD conduisent à des valeurs légèrement différentes pour les rayons de fusion et les profondeurs de fusion. Nous nous sommes fixé deux critères pour sélectionner les paires de valeurs (V_{eq}, Q_0) que nous considérons comme compatibles. L’un

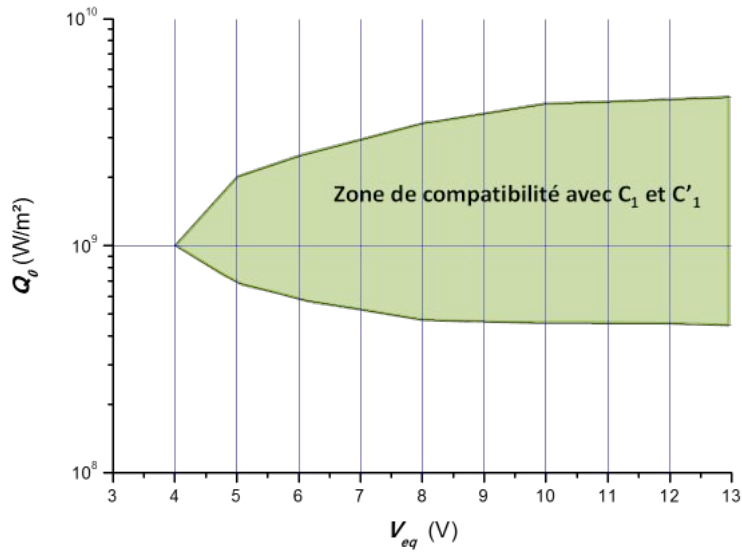


Figure 4.17 – Zone de compatibilité entre expérience et modèle dans les axes $(V_{éq}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité C_1 et C'_1 pour le cas de la cathode.

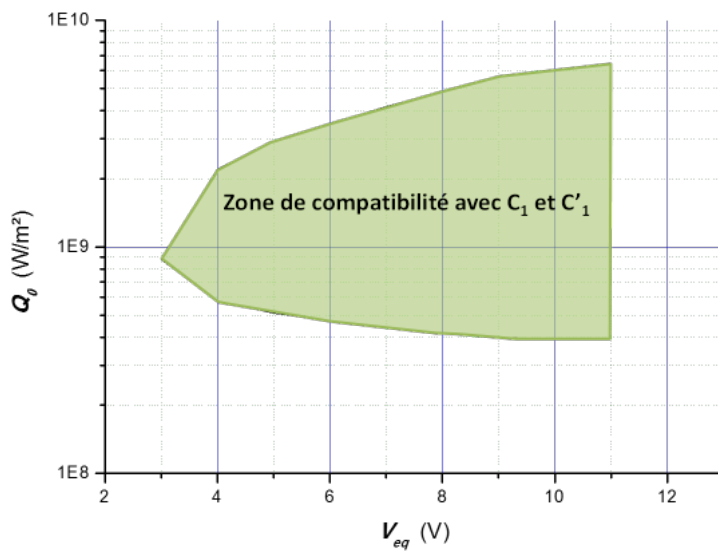


Figure 4.18 – Zone de compatibilité entre expérience et modèle dans les axes $(V_{éq}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité C_1 et C'_1 pour le cas de l'anode.

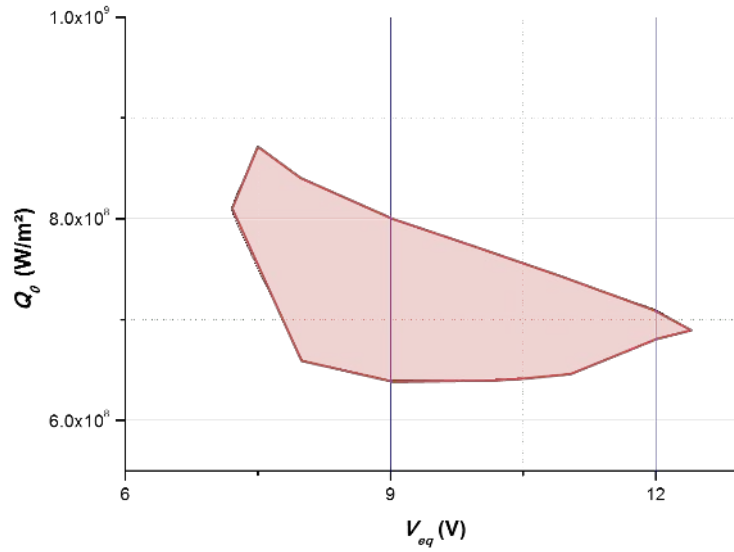


Figure 4.19 – Zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 dans le cas de la cathode.

(noté C_2) fait référence au rayon de fusion, l'autre (noté C'_2) à la profondeur. Nous avons donc cherché à minimiser simultanément deux quantités, à savoir :

$$\frac{\Delta r}{r} = \left| \frac{\text{valeur moyenne du rayon fondu mesuré} - \text{rayon fondu calculé}}{\text{valeur moyenne du rayon fondu mesuré}} \right| \quad (4.21)$$

et

$$\frac{\Delta P}{P} = \left| \frac{\text{valeur moyenne de la profondeur fondue mesurée} - \text{profondeur fondue calculée}}{\text{valeur moyenne de la profondeur fondue mesurée}} \right| \quad (4.22)$$

Le rayon et la profondeur de fusion moyen mesurés sont obtenus en prenant la moyenne entre les valeurs obtenues par microscopie optique et EBSD. Compte tenu des différences de valeurs données par les deux méthodes utilisées, nous fixons les critères C_2 et C'_2 suivants :

$$\Delta r/r \leq 15\% \quad \text{et} \quad \Delta P/P \leq 15\%. \quad (4.23)$$

Résultats pour la cathode

Sur la [figure 4.19](#) nous avons tracé la zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 en considérant le cas de la cathode. Cette zone est superposée à celle qui est obtenue avec les critères ($C_1; C'_1$) sur la [figure 4.20](#). Schématiquement, $V_{\text{éq;c}}$ est dans la gamme 7–12 V et Q_c dans la gamme $6,5 \cdot 10^8$ – $8,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$.

Résultats pour l'anode

Sur la [figure 4.21](#) nous avons tracé la zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 en considérant le cas de l'anode, et cette même zone superposée à celle qui est obtenue avec les critères ($C_1; C'_1$) sur la [figure 4.22](#). Schématiquement, $V_{\text{éq;a}}$ est dans la gamme 4,1–7,6 V et Q_a dans la gamme $5,6 \cdot 10^8$ – $8,4 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. La [figure 4.22](#) permet de comparer l'extension des deux zones de compatibilité selon le choix des critères.

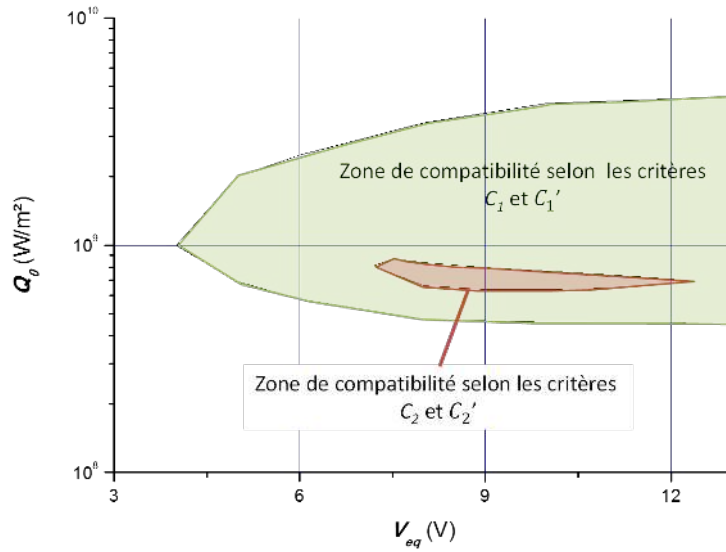


Figure 4.20 – Report des zones de compatibilité entre expérience et modèle dans le plan (V_{eq}, Q_0) en prenant en compte les critères de compatibilité $(C_1 ; C'_1)$ et $(C_2 ; C'_2)$ dans le cas de la cathode.

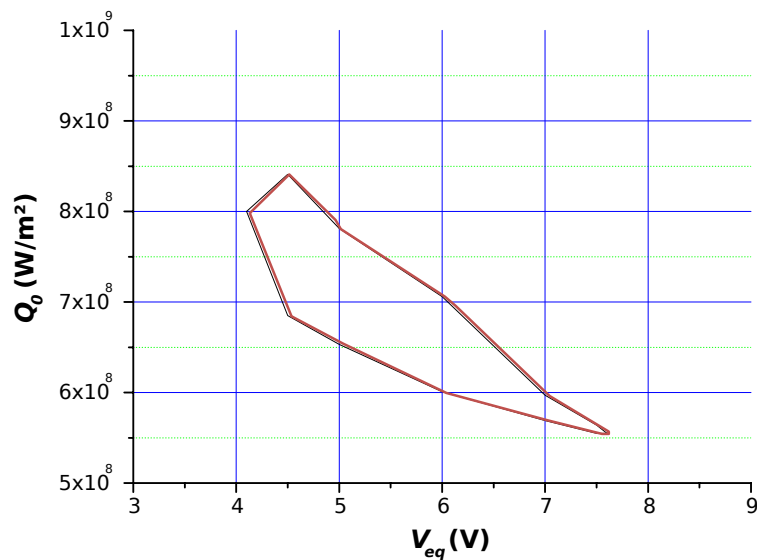


Figure 4.21 – Zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 dans le cas de l'anode.

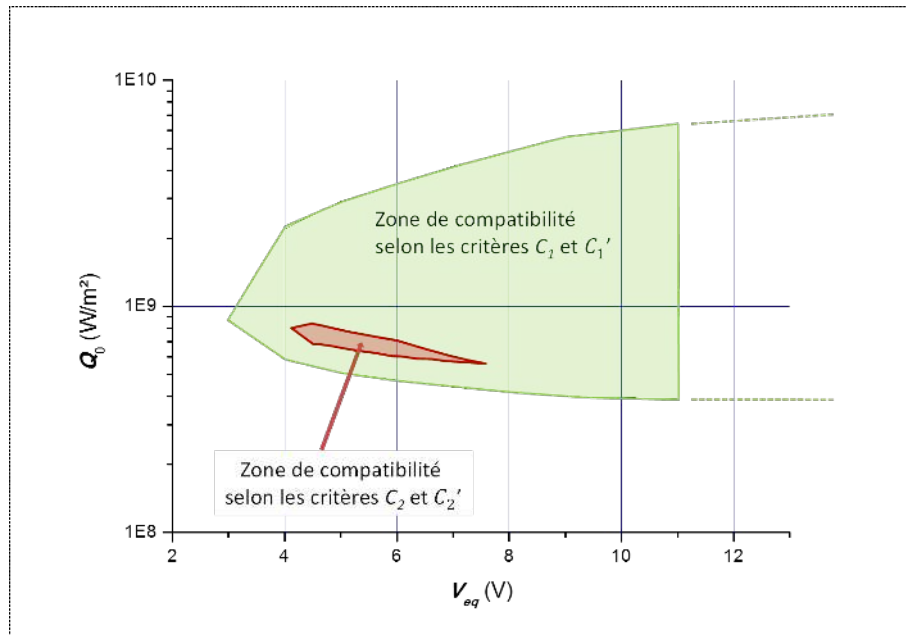


Figure 4.22 – Report des zones de compatibilité entre expérience et modèle dans le plan (V_{eq}, Q_0) en prenant en compte les critères de compatibilité $(C_1; C'_1)$ et $(C_2; C'_2)$ dans le cas de l'anode.

Discussion

La zone de compatibilité obtenue par la méthode 1 est beaucoup plus grande que celle obtenue par la méthode 2, qui est totalement incluse dans la première. Par ailleurs, les contraintes proposées par la méthode 1 ne permettent pas de limiter la surface selon l'axe V_{eq} . Dans la suite nous nous proposons de discuter les résultats obtenus par la méthode 2. Cela permettra donc d'attirer l'attention sur les précautions à prendre dans l'application des deux méthodes et de suggérer des améliorations possibles. Les différents points qui seront discutés sont les suivants :

- la pertinence de l'hypothèse concernant l'immobilité relative de la racine de l'arc. Contrairement à ce qui se passe dans un contacteur conventionnel, la géométrie du dispositif expérimental a été choisie de manière à minimiser le déplacement du pied d'arc pendant l'expérience. Cependant, très souvent, l'arc peut se déplacer en raison de sa propre instabilité (d'autant plus importante que l'intensité du courant sera plus grande). De plus, la distance inter-électrodes étant faible (de l'ordre du millimètre), il est particulièrement difficile d'observer précisément le déplacement de l'arc. Seule l'observation de la trace laissée par l'arc sur la surface de l'électrode peut indiquer l'existence d'un mouvement sans pour autant nous donner d'information sur sa vitesse ou l'existence de possibles phases de stagnation. Ainsi, si l'on revient aux deux exemples précédents, dans le cas de la [figure 4.7](#), nous avons observé un cratère avec un aspect axisymétrique assez prononcé, alors que dans le cas de la [figure 4.11](#), nous voyons que le cratère a une forme légèrement allongée. Dans le second cas, l'hypothèse d'un arc stationnaire conduira certainement à une erreur d'appréciation dans le résultat final ;
- la précision de la position de coupe du matériau avant les observations optiques et EBSD. Comme on ne peut pas espérer couper la pastille exactement le long du diamètre d'un cratère, la mesure du rayon du cratère est affectée d'une certaine erreur. Il en va de même pour la valeur de la profondeur de fusion, qui peut

également être minimisée ;

- les propriétés thermodynamiques du matériau en phase liquide, telles que la conductivité thermique, la diffusivité thermique, etc.

Estimation de l'influence de l'immobilité relative de la racine de l'arc et de l'influence de la position de la section transversale

La courte durée des arcs (quelques millisecondes), ainsi que l'absence d'un système de mise en mouvement de l'arc constituent des arguments importants justifiant l'utilisation d'un modèle axisymétrique. Cependant, l'observation du cratère montre que l'hypothèse d'axisymétrie n'est pas toujours valide. L'observation précise du déplacement de l'arc est rendue particulièrement difficile par sa luminosité élevée et la faible distance inter-électrode. En fait, le pied d'arc peut se déplacer de quelques dizaines de micromètres, ce qui conduit à sous-estimer la profondeur mesurée du volume fondu et à surestimer le rayon mesuré. Indépendamment de la question de l'immobilité de l'arc se pose aussi la question de la précision avec laquelle la coupe destinée aux observations optiques et EBSD peut être effectuée. Selon le positionnement de la coupe, les valeurs apparentes du rayon et de la profondeur de la zone fondue varient. En général, dans le cas idéal d'un arc stationnaire, un déplacement de la coupe entraînera une sous-estimation de la profondeur et du rayon.

Pour simuler l'influence de ces deux paramètres, nous avons étudié les changements causés par de légères variations de la profondeur et du rayon de fusion sur la zone de compatibilité. Quatre configurations ont été choisies : un rayon de fusion égal à $\pm 10\%$ de la valeur mesurée et une profondeur de fusion égale à $\pm 10\%$ de la valeur mesurée.

Les zones de compatibilité modifiées sont reportées sur les figures 4.23 et 4.24, dans le cas d'une anode, en même temps que la zone obtenue avec les valeurs initiales, précédemment tracée en figure 4.21. Des figures similaires ont été tracées dans le cas d'une cathode, en figures 4.25 et 4.26. Il semble qu'un changement de la valeur du rayon de la zone fondue affecte principalement la valeur V_{eq} , tandis qu'un changement de la valeur de la profondeur fondue affecte surtout la valeur de Q_0 .

Influence des propriétés considérées pour le matériau fondu

Les propriétés thermodynamiques du matériau à l'état solide ont été obtenues expérimentalement. Ces mesures ont été effectuées pour la phase solide du matériau, c'est-à-dire jusqu'à la température de fusion de l'argent. Au-delà de cette température, il est particulièrement difficile de mesurer les propriétés thermodynamiques lorsque le matériau passe en phase liquide. Comme on l'a indiqué au chapitre 2, certains auteurs ont proposé des modèles simples pour estimer les propriétés de l'Ag-SnO₂ au-delà du point de fusion de l'argent. Dans notre travail, des propriétés pour les températures au delà de la fusion sont celles présentées au chapitre 2 et n'ont pu être validées expérimentalement.

Cependant, il est essentiel d'étudier l'influence de ces valeurs sur les deux paramètres d'intérêt : le rayon et la profondeur de la zone fondue. Pour cela, nous avons choisi une valeur dans la plage de compatibilité donnée à la figure 4.21 ($5,5 \text{ V}$; $6,75 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$) et avons tracé en figures 4.27 et 4.28 les valeurs des paramètres $\Delta r/r$ et $\Delta P/P$ en fonction de la variation relative de la chaleur spécifique du matériau fondu et de la variation relative de la conductivité thermique du matériau fondu. Les variations relatives sont définies

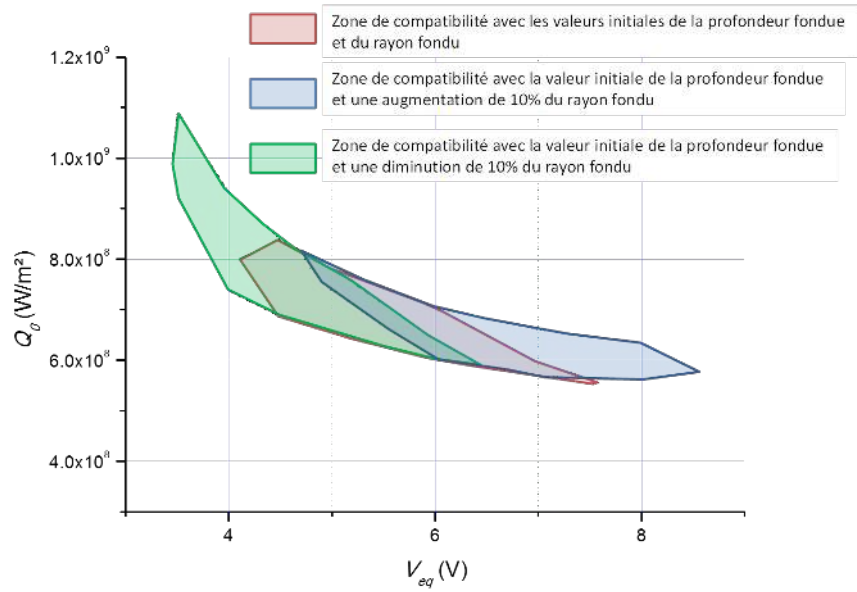


Figure 4.23 – Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales de la profondeur et du rayon de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une augmentation de 10% du rayon (en bleu) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une diminution de 10% du rayon (en vert) pour le cas d’une anode.

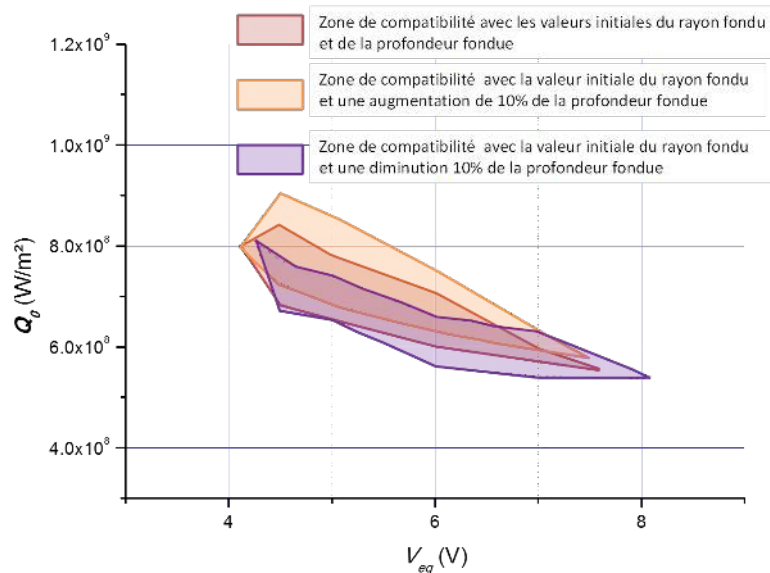


Figure 4.24 – Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales du rayon et de la profondeur de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales du rayon et une augmentation de 10% de la profondeur (en orange) ; avec les valeurs initiales du rayon et une diminution de 10% de la profondeur (en violet) dans le cas d’une anode.

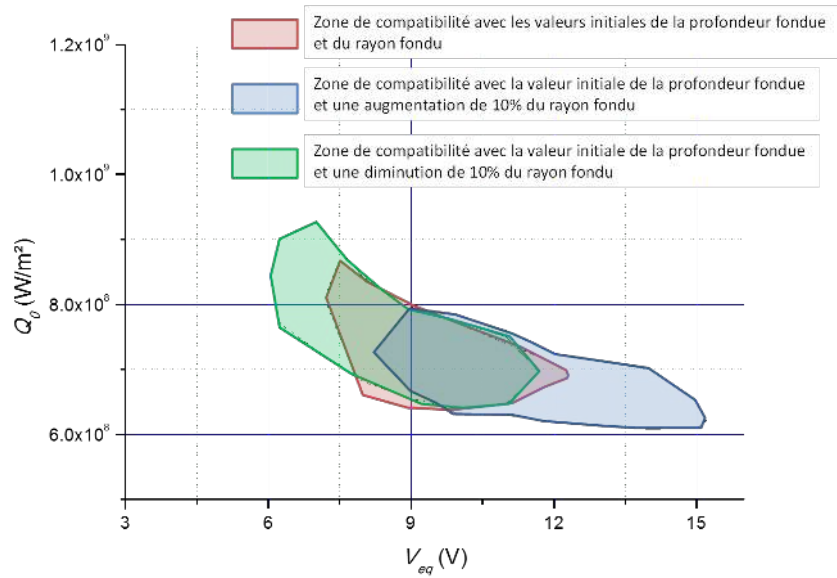


Figure 4.25 – Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales de la profondeur et du rayon de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une augmentation de 10% du rayon (en bleu) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une diminution de 10% du rayon (en vert) pour le cas d'une cathode.

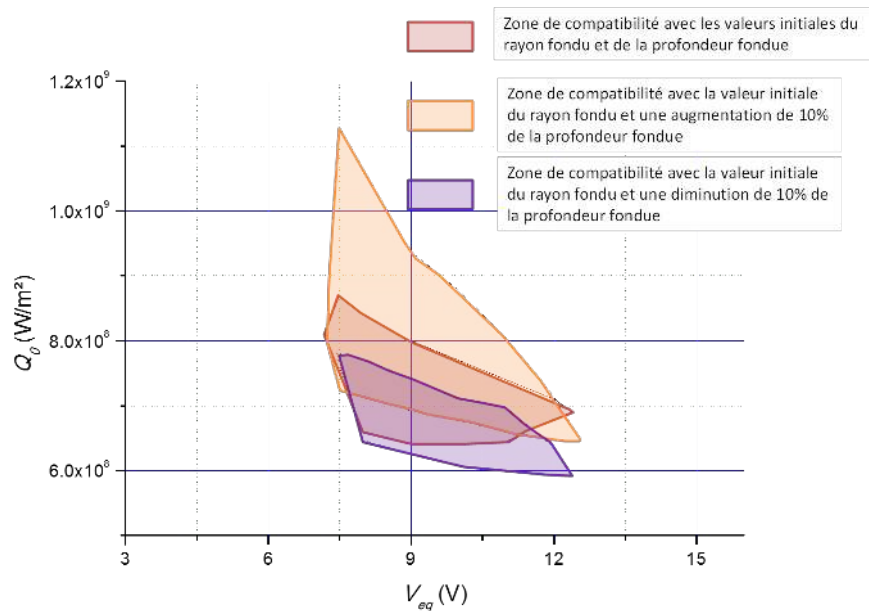


Figure 4.26 – Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales du rayon et de la profondeur de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales du rayon et une augmentation de 10% de la profondeur (en orange) ; avec les valeurs initiales du rayon et une diminution de 10% de la profondeur (en violet) pour le cas d'une cathode.

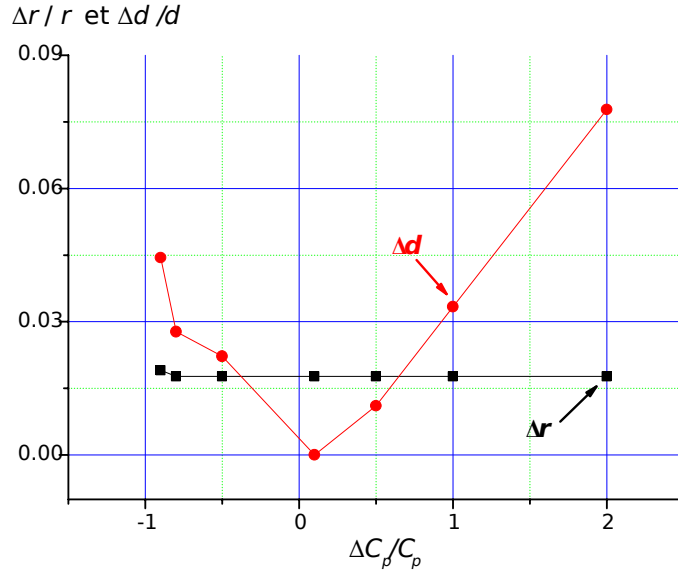


Figure 4.27 – $\Delta r/r$ et $\Delta d/d$ en fonction de la variation relative de la chaleur spécifique dans le matériau fondu.

comme suit :

$$\frac{\Delta c_p}{c_p} = \frac{c_p^{\text{cal}} - c_p^0}{c_p^0} \quad \text{et} \quad \frac{\Delta k_l}{k_l} = \frac{k_l^{\text{cal}} - k_l^0}{k_l^0} \quad (4.24)$$

où c_p^{cal} (respectivement k_l^{cal}) est la valeur de la chaleur spécifique (respectivement la conductivité thermique) utilisée pour le calcul et c_p^0 (respectivement k_l^0) la valeur de la chaleur spécifique (respectivement la conductivité thermique) proposée au [chapitre 2](#).

Les deux paramètres $\Delta r/r$ et $\Delta d/d$ sont peu sensibles aux variations de la chaleur spécifique : dans les deux cas, la variation relative reste inférieure à 10%. La dépendance aux variations de conductivité thermique est plus importante (en particulier en ce qui concerne la profondeur de fusion), ce qui souligne la nécessité de caractériser le matériau dans sa phase liquide afin d'obtenir des estimations plus précises du flux de puissance.

4.4 Présentation d'une méthode en vue d'obtenir des informations sur le bilan de puissance aux électrodes par la réalisation d'une cartographie thermique «proche» de l'arc.

4.4.1 Introduction

Dans cette partie nous allons présenter une autre méthode permettant d'obtenir des informations sur le bilan de puissance aux électrodes. Elle s'inspire d'une expérience mise en œuvre il y a quelques années au laboratoire GeePs, qui permet de visualiser les zones de passage de courant dans un contact électrique par l'observation d'échauffements locaux [66], ainsi que d'autres travaux ayant permis de mesurer des distributions de température en temps et en espace à proximité de l'arc. Nous commençons par un rapide rappel bibliographique qui concerne les travaux visant à mesurer des températures d'électrodes

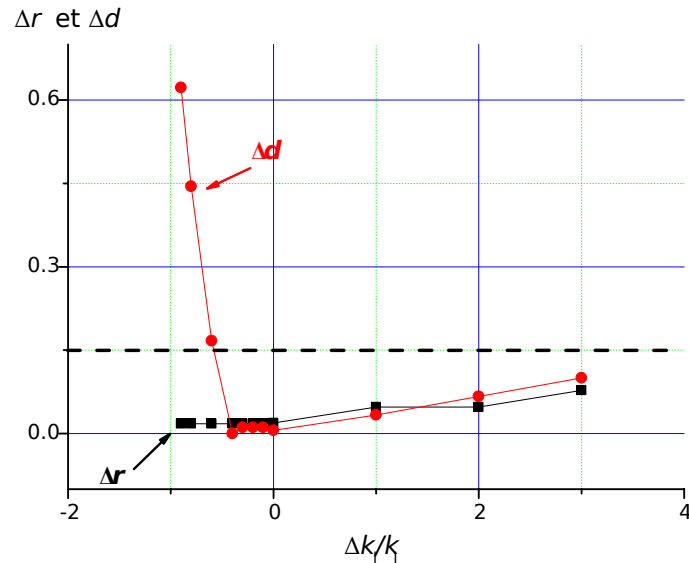


Figure 4.28 – $\Delta r/r$ et $\Delta d/d$ en fonction de la variation relative de la conductivité thermique dans le matériau fondu.

soumises à un arc électrique. Dans un deuxième temps, nous décrivons le dispositif expérimental et la méthode de mesure puis nous présentons à l'aide d'un exemple la méthode de dépouillement permettant d'estimer le bilan de puissance. La partie s'achève par une synthèse des résultats.

4.4.2 Bibliographie concernant les travaux visant à mesurer des températures d'électrodes soumises à un arc électrique

Parmi les différentes méthodes utilisées pour mesurer des températures, on peut citer les travaux basés sur l'utilisation de thermocouples, par exemple Meyer [67] ou Uhlig [68]. Plusieurs inconvénients sont associés à l'usage des thermocouples pour la mesure de la température de surface :

- le thermocouple indique une valeur relative à sa propre température. En conséquence de quoi, la façon de le fixer à la surface peut avoir un impact important, en modifiant les conditions d'échauffement (ou de refroidissement) ;
- l'inconvénient majeur d'une telle méthode est lié à l'inertie thermique des thermocouples même quand des thermocouples de très petites tailles sont utilisés (diamètre de 100 μm). Meyer a ainsi estimé un retard de l'ordre de la milliseconde au cours de la montée en température. Si dans le cas d'arc en régime permanent cela ne présente pas d'inconvénient, il n'en est pas de même pour des arcs de courte durée ;
- d'autres chercheurs ont proposé l'emploi de thermocouples [69, 70]. Cependant, il est très difficile d'obtenir une distribution de température et dans tous les cas, la dynamique de la mesure s'avère limitée.

Des mesures optiques ont aussi été proposées. La plupart d'entre elles concernent des arcs en régime stationnaire dans l'argon réalisés entre des électrodes en matériau réfractaire tels que le tungstène, le tungstène thorié ou l'hafnium [71, 72, 73]. Citons trois approches remarquables :

- Haïdar *et al.* proposent une méthode permettant de mesurer la distribution de

température sur l'arête d'une cathode conique en tungstène dans le cas d'un arc stationnaire dans l'argon. Pour cela, ils utilisent une méthode en spectroscopie et font l'hypothèse que la colonne d'arc est immobile, si bien que le problème possède une symétrie axiale. La mesure se fait pendant l'arc et les hypothèses de régime stationnaire et d'axisymétrie permettent à l'aide d'une transformée d'Abel inverse d'extraire l'émission de lumière de la surface de la cathode du rayonnement total et de remonter ainsi à une estimation de la température de surface de la cathode ;

- Zhou *et al.* utilisent une pyrométrie simple et double longueur d'onde. Là encore, la distribution de température est mesurée pour des électrodes en tungstène ou en tungstène thorié pour des arcs en régime stationnaire et une intensité du courant de 200 A. Ils estiment que le rayonnement de l'arc engendre une erreur dans les mesures inférieure à 2% dans le cas d'une mesure en pyrométrie simple longueur d'onde et de 14% dans le cas d'une pyrométrie double longueur d'onde. Les valeurs de l'émissivité du tungstène proposées par De Vos [74] sont prises dans le cas de la pyrométrie simple longueur d'onde. La résolution spatiale des résultats présentés est d'environ un point de mesure tous les 50 μm . Le fait d'avoir négligé le rayonnement du plasma durant l'arc semble *a posteriori* avoir été une hypothèse un peu grossière comme le prouvent les travaux qu'ils ont publiés ensuite [75] ;
- Dabringhausen *et al.* [76] mesurent la température à proximité du pied d'arc (cathode) dans le cas, là encore, d'arcs dans l'argon et d'électrodes en tungstène. Pour cela ils utilisent un pyromètre simple longueur d'onde. Les valeurs de l'émissivité sont celles de De Vos. Le pyromètre détecte les rayonnements de la surface dans la gamme 0,7–1,1 μm . Le diamètre du spot de visée est de 0,3 mm. Comme ils travaillent en régime permanent, le temps d'intégration n'est pas précisé.

D'autres études ont été menées dans des gaz différents :

- Peters *et al.* utilisent une méthode à base de pyrométrie double longueur d'onde. Dans ce cas, il s'agit d'un arc en régime stationnaire dans l'oxygène (et dans un mélange $\text{N}_2\text{-O}_2$) avec des électrodes en Hafnium. Pour s'affranchir de la lumière de l'arc, ils réalisent la mesure 100 μs après la coupure et en déduisent ensuite par extrapolation la valeur de la température au moment de la coupure. Ni la résolution spatiale (la taille du spot de mesure) ni le temps d'intégration du pyromètre ne sont précisés ;
- Teulet *et al.* [77], pour des conditions expérimentales assez semblables (torche à plasma de découpe dans l'oxygène), mesurent la température de surface d'une anode en acier à l'aide de pyromètres mono- ou polychromatiques. La surface du spot est de l'ordre de 0,8 mm^2 et le temps d'intégration pour les mesures est de l'ordre de 0,6 ms.

D'autres mesures optiques ont aussi été réalisées dans le vide :

- Schellekens *et al.* [78] et Watanabe *et al.* [79] mesurent à l'aide d'une caméra rapide dans le visible et d'un pyromètre simple longueur d'onde la température atteinte en surface au moment du passage à zéro du courant d'arc pour des arcs à 50 Hz de fortes intensités (plusieurs dizaines de kA) dans le vide et des électrodes en cuivre et Cu-Cr. Le temps d'intégration vaut entre 0,1 et 1 ms respectivement. Peu de précisions sont données sur la méthode expérimentale employée ;
- Dullni *et al.* [80] mesurent à l'aide d'un pyromètre simple longueur d'onde la décroissance de la température maximale atteinte en surface après la coupure de l'arc dans le vide pour des électrodes en cuivre. Aucune information n'est donnée sur la résolution spatiale et temporelle de la mesure et donc sur la façon dont la

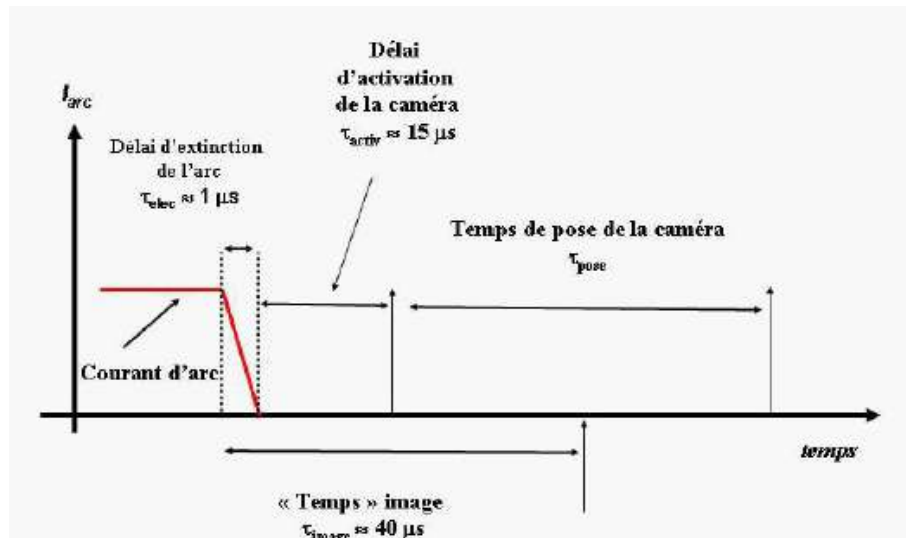


Figure 4.29 – Représentation des différents délais qui apparaissent lors de la prise d'image par la méthode mise en œuvre dans [83, 5].

valeur maximale de la température de surface est obtenue.

Plus récemment Ramanantsoa *et al.* [81] ont mesuré à l'aide d'une caméra IR la température atteinte sur les bords d'électrodes cylindriques en graphite soumises à un arc de quelques dizaines d'ampères dans l'argon. Dernièrement lors des thèses de R. Landfried [82] et T. Klonowski [39], une technique de mesure de la distribution de température en surface d'une électrode quelques microsecondes après une extinction très rapide et contrôlée de celui-ci a été proposée, comme cela est décrit sur la figure 4.29. La méthode mise en œuvre permet de mesurer la distribution de température en surface d'électrodes en cuivre ou en tungstène [83, 5]. Bien que potentiellement fructueuse, une telle méthode n'a pas pu être mise en œuvre dans le cadre de ce travail. En effet, il faudrait pour cela connaître l'émissivité du matériau dans la gamme de longueur d'onde de la caméra (3,9–5 μm). Dans le cas du tungstène, ces valeurs proviennent des travaux de De Vos. Dans le cas du cuivre, un dispositif permettant de calibrer la caméra thermique en établissant expérimentalement une correspondance entre la température vraie (celle de l'éprouvette en cuivre) et la température caméra (calibrée quant à elle en température «corps noir») a été mis en œuvre. Une telle calibration est d'une part particulièrement longue et fastidieuse et d'autre part nécessite de nombreux échantillons en vue d'obtenir des valeurs fiables, échantillons par ailleurs assez gourmands en matériau (échantillon de 20 à 25 cm de long). Dans le cas de l'Ag–SnO₂, la réalisation de tels échantillons serait particulièrement coûteuse et difficile. C'est pourquoi nous préférons opter pour une autre solution.

4.4.3 Description du dispositif expérimental et méthode de mesure

Dispositif expérimental

Le système est constitué d'une partie mécanique et d'une partie électrique. Au lieu de regarder la surface d'électrodes massives, nous avons décidé de réaliser des arcs électriques sur des électrodes planes de faible épaisseur en vue de mesurer la température sur la face opposée à l'arc électrique. Le contact est ainsi constitué d'une électrode cylindrique et d'une électrode plane d'épaisseur contrôlée, ou du moins mesurée, de l'ordre de quelques centaines

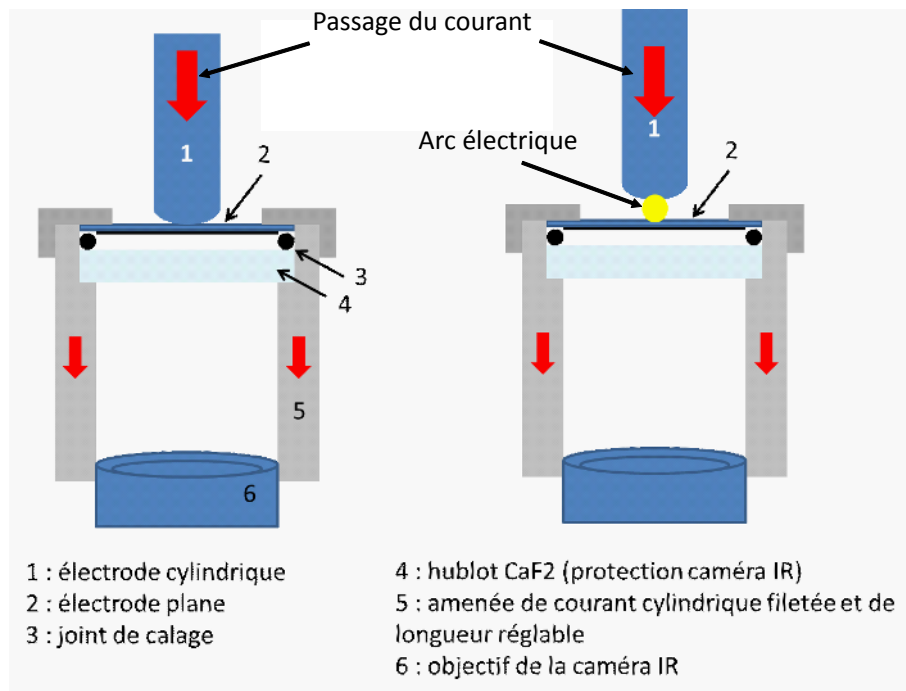


Figure 4.30 – Représentation schématique du dispositif, quand le contact est fermé (à gauche), et quand le contact est ouvert en présence d'un arc électrique (à droite).

de micromètres. Cet ensemble est monté sur l'objectif d'une caméra IR (caméra Cedip MWIR) qui permet ainsi l'observation de la surface inférieure de l'électrode plane. Cette surface a été peinte avec une peinture noire résistant à une température élevée (jusqu'à 750 °C). L'émissivité de la surface inférieure est donc comprise entre 0,9 et 1 ce qui engendre une erreur relative sur la mesure de l'ordre de 2,5 à 3%. La caméra infrarouge permet ainsi de mesurer la température de la surface. L'objectif utilisé fournit une résolution spatiale telle que la dimension d'un pixel est d'environ 40 $\mu\text{m} \times 40 \mu\text{m}$. L'électrode supérieure est montée sur un vérin électrique contrôlable permettant ainsi l'ouverture du contact. La vitesse d'ouverture vaut environ 50 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$. La distance inter-électrodes est mesurée à l'aide d'un capteur laser ayant une précision de l'ordre de 13 μm . Une représentation schématique du dispositif est donnée sur la [figure 4.30](#). Sur la partie de gauche, le dispositif est représenté alors que le contact est fermé. Sur la partie de droite il est représenté en présence d'un arc électrique au moment de l'ouverture. Le dispositif électrique est constitué :

- d'une alimentation (3 batteries en série (36/42 V DC)) ;
- d'une charge résistive permettant le réglage du courant (jusqu'à 1400 A en quasi court-circuit) ;
- d'une charge inductive en cas de besoin ;
- du contact à étudier ;
- d'un système de sécurité permettant l'extinction de l'arc si celle-ci ne se fait pas naturellement.

La [figure 4.31](#) montre :

- le schéma électrique du circuit électrique (à droite) ;
- un zoom sur le contact (à gauche). En observant attentivement la surface de l'électrode plane, on peut apercevoir les traces laissées par les différents arcs d'ouverture qui ont été réalisés.

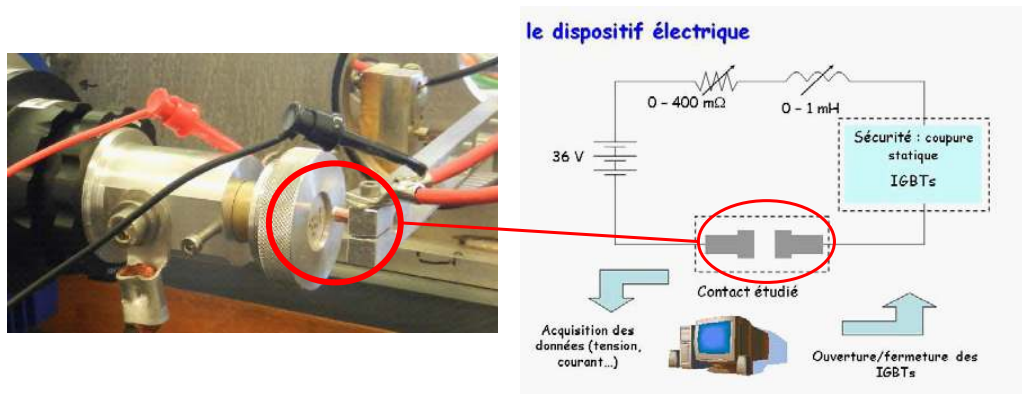


Figure 4.31 – Zoom sur le contact (à gauche) ; schéma du dispositif électrique (à droite).

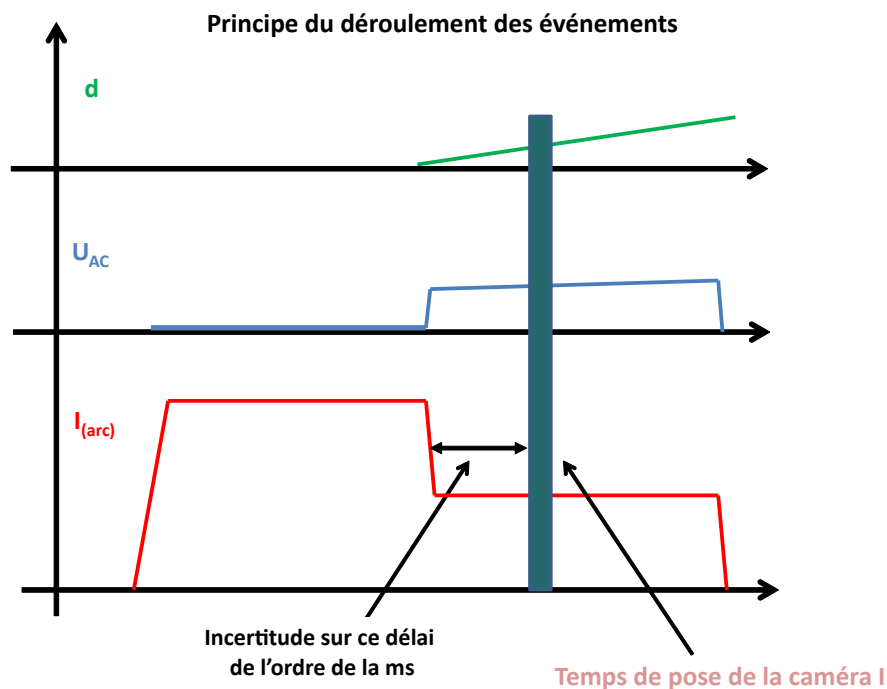


Figure 4.32 – Représentation schématique du déroulement des différents événements.

Principe de l'expérience

Le déroulement des différents événements est décrit sur la [figure 4.32](#) sur laquelle sont représentées les évolutions schématiques de la distance inter-électrodes, de la tension de contact et de l'intensité du courant traversant le contact. L'ensemble de l'expérience dure quelques millisecondes. Une impulsion de courant commence par traverser le contact initialement fermé (la tension de contact est alors de quelques millivolts). Les instants d'ouverture du contact et de prise de photographie avec la caméra IR sont commandés par rapport au début de l'impulsion de courant. Les instants sont mesurés à l'oscilloscope, il existe une certaine incertitude sur la synchronisation entre l'ouverture du contact et la prise d'image (de l'ordre de la milliseconde). Quand tout se passe bien, la photographie est prise durant l'arc. Le temps de pose de la caméra dépend de la température visée, dans une gamme allant de quelques microsecondes à quelques dizaines de microsecondes.

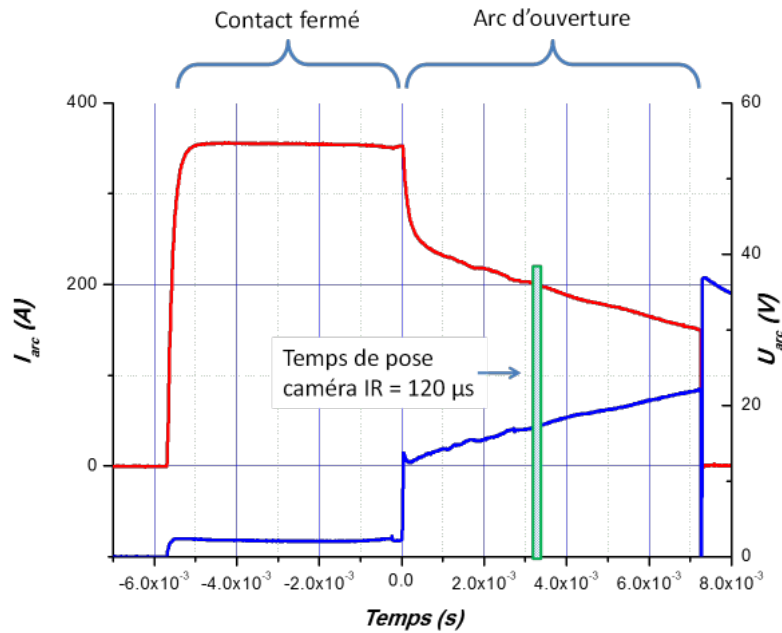


Figure 4.33 – Évolution de l'intensité du courant (en rouge) et de la tension de contact (en bleu) pour l'exemple présenté; l'instant de la prise de photographie est précisé.

4.4.4 Un exemple de résultat expérimental et de dépouillement

Un exemple de résultat

Avant de tirer des résultats généraux des différentes expériences réalisées, nous allons décrire en détail un exemple de résultat obtenu dans le cas où l'électrode plane était une cathode et proposer le dépouillement le plus complet possible des résultats obtenus. Pour l'exemple concerné, les évolutions du courant et de la tension sont données sur la [figure 4.33](#). L'instant de la prise de photographie est également précisé. L'intensité du courant d'arc peut être approximée par la formule suivante en vue de la simulation :

$$I_{\text{arc}}(t) = 95 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 253 - 14300t \quad (4.25)$$

La durée de l'arc est de 7,21 ms et l'instant de prise d'image est à 3,26 ms après le début de l'arc. La cartographie thermique 3D obtenue est représentée sur la [figure 4.34](#). Il faut noter que les valeurs de température en dessous de 200 °C n'ont pas de sens physique du fait de la gamme de température choisie pour la mesure. Du coup, l'extension radiale de la zone de validité des températures est de l'ordre de 1000 µm. La [figure 4.35](#) montre un exemple de profil de température passant par le maximum de température. Dans le but de comparer les résultats de modèle numérique et les résultats expérimentaux, un lissage gaussien est reporté sur cette figure. Son expression est :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.26)$$

avec $y_0 = -3,28$, $w = 842,7$ et $A_0 = 413,5$

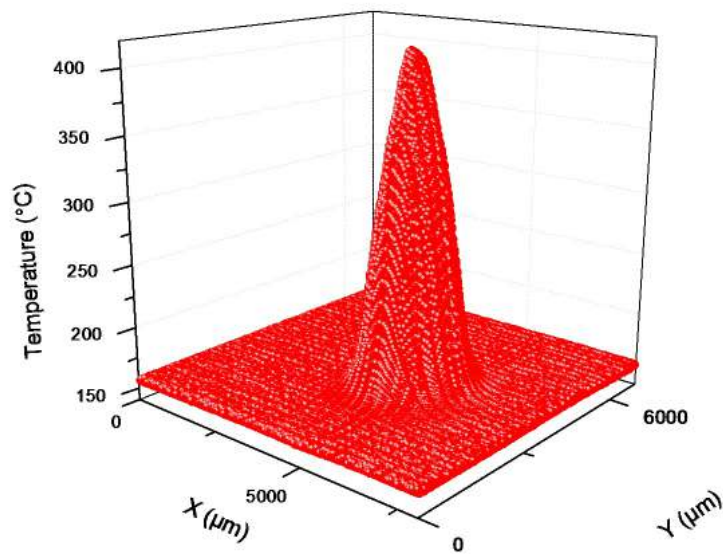


Figure 4.34 – Cartographie thermique obtenue pour l'exemple considéré ; les valeurs de température en dessous de 200 °C n'ont pas de sens physique.

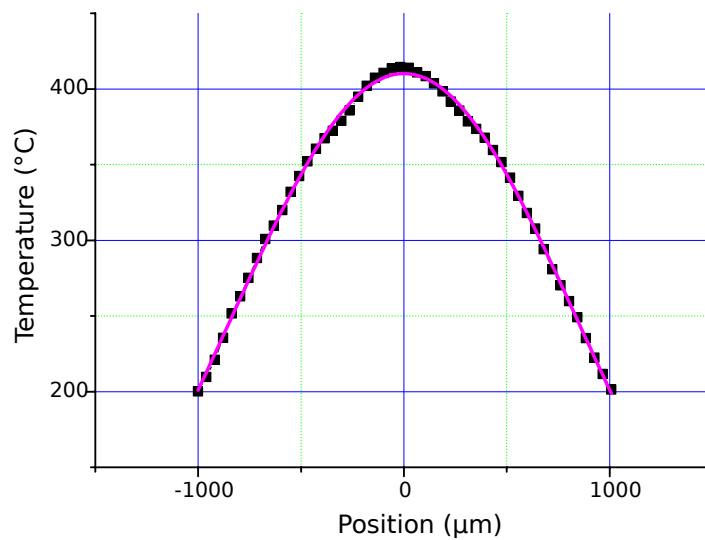


Figure 4.35 – Profil de température et lissage gaussien calculé (en rose).

Le problème inverse : à la recherche du bilan de puissance

L'objectif est de trouver les valeurs de $V_{\text{éq}}$ et Q_0 qui vont permettre de s'approcher au mieux de la courbe expérimentale. Le premier critère de comparaison que nous proposons consiste à comparer le profil expérimental moyen (ou plutôt son lissage) avec le résultat du calcul. En appelant r_i la distance entre l'axe de symétrie et la position du i^{e} «noeud» du maillage correspondant aux positions radiales des points sur la surface inférieure de l'électrode, on s'est dans un premier temps proposé d'estimer l'écart relatif moyen entre les températures expérimentales et calculées sur le profil considéré au moyen de la fonction écart :

$$\text{écart} = \frac{1}{N(R_{\text{comp}})} \sum_{i=1}^{N(R_{\text{comp}})} \frac{|T_{\text{exp}}(r_i) - T_{\text{cal}}(r_i)|}{T_{\text{exp}}(r_i)} \quad (4.27)$$

où $N(R_{\text{comp}})$ est le nombre de points de comparaison pour une valeur du rayon sur lequel on fait la comparaison, $T_{\text{exp}}(r_i)$ est la valeur du profil expérimental lissé en r_i (on a bien sûr $r_i \leq R_{\text{comp}}$), et $T_{\text{cal}}(r_i)$ est la valeur calculée de la température en r_i . Plusieurs valeurs de $V_{\text{éq}}$ et Q_0 ont ainsi été essayées et les résultats concernant la valeur de l'écart en fonction de Q_{max} pour divers $V_{\text{éq}}$ calculés. Il faut par ailleurs se donner un critère de compatibilité. L'émissivité de la peinture se situant entre 0,9 et 1, l'erreur sur la valeur de la température mesurée est de l'ordre de 2,5%. Nous nous sommes donné comme critère une valeur de la fonction écart inférieure ou égale à 5% (soit le double de l'incertitude sur la valeur de la température). Ce premier critère présente cependant l'inconvénient suivant : le maillage n'étant pas uniforme en surface, mais plus dense au centre, c'est cette zone qui pilote l'algorithme. On peut donc avoir une valeur de la fonction écart faible et un bon accord entre le profil expérimental et la simulation au centre, pour $r \in [0 \mu\text{m}; 150 \mu\text{m}]$, alors que pour r de l'ordre de $750 \mu\text{m}$ l'écart peut parfois atteindre une centaine de degrés Celsius. Nous optons donc pour un critère plus radical, en considérant une norme «max» : l'écart maximal entre les courbes expérimentales et les courbes calculées ne doit pas dépasser 5% de l'élévation de température sur l'ensemble de la zone de validité de la mesure. À titre d'illustration, pour le cas décrit dans cette partie, l'élévation maximale de température vaut 425°C et nous retenons les couples $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ qui conduisent à une différence entre les courbes de moins de 21°C . Nous avons tracé sur la [figure 4.36](#) l'écart maximal de température (noté T_{max}) atteint en fonction de la valeur de Q_0 pour deux valeurs de $V_{\text{éq}}$ (5 et 6 V). On voit qu'une zone de compatibilité existe pour $V_{\text{éq}} = 5 \text{ V}$ alors qu'aucune zone n'est possible pour $V_{\text{éq}} = 6 \text{ V}$. La [figure 4.37](#) présente une synthèse des calculs en déterminant dans le plan $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ une zone dans laquelle les profils de température mesurés et les profils de température calculés vérifient le critère sur T_{max} .

Commentaires

Nous avons d'autres informations à notre disposition, par exemple la possibilité d'observer le cratère laissé par l'arc au profilomètre optique 3D. La [figure 4.38](#) nous donne une image de ce cratère en coupe le long d'un diamètre. La profondeur minimale fondue est de l'ordre de $35\text{--}40 \mu\text{m}$ et le diamètre minimal fondu de l'ordre de $760\text{--}780 \mu\text{m}$. Les calculs menés pour des couples $(V_{\text{éq}}; Q_0)$ conduisant à des profils compatibles avec l'expérience ont conduit à des profondeurs fondues toujours supérieures à $44 \mu\text{m}$ et des diamètres fondus supérieurs à $800 \mu\text{m}$. Dans ce cas les deux critères sont compatibles.

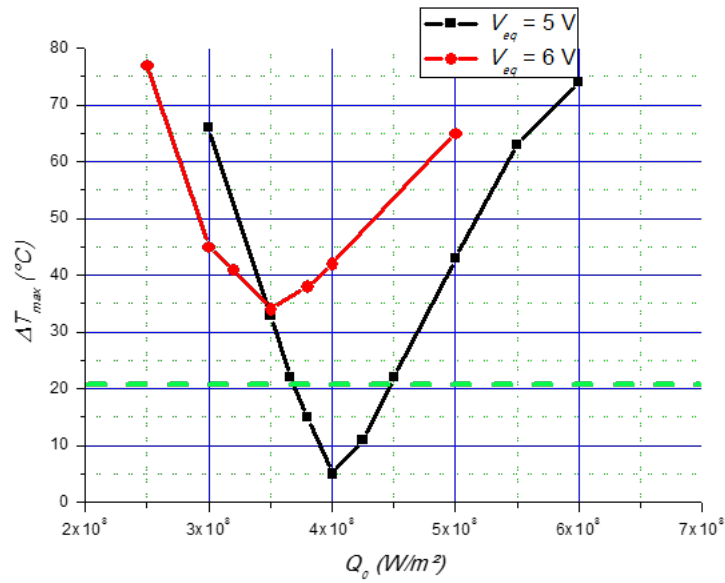


Figure 4.36 – Valeur de ΔT_{max} en fonction de Q_0 pour deux valeurs de V_{eq} ; la ligne marquant 5% de l'élévation de température est précisée en vert.

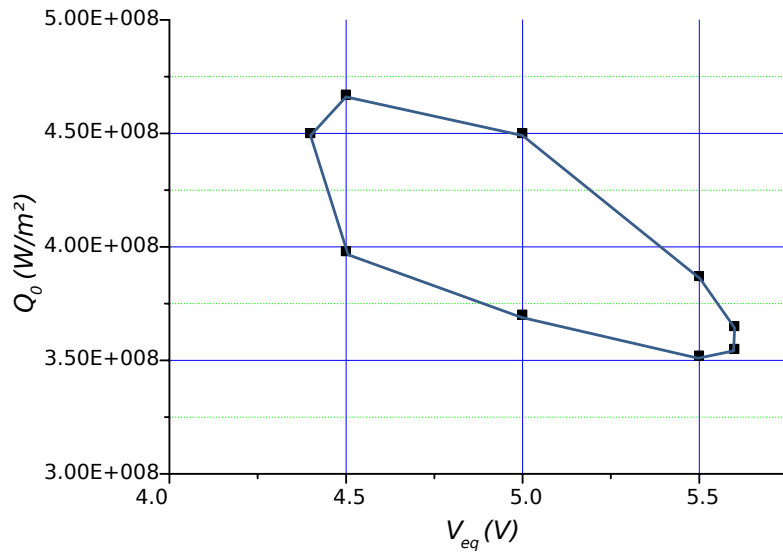


Figure 4.37 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas présenté en exemple.

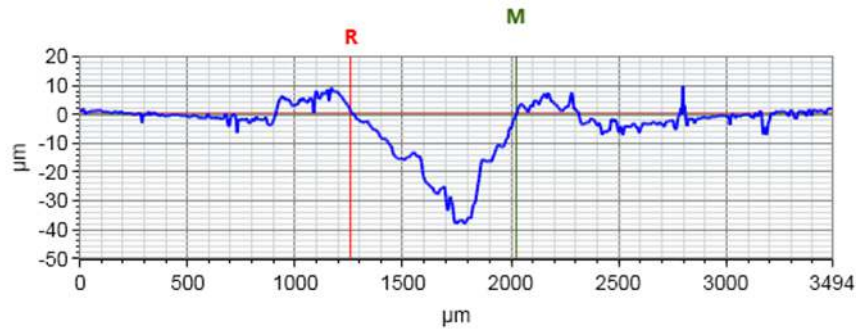


Figure 4.38 – Observation du cratère au profilomètre après l’arc ; le diamètre minimal de la zone fondue est de l’ordre de 760–780 μm ; la profondeur minimale est de l’ordre de 35–40 μm .

4.4.5 Synthèse d’autres résultats

Nous avons réalisé une quarantaine d’essais sur des électrodes en Ag–SnO₂. Nous présentons par la suite cinq autres résultats (trois anodes et deux cathodes, le cas précédent étant une cathode), ce qui permet de balayer une gamme de courant allant de 80 à 250 A. Pour chaque cas, nous donnerons :

- l’expression définissant le lissage du courant d’arc ;
- la durée de l’arc ;
- l’instant de prise de l’image ;
- un ou deux profils mesurés de température ainsi que l’expression de l’approximation prise pour la comparaison avec la simulation ;
- l’étendue spatiale de validité de la mesure de température (zone sur laquelle la comparaison calcul/expérience a été effectuée) ;
- la valeur de ΔT_{max} ;
- la zone de compatibilité entre expérience et calcul dans les axes ($V_{\text{éq}}$; Q_0).

On appelle cas 1, le cas précédent, c’est-à-dire une cathode avec un courant d’arc moyen de 200 A.

Cas 2 : anode

L’intensité du courant d’arc vaut :

$$I_{\text{arc}}(t) = 85 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 259 - 14939t \quad (4.28)$$

La durée de l’arc est de 6,76 ms. L’instant de prise de l’image : 2,84 ms. Nous montrons en [figure 4.39](#) un profil de température mesuré ainsi que la gaussienne qui réalise un bon lissage de l’expérience. Son expression est donnée par :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.29)$$

avec : $y_0 = 283,4$, $w = 509,5$ et $A_0 = 174,5$ La valeur de ΔT_{max} est de 23 °C. La [figure 4.40](#) montre la zone de compatibilité entre expérience et calcul.

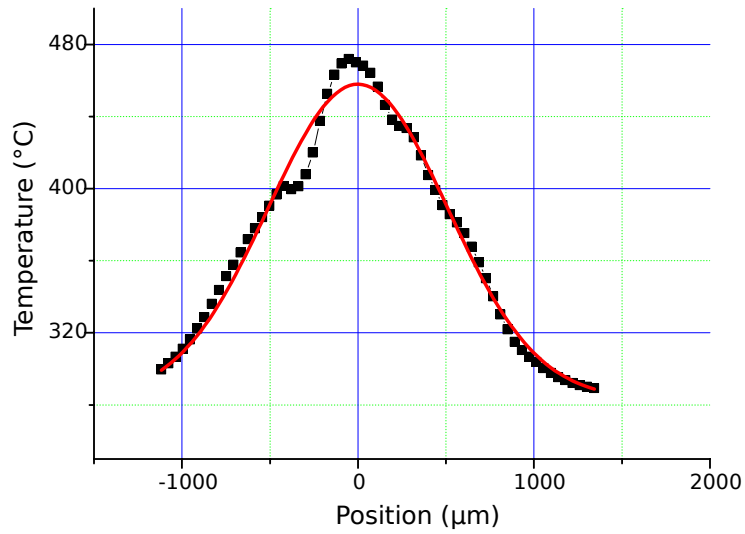


Figure 4.39 – Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 2.

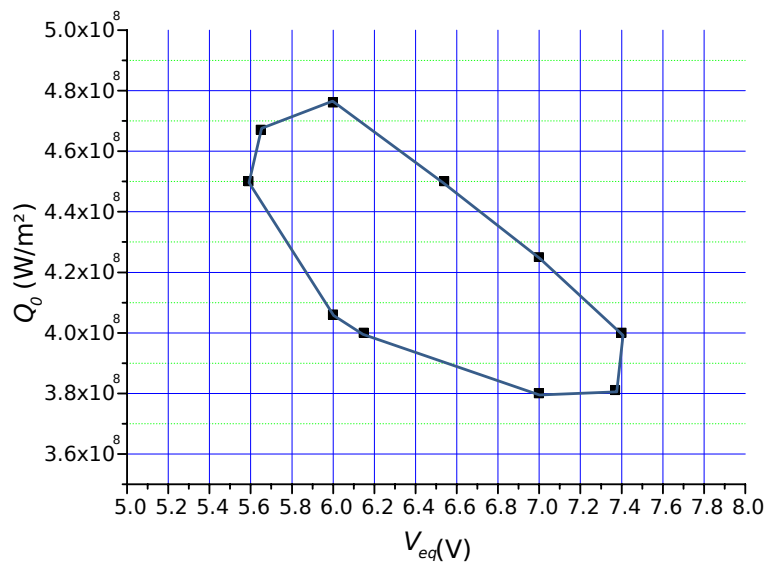


Figure 4.40 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas 2.

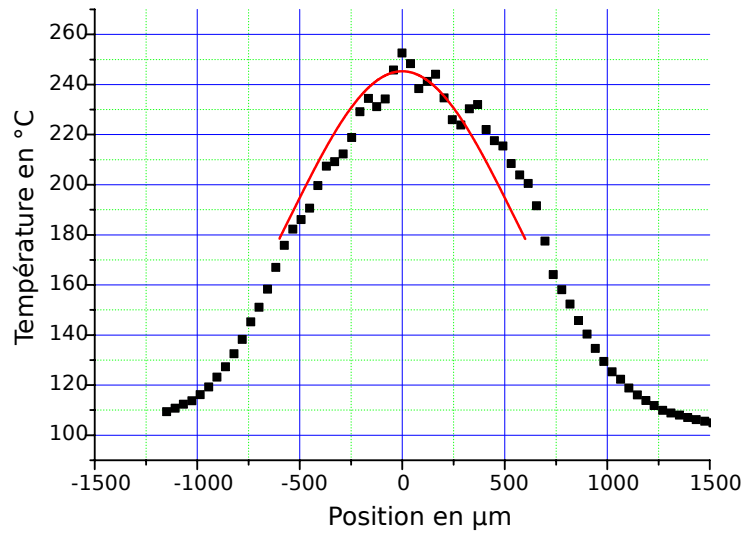


Figure 4.41 – Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 3.

Cas 3 : cathode

L'intensité du courant d'arc s'écrit :

$$I_{\text{arc}}(t) = 50 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 147 - 8200t \quad (4.30)$$

La durée de l'arc est de 6,71 ms. L'instant de prise de l'image : 2,76 ms. La [figure 4.41](#) montre un profil de température mesuré ainsi que la gaussienne qui réalise le lissage, dont l'expression est donnée par :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.31)$$

avec les coefficients suivants : $y_0 = 95,4$, $w = 551,5$ et $A_0 = 150$. La valeur de ΔT_{max} est de $11,5^\circ\text{C}$. La [figure 4.42](#) définit la zone de compatibilité entre expérience et calcul.

Cas 4 : anode

L'intensité du courant d'arc vaut :

$$I_{\text{arc}}(t) = 54 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 157 - 8500t \quad (4.32)$$

La durée de l'arc est de 5,41 ms. L'instant de prise de l'image : 1,47 ms. La [figure 4.43](#) montre un profil de température mesuré ainsi que la gaussienne qui réalise le lissage, dont l'expression est donnée par :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.33)$$

avec les coefficients suivants : $y_0 = 149,6$, $w = 406$ et $A_0 = 69$. La valeur de ΔT_{max} est de 10°C . La [figure 4.44](#) définit la zone de compatibilité entre expérience et calcul.

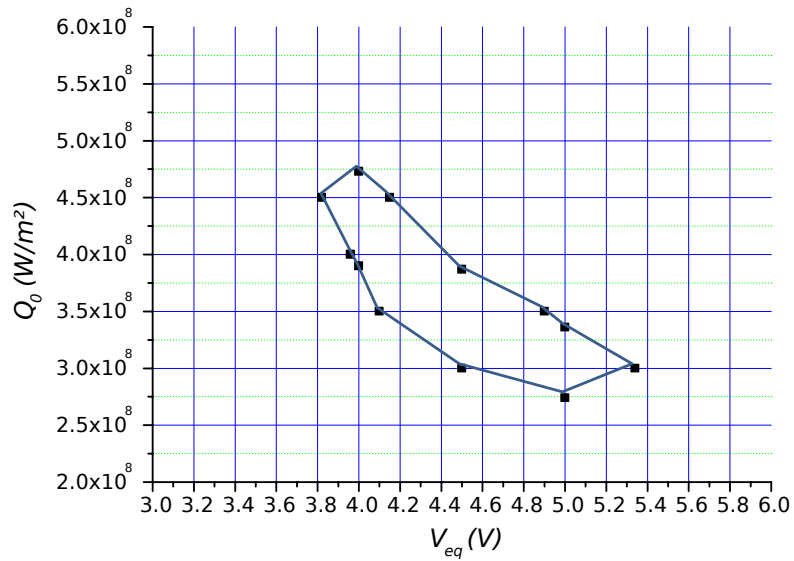


Figure 4.42 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas 3.

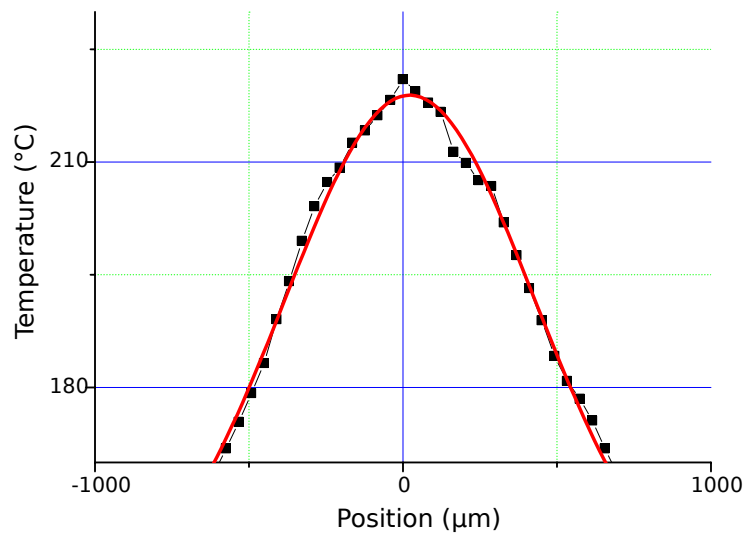


Figure 4.43 – Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 4.

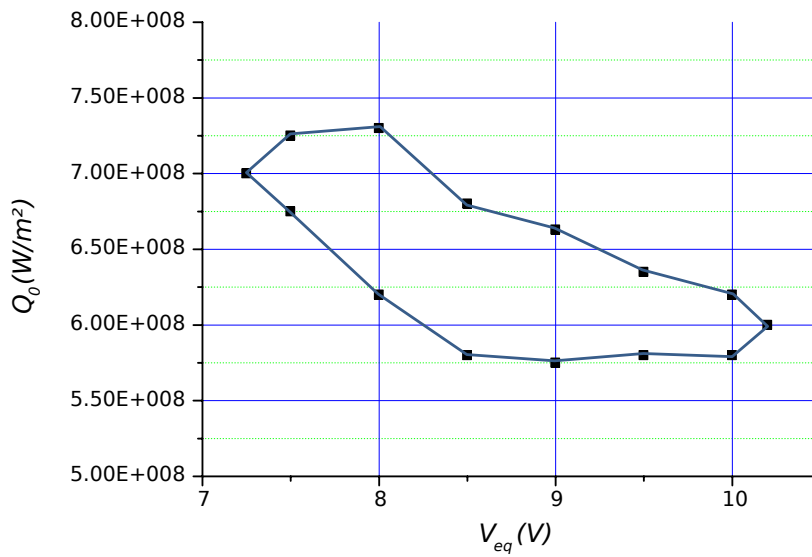


Figure 4.44 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas 4.

Cas 5 : cathode

L'intensité du courant d'arc vaut :

$$I_{arc}(t) = 40 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 104 - 7300t \quad (4.34)$$

Le courant moyen est de 80 A, la durée de l'arc est de 6,69 ms, et l'instant de prise de l'image 2,72 ms. La [figure 4.45](#) montre un profil mesuré de température ainsi que la gaussienne qui réalise le lissage, dont l'expression est donnée par :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.35)$$

avec les coefficients suivants : $y_0 = 102,5$, $w = 411,5$ et $A_0 = 53$. La valeur de ΔT_{max} est de 8 °C. La [figure 4.46](#) définit la zone de compatibilité entre expérience et calcul.

Cas 6 : anode

L'intensité du courant d'arc vaut :

$$I_{arc}(t) = 30 \exp\left(\frac{-t}{10^{-4}}\right) + 86 - 500t \quad (4.36)$$

Le courant moyen est de 80 A, la durée de l'arc est de 4,70 ms, et l'instant de prise de l'image 2,60 ms. La [figure 4.47](#) montre un profil mesuré de température ainsi que la gaussienne qui réalise le lissage, dont l'expression est donnée par :

$$y(x) = y_0 + A_0 \exp\left(\frac{-x^2}{2w^2}\right) \quad (4.37)$$

avec les coefficients suivants : $y_0 = 31,3$, $w = 624,3$ et $A_0 = 131,75$. La valeur de ΔT_{max} est de 6 °C. La [figure 4.48](#) définit la zone de compatibilité entre expérience et calcul.

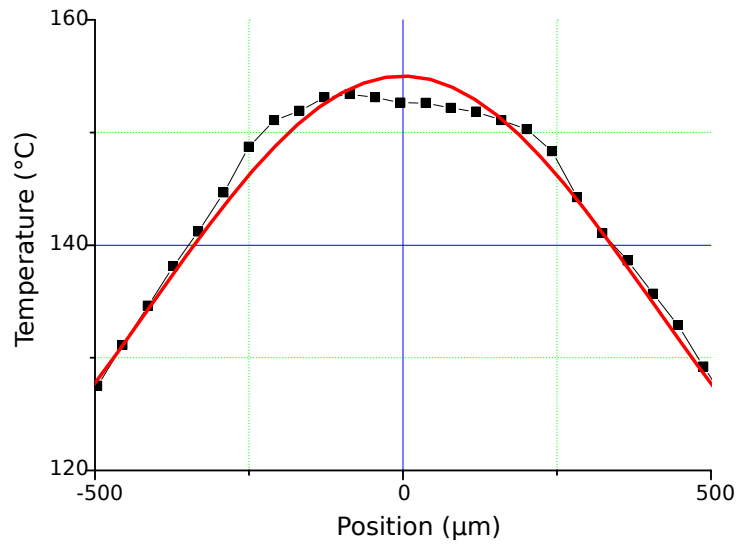


Figure 4.45 – Profil de température et courbe gaussienne qui réalise le lissage (en rouge) dans le cas 5.

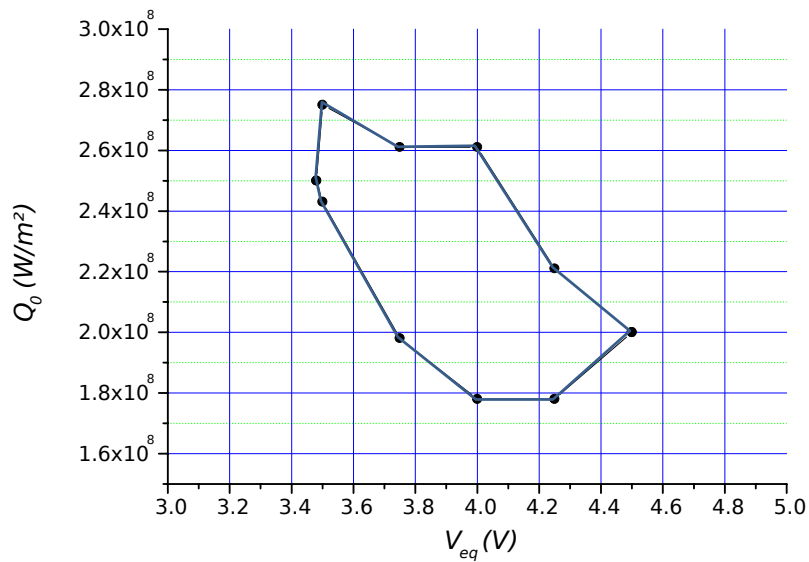


Figure 4.46 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas 5.

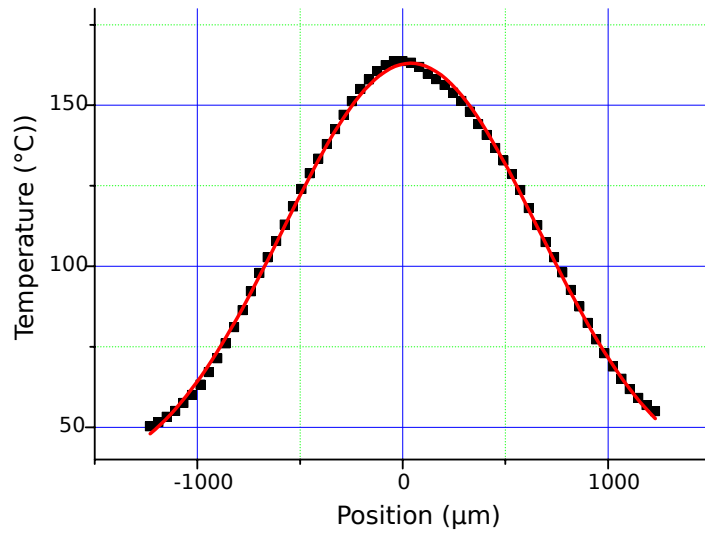


Figure 4.47 – Profil de température et courbe gaussienne qui réalise le lissage (en rouge) dans le cas 6.

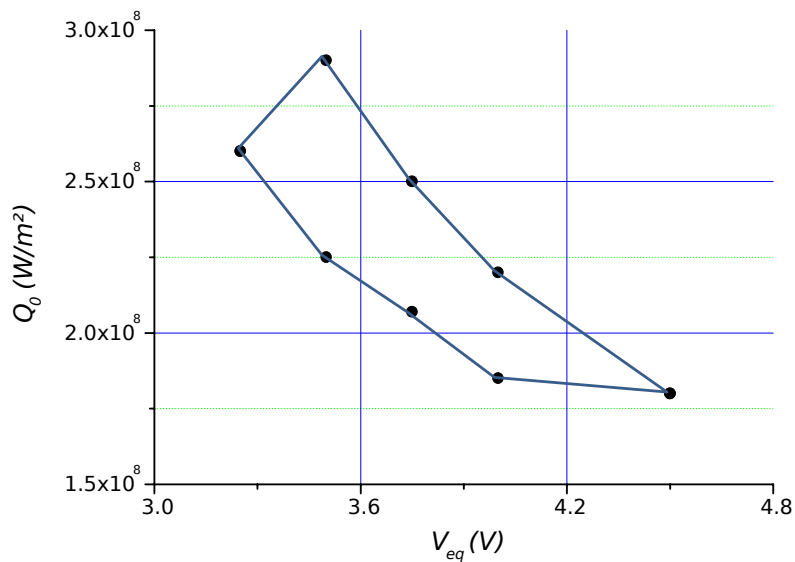


Figure 4.48 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} dans le cas 6.

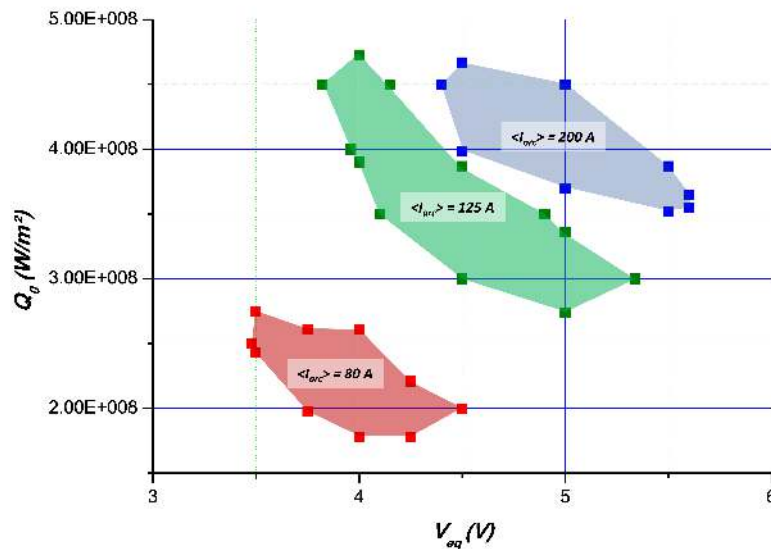


Figure 4.49 – Synthèse des zones de compatibilité entre expérience et modélisation dans le cas d'une cathode pour diverses valeurs moyennes de l'intensité du courant d'arc.

Synthèse des résultats et commentaires

Sur les figures 4.49 et 4.50 nous avons synthétisé les résultats obtenus dans le cas d'une cathode et d'une anode respectivement. Deux cas spécifiques sont à commenter ; il s'agit des mesures faites à basse intensité :

- dans le cas de l'anode, la zone de compatibilité trouvée est entièrement incompatible avec les mesures en profilométrie 3D, puisqu'aucun des couples de cette zone ne conduit à une fusion à la fin de l'arc (la durée de l'arc vaut 4,7 ms) ;
- dans le cas de la cathode, une partie de la zone (non détaillée ici) est de même incompatible avec les mesures en profilométrie 3D, une autre partie l'est (la durée de l'arc vaut 6,69 ms).

Par ailleurs, outre ce constat, on observe que les zones à plus fort courant (zones vertes et bleues) sont plus «proches» les unes des autres pour la cathode que dans le cas de l'anode. Nous n'avons pas *a priori* d'explication sur ces deux points. Enfin, on peut donner un encadrement des zones de compatibilités :

- pour la cathode : $3,5 \text{ V} \leq V_{\text{éq}} \leq 5,5 \text{ V}$ et $2 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2} \leq Q_0 \leq 5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$;
- pour l'anode, en tenant compte des observations profilométriques : $5,5 \text{ V} \leq V_{\text{éq}} \leq 10 \text{ V}$ et $3,75 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2} \leq Q_0 \leq 7,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$.

4.5 Présentation d'une troisième méthode liée à l'observation de l'évolution du rayon fondu à l'arrière de l'électrode

4.5.1 Introduction

Dans la configuration décrite dans la section 4.4 nous avons constaté que la peinture se décolle de la face inférieure de la pastille lorsque l'intensité du courant d'arc devient

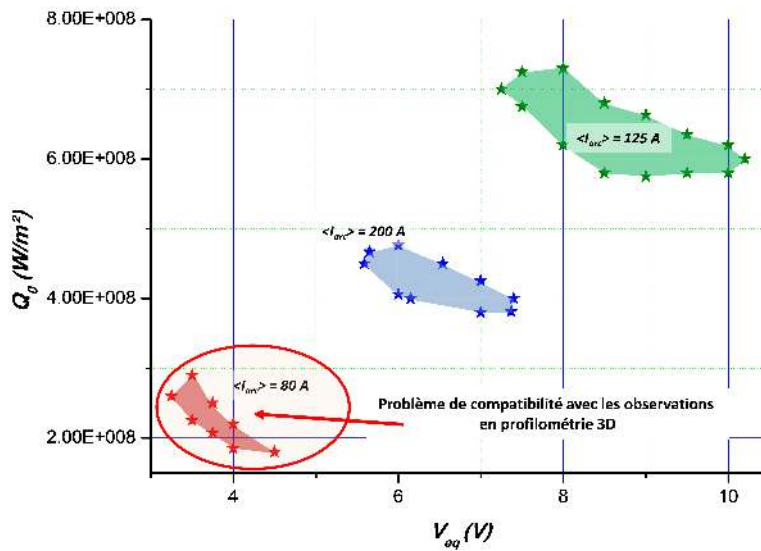


Figure 4.50 – Synthèse des zones de compatibilité entre expérience et modélisation dans le cas d’une anode pour diverses valeurs moyennes de l’intensité du courant d’arc.

supérieure à environ 300–350 A, si bien que toute mesure devient impossible à l’aide de la caméra thermique. On constate également que la surface inférieure peut atteindre la température de fusion. À forte intensité de courant d’arc, la méthode précédente n’est donc plus utilisable. Cependant l’observation de la zone fondue à l’arrière de l’électrode plane peut nous apporter des informations concernant le bilan de puissance. Nous avons donc essayé d’observer au cours de l’arc le phénomène de fusion de la surface inférieure. Pour cela, nous reprenons le dispositif décrit dans la partie précédente, en y apportant deux modifications :

- on remplace la caméra thermique par une caméra rapide ;
- la surface inférieure de la pastille n’est plus peinte.

4.5.2 Un exemple de résultats et d’analyse

Nous présentons dans un premier temps un exemple détaillé, pour le cas d’une cathode, et la façon dont nous utilisons les observations expérimentales. Dans un second temps nous appliquerons la méthode à différents cas permettant d’étudier l’influence de la polarité et de l’intensité du courant d’arc. Un exemple de résultat est donné sur la [figure 4.51](#) qui montre l’évolution de l’intensité du courant d’arc, de la tension d’arc et du diamètre de la zone fondue au niveau de la surface inférieure. Par ailleurs différentes photographies extraites du film et permettant la mesure du diamètre sont présentées sur la [figure 4.52](#). La zone fondue apparaît en blanc « saturé ». À titre d’exemple, aucune zone fondue n’apparaît sur l’image avant 15 ms (après l’apparition de l’arc) et la taille maximale est atteinte pour 26 ms, c’est-à-dire environ 15 ms après l’extinction de l’arc. Nous avons réalisé un lissage de l’intensité du courant d’arc et du rayon de la zone fondue pour présenter la comparaison entre calcul et expérience. Dans le cas de la [figure 4.51](#), le courant prend l’expression suivante (en millisecondes) avec l’apparition de l’arc à 6,65 ms :

$$I_{arc}(t) = 96 \exp\left(\frac{-(t - 6,65)}{10^{-4}}\right) + 384 - 13348(t - 6,65) \quad (4.38)$$

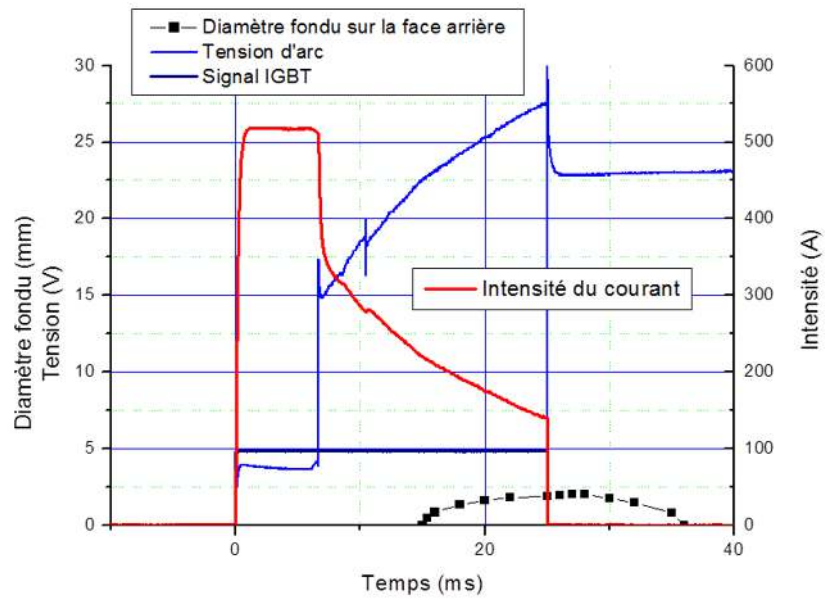


Figure 4.51 – Évolution du courant (rouge), de la tension d'arc (bleu) et du diamètre de la zone fondue (noir).

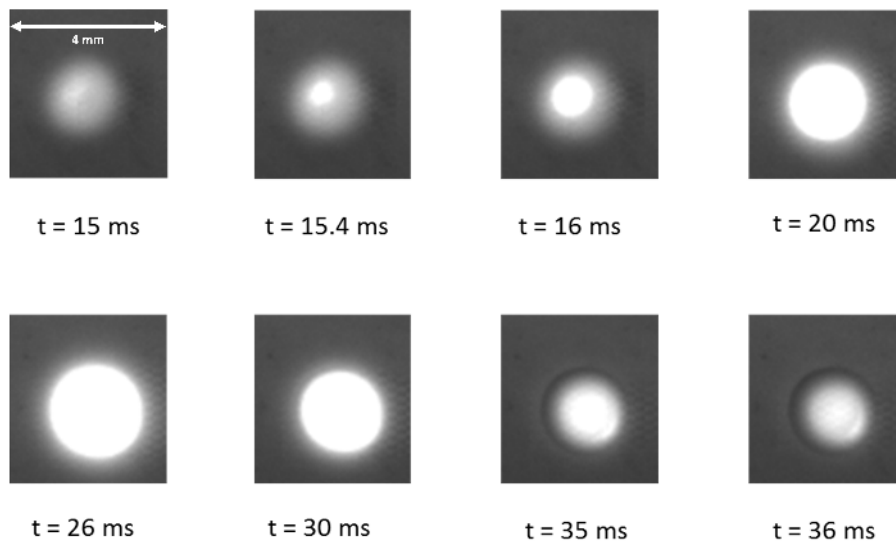


Figure 4.52 – Observation à la caméra rapide de la zone fondue sur la face arrière de l'électrode plane pendant l'arc.

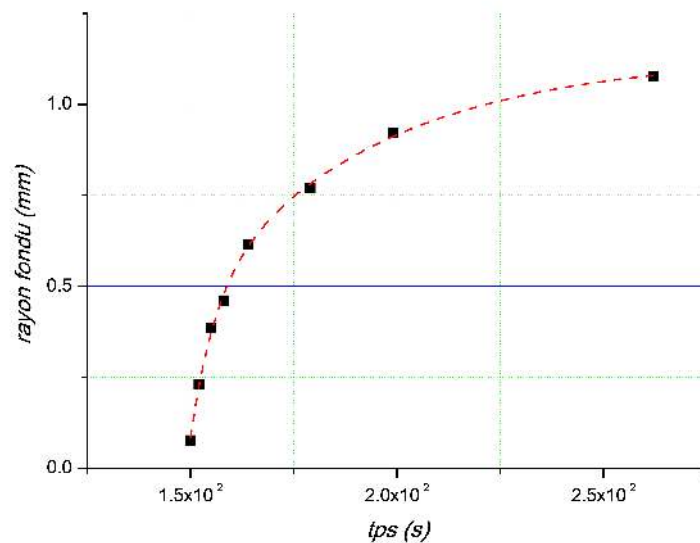


Figure 4.53 – Évolution du rayon de la zone fondue et lissage de la courbe expérimentale.

La durée totale de l'arc est de 18,31 ms. L'évolution du rayon de la zone fondue de $t = 6,65$ ms jusqu'à la fin de l'arc est donnée par :

$$R_{\text{fondu}} = R_0 + R_1 \exp\left(\frac{-t}{t_1}\right) + R_2 \exp\left(\frac{-t}{t_2}\right) \quad (4.39)$$

avec :

$$R_0 = 1,13$$

$$R_1 = -20$$

$$R_2 = -4,75 \cdot 10^{10}$$

$$t_1 = 0,0044$$

$$t_2 = 0,0006$$

La [figure 4.53](#) montre le bon accord entre le rayon de la zone fondue mesuré et son lissage (en rouge et en pointillés). La mesure du rayon de la zone fondue faite à l'aide des images prises en caméra rapide présentant une incertitude de l'ordre de $\pm 150 \mu\text{m}$, nous avons choisi ce critère de compatibilité en vue de comparer nos résultats de calcul aux résultats expérimentaux. Ainsi nous cherchons donc les couples $(V_{\text{éq}}; Q_0)$ qui conduisent à des valeurs du rayon de la zone fondue sur la face arrière de l'électrode se situant entre les deux courbes présentées sur la [figure 4.54](#) (mesure + $150 \mu\text{m}$ et mesure - $150 \mu\text{m}$). À titre d'exemple ([figure 4.55](#)) nous traçons pour $V_{\text{éq}} = 8 \text{ V}$ et différentes valeurs de Q_0 l'évolution du rayon de la zone fondue sur la face inférieure de l'électrode plane. On constate que les valeurs de Q_0 compatibles sont dans l'intervalle $4,4 \cdot 10^8 - 4,7 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. En généralisant cette démarche à diverses valeurs de $V_{\text{éq}}$ on obtient une zone de compatibilité entre expérience et simulation, qui est représentée sur la [figure 4.56](#).

4.6 Conclusion du bilan de puissance

Les échanges qui se produisent entre un arc électrique et une électrode sont complexes et rapides. En effet, on peut y trouver des électrons, des espèces neutres, des rayonnements

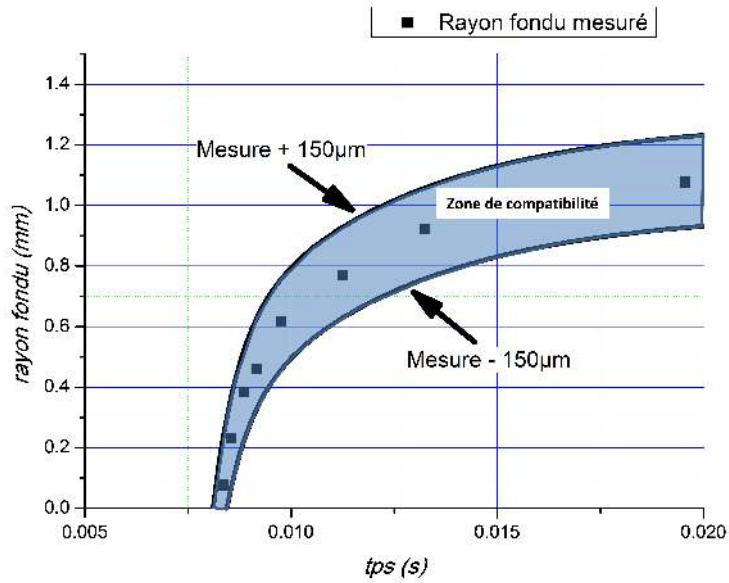


Figure 4.54 – Évolution du rayon de la zone fondue et zone de compatibilité entre calcul et expérience.

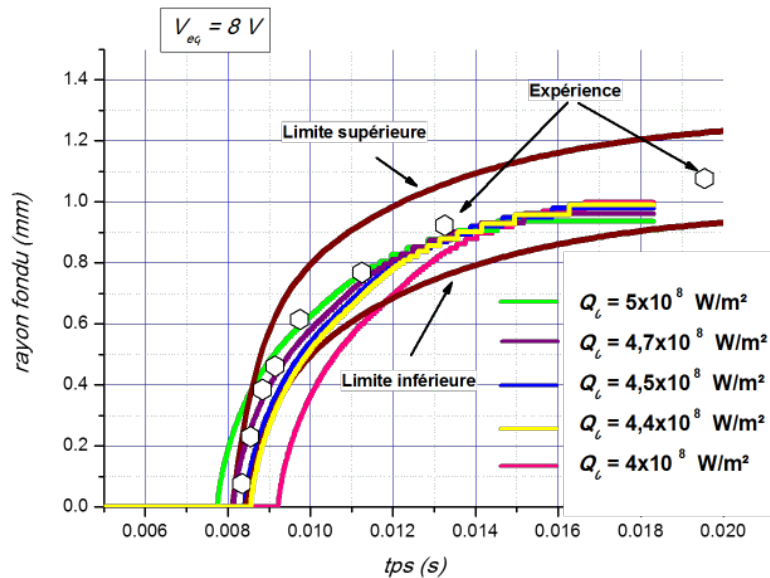


Figure 4.55 – Évolution du rayon de la zone fondue calculé pour différentes valeurs de Q_0 avec $V_{eq} = 8 V$.

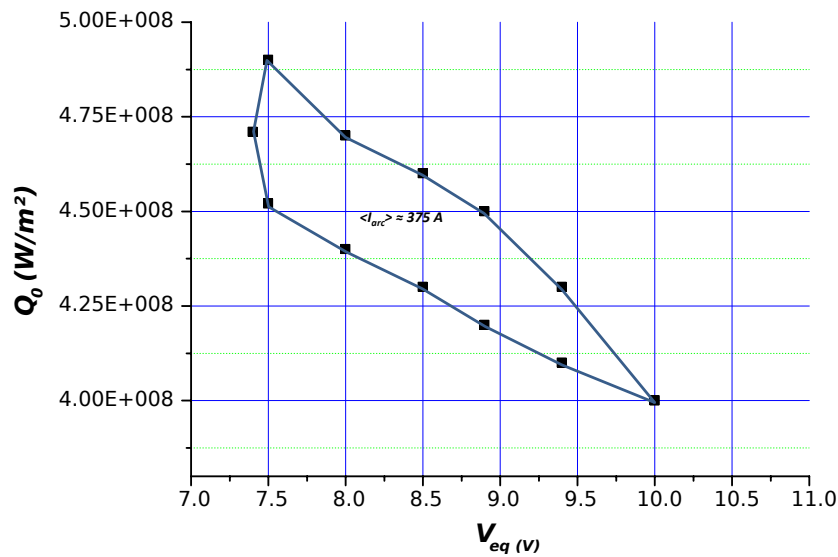


Figure 4.56 – Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et V_{eq} .

de plasmas, des réactions chimiques qui bombardent la surface de l'électrode. Ces échanges ont lieu sur des zones localisées, appelées «micro-spots» qui durent quelques dizaines de nanosecondes et mesurant quelques micromètres de diamètre. Dans ce chapitre, nous avons cherché à adopter une approche plus globale, c'est-à-dire à l'échelle du pied d'arc, avec des ordres de grandeur de la microsonde et du millimètre dans l'objectif d'obtenir un jeu de paramètres servant à la modélisation thermo-mécanique. Dans cette approche, le flux de puissance se caractérise par une tension équivalente V_{eq} et une densité surfacique de puissance Q . Ces deux quantités sont supposées indépendantes du temps. Plusieurs méthodes ont été proposées en vue d'estimer ce jeu de paramètres.

La première consistait à calculer ce jeu de paramètres à partir des mesures de volumes fondus sur une paire d'électrodes, après un impact d'arc unique sur une surface neuve. Une première estimation s'est effectuée sur la base des données profilométriques. Dans ce cas, nous avons considéré que le diamètre et la profondeur fondus sont supérieurs aux dimensions du cratère observé par profilométrie. Il s'est avéré que nous avons pu accéder à une estimation plus fine de ces dimensions. En effet, on a pu mettre en évidence par une attaque chimique la présence d'une zone fondue puis resolidifiée sous le cratère d'impact. La mesure des dimensions (profondeur et diamètre) de cette zone fondue a été possible avec un microscope optique en champ polarisé et d'un MEB via une analyse EBSD. Dans le cas étudié ici, soit un arc à 300 A d'environ 4 ms, les dimensions mesurées par EBSD sont :

- 1415 μm pour le diamètre et 185 μm pour la profondeur, côté anode,
- 1850 μm pour le diamètre et 220 μm pour la profondeur, côté cathode.

À partir de ces mesures de profondeur fondue, sous certaines hypothèses, nous avons effectué une modélisation thermique axisymétrique avec la méthode des différences finies et en déduire une zone de compatibilité. L'estimation la plus fine, basé sur les mesures EBSD, a donné :

- V_{eq} valant entre 4,1 et 7,6 V et Q_0 valant entre 5,6 et $8,4 \cdot 10^8 W \cdot m^{-2}$ pour l'anode,
- V_{eq} valant entre 7 et 12 V et Q_0 valant entre 6,5 et $8,5 \cdot 10^8 W \cdot m^{-2}$ pour la cathode.

La deuxième méthode consistait à mesurer l'échauffement sur une électrode mince en Ag-SnO₂. En générant un arc à l'ouverture, avec un courant continu et sous différentes intensités de courant d'arc (80 à 250 A), nous avons mesuré la température sur la face arrière de l'électrode avec une caméra infrarouge. Par problème inverse, nous avons pu recalculer la température à la surface de l'électrode, à l'endroit de l'impact de l'arc. La mesure profilométrique des impacts d'arc sur ces électrodes minces a parfois permis de donner une borne inférieure pour la profondeur et le rayon fondue. On a pu constater des incompatibilités dans certains cas. Par exemple, pour un arc de courant 200 A durant 7,21 ms nous avons obtenu avec cette méthode, toujours en modélisant par différences finies :

- $V_{\text{éq}}$ valant entre 5,6 et 7,4 V et Q_0 valant entre 3,8 et $4,75 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ pour l'anode,
- $V_{\text{éq}}$ valant entre 4,3 et 5,6 V et Q_0 valant entre 3,5 et $4,7 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ pour la cathode.

Une troisième méthode a consisté à observer la face arrière de l'électrode mince mais cette fois-ci avec une caméra rapide. L'objectif était de filmer l'évolution du rayon fondu. La zone fondue est apparue sous la forme d'une zone blanche (saturation de la caméra). Ainsi pour un arc d'intensité de courant de 300 A durant 18,31 ms, on a pu obtenir pour une cathode un $V_{\text{éq}}$ compris entre 7,25 et 10 V et un Q_0 compris entre 4 et $4,8 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. L'estimation sur une anode n'a pas été réalisée.

Il faut rappeler que lors des essais sur électrodes minces, les conditions dans lesquelles nous avons mesuré ces couples ne sont pas exactement égales à celles dans notre étude, c'est à dire des durées d'arc à l'ouverture de 5 ms environ et des courants inférieurs à 100 A (AC-3) ou égaux à 150, 300 et 600 A (essais sur machine Saturne). Cependant, elles permettent d'avoir un jeu de paramètres pour des calculs de modélisation thermo-mécanique.

Chapitre 5

Modélisation thermomécanique de l'apparition des fissures

5.1 Introduction

Dans ce chapitre et le suivant, nous proposons deux types de modèles pour décrire la dégradation d'une pastille de contact suite aux impacts d'arcs électriques. Chacun correspond à un type d'endommagement particulier : d'une part, l'amorçage de fissure ; d'autre part, l'érosion et la formation de flaques d'argent en surface, amenant la soudure du contact électrique. Pour une première approche, nous avons étudié ces endommagements de façon découplée. Nous étudierons au [chapitre 6](#) l'évolution de la géométrie et de la composition chimique sans référence aux champs de contrainte ou au développement de fissures. Dès maintenant, nous cherchons à caractériser les contraintes et les déformations sur une géométrie initiale, et avec un gradient de composition donné.

5.1.1 Résumé des phénomènes physiques observés et leurs conséquences

Dans les essais, nous avons rencontré des arcs à l'ouverture du contact et à sa fermeture. Il se crée également des ponts fondus à l'ouverture. Selon les situations, les phénomènes physiques associés sont différents. Leur liste est définie dans le tableau [5.1](#).

Dans le cas de la machine Saturne, il n'y a des arcs qu'à l'ouverture. On ne rencontre donc que les effets associés à celle-ci, et bien entendu l'effet du cyclage. Les conditions AC-3 génèrent des arcs à l'ouverture et à la fermeture, on rencontre donc la panoplie complète des effets cités dans le tableau [5.1](#).

5.1.2 Problème physique considéré dans ce chapitre et procédure numérique associée

L'approche proposée dans ce chapitre s'intéresse avant tout à l'effet d'un arc, en prenant en compte le champ thermique qu'il génère pour en déduire les champs de contrainte et de déformation. En simulant cette action sur un grand nombre d'impacts, nous disposons de données qui peuvent servir d'entrée à un modèle d'amorçage de fissure.

Tableau 5.1 – Phénomènes physiques observés dans les essais et leurs conséquences

<ul style="list-style-type: none"> – <i>Arc à l'ouverture :</i> <ul style="list-style-type: none"> — fusion, vaporisation ; — érosion ; — explosion ; — mouvement dans le métal liquide, avec démixtion et éjection de gouttelettes. – <i>Arc à la fermeture :</i> <ul style="list-style-type: none"> — fusion, vaporisation ; — érosion ; — explosion ; — mouvement dans le métal liquide, avec démixtion et éjection de gouttelettes ; — effet de l'impact, avec étalement du bain fondu et cassure (arrachement) des zones fragiles ; — soudure. – <i>Pont liquide à l'ouverture :</i> <ul style="list-style-type: none"> — vaporisation ; — explosion ; — arrachement de matière. – <i>Effet du cyclage :</i> <ul style="list-style-type: none"> — amorçage de fissures.
--

Précédemment, nous avons vu que des fissures s'amorcent dans le matériau de contact, comme illustré en [figure 3.26](#). Ces fissures s'enfoncent en général dans la pastille perpendiculairement à la surface libre ([figure 3.31](#)). Elles peuvent également présenter des cheminements plus complexes comme une bifurcation après une propagation de l'ordre du millimètre ([figure 3.34](#)). Cette bifurcation est certainement liée aux changements de géométrie et de composition chimique au voisinage de la surface, qui engendrent des redistributions de contrainte et génèrent des champs complexes de contraintes résiduelles. Nous souhaitons dans un premier temps mettre l'accent sur l'étape d'amorçage, c'est-à-dire l'apparition d'une fissure de quelques centaines de micromètres. Le phénomène est très précoce, et peut être visible sur des coupes pour quelques centaines à quelques milliers de cycles, en fonction des conditions expérimentales. Le [tableau 5.2](#) synthétise les informations obtenues sur des rivets testés avec la machine Saturne et sur des pastilles en conditions AC-3.

Tableau 5.2 – Synthèse des données expérimentales concernant la fissuration des pastilles

Essai	I ouverture (A)	Cycles	Figure	Fissures	Longueur (μm)
Saturne	150	1000	B.1	2	525-775
Saturne	300	10 000	B.17	2	800-1120
Saturne	600	738	B.2	1	940
AC-3	100	80 000	3.51b	3	380
AC-3	100	160 000	3.51c	4	200-500
AC-3	100	240 000	3.51d	4	90-380
AC-3	100	240 000	3.51d	4	90-380
AC-3	100	311 000	3.51e	8	120-570
AC-3	100	333 000	3.51f	4	100-160
AC-3	100	554 000	3.51g	7	140-630

Nous allons montrer que l'apparition de fissure peut être expliquée par le phénomène de fatigue thermo-mécanique engendré par l'accumulation d'arcs. Nous mettons en œuvre un modèle thermo-mécanique par éléments finis, qui permet de calculer l'évolution des champs de déformations et de contraintes. Le résultat dépend en premier lieu de la géométrie et du matériau. Nous considérons qu'à cette étape les pastilles ont conservé leur géométrie initiale. On fera donc le calcul thermique sur une géométrie non déformée. En ce qui concerne la composition chimique, nous testerons plusieurs configurations, avant tout une distribution uniforme à 12% d'oxyde dans l'argent, mais aussi deux cas, comportant en surface des zones enrichies (à 24%) ou appauvries (argent pur) en oxyde. Ces répartitions de matériau sont très simplifiées par rapport aux observations expérimentales dans la mesure où on observe des amas d'argent locaux plutôt qu'une couche uniformément répartie (voir la [figure 3.51](#)) et même des amas d'oxyde d'étain (cf. [figure 3.54](#)) si bien qu'on ne peut prétendre représenter pleinement le processus, en particulier dans sa composante aléatoire. Ce sera le but du chapitre suivant. Pour le moment, nous considérons que la présente représentation conserve un sens au moins qualitatif, en mettant en lumière l'effet d'un arc qui serait répété toujours au même point d'impact.

En résumé, cette modélisation prendra en compte les champs thermiques, y compris la fusion locale du matériau, sans représenter explicitement ce qui se passe en phase liquide. L'érosion est négligée. La distribution d'impacts sur toute la surface de la pastille n'est pas prise en compte. L'évolution de la composition est représentée de façon phénoménologique et prise en compte dans le comportement du matériau. Le modèle se concentre sur l'apparition de fissures.

L'arc électrique est modélisé par une densité de flux de chaleur variable dans le temps et l'espace, appliquée à la surface de la pastille. Il s'agit de la donnée qui pilote l'ensemble du problème ; c'est pourquoi nous étudions son effet, sur le cas du rivet Saturne et sur le cas AC-3. Les résultats du problème mécanique n'influençant pas la thermique, les deux calculs sont effectués l'un après l'autre. La première étape du calcul fournit l'évolution des champs de température, en résolvant les équations de la chaleur. Ces champs sont utilisés en entrée du calcul mécanique, afin d'évaluer les contraintes internes générées. La répétition des impacts fatigue le matériau, générant à terme l'amorçage de fissures. L'estimation de la durée de vie doit s'effectuer à partir d'un état mécanique stabilisé, c'est pourquoi le calcul est mené sur plusieurs dizaines de cycles. Le modèle d'amorçage de fissure est étalonné d'après la littérature, ce qui permet de fournir une première estimation

du nombre d'arcs conduisant à l'apparition d'une fissure macroscopique.

Le code de calcul par éléments finis utilisé pour résoudre les problèmes de thermique et de mécanique est le code Z-Set [35]. Pour un arc, les champs de température sont calculés en régime transitoire puis injectés dans le calcul mécanique. Dans les paragraphes suivants, nous proposons d'abord un modèle axisymétrique, dont l'axe est le centre de l'arc. Ce type de modèle est pertinent dans le cas d'un arc fixe. Nous montrons le résultat de l'accumulation de plusieurs arcs qui arriveraient au même endroit sur la pastille. Ensuite, nous proposons un modèle à trois dimensions sur une demi-pastille de contact, pour simuler l'effet d'un arc mobile se déplaçant du centre vers la périphérie de la pastille.

5.2 Modèle axisymétrique pour un arc fixe

5.2.1 Géométrie et maillage

Le premier objectif de la modélisation est de retrouver le résultat expérimental du volume fondu mis en évidence par EBSD pour un arc fixe. La géométrie représente la section d'un rivet utilisé pour les expériences avec la machine «Saturne». Le rayon est de 4 mm. Les éléments sont des quadrilatères quadratiques. Trois matériaux sont présents : la partie contact en Ag–SnO₂–CuO, la sous-couche en argent et le substrat en cuivre, respectivement de 1,8, 0,5 et 5 mm d'épaisseur. Le maillage, présenté en [figure 5.1](#), est raffiné dans la partie en Ag–SnO₂–CuO pour représenter plus fidèlement les forts gradients thermiques. La taille de maille est d'environ 15,6 µm pour les plus petites, ceci nous permet d'obtenir une précision de l'ordre de la dizaine de micromètres pour mesurer la profondeur et le diamètre fondu.

Nous considérerons deux types de calcul, sur matériau «neuf» et sur matériau «vieilli». Dans le premier cas, la couche en Ag–SnO₂–CuO aura des propriétés uniformes, correspondant à une fraction volumique d'oxyde de 12%. Dans le second cas, afin de simuler l'évolution du matériau, en particulier l'enrichissement en argent à proximité de la surface, nous introduirons un gradient de fraction volumique pour l'oxyde, celle-ci passant de 0 en surface (argent pur) à 12% au fond de la couche d'Ag–SnO₂–CuO. La [figure 5.2](#) illustre ce profil, rencontré sur la machine «Saturne», et qui résulte d'un processus apparenté à de la démixtion.

Les propriétés des matériaux ont déjà été définies au [chapitre 2](#). Dans le cas du Ag–SnO₂–CuO, la prise en compte de la variation de fraction massique se fait en introduisant de façon explicite celle-ci dans l'expression des coefficients nécessaires au calcul thermique ([section 2.1](#)) ou mécanique ([section 2.2](#) et [2.3](#)).

5.2.2 Calcul thermique

Les conditions de chargement sont représentées sur la [figure 5.3](#). L'arc transmet son énergie par un flux surfacique, dont l'emprise est représentée en rouge sur la pastille, en vert. Le fond de la pastille est suffisamment loin pour qu'il soit possible de considérer que la température ne varie pas au cours du temps. Pour un seul arc, il restera donc à température ambiante. On néglige les pertes par radiation et convection en surface et sur les bords, le flux de chaleur perdu est considéré comme nul. Les pertes par convection et par radiation sont également négligeables, de même que l'effet Joule dû au passage du courant. Le flux de chaleur surfacique apporté par l'arc dépend de l'intensité du courant d'arc, $I_{\text{arc}}(t)$. Nous considérons un profil typique de courant d'arc, d'intensité de 300 A

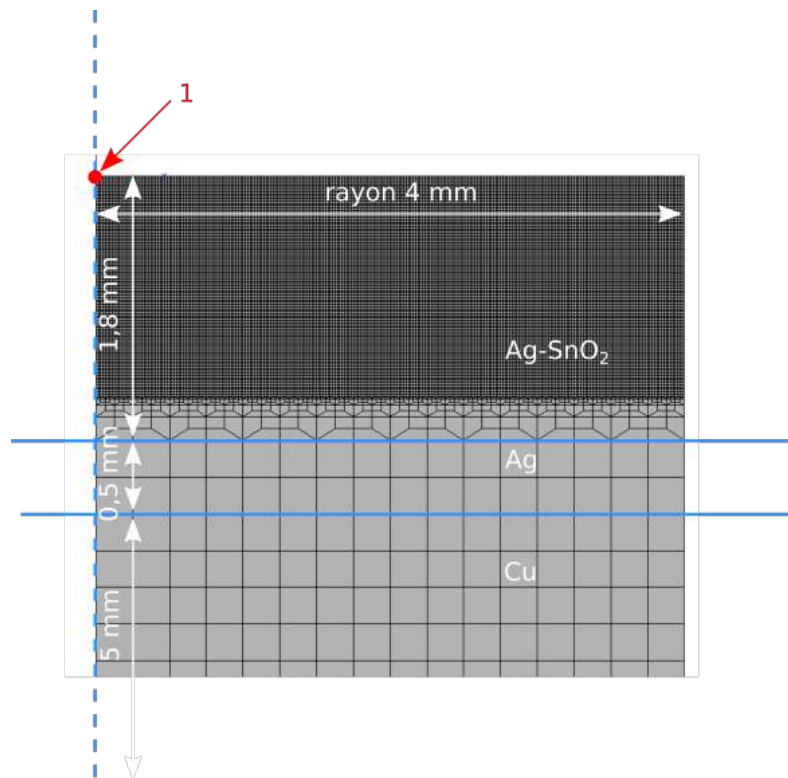


Figure 5.1 – Image de la partie supérieure du maillage axisymétrique de l'électrode présentant les trois matériaux : matériau de contact en Ag-SnO₂, sous-couche en argent et substrat en cuivre; l'axe de symétrie est en pointillés bleus; le nœud 1, en rouge, sera utilisé pour l'affichage des résultats.

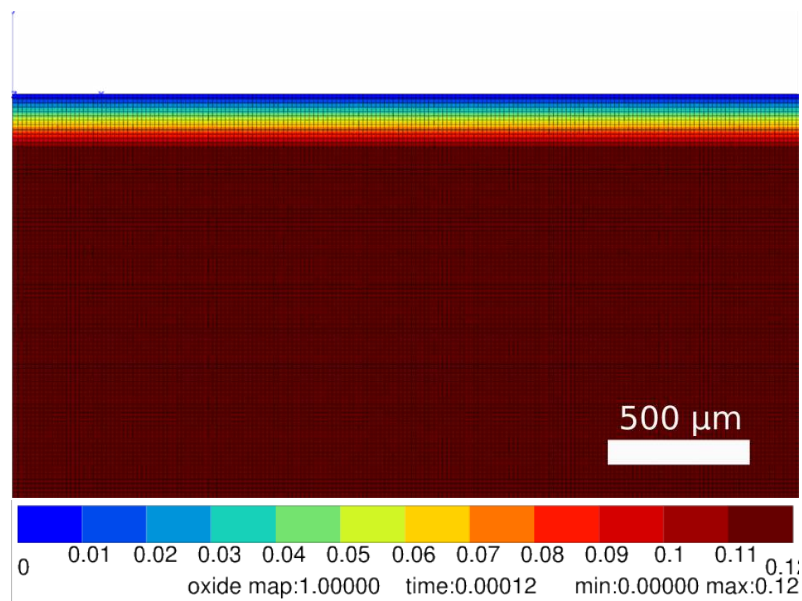


Figure 5.2 – Représentation d'un type de démixtion, la concentration de SnO₂ passe de 0 à 12 % linéairement de la surface à une profondeur de 200 μm .

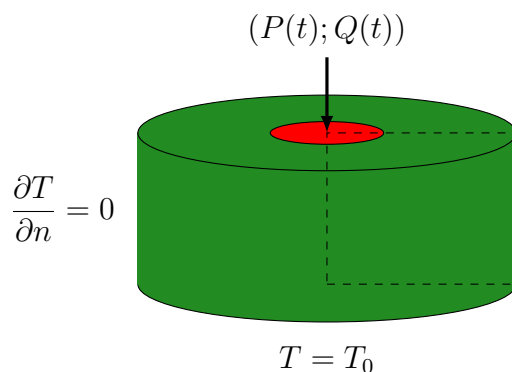


Figure 5.3 – Conditions aux limites de la modélisation thermique axisymétrique; température fixée en bas, un flux nul sur les bords, flux surfacique fonction du temps et de la position; la zone en pointillés indique la position du maillage.

efficace, pendant environ 4 ms. La puissance injectée par le pied d'arc résulte du produit de ce courant par la tension équivalente $V_{\text{éq}}$, que l'on prend égale à 6 V (figure 5.4). Nous nous référons au cas d'une anode (cf. figure 4.21).

La valeur du flux de chaleur est de $6,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. La densité de courant, J_0 , supposée uniforme dans le pied d'arc, est liée à l'intensité et au rayon de l'arc par la relation

$$I_{\text{arc}}(t) = \pi a(t)^2 J_0 \quad (5.1)$$

Dans la simulation, J_0 vaut $1,083 \cdot 10^8 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$ et le rayon maximum de l'arc est de 1,15 mm. Le temps de simulation est de 12 ms, ce qui recouvre la présence de l'arc (4 ms) et une période supplémentaire correspondant au refroidissement du matériau (8 ms). Afin de bien prendre en compte les gradients de température, le calcul comporte 300 pas de temps. La figure 5.5 montre l'évolution de la température en fonction du temps en surface de la pastille au centre de l'arc (nœud 1, en rouge sur la figure 5.1). On constate qu'elle dépasse la température de fusion (1234 K) de l'argent, mais reste en dessous de son point d'ébullition (2480 K). La température maximale est atteinte à la fin de l'arc, à 4 ms. Pour ce qui concerne la distribution spatiale, on observe que la température est d'abord élevée sur une large zone en surface, puis la zone chaude se déplace en profondeur. La figure 5.6 montre deux cartes correspondant à deux instants caractéristiques, pour lesquels l'isotherme de fusion de l'argent est représentée par la frontière entre le rouge clair et écarlate. Il s'agit respectivement du moment où la zone fondue atteint son rayon maximal de 700 μm après 2,2 ms (figure 5.6a), et sa profondeur maximale de 145 μm après 3,68 ms (figure 5.6b). Les informations expérimentales dont nous disposons (paragraphe 4.3.2) ont été obtenus par image polarisée à l'optique et par analyse EBSD. Notre première mesure optique a délivré une valeur de profondeur de 160 μm et un rayon de 830 μm , après un premier polissage et une première attaque chimique. Une deuxième série de mesures a été réalisée après un second polissage et une seconde attaque chimique afin de vérifier si la coupe était bien diamétrale. Elle a fourni des valeurs légèrement supérieures en optique avec respectivement des valeurs de 175 μm et 763 pour la profondeur et le rayon. Ces valeurs ont été confirmées par EBSD où nous avons obtenu 185 μm et 708 μm pour ces deux dernières quantités. Les valeurs obtenues par la simulation sont donc en bon accord avec l'expérience.

Il est intéressant de connaître l'influence de la puissance transmise sur ce résultat, et aussi de caractériser la robustesse de la simulation vis-à-vis de l'évolution du matériau en fonction du nombre d'impacts cumulé. Nous effectuons maintenant une simulation avec $V_{\text{éq}}$ fixé à 6 V en faisant varier différents paramètres, afin d'appréhender leur impact sur

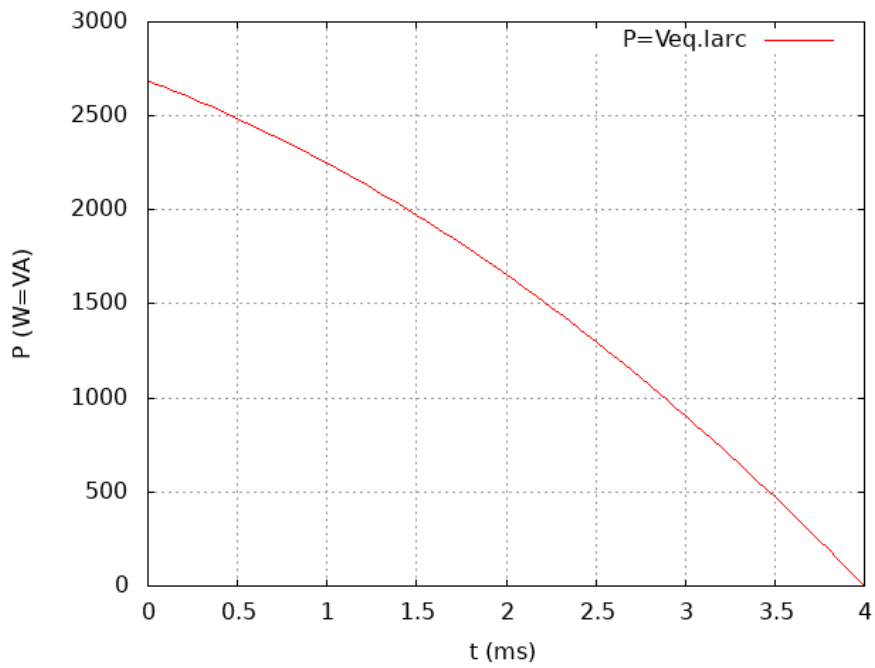


Figure 5.4 – Puissance injectée par l'arc en fonction du temps sur un rivet

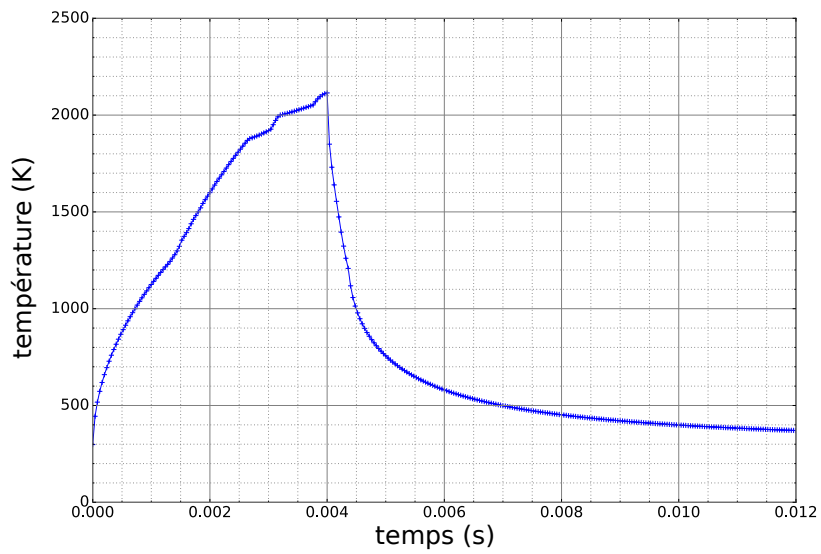


Figure 5.5 – Température simulée du nœud central en fonction du pas de temps

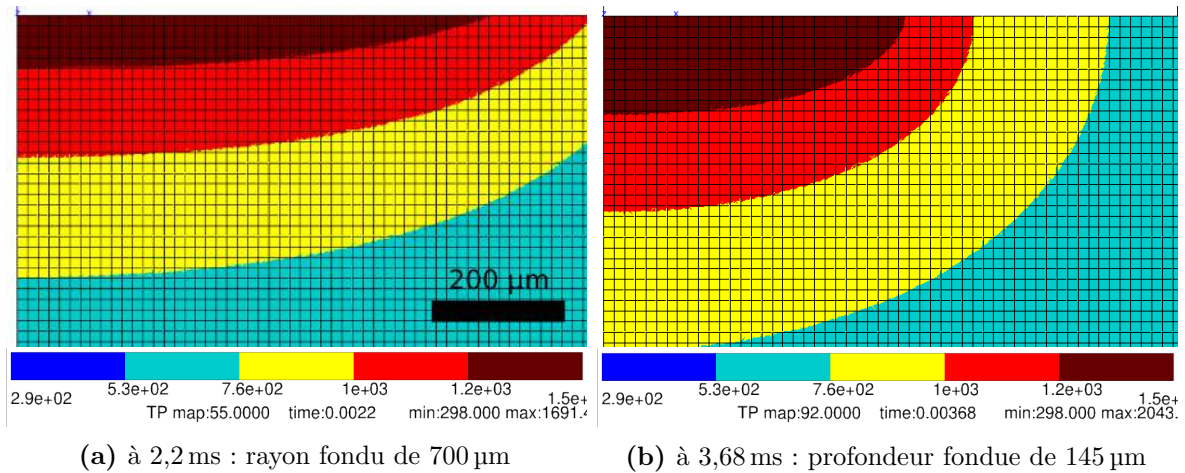


Figure 5.6 – Cartes de températures (en K) ; zoom sur un rayon de 850 μm correspondant aux temps où (a) le rayon et (b) la profondeur de la matière fondue (en rouge écarlate) sont maximales ; chaque élément mesure 15,625 μm de côté.

le matériau. D’abord, nous faisons varier d’une part la valeur de la densité de flux Q_0 entre $5,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ et $8,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$, d’autre part nous cherchons à identifier l’effet de la forme du profil du flux surfacique (uniforme sur a , comme dans le calcul initial, ou gaussien). Les résultats de ces changements sont représentés en [figure 5.7](#). Ce sont les résultats correspondant au matériau «neuf». Le fait de remplacer la distribution uniforme par une distribution gaussienne donnant la même intensité conduit à une diminution sensible de la profondeur de la zone fondue et de son diamètre. Le phénomène est en particulier sensible pour le cas à énergie minimale, pour lequel la profondeur de la zone fondue fait moins de 10 μm , soit dix fois moins que le cas «neuf». L’effet de la distribution est moins sensible pour le niveau d’énergie maximum, puisque les rapports des profondeurs et des diamètres entre les résultats pour la distribution uniforme et la distribution gaussienne sont à chaque fois de l’ordre de 1,5. Cela peut s’expliquer par le fait que la densité de flux de chaleur appliquée sur la surface du contact est plus concentrée dans le cas uniforme sur $[0;a]$ que dans le cas gaussien.

Sur la [figure 5.6](#) sont également reportés les points obtenus en introduisant le gradient de fraction volumique de la [figure 5.2](#). Ils sont notés «démix» sur chacune des planches. Dans la mesure où la conduction est meilleure, la température s’élève moins, et donc l’isotherme que nous choisissons pour caractériser la profondeur et le diamètre de la zone fondue englobe un espace plus petit que pour le matériau neuf. Ceci permet de conclure que la taille de la zone fondue diminue si on suppose que la température de fusion ne dépend pas de la fraction massique d’oxyde.

5.2.3 Calcul mécanique

Nous retenons pour le calcul mécanique une valeur de $V_{\text{éq}}$ de 6 V, alors que Q_0 est fixé à $6,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$. Ces valeurs correspondent aux premières observations optiques EBSD en terme de taille de zone fondue.

Les champs de contraintes et de déformations présents dans le matériau résultent de l’inhomogénéité de la distribution de température au sein du matériau. La zone située sous l’arc s’échauffe plus que le milieu environnant. Sa dilatation thermique est limitée par celui-ci, et elle se trouve donc en compression au moment du pic de température, ce

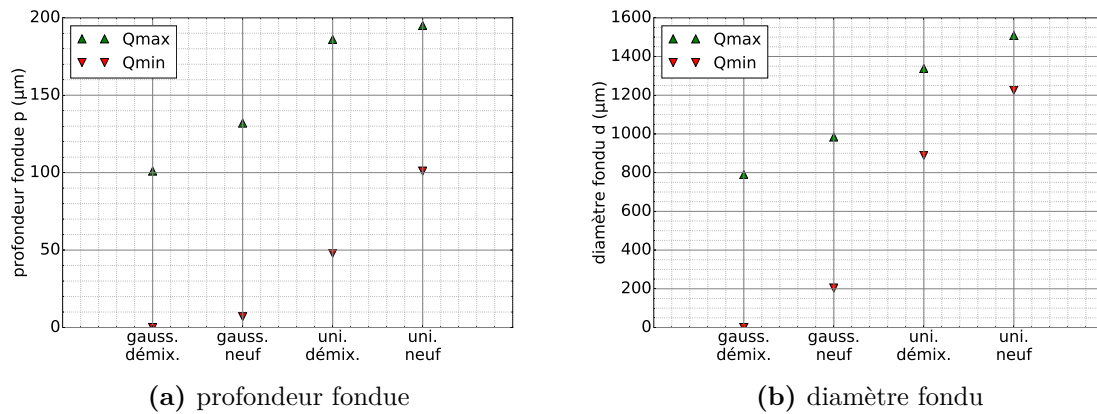


Figure 5.7 – Influence des variations de Q_0 (min. : $5,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$; max. : $8,5 \cdot 10^8 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$) et du type de profil (uniforme ou gaussien) sur la profondeur et le diamètre du volume fondu dans le cas d'un matériau «neuf» et d'un matériau vieilli.

qui conduit à un écoulement plastique de compression selon les composantes radiales et orthoradiales, qui sont égales au centre de la pastille en raison du caractère axisymétrique du problème. Du fait que la déformation plastique se fait sans changement de volume, la composante hors plan est positive, ce qui fait «gonfler» la surface au point d'impact. Lors du refroidissement, la zone d'impact est «trop courte» dans le plan, et les composantes radiales et orthoradiales du tenseur de contraintes repassent en traction. C'est le mécanisme classique de la fatigue thermomécanique. Il est illustré sur la [figure 5.8](#), qui montre les boucles obtenues selon les composantes radiales pour les matériaux neuf et vieilli, en surface au centre de l'arc, pour le premier arc. L'écoulement en compression s'effectue pour une contrainte d'environ 120 MPa entre 400 et 800 °C. Pour les températures plus élevées, la contrainte chute rapidement, pour atteindre une valeur pratiquement nulle lors de la fusion. Elle recommence à croître, vers des valeurs de traction, lors de la solidification due au refroidissement, et présente ensuite un écoulement en traction. La forme de la courbe dans cette zone résulte de la position de la contrainte actuelle par rapport à la limite d'élasticité, qui augmente lorsque la température diminue. C'est ce qui explique le fait que la courbe du matériau neuf se redresse, l'écoulement plastique finissant par s'éteindre en raison de l'augmentation de la limite d'élasticité. De façon générale, dans la mesure où le point étudié se trouve dans l'argent dans le cas du matériau vieilli, la limite d'élasticité est plus faible, et l'écoulement plastique est plus important, en compression comme en traction.

La [figure 5.9](#) montre l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation viscoplastique en composante radiale avec l'évolution de la température en couleur, du bleu pour les températures froides, au rouge pour les températures chaudes. Les niveaux de couleurs varient entre le minimum et le maximum de température. Cette courbe permet d'illustrer le fait que le matériau part en compression pendant le chauffage, et en traction pendant le refroidissement. On constate aussi que la température au-dessus de la température de fusion de l'argent conduit à une contrainte nulle dans le matériau.

Le calcul a été poursuivi sur 100 cycles, et les boucles successives sont reportées en [figure 5.10](#). Alors que le premier impact conduit à une boucle qui se trouve dans la région des déformations de compression, la répétition des impacts conduit à une dérive vers les déformations positives. Ceci indique que la plasticité a tendance à creuser la surface de la pastille dans les zones d'impacts répétés. Sans surprise, la dérive est plus importante

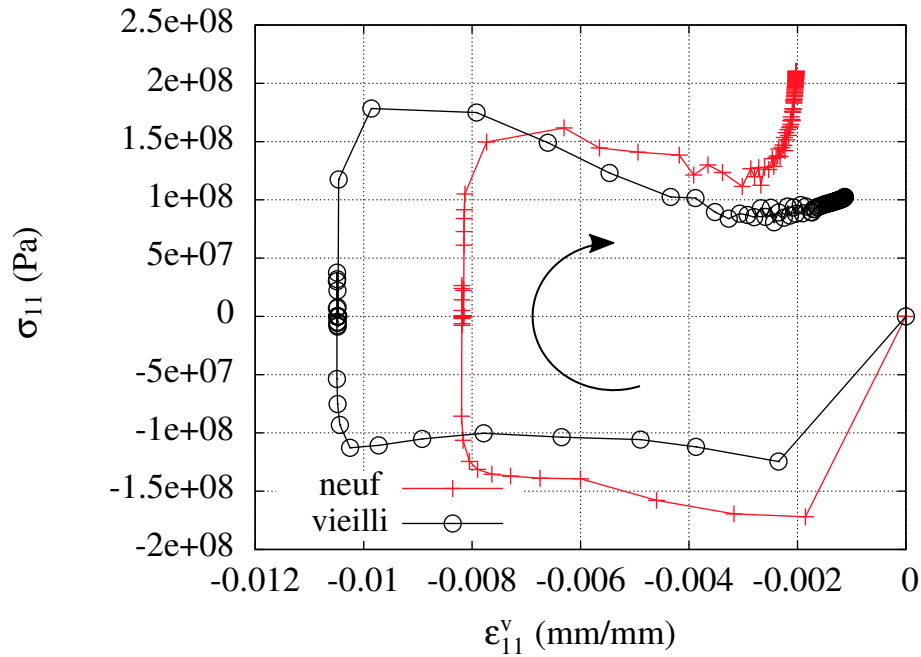


Figure 5.8 – Boucles contrainte–déformation viscoplastique en composante radiale pour les matériaux neuf et vieilli ; vue du résultat du premier arc.

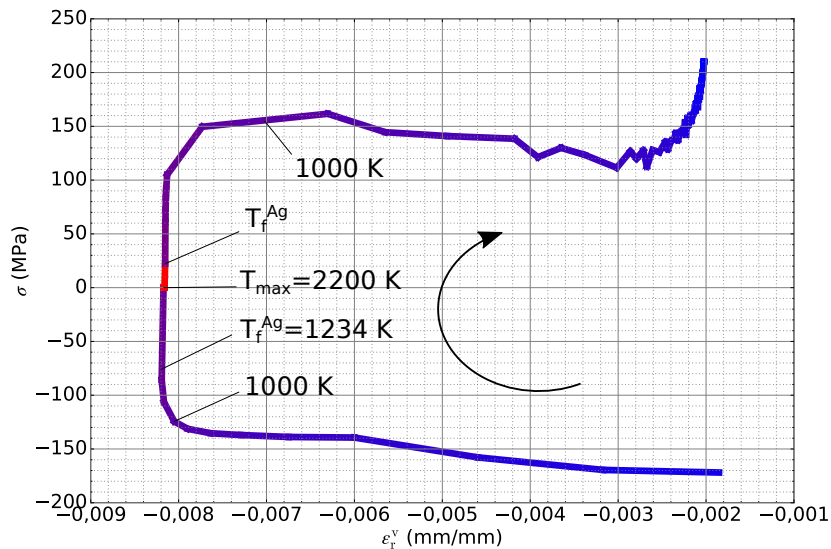


Figure 5.9 – Boucle contrainte–déformation viscoplastique en composante radiale pour le matériau neuf avec la température allant du bleu pour le plus froid au rouge pour le plus chaud.

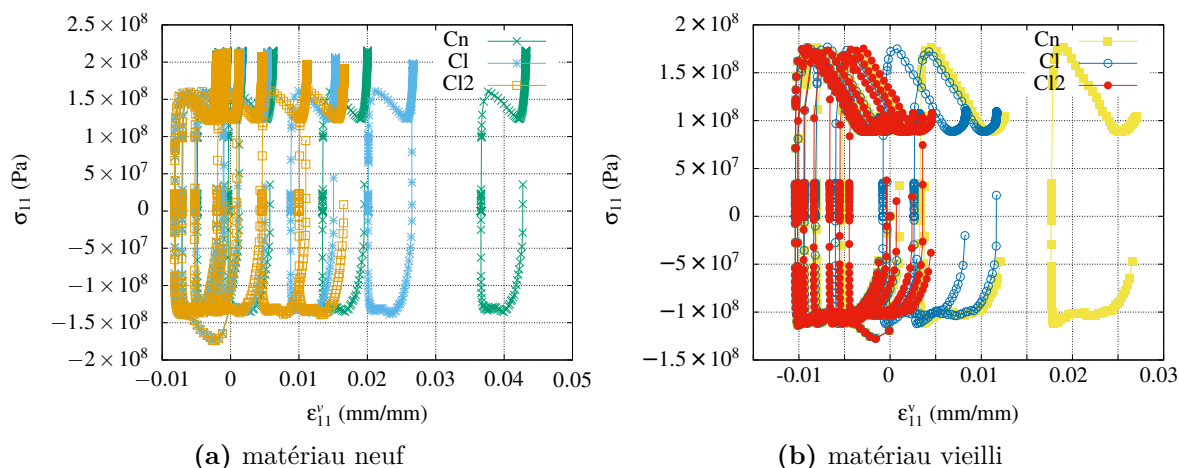


Figure 5.10 – Boucles contrainte–déformation viscoplastique en composante radiale pour les matériaux neuf et vieilli. Cn : sans écrouissage cinématique linéaire ; Cl : $H = 1000$ MPa ; Cl2 : $H = 2000$ MPa. On a reporté les cycles 1, 2, 5, 10, 20, 50 et 100.

pour le matériau vieilli, en raison de la plus grande activité plastique. Les courbes mettent par ailleurs en évidence l'effet de l'écrouissage cinématique linéaire, qui a été discuté au [chapitre 2](#). Le décalage de la déformation plastique est important lorsque celui-ci est absent, et il a tendance à se saturer pour des valeurs de 1000, et surtout 2000 MPa.

La [figure 5.11](#) représente l'évolution de la déformation plastique radiale en fonction du temps (donc du nombre de cycles). Pour le matériau neuf comme pour le matériau vieilli, le décalage entre les boucles successives est constant en l'absence d'écrouissage cinématique linéaire, ce qui donne donc une évolution linéaire en fonction du nombre d'impacts. La stabilisation est effective pour le cas du matériau vieilli après 100 impacts, avec des valeurs de déformation maximale qui valent respectivement 1% et 0,3% pour une valeur d'écrouissage de 1000 et 2000 MPa. La stabilisation est plus lente pour le cas du matériau neuf, mais la tendance est la même, avec des valeurs stabilisées de l'ordre de 3% et 2% respectivement pour 1000 et 2000 MPa. L'élément le plus important de cette étude reste le fait que la boucle elle-même reste stable malgré sa translation. Dans la mesure où il est admis que la déformation plastique moyenne n'affecte pas la durée de vie, il sera légitime d'effectuer la prévision en considérant soit l'amplitude de contrainte et la valeur moyenne, soit l'amplitude de déformation ou de déformation plastique.

La [figure 5.12](#) montre les cartes de déformation plastique cumulée en fin de calcul, soit 100 impacts. Les déformations sont volontairement exagérées. De façon cohérente avec la remarque précédente concernant le fait que l'argent conduit mieux la chaleur que le matériau neuf, la zone plastique a tendance à s'étendre plus en surface dans le cas du matériau vieilli. La déformation plastique est également plus importante dans ce cas. La taille de la zone représentée, qui est un zoom sur la zone centrale, est d'environ 1,6 par 1,12 mm. On observe donc un écoulement plastique important (plus de 1% après 100 impacts) sur une profondeur de 900 μm et un rayon en surface de 1750 μm pour le matériau neuf, et une profondeur de 875 μm et un rayon en surface de 2220 μm pour le matériau vieilli.

Afin de bien comprendre la nature de l'état de contrainte, nous reportons en [figure 5.13](#) la trace du tenseur de contrainte, qui met en évidence l'état de la pression hydrostatique au moment où la température est maximale, soit à la fin de l'arc (4 ms). Nous pouvons constater que dans le volume situé juste en dessous de l'arc, les contraintes en traction sont faibles comparativement au volume situé en profondeur subissant une contrainte en

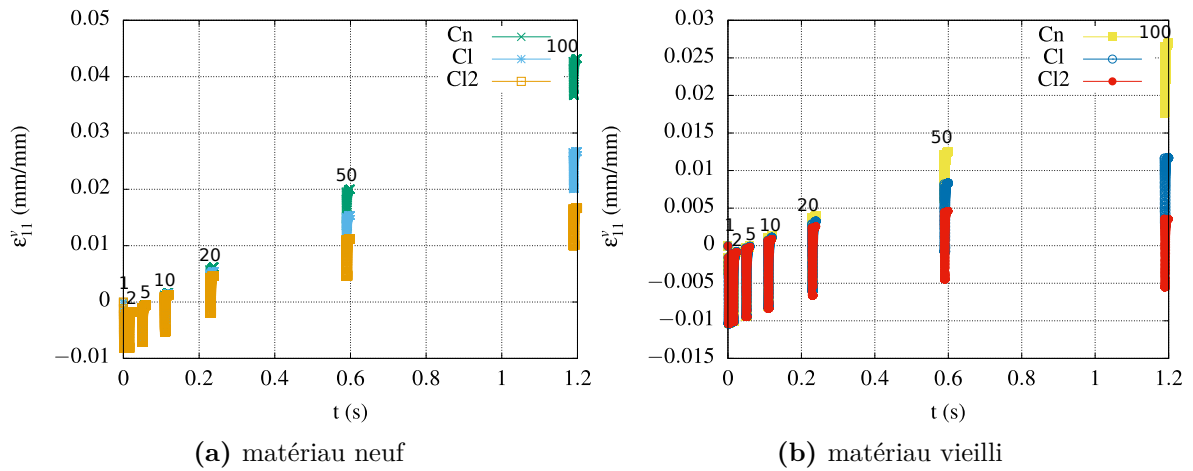


Figure 5.11 – Évolution de la déformation plastique radiale en fonction du temps en surface au centre de l'arc pour les matériaux neuf et vieilli ; vue de 100 impacts successifs. On a reporté les cycles 1, 2, 5, 10, 20, 50 et 100.

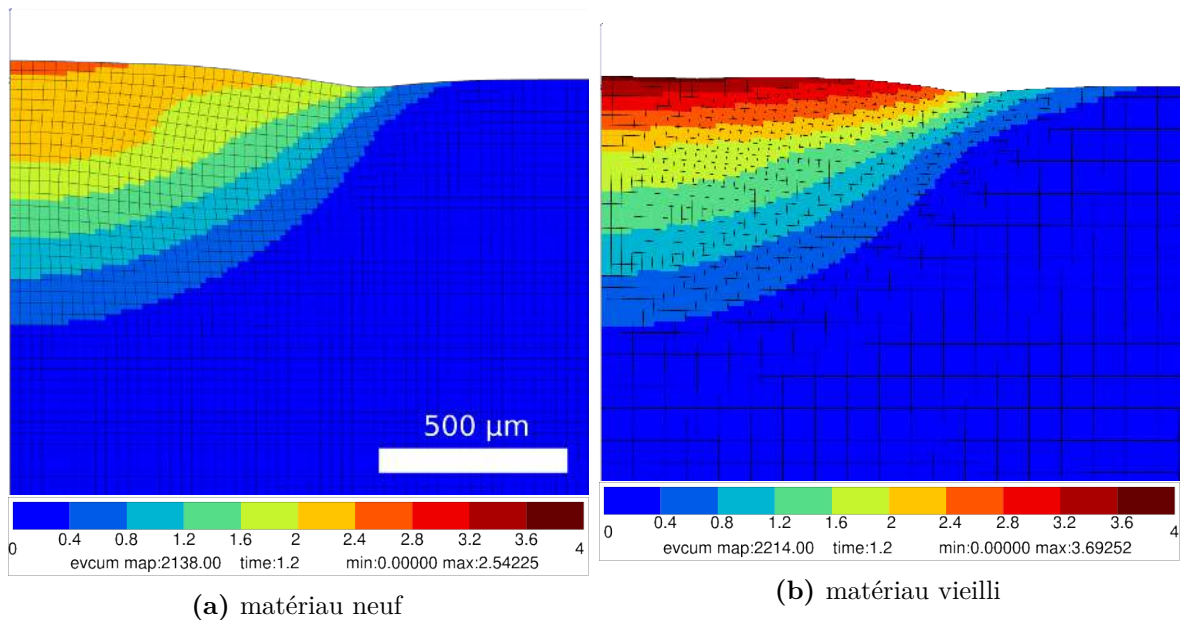


Figure 5.12 – Cartes de déformation plastique cumulée en fin de calcul (en mm/mm)

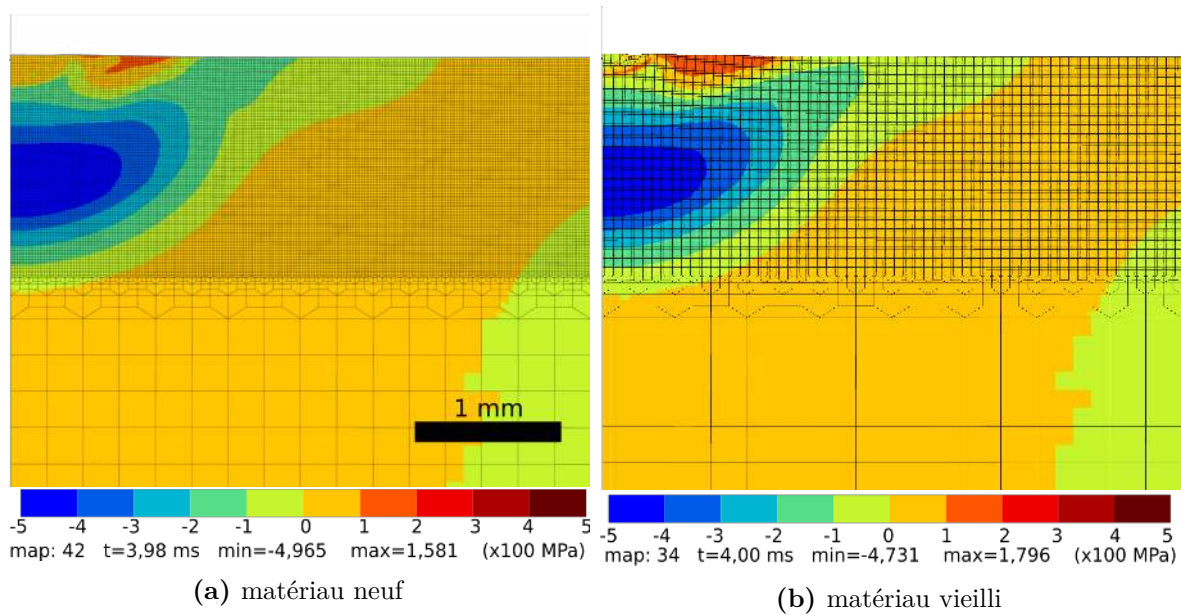


Figure 5.13 – Cartes de la somme des contraintes principales à la température maximale (4 ms)

compression. Ceci s'explique par le fait qu'à proximité de la surface, la température est proche de celle de la fusion de l'argent, ce qui rend le matériau mou voir liquide. Plus en profondeur, par contre le matériau est moins chaud qu'en surface et se retrouve comprimé par la couche située au-dessus de lui. Il est intéressant de comparer ces cartes avec celles de la [figure 5.14](#) qui montre l'état de contraintes résiduelles. Dans le cas du matériau neuf ([figure 5.14a](#)), la zone de traction résiduelle a son maximum en surface. Dans la mesure où le système est autoéquilibré, sans force extérieure appliquée, cette zone de traction est équilibrée par une zone en compression dont le centre se situe à 1,125 mm sous la surface. L'état de contrainte est biaxial en traction en surface, ce qui explique que des fissures puissent naître et se propager perpendiculairement à la surface. La façon dont elle progressent lorsqu'elles deviennent plus longues va par contre dépendre de la redistribution locale des contraintes, surtout lorsque le matériau vieillit. En effet, dans ce cas ([figure 5.14b](#)), le niveau de contrainte est plus faible en surface qu'en profondeur en raison de la faible valeur de limite d'élasticité de l'argent. Le maximum se situe à une profondeur de 220 μm , soit à 20 μm en dessous de la couche endommagée. Ce résultat est important vis-à-vis des mécanismes d'endommagement. Il montre que l'endommagement par fissuration est susceptible de se développer plutôt au début du fonctionnement des contacteurs. Par contre, lorsque le vieillissement change la fraction volumique d'oxyde en surface, le niveau de contrainte change localement.

5.2.4 Post-traitement de fatigue

Les données sur la fatigue des matériaux présents dans le contact sont pratiquement inexistantes dans la littérature, surtout lorsqu'il faut aborder les hautes températures, en présence d'interaction fatigue-fluage. Nous nous livrerons donc ici à une estimation qui sera basée sur les données de McCammon et Rosenberg [84] sur l'argent, qui sont reportées en [figure 5.15](#). Dans ce diagramme, la pente p de la courbe de Wöhler (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à amorçage), en considérant un modèle d'amorçage donné par l'équation 5.2, est d'environ -8 dans un diagramme log-log à température ambiante.

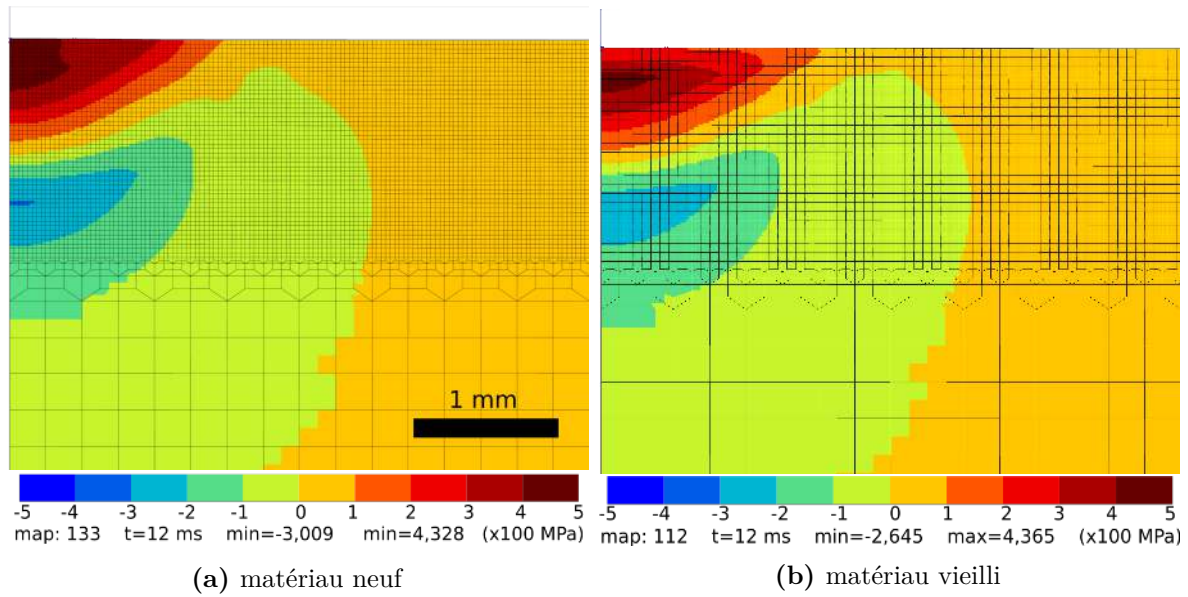


Figure 5.14 – Cartes de la somme des contraintes principales en fin de premier cycle (12 ms)

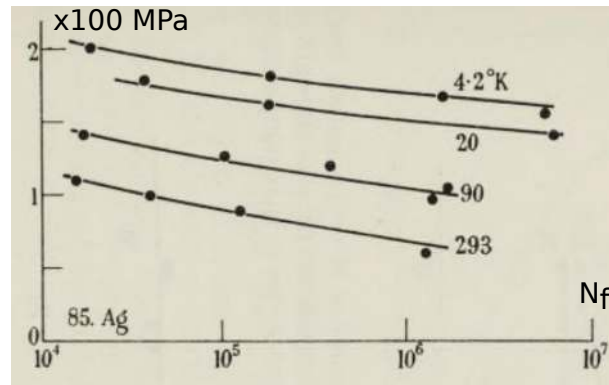


Figure 5.15 – Courbes amplitude de contrainte–nombre de cycles à amorçage en fatigue (courbe de Wöhler) sous chargement symétrique pour de l'argent [84].

$$\Delta\sigma = C N_f^{1/p} \quad (5.2)$$

où $\Delta\sigma$ est l'amplitude de la contrainte appliquée, C et p des données matériaux et N_f le nombre de cycles à amorçage.

Il y a plusieurs types de modèles de prévision d'amorçage de fissure. Les premiers considèrent la contrainte comme variable critique [27]. Ils nécessitent la connaissance de l'histoire des contraintes et de la température, et font intervenir l'amplitude de contrainte (normée par la contrainte ultime dans le cas de la température variable) et la pression hydrostatique moyenne [35]. Ce sont en général les plus performants, en particulier lorsqu'il s'agit de tenir compte du vieillissement [85, 86]. Cependant, ils sont d'une manipulation délicate et nécessitent une caractérisation très spécifique. En l'absence d'information détaillée, il nous a paru préférable d'avoir recours à un modèle en déformation. Le modèle de ce type le plus complet fait intervenir la déformation élastique, prépondérante pour les grands nombres de cycles, et la déformation plastique, qui est critique dans le domaine oligocyclique (10^4 – 10^5 cycles et au-dessous) Ce modèle est décrit dans la formule suivante

[35] :

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon^e + \Delta\varepsilon^p = AN_f^{1/\alpha} + BN_f^{1/\beta} \quad (5.3)$$

où $\Delta\varepsilon$, $\Delta\varepsilon^e$ et $\Delta\varepsilon^p$ désignent respectivement la variation (ici le double de l'amplitude dans le cas d'un cycle symétrique) de la déformation totale, de la déformation élastique et de la déformation plastique. Le coefficient A est souvent relié à une contrainte de résistance à la fatigue aux grands nombres de cycles, et le coefficient B à une ductilité pour la fatigue oligocyclique, cependant il est plus raisonnable de les réidentifier directement à partir de données expérimentales. Pour ce qui concerne les exposants, α varie selon le matériau entre -11 et $-6,25$, tandis que l'intervalle classique de variation de β est -2 à -1 [87]. Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, on ne conserve que le second terme du membre de droite.

La procédure d'identification comporte les étapes suivantes :

- la [figure 3.32](#) nous indique la présence de fissures dès 1000 arcs ;
- sur la [figure 5.15](#), les données ne couvrent pas le domaine 10^3 - 10^4 cycles, on considère donc 10^4 cycles ;
- on observe que l'amplitude de contrainte qui conduit à un amorçage en 10^4 cycles est d'environ 115 MPa ;
- cette amplitude de contrainte correspond à une variation de déformation plastique de 2,8% dans le plus petit cycle sur la [figure 2.18a](#) ;
- en prenant deux hypothèses extrêmes, soit $\beta = -1$ et $\beta = -2$, nous formulons deux expressions possibles de la dépendance entre N_f et la variation de déformation plastique :
 - Pour $\beta = -1$, $N_f = 280(\Delta\varepsilon^p)^{-1}$;
 - Pour $\beta = -2$, $N_f = 7,84(\Delta\varepsilon^p)^{-2}$;
- on utilise ensuite ces valeurs dans le post-traitement de fatigue du code Z-set [35], en suivant la procédure détaillée plus bas.

Il faut noter que la valeur de $\Delta\varepsilon^p$ qui conduit à un amorçage au bout de 10 000 cycles est très importante par rapport aux valeurs classiques, la plupart des matériaux présentant un amorçage au bout de 1000 cycles pour une variation de 1% [87]. Il faudra donc voir le nombre d'impacts estimé avant amorçage de fissure comme un majorant absolu, la réalité faisant plutôt apparaître un amorçage bien plus tôt que la valeur prévue avec la présente détermination. On a observé la présence de fissure dès 1000 arcs dans le cas des rivets ([figure 3.32](#)). La procédure s'applique au matériau vieilli, puisque nos données portent uniquement sur l'argent. Nous supposons que les lois établies à température ambiante sont conservées à température variable. C'est une hypothèse acceptable en première approche dans la mesure où c'est la déformation plastique qui est la variable critique [27]. Cela ne serait pas valable dans le cas d'un modèle en contrainte. La mise en œuvre du post-traitement est simple. Celui-ci s'applique dans notre cas sur les résultats obtenus aux nœuds du maillage. Il faut donner le fichier matériau contenant les paramètres de la loi d'amorçage, et définir le cycle sur lequel on veut effectuer la prévision de durée de vie. La mise en données complète est reportée en annexe, cf. [section C.1](#). Comme précisé dans cette annexe, le code fait intervenir une méthode permettant de calculer l'équivalent de la variation de déformation plastique dans le cas multiaxial. La variation scalaire utilisée dans le cadre de l'identification à partir des essais sous chargement uniaxiaux est remplacée par un autre scalaire, qui est le diamètre de la surface qui englobe le trajet de chargement dans l'espace des tenseurs d'ordre 2 symétriques [88]. Formulé plus simplement, dans le cas d'un chargement multiaxial, la variation de la déformation plastique est le diamètre de la surface généré par les contraintes maximales (voir [annexe C.1](#)). Le résultat est un

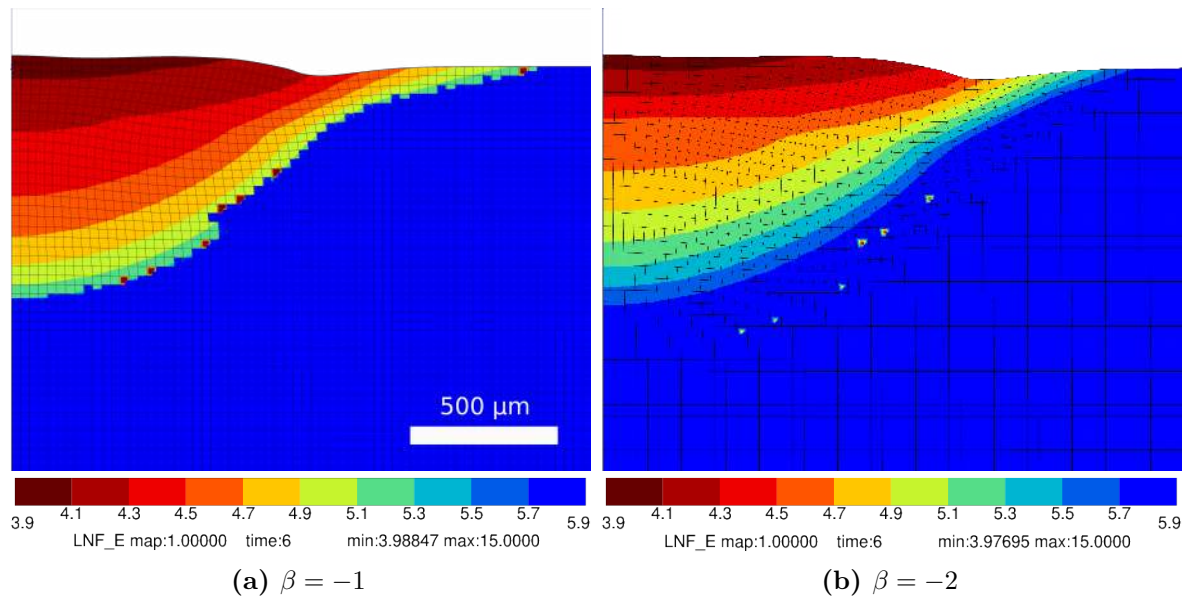


Figure 5.16 – Cartes du nombre de cycles à amorçage en échelle log estimés avec un modèle en amplitude de déformation plastique.

champ de nombre de cycles à amorçage, chaque point étant plus ou moins critique. La [figure 5.16](#) montre une carte de cycles à amorçage. L'échelle de couleur est en puissance de dix. Les déformations affichées sont là encore exagérées. Le point le plus critique est en surface au centre du pied d'arc. Les valeurs obtenues sont respectivement de 9730 pour $\beta = -1$ et 9460 pour $\beta = -2$.

En fait, on peut s'attendre à un amorçage bien plus précoce que l'estimation faite ici. Le présent résultat a été reporté dans ce travail pour montrer la méthodologie générale. Pour plus de précision, il serait nécessaire de réaliser directement des essais d'amorçage en fatigue avec le matériau «neuf», et avec des éprouvettes en argent. Cette campagne expérimentale était initialement prévue dans le cadre de la thèse. Nous ne l'avons pas menée à bien car, à partir du moment où il est apparu que le mécanisme prépondérant de ruine du contacteur était le collage entre les pastilles et non leur fissuration, il nous a semblé plus fructueux de consacrer le temps disponible au développement d'un modèle apte à prendre en charge ce phénomène. Il s'agit du modèle «multi-arcs», qui est détaillé dans le [chapitre 6](#).

5.3 Calcul 3D

5.3.1 Calcul 3D pour un arc fixe (calcul de référence)

Le but de ce paragraphe est de se rapprocher du cas industriel, c'est-à-dire des essais sur une pastille D115 en catégorie d'utilisation AC-3. Nous voulons caractériser les contraintes générées par un arc électrique à l'ouverture, en prenant en compte le fait que l'arc est mobile, car les amenées de courant créent un champ magnétique qui chasse l'arc vers la périphérie de la pastille. Afin de juger de l'effet du déplacement de l'arc, nous établissons la référence sur le même maillage avec un arc fixe. La géométrie et le maillage de la pastille sont donnés en [figure 5.17](#). Le modèle utilise le fait qu'il existe un plan de symétrie à la fois pour la géométrie et les conditions aux limites, y compris pour le cas de l'arc mobile. Il

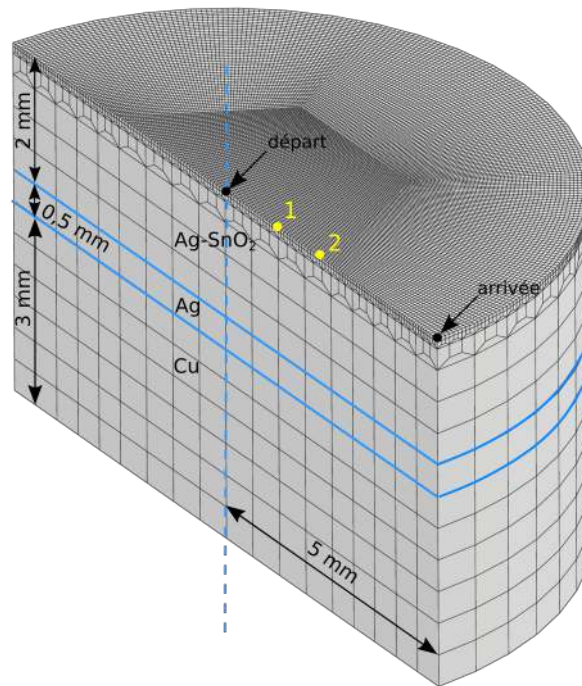


Figure 5.17 – Maillage d'une demi-pastille contenant le substrat en cuivre, la sous-couche en argent et le matériau de contact en Ag–SnO₂ ; le maillage est raffiné en surface ; les points de départ et d'arrivée (pour l'arc mobile) sont indiqués ainsi que deux nœuds 1 et 2 qui serviront à afficher des données.

n'a pas été possible pour des raisons de temps de calcul de conserver la finesse de maillage utilisée en axisymétrique. La taille des éléments de surface est de 50 μm . Les conditions aux limites sont les mêmes que pour le cas axisymétrique. L'intensité du courant, est celle d'une des trois phases du contacteur. Elle est moins forte que pour le cas axisymétrique, qui était basé sur les rivets «Saturne», avec une intensité efficace de 300 A. L'intensité adoptée ici, reportée en [figure 5.18](#), correspond aux essais de catégorie AC-3 et présente un maximum inférieur à 60 A. En l'absence de données expérimentales précises, nous choisissons un couple ($V_{\text{éq}}; Q_0$) $V_{\text{éq}} = 10\text{V}$ et $Q_0 = 1 \cdot 10^9 \text{W} \cdot \text{m}^{-2}$. Le rayon maximum du pied d'arc vaut 437 μm , à comparer à la valeur de 1,15 mm du calcul en condition axisymétrique. Il est nécessaire d'admettre une telle focalisation du faisceau pour produire une zone fondue, comme ce qui a été observé dans les résultats d'essai AC-3. L'objectif de ces simulations est de caractériser l'évolution des températures, contraintes et déformations pour différentes configurations, comportant soit des zones quasi pures en argent, soit des zones très concentrées en SnO₂, ainsi que cela a été observé sur les pastilles testées en catégorie AC-3. Le premier calcul, qui sert de référence, correspond à l'état initial de la pastille, qui est constituée de Ag–SnO₂(88-12%*m.*) uniformément réparti. Les deux autres calculs font intervenir une couche d'éléments en surface, de taille 50 μm , constituée respectivement d'argent pur pour le deuxième calcul et d'un mélange argent-oxyde avec une concentration de SnO₂ de 24% pour le troisième. Le calcul ne sera donc pas d'une grande précision pour ce qui concerne les champs locaux aux interfaces.

5.3.2 Calcul thermique de référence

Les cartes de champs de températures au moment où la profondeur fondue est maximale (environ 3 ms) sont reportées en [figure 5.19](#). Celle-ci est matérialisée par les deux derniers

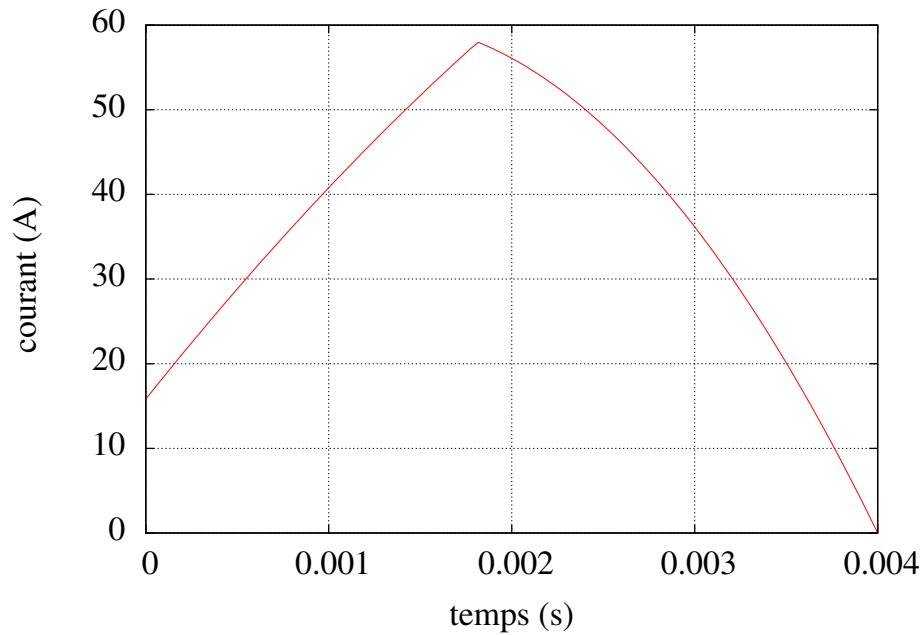


Figure 5.18 – Évolution en fonction du temps de l'intensité de courant utilisée

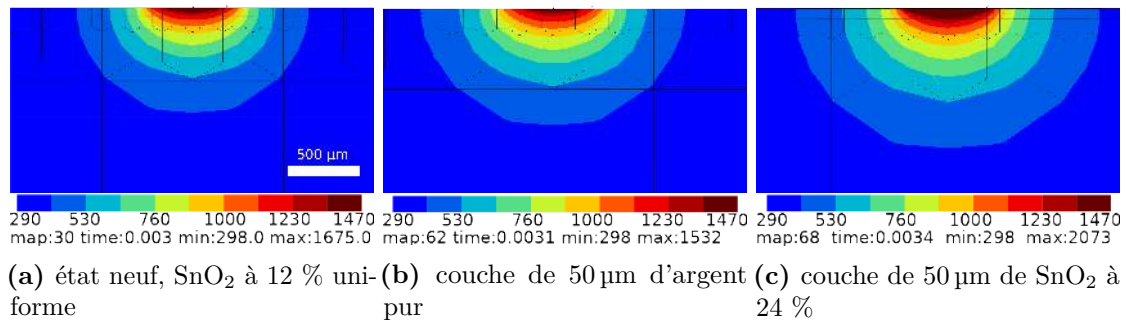


Figure 5.19 – Cartes de champ de température (en K) en présence d'un arc fixe : (a) matériau de référence, (b) présence d'une couche d'argent pur, (c) présence d'une couche de SnO₂ à 24 %.

niveaux de rouge. Le diamètre de la zone fondue vaut environ 475 μm et la profondeur fondue environ 50 μm. On constate que l'augmentation de la concentration massique d'oxyde augmente également la profondeur de la zone fondue, ce qui est normal sachant que la conduction est plus faible dans ce cas.

La figure 5.20 montre l'évolution de la température au nœud central en surface, pour les trois cas de calcul. Par rapport au cas de référence, pour lequel la couche externe est donc constituée de SnO₂ à 12 %, la présence d'une couche d'argent diminue la température maximale de 100 °C. Au contraire, la température maximale augmente de 350 °C pour le troisième calcul, avec la couche de SnO₂ à 24 %. La température maximale pour le cas 24 % est nettement supérieure aux deux autres.

5.3.3 Calcul mécanique de référence

Les résultats du calcul thermique sont ensuite utilisés pour effectuer le calcul mécanique. Nous avons considéré ici uniquement le cas sans écrouissage cinématique linéaire, dans la mesure où nous ne simulerons qu'un seul impact. L'influence de l'écrouissage cinématique

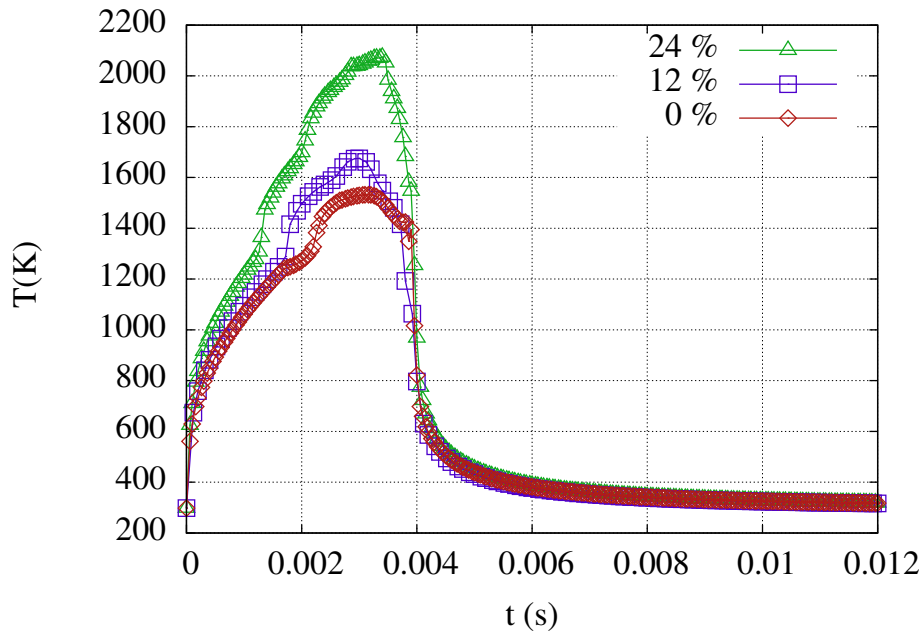


Figure 5.20 – Évolution de la température simulée en surface au centre de l'arc pour les trois cas de calcul.

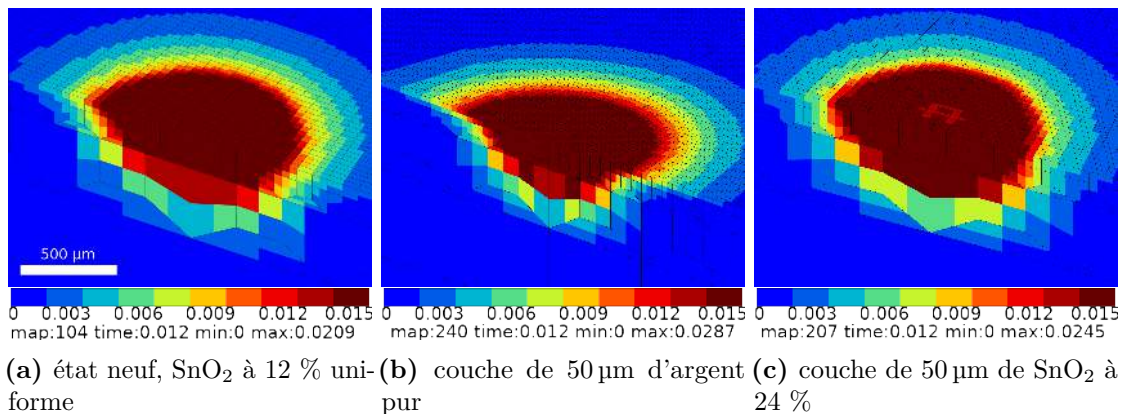


Figure 5.21 – Déformation plastique cumulée générée par un arc fixe (en mm/mm).

linéaire ne porte que sur la position du cycle contrainte–déformation après de nombreux impacts. Le résultat de l'application de l'arc est résumé en [figure 5.21](#), qui montre les cartes de la déformation plastique cumulée en fin de calcul pour chacun des trois cas. Sans surprise, c'est le deuxième cas, avec la couche d'argent pur, qui présente l'écoulement plastique le plus important. Après un cycle, on observe une valeur maximale de 2,8%. Avec la couche de SnO₂ à 24 %, la limite d'élasticité en surface est plus importante que dans la pastille, et c'est en profondeur que se situe le maximum avec une valeur de 2,4%. Le cas où le matériau est uniforme se situe entre les deux, avec un maximum de 2,0% légèrement en profondeur. Le matériau plastifie plus dans le cas de la couche d'oxyde en surface, parce que le matériau en dessous est contraint par les 50 μm de SnO₂ à 24% en surface.

La [figure 5.22](#) montre l'état de la trace du tenseur de contrainte en fin de calcul. Dans les trois cas, les contraintes résiduelles sont importantes au centre de l'arc. On y est en présence d'une forte triaxialité. Dans tous les cas, la surface est en traction, alors qu'on observe un état de contrainte en compression en profondeur.

Les boucles contrainte radiale–déformation radiale ont la même allure que dans le

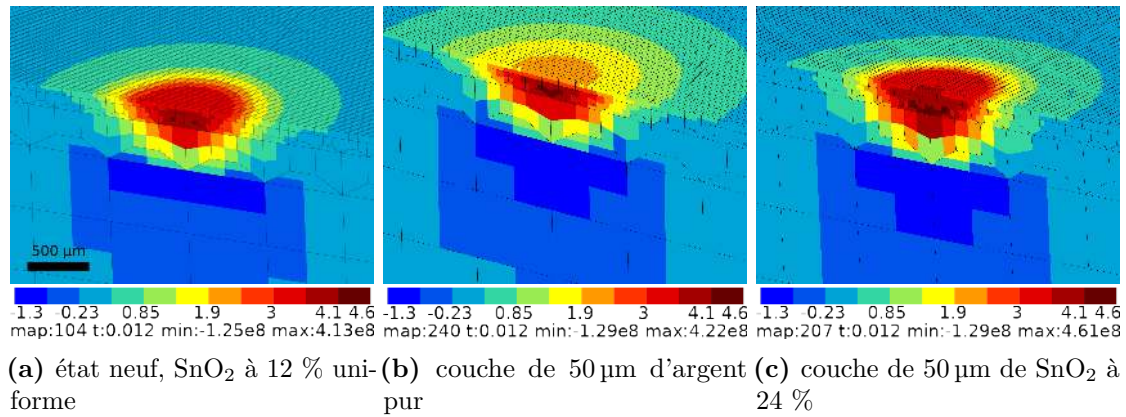


Figure 5.22 – Cartes de la somme des contraintes principales générées par un arc fixe (en Pa).

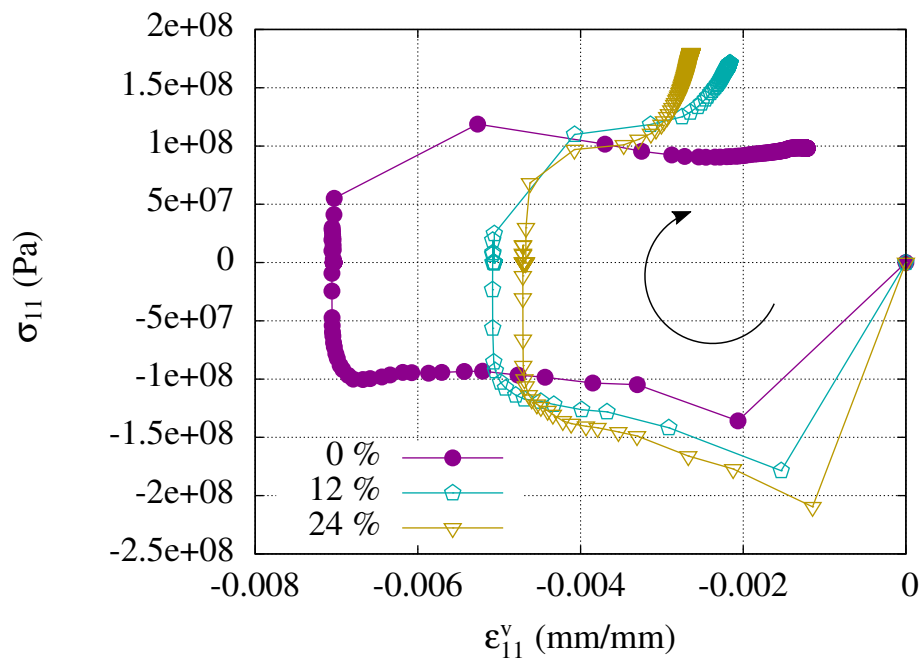


Figure 5.23 – Contrainte en fonction de la déformation plastique en surface au centre de l'arc pour les trois géométries calculées.

cas axisymétrique, avec un départ en compression lors de l'élévation de température, un retour à contrainte nulle lorsque le matériau fond, puis un écoulement en traction lors du refroidissement, après solidification. Les niveaux de contraintes atteints sont plus importants lorsque la fraction volumique de SnO₂ est plus élevée, et, à l'opposé, le niveau de déformation plastique est plus important dans le cas de l'argent pur. Nous n'avons pas poursuivi ces calculs sur un grand nombre de cycles. L'allure de l'état de contrainte et les redistributions observées étant similaires au cas axisymétrique, il est raisonnable de supposer que nous aurions le même type d'évolution en fonction du nombre de cycles.

5.3.4 Calcul thermique avec un arc mobile

L'intensité de courant a le même profil que dans le paragraphe précédent, mais, au lieu d'être immobile, l'arc se déplace à vitesse constante depuis le centre de la pastille jusqu'au bord, à un rayon de 5 mm, en 4 ms. En supposant que la densité de flux de chaleur pour

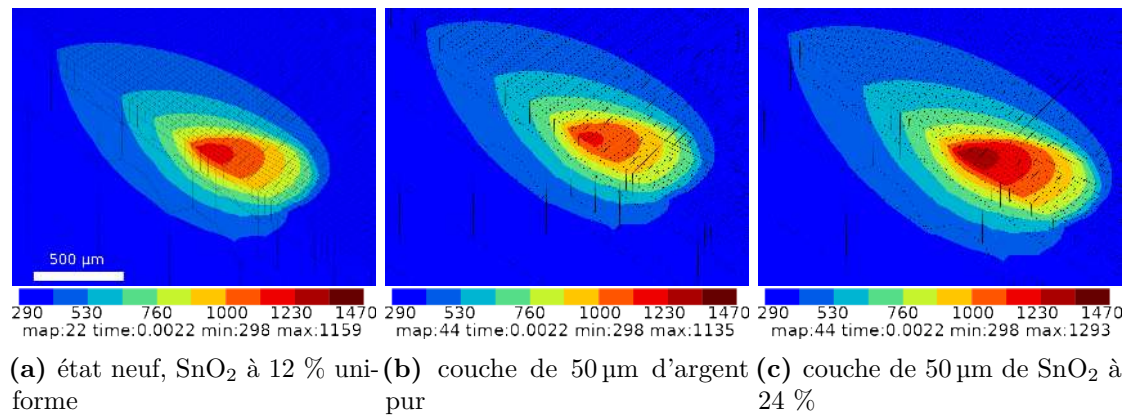


Figure 5.24 – Cartes de champ de températures provoquées par un arc mobile pour trois distributions des matériaux (en K).

un arc fixe soit sous la forme $f = f(x; t)$, alors dans le cas d'un arc mobile se déplaçant à vitesse constante c , la fonction f deviendrait $f(x - ct; t)$. Les matériaux sont les mêmes que dans le paragraphe précédent. Le déplacement de l'arc en surface est tel que le flux de chaleur en un point donné est appliqué moins longtemps que pour le cas de l'arc fixe, si bien que la chaleur n'a pas le temps de diffuser dans la profondeur. En conséquence, comme le montre la [figure 5.24](#), la profondeur de matière fondue est très inférieure à celle qui était observée précédemment. Elle est inférieure à 50 μm (taille d'un élément en surface); on peut l'estimer à 5–10 μm, valeur à comparer aux 60 μm précédemment pour le cas à 24% de SnO₂, et même nulle pour les deux autres cas.

La baisse de la température maximale est illustrée sur la [figure 5.25](#), qui montre les évolutions aux points 1 et 2, situés respectivement à 1,25 mm et 2,2 mm du centre de la pastille, dans la direction vers laquelle se déplace l'arc. Ce dernier point est celui qui subit la plus haute température au cours de l'impact, au temps 2,2 ms. Ce maximum est atteint plus tôt que dans le cas de l'arc fixe, en raison du caractère passager du flux thermique surfacique. La différence de température pour le cas à 24% de SnO₂ est d'environ 800 °C en ce point, et elle atteint 900 °C au point 1, qui est celui où nous observerons la plus grande déformation plastique cumulée, dans le paragraphe suivant. La remarque vaut pour les deux autres cas de calcul, avec des différences légèrement plus faibles, de l'ordre de 600 à 700 °C. On rappelle là encore, que le maillage est grossier et qu'un calcul avec un maillage plus raffiné apporterait une plus grande précision.

5.3.5 Calcul mécanique avec arc mobile

En raison du caractère mobile du flux surfacique appliqué, les cartes de déformation plastique cumulée après un cycle ([figure 5.26](#)) présentent maintenant une forme allongée, avec un sillage dans la direction de déplacement. Dans les trois cas, le maximum est atteint dans une zone distante de 2,5 mm du centre la pastille. Les valeurs obtenues sont comparables aux cas de l'arc fixe. Nous trouvons respectivement 2,12% au lieu de 2,09% dans le cas du matériau uniforme, 3,32% au lieu de 2,87% pour le calcul avec la couche d'argent, et 2,08% au lieu de 2,45% pour le cas de la couche à forte teneur en oxyde. Le mouvement de l'arc accroît la déformation plastique cumulée pour le matériau avec la couche d'argent, alors que la couche à 24% d'oxyde préserve un peu plus le matériau.

Les cartes de la trace du tenseur de contrainte à température maximale, au temps 2,2 ms, présentent également une forme spécifique : l'arc en se déplaçant crée une sorte

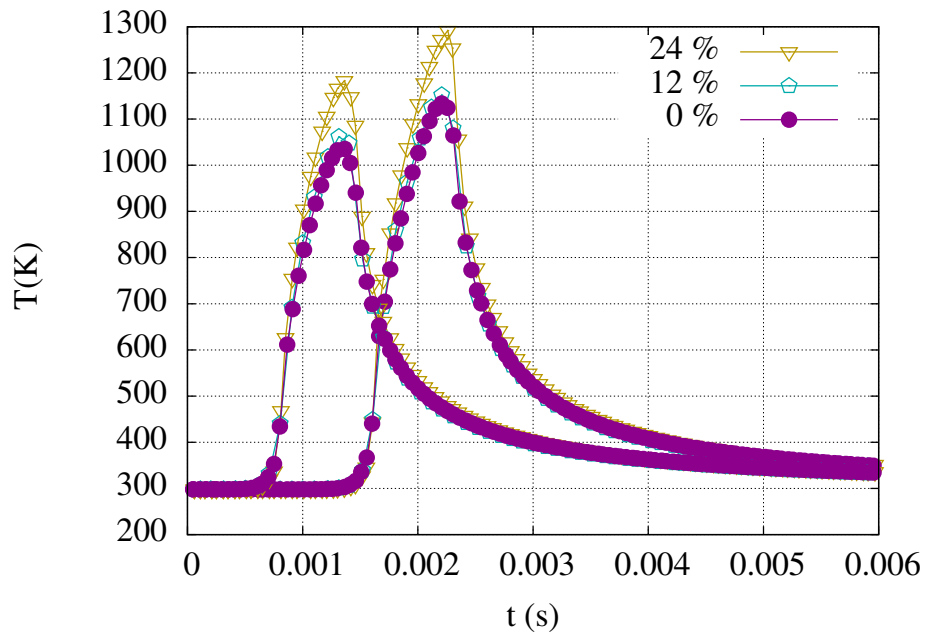
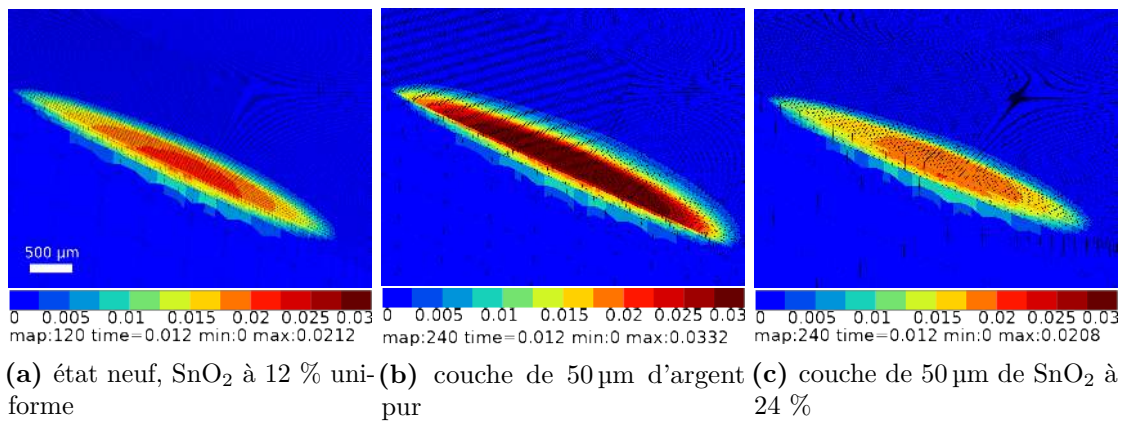


Figure 5.25 – Évolution des températures pour les trois configurations en deux nœuds (à gauche 1, à droite 2) ; à 2,2 ms le maximum de température est atteint.



(a) état neuf, SnO₂ à 12 % uni-**(b)** couche de 50 μm d'argent **(c)** couche de 50 μm de SnO₂ à forme pur 24 %

Figure 5.26 – Cartes de déformation plastique cumulée en fin de cycle (en mm/mm).

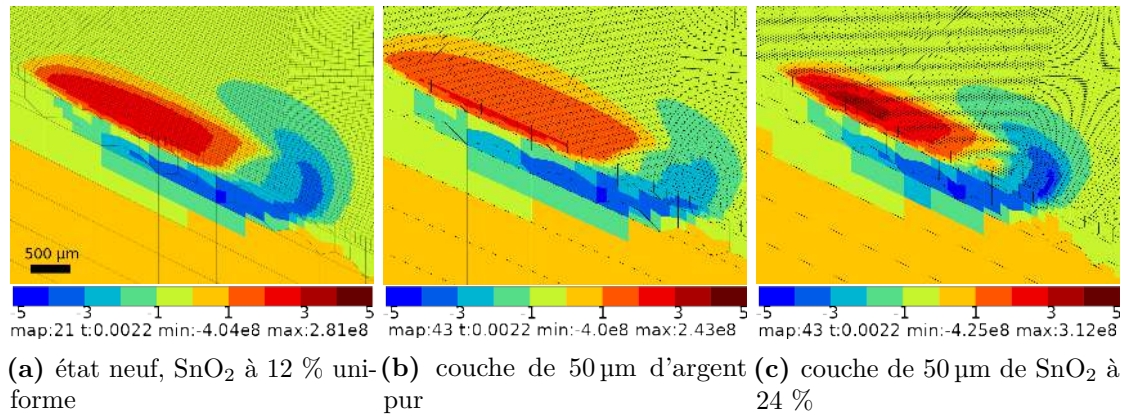


Figure 5.27 – Cartes de la trace du tenseur de contrainte au temps 2,2 ms (en Pa).

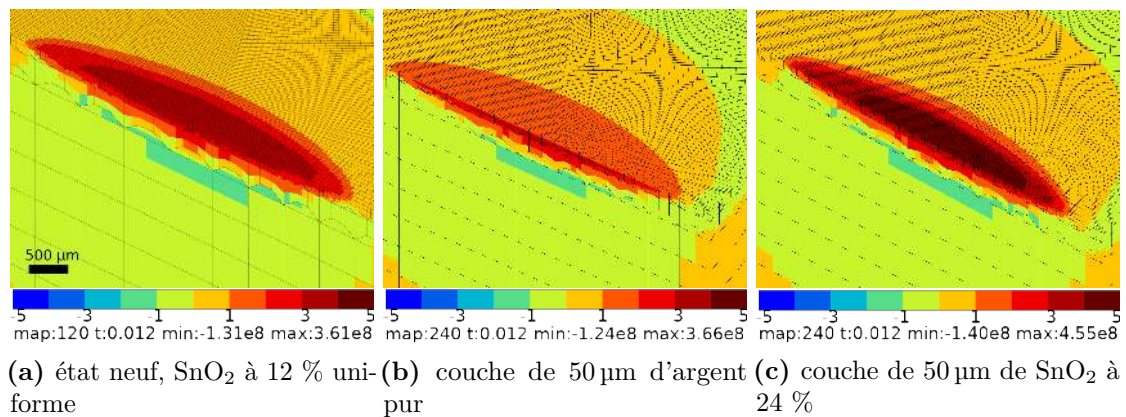


Figure 5.28 – Cartes de la trace du tenseur de contrainte au temps en fin de cycle 12 ms (en Pa).

de vague, où la matière est en compression en amont puis en traction en aval, en raison du passage du front chaud. Comme dans les cas précédents, le chauffage provoque une compression locale de la matière, et inversement le refroidissement crée une traction. Les niveaux obtenus sont de l'ordre de -400 MPa en compression, et se situent dans la gamme 240 – 310 MPa en traction, alors que pour un arc fixe, les zones en traction maximale sont dans la gamme 410 – 460 MPa et les zones en compression maximale autour de -130 MPa.

Les points d'intérêt que nous avons considérés n'étant pas situés au centre de la pastille, comme dans le cas précédent, l'état de contrainte n'y est plus équi-biaxial. C'est ce que montre la [figure 5.30](#) au point qui subit au cours de l'impact la température maximale (point 2) et la [figure 5.29](#) au point qui présente la plus grande contrainte hydrostatique lorsque le point 1 atteint sa température maximale (point 1).

Pour le point 1, c'est la contrainte radiale qui est prépondérante dans le cas du matériau uniforme et avec la couche de SnO₂ à 24 %. La valeur de la contrainte résiduelle en direction radiale est d'ailleurs très élevée (presque 300 MPa avec la couche riche en oxyde). Les valeurs de déformation plastique sont les mêmes pour cette configuration et pour le cas uniforme, avec une valeur de compression pendant l'arc de $-0,67\%$, et une valeur résiduelle de $-0,25\%$. Les contraintes sont bien plus faibles dans le cas de la couche d'argent, avec une composante orthoradiale dominante, et une amplitude de déformation plastique importante (variation entre $-0,96\%$ et $-0,13\%$ pour la composante radiale). Pour les trois cas, on observe un bref passage en traction de la composante orthoradiale de la déformation plastique.

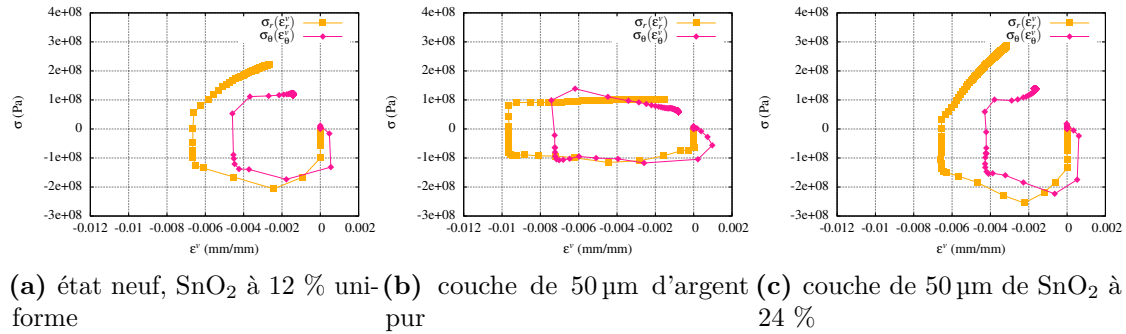


Figure 5.29 – Courbes contraintes déformations plastiques au nœud 1.

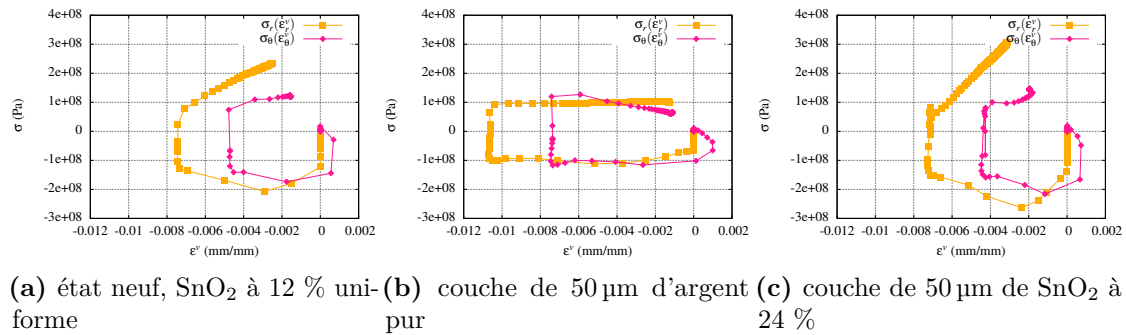


Figure 5.30 – Courbes contraintes déformations plastiques au nœud 2.

Pour le point 2, les tendances sont les mêmes. Les boucles déformations viscoplastiques–contraintes dans la direction orthoradiale gardent à peu de chose près la même allure. Pour le cas où la couche en surface est de l'argent, le changement notable est la déformation plastique minimale en compression dans la direction radiale qui était de $-0,96\%$ au point 1, et qui est de $-1,06\%$ au point 2. Les niveaux minimum et maximum en contrainte ne changent pas. On observe le même phénomène pour le cas uniforme et pour le cas avec la couche d'oxyde. Dans tous les cas les contraintes et déformations résiduelles sont supérieures dans la direction radiale par rapport à la direction orthoradiale.

On observe dans tous les cas et tous les points considérés que la déformation viscoplastique minimale augmente en valeur absolue dans la direction radiale (sens de l'arc) et est équivalente dans la direction orthoradiale, quand on compare ces résultats avec la situation où l'arc est fixe. Par exemple, avec de l'argent pur en surface, on a $\varepsilon_v^{\min} = -0,7\%$ avec un arc fixe. Quand l'arc est mobile, $\varepsilon_v^{\min} = -0,105\%$ dans la direction radiale et $-0,75\%$ dans la direction orthoradiale. Concernant la contrainte minimale, on ne peut pas vraiment conclure, puisqu'il faudrait des pas de temps plus fins afin d'obtenir plus de points juste après 0 ms dans les cas où l'arc est immobile. Par contre, le fait d'avoir une petite compression à déformation viscoplastique positive dans la direction orthoradiale pour l'arc mobile, semble improbable dans le cas d'un arc immobile. La contrainte maximale ne change pas si l'on mesure sur le nœud 1 ou 2.

La figure 5.31 présente une boucle de contrainte–déformation viscoplastique pour le matériau neuf au nœud 2. La couleur bleue indique une température froide, et le rouge indique une température chaude. Les niveaux de couleurs varient entre le minimum et le maximum de température. À l'instar du cas axisymétrique, on voit que le chauffage implique une compression et le refroidissement une traction. On observe une contrainte proche de zéro pour la température maximale. Dans ce cas, le maximum de température

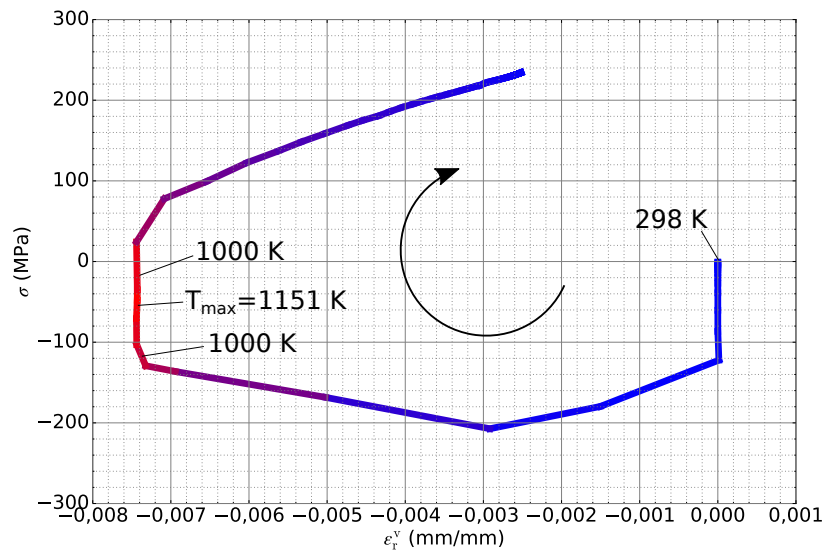


Figure 5.31 – Boucle contrainte-déformation viscoplastique en composante radiale pour le matériau neuf avec la température allant du bleu pour le plus froid au rouge pour le plus chaud au nœud 2.

n'est pas au-dessus de la température de fusion et la contrainte au même instant n'est pas nulle et reste en compression. Puisque le nœud est suffisamment loin du début de l'arc, on peut voir les instants où il se trouve en état de compression.

5.4 Conclusion de la modélisation thermo-mécanique

La première partie de ce chapitre s'inscrivait dans l'objectif initial de modéliser le comportement thermo-mécanique d'une pastille quand un arc impacte sa surface. Nous avons pour cela utilisé les données expérimentales, thermiques et mécaniques. Nous avons d'abord effectué des calculs sur une géométrie axisymétrique pour simuler un arc fixe, puis sur une demi-pastille en trois dimensions pour simuler un arc mobile. Même si par endroit, le matériau était localement en fusion, cela nous a permis d'avoir une idée de ce que subit le matériau en terme de contrainte et de déformation. *Les données expérimentales que nous avons prises en compte sont :*

- la géométrie initiale des pastilles ;
- les caractéristiques des comportements thermique et mécanique du matériau neuf et du matériau vieilli, qui ont été prédéterminées par des essais spécifiques ;
- une estimation d'un modèle d'amorçage de fissure d'après la littérature.

Les données de chargement sont définies par les essais. Il n'y a pas de paramètres ajustables directement dans la méthodologie du calcul de structures par éléments finis.

Dans nos simulations, le couple $(V_{\text{éq}}; Q_0)$ a été majoré pour avoir une zone fondue. Toutefois à la lumière des derniers essais, il faudra à l'avenir prendre les couples préconisés dans le paragraphe 4.4.5. Une piste possible serait d'obtenir plus d'information par caméra rapide sur le déplacement de l'arc. Dans les deux modèles, axisymétrique et 3D, une étude sur l'influence du maillage devrait être effectuée. Dans le cadre du présent travail, en particulier dans la partie 3D, l'objectif n'était pas quantifier précisément mais de comparer un cas où l'arc est mobile du cas où il est fixe. Récemment, les chercheurs d'Umicore ont tenté de modéliser à l'aide des éléments finis le comportement d'une pastille en Ag-SnO₂

et surtout l'interface entre cette pastille et le substrat en cuivre, soit la brasure et la sous-couche [89, 90]. Les conditions sont moins sévères que dans notre étude : contacteur de 45 kW, durée d'arc de 2,5 ms, puissance de l'arc 1 kW et diamètre du pied d'arc 1,25 mm, mais cela permet de donner une borne inférieure. Cette étude a mis en exergue des contraintes en traction σ_z d'une soixantaine de MPa, ainsi que des contraintes qui ont plastifié la sous-couche ($\varepsilon_{\max}^p = 0,5\%$). Cette contrainte est critique en traction pour un assemblage comme celui-ci car elle peut finir par séparer la pastille et la sous-couche. Elle l'est moins proche de la surface libre, où nous nous sommes plutôt intéressés aux contraintes σ_r et σ_θ . Dans notre cas, notre objectif était de simuler le comportement du matériau et le nombre de cycles à amorçage. Nous nous sommes intéressés à une zone beaucoup plus proche de l'arc, avec des conditions plus sévères.

Chapitre 6

Modèle de démixtion multi-arcs

6.1 Introduction

Précédemment, nous avons présenté la modélisation thermomécanique de l'endommagement lorsque un ou plusieurs arc(s) impacte(nt) le matériau. Les simulations, comportant jusqu'à 1000 impacts, étaient dédiées à la caractérisation des champs de contrainte et de déformation et à l'estimation d'un nombre d'impacts avant amorçage de fissures macroscopiques. Certains aspects importants de l'interaction arc/matière mentionnés dans le [chapitre 5](#) dans le [tableau 5.1](#) n'ont pas été pris en compte, notamment les modifications géométriques de la surface et la forme précise qui résulte de la démixtion du composite Ag–SnO₂. Nous les introduisons maintenant dans notre étude. Le modèle construit dans cette partie vise à reproduire le comportement du contacteur pour des temps longs, en prenant en compte l'érosion de la surface, qui est susceptible d'influencer la position des impacts successifs, et l'accumulation d'argent pur, qui modifie le comportement thermomécanique local. La construction du modèle global nécessite plusieurs ingrédients élémentaires référencés dans le [tableau 5.1](#), qui font partie intégrante du modèle :

- modèle de la forme du cratère ;
- modèle de démixtion de l'argent ;
- modèle de prédiction de position de l'impact d'arc ;
- critères pour la soudure ;
- modèle d'arrachement/transfert d'argent entre deux pastilles.

Le seul aspect qui n'est pas directement représenté est l'étalement du bain fondu. Nous détaillons dans un premier temps les différents points de vue qui peuvent être adoptés pour chacune des étapes de la modélisation, en nous référant à chaque fois aux informations expérimentales qui permettent de consolider leur approche. Les trois derniers ingrédients sont fortement couplés au modèle du contact utilisé. L'arc s'amorce lorsque le contact s'ouvre, au niveau du passage du courant, dans les zones de contact électrique. Le soudage ne peut se faire que dans les zones de contact mécanique. Le couplage entre la topographie de la surface et le contact est évident : en première approche, les sommets (aspérités) de la surface entrent en contact en premier. De plus, l'épaisseur de la couche d'argent «démixé» influence la dureté locale du matériau et détermine donc la pression maximale de contact dans cette zone. Ces différents ingrédients sont dans la mesure du possible mis au point à l'aide d'observations expérimentales. Des hypothèses seront nécessaires dans le cas où la base expérimentale n'existe pas encore.

Nous développons donc dans ce chapitre une nouvelle classe de modèles, basée sur une «*approche système*» phénoménologique, que nous désignons par le label MADeM, abréviation de Multi-Arc Demixing Model. Le but est de reproduire l'accumulation d'argent et l'évolution de la topographie des pastilles afin de prédire la soudure ultime de ces dernières. Celle-ci doit être considérée comme un cadre général, non figé, qui peut combiner de façon modulaire différentes solutions de modélisation pour chacun des items énumérés plus haut. Le modèle est destiné à être raffiné au fur et à mesure que des informations expérimentales plus précises deviendront disponibles.

En l'état, nous montrons deux types de modélisation. La version complète du modèle, pour laquelle nous emploierons le nom de MADeM, introduit une technique élaborée pour définir la zone de contact (avec éventuellement des contacts multiples) en utilisant l'équilibre mécanique du système constitué par les deux pastilles en regard sous l'action de la force appliquée par le contacteur. Cette détermination est assez coûteuse en temps de calcul, c'est pourquoi nous considérons également la possibilité de simplifier la façon dont sont distribués les points d'impact, avec une règle simple, voire un simple tirage au sort. Cette approche sera dénommée MADeM-S, le «S» final désignant une version simplifiée, susceptible de diminuer au maximum le temps de calcul.

Afin d'illustrer les possibilités de chacune des versions, nous proposons des applications à l'évaluation de l'endommagement pour un essai réalisé avec la machine «Saturne» et un cas d'essai AC-3.

6.2 Principe du calcul

Nous modélisons donc la succession des impacts, arc par arc. Chaque arc laisse un cratère avec une zone centrale plus profonde que le niveau initial et une zone périphérique plus élevée par rapport au niveau initial. De plus, chaque arc provoque l'apparition (ou la croissance) de la couche d'argent «démixé» sous-jacente, qui à son tour modifie les propriétés mécaniques, notamment la dureté. Les différents ingrédients sont détaillés dans cette section.

6.2.1 Géométrie de départ

Le premier aspect de cette modélisation simplifiée est l'érosion (changement topographique) des pastilles. Pour ce faire, nous partons d'une surface initiale de référence définie par une calotte sphérique de rayon de courbure R limitée par le diamètre $d = 2r_p$ de la pastille.

$$h_0(x, y) = h_{\max} + R \left(\sqrt{1 - \left(\frac{\rho(x, y)}{R} \right)^2} - 1 \right), \text{ où } \rho(x, y) = \sqrt{x^2 + y^2} \leq r_p \quad (6.1)$$

On considère que la surface de la pastille $h(x, y)$ et que l'épaisseur de la couche d'argent $e(x, y)$ peuvent être représentées comme des fonctions de (x, y) . Pour caractériser le processus, on résume les modifications intégrales sur une seule surface, sous la forme d'un disque de diamètre d discrétisé au moyen d'une grille régulière cartésienne $n \times n$ de pas $dx = d/n$, seuls les points à l'intérieur du cercle étant actifs. Les figures 6.1a et 6.1b représentent l'aspect de l'état de la surface d'une pastille neuve ainsi qu'une coupe. Dans le cas présent, nous nous sommes inspirés de la géométrie d'une pastille de contacteur

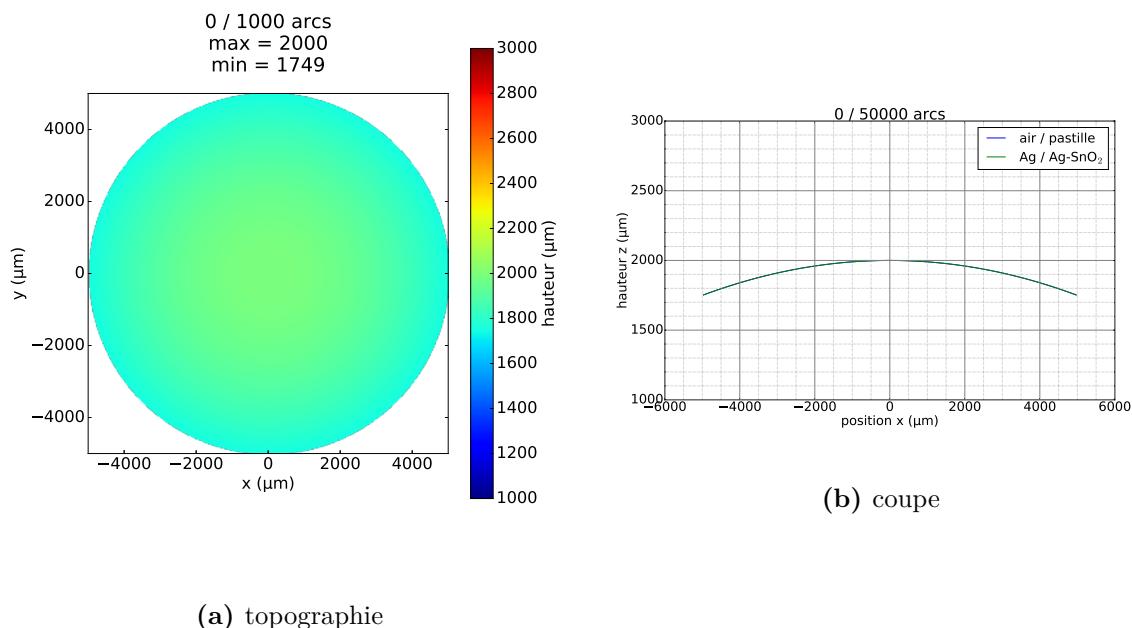


Figure 6.1 – Profil modélisé d'une coupe de pastille à l'état initial avec un diamètre $d = 10$ mm, un rayon de courbure $R = 50$ mm et une épaisseur de pastille de $h_{\max} = 2$ mm.

D115 avec un diamètre $d = 10$ mm, un rayon de courbure $R = 50$ mm et une épaisseur de pastille de $h_{\max} = 2$ mm.

6.2.2 Forme du cratère

Sur la base de mesures topographiques des surfaces impactées par un seul arc (cf. les figures 3.7, 3.8), nous construisons un modèle de la forme du cratère laissé par un arc. La forme observée dans les expériences comporte un cratère entouré d'un bourrelet, auquel il faut superposer une perturbation aléatoire liée à la rugosité. Nous définissons ci-dessous différentes formes de cratères.

Lissage de formes expérimentales

Une première manière d'obtenir une solution réaliste consiste à ajuster une courbe représentant la forme des cratères mesurés au profilomètre. Le travail est effectué sur une coupe, présentée en figure 3.14. Les formules sont définies en coordonnées polaires, le rayon r étant donc évalué en fonction des coordonnées courantes (x, y) du point considéré en considérant que le centre du cratère est à l'origine des axes, $r = (x^2 + y^2)^{1/2}$. La perturbation apportée par le cratère est notée $h(r)$. Pour la cathode, on a pour $h(r)$ en μm :

$$h(r) = 25 \left(\left(\frac{r}{600} \right)^2 - 1 \right) \exp \left(- \left(\frac{r}{600} \right)^2 \right) + 10 \exp \left(- \left(\frac{r - 650}{200} \right)^2 \right) \quad (6.2)$$

Et pour l'anode pour $h(r)$ en μm :

$$h(r) = 20 \left(\left(\frac{r}{500} \right)^2 - 1 \right) \exp \left(- \left(\frac{r}{500} \right)^2 \right) + 10 \exp \left(- \left(\frac{r - 650}{100} \right)^2 \right) \quad (6.3)$$

Leur forme est montrée en figure 6.2. La méthode n'est pas d'une précision absolue, dans

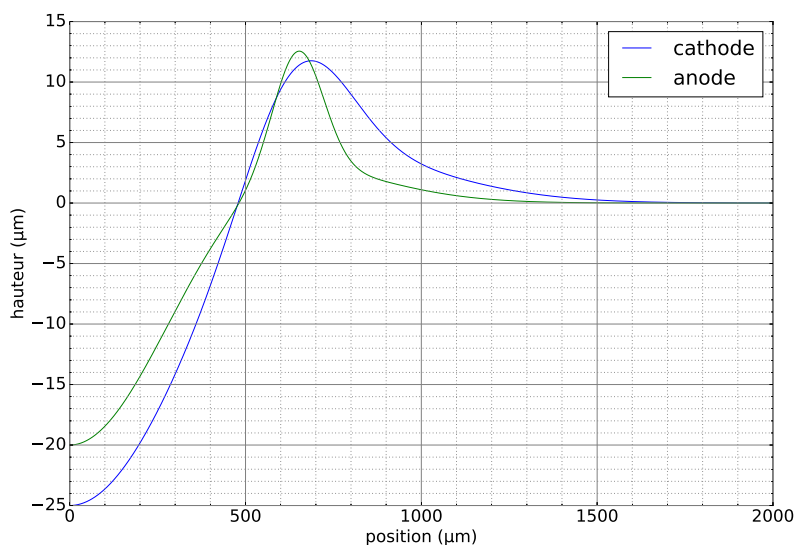


Figure 6.2 – Allure des lissages de cratères de cathode et d’anode.

la mesure où un autre cratère, ou même une autre coupe du même cratère donnerait un résultat différent. De plus, le cratère sélectionné correspond à un état initial de la pastille. Il serait souhaité d’identifier de formes moyennes (cathode et anode) à partir de nombreuses mesures de profilométrie 3D de la surface, afin de disposer de moyennes pour un état donné, et aussi de faire le travail aux différentes étapes de la vie d’un contacteur. Il reste qu’en l’état, cette manière de procéder a l’avantage de se baser sur une réalité expérimentale. Le bilan volumique de ces lissages, obtenu en intégrant la fonction en coordonnées cylindriques, fournit un gain de volume de $1,45 \cdot 10^7 \mu\text{m}^3$ pour la cathode et de $7,24 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$ pour l’anode. Nous pouvons donc nous attendre à un gonflement lors de simulations qui utilisent ce résultat. Ceci va dans le sens de ce qui a été observé jusqu’à 10 000 arcs (cf. [figure 3.22](#)).

Proposition d’un modèle ajustable de cratère

Dans la pratique, on peut se trouver en présence d’une diminution du volume, liée à la perte de masse des pastilles par projection des gouttelettes, voire par évaporation du métal en dehors du système, ou au contraire à une augmentation du volume, conséquence de la porosité induite dans le matériau. Nous proposons ici une forme particulière du cratère qui nous permet de contrôler le volume de matière, afin de préserver, de diminuer, voire d’augmenter le volume en modifiant la forme du bourrelet. La position de la surface dans un cratère est donc simplement définie par une cote dépendant de la distance au centre r . Dans cet esprit, nous proposons une première représentation de la forme du i^{e} bourrelet, définie par $h_i(r)$:

$$h_i(r) = h_c \left(\frac{r^2}{r_m^2} - 1 \right) \exp \left(-\beta^2 \frac{r^2}{r_m^2} \right), \text{ où } r = r(x, y, x_i, y_i) = \sqrt{(x - x_i)^2 + (y - y_i)^2}. \quad (6.4)$$

qui dépend de plusieurs paramètres : h_c , qui règle la profondeur maximale, une distance r_m qui règle la zone d’influence de l’exponentielle, donc le diamètre du cratère et un facteur d’échelle β contrôlant la variation du volume.

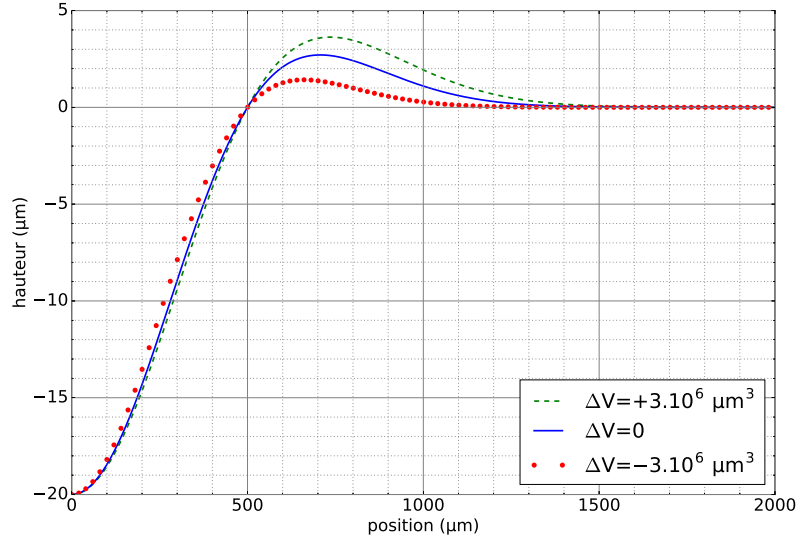


Figure 6.3 – Exemple du profil donné par l'équation 6.4, où $h_c=20\ \mu\text{m}$, $r_m=500\ \mu\text{m}$ et $\Delta V = 0$. Le volume est conservé avec un bourrelet de $2,7\ \mu\text{m}$ de hauteur à $708\ \mu\text{m}$ du centre du cratère. Deux autres courbes sont reportées : un cas où $\Delta V=3 \cdot 10^6\ \mu\text{m}^3$ et un cas où $\Delta V=-3 \cdot 10^6\ \mu\text{m}^3$.

Dans l'équation 6.4, le couple (x_i, y_i) désigne les coordonnées du centre d'impact du i^{e} arc. Le terme quadratique dans le membre de droite décrit le fond du cratère, que l'on assimile donc à un parabolôïde. Le terme exponentiel permet de «rabattre» celui-ci, et, après passage par un maximum, de ramener la courbe vers la surface de référence. Le changement de volume ΔV est donné en intégrant la fonction $h_i(r)$ sur r et θ :

$$\Delta V = \int_0^{\infty} 2\pi h_i(r) r dr \quad (6.5)$$

On obtient alors une relation entre ΔV et β :

$$\frac{\Delta V}{\pi h_c r_m^2} = \frac{1}{\beta^4} - \frac{1}{\beta^2} \quad (6.6)$$

Il est donc possible d'ajuster l'exposant β pour obtenir une variation donnée du volume de matière ΔV :

$$\beta = \frac{1}{\sqrt{\frac{1}{2} + \sqrt{\frac{1}{4} + \frac{\Delta V}{\pi h_c r_m^2}}}} \quad (6.7)$$

Nous pouvons remarquer que, pour aboutir à la conservation du volume ($\Delta V = 0$), il suffit de choisir $\beta = 1$. La figure 6.3 donne un exemple de profil où $h_c=20\ \mu\text{m}$, $r_m=500\ \mu\text{m}$ et $\Delta V = 0$. La conservation du volume implique dans ce cas de générer un bourrelet de $2,7\ \mu\text{m}$ de hauteur à $708\ \mu\text{m}$ du centre du cratère. La configuration courante de la surface après l'arc N est donnée par la superposition de la géométrie initiale et de N cratères :

$$h(x, y) = h_0(x, y) + \sum_{i=1}^N h_i(x, y, x_i, y_i) \quad (6.8)$$

La forme choisie permet de représenter qualitativement le bourrelet, dont la présence est essentielle pour décrire l'évolution des zones de contact (et de soudage possible) et bien

entendu celle de la topographie. Il est possible de faire varier le paramètre β au cours des cycles pour simuler par exemple le gonflement des pastilles préalable à l'érosion effective, déjà observé au début des essais. Il est aussi possible de faire dépendre le rayon et la profondeur du cratère de différents paramètres, tels que la concentration d'oxyde.

Afin de donner plus de souplesse à la description de la forme du cratère, l'équation 6.4 peut éventuellement être étendue, par ajout d'un exposant α , tel que :

$$h_i(r) = h_c \left(\left(\frac{r}{r_m} \right)^\alpha - 1 \right) \exp \left(-\beta^2 \frac{r^2}{r_m^2} \right), \quad (6.9)$$

avec $\alpha > 0$. Le paramètre β est toujours celui qui contrôle la variation de volume. L'expression de celle-ci est donnée ci-dessous (équation 6.12), de même que la valeur remarquable de β conduisant à la conservation du volume. Elle est de 1 pour $\alpha = 2$, qui correspond au cas déjà exposé. Pour $\alpha = 3$, la valeur numérique de α est d'environ 0,826, et pour $\alpha = 4$, elle est de 1,189.

$$\alpha = 2 : \quad \Delta V = 2\pi r_m^2 h_c \left(\frac{1 - \beta^2}{2\beta^4} \right) \quad \text{i.e. } \Delta V = 0 \Leftrightarrow |\beta| = 1, \quad (6.10)$$

$$\alpha = 3 : \quad \Delta V = 2\pi r_m^2 h_c \left(\frac{3\sqrt{\pi}}{8|\beta|^5} - \frac{1}{2\beta^2} \right) \quad \text{i.e. } \Delta V = 0 \Leftrightarrow |\beta| = \left(\frac{4}{3\sqrt{\pi}} \right)^{1/3}, \quad (6.11)$$

$$\alpha = 4 : \quad \Delta V = 2\pi r_m^2 h_c \left(\frac{1}{\beta^6} - \frac{1}{2\beta^2} \right) \quad \text{i.e. } \Delta V = 0 \Leftrightarrow |\beta| = 2^{1/4}. \quad (6.12)$$

En augmentant la valeur du paramètre α , la zone du bourrelet devient plus localisée et plus «pointue».

Le bilan volumique lors de la formation du cratère est un paramètre avec un sens physique précis, qui influence considérablement le résultat de la simulation. Il est utilisé comme variable d'ajustement, dont on se propose qu'il évolue au fil des impacts successifs. La formule proposée ci-dessous (équation 6.13) est destinée à représenter un gonflement au cours des premiers arcs, qui peut être lié à la formation de bulles dans le bourrelet du cratère, comme le montrent les figures B.9 et B.7. Cet effet a déjà été observé par ailleurs [32]. Nous supposons que le gonflement diminue au cours des impacts et fait place à une perte de matière, due aux éjections de gouttes et à la vaporisation. Cette perte de matière tend asymptotiquement vers une valeur qui ne dépend plus du rang de l'arc lorsque le fonctionnement atteint un certain régime stabilisé. Nous introduisons donc trois paramètres d'ajustement, ΔV_0 , ΔV_∞ et i_c . La variation de volume ΔV_i pour l'impact de rang i vaut alors :

$$\Delta V_i = \Delta V_0 \exp \left(-\frac{i}{i_c} \right) + \Delta V_\infty \left(1 - \exp \left(-\frac{i}{i_c} \right) \right) \quad (6.13)$$

6.2.3 Proposition d'un modèle déterminant la position de l'arc

Il existe de multiples façons de distribuer les points d'impact. Chacune des ces façons repose sur diverses hypothèses dont la pertinence peut partiellement être jugée au vu de l'adéquation avec les profils expérimentaux obtenus. La question de la pertinence de chaque hypothèse doit ensuite être jugée au vu de l'adéquation du résultat obtenu avec les profils expérimentaux.

1. Une première solution peut consister à distribuer les impacts de façon aléatoire. Comme nous le vérifierons, une distribution uniforme n'est pas vraiment envisageable, puisque les pastilles comportent des défauts qui vont favoriser l'émergence des arcs sur certains points spécifiques. Il est donc possible d'imaginer un processus qui favorise un certain nombre de zones, tout en autorisant des impacts d'arcs «mutants» dans des zones non prévues au départ. Ce type d'approche peut être pratiqué avec différentes règles, pour ce qui concerne le nombre de zones, leur taille, la fréquence de mutation, etc.
2. Afin de se rapprocher de la physique du phénomène, on peut aussi considérer le fait que l'arc se produit essentiellement dans les zones qui étaient en contact. L'approche la plus simple consiste alors à définir le point d'impact en sélectionnant effectivement, de façon déterministe, le plus haut sommet. Une variante de la méthode, plus réaliste car elle tient compte du fait que les pastilles peuvent se positionner de façon légèrement différente d'une manœuvre à une autre, consiste à choisir un point au hasard dans une zone d'influence définie par le point le plus haut. Il y a deux manières naturelles pour caractériser celle-ci, qui introduisent de nouveaux paramètres du modèle :
 - la première méthode retient tous les points situés à l'intérieur d'une zone circulaire définie autour du point haut par un certain rayon,
 - la seconde considère une petite variation Δh et construit une «tranche» de matière située entre la cote du point haut h^* et $h - \Delta h$, ce qui détermine des zones pas forcément connectées sur l'ensemble de la surface, en prenant en compte l'effet des points légèrement plus bas que le point dominant.
3. Cependant, le modèle le plus précis est celui qui se base sur la mécanique du contact pour faire surgir l'arc sur un des points de la zone de contact. Cette surface peut être déterminée au moyen de calculs mécaniques par éléments finis, mais ceux-ci sont longs et coûteux. Nous proposons de les remplacer par une estimation approchée, basée sur le modèle de la surface de portance, qui établit l'emprise de la zone de contact en coupant la surface effective de la pastille par un plan.

Les solutions (1) et (2) sont expérimentées plus loin dans le cadre du modèle MADeM-S. La solution (3) correspond au modèle MADeM. Les trois approches sont expliquées en détails ci-dessous.

Description de la détermination du point d'impact par une distribution «pseudo-aléatoire»

Dans cette approche, les surfaces des pastilles ne sont pas impactées de manière uniforme, comme on peut par exemple l'observer sur les images des figures 3.42 et 3.50. Cette hétérogénéité résulte d'un processus complexe, que nous chercherons à reproduire «naturellement» par le modèle MADeM complet. Dans la version simplifiée, nous nous proposons d'imposer cette hétérogénéité, en générant de façon aléatoire des zones circulaires au sein desquelles nous tirons au sort la position des points d'impact. Le nombre de ces zones, N_z et leur rayon, $R_z(1..N_z)$, sont des paramètres d'ajustement du modèle. Afin de ne pas aboutir à une configuration trop schématique, nous considérons l'ensemble de la pastille comme l'une de ces zones, ayant pour centre le centre de la pastille et pour rayon le rayon de la pastille. Il est alors possible de répartir la fréquence d'impact entre les N_z zones élémentaires, avec une probabilité d'impact \mathcal{P}_z et la zone couvrant l'ensemble de la pastille (probabilité $1 - \mathcal{P}_z$). La distribution résultante a pour cas extrêmes une

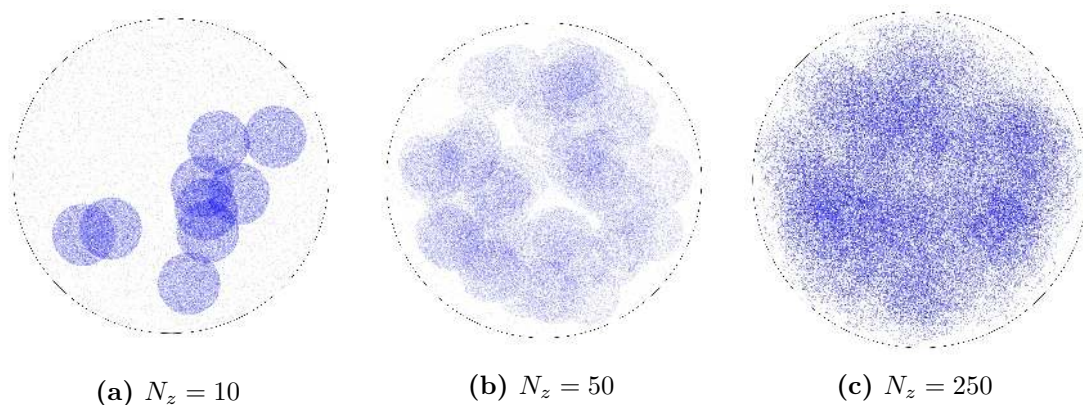


Figure 6.4 – Illustration de l'influence du nombre N_z de sites présélectionnés sur la position des impacts dans le cas d'un tirage pseudo-aléatoire, résultat de 400 000 arcs pour (a) $N_z = 10$, (b) $N_z = 50$, (c) $N_z = 250$ zones

régionalisation complète lorsque \mathcal{P}_z vaut 1, et une répartition purement aléatoire lorsque \mathcal{P}_z vaut 0.

À titre d'illustration, nous proposons plusieurs réalisations en [figure 6.4](#), obtenues après 400 000 impacts sur une pastille. On dénombre respectivement 10, 50 et 250 zones initiales. Pour toutes les zones élémentaires, le rayon R_z vaut 1 mm. La probabilité \mathcal{P}_z est de 99,6 %, ce qui correspond à un impact « mutant » en un point quelconque de la pastille tous les 250 arcs. La figure montre le résultat après 400 000 impacts.

La description introduite dans cette méthode ne fait à aucun moment de référence à la forme de la pastille, pas plus la géométrie initiale que celle qui résulte des impacts successifs. En cela, elle est bien sûr criticable. Nous la retenons néanmoins parmi les options disponibles en raison de sa simplicité, et aussi parce que l'on observe dans bien des cas des localisations de l'endommagement en des points quelconques de la pastille, y compris loin du centre, en raison de l'aplatissement qui résulte du creusement progressif au centre.

Description de la détermination du point d'impact par l'approche du « point le plus haut »

Nous introduisons ici une référence explicite à la géométrie, en considérant que le contact s'effectue sur la pastille au point le plus haut. Une approche élémentaire, consiste à sélectionner ce point comme centre du cratère. Cette version « ponctuelle » peut devenir presque déterministe, avec un premier impact au centre de la pastille, puis un enchaînement de points qui va se répéter d'une expérience numérique à l'autre. Il peut donc être intéressant de réintroduire un processus aléatoire. C'est ce qui est fait en considérant que la position de l'impact est tirée au sort dans une zone définie à partir du point le plus haut, en découpant une « tranche » superficielle de la pastille. La [figure 6.5](#) permet de visualiser ce modèle. La zone résultante inclut tous les points dont la cote est comprise entre la valeur maximale et cette valeur moins une certaine épaisseur h_z , qui est un paramètre du modèle. Sa taille est bien entendu d'autant plus grande que h_z est grand. Elle peut être éventuellement constituée de plusieurs parties disjointes.

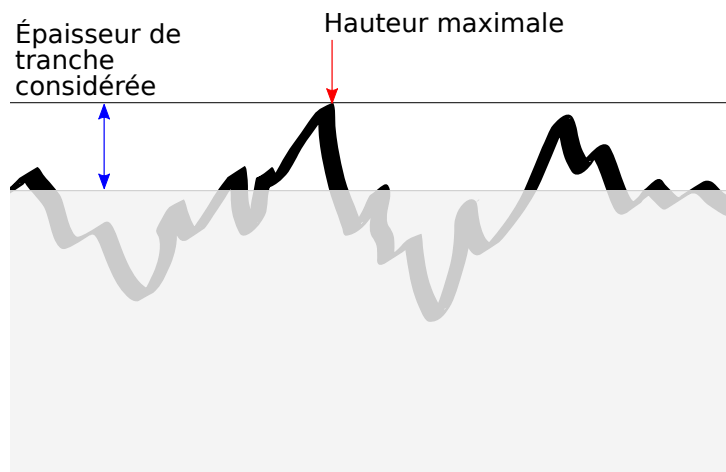


Figure 6.5 – Schéma du modèle entre le point de hauteur maximale et la tranche d'épaisseur considérée.

Description de la détermination du point d'impact par l'approche de la surface de portance

Avec cette nouvelle description, nous nous approchons encore un peu plus de la physique du phénomène en considérant l'équilibre mécanique pour chercher les points candidats à l'impact. Le modèle de la surface de portance met en place un algorithme qui permet d'obtenir la position verticale z_0 du plan de contact en équilibrant la résultante de la pression sur tous les points situés à une hauteur supérieure à z_0 et la force de la mise en contact, F (supposée perpendiculaire à la surface) :

$$z_0, \int \Theta(h(x, y) - z_0)p(x, y) dA = F \quad (6.14)$$

où $\Theta(x)$ est la fonction de Heaviside. Cette nouvelle méthodologie de recherche considère donc une donnée expérimentale « oubliée » dans les deux versions précédentes, la force exercée sur les pastilles. La pression de contact $p(x, y)$ reste inconnue dans le cas élastique, mais dans le cas élasto-plastique la pression peut être remplacée par la dureté du matériau, H^1 , qui dépend localement de l'épaisseur de la couche d'argent (on a donc un champ $H(e(x, y))$), ce qui donne l'équation suivante pour déterminer z_0 :

$$z_0, \int \Theta(h(x, y) - z_0)H(e(x, y)) dA = F \quad (6.15)$$

La dureté du matériau est reliée de façon empirique aux propriétés observées dans un essai de traction. La littérature propose d'utiliser le triple de la limite d'élasticité, soit $H = 3\sigma_{0,2\%}$ [91, 92], ou bien le triple de la contrainte ultime à saturation, ou contrainte maximale atteinte par la courbe de traction simple, soit $H = 3\sigma_u$. Lorsque le matériau présente une faible capacité d'écroutissage, ces deux valeurs sont proches de toutes façons. Lors de l'ouverture du contact, la température augmente au niveau de la zone de contact, nous sommes alors dans le cas où la courbe d'écroutissage est « plate », si bien que le durcissement est faible, et qu'il faut plutôt retenir la valeur de la contrainte ultime dans les calculs. Le modèle utilise par ailleurs les caractéristiques du matériau constituant la

1. Cette notation ne doit pas être confondue avec le module de l'écroutissage cinématique linéaire utilisé dans les chapitres 2 et 5.

zone d'appui. Lorsque l'épaisseur de la couche d'argent est nulle, c'est la valeur de dureté de Ag–SnO₂ qui est retenue. Lorsque la couche démixée est très épaisse par rapport à la taille de la zone de contact ($e \gg a$), la dureté à la surface est déterminée exclusivement par le comportement plastique de l'argent pur. Entre ces deux limites, la dureté locale prendra une valeur intermédiaire dépendant de la morphologie de distribution d'argent $e(x, y)$ et des particularités du contact. Une dépendance de la dureté de l'épaisseur d'argent uniforme peut être obtenue par des calculs éléments finis élasto-plastique. Ici, nous supposons une forme simple :

$$H(e) = H^{\text{Ag}} + (H^{\text{Ag-SnO}_2} - H^{\text{Ag}}) \exp(-e/l), \quad (6.16)$$

où l c'est une longueur caractéristique de changement de la dureté (paramètre ajustable) avec l'épaisseur de la couche d'argent locale e . Cette équation ne comporte qu'un seul paramètre à trouver par des simulations numériques. Bien entendu, la dureté du contact dépendra également du rayon de courbure effectif R^* de la géométrie locale des surfaces entrant en contact mais dans la première approximation nous allons négliger cette dépendance.

Pour préciser la valeur numérique des duretés utilisées, sachant que la matière est à haute température, nous nous référons à l'aire de contact A_c constatée expérimentalement au moment de la soudure ultime. Prenons le cas d'une pastille AC-3, en particulier le cas d'une pastille où la soudure est localisée et visible, voir [figure 3.47](#). Pour celui-là, A_c vaut approximativement 10 mm², et la force de compression F vaut 9,1 N, voir [tableau 1.2](#). La pression moyenne dans la zone de contact/soudage correspondante p_c peut donc être estimée à 0,91 MPa. Cette valeur peut être arrondie à 1 MPa. Ainsi nous avons une valeur qui doit correspondre à la dureté de l'argent démixé à la température du contact en supposant qu'il est juste passé à l'état solide :

$$H^{\text{Ag}} = 1 \text{ MPa}, \quad (6.17)$$

On a pu constater, lors des essais mécaniques, qu'à haute température les courbes de contraintes-déformation présentent un plateau, par exemple en [figure 2.21](#), [2.20](#) ou encore [2.19](#). On peut donc considérer que $\sigma_u = \sigma_{0,2\%}$, cette dernière étant la contrainte maximale. En supposant que $H \approx 3\sigma_u$ et en utilisant les données de la [figure 2.22f](#), on estime la température de la matière correspondante au moment du contact/soudage dans le domaine 900–930 °C. Avec cette estimation de température, on estime également la dureté correspondante du Ag–SnO₂. La valeur numérique estimée résultant de cette procédure est donc :

$$H^{\text{Ag-SnO}_2} \in [3, 3; 10] \text{ MPa} \quad (6.18)$$

Pour ce qui concerne la procédure numérique, l'équation [6.15](#) (non-linéaire) est résolue par une méthode de dichotomie qui converge en quelques itérations. Néanmoins, en raison de la taille finie de la discrétisation, la solution exacte de cette équation n'existe quasiment jamais. Ceci est dû au fait que la résultante de la pression n'est pas une fonction continue. Elle prend des valeurs discrètes dictées par le nombre de points de la grille en contact. La force effective trouvée peut donc dévier légèrement de la force exacte imposée :

$$F^{\text{sim}} = F \pm \gamma \Delta F \quad \text{avec} \quad \Delta F = H^{\text{Ag-SnO}_2} dx^2 \quad (6.19)$$

où le coefficient γ est de l'ordre de 1 et où ΔF caractérise l'erreur commise. Dans la pratique, la discrétisation est assez fine pour assurer une erreur relative inférieure à 5% sur la force appliquée. En outre, la méthode de dichotomie comporte sa propre tolérance de convergence, qui ne doit pas être inférieure à cette erreur.

La gestion du changement de forme s'effectue en négligeant le retour élastique dans la zone qui a subi un écoulement plastique en raison de l'écrasement. Il importe de conserver le volume de matière au cours de cette opération. La surface est donc aplatie au niveau de la hauteur moyenne de la zone de contact, si bien que la nouvelle cote $z(x, y)$ dans les zones de contact est définie de la façon suivante après l'arc i :

$$\forall \{x', y'\} \in \mathcal{C} : \quad z^{i+1}(x', y') = \bar{z}^i, \quad \text{avec } \bar{z}^i = \frac{1}{A_c} \int_{\mathcal{C}} z^i(x, y) dA, \quad (6.20)$$

où \mathcal{C} est l'ensemble de points en contact avant l'arc i et A_c est l'aire correspondante. Comme \mathcal{C} suit directement cette définition, le volume de la matière après la plastification reste le même.

6.2.4 Gestion de l'épaisseur des amas d'argent

Proposition d'un modèle de croissance linéaire des amas d'argent

Dans cette approche, on suppose que chaque impact modifie localement l'épaisseur d'argent près de la surface. Dans le cas d'une accumulation linéaire, nous supposons que chaque arc rajoute une couche circulaire de rayon r_m centrée à l'endroit de l'impact, d'épaisseur h_{Ag} . Cela donne une loi incrémentale de la forme suivante :

$$e_i(x, y) = e_{i-1}(x, y) + h_{Ag} \Theta(r_m^2 - (x - x_i)^2 - (y - y_i)^2), \quad (6.21)$$

où $\Theta(x)$ est la fonction de Heaviside. Par contre, cette loi ne permet pas de prendre en compte la conservation de la composition chimique. En même temps que le composite est enrichi en argent, il conviendrait de redistribuer l'excédent du SnO_2 dans le volume affecté, ce qui aurait pour conséquence de freiner le processus de démixtion, donc de diminuer progressivement l'augmentation de l'épaisseur de la couche d'argent. Cet aspect n'est pas pris en compte ici, mais il est traité dans le paragraphe suivant, qui présente une croissance modulée en fonction du nombre d'impacts.

Proposition d'un modèle de croissance modulée monotone

Comme deuxième approche, nous supposons une loi qui permet de diminuer progressivement l'apport en argent des nouveaux arcs. L'épaisseur d'argent est définie sous forme d'une règle de récurrence. L'épaisseur $e_i(x, y)$ pour la couche i s'évalue à partir de celle de la couche précédente $e_{i-1}(x, y)$ et d'un terme *a priori* indépendant du rang de l'arc, mais dépendant de la position, $\Delta e_i(x, y)$, qui définit la façon dont se rajoute l'argent au niveau du cratère.

Une première option consiste à choisir la forme suivante :

$$\Delta e_i(x, y) = e_i(x, y) - e_{i-1}(x, y) = \frac{h_{Ag}}{1 + (e_{i-1}(x, y)/\delta)^\gamma} \quad (6.22)$$

avec $e_0 = 0$ à l'état initial. Le paramètre h_{Ag} correspond à l'épaisseur de la couche d'argent après un seul arc, qui peut être déterminée sur l'essai correspondant. L'expression comporte deux paramètres ajustables, γ , paramètre sans unité qui doit être supérieur à 0, et $\delta > 0$ homogène à une longueur. On voit que le deuxième terme de l'équation 6.22 est de plus en plus pénalisé lorsque l'épaisseur d'argent augmente, ce qui conduit à une forme asymptotique équivalente à une loi de puissance en fonction du nombre d'arcs, que l'on

peut aussi représenter par un temps fictif t . L'épaisseur résultante $e(t)$ varie alors comme $t^{1/(\gamma+1)}$.

En analysant les coupes des pastilles, nous avons cependant pu remarquer (cf. [figure 3.30](#)) que l'épaisseur maximale de la couche d'argent présente plutôt une évolution logarithmique. Nous proposons donc une option pour laquelle les extensions successives de la couche démixée se présentent sous la forme incrémentale suivante :

$$\Delta e_i(x, y) = e_i(x, y) - e_{i-1}(x, y) = h_{Ag} \exp(-e_{i-1}(x, y)/\delta), \quad (6.23)$$

qui correspond effectivement à une croissance logarithmique de l'épaisseur avec le temps, $e(t) \sim \log(h_{Ag}t/\delta)$. C'est cette formulation qui sera utilisée dans l'application du modèle MADeM.

Nous avons considéré plusieurs hypothèses pour la distribution d'argent dans le cratère :

- une distribution uniforme sur la surface impactée (cratère + bourrelet), ce qui rappelle un profil d'anode $e_N \in [0; 1, 5r_m]$;
- une distribution en couronne située sur le bourrelet, ce qui rappelle un profil de cathode $e_N \in [r_m; 1, 5r_m]$ (nous négligeons la déplétion en argent à l'extérieur du bourrelet).

En outre, la variation de la profondeur de la zone démixée par le mécanisme de croissance doit être limitée par la profondeur maximale de la couche fondue. L'évolution au-delà de cette limite peut être assurée par le processus d'arrachement de la couche d'argent d'une pastille et son transfert sur l'autre. Ce phénomène est discuté dans le paragraphe suivant.

Proposition d'une description de l'arrachement

On considère une suite d'impacts $i \in [1, N_a]$ qui se produisent aux points (x_i, y_i) . La configuration courante de la surface après l'arc i est donnée par [l'équation 6.8](#). Chaque nouvelle petite couche d'argent déposée contribue à augmenter l'épaisseur d'argent démixé, de manière linéaire ou non. Cette épaisseur sera toutefois limitée par la profondeur fondue rencontrée auparavant. On note par e_{Ag}^{\max} la limite à saturation de la couche d'argent. L'épaisseur finale après N arcs est donc en résumé :

$$e_N(x, y) = \min \left(\sum_{i=0}^N e_i(x, y), e_{Ag}^{\max} \right) \quad (6.24)$$

La croissance de l'épaisseur des amas d'argent suivant ce mécanisme est limité à des valeurs plus faibles que ce qui a été observé sur les coupes métallographiques. Pour dépasser de façon sensible la profondeur de la zone fondue, il faut avoir recours à un mécanisme de transfert ou d'éjection (les électrodes perdent de la masse). Dans notre cas l'argent est arraché de l'une des deux surfaces et déposé sur l'autre. La croissance peut alors reprendre sur la surface dénudée, comme le montre le graphique de la [figure 6.6](#). Ce processus permet d'accumuler une épaisseur d'argent importante et explique que les pastilles puissent parfois gonfler au niveau des amas d'argent malgré le processus d'érosion. Sans chercher à représenter de manière fine les gradients de composition à l'intérieur des pastilles, ce qui nécessiterait la résolution d'un problème en champs complets, par éléments finis ou par différences finies, il faut tenir compte du fait que, lorsque la surface s'enrichit en argent, la composition de la pastille juste en dessous de l'amas tend à se saturer en oxyde. De ce fait, après arrachement, la nouvelle couche ne peut plus présenter la croissance rapide

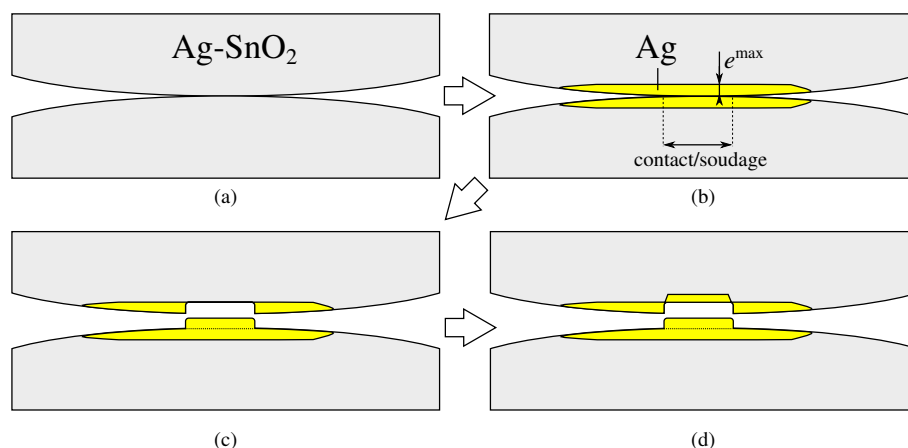


Figure 6.6 – (a) État vierge des pastilles, (b) après un certain nombre d’arcs, l’argent s’accumule des deux côtés jusqu’à l’épaisseur maximale, e^{\max} ; (c) dans la zone de contact, un soudage se fait à chaque fermeture du contacteur, mais à l’ouverture l’interface se rompt (pas forcément sur l’interface Ag–Ag, mais éventuellement sur l’interface Ag/Ag-SnO₂, ou toute autre position intermédiaire), ce qui conduit à la disparition totale ou partielle de la couche d’argent accumulée d’un côté ; (d) cela permet donc une nouvelle croissance de la zone démixée du côté «nettoyé».

prévue par l’équation 6.22 pour une surface vierge. Nous proposons dans ce cas d’adopter la forme suivante pour le cas d’une évolution en loi puissance :

$$e'_i(x, y) = e'_{i-1}(x, y) + \frac{h_{Ag}}{1 + ((e''_i - e^{\max} + e'_i)/\delta)^\gamma}. \quad (6.25)$$

D’une manière équivalente cette évaluation doit être ajustée pour le modèle exponentiel :

$$e'_i(x, y) = e'_{i-1}(x, y) + h_{Ag} \exp(-(e''_i - e^{\max} + e'_i)/\delta), \quad (6.26)$$

où e''_i est l’épaisseur d’argent sur la pastille en vis-à-vis, dont il faut déduire l’épaisseur e^{\max} afin de garder la continuité de l’évolution.

6.2.5 Définition d’un critère d’arrêt correspondant à la soudure du contact

Définition volumique

Une première solution pour définir la fin de vie du contacteur consiste à considérer que la soudure nécessite un amas d’argent d’épaisseur et de diamètre «suffisants» sur les pastilles du contact. L’idée sous-jacente est d’une part qu’il faut une certaine profondeur pour que la colonne résultant du soudage ne se décolle pas de la pastille, et qu’il faut une surface suffisante pour résister à la traction lors de l’ouverture. Si l’on se réfère à la figure 3.47 afin d’établir une référence expérimentale, et si l’on représente l’accumulation d’argent sous la forme d’une calotte sphérique de profondeur 725 μm et de rayon 2,1 mm, on obtient un volume d’environ 0,5 mm³.

Définition énergétique

Ce critère se réfère aux bases de la mécanique de la rupture, et introduit l’énergie à mettre en œuvre pour créer une interface par arrachement, comparée avec l’énergie

cinétique disponible dans le système mécanique [27]. Le processus s'arrête lorsque la condition suivante est remplie :

$$\int_{S_0} J\Theta(e - e_c) dS = W_c \quad (6.27)$$

où S_0 est la surface initiale de la pastille, Θ la fonction de Heaviside définissant la zone pour laquelle la hauteur d'argent est supérieure à une valeur critique e_c , J la densité d'énergie de liaison et W_c l'énergie cinétique à l'ouverture ou au rebond du contacteur. En d'autres termes, le processus s'arrête lorsque l'épaisseur d'argent dépasse l'épaisseur critique e_c sur l'aire donnée par :

$$S_{Ag} = \frac{W_c}{J} \quad (6.28)$$

Dans le cas de la version complète du modèle MADeM, la technique de la surface de portance permet de déterminer explicitement une surface de contact ayant un sens physique, si bien que le critère d'arrêt découle naturellement de la formulation : le soudage ultime se produit lorsque l'aire de contact A_c atteint la valeur critique S_{Ag} donnée ci-dessus.

6.3 Mise en œuvre numérique des modèles

Les modèles sont programmés en langage Python. L'ensemble est très compact, puisqu'il suffit de quelques centaines de lignes de code pour le calcul, l'extraction des données et leur exploitation graphique, en raison du haut niveau du langage. La structure comporte une phase de lecture des caractéristiques du problème, une initialisation des variables, et une boucle sur les arcs, chaque bloc étant détaillé dans les cadres qui suivent.

Lecture des caractéristiques du problème. Celles-ci portent sur la géométrie de la pastille, la discrétisation du problème, les données matériau, la forme du cratère pour le i^e arc (fonction h_i), la formule définissant l'accumulation de l'argent (fonction e_i), et les données spécifiques de l'essai.

- Géométrie de la pastille : R rayon de courbure, d diamètre.
- Discrétisation : n nombre de points sur le côté de la grille.
- Données matériau : σ_u contrainte d'écoulement, J densité d'énergie de liaison.
- Données définissant la fonction h_i .
 - Lissage expérimental : p profondeur, b hauteur du bourrelet, r_e rayon extérieur, r_i rayon intermédiaire, ou toute autre forme spécifique.
 - Lissage théorique avec contrôle du volume : h_c, r_m, β .
- Données définissant la fonction e_i : h_{Ag}, δ, γ .
- Données d'essai : F force de contact, W_c énergie cinétique, P nombre d'arcs maximum.

Initialisation. Il faut définir deux matrices de taille $n \times n$: l'une pour la hauteur $h(x, y)$ et l'autre pour l'épaisseur de l'Ag démixée $e(x, y)$, avec comme paramètres :

$h_{i=0}(x; y)$ donnée par l'équation 6.1, avec $R = 25$ mm et $\rho \leq 5$ mm, valeur initiale de la hauteur, donnée par la forme en calotte sphérique de la pastille.

$e_{i=0}(x; y) = 0$ épaisseur initiale d'argent démixée qui est supposée nulle au début.

Boucle sur les arcs. Cette boucle va de 0 à P . Elle est susceptible d'être interrompue avant P si le critère de soudage est atteint. Elle comporte les appels suivants.

Algorithme 1.

1. Positionnement de l'arc i .
 - (a) Méthode 1, choix pseudo-aléatoire.
 - (b) Méthode 2, après recherche du point haut.
 - (c) Méthode 3, après recherche de la zone de contact.
2. Calcul de la nouvelle géométrie résultant du nouveau cratère (partie 6.2.2). Mise à jour du tableau $h(x, y)$.
 - (a) Méthode 1, lissage expérimental, éq. 6.2 et 6.3.
 - (b) Méthode 2, lissage théorique, éq. 6.4.
3. Calcul de l'épaisseur d'argent au moyen de la formule 6.22. Mise à jour du tableau $e(x, y)$.
 - (a) Méthode 1, croissance de la couche suivant éq. (6.22) ou (6.23).
 - (b) Méthode 2, croissance comme précédemment, plus la possibilité d'arrachement et redéposition.
4. Test de soudage.
 - (a) Méthode 1, calcul du volume de la plus grosse accumulation.
 - (b) Méthode 2, approche par l'énergie.
5. En cas de test positif, fin de la boucle. Analyse graphique.

L'algorithme ci-dessous précise la procédure numérique pour le cas du modèle MADeM complet, qui combine la procédure de recherche de la zone de contact avec l'hypothèse de la surface de portance (option 1.c ci-dessus) et une technique de déposition et arrachement de la couche d'argent (option 3.b).

Algorithme 2.

- Trouver la zone de contact, résolution de éq. (6.15).
- Pour le déplacement initial z_0^0 déterminer la force résultante F^0 .
- Boucle de la méthode de dichotomie, qui s'arrête quand $|F^j - F|/F \leq \varepsilon$.
La dureté locale est déterminée par l'épaisseur actuelle de la couche d'argent démixée.
- La surface associée avec la zone de contact est aplatie (cf. éq. (6.20)).
- Sauvegarde de la zone de contact \mathcal{C} .
- Positionnement de l'arc i aléatoirement dans la zone de contact $\{x_i, y_i\} = \mathcal{C}$.
- Le cratère est généré sur la zone d'impact, ce qui implique un changement de volume selon éq. (6.13).
- Si l'épaisseur d'argent locale ne dépasse nulle part le seuil e^{\max} :
 - Ajouter l'argent sur les deux pastilles selon éq. (6.22) ou (6.23).
- Sinon :
 - Faire grandir la couche démixée selon éq. (6.22) ou (6.23) dans les zones où l'épaisseur ne dépasse pas e^{\max} .
 - Générer un nombre aléatoire $r \in [0, 1]$.
 - Tester la probabilité d'arrachement : si $r < P_a$.
 - Dans la zone de contact \mathcal{C} arracher l'argent de la pastille 2 et l'ajouter à la pastille 1. Comme la géométrie effective est obtenue en réalisant la «somme» des deux profils en regard, elle n'est pas modifiée par cette procédure de transfert.
- Évaluer l'aire de contact A_c , la profondeur maximale d'argent e^{\max} , et la hauteur maximale z^{\max} pour l'analyse.
- Test de soudage.
 - Si l'aire de contact A_c atteint sa valeur critique S_{Ag} , arrêter le calcul.

6.4 Application du modèle simplifié MADeM-S

6.4.1 Évolution de la géométrie

Dans un premier temps, nous ne nous préoccupons que de l'effet géométrique des impacts successifs, en testant successivement deux hypothèses, une distribution aléatoire et la méthode du point le plus haut. Nous nous plaçons dans les conditions expérimentales d'un rivet de la machine Saturne, avec une intensité de courant de 300 A.

Cas de la distribution aléatoire des impacts

Il est naturel dans ce cas de chercher le résultat qui découle de l'utilisation des profils relevés en [figure 3.14](#), dans le paragraphe 6.2.2. Ceux-ci sont caractérisés par un creux de 25 μm pour la cathode, et 20 μm pour l'anode, alors que la hauteur du bourrelet est de 12 μm pour la cathode et de 13 μm pour l'anode. En intégrant la courbe afin de faire le bilan du volume perdu au centre et du volume gagné en périphérie, on peut observer que le bilan donne une augmentation de volume. Nous choisissons d'appliquer tour à tour des profils de type anode et de type cathode, afin de nous rapprocher la simulation des conditions expérimentales.

Nous supposons que les impacts peuvent se produire de façon aléatoire sur l'ensemble de la surface du rivet. La [figure 6.7](#) montre l'évolution de la surface, sous forme de carte ([figure 6.7a](#), (c), (e)) et d'une coupe selon le plan $y = 0$ ([figure 6.7b](#), (d), (f)). Les impacts successifs forment une trame qui ressemble à une surface expérimentale, mais il n'y a pas de zone préférentielle en termes de gonflement ou d'érosion, comme observé sur les images typiques du [chapitre 3](#) (illustrées dans les figures [3.26e](#) et [3.22](#)). Par ailleurs, le problème le plus important reste le fait que la pastille continue indéfiniment de «gonfler» indéfiniment.

Cas de l'impact se produisant aux environs du point le plus haut

Nous conservons ici les conditions du paragraphe précédent, mais nous appliquons la règle de l'impact sur le point le plus haut, en introduisant toutefois une certaine souplesse. Comme spécifié au paragraphe [6.2.3](#), l'impact peut se produire dans une zone définie à partir du point le plus haut en considérant une tranche de $15\ \mu\text{m}$ en dessous de ce point. Il y a encore une alternance des profils d'impact de type anode et cathode. Avec une telle règle, au lieu d'avoir des impacts trop dispersés, nous obtenons au contraire une localisation excessive. La [figure 6.8](#) montre comme dans le paragraphe précédent les résultats sous forme de cartes ([figure 6.8a](#), (c), (e)) et de coupes selon le plan $y = 0$ ([figure 6.8b](#), (d), (f)). La simulation montre que la hauteur du bourrelet est tellement élevée à chaque impact, que le volume creusé par le cratère ne suffit plus pour éroder la pastille. Les arcs suivant «tombent naturellement» sur le bourrelet du premier cratère, et ainsi de suite ; ce qui crée une géométrie caractéristique en forme de «rosace».

L'apparition de cette rosace, qui est un artefact du modèle, résulte de la forme du cratère. Afin d'expliquer la façon dont les impacts successifs se distribuent, nous avons traité le cas idéal d'un cratère construit à partir de deux fonction cosinus, et effectué une étude paramétrique portant sur les valeurs relatives de la profondeur h_c du cratère et de la hauteur h_b du bourrelet. La description précise des séquences d'impacts possibles est reportée en [section D.1](#).

Ces tests élémentaires appellent deux types de remarques :

- concernant la forme du cratère, ils suggèrent qu'il est important de contrôler le volume de matière gagné ou perdu pour chaque arc ;
- concernant la distribution, ils montrent qu'un tirage au sort complet n'est pas satisfaisant, et que la règle du point le plus haut peut conduire à des localisations exagérées.

Ceci nous conduit donc à adopter par la suite et pour le reste de ce chapitre un cratère modélisé suivant l'équation [6.4](#) présentée dans le paragraphe [6.2.2](#), avec une variation de volume contrôlée. Plusieurs hypothèses seront considérées pour la distribution géométrique des impacts.

6.4.2 Application du modèle MADeM-S à des essais effectués sur la machine Saturne

Nous considérons maintenant le modèle complet, avec la représentation simultanée de la géométrie et des amas d'argent.

Conditions expérimentales et hypothèses de la simulation

Les conditions de l'essai sélectionnées sont les suivantes :

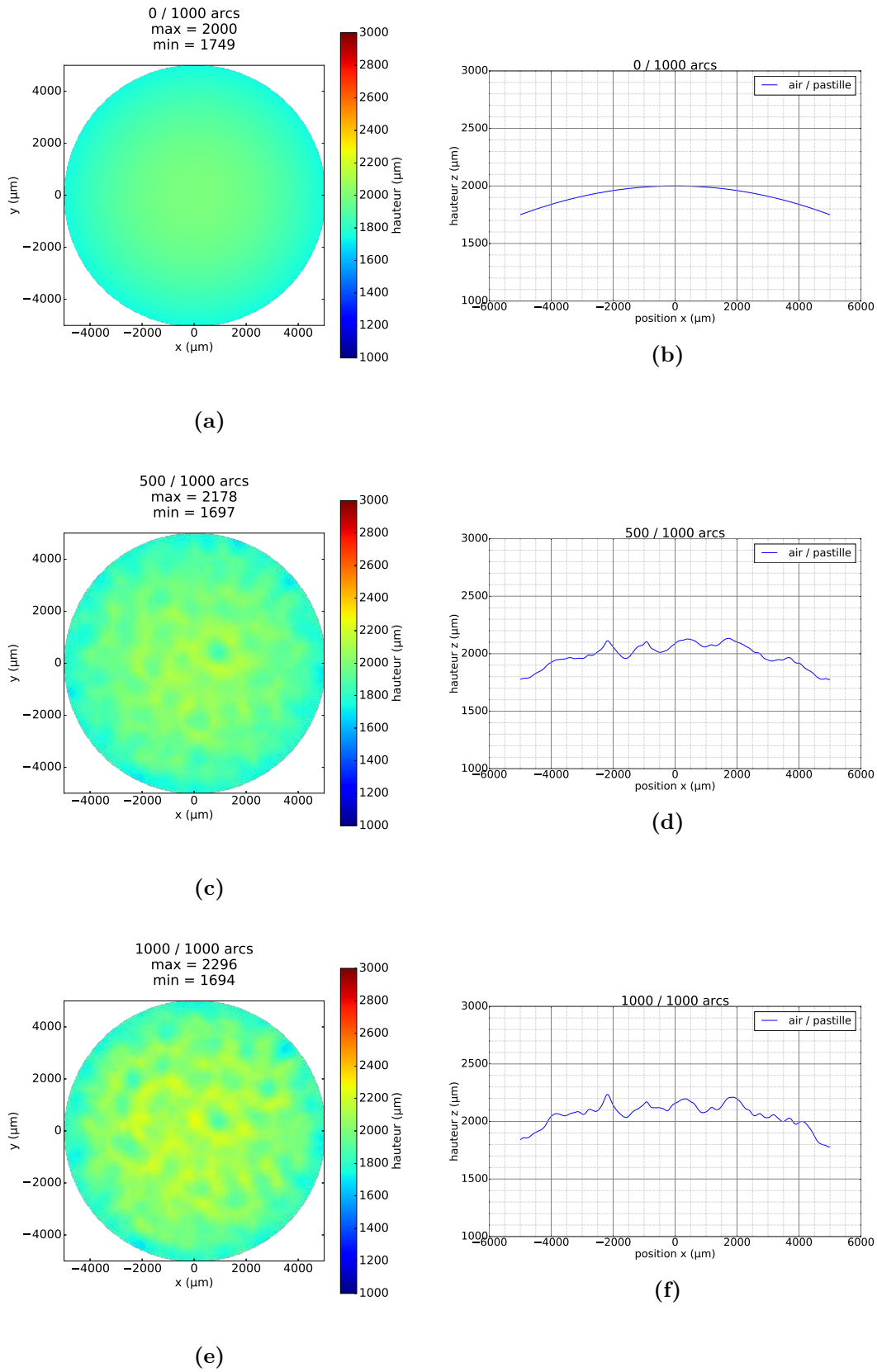


Figure 6.7 – Évolution de la surface dans les conditions expérimentales d'un rivet «Saturne» en utilisant les profils mesurés et une distribution aléatoire des impacts. (a) et (b), conditions initiales; (c) et (d), après 500 impacts; (e) et (f), après 1000 impacts. (a,c,e) cartes des hauteurs; (b,d,f) coupe selon $y = 0$.

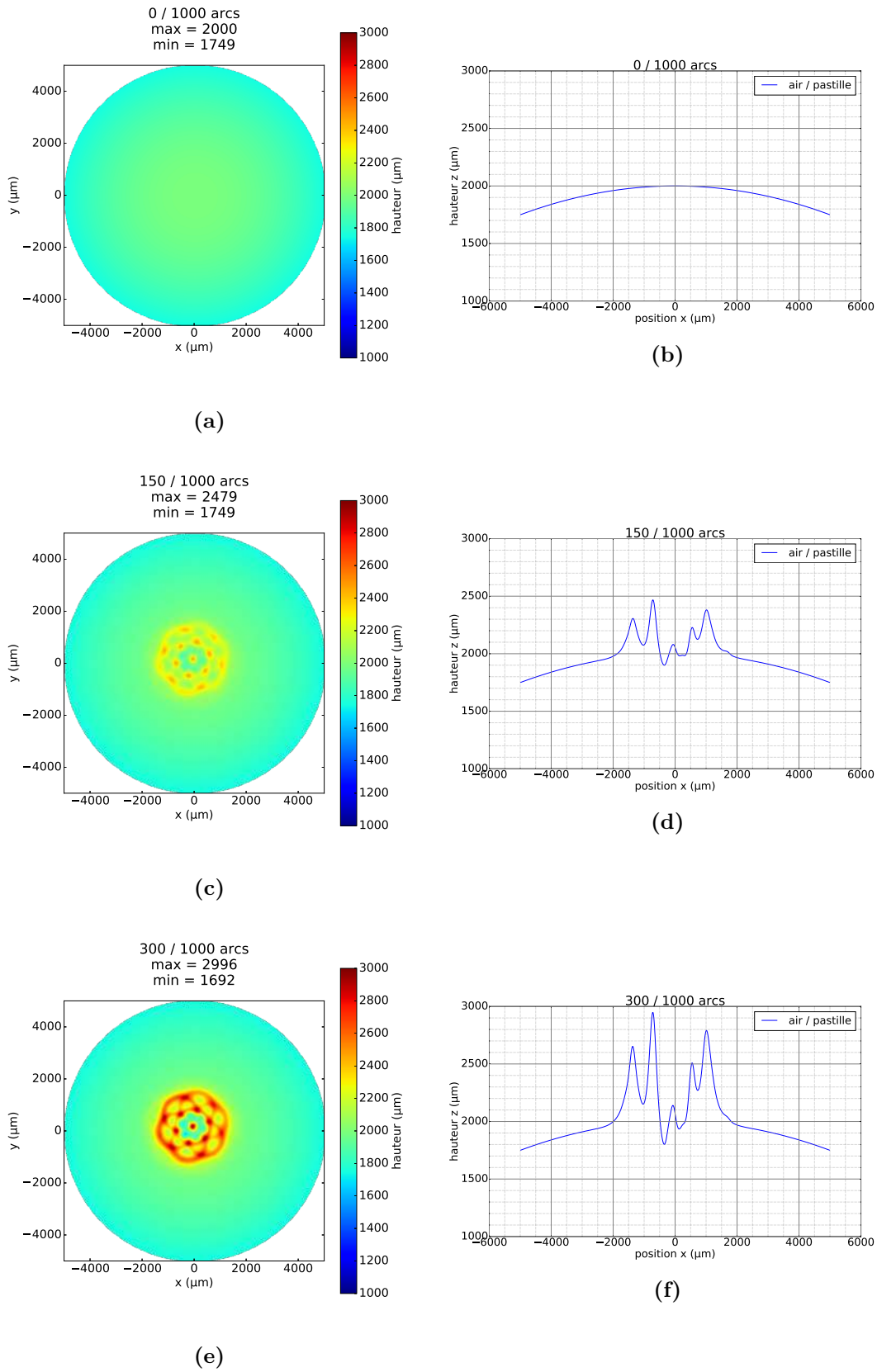


Figure 6.8 – Évolution de la surface dans les conditions expérimentales d’un rivet «Saturne» en utilisant les profils mesurés et une règle d’impact sur le point le plus haut. (a) et (b), conditions initiales ; (c) et (d), après 500 impacts ; (e) et (f), après 1000 impacts. (a,c,e) cartes des hauteurs ; (b,d,f) coupe selon $y = 0$.

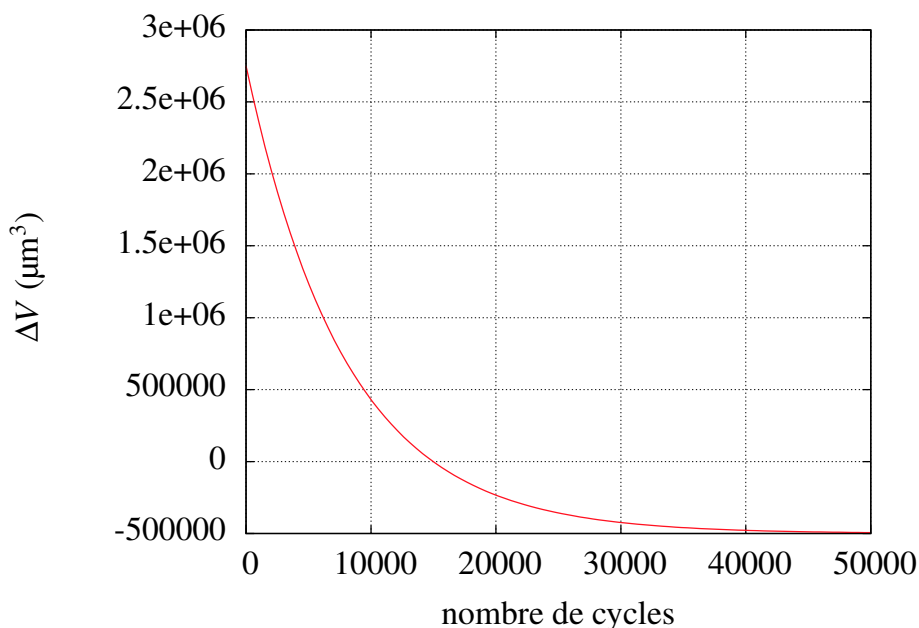


Figure 6.9 – Évolution du bilan volumique ΔV en fonction du nombre de cycles. Les valeurs positives avant 15000 cycles produisent un gonflement dû aux bulles dans le bourrelet, les valeurs négatives qui suivent impliquent une perte de matière.

- l'intensité du courant est de 300 A ;
- les arcs n'existent qu'à l'ouverture ;
- les arcs ne sont pas «soufflés» ;
- la machine ne s'arrête pas.

Nous disposons de données expérimentales concernant la variation d'épaisseur des pastilles, qui est mesurée comme la différence entre l'épaisseur de la paire d'électrodes en contact pour l'impact i et l'épaisseur mesurée en début d'essai. Nous avons également une caractérisation de l'apparition des amas d'argent, qui est observée sur les coupes métallographiques (par exemple en [figure 3.46](#)), où l'argent apparaît en blanc. Nous cherchons donc à retrouver ces courbes par le calcul, tout en surveillant la morphologie finale des pastilles.

Dans la simulation, nous prenons les hypothèses suivantes concernant la géométrie des impacts et leur répartition :

- cratères définis par la forme théorique de l'équation 6.4, avec un rayon r_m de 600 μm et une profondeur de cratère h_c de 20 μm ;
- localisation de l'impact des arcs successifs sur le point le plus haut ;
- bilan volumique des cratères variant au cours de l'essai ([figure 6.9](#)) suivant la règle définie par l'équation 6.13, avec une augmentation de volume au premier impact ΔV_0 de $2,75 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$, une perte de matière ΔV_∞ de $-0,5 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$ en conditions asymptotiques, et une constante i_c de 8000. Dans ces conditions, la variation de volume est nulle aux alentours de 15000 impacts. La valeur du paramètre β est ajustée à chaque arc suivant l'équation 6.7. La [figure 6.9](#) montre l'évolution résultante de la variation de volume ΔV_i pour l'arc de rang i . Ces paramètres sont ajustés pour retrouver la perte d'épaisseur du contact (cf. [figure 3.22](#)).

Pour ce qui concerne l'évolution de l'épaisseur maximale d'argent, nous supposons que les dépôts successifs vérifient la règle de l'équation 6.22, avec comme paramètres $\delta = 1 \mu\text{m}$, $\gamma = 1$, $h_{Ag} = 20 \mu\text{m}$ d'argent. L'argent est localisé au niveau du bourrelet pour des

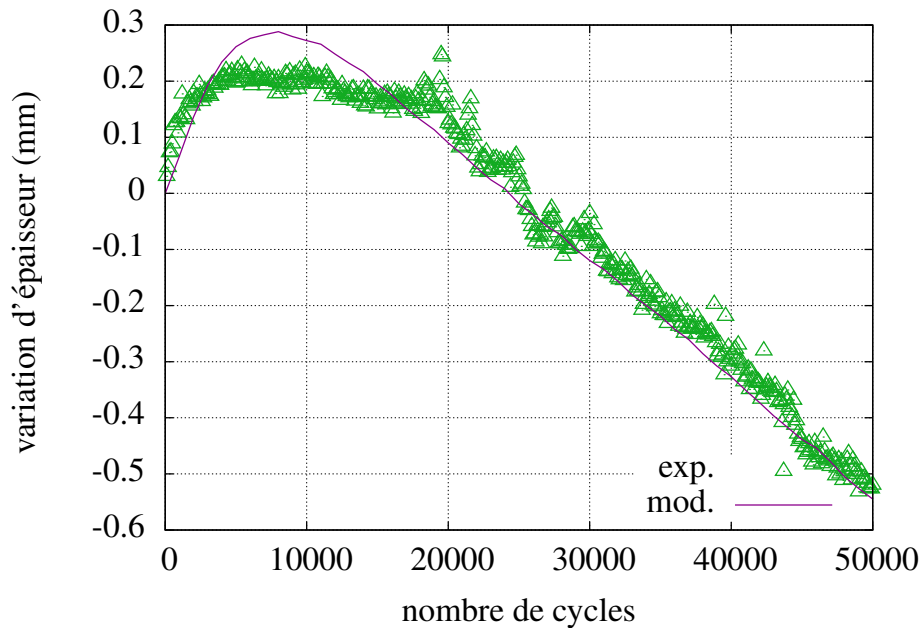


Figure 6.10 – Comparaison simulation–expérience de la variation d’épaisseur en fonction du nombre de cycles pour un contact lors d’un essai sur machine «Saturne» mettant en évidence le gonflement initial suivi d’une érosion réelle du contact.

valeurs du rayon comprises entre r_m et $1,5r_m$ comme exposé dans le paragraphe 6.2.4. Les paramètres sont choisis pour retrouver les épaisseurs maximales générées par plaques d’argent (cf. figure 3.30).

Comparaison entre la simulation et l’expérience

La figure 6.10 présente la variation de l’épaisseur du contact en fonction du nombre de cycles. L’épaisseur simulée est égale au double de la différence entre la hauteur maximale du rivet pour l’impact considéré et sa hauteur initiale maximale. Ceci suppose donc que les deux pastilles aient une érosion symétrique. Dans les deux cas, on observe un gonflement entre 0 et ≈ 8000 arcs. Après cette valeur, l’épaisseur décroît de façon à peu près linéaire. Cette méthode nous permet d’être plus en accord avec l’expérience que qu’avec celle exposée dans le paragraphe 6.2.2.

Nous retrouvons également une simulation satisfaisante de l’épaisseur des zones d’argent, avec la figure 6.11 qui compare les évolutions prévues par le code et les données expérimentales en fonction du nombre de cycles.

Après les planches de références en (a) et (b), la figure 6.12 présente successivement les cartes représentant l’érosion simulée pour 8 000, 24 000 et 50 000 arcs en (c), (e), (g), et les cartes d’accumulation d’argent aux mêmes moments en (d), (f), (h). On observe un gonflement initial de la pastille dans la partie centrale (figure 6.12c), puis une érosion de celle-ci, qui conduit à un effacement progressif de la calotte sphérique (figure 6.12e) et une forme finale plane (figure 6.12g). Partant d’une épaisseur nulle, la zone d’argent pur se développe préférentiellement au centre de la pastille, et prend progressivement une forme de calotte sphérique sous la surface (figure 6.12h). L’épaisseur maximale au centre après 50 000 arcs est de $376 \mu\text{m}$. Cette valeur est à comparer avec $375 \mu\text{m}$ mesuré sur la pastille (figure 3.26f).

Cette bonne corrélation n’est toutefois pas complètement satisfaisante car, outre qu’elle ne porte que sur un essai, nous ne retrouvons pas la morphologie des zones d’argent, qui

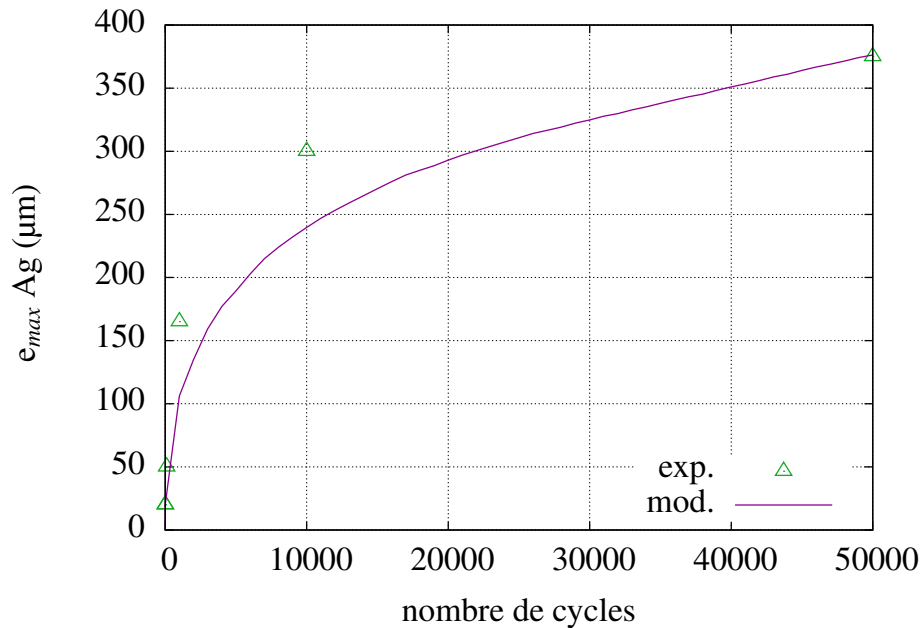


Figure 6.11 – Évolution de l'épaisseur des zones d'argent pur en fonction du nombre de cycles.

constituent des amas irréguliers dans l'expérience, alors que la simulation fournit une calotte sphérique lisse d'argent démixé. La topographie de la surface est également plus perturbée dans l'expérience que dans la simulation.

La figure 6.13 synthétise les informations précédentes sur une coupe par le plan $y = 0$. On y distingue clairement les différentes étapes de l'érosion de la pastille et la croissance de la couche d'argent.

6.4.3 Application du modèle MADeM-S à une pastille testée en condition AC-3

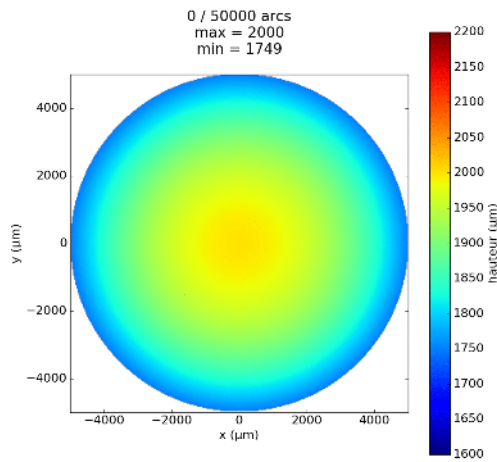
D'un point de vue expérimental, ces essais sont plus complexes que ceux réalisés sur la machine Saturne. Il existe en effet un courant de 600 A à la fermeture des contacts ; des arcs s'amorcent à l'ouverture des contacts, pour une intensité de courant de 100 A, et ces arcs sont soufflés magnétiquement par le champ créé par les amenées de courant. Il y a également des rebonds à la fermeture en raison de l'énergie cinétique du système. L'essai est susceptible de s'arrêter en cas de non passage du courant pour cause de présence d'une couche d'oxyde ou en raison d'une érosion excessive, ou bien si le contacteur ne s'ouvre plus pour cause de soudure d'un des contacts. Nous avons rencontré trois cas de soudure pour les dix essais réalisés pendant la campagne.

Première approche

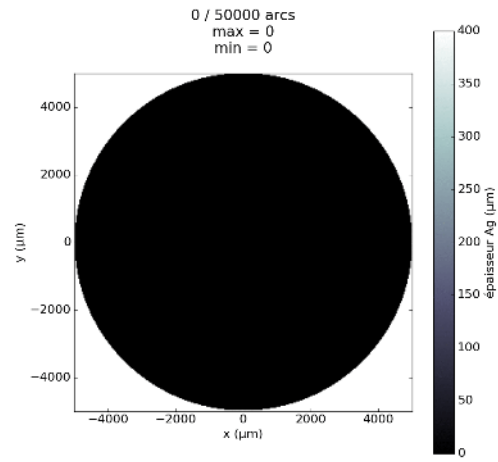
La modélisation utilise les mêmes ingrédients que pour le rivet Saturne, dans la mesure où l'approche ne représente les différents phénomènes que de façon très globale. Nous négligeons en particulier l'influence des rebonds sur l'endommagement des contacts.

Les paramètres du modèle définissent à la fois l'évolution de la géométrie et l'évolution des amas d'argent :

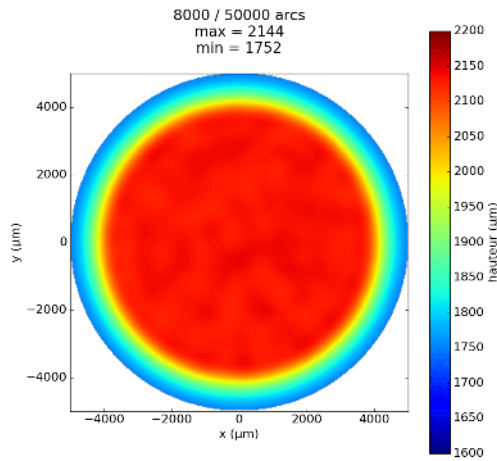
- la forme du cratère est donnée par la [équation 6.13](#), avec un rayon r_m de 330 μm , et une profondeur h_c de 13,3 μm . L'exposant β est pris égal à 1, ce qui assure la



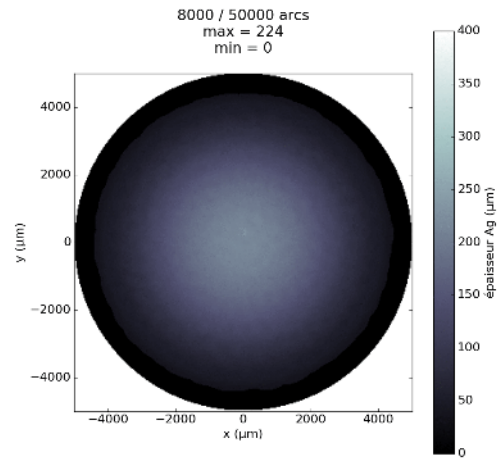
(a) Cote de référence



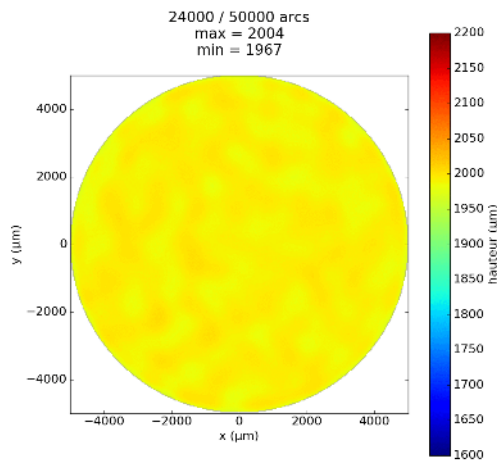
(b) État initial, sans accumulation d'argent



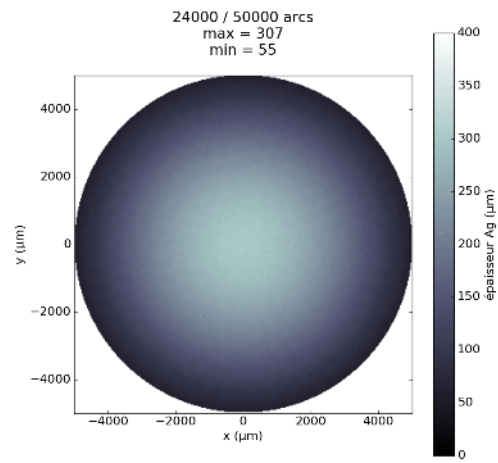
(c) Erosion après 8000 arcs



(d) Accumulation d'argent après 8000 arcs

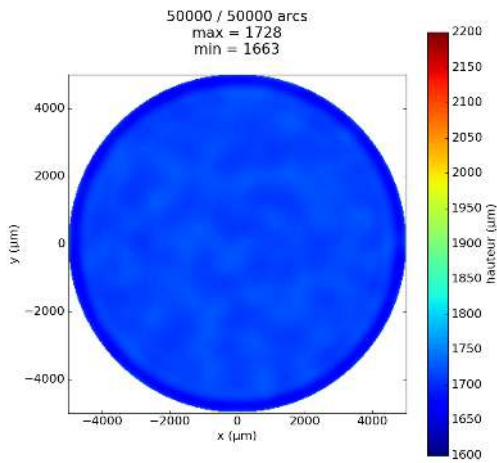


(e) Erosion après 24000 arcs

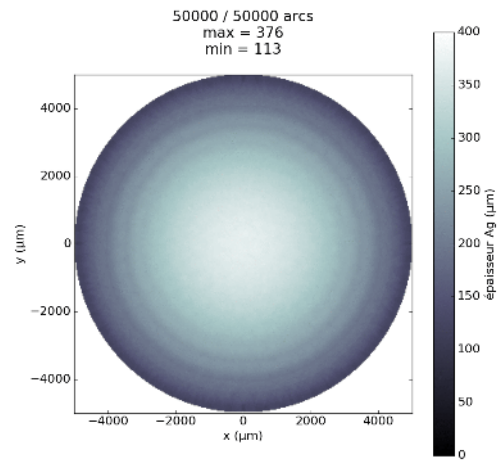


(f) Accumulation d'argent après 24000 arcs

Figure 6.12 – Évolution de l'érosion (a), (c), (e) et de l'accumulation d'argent (b), (d), (f) en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne

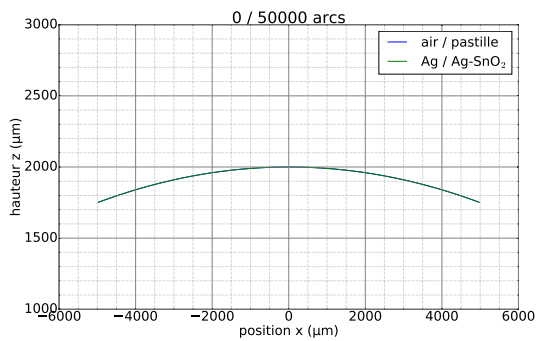


(g) Erosion après 50000 arcs

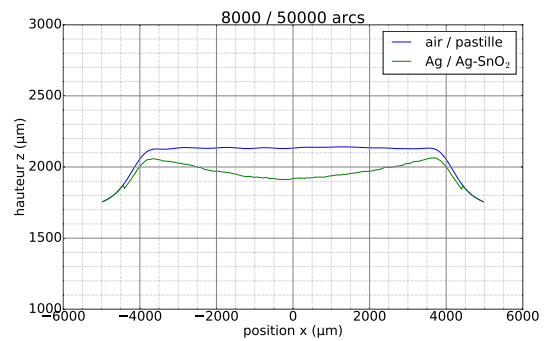


(h) Accumulation d'argent après 50000 arcs

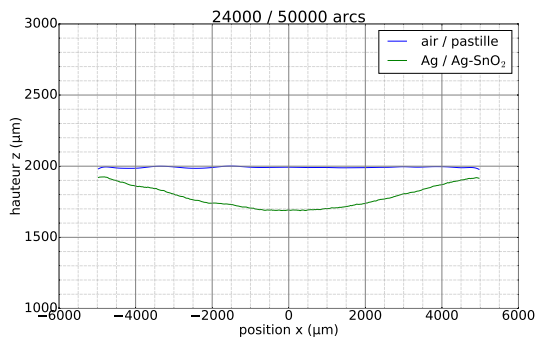
Figure 6.12 – Évolution de l'érosion (g) et de l'accumulation d'argent (h) en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne (suite)



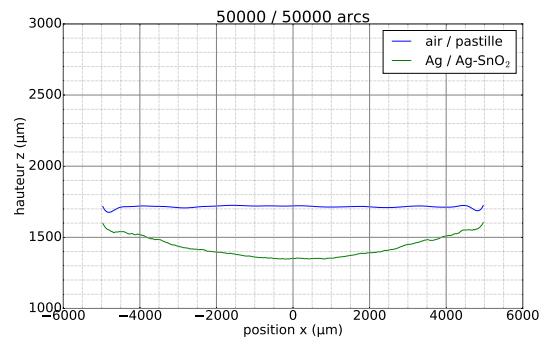
(a) Forme initiale



(b) Après 8 000 arcs



(c) Après 24 000 arcs



(d) Après 50 000 arcs

Figure 6.13 – Évolution du profil en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne, coupe à $y = 0$

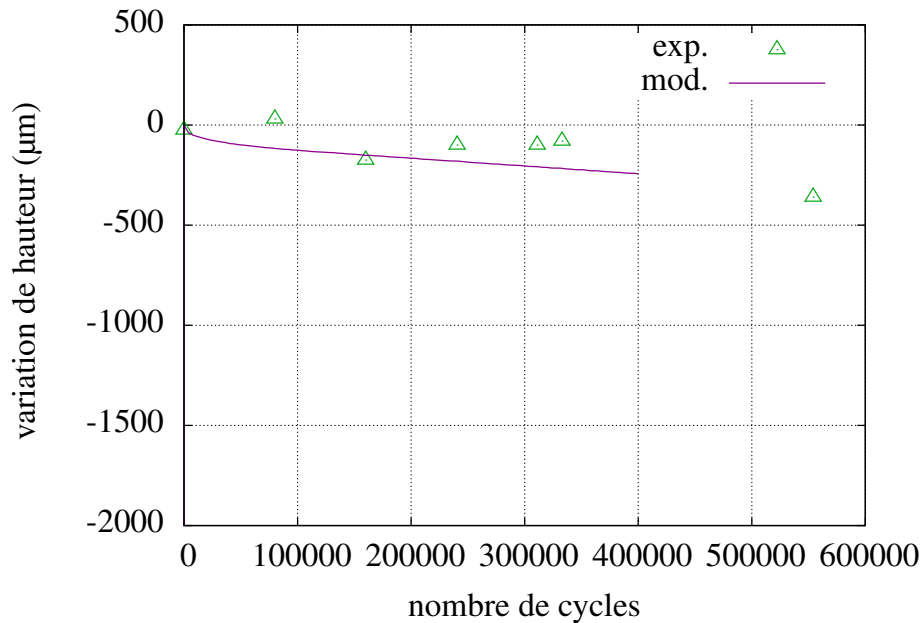


Figure 6.14 – Évolution de la variation de la hauteur maximale d’une pastille en régime AC-3 en fonction du rang de l’arc, simulée avec la méthode 1 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentées par des points, provenant de la [figure 3.52](#).

conservation du volume lors de la création d’un cratère.

- l’accumulation d’argent est donnée par l’équation [6.22](#), avec comme paramètres $\delta = 1 \mu\text{m}$, $\gamma = 1/2$, $h_{Ag} = 1 \mu\text{m}$ d’argent. L’argent est réparti uniformément sur toute la surface du cratère, entre le centre et un rayon de $1,5 \mu\text{m}$ (voir paragraphe [6.2.4](#)). Ce choix de paramètres est effectué pour retrouver l’évolution de la démixture donnée par la [figure 3.52](#).

Comme l’intensité du courant est plus faible, les endommagements sont moins marqués. La [figure 6.14](#) montre une comparaison entre mesures expérimentales et simulation pour ce qui concerne l’évolution de l’épaisseur d’une pastille. Les mesures portent sur une sélection de six pastilles représentatives de l’ensemble des essais. Les valeurs correspondent aux hauteurs maximales mesurées à la surface de la pastille par rapport au substrat en cuivre, qui sont proches des valeurs moyennes dans la mesure où la géométrie évolue peu. Nous reportons la variation de cette hauteur en fonction du nombre de cycles. Comme celle-ci ne concerne qu’une pastille, l’ordre de grandeur est de la moitié de celui qui est obtenu dans le cas de la mesure sur la machine Saturne. Il n’y a pas d’effet de gonflement transitoire dans les premiers milliers d’impacts, contrairement au cas du rivet Saturne ([figure 6.10](#)). L’expérience montre une érosion progressive de la pastille. Le fait que la simulation puisse représenter celle-ci peut étonner de prime abord, puisque le changement de volume associé à l’apparition d’un cratère est nul. L’érosion que prévoit le calcul vient du fait que, pour les arcs dont le point d’impact est situé à faible distance du bord extérieur de la pastille, le bourrelet «déborde» de la pastille, ce qui conduit à une perte de matière. Nous avons vérifié cette hypothèse en effectuant une simulation pour laquelle tous les impacts se situent à l’intérieur d’un rayon $R - 2r_m$ (R est le rayon de la pastille) : dans ce cas, il n’y a pas de variation de hauteur moyenne.

Concernant la loi de l’accumulation d’argent il est délicat d’établir une base expérimentale, pour un arc à l’ouverture à 100 A. En effet, l’épaisseur d’argent observée sur les pastilles est très irrégulière. La [figure 6.15](#) montre une meilleure cohérence que dans la

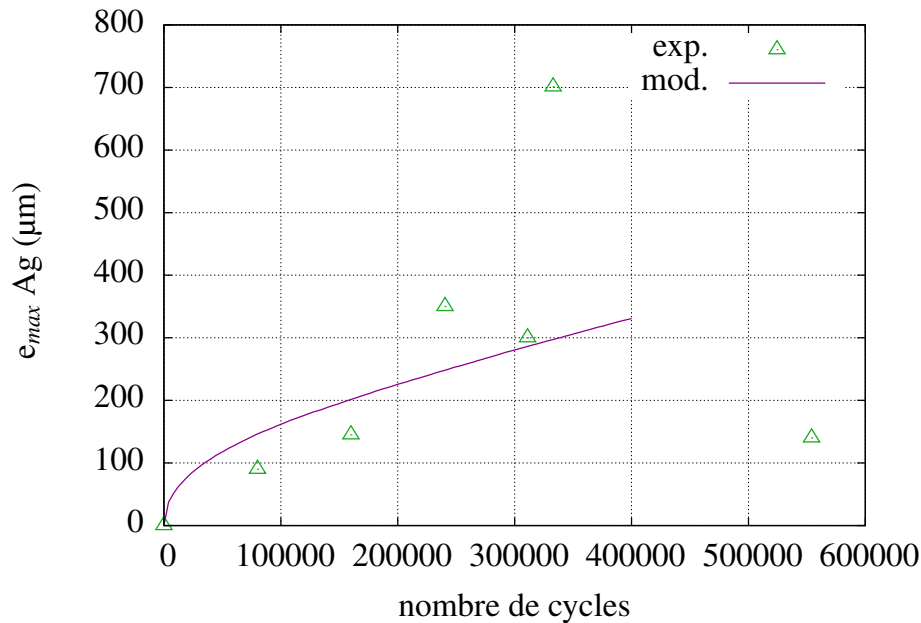


Figure 6.15 – Évolution de l'épaisseur maximale de l'amas d'argent en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 1 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la [figure 3.52](#)

[section 6.4](#). Il ne faut cependant pas perdre de vue que la simulation prévoit la formation d'une lentille ayant pour axe l'axe de la pastille, avec une forte accumulation au centre, comme le montrent les figures suivantes.

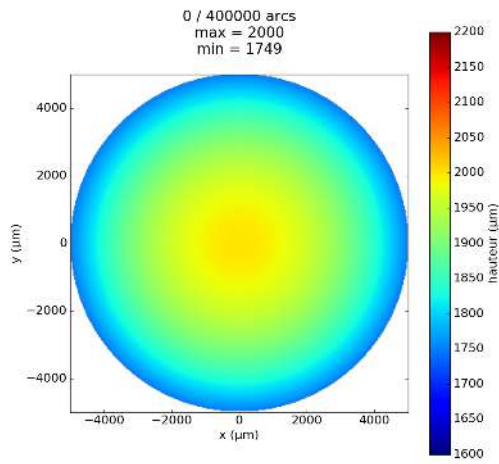
La [figure 6.16](#) présente les cartes de topographie de la surface ([figure 6.16a](#), (c), (e), (g)), et de présence d'argent (([figure 6.16b](#), (d), (f), (h)) dans l'état initial (a,b), après 4800 arcs (c,d), 200 000 arcs (e,f) et 400 000 arcs (g,h). La pastille s'érode et devient plate, comme pour le rivet Saturne, néanmoins le processus est moins rapide, et la rugosité est moindre. Par exemple, à 50 000 arcs, la hauteur maximale de la pastille est de 1725 μm pour le rivet simulé en condition «Saturne» alors que pour la pastille simulée en condition AC-3, elle est encore de 1901 μm .

La [figure 6.17](#) montre la coupe initiale de la pastille ([figure 6.17a](#)), où l'épaisseur d'argent est nulle, puis l'érosion de la pastille après 4800 (b), 200 000 (c) et 400 000 (d) arcs. Elle illustre bien la forme de la lentille d'argent simulée. Le modèle présente deux inconvénients :

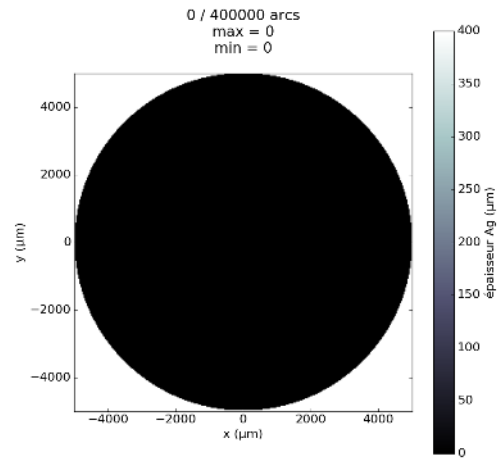
- la surface n'est pas assez perturbée ;
- la couche d'argent est trop régulière, et elle se développe en dessous de la surface au lieu de créer des protubérances.

Il n'est pas étonnant dans ce cas qu'il ne soit pas possible d'appliquer un critère d'arrêt. Lors de la campagne d'essai, la soudure s'est produite pour trois contacteurs après 311 000, 333 000 et 554 000 cycles (cf. [tableau 3.5](#)). Dans ce cas présent, avec un critère d'arrêt fixé à 0,5 mm³, le calcul se serait arrêté à 4800 cycles. Un critère qui choisirait comme variable critique la surface de l'amas d'argent ne fonctionnerait pas non plus.

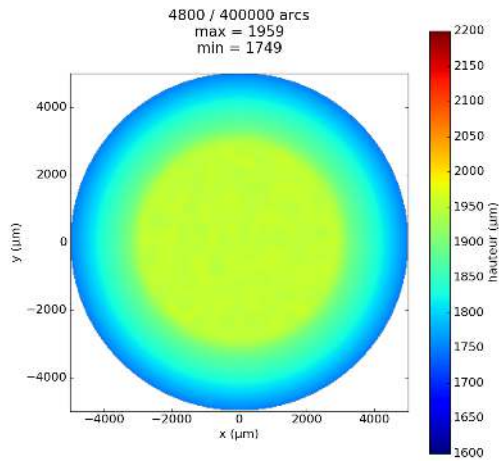
Pour tenter de se rapprocher de la réalité, il faut donc arriver à mieux localiser l'ensemble des impacts, et à perturber la règle de dépôt d'argent. C'est ce qui est fait dans la deuxième approche, avec la définition de zones d'impact privilégiées et l'introduction d'une possibilité d'arrachement de la couche d'argent.



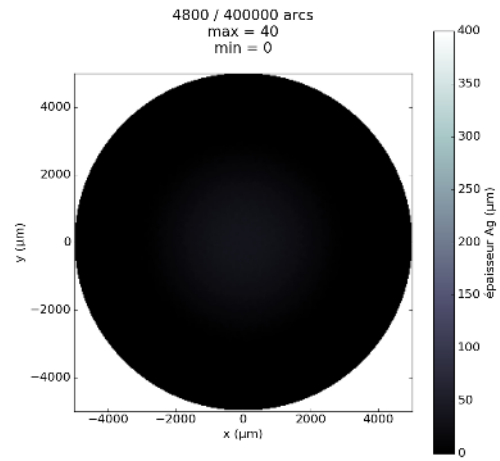
(a) Cote de référence



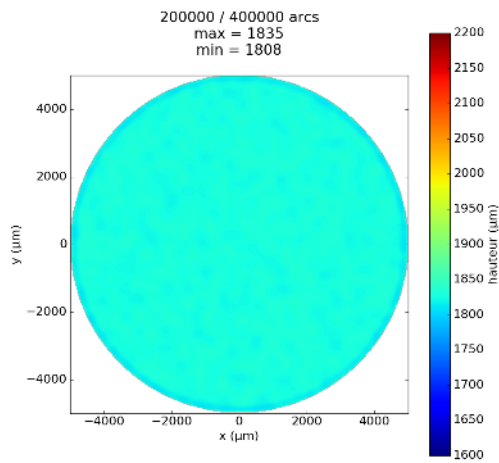
(b) État initial, sans argent



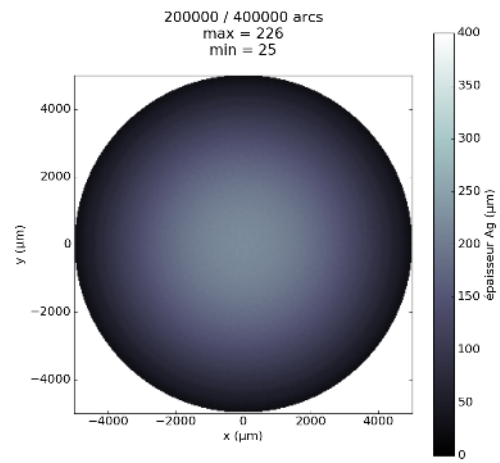
(c) Erosion après 4800 arcs



(d) Accumulation d'argent après 4800 arcs

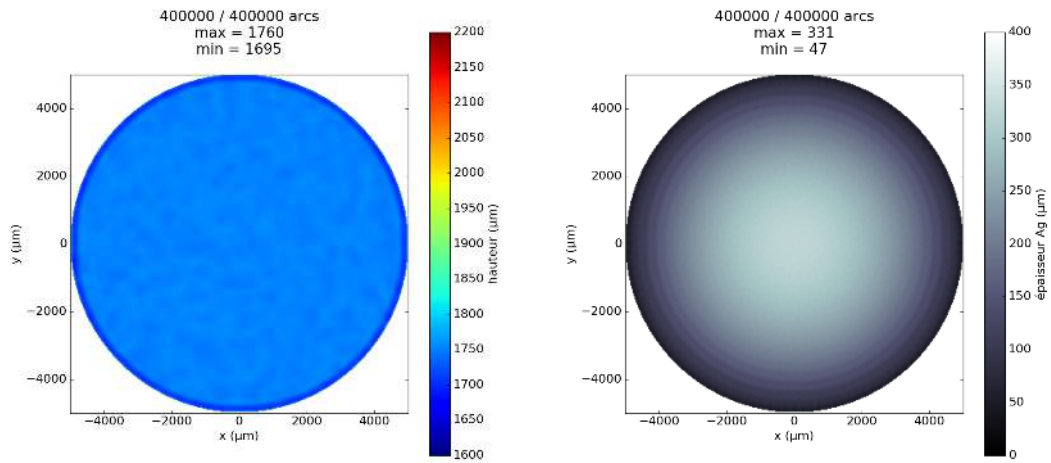


(e) Erosion après 200000 arcs



(f) Accumulation d'argent après 200 000 arcs

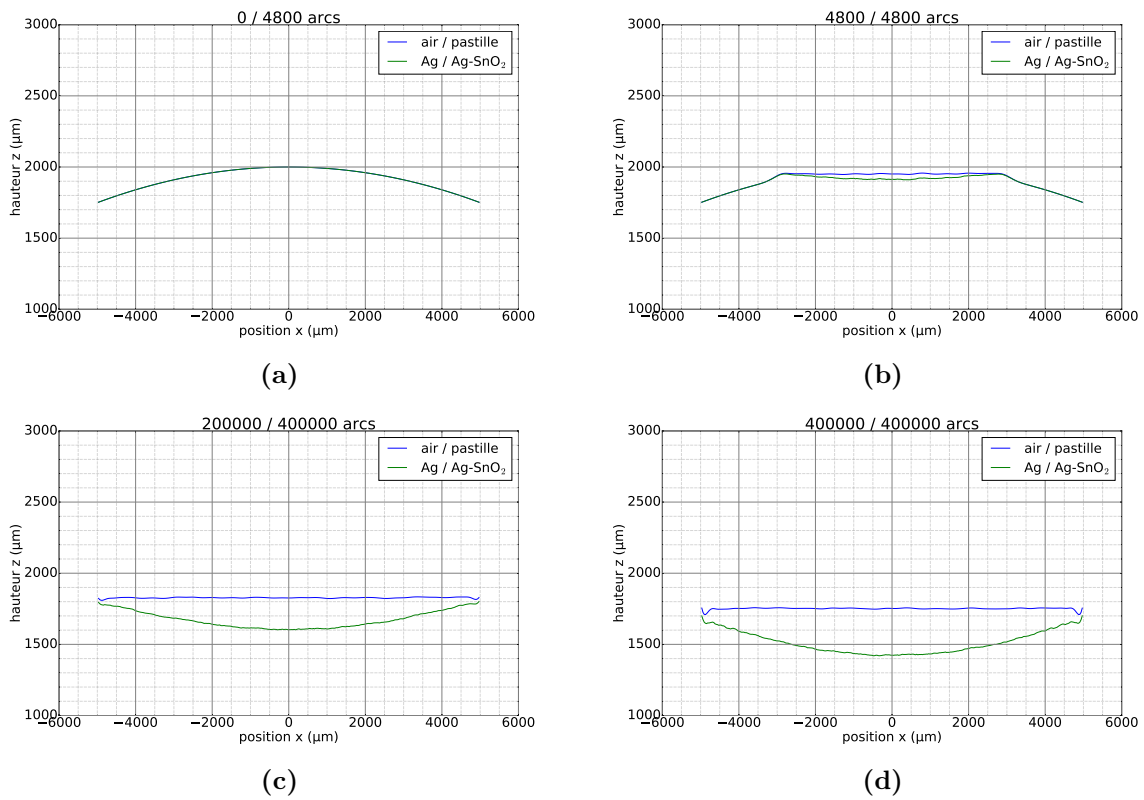
Figure 6.16 – Évolution de la topographie (a), (c), (e) et de l'accumulation d'argent (b), (d), (f) en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 1)



(a) Erosion après 400 000 arcs

(b) Accumulation d'argent après 400 000 arcs

Figure 6.16 – Évolution de la topographie (g) et de l'accumulation d'argent (h) en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 1) (suite)



(a)

(b)

(c)

(d)

Figure 6.17 – Évolution du profil en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3, coupe à $y = 0$ (MADeM-S, méthode 1), à l'état initial en (a), 4800 arcs en (b), 200 000 arcs en (c) et 400 000 arcs en (d).

Deuxième approche

Les approches précédentes ont abouti à un dépôt d'argent lenticulaire. Pour éviter ce cas idéal, nous modifions les règles de localisation des impacts et introduisons une possibilité d'arrachement local de la couche d'argent. En résumé :

- le cratère a la forme théorique du paragraphe 6.2.2 (équation 6.4), avec $\Delta V = 0$;
- le dépôt d'argent s'effectue de façon uniforme dans le cratère entre le centre et $1,5r_m$;
- une règle de localisation d'impact «hybride» est introduite, avec :
 - 25% de chances d'impacter le point de hauteur maximale,
 - 75% de chances d'impacter un point d'une zone privilégiée (paragraphe 6.2.3), définie par 50 régions circulaires de rayon 1 mm, comme le montre la figure 6.4 ;
- une probabilité lors de chaque impact de 0,1 % de casser un morceau de la couche d'argent, ces morceaux étant de taille circulaire avec un rayon de $495\ \mu\text{m}$, (soit $1,5r_m$, dimension qui correspond à l'emprise d'un cratère) ;
- la couche d'argent recommence à croître sur une surface dénudée avec la loi cinétique initiale.

Les résultats de la simulation concernant respectivement la variation d'épaisseur de la pastille et l'épaisseur maximale des amas d'argent sont reportés en figure 6.18 et en figure 6.19.

L'érosion évolue comme précédemment de façon pratiquement linéaire, mais le creusement est plus rapide. Le trou le plus important a une profondeur de $500\ \mu\text{m}$ par rapport à la surface de référence initiale au bout de 400 000 arcs, alors que cette valeur était de $250\ \mu\text{m}$ avec la méthode 1 dans la partie 6.4.3. La courbe simulée se retrouve donc largement en dessous des points expérimentaux, mais ces derniers ne mesurent pas exactement la même quantité, puisqu'ils correspondent à l'érosion de la surface dans son ensemble. L'érosion prévue pour la pastille en conditions AC-3 reste en tout cas inférieure à celle qui a été observée sur un rivet Saturne, avec une valeur de $99\ \mu\text{m}$ au bout de 50 000 arcs pour celle-là et de $375\ \mu\text{m}$ pour celui-ci.

De même, l'épaisseur d'argent évolue plus rapidement ici qu'avec la première approche. Le résultat reste compatible avec les points expérimentaux. Comme dans le cas de la figure 6.18, le résultat de la simulation, qui retient le maximum de l'épaisseur d'argent sur toute la pastille, ne correspond pas exactement à la mesure expérimentale : celle-ci est nécessairement réalisée sur une coupe particulière

La figure 6.20 présente la topographie de la surface après 100 arcs, au moment où elle est encore proche de la forme initiale, ainsi que celles qui sont simulées après 50 000, 100 000 et 400 000 arcs. Dès 50 000 arcs (figure 6.20b) nous pouvons observer une érosion générale (sur toute la pastille), comme cela a été simulé dans les paragraphes précédents, avec une hauteur maximale de $1884\ \mu\text{m}$ au lieu des $2000\ \mu\text{m}$ initiaux. Au-delà de cette érosion générale, nous pouvons en outre observer un début d'érosion «préférentielle» en certains endroits, qui ressortent comme des zones jaunes sur la carte, et l'effet des arrachements d'argent, qui creusent des zones circulaires. La hauteur minimale sur la pastille est de $1688\ \mu\text{m}$. Après 100 000 et surtout 400 000 arcs, l'érosion générale continue, avec des valeurs de hauteurs maximales respectives de $1829\ \mu\text{m}$ et $1449\ \mu\text{m}$, mais surtout l'hétérogénéité du creusement s'accroît, avec des valeurs minimales de hauteur de $1555\ \mu\text{m}$ et $977\ \mu\text{m}$.

À la fin de la simulation, soit 400 000 cycles (figure 6.20d), la pastille a perdu entre la moitié et le quart de sa cote initiale, et l'allure visuelle de la surface est en assez bon accord avec les images des pastilles issues des essais.

La figure 6.21 présente l'évolution simulée de l'épaisseur d'argent démixé, à partir

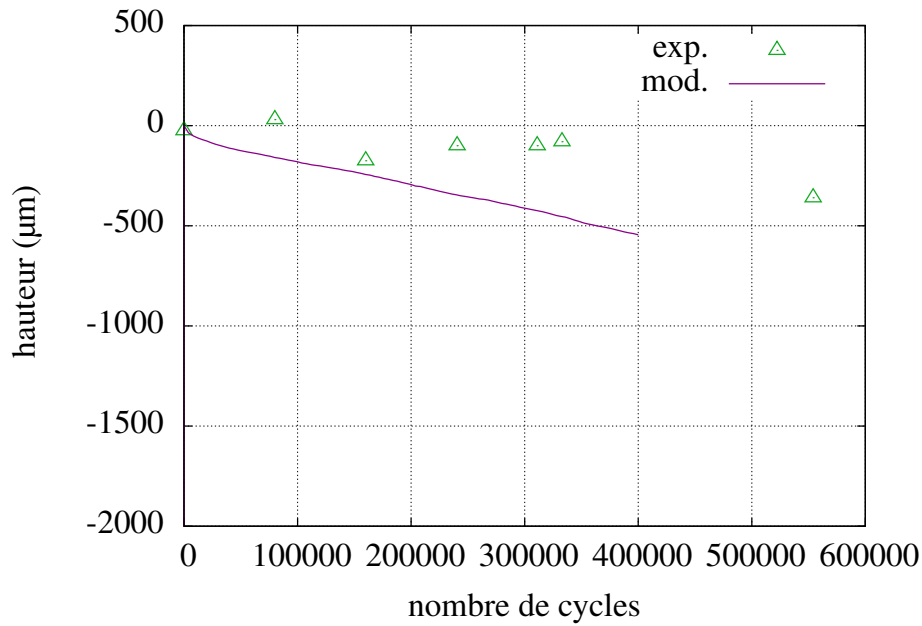


Figure 6.18 – Évolution de la variation d'épaisseur maximale de la pastille en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 2 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la [figure 3.52](#).

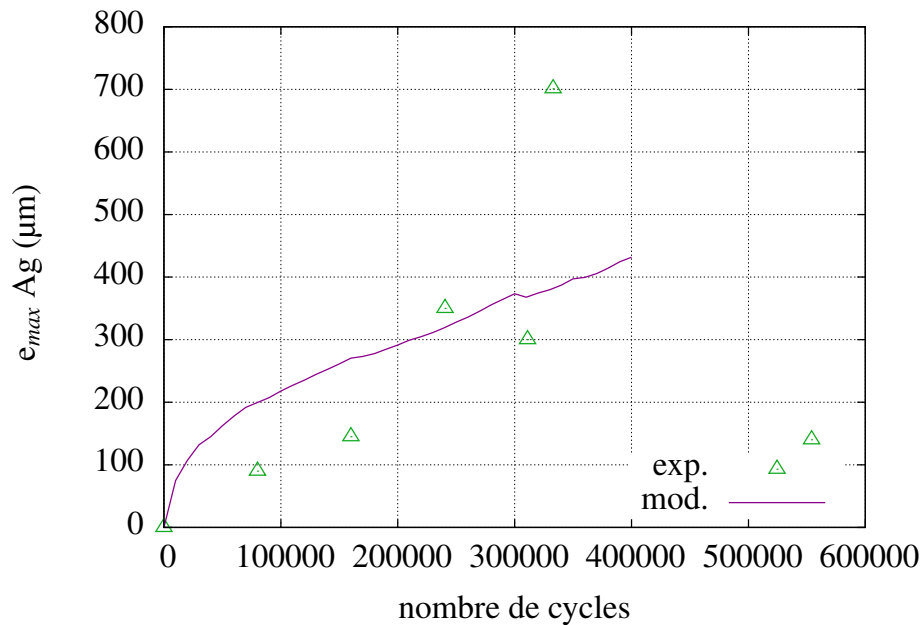


Figure 6.19 – Évolution de l'épaisseur maximale des amas d'argent en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 2 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la [figure 3.52](#).

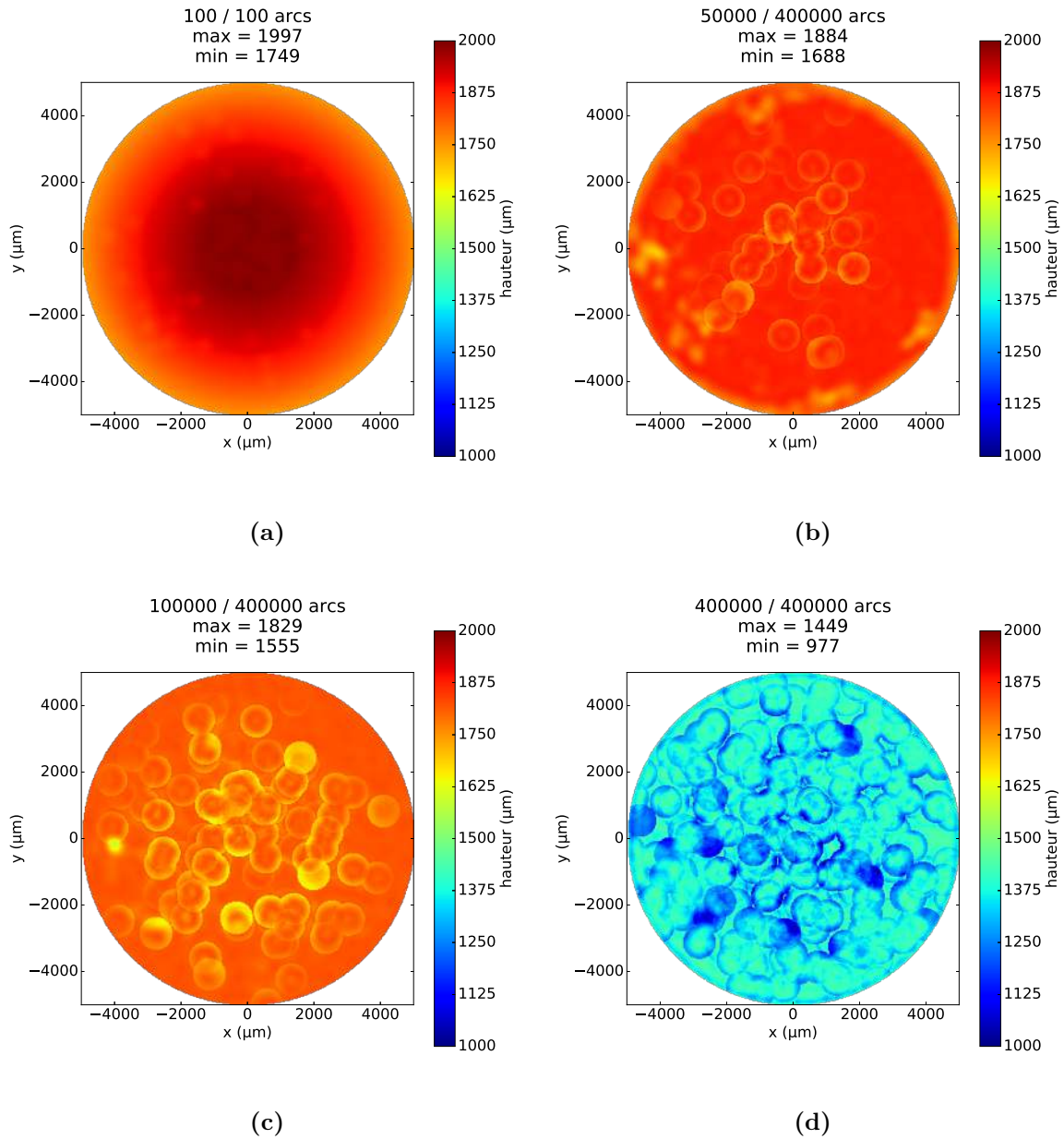


Figure 6.20 – Évolution de la topographie de la pastille en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 2). (a) Après 100 arcs, (b) après 50000 arcs, (c) après 100000 arcs, (d) après 400000 arcs).

d'une valeur nulle à l'origine, et qui est encore très faible sans être négligeable après 100 arcs ($8\ \mu\text{m}$ pour la valeur maximale en [figure 6.21a](#)). Dès 50 000 arcs ([figure 6.21b](#)), nous pouvons observer des amas, dont l'épaisseur maximale est de $162\ \mu\text{m}$, qui se développent de façon préférentielle au centre de la pastille. Cette épaisseur est comparable à celles qui ont été trouvées pendant les essais. Pour 100 000 arcs, l'épaisseur maximale est de $218\ \mu\text{m}$ et elle passe à $432\ \mu\text{m}$ pour 400 000 arcs, en accord avec la courbe de la [figure 6.19](#). Il convient de remarquer que, si cette dernière courbe ([figure 6.19](#)) est à peu près monotone, le maximum sur la surface n'est pas toujours réalisé au même point. Ainsi la zone centrale très blanche qui correspond au maximum après 100 000 arcs ([figure 6.21c](#)) a subi des arrachements et n'est plus celle qui domine pour 400 000 arcs ([figure 6.21d](#)). L'allure de l'image n'est pas très réaliste en raison de la forme circulaire des zones arrachées, mais nous retrouvons bien une structure très hétérogène de la distribution d'argent, avec l'apparition d'îlots de plusieurs centaines de micromètres d'épaisseur au voisinage de zones sans argent.

Ces îlots sont très visibles sur les coupes de la [figure 6.22](#), qui représentent dans le plan $y = 0$ la trace des interfaces air/pastille et Ag/Ag-SnO₂. Après 100 arcs ([figure 6.22a](#)), la surface est juste «écornée» en son milieu. Les planches successives montrent à la fois l'érosion générale, qui se manifeste par la descente de la courbe bleue, et la variation importante de la distribution d'argent au-dessous de cette surface externe, matérialisée par l'espace entre les courbes bleues et vertes. La couche d'argent ne présente plus un maximum au centre de la pastille. Sur la coupe cohabitent des zones pratiquement sans argent et des amas dépassent la centaine de micromètres. On observe que la coupe sélectionnée ne contient pas les points qui donnent le maximum de l'épaisseur reporté sur la courbe de la [figure 6.19](#). La coupe à 400 000 arcs présente la surface la plus perturbée, avec plusieurs amas d'argent qui dépassent $200\ \mu\text{m}$.

Remarques sur les modèles simplifiés

Chacune des simulations présentées dans ce paragraphe présente un défaut. Nous avons choisi de les faire figurer dans le manuscrit car elles permettent d'éclairer les choix qui sont effectués pour le modèle MADeM «complet» exposé au paragraphe suivant. Nous avons montré successivement :

1. l'importance du choix de la forme du cratère, et la nécessité de contrôler le bilan volumique de chaque impact ;
2. les difficultés associées à la sélection des points de contacts, que ce soit avec une méthode purement aléatoire ou une méthode géométrique. Il est donc souhaitable d'introduire des aspects mécaniques à ce niveau, et de rechercher les véritables zones de contact ;
3. la complexité du processus qui conduit à la formation d'amas d'argent. La démixtion dans la zone fondue ne peut pas être le seul mécanisme à l'œuvre. Il faut considérer la possibilité d'arrachement de la couche.

Dans la version la plus élaborée du modèle simplifié, la plupart des aspects énumérés ci-dessus sont pris en charge. Il reste que, si nous avons introduit l'arrachement, nous n'avons pas pour le moment considéré le fait que l'argent arraché se redépose totalement ou en grande partie sur la surface opposée. Cette possibilité est introduite dans la version complète du modèle MADeM. Ceci oblige à gérer la hauteur d'argent sur deux surfaces au lieu d'une seule comme dans toutes les applications de type MADeM-S.

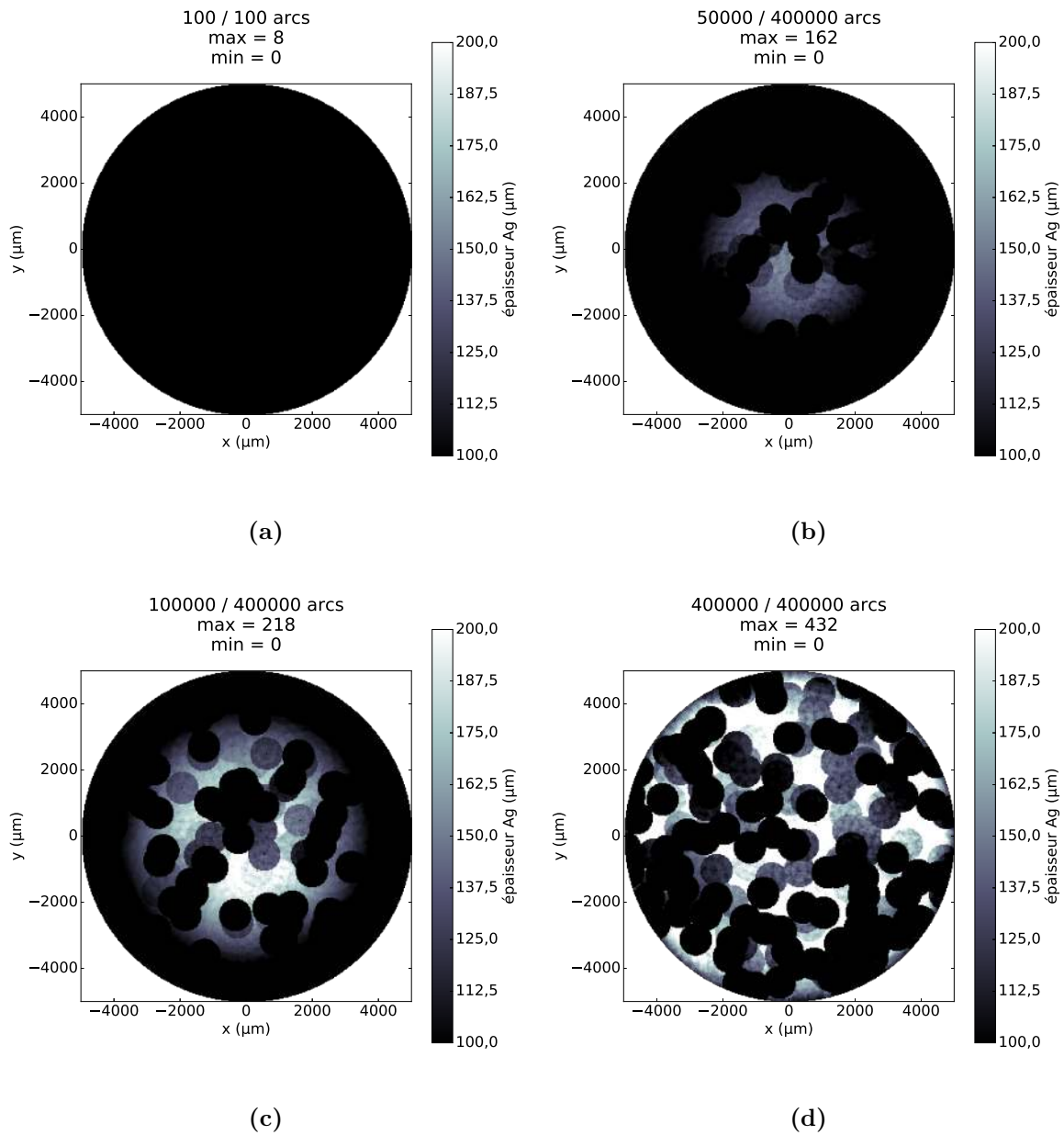


Figure 6.21 – Évolution de l'épaisseur de la couche d'argent démixé en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 2). (a) Epaisseur quasi nulle après 100 arcs, (b) après 50000 arcs, (c) après 100000 arcs, (d) après 400000 arcs).

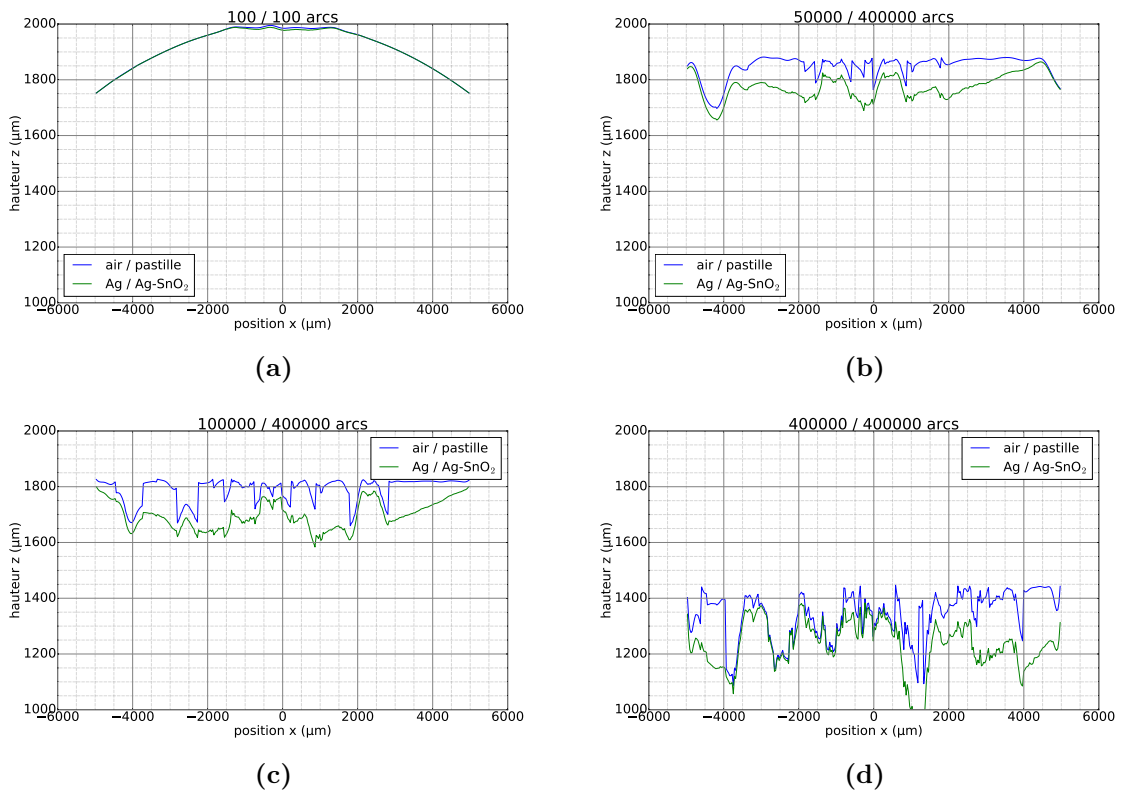


Figure 6.22 – Évolution d’une coupe simulée avec la hauteur de la pastille et l’épaisseur d’argent démixé au cours des cycles en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 2). (a) après 100 arcs, (b) après 50000 arcs, (c) après 100000 arcs, (d) après 400000 arcs).

6.5 Application du modèle MADeM

6.5.1 Rappel des paramètres et des équations du modèle

Le [tableau 6.1](#) rappelle les différentes variables qui interviennent dans le modèle. On y distingue :

- les données expérimentales, force appliquée (ligne 1) et définition de la géométrie de la pastille (lignes 2 et 3) ;
- les paramètres ajustables du modèle, respectivement utilisé pour :
 - la définition de la zone de contact (lignes 4 à 6).
 - la définition du cratère (lignes 7 et 8) et l'évolution de son bilan volumique (lignes 9 à 11) ;
 - la gestion des amas d'argent, avec la croissance avant et après saturation (lignes 12 à 14) et la probabilité d'arrachement (ligne 15) ;
- les paramètres de la résolution numérique, qui définissent la grille (ligne 16) et l'erreur tolérée sur l'équilibre (ligne 17).

L'[équation 6.15](#) est utilisée pour déterminer la distribution spatiale des zones de contact après chaque impact d'arc. Elle permet de réaliser l'équilibre entre la résultante des pressions sur la pastille et la force verticale appliquée. La dureté entrant dans l'équation, déterminée par l'[équation 6.16](#) dépend de la concentration en oxyde. Les impacts s'effectuent sur un point choisi au hasard parmi tous les points trouvés en contact, i.e. $\{x_i, y_i\} \in \mathcal{C}$ où \mathcal{C} est l'ensemble de point en contact. En conséquence, il existe une variabilité des simulations, dépendant du choix effectué à chaque nouvel arc. Nous effectuerons donc plusieurs calculs pour représenter les résultats expérimentaux.

Une fois le point d'impact sélectionné, le modèle reprend les schémas du modèle simplifié pour représenter l'effet d'un cratère. Le gonflement et l'érosion de l'interface entre les deux pastilles sont représentés par le paramètre ΔV , donné par l'[équation 6.13](#).

La croissance de la couche démixée est donnée par la loi exponentielle ([équation 6.23](#)) qui donne une croissance logarithmique. Cette expression a été préférée aux évolutions linéaire ou en loi de puissance, avec lesquelles nous n'arrivons pas à reproduire la croissance de la zone démixée ni au début des expériences ni pour un grand nombre d'impacts.

La croissance de la zone démixée est symétrique sur les deux pastilles dans la première phase lorsque il n'y a pas d'arrachement de l'argent. Le processus d'arrachement est considéré comme probable à partir du moment où l'épaisseur d'argent atteint pour la première fois la valeur critique e^{\max} . Dans ce cas, le transfert d'argent de la pastille 2 vers la pastille 1 (ce choix est fait sans perte de généralité du modèle) n'est possible que dans la zone de contact et avec une probabilité fixée à $P_a = 0,005$. Ensuite, dès que l'épaisseur d'argent atteint la valeur critique et a été arrachée, l'arrachement est possible pour n'importe quelle épaisseur d'argent sur la pastille 2. Bien entendu, lorsque l'épaisseur d'argent augmente sur la pastille 1, la dureté diminue et la zone de contact augmente. Comme la dureté des surfaces en contact est déterminée par la surface la moins dure, c'est cette pastille qui pilote le processus. Dans les zones de la pastille 2 dénuées d'argent, l'accumulation de l'argent suit la même loi phénoménologique exponentielle avec un décalage dû à l'historique, cf. [équation 6.25](#).

Tableau 6.1 – Paramètres du modèle et l'intervalle de leur variation («-») indique que nous n'avons pas fait varier le paramètre.

Données exp.	Description / éq.	Intervalle (mêmes unités)	Valeur de réf.	
1	F	force appliquée (6.15)	-	9,1 N
2	r_p	rayon de la pastille	-	5 mm
3	R	rayon de courbure eff. (6.1)	-	25 mm
Paramètres ajustables	Description / éq.	Intervalle (mêmes unités)	Valeur de réf.	
4	H^{Ag}	dureté à chaud de l'argent (6.16)	-	1 MPa
5	$H^{\text{Ag-SnO}_2}$	Dureté à chaud du composite (6.16)	3,5–12	8 MPa
6	l	portée du changement de dureté (6.16)	20–200	60 μm
7	h_c	profondeur du cratère (6.4)	-	20 μm
8	r_m	rayon du cratère (6.4)	-	600 μm
9	ΔV_0	gonflement/érosion (6.13)	$3-5 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3$
10	ΔV_∞	gonflement/érosion (6.13)	$1-3 \cdot 10^{-3}$	$1,15 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3$
11	i_c	gonflement/érosion (6.13)	5 000–30 000	12 000
12	h_{Ag}	croissance d'argent démixé (6.23)	5–20	10 μm
13	δ	croissance d'argent démixé (6.23,6.26)	10–100	70 μm
14	$e_{\text{Ag}}^{\text{max}}$	épaisseur de saturation (6.24,6.26)	40–100	60 μm
15	P_a	probabilité d'arrachement / Algo. 2	0,001–0,01	0,005
Paramètres techno.	Description	Intervalle (mêmes unités)	Valeur de réf.	
16	N_x	discrétisation	40–500	200
17	ΔF	erreur tolérée	2–5	2 %

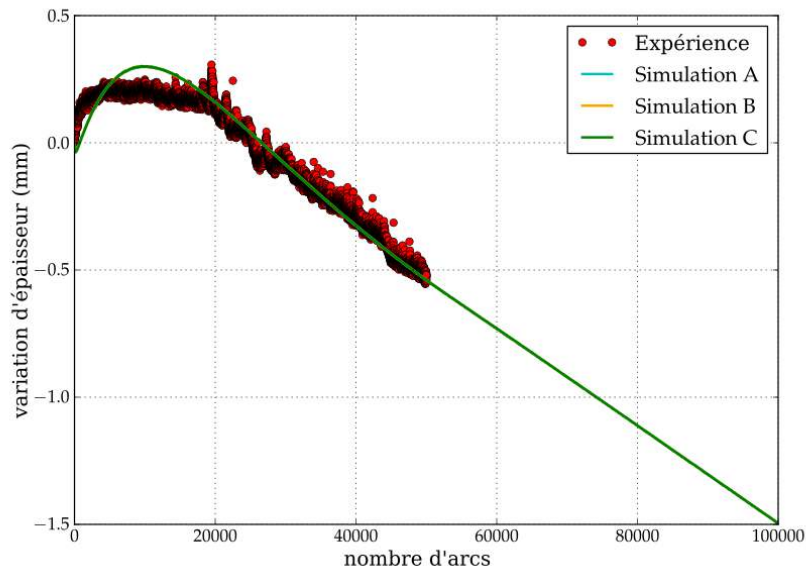


Figure 6.23 – Variation de l'épaisseur du contact simulé par le modèle MADeM pour un couple de rivets Saturne. Les trois simulations donnent la même courbe ; elles sont réalisées avec les mêmes paramètres mais des cheminements aléatoires différents.

6.5.2 Résultats

Le cas qui est simulé ici est celui d'un rivet Saturne. Dans la mesure où le modèle présente un aspect aléatoire, nous montrons le résultat de plusieurs simulations réalisées avec les mêmes paramètres. Notées A, B, C, elles sont toutes réalisées avec les valeurs de référence qui figurent dans le [tableau 6.1](#). Ceci permet d'avoir une première idée de la variabilité du résultat simulé, ce qui est important dans le cadre de la comparaison avec l'expérience.

La première vérification qui est faite porte sur la variation d'épaisseur du contact. Comme cette valeur résulte d'une moyenne sur toute la surface, elle n'est que très peu sensible aux tirages au sort successifs. De fait, les trois courbes apparaissent confondues sur la [figure 6.23](#). Pour être plus précis, c'est plutôt la courbe d'évolution du bilan de volume ([équation 6.13](#)) qui pilote ce résultat. Nous avons vu au paragraphe précédent qu'il est déjà possible avec MADeM-S de trouver un jeu de paramètres permettant un bon ajustement des valeurs expérimentales. Comme nous utilisons ici la même forme, il n'est donc pas étonnant de retrouver un bon accord.

L'épaisseur maximale de la couche d'argent démixé est difficile à mesurer expérimentalement à cause de sa variabilité très prononcée. Les mesures qu'on utilise ici ont déjà été présentées ultérieurement (parties [3.1.3](#) et [3.2.3](#)). La forme logarithmique de l'évolution est bien reproduite sur la pastille 1 qui accumule l'argent arraché de la pastille 2 (cf. [figure 6.24](#)). La variabilité de la croissance est liée au caractère aléatoire des impacts et de l'arrachement d'argent. Cette fois-ci, puisqu'on a affaire à des valeurs locales, les trois simulations fournissent des courbes différentes. Des petits paliers sont observés autour de 10 impacts. Ils sont liés au fait qu'un impact peut très bien créer un nouveau cratère qui ne pourra pas rivaliser avec le point le plus haut existant. La première «marche» importante correspond au premier arrachement, pour une valeur critique liée au paramètre «épaisseur de saturation» e_{Ag}^{\max} (ligne 14 du [tableau 6.1](#), valeur de $60 \mu\text{m}$), aux alentours du

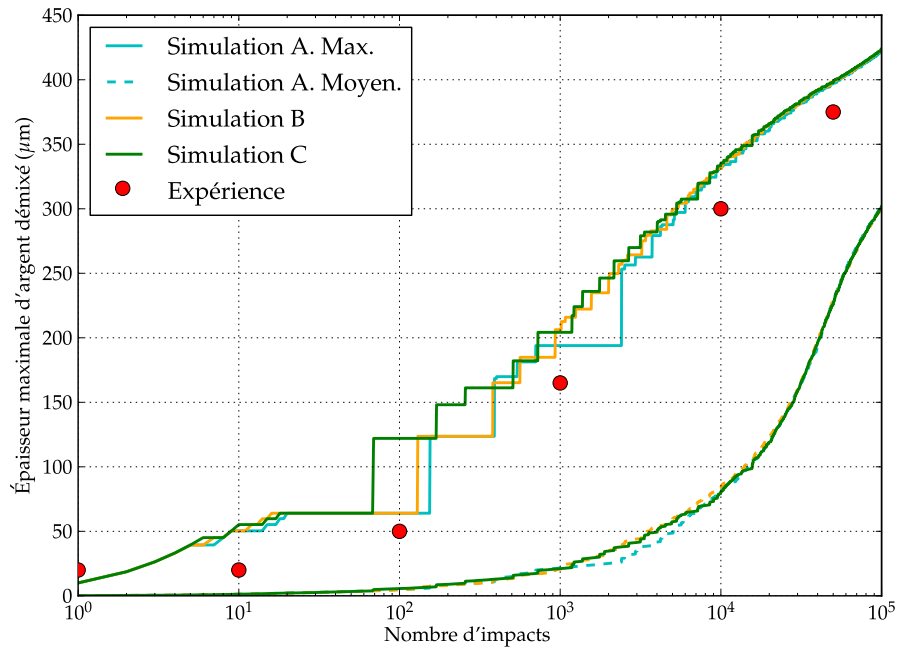


Figure 6.24 – Simulation de l'épaisseur de la couche démixée par le modèle MADeM et comparaison avec les résultats de mesures expérimentales sur rivet Saturne. Les courbes continues désignent les valeurs max, les courbes avec des tirets les valeurs moyennes.

centième arc. Les arrachements suivants concernent des épaisseurs qui peuvent être plus petites que e_{Ag}^{\max} , et qui varient d'une courbe à l'autre. Les deux phénomènes de croissance normale et d'arrachement sont en concurrence pour fixer la forme des courbes pour les grands nombres d'arcs. En plus de l'épaisseur maximale, la même figure montre l'épaisseur moyenne d'argent démixé. Celle-ci est environ dix fois plus faible que l'épaisseur max pour 1000 arcs, quatre fois plus faible pour 10 000 arcs et deux fois plus faible pour 100 000 arcs. Ceci indique que l'argent se répartit de façon de plus en plus uniforme au cours de l'essai. Bien entendu, les écarts entre les courbes moyennes des simulations A, B et C sont moins importants que ceux qui sont observés sur les courbes d'épaisseur maximale.

Le modèle permet également de prédire l'évolution de l'aire de contact A_c , qui est présentée en [figure 6.25](#). Il s'agit de l'aire de contact mécanique réelle, dont, de façon classique [93, 25], la valeur est très inférieure à celle de l'aire apparente, le contact ne s'effectuant que sur les aspérités. Cette aire de contact augmente pour deux raisons : (1) la modification de la géométrie au fur et à mesure que la pastille gonfle ou s'aplatit ; (2) le fait que certaines zones de la surface sont de moins en moins riche en oxyde, donc que concomitamment leur dureté va diminuer progressivement depuis la valeur initiale du pseudo-alliage Ag–SnO₂ vers celle de l'argent. Nous pouvons déduire de la surface de contact l'évolution de la «dureté effective» de la surface H_{eff} , qui est le rapport entre la force de contact F et l'aire de contact A_c . La force appliquée est la même pour tous les arcs, si bien que cette dureté moyenne diminue avec le rang de l'arc, comme le montre la [figure 6.26](#). La valeur initiale de la dureté moyenne est celle de la pastille vierge, qui contient 12 % d'oxyde (la valeur dans cette simulation est de 8 MPa). La valeur asymptotique correspond à la dureté de l'argent pur (1 MPa), qui est pratiquement atteinte après 10 000 arcs. Ce nombre d'arcs correspond également au moment de l'essai où l'érosion prend le pas sur le gonflement initial. La combinaison des deux phénomènes produit un palier sur la courbe de la [figure 6.25](#). La croissance de l'aire de contact reprend ensuite aux environs de 50 000 arcs.

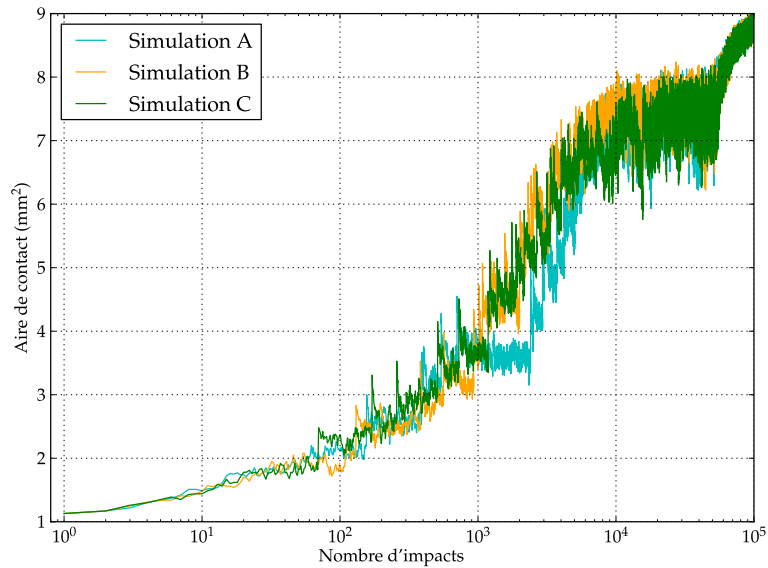


Figure 6.25 – Prédiction de l'évolution de l'aire de contact par le modèle MADeM (rivet Saturne).

La consultation de la valeur de l'aire de contact est intéressante puisque c'est elle qui constitue l'indicateur de soudure pour le modèle MADeM. Dans le cas de cette simulation, nous n'avons pas atteint la valeur critique de 10 mm^2 après 100 000 arcs. Le modèle ne prévoit donc pas de soudure.

En plus des valeurs intégrales, le modèle permet de visualiser les évolutions microstructurales des deux pastilles. La [figure 6.27](#), qui a été obtenue avec une discrétisation assez fine ($N_x = 400$), montre des cartes pour 100, 1 000, 5 000, 10 000 et 50 000 arcs. La première colonne à gauche montre (en noir) les zones où se produit le contact, alors que la deuxième montre le relief. Les deux cartes sont bien entendu corrélées, le contact s'effectuant sur les zones les plus hautes. Les zones de contact sont toutes inscrites dans un cercle dont le diamètre augmente avec le rang de l'arc, signe de l'usure générale de la pastille. Elles sont très morcelées. Après 10 000 arcs, elles représentent une surface comprise entre 7 et 8 mm^2 , soit environ un dixième de la surface totale de la pastille, et après 50 000 arcs, une surface d'environ 10 mm^2 , soit 12,7 % de la surface totale de la pastille.

L'épaisseur d'argent démixé est reportée respectivement en colonnes trois et quatre, pour la pastille 1, sur laquelle on accumule l'argent, et pour la pastille 2. Cette dernière est le « négatif » de la pastille 1 en raison des reports successifs. On constate que l'argent se répartit de préférence au centre de la pastille, et finit par constituer une couche pratiquement continue qui peut atteindre cinq fois la valeur maximale e_{Ag}^{\max} choisie pour initier l'arrachement de la couche. Ceci signifie que le mécanisme d'arrachement joue un rôle primordial dans la croissance de la couche.

Nous montrons pour finir en [figure 6.28](#) les coupes obtenues par le plan ($y = 0$), comme pour le modèle MADeM-S, mais aussi par le plan ($x = 0$), afin d'enrichir l'information. L'endommagement se manifeste par un écrasement progressif du centre de la pastille, c'est-à-dire que la face plane qui est offerte aux possibilités de contact est un cercle dont le rayon augmente avec le rang de l'arc. En même temps, le phénomène de gonflement conduit à un déplacement vertical vers le haut, cohérent avec la [figure 6.23](#) jusqu'aux environs de 10 000 arcs. L'ensemble de la surface redescend ensuite en même temps que l'empreinte apparente s'étend, pour se retrouver plus de $500 \mu\text{m}$ en dessous de la surface

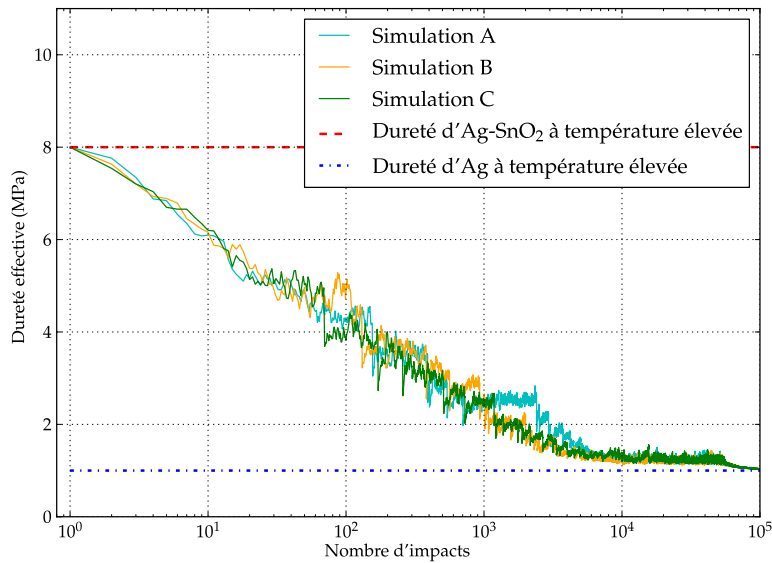


Figure 6.26 – Prédiction de l'évolution de la dureté effective $H_{\text{eff}} = F/A_c$ par le modèle MADeM (rivet Saturne).

initiale après 50 000 arcs. Les coupes permettent de bien visualiser le développement de la couche d'argent, qui est relativement régulière sur l'ensemble de la surface circulaire offerte au contact.

6.5.3 Étude paramétrique

Le fait qu'il y ait un couplage entre la fraction volumique d'oxyde et la définition de la zone de contact donne un sens physique notable au modèle MADeM, même s'il ne fait qu'approcher le processus réel, puisqu'il manque entre autres le couplage avec la fissuration. Il est néanmoins intéressant d'étudier sa robustesse, en considérant l'influence des principaux paramètres critiques sur le comportement intégral du système. Pour mettre cette dépendance prononcée en évidence, nous effectuons une étude paramétrique en faisant varier les paramètres du modèle dans les intervalles indiqués dans le [tableau 6.1](#).

L'étude porte sur trois paramètres, pour lesquels nous spécifions ci-dessous l'intervalle de variation :

$H^{\text{Ag-SnO}_2}$	Dureté à chaud du composite :	{3, 5; 8; 12} (MPa)
l	Portée du changement de dureté :	{20; 60; 200} (μm)
δ	Croissance de la couche d'argent :	{10; 70; 100} (μm)
P_a	Probabilité d'arrachement :	{0, 001; 0, 005; 0, 01} (%)

La [figure 6.29](#) présente la variation de l'épaisseur du contact entre les pastilles qui avait été montré en [figure 6.23](#) pour la solution de référence. En utilisant les valeurs extrêmes des paramètres, toutes les courbes restent pratiquement confondues. Nous confirmons ici que les paramètres choisis ne modifient pas de façon notable cette réponse, ce qui s'explique

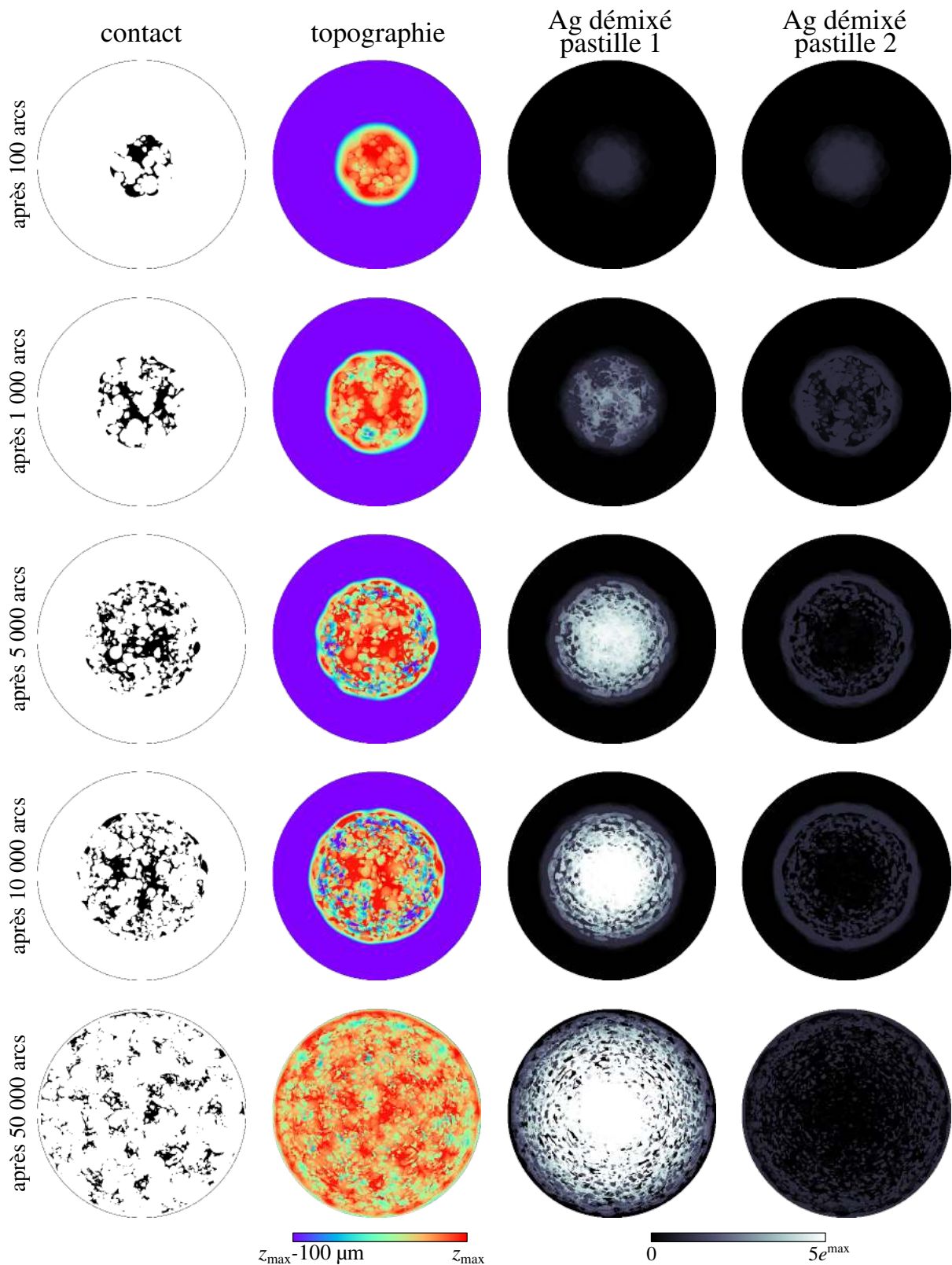


Figure 6.27 – Cartes simulées par le modèle MADeM pour le rivet Saturne. De gauche à droite, les colonnes correspondent respectivement à (1) l’aire de contact, (2) la topographie de la surface, (3) l’épaisseur d’argent démixé sur la pastille 1 et (4) sur la pastille 2. Ces champs sont présentés après 100, 1 000, 5 000, 10 000 et 50 000 arcs.

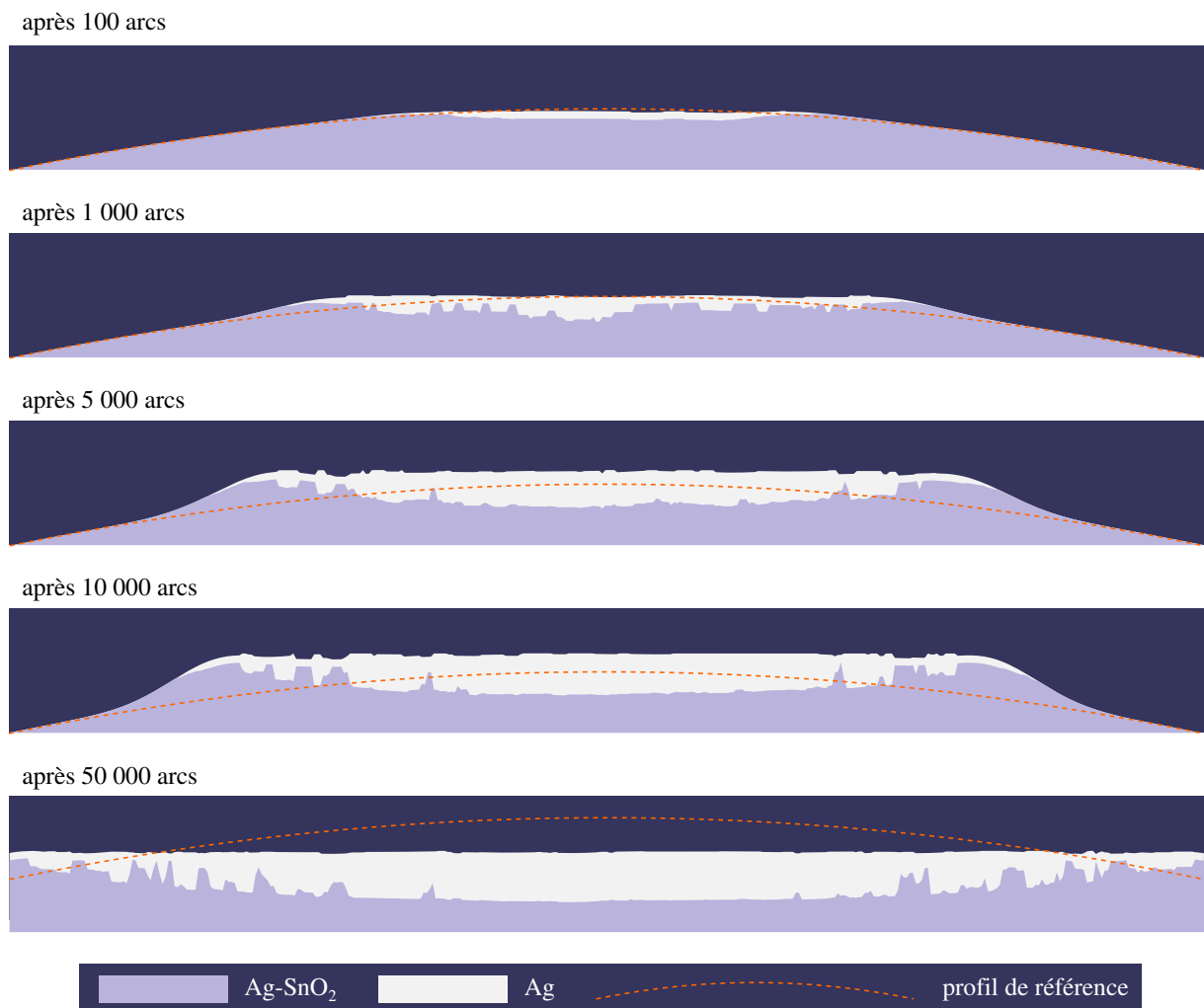


Figure 6.28 – Coupes de la pastille 1 (celle qui accumule l'argent) par les plans ($x = 0$) et ($y = 0$), simulées par le modèle MADeM pour le rivet Saturne. La surface de la pastille 1 ainsi que l'interface entre Ag démixé et Ag-SnO₂ sont visualisées. Ces profils correspondent aux états de la pastille après 100, 1 000, 5 000, 10 000 et 50 000 arcs.

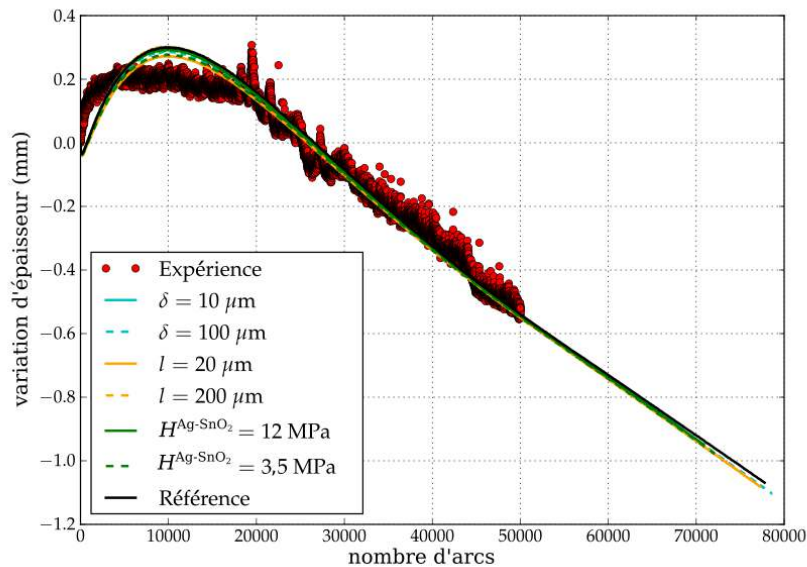


Figure 6.29 – Variation de l'épaisseur de contact entre les pastilles simulée par le modèle MADeM pour des rivets Saturne. Les résultats de l'étude paramétrique sont comparés avec les résultats du même modèle avec des paramètres de référence.

par le fait que la courbe de gonflement suivi d'érosion est pilotée par le bilan volumique du cratère.

Le paramètre δ contrôle essentiellement l'accumulation de la couche d'argent démixé, ce qui est explicité sur la [figure 6.30](#), qui représente l'évolution de la profondeur maximale de la couche d'argent démixé ainsi que son épaisseur moyenne. La valeur la plus élevée de δ conduit à une évolution trop rapide de la couche démixée tandis que la valeur la plus faible produit une évolution trop ralentie, surtout après le premier arrachement, qui se signale par le saut de profondeur maximale. Les autres paramètres ont peu d'influence sur l'accumulation de la couche démixée.

L'évolution de l'aire de contact, qui peut être utilisée comme critère de soudage ultime, est reportée sur la [figure 6.31](#). Nous montrons également les évolutions de la dureté effective de la pastille, en [figure 6.32](#). Contrairement aux autres variables, ces deux-là sont très sensibles à la variation des paramètres, notamment à ceux qui permettent d'estimer la dureté, qui est intrinsèquement liée à l'évolution de la couche démixée. Les données brutes, qui oscillent beaucoup, sont lissées au moyen d'un filtre de Savitzky-Golay afin de mieux visualiser les tendances. De façon intuitive, nous constatons que l'augmentation de la dureté du Ag-SnO₂ ainsi que l'augmentation de la longueur caractéristique l diminuent l'aire de contact ainsi que le taux de sa croissance. La longueur caractéristique liée à la croissance de la couche démixée a le même effet, tout aussi prononcé. Il faut noter que l'évolution de l'aire de contact n'est pas toujours monotone (même globalement) et qu'elle est fortement liée à l'évolution de la forme des pastilles lors du bombardement par les arcs.

Comme dans le cas de la [figure 6.26](#), la dureté moyenne diminue avec le rang de l'arc, à partir de la valeur de dureté du pseudo-alliage à 12% d'oxyde. La variation de ce paramètre introduit donc un décalage important entre les courbes dès les premiers arcs, avec des valeurs initiales situées entre 3,5 et 12. La valeur asymptotique n'est pas systématiquement aux environs de 1 MPa, soit parce que, malgré la présence d'argent pur, la loi de mélange ([équation 6.16](#)) n'est pas saturée à celle de l'argent en raison de la grande valeur du

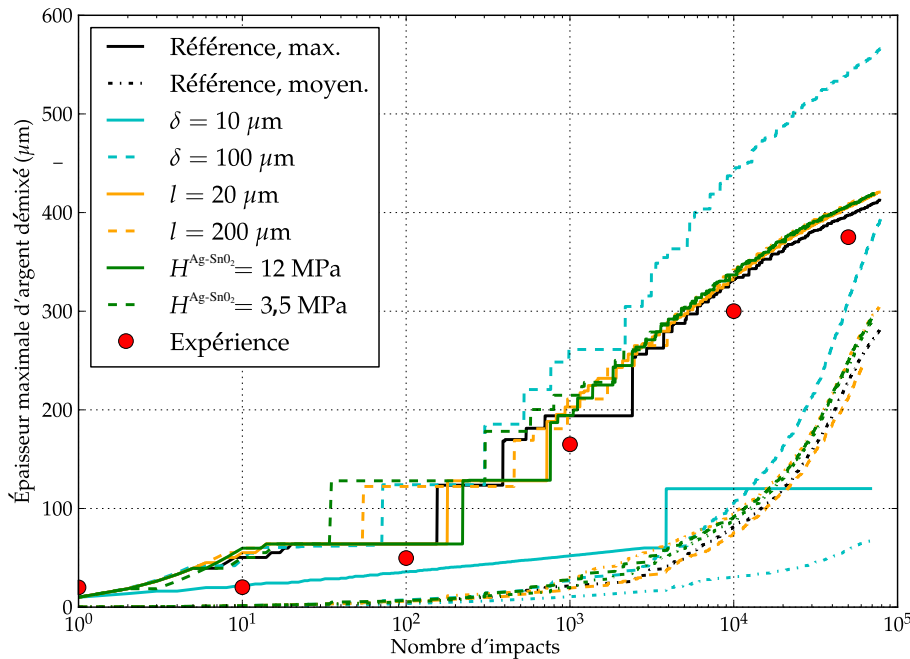


Figure 6.30 – Simulation de la profondeur maximale de la couche démixée par le modèle MADeM pour le rivet Saturne et comparaison avec les résultats de mesure expérimentales ; les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence.

Tableau 6.2 – Temps CPU des modèles MADeM et MADeM-S pour une simulation de 100 000 arcs avec différentes discrétisations.

N_x	50	100	200	400	600
CPU MADeM-S (min)	0,5	1,4	4,8	24,6	52,9
CPU MADeM (min)	1,2	4,9	17,9	81,4	164,2
rapport	2,4	3,5	3,7	3,3	3,1

paramètre l , soit parce que la croissance de la couche d'argent est ralentie en raison de la faible valeur (dans l'équation 6.23) du paramètre δ .

6.6 Conclusion du modèle multi-arc

Les modèles de cette section sont construits dans un cadre général phénoménologique qui s'appuie autant que faire se peut sur des informations expérimentales. Ils permettent de représenter l'érosion progressive et l'accumulation d'argent, avec l'intention d'en déduire un critère de soudure pour prévoir la ruine du composant. Le modèle est modulaire, d'une programmation très légère, et il permet d'accumuler rapidement un très grand nombre d'arcs.

Les simulations du type MADeM-S figurent dans le document à titre explicatif, pour montrer l'utilité de chaque ingrédient du modèle. Le code correspondant fait environ 300 lignes au total. C'est le modèle MADeM qu'il faut considérer comme le plus abouti, en raison des arguments mécaniques qui permettent de définir la surface de contact. Le code représente environ 400 lignes.

Le tableau 6.2 décrit le temps de calcul nécessaire en fonction du nombre de points de discrétisation N_x sur le côté de la grille considérée pour les deux modèles.

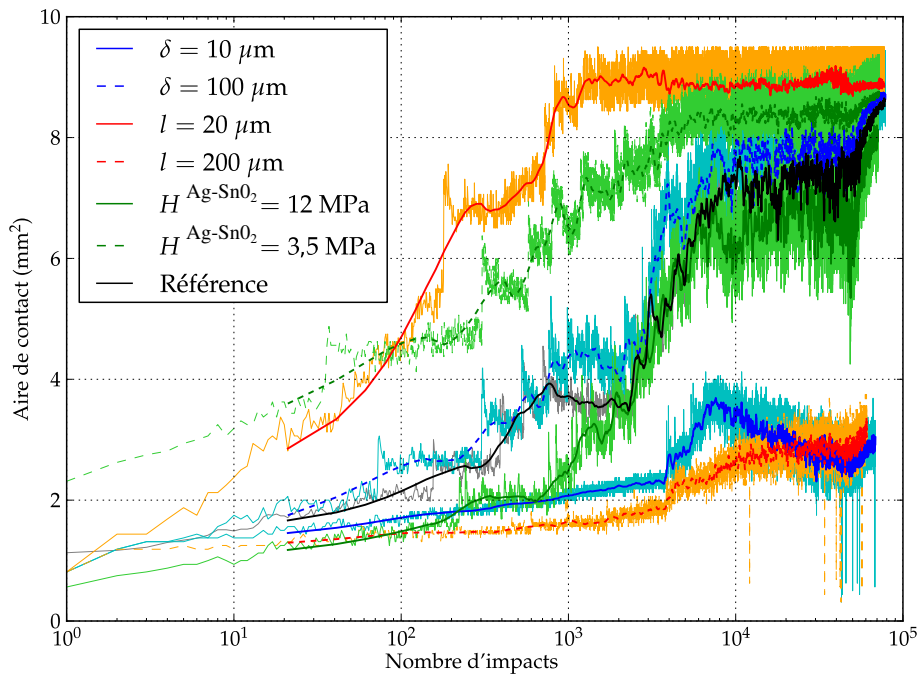


Figure 6.31 – Simulation de l'aire de contact par le modèle MADeM; les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence; les données brutes sont lissées afin de mettre en avant les tendances de l'évolution globale.

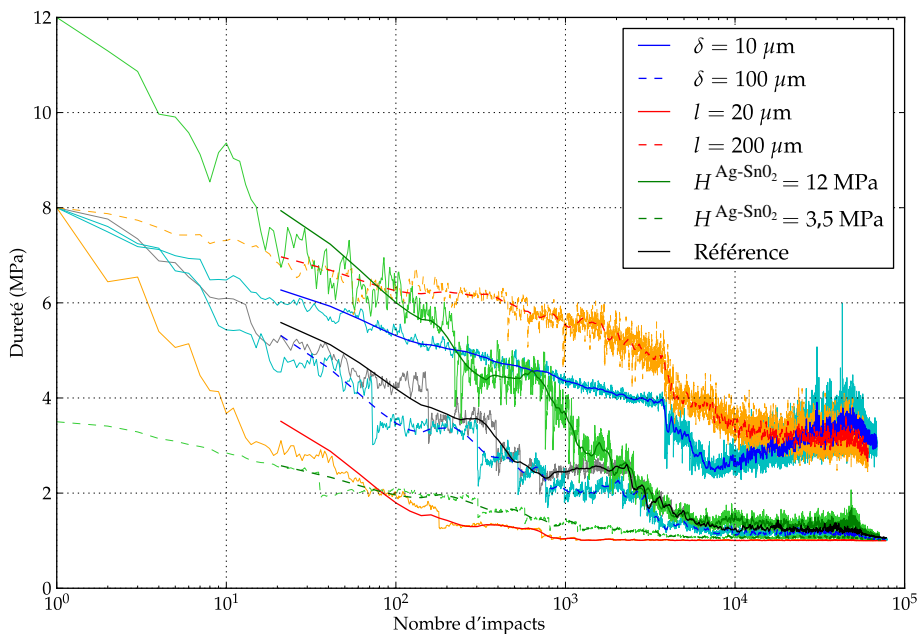


Figure 6.32 – Prédiction de la dureté effective par le modèle MADeM. Les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence. Les données brutes sont lissées afin de mettre en avant les tendances de l'évolution globale.

En raison de la présence de l'algorithme de recherche du contact, la version MADeM nécessite environ trois fois plus de temps que la version MADeM-S, mais elle reste dans des limites parfaitement acceptables pour une application industrielle.

Les directions à prendre pour le développement de ce type d'approche sont proposées en perspective dans la conclusion générale. Il faut avant tout continuer de s'interroger sur la physique des phénomènes en jeu, et caractériser finement les géométries et les microstructures en fonction du type de sollicitation électriques et thermiques. Ceci doit conduire à se poser la question de la validité des fonctions qui ont été proposées dans ce travail, par exemple pour simuler la variation de bilan volumique lors de l'apparition d'un cratère, ou encore l'évolution de la couche d'argent. L'idéal serait de pouvoir justifier *a posteriori* par des arguments physiques les formes choisies. Il faut aussi se poser la question de la portabilité de l'approche pour d'autres matériaux ou d'autres géométries.

Conclusion et perspectives

Ce travail a pour but de modéliser l'endommagement sur des pastilles de contact électrique. Une des particularités de ce projet cofinancé par le LabEx LaSIPS et la société Schneider Electric est l'association de plusieurs disciplines, mécanique et électrique, ainsi que la réunion de deux laboratoires et d'une entreprise.

Dans ce travail nous avons tout d'abord rappelé brièvement la physique de l'arc électrique. Nous avons vu qu'il existe des arcs à l'ouverture ainsi qu'à la fermeture (phénomène de rebonds). Nous avons négligé les arcs à la fermeture car l'énergie dissipée par l'arc est d'un ordre de grandeur inférieure à celle générée par l'arc à l'ouverture. Nous avons ensuite présenté le contacteur en général ainsi que celui de la société Schneider Electric en particulier, le D115, fonctionnant avec une tension réseau de 230 V et une intensité de courant de l'ordre de 100 A. Nous y avons mentionné le dispositif d'extinction de l'arc. Nous définissons ensuite le cadre des essais que nous voulons modéliser, c'est-à-dire les essais en catégorie d'utilisation AC-3, issue d'une norme internationale.

Ensuite, les propriétés du matériau de contact Ag-SnO₂ sont exposées. Les conductivités et capacités thermiques sont tirées d'études précédentes. En ce qui concerne la dilatation thermique et les propriétés de traction monotone et d'écrouissage cyclique, une campagne a permis d'obtenir des résultats. Il en est de même pour des mesures de micro-dureté.

Deux «campagnes électriques» ont permis d'observer les pastilles au cours de leur fonctionnement et de caractériser leur endommagement. La première a été effectuée sur une machine avec des arcs à l'ouverture seulement, avec trois intensités de courant différentes ainsi qu'un nombre de cycles variant de un à cinquante mille arcs, ceci afin de comprendre l'évolution de l'endommagement. La deuxième campagne électrique a consisté à tester dix contacteurs en conditions AC-3. Sept d'entre eux ont été interrompus volontairement, trois ont connu une défaillance par soudure d'un contact sur un ou plusieurs de leurs pôles.

Afin de déterminer la puissance et la densité de puissance qu'apporte chaque arc au matériau de contact, une autre campagne électrique spécifique a été réalisée. Il s'agissait de générer des arcs électriques sur des électrodes minces et de mesurer la température du matériau après quelques millisecondes à l'arrière de celles-ci.

Dans les derniers chapitres, nous avons exposé deux types de simulations. Le premier basé sur la méthode des éléments finis a consisté à simuler la réponse thermo-mécanique du matériau suite à un arc. Sur cette base, en utilisant les paramètres extraits des différents essais, nous avons pu avoir une visualisation de ce que subit la pastille de contact pendant l'arc en termes d'échauffement et de contraintes générées. Nous avons «poussé» le calcul jusqu'à mille arcs. Après un post-traitement, nous avons pu estimer un nombre de cycle à amorçage.

La deuxième type de simulation a consisté à développer un modèle pour modéliser la croissance de l'épaisseur démixée d'argent qui a mené les contacteurs de notre campagne

à une défaillance par soudure. Différents ingrédients ont été proposés afin d'expliquer l'érosion et la croissance de cette «gangue» d'argent en surface.

Afin d'aider la simulation, des essais électriques complémentaires seront utiles. Une idée est d'endommager des rivets avec des arcs à l'ouverture avec la machine «Saturne», observer et analyser l'état de leur surface puis les placer sur la machine «Vénus», machine simulant les fermetures avec des arcs au rebond. Les rivets seront ensuite réobservés et analysés. Ceci permettra peut-être de lever le voile sur le mécanisme de la soudure sur des contacts bien endommagés. Concernant les dimensions de cratères, il sera intéressant de générer des arcs avec les intensités de courant utilisées pendant cette thèse sur des matériaux à différents teneurs en oxyde. Éventuellement, il sera instructif de prendre un rivet déjà très endommagé, de l'analyser pour accéder à la topographie de sa surface par tomographie ou méthode optique de section (*optical cross-section method*) (la profilométrie étant difficile dans ce cas), de générer un arc à l'ouverture à sa surface, et enfin de réobserver et analyser ce rivet. Ainsi, nous pourrions obtenir une taille de cratère sur une surface endommagée. Une hypothèse forte était de supposer que la tension équivalente et la densité maximale de puissance ne varient pas au cours du temps. Une piste pour le futur sera de réaliser des essais sur électrodes minces avec le même matériau en Ag-SnO₂ pour des temps inférieurs à la milliseconde.

Côté essais mécaniques, il sera utile de réaliser une campagne de fatigue avec les différentes nuances de matériaux utilisés pour la détermination de la loi de comportement, ainsi que les différentes températures avec plusieurs niveaux de contraintes (dans le domaine oligo-cyclique). Il sera aussi intéressant de réaliser des essais de flexion quatre points sur du matériau endommagé. En effet la loi de comportement se base sur des matériaux avec des pourcentages différents de SnO₂ mais ils sont tous neufs.

Côté simulation, il sera intéressant d'une part d'approfondir l'amorçage de fissures : ces dernières peuvent se propager verticalement vers le substrat (perpendiculairement à la surface) mais également horizontalement (parallèlement à la surface) notamment à l'interface entre la couche endommagée et le matériau neuf Ag-SnO₂ à l'état initial.

Une autre piste à explorer serait de concilier l'approche amorçage de fissure avec l'approche soudure du contact pour ne plus former qu'un seul modèle global.

Puis il sera également intéressant de simuler par éléments finis la propagation des fissures. Nous avons vu que de nombreuses fissures s'amorcent. Lorsqu'elles finissent par se rejoindre, des morceaux de pastille se désolidarisent et se détachent.

L'étude a été effectuée sur le matériau Ag-SnO₂-CuO. Il pourrait être intéressant de changer de matériau de contact.

Enfin, nous avons vu qu'une partie du matériau passe maintes fois à l'état liquide et solide. Pour ouvrir encore plus de nouvelles perspectives, il serait intéressant de simuler le pont fondu entre les deux pastilles. L'étalement des couches d'argent à la surface d'une pastille serait également riche d'enseignements.

Annexe A

Propriétés du matériau

A.1 Mise en donnée de la dilatation thermique

```
**thermal_strain isotropic
ref_temperature 298.
alpha          oxide    temperature
(K-1)         (%m)      (K)
  3.0e-6      -0.1      0.
  6.6e-6      -0.1     298.
 18.0e-6      -0.1     373.
 20.6e-6      -0.1     473.
 22.5e-6      -0.1     973.
 20.0e-6      -0.1    1123.
 0.           -0.1    1235.
 0.           -0.1   100000.
  3.0e-6       0.      0.
  6.6e-6       0.     298.
 18.0e-6       0.     373.
 20.6e-6       0.     473.
 22.5e-6       0.     973.
 20.0e-6       0.    1123.
 0.            0.     1235.
 0.            0.   100000.
  3.0e-6      0.08     0.
  6.6e-6      0.08     298.
 15.3e-6      0.08     373.
 18.0e-6      0.08     473.
 19.8e-6      0.08     973.
 20.0e-6      0.08    1123.
 0.           0.08    1235.
 0.           0.08   100000.
  3.0e-6      0.12     0.
  6.6e-6      0.12     298.
 15.1e-6      0.12     373.
 17.3e-6      0.12     473.
```

18.8e-6	0.12	973.
19.2e-6	0.12	1123.
0.	0.12	1235.
0.	0.12	100000.
3.0e-6	0.20	0.
6.6e-6	0.20	298.
14.7e-6	0.20	373.
16.6e-6	0.20	473.
18.0e-6	0.20	973.
18.7e-6	0.20	1123.
0.	0.20	1235.
0.	0.20	100000.
3.0e-6	1.	0.
6.6e-6	1.	298.
13.0e-6	1.	373.
13.5e-6	1.	473.
15.0e-6	1.	973.
16.0e-6	1.	1123.
0.	1.	1235.
0.	1.	100000.

A.2 Paramètres identifiés dans la loi de comportement

	T(C)	E	R0	C	D	K	n
080-020	20.	90000.	120.	54000.	200.	20.	10.
080-500	500.	43000.	35.	10000.	200.	50.	7.
080-800	800.	15000.	1.	4500.	200.	80.	4.
080-900	900.	5000.	0.5	1200.	200.	120.	2.5
080-960	960.	0.	0.	300.	200.	50.	2.
080-1000	1000.	0.	0.	300.	200.	50.	1.
080-2000	2000.	0.	0.	1.	200.	1.	1.
088-020	20.	85000.	110.	30000.	200.	20.	10.
088-500	500.	42000.	30.	7000.	200.	50.	7.
088-800	800.	14000.	1.	3000.	200.	80.	4.
088-900	900.	5000.	0.5	800.	200.	120.	2.5
088-960	960.	0.	0.	250.	200.	50.	2.
088-1000	1000.	0.	0.	200.	200.	50.	1.
088-2000	2000.	0.	0.	1.	200.	1.	1.
092-020	20.	83000.	100.	15000.	200.	20.	10.
092-500	500.	41000.	30.	7500.	200.	50.	7.
092-800	800.	14000.	1.	3000.	200.	80.	4.
092-900	900.	5000.	0.5	800.	200.	120.	2.5

A. PROPRIÉTÉS DU MATÉRIAU

092-960	960.	0.	0.	250.	200.	50.	2.
092-1000	1000.	0.	0.	150.	200.	50.	1.
092-2000	2000.	0.	0.	1.	200.	1.	1.
100-020	20.	80000.	50.	10000.	200.	20.	10.
100-500	500.	40000.	15.	1000.	200.	50.	7.
100-800	800.	14000.	1.	400.	200.	80.	4.
100-900	900.	5000.	0.5	400.	200.	120.	2.5
100-960	960.	0.	0.	250.	200.	50.	2.
100-1000	1000.	0.	0.	100.	200.	50.	1.
100-2000	2000.	0.	0.	1.	200.	1.	1.

Annexe B

Endommagement du matériau

B.1 Rivets «Saturne»

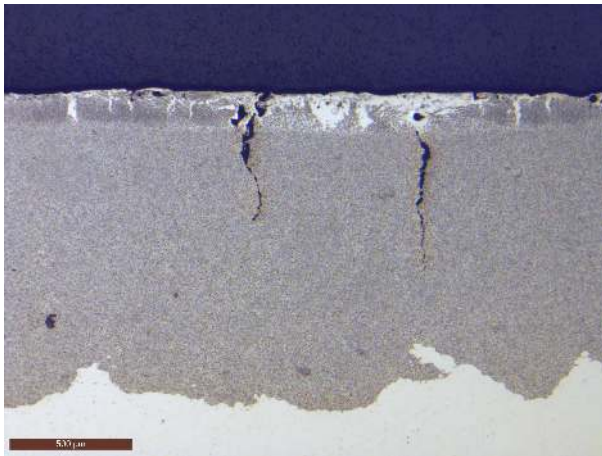


Figure B.1 – 1000 arcs 150 A

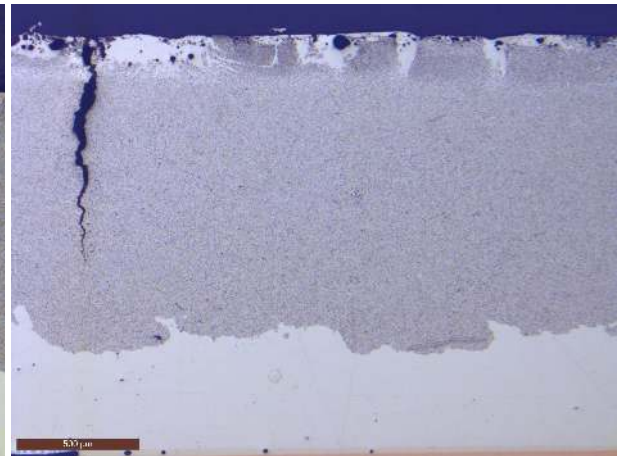


Figure B.2 – 738 arcs 600 A

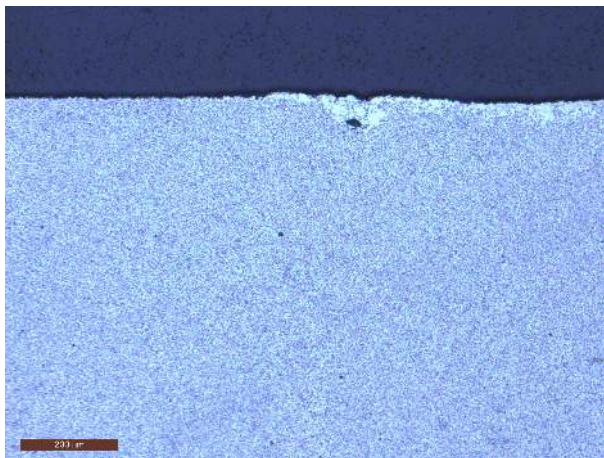


Figure B.3 – 10 cycles 150 A (1)

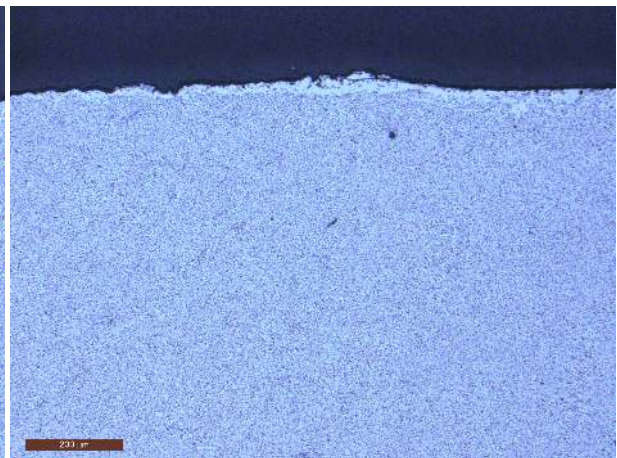


Figure B.4 – 10 cycles 150 A (2)

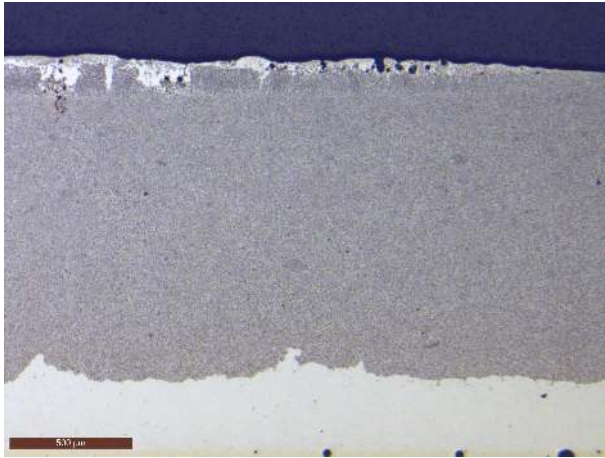


Figure B.5 – 1000 cycles 150 A (1)

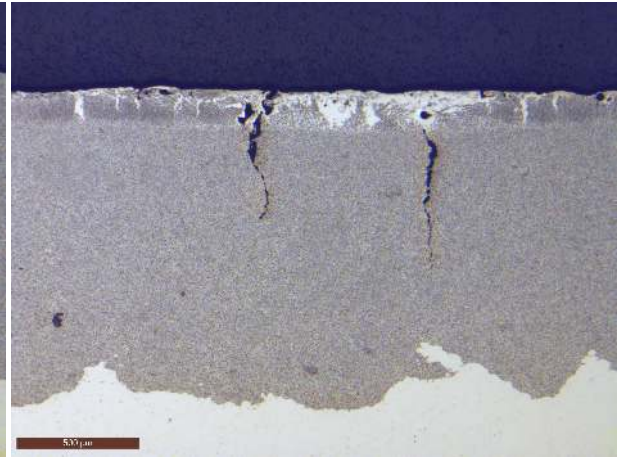


Figure B.6 – 1000 cycles 150 A (2)

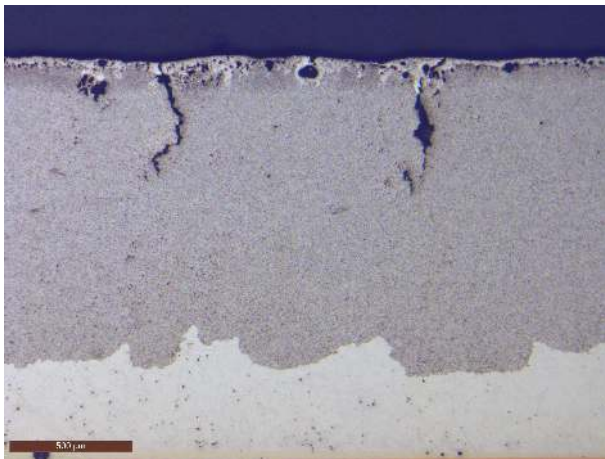


Figure B.7 – 1000 cycles 150 A (3)

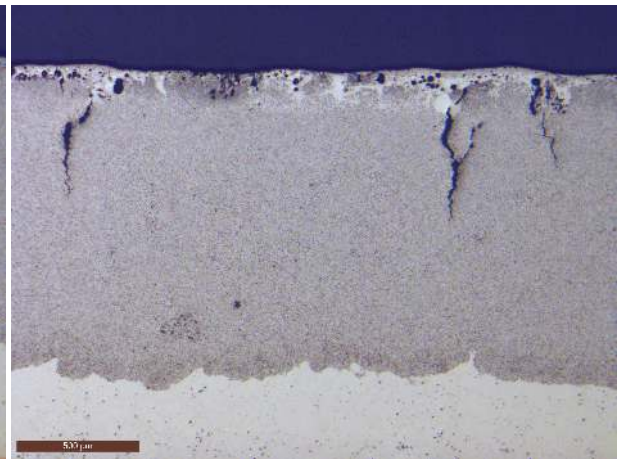


Figure B.8 – 1000 cycles 150 A (4)



Figure B.9 – 10 cycles 300 A (1)

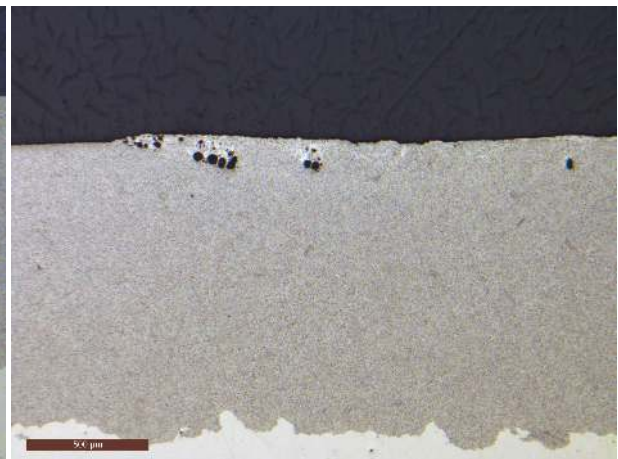


Figure B.10 – 10 cycles 300 A (2)

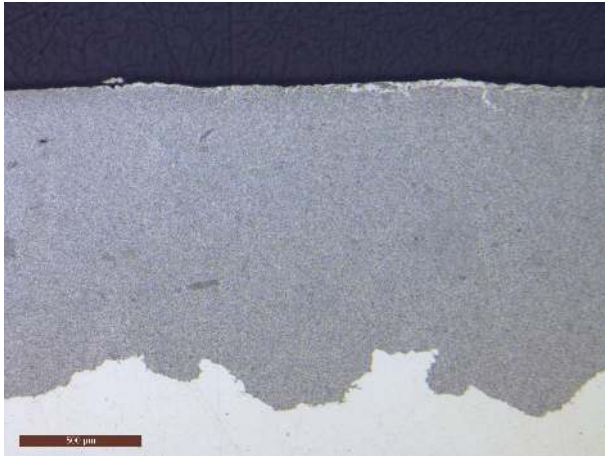


Figure B.11 – 10 cycles 300 A (3)

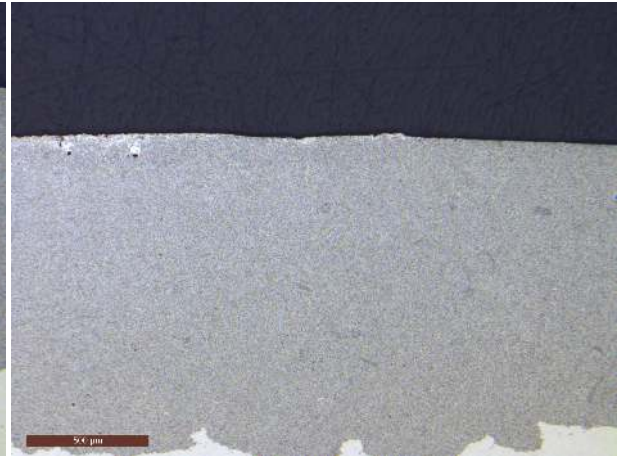


Figure B.12 – 10 cycles 300 A (4)

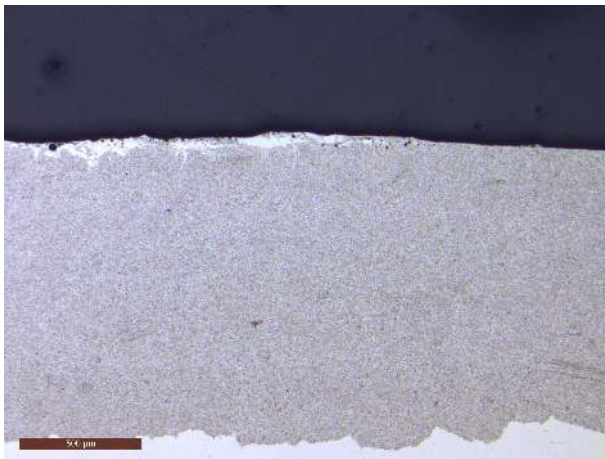


Figure B.13 – 100 cycles 300 A (1)

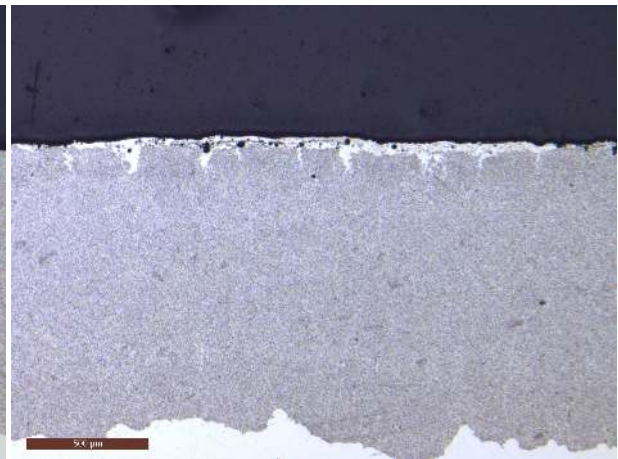


Figure B.14 – 100 cycles 300 A (2)

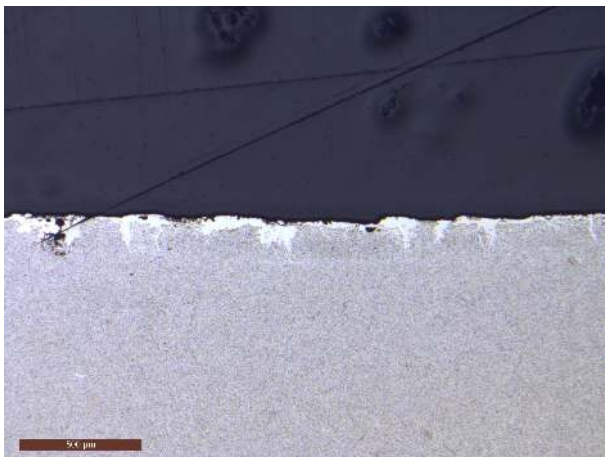


Figure B.15 – 100 cycles 300 A (3)

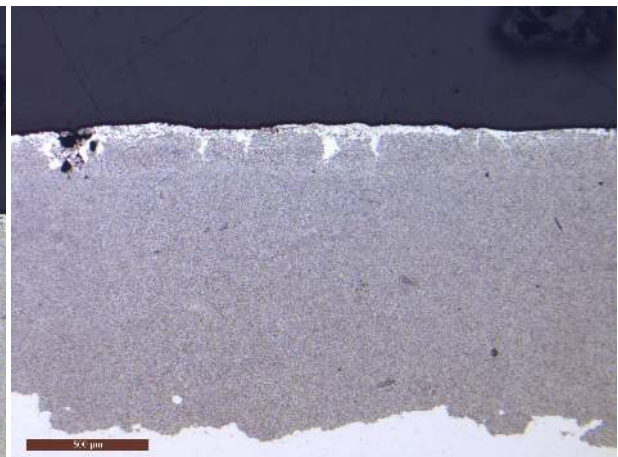


Figure B.16 – 100 cycles 300 A (4)

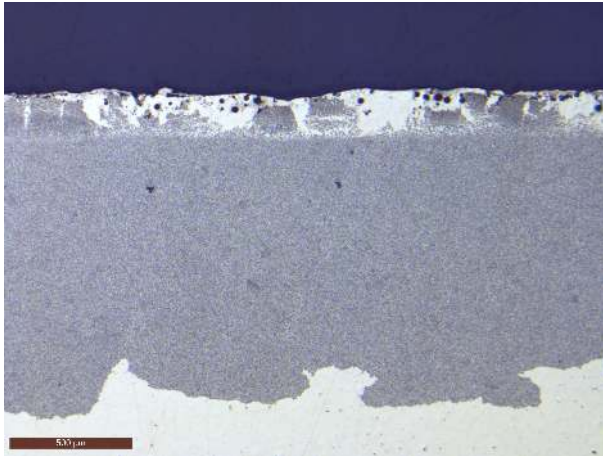


Figure B.17 – 1000 cycles 300 A (1)

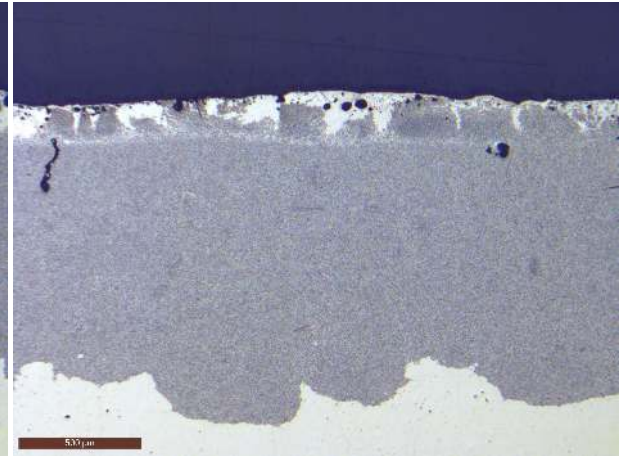


Figure B.18 – 1000 cycles 300 A (2)

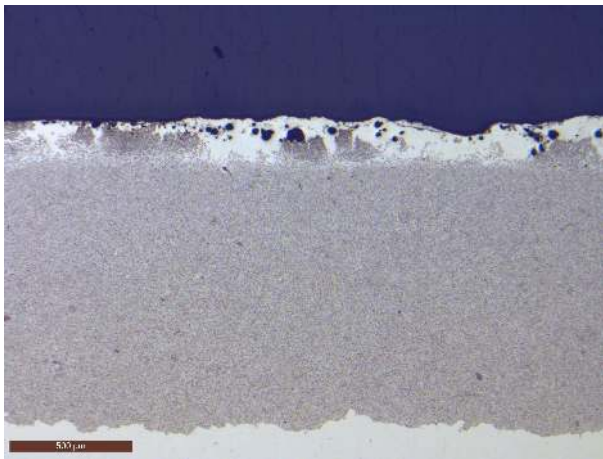


Figure B.19 – 1000 cycles 300 A (3)

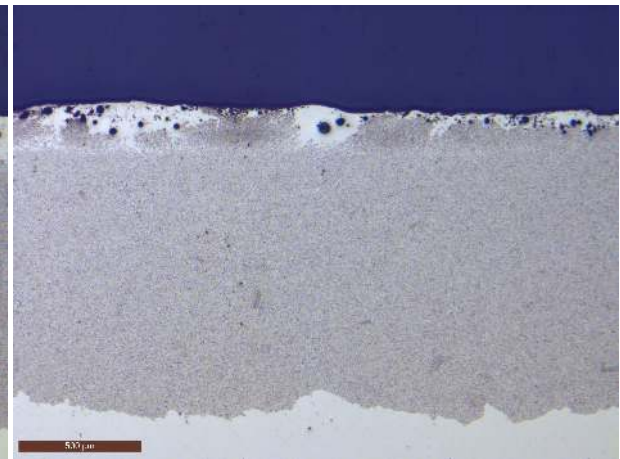


Figure B.20 – 1000 cycles 300 A (4)

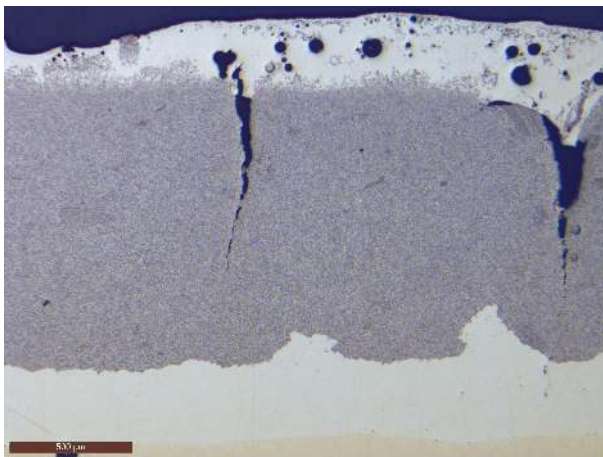


Figure B.21 – 10000 cycles 300 A (1)

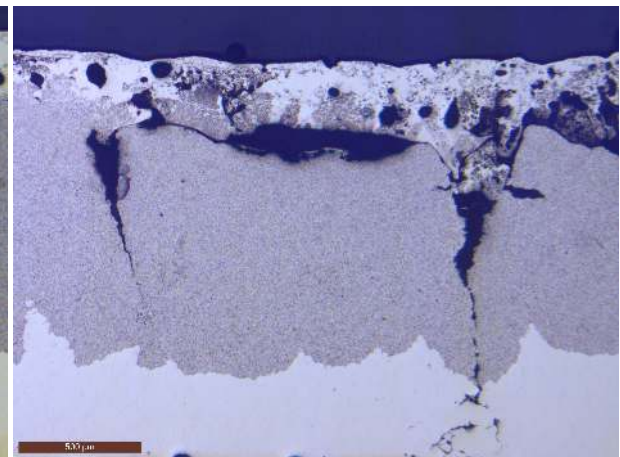


Figure B.22 – 10000 cycles 300 A (2)

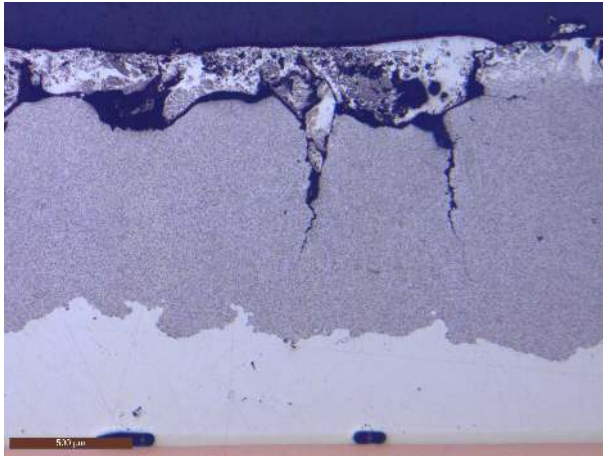


Figure B.23 – 10000 cycles 300 A (3)

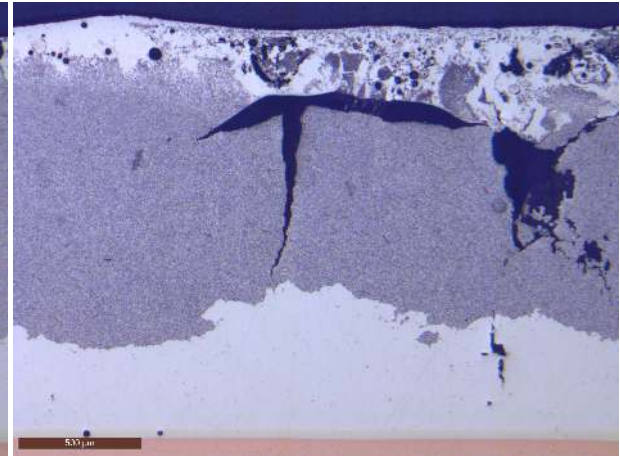


Figure B.24 – 10000 cycles 300 A (4)

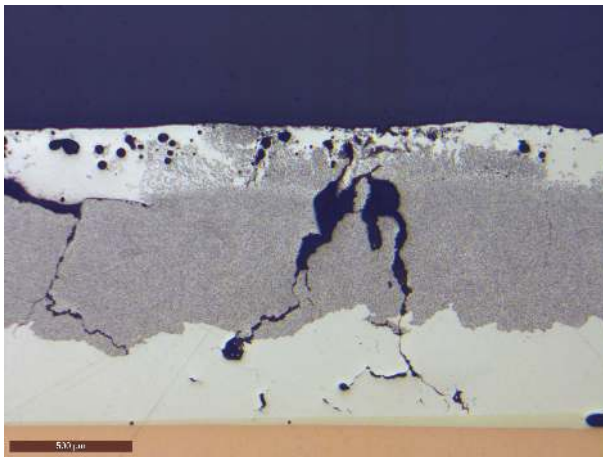


Figure B.25 – 50000 cycles 300 A (1)

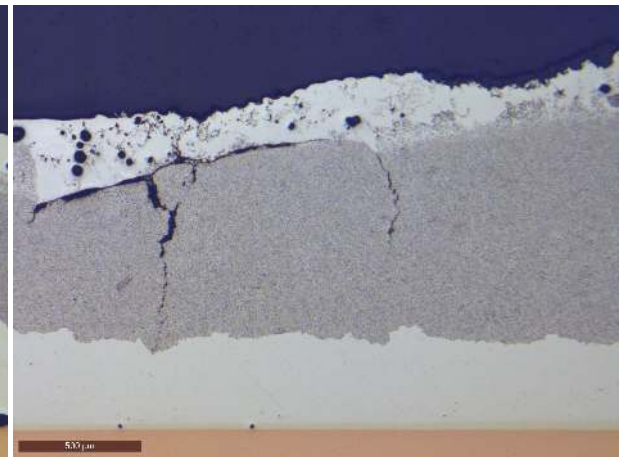


Figure B.26 – 50000 cycles 300 A (2)

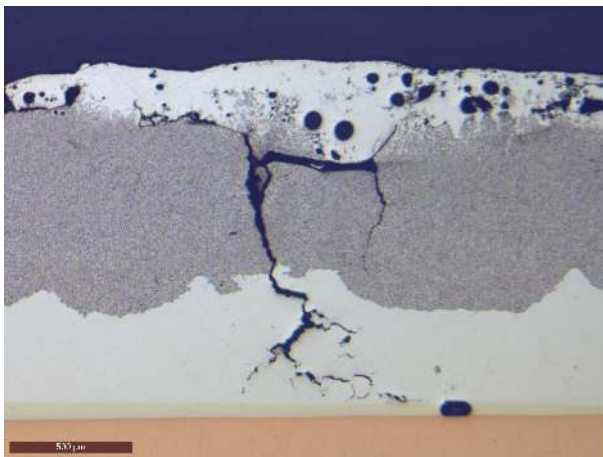


Figure B.27 – 50000 cycles 300 A (3)

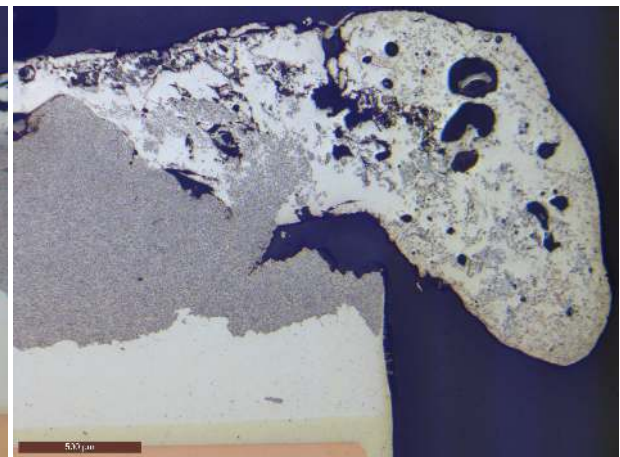


Figure B.28 – 50000 cycles 300 A (4)

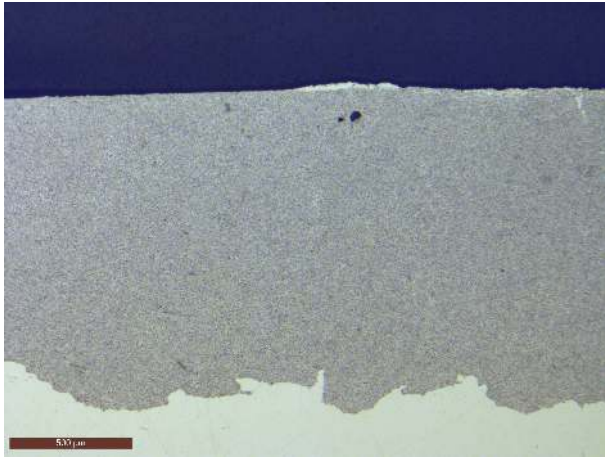


Figure B.29 – 10 cycles 600 A (1)

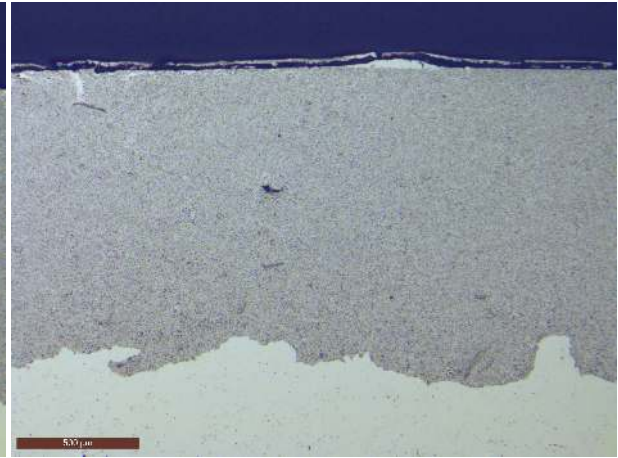


Figure B.30 – 10 cycles 600 A (2)

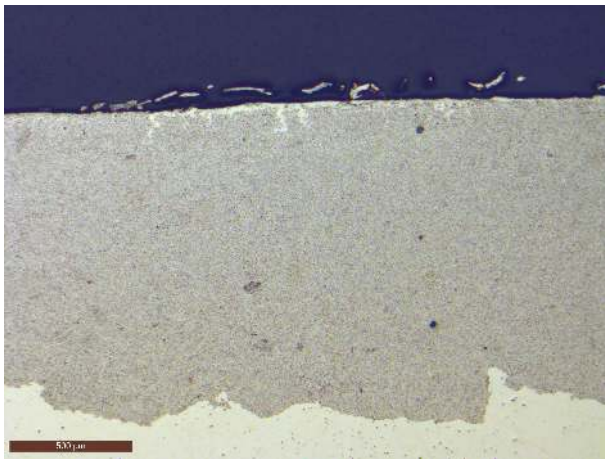


Figure B.31 – 10 cycles 600 A (3)

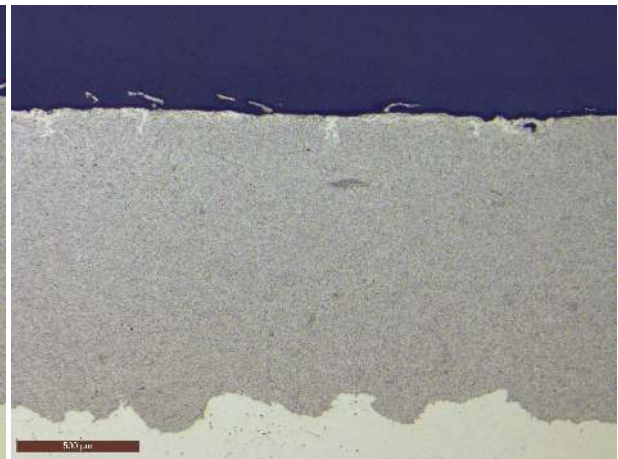


Figure B.32 – 10 cycles 600 A (4)

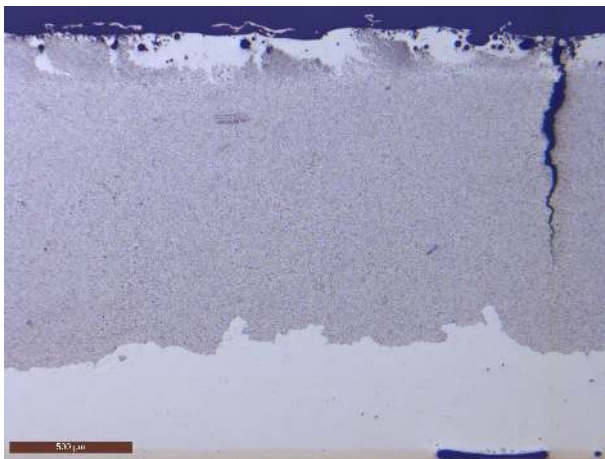


Figure B.33 – 738 cycles 600 A (1)

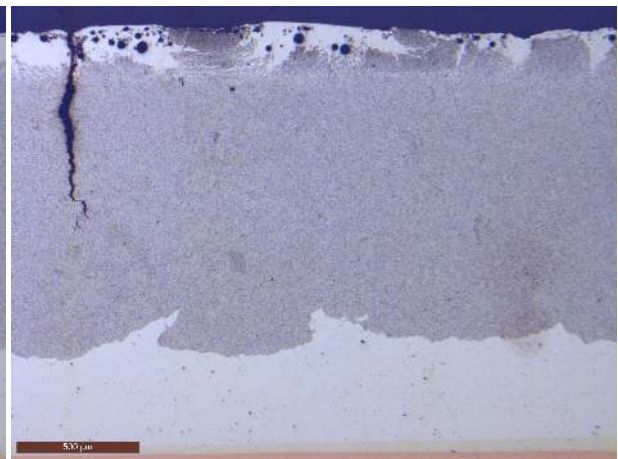


Figure B.34 – 738 cycles 600 A (2)

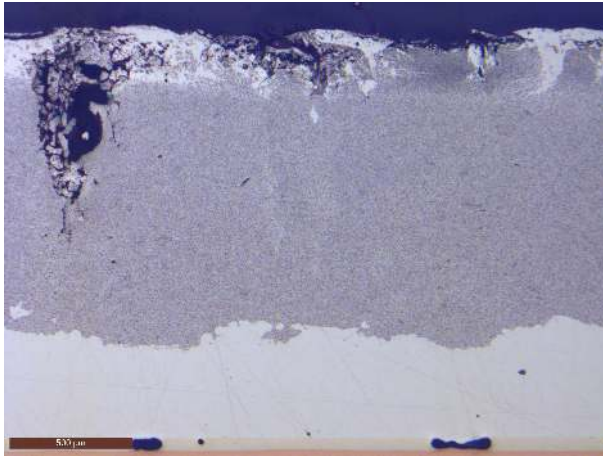


Figure B.35 – 738 cycles 600 A (3)

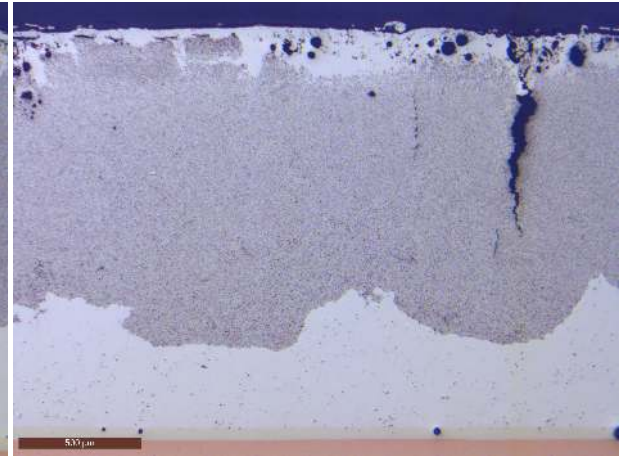


Figure B.36 – 738 cycles 600 A (4)

B.2 Essais AC-3

B.2.1 Photographies de surface des pastille

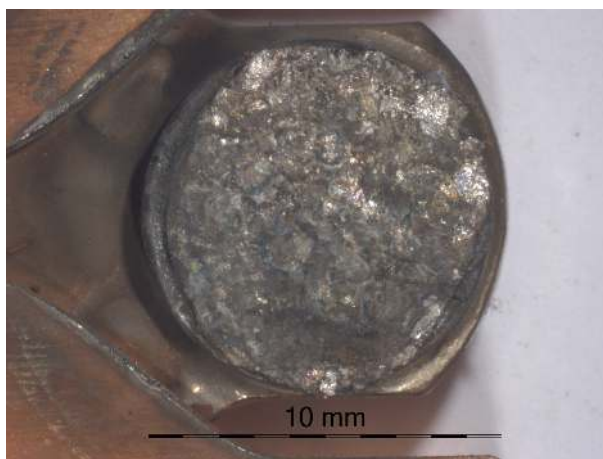


Figure B.37 – Surface de la pastille L1F du contacteur 1.



Figure B.38 – Surface de la pastille L1M du contacteur 1.

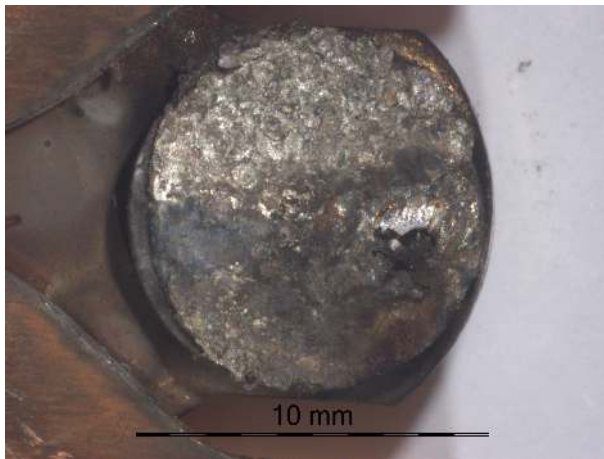


Figure B.39 – Surface de la pastille L2F du contacteur 1.



Figure B.40 – Surface de la pastille L2M du contacteur 1.

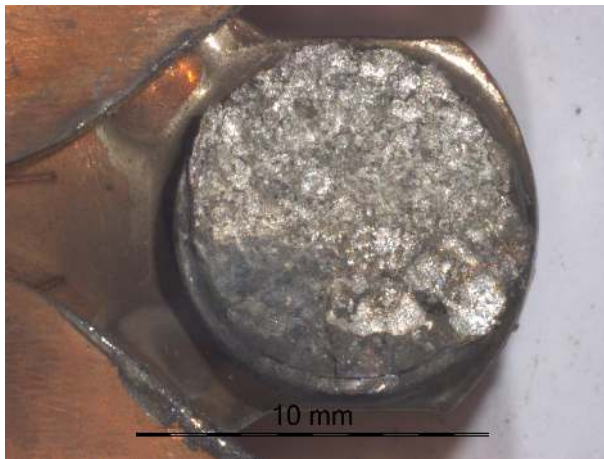


Figure B.41 – Surface de la pastille L3F du contacteur 1.



Figure B.42 – Surface de la pastille L3M du contacteur 1.

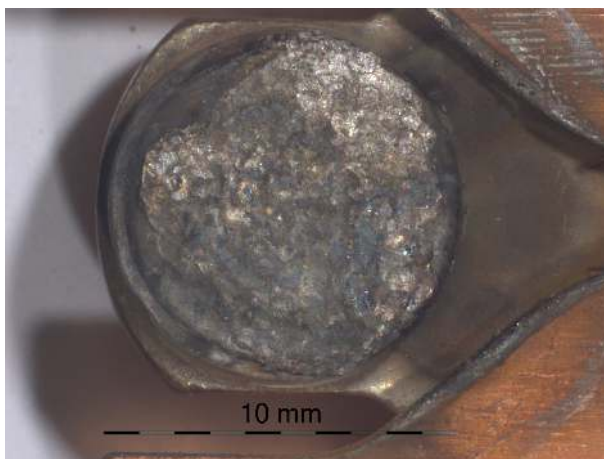


Figure B.43 – Surface de la pastille T1F du contacteur 1.



Figure B.44 – Surface de la pastille T1M du contacteur 1.



Figure B.45 – Surface de la pastille T2F du contacteur 1.



Figure B.46 – Surface de la pastille T2M du contacteur 1.



Figure B.47 – Surface de la pastille T3F du contacteur 1.



Figure B.48 – Surface de la pastille T3M du contacteur 1.

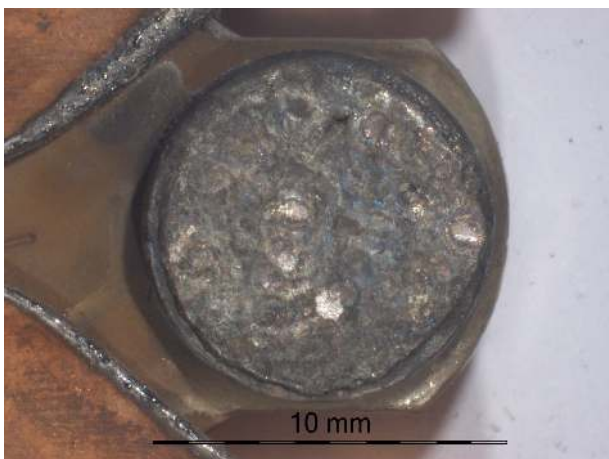


Figure B.49 – Surface de la pastille L1F du contacteur 2.



Figure B.50 – Surface de la pastille L1M du contacteur 2.

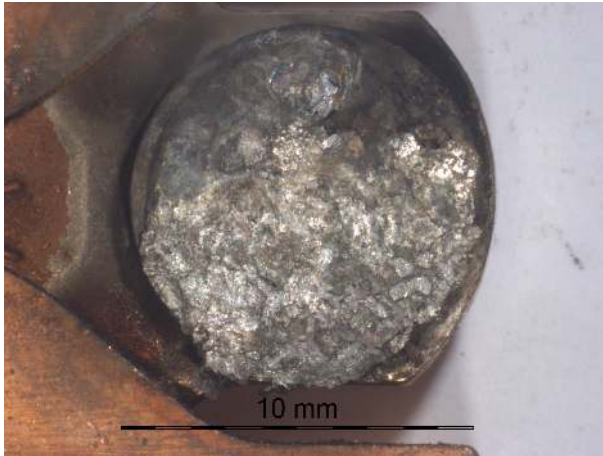


Figure B.51 – Surface de la pastille L2F du contacteur 2.

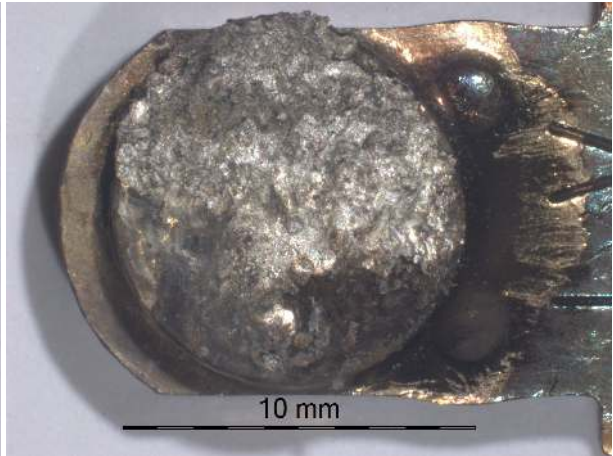


Figure B.52 – Surface de la pastille L2M du contacteur 2.

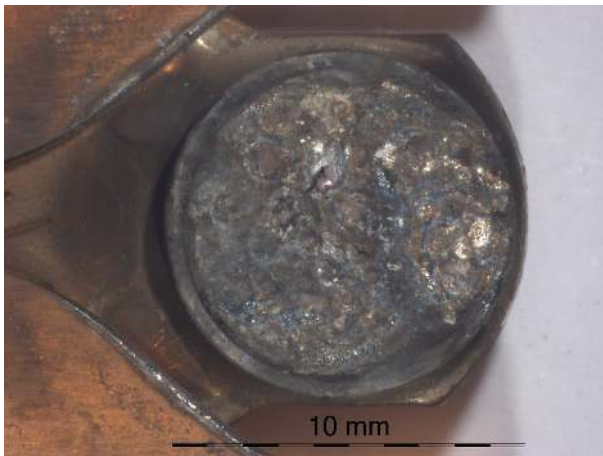


Figure B.53 – Surface de la pastille L3F du contacteur 2.



Figure B.54 – Surface de la pastille L3M du contacteur 2.



Figure B.55 – Surface de la pastille T1F du contacteur 2.



Figure B.56 – Surface de la pastille T1M du contacteur 2.



Figure B.57 – Surface de la pastille T2F du contacteur 2.



Figure B.58 – Surface de la pastille T2M du contacteur 2.



Figure B.59 – Surface de la pastille T3F du contacteur 2.



Figure B.60 – Surface de la pastille T3M du contacteur 2.



Figure B.61 – Surface de la pastille L1F du contacteur 3.



Figure B.62 – Surface de la pastille L1M du contacteur 3.

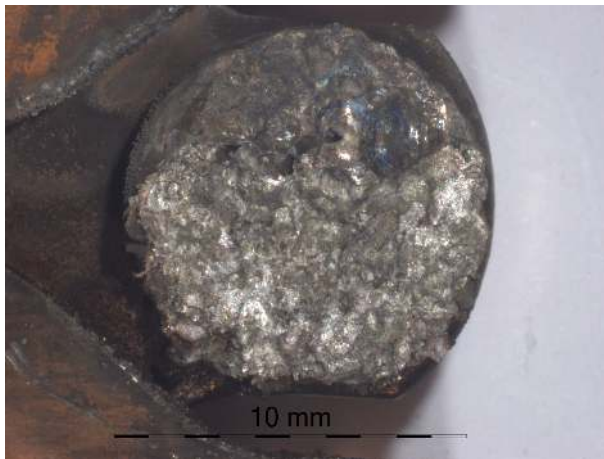


Figure B.63 – Surface de la pastille L2F du contacteur 3.

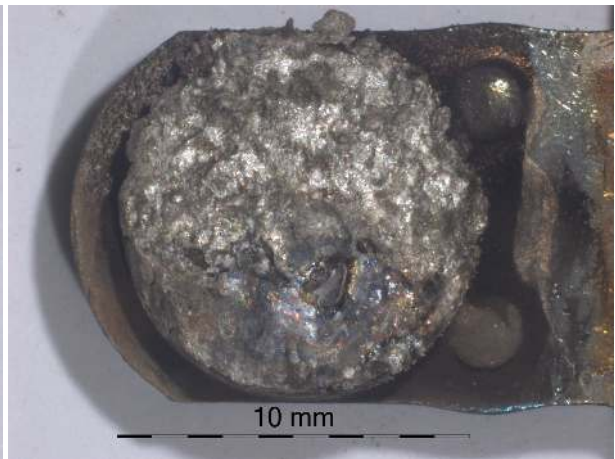


Figure B.64 – Surface de la pastille L2M du contacteur 3.

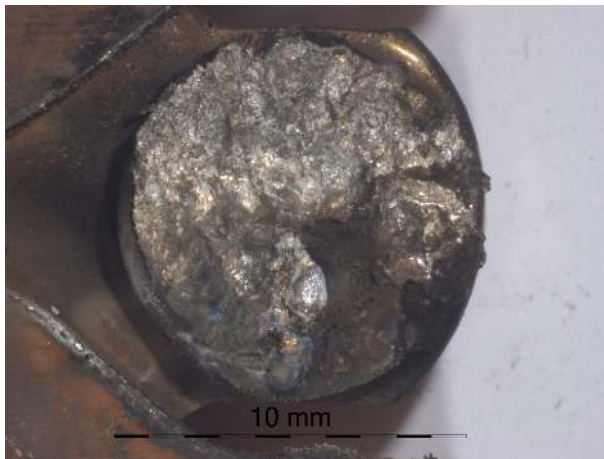


Figure B.65 – Surface de la pastille L3F du contacteur 3.

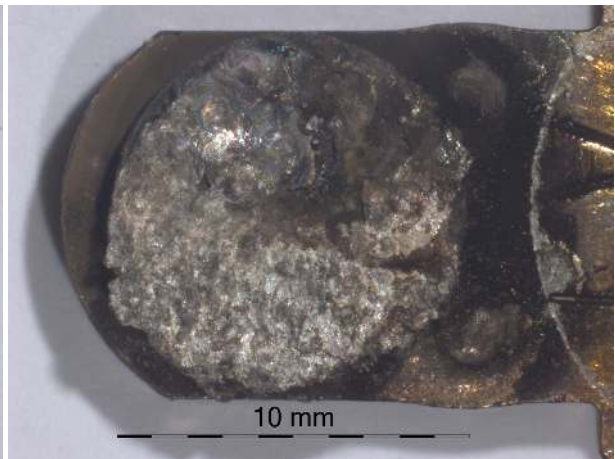


Figure B.66 – Surface de la pastille L3M du contacteur 3.



Figure B.67 – Surface de la pastille T1F du contacteur 3.



Figure B.68 – Surface de la pastille T1M du contacteur 3.



Figure B.69 – Surface de la pastille T2F du contacteur 3.

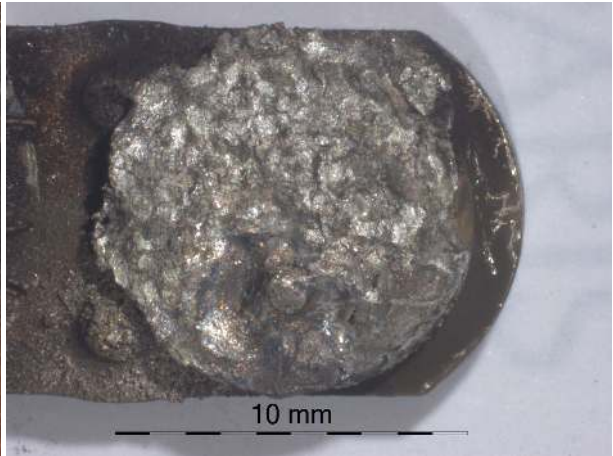


Figure B.70 – Surface de la pastille T2M du contacteur 3.

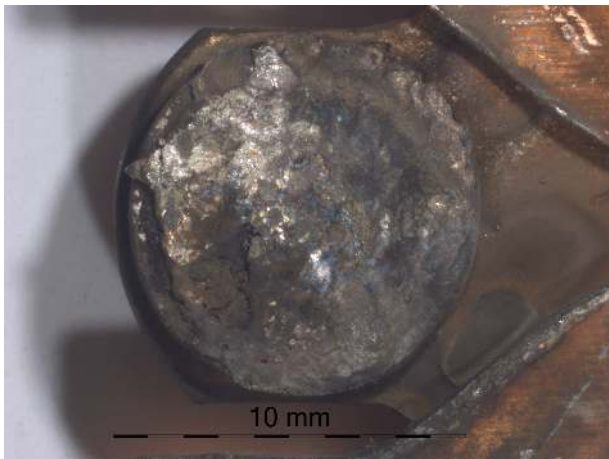


Figure B.71 – Surface de la pastille T3F du contacteur 3.



Figure B.72 – Surface de la pastille T3M du contacteur 3.



Figure B.73 – Surface de la pastille L1F du contacteur 4.



Figure B.74 – Surface de la pastille L1M du contacteur 4.



Figure B.75 – Surface de la pastille L2F du contacteur 4.

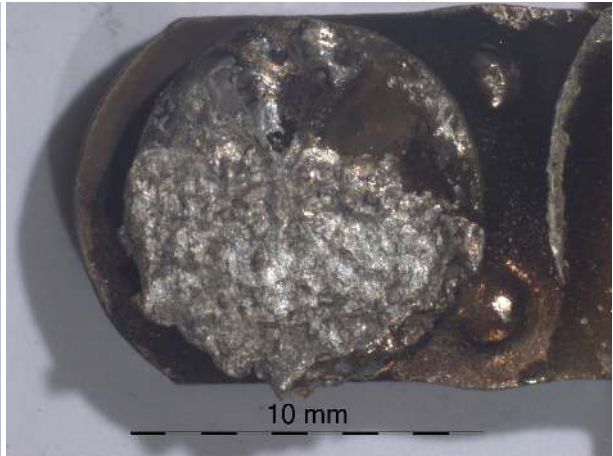


Figure B.76 – Surface de la pastille L2M du contacteur 4.

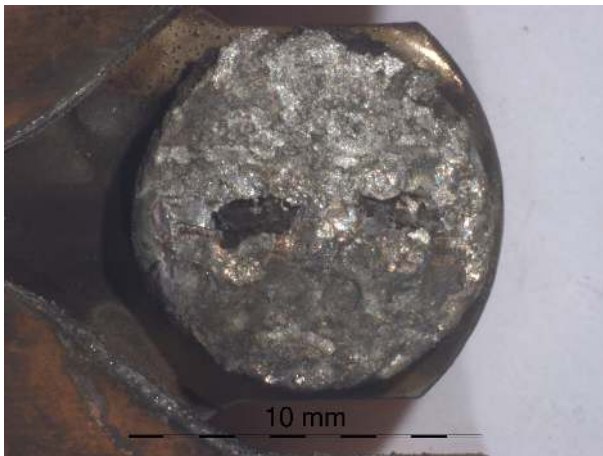


Figure B.77 – Surface de la pastille L3F du contacteur 4.



Figure B.78 – Surface de la pastille L3M du contacteur 4.



Figure B.79 – Surface de la pastille T1F du contacteur 4.



Figure B.80 – Surface de la pastille T1M du contacteur 4.

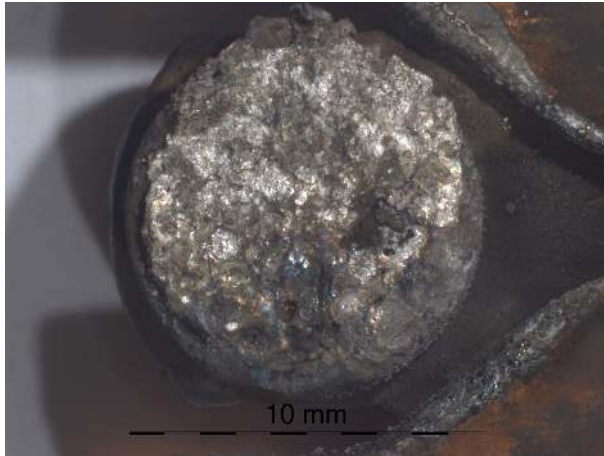


Figure B.81 – Surface de la pastille T2F du contacteur 4.



Figure B.82 – Surface de la pastille T2M du contacteur 4.



Figure B.83 – Surface de la pastille T3F du contacteur 4.



Figure B.84 – Surface de la pastille T3M du contacteur 4.



Figure B.85 – Surface de la pastille L1F du contacteur 5.



Figure B.86 – Surface de la pastille L1M du contacteur 5.



Figure B.87 – Surface de la pastille L2F du contacteur 5.



Figure B.88 – Surface de la pastille L2M du contacteur 5.



Figure B.89 – Surface de la pastille L3F du contacteur 5.



Figure B.90 – Surface de la pastille L3M du contacteur 5.



Figure B.91 – Surface de la pastille T1F du contacteur 5.



Figure B.92 – Surface de la pastille T1M du contacteur 5.

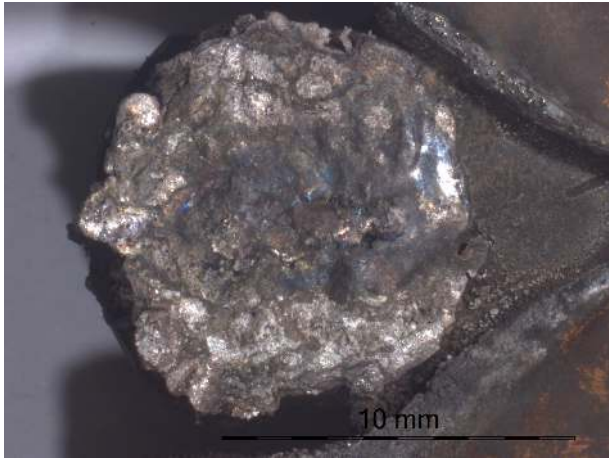


Figure B.93 – Surface de la pastille T2F du contacteur 5.



Figure B.94 – Surface de la pastille T2M du contacteur 5.



Figure B.95 – Surface de la pastille T3F du contacteur 5.



Figure B.96 – Surface de la pastille T3M du contacteur 5.

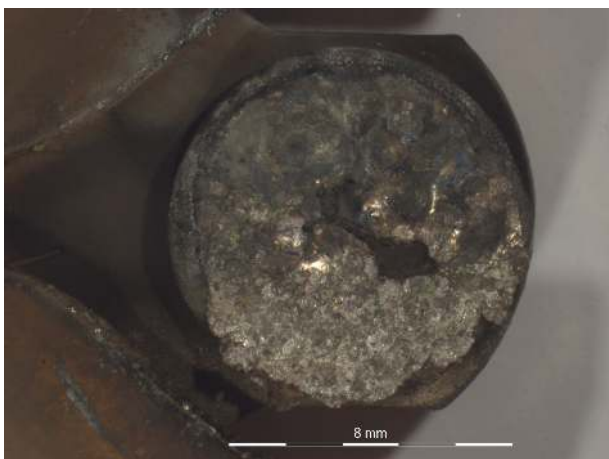


Figure B.97 – Surface de la pastille L1F du contacteur 6.

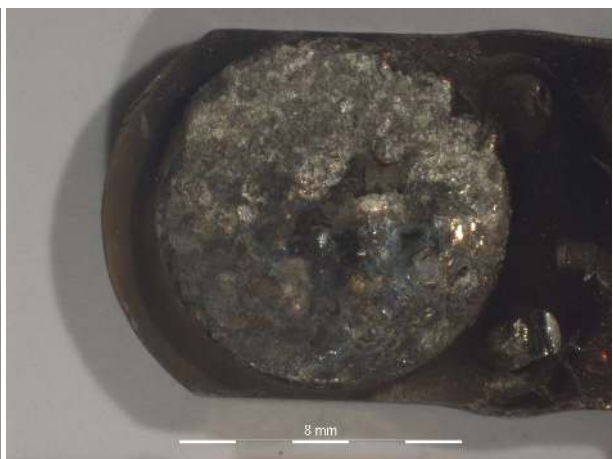


Figure B.98 – Surface de la pastille L1M du contacteur 6.



Figure B.99 – Surface de la pastille L2F du contacteur 6.



Figure B.100 – Surface de la pastille L2M du contacteur 6.

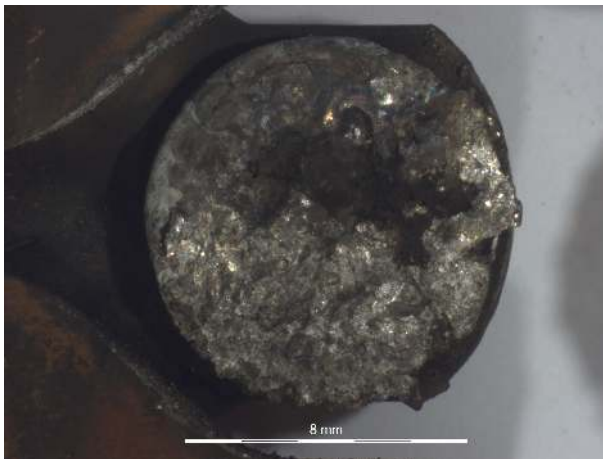


Figure B.101 – Surface de la pastille L3F du contacteur 6.



Figure B.102 – Surface de la pastille L3M du contacteur 6.



Figure B.103 – Surface de la pastille T1F du contacteur 6.



Figure B.104 – Surface de la pastille T1M du contacteur 6.

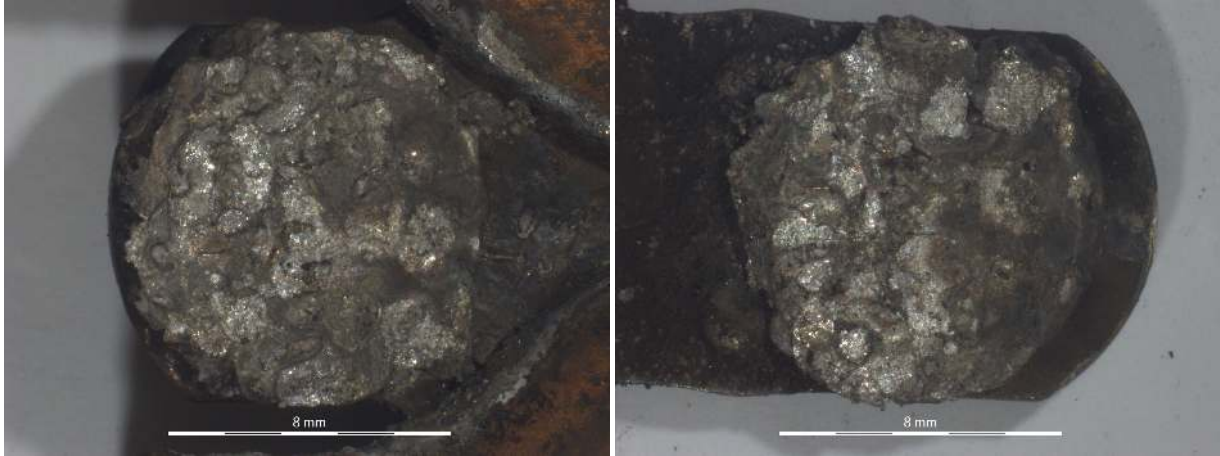


Figure B.105 – Surface de la pastille T2F du contacteur 6.

Figure B.106 – Surface de la pastille T2M du contacteur 6.

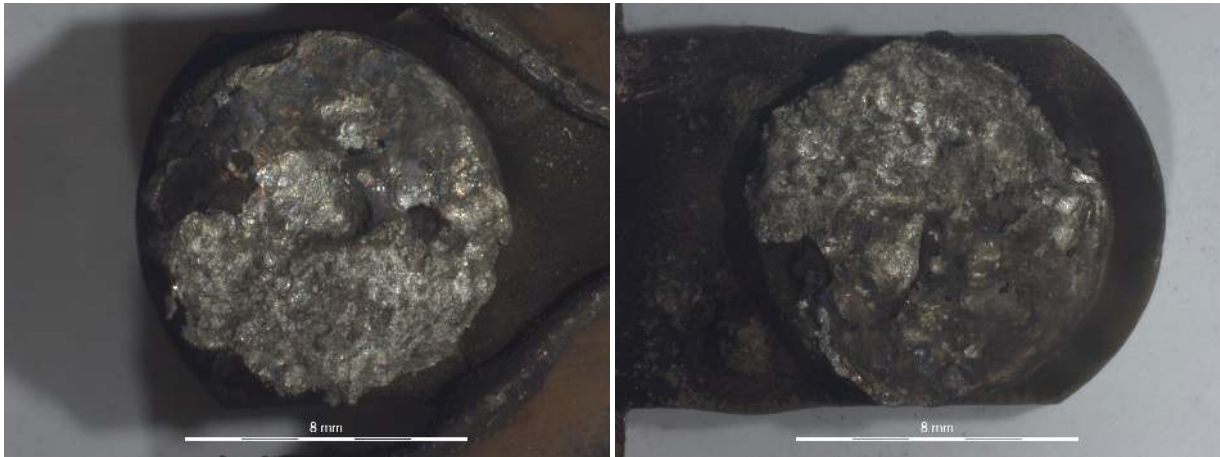


Figure B.107 – Surface de la pastille T3F du contacteur 6.

Figure B.108 – Surface de la pastille T3M du contacteur 6.



Figure B.109 – Surface de la pastille L1F du contacteur 7.

Figure B.110 – Surface de la pastille L1M du contacteur 7.

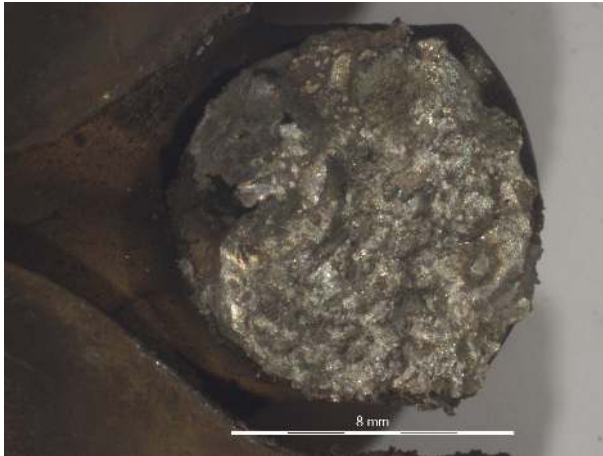


Figure B.111 – Surface de la pastille L2F du contacteur 7.



Figure B.112 – Surface de la pastille L2M du contacteur 7.



Figure B.113 – Surface de la pastille L3F du contacteur 7.



Figure B.114 – Surface de la pastille L3M du contacteur 7.

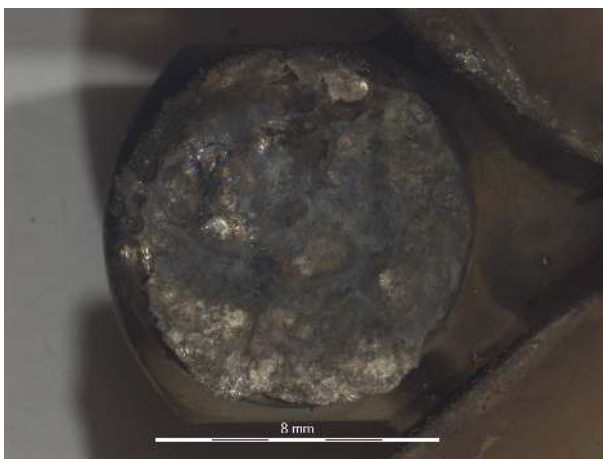


Figure B.115 – Surface de la pastille T1F du contacteur 7.



Figure B.116 – Surface de la pastille T1M du contacteur 7.



Figure B.117 – Surface de la pastille T2F du contacteur 7.



Figure B.118 – Surface de la pastille T2M du contacteur 7.



Figure B.119 – Surface de la pastille T3F du contacteur 7.

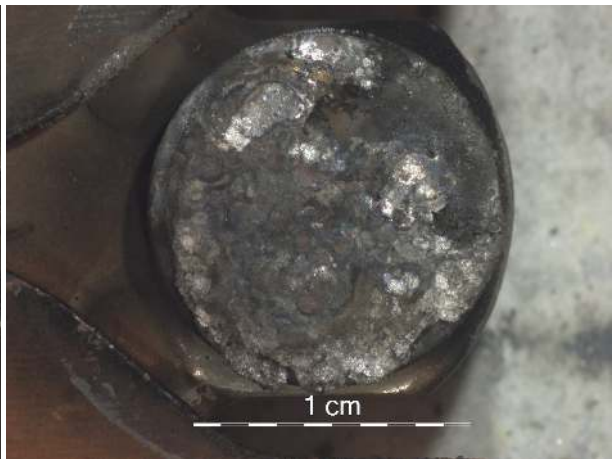


Figure B.120 – Surface de la pastille L1F du contacteur 8.



Figure B.121 – Surface de la pastille L1M du contacteur 8.



Figure B.122 – Surface de la pastille L2F du contacteur 8.



Figure B.123 – Surface de la pastille L2M du contacteur 8.



Figure B.124 – Surface de la pastille L3F du contacteur 8.



Figure B.125 – Surface de la pastille L3M du contacteur 8.

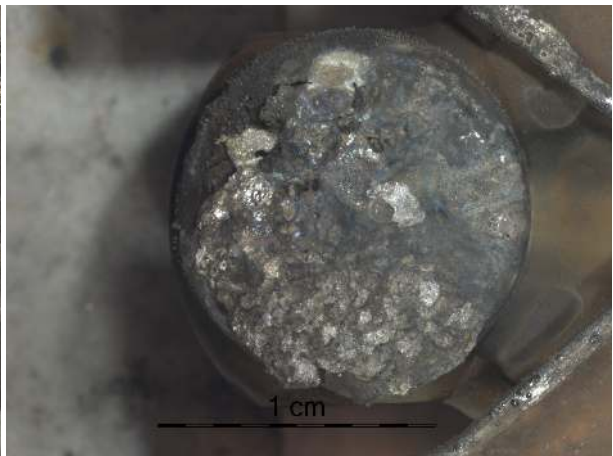


Figure B.126 – Surface de la pastille T1F du contacteur 8.

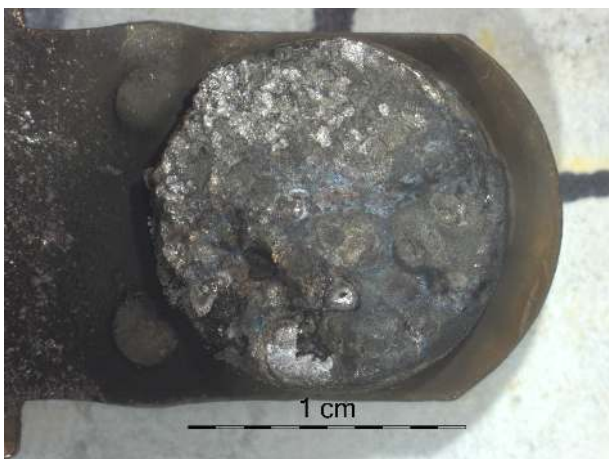


Figure B.127 – Surface de la pastille T1M du contacteur 8.



Figure B.128 – Surface de la pastille T2F du contacteur 8.



Figure B.129 – Surface de la pastille T2M du contacteur 8.



Figure B.130 – Surface de la pastille T3F du contacteur 8.



Figure B.131 – Surface de la pastille T3M du contacteur 8.



Figure B.132 – Surface de la pastille L1F du contacteur 9.

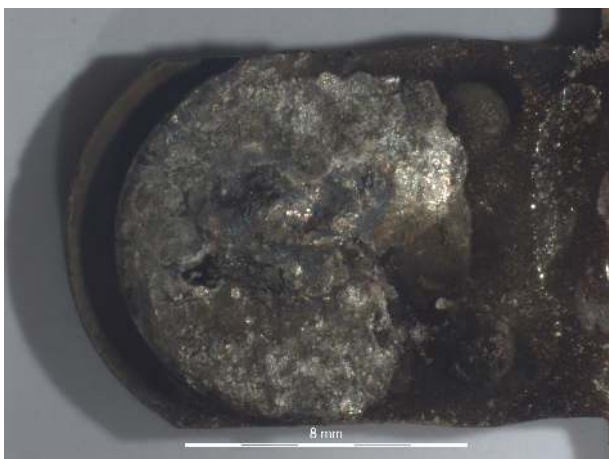


Figure B.133 – Surface de la pastille L1M du contacteur 9.



Figure B.134 – Surface de la pastille L2F du contacteur 9.

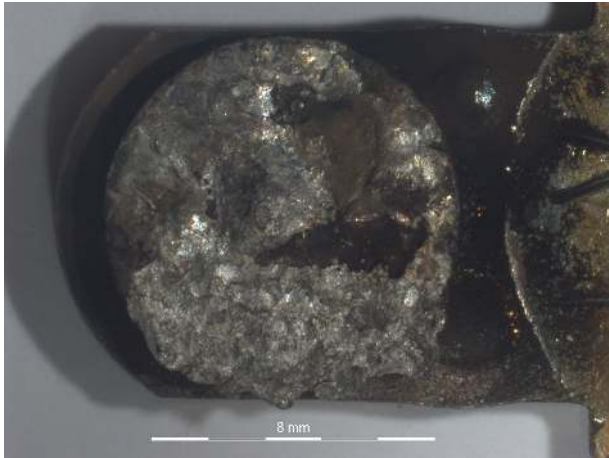


Figure B.135 – Surface de la pastille L2M du contacteur 9.

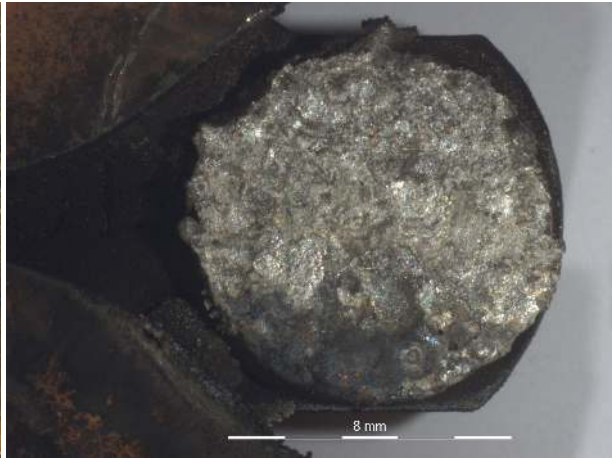


Figure B.136 – Surface de la pastille L3F du contacteur 9.



Figure B.137 – Surface de la pastille L3M du contacteur 9.



Figure B.138 – Surface de la pastille T1F du contacteur 9.

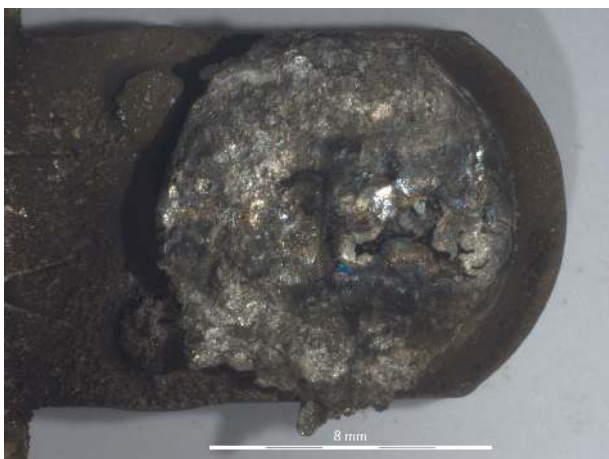


Figure B.139 – Surface de la pastille T1M du contacteur 9.



Figure B.140 – Surface de la pastille T2F du contacteur 9.

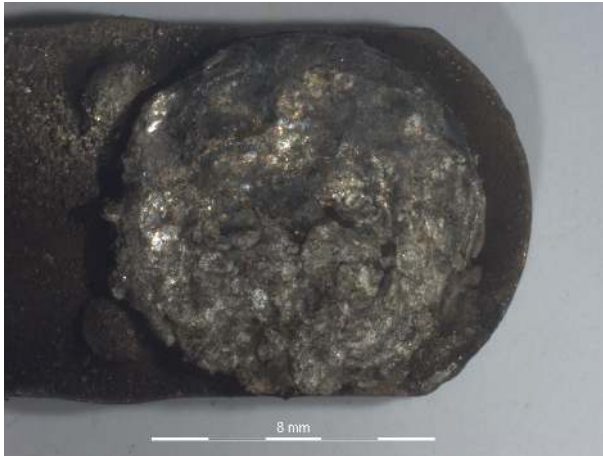


Figure B.141 – Surface de la pastille T2M du contacteur 9.

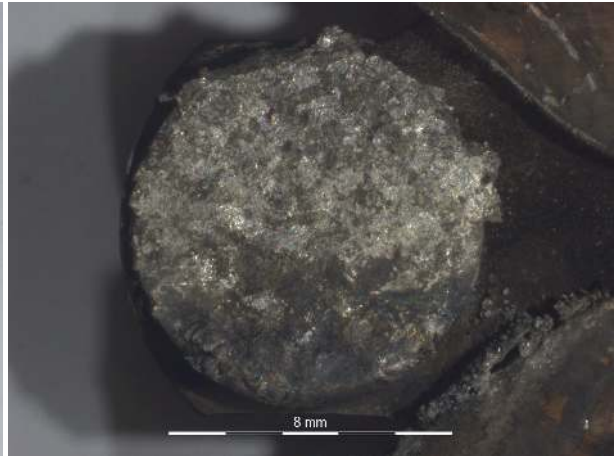


Figure B.142 – Surface de la pastille T3F du contacteur 9.



Figure B.143 – Surface de la pastille T3M du contacteur 9.

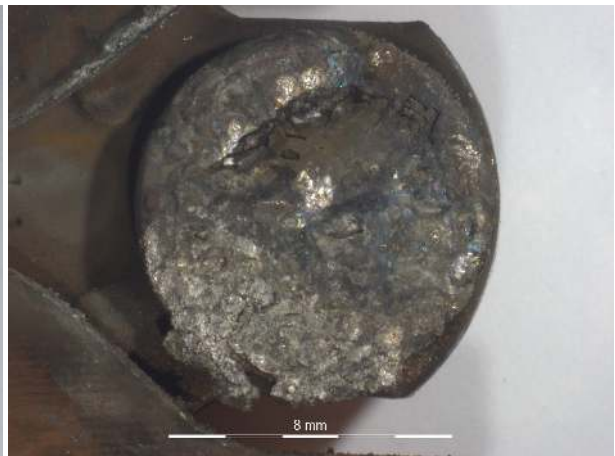


Figure B.144 – Surface de la pastille L1F du contacteur 10.



Figure B.145 – Surface de la pastille L1M du contacteur 10.



Figure B.146 – Surface de la pastille L2F du contacteur 10.



Figure B.147 – Surface de la pastille L2M du contacteur 10.

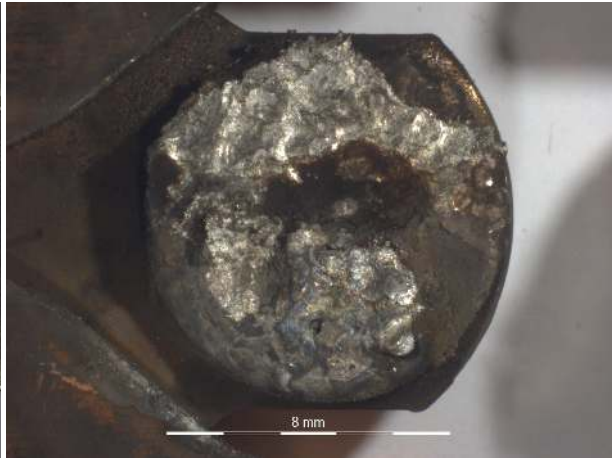


Figure B.148 – Surface de la pastille L3F du contacteur 10.



Figure B.149 – Surface de la pastille L3M du contacteur 10.



Figure B.150 – Surface de la pastille T1F du contacteur 10.



Figure B.151 – Surface de la pastille T1M du contacteur 10.



Figure B.152 – Surface de la pastille T2F du contacteur 10.

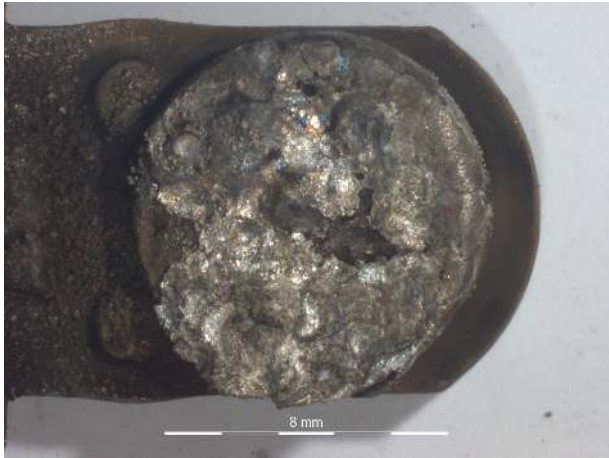


Figure B.153 – Surface de la pastille T2M du contacteur 10.



Figure B.154 – Surface de la pastille T3F du contacteur 10.



Figure B.155 – Surface de la pastille T3M du contacteur 10.

Annexe C

Simulation de l'amorçage

C.1 Post-traitement de fatigue

Exemple d'une série de commandes pour effectuer un «post-processing» en fatigue :

```
****post_processing
***local_post_processing
**material_file post.mat
**file node
**nset ALL_NODE
**output_number 2215-2538
**process fatigue_E
  *var evi
  *scale log
****return
```

Paramètres matériau pour $\beta=-1$:

```
***post_processing_data
**process fatigue_E
  A      280.
  alpha  1.
***return
```

Paramètres matériau pour $\beta=-2$:

```
***post_processing_data
**process fatigue_E
  A      2.8
  alpha  2.
***return
```

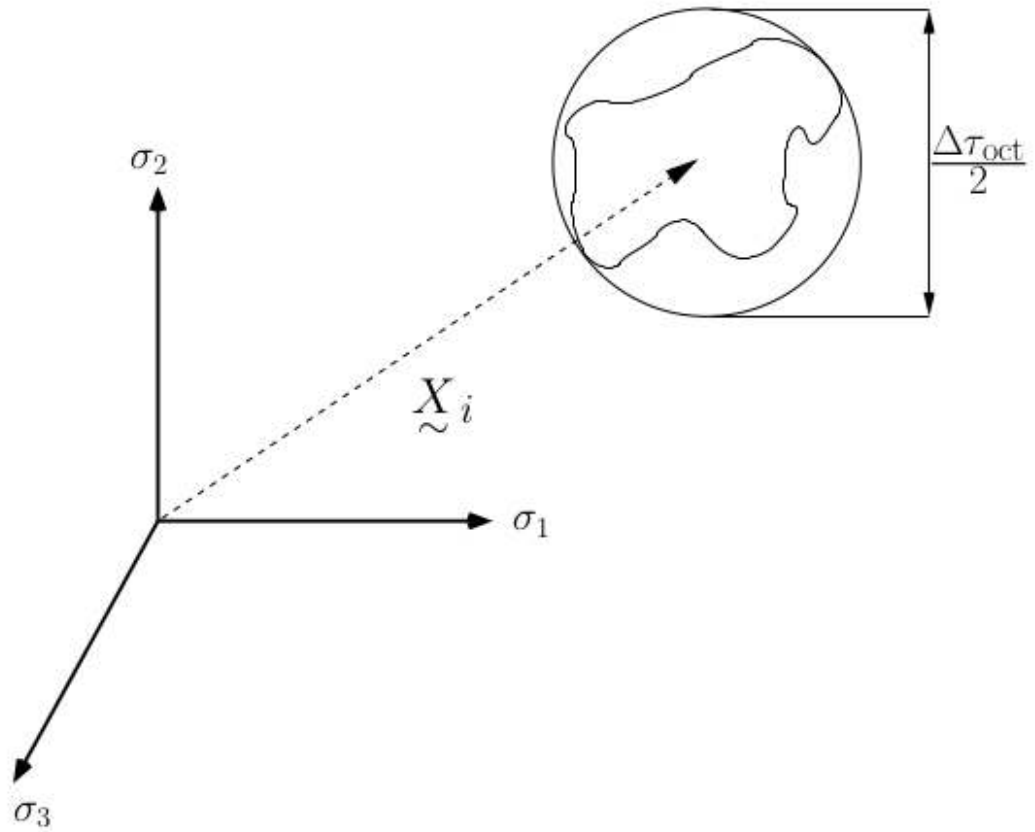


Figure C.1 – Plus petit cercle circonscrit à la contrainte octaédrale au cours d'un cycle ; dans notre cas, il s'agirait de la déformation.

Annexe D

Modèle de démixtion multi-arcs

D.1 Artefact de calcul

Les figures D.1 et D.2 montrent quelques enchaînements possibles pour les premiers impacts. Afin de comprendre le cheminement, les hauteurs des points d'intersection entre bourrelets sont spécifiées sur chaque nouvelle réalisation, l'introduction d'un nouveau cratère conduisant à une élévation de h_b sur son périmètre, et à un creusement h_c au centre. A partir du premier cratère (1), on distingue successivement :

- (2) le second cratère, qui vient se centrer en un point quelconque du bourrelet ;
- (3) le troisième cratère, dont le centre se positionne sur l'un des deux points de cote $2h_b$ de la configuration précédente ;
- (4) le quatrième cratère, dont le centre se positionne sur l'un des trois points de cote $2h_b$ de la configuration précédente, dans la mesure où nous supposons que h_c définit une érosion du centre ;
- (5a) si $h_b > h_c$, le point le plus haut se situe à l'intérieur du système, en $3h_b - h_c$. qui n'est pas très réaliste physiquement ;
- (5b) si $h_b < h - c$, le point le plus haut est l'un des quatre points de hauteur $2h_b$ situés en périphérie du système, et nous retrouvons une configuration qui possède cinq points «extérieurs» de hauteur $2h_b$ et, en particulier, un point «intérieur» de hauteur $4h_b - h_c$;
- (6a) c'est le point «intérieur» qui est sélectionné si h_b est compris entre $h_c/2$ et h_c , ce qui conduit à créer un deuxième impact sur un cratère déjà existant, tracé en rouge sur la figure ;
- (6bcd) si h_b est plus petit que $h_c/2$, c'est un point extérieur qui sera sélectionné, conduisant à trois configurations possibles, (6b), (6c) et (6d) ;
- (11a) sans détailler les configurations intermédiaires, on montre que le cas (6a) conduit à une configuration restreinte à 7 cercles, qui forment effectivement la rosace attendue. Celle qui est nommée (11a) correspond à une onzième génération, les cercles rouges étant impactés deux fois, et le cercle vert trois fois. Ce cas correspond aux données qui proviennent des profils mesurés du paragraphe 6.2.2 (formules 6.2 et 6.3). L'exercice réalisé explique donc pourquoi on ne peut pas travailler avec ces modèles avec une sélection spatiale du type «point haut».

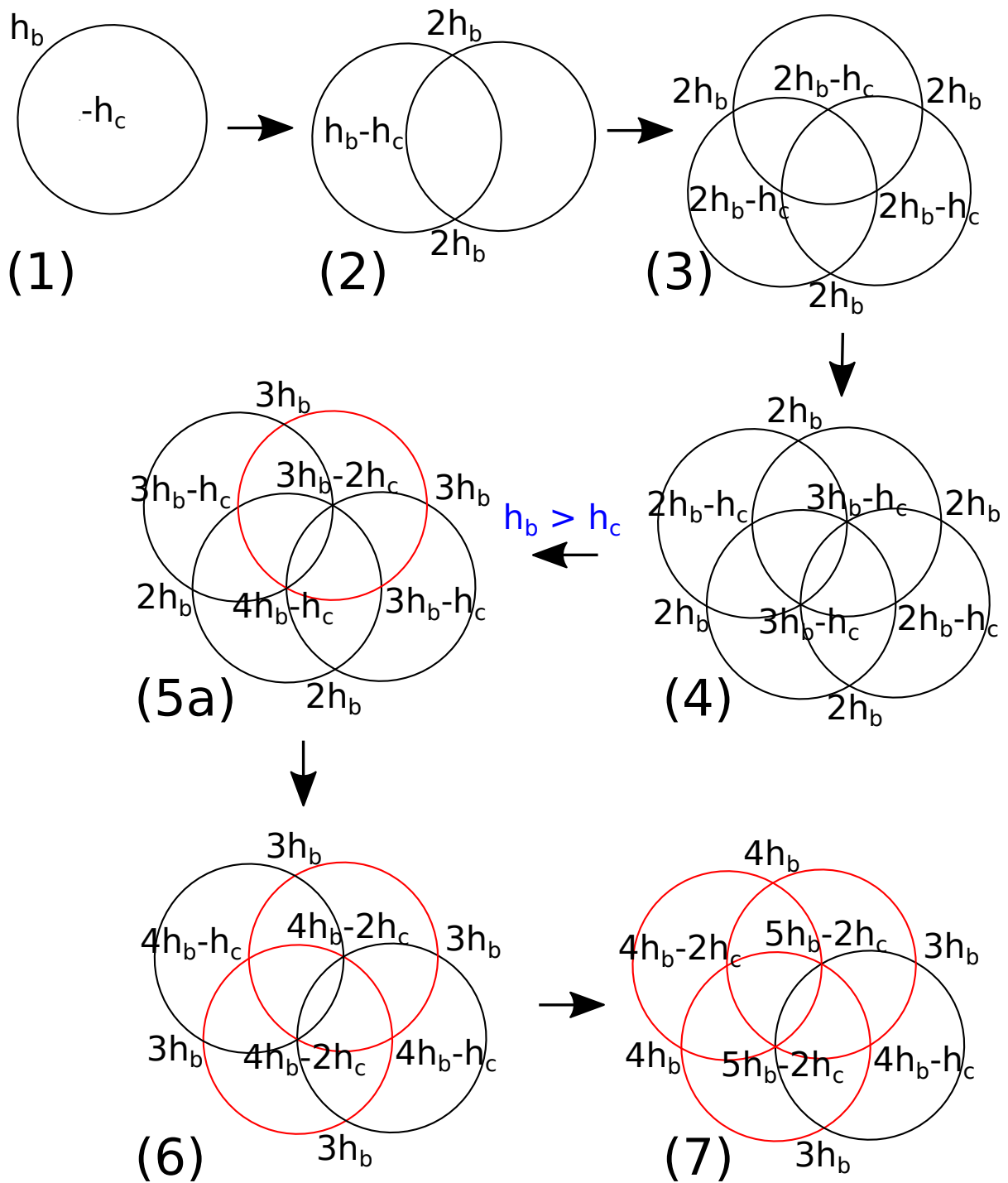


Figure D.1 – Distribution théorique des impacts d’après l’algorithme du point le plus haut «strict» dans le cas idéal d’un cratère de profondeur h_c et de hauteur de bourrelet h_b (1).

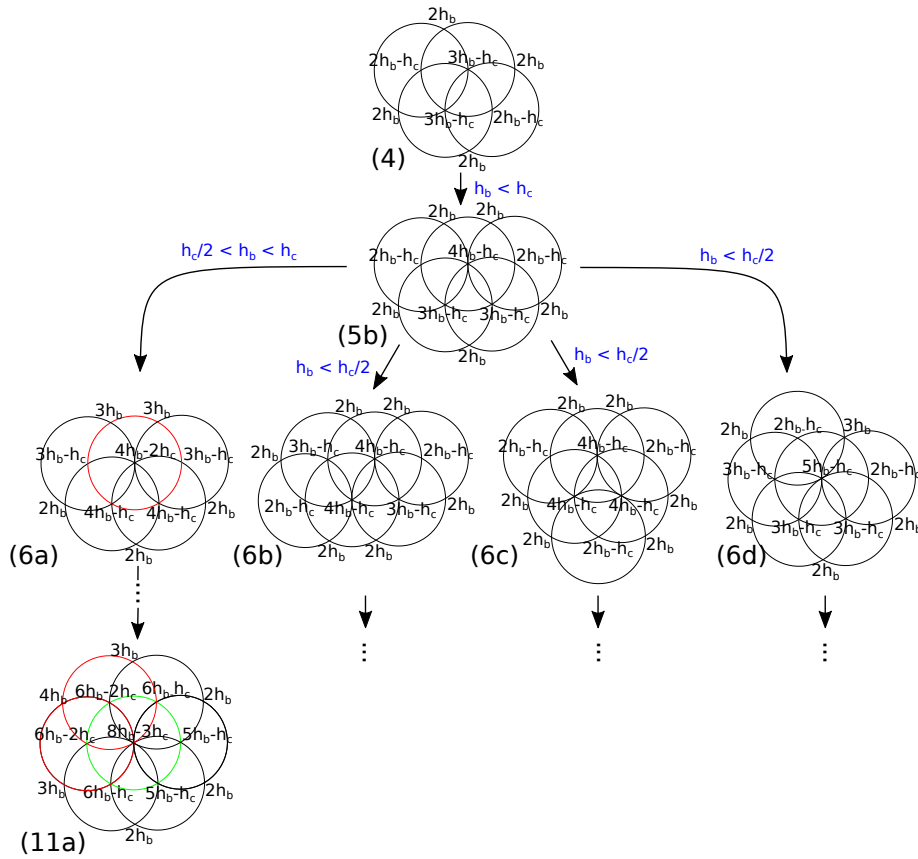


Figure D.2 – Distribution théorique des impacts d’après l’algorithme du point le plus haut «strict» dans le cas idéal d’un cratère de profondeur h_c et de hauteur de bourrelet h_b (2).

Nous avons reproduit ces conditions avec notre code, comme le montrent la [figure D.3](#), avec $h_c = 10 \mu\text{m}$, et avec h_b qui prend respectivement les valeurs $7 \mu\text{m}$, $4 \mu\text{m}$, $2 \mu\text{m}$. Le rayon correspondant au maximum de hauteur du bourrelet est de $1000 \mu\text{m}$. Cette dernière valeur est un peu grande si l’on se réfère aux valeurs trouvées dans les essais, mais elle est choisie uniquement pour bénéficier d’un maillage plus précis du cratère, le pas du quadrillage qui supporte le calcul étant de $20 \mu\text{m}$. Le cas $h_b = 7 \mu\text{m}$ se termine sur la rosace attendue, alors que le cas $h_b = 2 \mu\text{m}$ permet de couvrir la totalité de la surface de la pastille. Pour les simulations effectuées dans le cas intermédiaire $h_b = 4 \mu\text{m}$, les structures finales sont variées, et forment des zones plus ou moins étendues autour de l’impact initial, en raison du caractère aléatoire du positionnement lorsque plusieurs solutions sont possibles. Il peut également apparaître quelques cratères «parasites», à cause du fait que la discrétisation sous-jacente ne permet pas de respecter totalement le positionnement des cercles successifs.

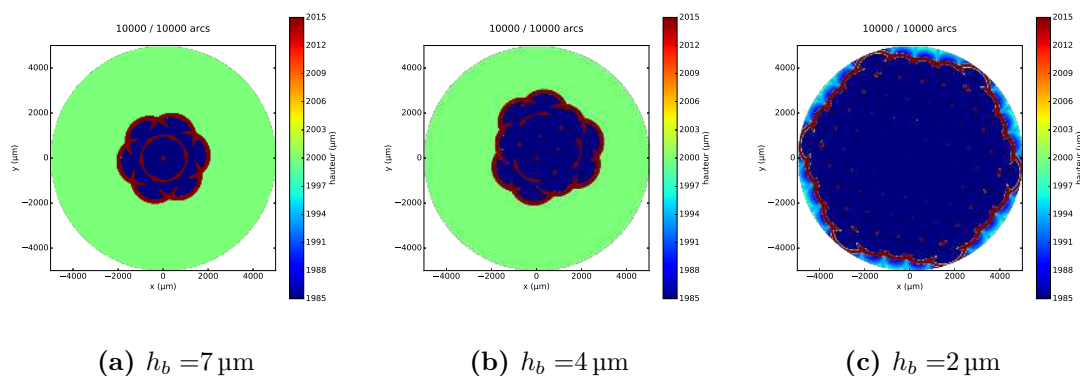


Figure D.3 – Distribution calculée des impacts d’après l’algorithme du point le plus haut du modèle MADEM, avec $h_c = 10 \mu\text{m}$. (a) $h_b = 7 \mu\text{m}$, (b) $h_b = 4 \mu\text{m}$, (c) $h_b = 2 \mu\text{m}$.

Références

- [1] Max F. Hoyaux. *Arc Physics*, volume 8. Springer Verlag Berlin Heidelberg, 1968. (Cité page 5.)
- [2] E.L. Murphy and R.H. Good. Thermionic emission, field emission, and the transition region. *Physical Review*, 102(6) :1464–1473, 1956. (Cité page 5.)
- [3] A. M. Gouega. *Contribution à l'étude des interactions arc-electrodes : étude de l'influence de divers paramètres sur l'érosion des contacts et étude exploratoire des phénomènes à l'ouverture des contacts des appareils de coupure*. PhD thesis, Sciences appliquées Paris 6, 1995. Thèse de doctorat dirigée par Chabrierie, J.-P. (Cité page 6.)
- [4] L. Siffroi. *Le contacteur électromagnétique*. Manuel technique - Télémécanique. CITEF, 1988. (Cité pages 6, 10 et 18.)
- [5] R. Landfried, T. Leblanc, L. Savi, and P. Teste. Temperature measurement of tungsten electrode surface at electric arc extinction in air power flux estimation. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 4(10) :1606–1612, Oct 2014. (Cité pages 7, 109, 130 et 273.)
- [6] Club E.D.F. Arc électrique (France). *L'arc électrique et ses applications : Applications*, volume 2 of *L'Arc électrique et ses applications*. Éditions du Centre national de la recherche scientifique, 1985. (Cité page 8.)
- [7] N. Laydevant. Mémoire ISTP GIFA13. Rapport technique, Schneider Electric, Eybens, 2013. Publication privée. (Cité page 8.)
- [8] R. Michal and K. E. Saeger. Application of silver-based contact materials in air-break switching devices for power engineering. In *Electrical Contacts, 1988., Proceedings of the Thirty Fourth Meeting of the IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 121–127, Sept 1988. (Cité page 16.)
- [9] D. Jeannot, J. Pinard, P. Ramoni, and E. M. Jost. The effects of metal oxide additions or dopants on the electrical performance of agsno/sub 2/ contact materials. In *Proceedings of IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 51–59, Sep. 1993. (Cité page 16.)
- [10] H. Cinaroglu, V. Behrens, and T. Honig. Application of a new ag/sno2 contact material in ac-contactors. In *2017 IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 215–220, Sep. 2017. (Cité page 16.)
- [11] Jun Wang, Shengnian Tie, Yongqiang Kang, and Yaping Wang. Contact resistance characteristics of Ag–SnO₂ contact materials with high SnO₂ content. *Journal of Alloys and Compounds*, 644 :438 – 443, 2015. (Cité pages 16 et 50.)
- [12] Jun Wang, Dongmei Li, and Yaping Wang. Microstructure and properties of Ag–SnO₂ materials with high SnO₂ content. *Journal of Alloys and Compounds*, 582 :1 – 5, 2014. (Cité pages 16 et 50.)

- [13] C. Leung, E. Streicher, and D. Fitzgerald. Welding behavior of ag/sno/sub 2/ contact material with microstructure and additive modifications. In *Proceedings of the 50th IEEE Holm Conference on Electrical Contacts and the 22nd International Conference on Electrical Contacts Electrical Contacts, 2004.*, pages 64–69, Sep. 2004. (Cité page 17.)
- [14] H. Jiang and L. Zhenbiao. A review on welding in make and break operation of electrical contacts. In *2015 3rd International Conference on Electric Power Equipment – Switching Technology (ICEPE-ST)*, pages 1–5, Oct 2015. (Cité page 17.)
- [15] A. Bonhomme. *Comportement à l'usure de pastilles de contacts électriques à matrice argent*. PhD thesis, École des Mines de Paris, 2005. thèse de doctorat dirigée par Rémy, Luc Sciences et génie des matériaux Paris. (Cité pages 17, 28, 30, 38, 47, 50 et 269.)
- [16] Miao ZHANG, Xian hui WANG, Xiao hong YANG, Jun tao ZOU, and Shu hua LIANG. Arc erosion behaviors of agsno2 contact materials prepared with different sno2 particle sizes. *Trans. of Nonferrous Metals Soc. of China*, 26(3) :783 – 790, 2016. (Cité pages 18 et 50.)
- [17] Guijing Li, Huijie Cui, Jun Chen, Xueqian Fang, Wenjie Feng, and Jinxi Liu. Formation and effects of CuO nanoparticles on Ag/SnO₂ electrical contact materials. *Journal of Alloys and Compounds*, 696 :1228 – 1234, 2017. (Cité pages 18 et 50.)
- [18] Jun Wang, Wei Liu, Dongmei Li, and Yaping Wang. The behavior and effect of CuO in Ag-SnO₂ materials. *Journal of Alloys and Compounds*, 588 :378 – 383, 2014. (Cité pages 18 et 50.)
- [19] L. Féchant. *Le Contact électrique : l'appareillage de connexion*, volume 1 of *Collection SEE*. Hermès, 1995. (Cité page 18.)
- [20] Gauthier Deplaude. *High-current transient electric arc behaviour*. Theses, Université Paris-Saclay, July 2017. (Cité page 21.)
- [21] IEC 60947-4-1. Partie 4-1 : Contacteurs et démarreurs de moteurs – contacteurs et démarreurs électromécaniques. Norme internationale, Commission Électrotechnique Internationale, Genève, Juillet 2012. (Cité page 21.)
- [22] Adrien Miguel Fuentes. *Étude expérimentale et numérique de l'assemblage du matériau de contact Ag-SnO₂ (88/12) par procédé résistif*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, 2010. Thèse de doctorat dirigée par Loulou, Tahar Sciences pour l'ingénieur Lorient 2010. (Cité pages 27, 28, 30 et 269.)
- [23] Sybille Pastre. *Etude prospective et compréhension physico-chimique des renforts pour matériaux composites à base métallique argent dans les appareils électriques*. PhD thesis, École Nationale Supérieure de Chimie Lille, 2005. Thèse de doctorat dirigée par Abraham, Francis Structure et dynamique des systèmes réactifs Lille 1 2005. (Cité page 30.)
- [24] Jérôme Lalande. *Étude de matériaux de contact électrique Ag-SnO₂ : frittage et rôle des additifs : microstructures et propriétés*. PhD thesis, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, 2002. Thèse de doctorat dirigée par Boch, Philippe Sciences des matériaux Paris 6 2002. (Cité pages 30, 38, 47 et 50.)
- [25] L. Féchant. *Le contact électrique : Phénomènes physiques et matériaux*, volume 2 of *Collection SEE*. Hermès, 1996. (Cité pages 38 et 214.)

- [26] G. Cailletaud, S. Quilici, F. Azzouz, and J.-L. Chaboche. A dangerous use of the fading memory term for non linear kinematic models at variable temperature. *Eur. J. Mech., A/Solids*, accepted, 2015. (Cité page 47.)
- [27] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat. *Mécanique des Matériaux solides*. Dunod, Paris, 2009. (Cité pages 49, 164, 165 et 190.)
- [28] NF EN ISO 6507-1. Matériaux métalliques – essai de dureté vickers – partie 1 : méthode d’essai. Norme européenne, Comité Européen de Normalisation, Bruxelles, Mars 2006. (Cité page 49.)
- [29] NF EN ISO 18265. Matériaux métalliques — conversion des valeurs de dureté. Norme Française, Association française de normalisation, Saint Denis, Décembre 2013. (Cité page 51.)
- [30] Asm international. Handbook committee. *Metals handbook. Volume 8. Metallography and microstructures*. American Society for Metals, Metals Park (Ohio), 8th edition. edition, 1973. (Cité page 69.)
- [31] David A. Porter and Kenneth E Easterling. *Phase transformations in metals and alloys*. Van Nostrand Reinhold, New York, 6th edition edition, 2006. (Cité pages 69 et 114.)
- [32] M. Safrany and J.L. Ponthenier. Étude de matériaux de contact électrique sur machines de tests accélérés. Rapport de stage, Schneider Electric, Eybens, 2015. Publication privée. (Cité pages 73 et 182.)
- [33] Stephan Preibisch, Stephan Saalfeld, and Pavel Tomancak. Globally optimal stitching of tiled 3d microscopic image acquisitions. *Bioinformatics*, 25(11) :1463–1465, 2009. (Cité page 82.)
- [34] J. Devautour. *Contribution à l’étude des interactions arc-electrodes. Influence de la structure métallurgique sur les mécanismes d’érosion des appareils de coupure*. PhD thesis, Sciences appliquées Paris 6, 1992. Thèse de doctorat dirigée par Chabrierie, J.-P. (Cité pages 101 et 106.)
- [35] Non-linear material and structure analysis suite, Version 9.0. <http://www.zset-software.com/>. Released : 2018-12-11. (Cité pages 103, 154, 164 et 165.)
- [36] Testé, Ph., Leblanc, T., and Andlauer, R. A method to assess the surface power density brought by an electric arc of short duration, and short electrode gap to the electrodes - example of copper electrodes. *Eur. Phys. J. AP*, 18(3) :181–188, 2002. (Cité pages 103 et 115.)
- [37] Burkhard Jüttner. Cathode spots of electric arcs. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 34(17) :R103–R123, aug 2001. (Cité pages 105, 109 et 271.)
- [38] Redouane Boukadoum, Romaric Landfried, Thierry Leblanc, Philippe Testé, and Jonathan Andrea. Role of the pressure in the DC electric arc characteristics Application : Case of the more electrical aircraft. 28th International Conference on Electric Contacts ICEC 2016, June 2016. Poster. (Cité page 105.)
- [39] Thomas Klonowski. *Etude de la coupure de fortes intensités sous une tension continue de 42 Volts*. PhD thesis, Université de Paris Sud Faculté des sciences d’Orsay, 2006. Thèse de doctorat dirigée par Meyer, René Physique. Génie électrique Paris 11 2006. (Cité pages 106 et 130.)
- [40] J.D. Cobine. *Gaseous Conductors : Theory and Engineering Applications*. Number vol. 27 in Electrical engineering texts. McGraw-Hill book Company, Incorporated, 1941. (Cité page 108.)

- [41] T Josso, H Jouin, C Harel, and R Gayet. Enhancement of cathodic electronic emission by slow positive ions in high-pressure arcs. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 31(8) :996–1008, apr 1998. (Cité page 109.)
- [42] C Spataru, D Teillet-Billy, J P Gauyacq, P Testé, and J P Chabrierie. Ion-assisted electron emission from a cathode in an electric arc. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 30(7) :1135–1145, apr 1997. (Cité page 109.)
- [43] Hadi El Bayda. *Étude du transfert d'énergie entre un arc de court-circuit et son environnement : application à l'Arc Tracking*. PhD thesis, Université Toulouse III Paul Sabatier, 2012. Thèse de doctorat dirigée par Gleizes, Alain et Valensi, Flavien Génie électrique Toulouse 3 2012. (Cité page 109.)
- [44] Vladimir Aubrecht and Milada Bartlova. Net emission coefficients of radiation in air and sf6 thermal plasmas. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, 29(2) :131–147, Apr 2009. (Cité page 109.)
- [45] A Gleizes, B Rahmani, J J Gonzalez, and B Liani. Calculation of net emission coefficient in n2, SF6and SF6-n2arc plasmas. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 24(8) :1300–1309, aug 1991. (Cité page 109.)
- [46] André Lefort. *Contribution à l'étude des arcs de coupure à fort courant en basse tension*. PhD thesis, Université de Clermont-Ferrand II, avril 1982. (Cité page 109.)
- [47] Zhong-Jun He and Robert Haug. Cathode spot initiation in different external conditions. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 30(4) :603–613, feb 1997. (Cité page 109.)
- [48] H Salihou, M Abbaoui, A Lefort, and R Auby. Determination of the power lost by conduction into the cathode at low current arc. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 28(9) :1883–1887, sep 1995. (Cité pages 109 et 110.)
- [49] Sylvain Coulombe and Jean-Luc Meunier. Arc-cold cathode interactions : parametric dependence on local pressure. *Plasma Sources Science and Technology*, 6(4) :508–517, nov 1997. (Cité page 109.)
- [50] Jérôme Rossignol. *Théorie et simulation des phénomènes physiques du pied d'arc cathodique*. PhD thesis, Université de Clermont-Ferrand, juin 2001. (Cité page 109.)
- [51] Philippe Testé and J. Rossignol. A first attempt to connect a microscopic vision of the cathode fragment and micro spot with a macroscopic approach of the cathode arc root : a multi-scale problem. *High Temperature Material Processes (An International Quarterly of High-Technology Plasma Processes)*, 12 :43, 2008. (Cité page 110.)
- [52] X. Zhou, J. Heberlein, and E. Pfender. Theoretical study of factors influencing arc erosion of cathode. In *Electrical Contacts - 1992 Proceedings of the Thirty-Eighth IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 71–78, Oct 1992. (Cité page 110.)
- [53] Frédéric Lago. *Modélisation de l'interaction entre un arc électrique et une surface : application au foudroiement d'un aéronef*. PhD thesis, Université Toulouse III Paul Sabatier, 2004. Thèse de doctorat dirigée par Gonzalez, Jean-Jacques Physique et ingénierie des plasmas de décharge Toulouse 3 2004. (Cité page 110.)
- [54] François Cayla. *Modélisation de l'interaction entre un arc électrique et une cathode*. PhD thesis, Université Toulouse III Paul Sabatier, 2008. Thèse de doctorat dirigée par Gonzalez, Jean-Jacques Physique et ingénierie des plasmas de décharge Toulouse 3 2008. (Cité page 110.)

- [55] Jonathan Mougenot. *Modélisation de l'interaction entre un arc électrique et matériau : application au soudage TIG*. PhD thesis, Université Toulouse III Paul Sabatier, 2013. Thèse de doctorat dirigée par Gonzalez, Jean-Jacques et Freton, Pierre Ingénierie des plasmas Toulouse 3 2013. (Cité page 110.)
- [56] L I Sharakhovsky, A Marotta, and V N Borisyuk. A theoretical and experimental investigation of copper electrode erosion in electric arc heaters : II. the experimental determination of arc spot parameters. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 30(14) :2018–2025, jul 1997. (Cité page 110.)
- [57] J. Devautour, J. P. Chabrerie, and Ph. Testé. The study of thermal processes in an electrode submitted to an electric arc. *J. Phys. III France*, 3(6) :1157–1166, 1993. (Cité page 110.)
- [58] N. A. Sanders and E. Pfender. Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs. *Journal of Applied Physics*, 55(3) :714–722, 1984. (Cité page 110.)
- [59] M S Benilov and A Marotta. A model of the cathode region of atmospheric pressure arcs. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 28(9) :1869–1882, sep 1995. (Cité page 111.)
- [60] M S Benilov and M D Cunha. Heating of refractory cathodes by high-pressure arc plasmas : II. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 36(6) :603–614, feb 2003. (Cité page 111.)
- [61] W. Rieder. Leistungsbilanz der elektroden und charakteristiken frei brennender niederstrombögen. *Zeitschrift für Physik*, 146(5) :629–643, Oct 1956. (Cité page 112.)
- [62] Ming Sun, Qiping Wang, and M. Lindmayer. The model of interaction between arc and agmeo contact materials. In *Proceedings of IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 27–32, Sep. 1993. (Cité page 112.)
- [63] P. Borkowski and E. Walczuk. Thermal models of short arc between high current contacts. In *Proceedings of the Forth-Seventh IEEE Holm Conference on Electrical Contacts (IEEE Cat. No.01CH37192)*, pages 259–264, Sep. 2001. (Cité page 112.)
- [64] Ph Teste, T Leblanc, J Rossignol, and R Andlauer. Contribution to the assessment of the power balance at the electrodes of an electric arc in air. *Plasma Sources Science and Technology*, 17(3) :035001, 2008. (Cité page 115.)
- [65] J. P. Chabrerie, J. Devautour, and P. Teste. A numerical model for thermal processes in an electrode submitted to an arc in air and its experimental verification. In *Electrical Contacts - 1992 Proceedings of the Thirty-Eighth IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 65–70, Oct 1992. (Cité page 116.)
- [66] Alexis Poizat, Michèle Nsoumbi, Philippe Testé, Frédéric Houzé, Richard Andlauer, and Thierry Leblanc. Contribution to the observation of the effective electrical contact area with the help of a space time resolved thermal camera. In *Proc. of the 24th International Conference on Electrical Contacts, St Malo*, pages 461–466, 06 2008. (Cité page 127.)
- [67] René Meyer. *Etude des transitoires électriques et thermiques dans une électrode soumise à une décharge électrique*. PhD thesis, Paris XI, 1994. Thèse de doctorat dirigée par Boyer, Laurent Sciences appliquées Paris 11 1994. (Cité page 128.)
- [68] FRANCK UHLIG. *Contribution à l'étude des effets directs du foudroiement sur les matériaux structuraux constituant un avion*. PhD thesis, Paris VI, 1998. Thèse

- de doctorat dirigée par Chabrierie, Jean-Pierre Sciences et techniques Paris 6 1998. (Cité page 128.)
- [69] P. Borkowski and E. Walczuk. Temperature rise behind fixed polarity ag-w contacts opening on an half cycle of high current and its relationship to contact erosion. In *Proceedings of the 50th IEEE Holm Conference on Electrical Contacts and the 22nd International Conference on Electrical Contacts Electrical Contacts, 2004.*, pages 334–340, Sep. 2004. (Cité page 128.)
- [70] Mathieu Masquère. *Etude du transfert d'énergie entre un arc électrique et un matériau.* PhD thesis, Université Paul Sabatier Toulouse III, 2005. Thèse de doctorat dirigée par Gonzalez, Jean-Jacques Physique et ingénierie des plasmas de décharge Toulouse 3 2005. (Cité page 128.)
- [71] J Haidar and A J D Farmer. Temperature measurements for high-current free-burning arcs in nitrogen. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 26(8) :1224–1229, aug 1993. (Cité page 128.)
- [72] X. Zhou, B. Ding, and J. V. R. Heberlein. Temperature measurement and metallurgical study of cathodes in dc arcs. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology : Part A*, 19(3) :320–328, Sep. 1996. (Cité page 128.)
- [73] J Haidar and A J D Farmer. Surface temperature measurements for tungsten-based cathodes of high-current free-burning arcs. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 28(10) :2089–2094, oct 1995. (Cité page 128.)
- [74] J.C. De Vos. A new determination of the emissivity of tungsten ribbon. *Physica*, 20(7) :690 – 714, 1954. (Cité page 129.)
- [75] John Peters, Fei Yin, Carlos F M Borges, Joachim Heberlein, and Charles Hackett. Erosion mechanisms of hafnium cathodes at high current. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 38(11) :1781–1794, may 2005. (Cité page 129.)
- [76] L Dabringhausen, D Nandelstädt, J Luhmann, and J Mentel. Determination of HID electrode falls in a model lamp i : Pyrometric measurements. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 35(14) :1621–1630, jul 2002. (Cité page 129.)
- [77] Ph Teulet, L Girard, M Razafinimanana, A Gleizes, Ph Bertrand, F Camy-Peyret, E Baillet, and F Richard. Experimental study of an oxygen plasma cutting torch : II. arc–material interaction, energy transfer and anode attachment. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 39(8) :1557–1573, mar 2006. (Cité page 129.)
- [78] H. Schellekens and M. B. Schulman. Contact temperature and erosion in high-current diffuse vacuum arcs on axial magnetic field contacts. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 29(3) :452–461, June 2001. (Cité page 129.)
- [79] K. Watanabe, E. Kaneko, and S. Yanabu. Technological progress of axial magnetic field vacuum interrupters. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 25(4) :609–616, Aug 1997. (Cité page 129.)
- [80] E. Dullni, B. Gellert, and E. Schade. Electrical and pyrometric measurements of the decay of the anode temperature after interruption of high-current vacuum arcs and comparison with computations. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 17(5) :644–648, Oct 1989. (Cité page 129.)
- [81] R Ramanantsoa, M Masquère, J J Gonzalez, P Freton, and J Pacheco. Experimental quantification of the transient heat flux transferred to the electrodes in a carbon nanotubes synthesis reactor. *Journal of Physics : Conference Series*, 275 :012002, jan 2011. (Cité page 130.)

- [82] Romaric Landfried. *Contribution to the study of the transition between glow discharges and electric arcs in air and in argon near atmospheric pressure*. Theses, Supélec, December 2011. (Cité page 130.)
- [83] R. Landfried, T. Leblanc, M. Kirkpatrick, and P. Teste. Assessment of the power balance at a copper cathode submitted to an electric arc by surface temperature measurements and numerical modelling. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 40(4) :1205–1216, Avril 2012. (Cité pages 130 et 273.)
- [84] R. D. Mccammon and H. M. Rosenberg. The fatigue and ultimate tensile strengths of metals between $4 \cdot 2$ and 293 degrees k. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences (1934-1990)*, 242(1229) :203–211, 1957. (Cité pages 163 et 164.)
- [85] Anass Assadiki. *Étude expérimentale et simulation numérique multi-échelle du comportement des alliages d'aluminium*. PhD thesis, École des Mines de Paris, 2020. (Cité page 164.)
- [86] Bruno Barlas. *Étude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. (Cité page 164.)
- [87] C. Bathias et A. Pineau. *Fatigue des matériaux et des structures. 1. Introduction, endurance, amorçage et propagation des fissures, fatigue oligocyclique et gigacyclique*. Traité MIM mécanique et ingénierie des matériaux Matériaux et métallurgie. Hermès Lavoisier, Paris, 2008. (Cité page 165.)
- [88] M. Blétry and Cailletaud G. *Fatigue des Matériaux et des structures III*, volume 4, chapter 7 : Fatigue multiaxiale. A. Pineau and C. Bathias editors, Hermès, 2009. (Cité page 165.)
- [89] Timo Muetzel, Michael Bender, Frank Heringhaus, and Duancheng Ma. Thermo-Mechanical Stress in Electrical Contacts due to Arcing Events. In *28TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON ELECTRIC CONTACTS (ICEC2016)*, pages 373–378. Heriot Watt Univ ; Univ Southampton ; Inst Phys, Tribol Grp ; Heraeus Choksi Heraeus ; TaiCaan Technologies ; TE Connectiv ; Umicore ; Metalor ; Fujitsu Component Ltd ; A B Qual, Rockwell Automat ; Lucy Elect ; Schneider Elect ; Amphenol FCI, 2016. 28th International Conference on Electric Contacts (ICEC), Edinburgh, SCOTLAND, JUN 06-09, 2016. (Cité page 176.)
- [90] T. Mützel, D. Ma, F. Roters, and D. Raabe. Thermo-mechanical stresses within switching contact systems after arcing events. In *2017 IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, pages 145–151, Sept 2017. (Cité page 176.)
- [91] Frank Philip Bowden and David Tabor. *The friction and lubrication of solids*, volume 1. Oxford university press, 2001. (Cité page 185.)
- [92] Sinisa Dj Mesarovic and Norman A Fleck. Spherical indentation of elastic–plastic solids. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 455(1987) :2707–2728, 1999. (Cité page 185.)
- [93] P.G. Slade. *Electrical Contacts : Principles and Applications, Second Edition*. CRC Press, 2013. (Cité page 214.)

Liste des tableaux

1.1	Comparaison des estimations d'énergies d'arcs et de temps d'arcs totaux à la fermeture et à l'ouverture par phase.	15
1.2	Caractéristiques du contacteur	20
1.3	Durabilité électrique	23
1.4	Rapports de tension et d'intensité de courant pour les catégories d'emploi AC-3 et AC-4 à l'établissement et à la coupure du courant.	23
2.1	Valeurs de modules de Young et limites d'élasticité pour de l'argent pur et du Ag-SnO ₂	38
2.2	Résumé des essais	42
2.3	Duretés des matériaux de référence.	51
2.4	Influence de la charge sur la mesure de dureté.	51
3.1	Conditions expérimentales sur la machine «Saturne»	58
3.2	Calcul de volumes.	67
3.3	Pointés EDS	75
3.4	Caractéristiques des dommages	84
3.5	Résumé de la campagne	86
5.1	Phénomènes physiques observés dans les essais et leurs conséquences	152
5.2	Synthèse des données expérimentales concernant la fissuration des pastilles	153
6.1	Paramètres du modèle et l'intervalle de leur variation («-») indique que nous n'avons pas fait varier le paramètre.	212
6.2	Temps CPU des modèles MADeM et MADeM-S pour une simulation de 100 000 arcs avec différentes discrétisations.	220

Liste des figures

1.1	Structure simplifiée de l'arc	6
1.2	Phénomène du pont fondu à l'origine de l'arc électrique	7
1.4	Coupure d'un circuit	9
1.5	Deux arcs électriques à l'ouverture	9
1.6	La coupure en monophasé	10
1.7	La coupure en triphasé	11
1.8	Exemple de réallumage d'arc	12
1.9	Fermeture des contacts	13
1.10	Fermeture mécanique des contacts sous tension et courant, zoom de la figure 1.9. La zone en pointillés met en évidence les rebonds électriques.	14
1.11	Fermeture électrique des contacts sous tension et courant	14
1.12	Coupe d'une pastille sur son substrat	17
1.13	Architecture du contacteur	18
1.14	Aperçu du contacteur étudié	19
1.15	Segmentation de l'arc	21
1.16	Chambres de coupure	22
2.1	Évolution de la conductivité thermique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO ₂ ; le graphique présente les valeurs expérimentales de Netzsch ainsi qu'un lissage [22].	27
2.2	Évolution de la capacité thermique massique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO ₂ [22] ; le graphique présente des valeurs provenant de Netzsch, du LIMATB et de Bonhomme [15].	28
2.3	Évolution de la masse volumique en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO ₂ isotrope [22].	28
2.4	Évolution du produit ρc_p en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO ₂	29
2.5	Évolution de l'enthalpie en fonction de la température pour un matériau en Ag-SnO ₂	29
2.6	Dilatometre et berceau du dilatometre où sont placés les échantillons.	31
2.7	Profil du cycle de température en fonction du temps	32
2.8	Évolution de la dilatation thermique (déplacement divisé par la longueur initiale) en fonction du temps	32
2.9	Dilatation en fonction de température	33
2.10	Dilatation fonction de température	34
2.11	Évolution des coefficients α en fonction de la température pour les matériaux testés.	34

2.12	Évolution des coefficients de dilatation thermique utilisé pour les simulations thermomécanique par éléments finis en fonction de la température donnée par les lignes continues; les points expérimentaux sont rappelés par les symboles de même couleur.	35
2.13	Décomposition des déformations sous chargement uniaxial monotone	36
2.14	Points représentatifs d'un essai de traction	36
2.15	Types d'écrouissages	37
2.17	Photographie et dimensions (mm) des éprouvettes utilisées.	39
2.18	Courbes contraintes-déformation à température ambiante.	43
2.19	Courbes contraintes-déformation à 500 °C.	44
2.20	Courbes contraintes-déformation à 800 °C.	45
2.21	Courbes contraintes-déformation à 900 °C.	46
2.22	Évolution des paramètres en fonction de la température.	48
2.23	Faciès de rupture de deux éprouvettes issues d'essais de traction monotone à température ambiante.	48
2.25	Principe de l'indentation Vickers	50
2.27	Dureté rivet vierge.	53
3.1	Machine Saturne	55
3.2	Géométrie d'un rivet	56
3.3	Surface d'un rivet.	57
3.4	Microstructure état initial	57
3.5	Un arc sous plusieurs courants.	59
3.6	Diamètres à la binoculaire.	59
3.7	Rugosité des surfaces.	61
3.8	Profils au profilomètre.	62
3.9	Diamètres au profilomètre.	62
3.10	Comparaison des diamètres.	63
3.11	Électrodes au MEB.	64
3.12	Correction des volumes.	65
3.13	Calcul des volumes.	65
3.14	Profilométrie électrodes plate 300 A.	66
3.15	EDS rivet vierge.	68
3.16	EDS d'une cathode.	68
3.17	EDS d'une anode.	69
3.18	Coupe d'électrodes à 300 A.	70
3.19	EBSD des rivets plats.	71
3.20	Évolution de la surface, 300 A	72
3.21	Perte de masse des rivets en fonction du nombre de cycles d'ouverture-fermeture lors des essais électriques simplifiés; pour un nombre d'arcs strictement inférieur à dix, les valeurs ne sont pas affichées car ne peuvent être mesurées par la balance.	73
3.22	Variation d'épaisseur du contact en fonction du nombre d'arcs; les carrés verts, les ronds bleus et triangles rouges sont les valeurs finales des essais; les petits points verts sont les épaisseurs mesurées au cours d'un essai pour le couple de rivets allant jusqu'à 50 000 cycles pour un courant de 300 A.	74
3.23	Domages observés au MEB, 738 arcs 600 A.	74
3.24	Domages observés au MEB, 50000 arcs 300 A.	75

3.25	EDS d'une électrode abîmé.	76
3.26	Évolution ZAT	77
3.27	Exemple de profondeur affectée	78
3.28	Profondeur affectée fonction de l'énergie cumulée.	78
3.29	Exemple de démixtion maximale.	79
3.31	Exemple de fissure.	80
3.32	Premier phénomène fonction de l'énergie cumulée.	81
3.33	Dureté rivet impacté.	82
3.34	Coupe d'électrodes, polarité alternée 10 000 arcs 300 A.	83
3.35	Coupe d'électrodes, polarité fixe 10 000 arcs 300 A.	84
3.36	Oscillogramme AC-3.	85
3.37	Photographie des ensembles pesés constitués de quatre électrodes par phase et de leurs substrats en cuivre dont deux sur le même élément mobile (au centre) ; à gauche et à droite sont les éléments fixes.	87
3.38	Pertes de masse.	88
3.39	Photographie des ailettes d'un des produits après les essais sur banc AC-3 de 400 000 cycles de fermeture (600 A) et ouverture (100 A).	89
3.40	Perte d'écrasement.	90
3.41	Évolution des surfaces	91
3.42	Contact 1L2F 80 000 cycles.	91
3.43	EDS dans zones encadrées.	92
3.44	État d'un contact endommagé à 160 000 cycles.	92
3.45	EDS dans zones jaunes.	93
3.47	Analyse soudure.	94
3.48	Analyse chimique d'un profil à travers la zone de soudure supposée.	95
3.49	Comparaison de faciès de rupture.	95
3.50	Coupe horizontale d'un contact soudé.	96
3.52	Évolution de l'épaisseur des endommagements en fonction du nombre de cycles relevé sur les coupes présentées en figure 3.41 ; en rose, l'évolution de l'épaisseur moyenne de la pastille ; en bleu, l'épaisseur maximale de démixtion ; en vert, les longueurs maximales de fissures.	97
3.53	Analyse EBSD dans l'épaisseur se situant sous la zone soudée ; les tailles des grains par rapport à l'état initial indiquent que la zone a bien été fondue puis solidifiée (pastille ayant subi 333 000 cycles).	98
3.55	Nombre de pixels obtenus dans les zone observées en fonction de leur couleur ; le rectangle rouge, dont la limite gauche se trouve au milieu des deux pics, symbolise la fraction de pixels du pic d'argent ; le pourcentage indiqué en bas à gauche est le pourcentage d'argent.	99
3.56	Relation entre microdureté et concentration surfacique obtenue par analyse d'image	100
3.57	Cartographie de microdureté dans l'épaisseur sous la zone de soudure	101
4.1	Exemple de trois microspots observés par Jüttner [37].	105
4.3	Image de la surface d'une électrode soumise à un arc électrique – Cinématographie laser rapide (6000 images/seconde) - Photographie extraite d'un film – Mise en évidence d'une zone macroscopique fondue.	107

4.4	Image de la surface d'une électrode soumise à un arc électrique – Observation <i>a posteriori</i> – Mise en évidence de mouvements de métal fondu à l'échelle macroscopique.	107
4.5	Image obtenue au profilomètre optique 3D d'une surface soumise à un arc électrique – Observation <i>a posteriori</i> – Mise en évidence d'un cratère de taille macroscopique.	107
4.6	Évolution de l'intensité du courant d'arc (en rouge) et de la tension entre les pastilles de contact (en noir) dans le cas d'une anode.	113
4.7	Vue de dessus de la surface obtenue en profilométrie 3D et profil de rugosité mesuré le long de l'axe RM dans le cas d'une anode.	113
4.8	Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une anode – Observation au microscope optique.	114
4.9	Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une anode – Observation en EBSD.	114
4.10	Évolution de l'intensité du courant d'arc (en rouge) et de la tension de contact (en noir) dans le cas d'une cathode.	115
4.11	Vue de dessus de la surface obtenue en profilométrie 3D et profil de rugosité mesuré le long de l'axe RM dans le cas d'une cathode.	115
4.12	Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une cathode – Observation avec un microscope optique.	116
4.13	Microstructure dans une section réalisée le long d'un cratère après un arc unique dans le cas d'une cathode – Observation en EBSD.	116
4.14	Comparaison entre la mesure et le lissage polynomial de l'intensité du courant d'arc.	118
4.15	Profondeur maximale et rayon maximal fondus durant l'arc en fonction de Q_0 , pour $V_{\text{éq}} = 3 \text{ V}$ dans le cas de la cathode en Ag-SnO_2	118
4.16	Profondeur maximale et rayon maximal fondus durant l'arc en fonction de Q_0 , pour $V_{\text{éq}} = 7 \text{ V}$ dans le cas de la cathode en Ag-SnO_2	119
4.17	Zone de compatibilité entre expérience et modèle dans les axes $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité C_1 et C'_1 pour le cas de la cathode.	120
4.18	Zone de compatibilité entre expérience et modèle dans les axes $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité C_1 et C'_1 pour le cas de l'anode.	120
4.19	Zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 dans le cas de la cathode.	121
4.20	Report des zones de compatibilité entre expérience et modèle dans le plan $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité $(C_1 ; C'_1)$ et $(C_2 ; C'_2)$ dans le cas de la cathode.	122
4.21	Zone de compatibilité entre expérience et modèle selon les critères C_2 et C'_2 dans le cas de l'anode.	122
4.22	Report des zones de compatibilité entre expérience et modèle dans le plan $(V_{\text{éq}}, Q_0)$ en prenant en compte les critères de compatibilité $(C_1 ; C'_1)$ et $(C_2 ; C'_2)$ dans le cas de l'anode.	123

4.23	Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales de la profondeur et du rayon de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une augmentation de 10% du rayon (en bleu) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une diminution de 10% du rayon (en vert) pour le cas d'une anode.	125
4.24	Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales du rayon et de la profondeur de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales du rayon et une augmentation de 10% de la profondeur (en orange) ; avec les valeurs initiales du rayon et une diminution de 10% de la profondeur (en violet) dans le cas d'une anode.	125
4.25	Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales de la profondeur et du rayon de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une augmentation de 10% du rayon (en bleu) ; avec les valeurs initiales de la profondeur et une diminution de 10% du rayon (en vert) pour le cas d'une cathode.	126
4.26	Zones de compatibilité obtenues : avec les valeurs initiales du rayon et de la profondeur de la zone fondue (en rouge) ; avec les valeurs initiales du rayon et une augmentation de 10% de la profondeur (en orange) ; avec les valeurs initiales du rayon et une diminution de 10% de la profondeur (en violet) pour le cas d'une cathode.	126
4.27	$\Delta r/r$ et $\Delta d/d$ en fonction de la variation relative de la chaleur spécifique dans le matériau fondu.	127
4.28	$\Delta r/r$ et $\Delta d/d$ en fonction de la variation relative de la conductivité thermique dans le matériau fondu.	128
4.29	Représentation des différents délais qui apparaissent lors de la prise d'image par la méthode mise en œuvre dans [83, 5].	130
4.30	Représentation schématique du dispositif, quand le contact est fermé (à gauche), et quand le contact est ouvert en présence d'un arc électrique (à droite).	131
4.31	Zoom sur le contact (à gauche) ; schéma du dispositif électrique (à droite).	132
4.32	Représentation schématique du déroulement des différents évènements.	132
4.33	Évolution de l'intensité du courant (en rouge) et de la tension de contact (en bleu) pour l'exemple présenté ; l'instant de la prise de photographie est précisé.	133
4.34	Cartographie thermique obtenue pour l'exemple considéré ; les valeurs de température en dessous de 200 °C n'ont pas de sens physique.	134
4.35	Profil de température et lissage gaussien calculé (en rose).	134
4.36	Valeur de ΔT_{\max} en fonction de Q_0 pour deux valeurs de $V_{\text{éq}}$; la ligne marquant 5% de l'élévation de température est précisée en vert.	136
4.37	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas présenté en exemple.	136
4.38	Observation du cratère au profilomètre après l'arc ; le diamètre minimal de la zone fondue est de l'ordre de 760–780 μm ; la profondeur minimale est de l'ordre de 35–40 μm	137
4.39	Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 2.	138
4.40	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas 2.	138

4.41	Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 3.	139
4.42	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas 3.	140
4.43	Profil de température et courbe gaussienne réalisant le lissage (en rouge) dans le cas 4.	140
4.44	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas 4.	141
4.45	Profil de température et courbe gaussienne qui réalise le lissage (en rouge) dans le cas 5.	142
4.46	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas 5.	142
4.47	Profil de température et courbe gaussienne qui réalise le lissage (en rouge) dans le cas 6.	143
4.48	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$ dans le cas 6.	143
4.49	Synthèse des zones de compatibilité entre expérience et modélisation dans le cas d'une cathode pour diverses valeurs moyennes de l'intensité du courant d'arc.	144
4.50	Synthèse des zones de compatibilité entre expérience et modélisation dans le cas d'une anode pour diverses valeurs moyennes de l'intensité du courant d'arc.	145
4.51	Évolution du courant (rouge), de la tension d'arc (bleu) et du diamètre de la zone fondue (noir).	146
4.52	Observation à la caméra rapide de la zone fondue sur la face arrière de l'électrode plane pendant l'arc.	146
4.53	Évolution du rayon de la zone fondue et lissage de la courbe expérimentale.	147
4.54	Évolution du rayon de la zone fondue et zone de compatibilité entre calcul et expérience.	148
4.55	Évolution du rayon de la zone fondue calculé pour différentes valeurs de Q_0 avec $V_{\text{éq}} = 8 \text{ V}$	148
4.56	Zone de compatibilité entre expérience et modélisation pour la détermination de Q_0 et $V_{\text{éq}}$	149
5.1	Image de la partie supérieure du maillage axisymétrique de l'électrode présentant les trois matériaux : matériau de contact en Ag-SnO ₂ , sous-couche en argent et substrat en cuivre ; l'axe de symétrie est en pointillés bleus ; le nœud 1, en rouge, sera utilisé pour l'affichage des résultats.	155
5.2	Représentation d'un type de démixtion, la concentration de SnO ₂ passe de 0 à 12 % linéairement de la surface à une profondeur de 200 μm	155
5.3	Conditions aux limites de la modélisation thermique	156
5.4	Puissance injectée par l'arc en fonction du temps sur un rivet	157
5.5	Température simulée du nœud central en fonction du pas de temps	157
5.8	Boucles contrainte-déformation viscoplastique en composante radiale pour les matériaux neuf et vieilli ; vue du résultat du premier arc.	160
5.9	Boucle contrainte-déformation viscoplastique en composante radiale pour le matériau neuf avec la température allant du bleu pour le plus froid au rouge pour le plus chaud.	160

5.10	Boucles contrainte–déformation viscoplastique en composante radiale pour les matériaux neuf et vieilli. Cn : sans écrouissage cinématique linéaire ; Cl1 : $H = 1000$ MPa ; Cl2 : $H = 2000$ MPa. On a reporté les cycles 1, 2, 5, 10, 20, 50 et 100.	161
5.11	Évolution de la déformation plastique radiale en fonction du temps en surface au centre de l’arc pour les matériaux neuf et vieilli ; vue de 100 impacts successifs. On a reporté les cycles 1, 2, 5, 10, 20, 50 et 100.	162
5.12	Cartes de déformation plastique cumulée en fin de calcul (en mm/mm)	162
5.13	Cartes de la somme des contraintes principales à la température maximale (4 ms)	163
5.14	Cartes de la somme des contraintes principales en fin de premier cycle (12 ms)	164
5.15	Courbe Wöhler Ag	164
5.16	Cartes du nombre de cycles à amorçage en échelle log estimés avec un modèle en amplitude de déformation plastique.	166
5.17	Maillage d’une demi-pastille contenant le substrat en cuivre, la sous-couche en argent et le matériau de contact en Ag–SnO ₂ ; le maillage est raffiné en surface ; les points de départ et d’arrivée (pour l’arc mobile) sont indiqués ainsi que deux nœuds 1 et 2 qui serviront à afficher des données.	167
5.18	Évolution en fonction du temps de l’intensité de courant utilisée	168
5.20	Évolution de la température simulée en surface au centre de l’arc pour les trois cas de calcul.	169
5.23	Contrainte en fonction de la déformation plastique en surface au centre de l’arc pour les trois géométries calculées.	170
5.24	Cartes de champ de températures provoquées par un arc mobile pour trois distributions des matériaux (en K).	171
5.25	Évolution des températures pour les trois configurations en deux nœuds (à gauche 1, à droite 2) ; à 2,2 ms le maximum de température est atteint.	172
5.31	Boucle contrainte–déformation viscoplastique en composante radiale pour le matériau neuf avec la température allant du bleu pour le plus froid au rouge pour le plus chaud au nœud 2.	175
6.1	Profil modélisé d’une coupe de pastille à l’état initial avec un diamètre $d = 10$ mm, un rayon de courbure $R = 50$ mm et une épaisseur de pastille de $h_{\max} = 2$ mm.	179
6.2	Allure des lissages de cratères de cathode et d’anode.	180
6.3	Exemple du profil donné par l’équation 6.4, où $h_c = 20$ μm , $r_m = 500$ μm et $\Delta V = 0$. Le volume est conservé avec un bourrelet de 2,7 μm de hauteur à 708 μm du centre du cratère. Deux autres courbes sont reportées : un cas où $\Delta V = 3 \cdot 10^6$ μm^3 et un cas où $\Delta V = -3 \cdot 10^6$ μm^3	181
6.4	Illustration de l’influence du nombre N_z de sites présélectionnés sur la position des impacts dans le cas d’un tirage pseudo-aléatoire, résultat de 400 000 arcs pour (a) $N_z = 10$, (b) $N_z = 50$, (c) $N_z = 250$ zones	184
6.5	Schéma du modèle entre le point du hauteur maximale et la tranche d’épaisseur considérée.	185

6.6	(a) État vierge des pastilles, (b) après un certain nombre d'arcs, l'argent s'accumule des deux côtés jusqu'à l'épaisseur maximale, e^{\max} ; (c) dans la zone de contact, un soudage se fait à chaque fermeture du contacteur, mais à l'ouverture l'interface se rompt (pas forcément sur l'interface Ag–Ag, mais éventuellement sur l'interface Ag/Ag-SnO ₂ , ou toute autre position intermédiaire), ce qui conduit à la disparition totale ou partielle de la couche d'argent accumulée d'un côté; (d) cela permet donc une nouvelle croissance de la zone démixée du côté «nettoyé».	189
6.7	Évolution de la surface dans les conditions expérimentales d'un rivet «Saturne» en utilisant les profils mesurés et une distribution aléatoire des impacts. (a) et (b), conditions initiales; (c) et (d), après 500 impacts; (e) et (f), après 1000 impacts. (a,c,e) cartes des hauteurs; (b,d,f) coupe selon $y = 0$.	194
6.8	Évolution de la surface dans les conditions expérimentales d'un rivet «Saturne» en utilisant les profils mesurés et une règle d'impact sur le point le plus haut. (a) et (b), conditions initiales; (c) et (d), après 500 impacts; (e) et (f), après 1000 impacts. (a,c,e) cartes des hauteurs; (b,d,f) coupe selon $y = 0$.	195
6.9	Évolution du bilan volumique ΔV en fonction du nombre de cycles. Les valeurs positives avant 15000 cycles produisent un gonflement dû aux bulles dans le bourrelet, les valeurs négatives qui suivent impliquent une perte de matière.	196
6.10	Comparaison simulation–expérience de la variation d'épaisseur en fonction du nombre de cycles pour un contact lors d'un essai sur machine «Saturne» mettant en évidence le gonflement initial suivi d'une érosion réelle du contact.	197
6.11	Évolution de l'épaisseur des zones d'argent pur en fonction du nombre de cycles.	198
6.12	Évolution de l'érosion (a), (c), (e) et de l'accumulation d'argent (b), (d), (f) en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne.	199
6.12	Évolution de l'érosion (g) et de l'accumulation d'argent (h) en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne (suite).	200
6.13	Évolution du profil en fonction du nombre d'arcs dans le cas du rivet Saturne, coupe à $y = 0$.	200
6.14	Évolution de la variation de la hauteur maximale d'une pastille en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 1 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentées par des points, provenant de la figure 3.52.	201
6.15	Évolution de l'épaisseur maximale de l'amas d'argent en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 1 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la figure 3.52.	202
6.16	Évolution de la topographie (a), (c), (e) et de l'accumulation d'argent (b), (d), (f) en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 1).	203
6.16	Évolution de la topographie (g) et de l'accumulation d'argent (h) en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 1) (suite).	204
6.17	Évolution du profil en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3, coupe à $y = 0$ (MADeM-S, méthode 1), à l'état initial en (a), 4800 arcs en (b), 200 000 arcs en (c) et 400 000 arcs en (d).	204

6.18	Évolution de la variation d'épaisseur maximale de la pastille en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 2 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est à mettre en regard avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la figure 3.52.	206
6.19	Évolution de l'épaisseur maximale des amas d'argent en régime AC-3 en fonction du rang de l'arc, simulée avec la méthode 2 du modèle MADeM-S. Le modèle (ligne continue) est mettre en regard comparer avec les valeurs expérimentales représentée par des points, provenant de la figure 3.52	206
6.20	Évolution de la topographie de la pastille en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 2). (a) Après 100 arcs, (b) après 50000 arcs, (c) après 100000 arcs, (d) après 400000 arcs).	207
6.21	Évolution de l'épaisseur de la couche d'argent démixé en fonction du nombre d'arcs en conditions AC-3 (MADeM-S, méthode 2). (a) Epaisseur quasi nulle après 100 arcs, (b) après 50000 arcs, (c) après 100000 arcs, (d) après 400000 arcs).	209
6.23	Variation de l'épaisseur du contact simulé par le modèle MADeM pour un couple de rivets Saturne. Les trois simulations donnent la même courbe ; elles sont réalisées avec les mêmes paramètres mais des cheminements aléatoires différents.	213
6.24	Simulation de l'épaisseur de la couche démixée par le modèle MADeM et comparaison avec les résultats de mesures expérimentales sur rivet Saturne. Les courbes continues désignent les valeurs max, les courbes avec des tirets les valeurs moyennes.	214
6.25	Prévision de l'évolution de l'aire de contact par le modèle MADeM (rivet Saturne).	215
6.26	Prévision de l'évolution de la dureté effective $H_{\text{eff}} = F/A_c$ par le modèle MADeM (rivet Saturne).	216
6.27	Cartes simulées par le modèle MADeM pour le rivet Saturne. De gauche à droite, les colonnes correspondent respectivement à (1) l'aire de contact, (2) la topographie de la surface, (3) l'épaisseur d'argent démixé sur la pastille 1 et (4) sur la pastille 2. Ces champs sont présenté après 100, 1 000, 5 000, 10 000 et 50 000 arcs.	217
6.28	Coupes de la pastille 1 (celle qui accumule l'argent) par les plans ($x = 0$) et ($y = 0$), simulées par le modèle MADeM pour le rivet Saturne. La surface de la pastille 1 ainsi que l'interface entre Ag démixé et Ag-SnO ₂ sont visualisées. Ces profils correspondent aux états de la pastille après 100, 1 000, 5 000, 10 000 et 50 000 arcs.	218
6.29	Variation de l'épaisseur de contact entre les pastilles simulée par le modèle MADeM pour des rivets Saturne. Les résultats de l'étude paramétrique sont comparés avec les résultats du même modèle avec des paramètres de référence.	219
6.30	Simulation de la profondeur maximale de la couche démixée par le modèle MADeM pour le rivet Saturne et comparaison avec les résultats de mesure expérimentales ; les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence.	220
6.31	Simulation de l'aire de contact par le modèle MADeM ; les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence ; les données brutes sont lissées afin de mettre en avant les tendances de l'évolution globale.	221

6.32	Prédiction de la dureté effective par le modèle MADeM. Les résultats sont tracés pour toutes les valeurs des paramètres étudiés et comparés avec le calcul de référence. Les données brutes sont lissées afin de mettre en avant les tendances de l'évolution globale.	221
B.1	1 000 arcs 150 A	228
B.2	738 arcs 600 A	228
B.3	10 cycles 150 A (1)	228
B.4	10 cycles 150 A (2)	228
B.5	1000 cycles 150 A (1)	229
B.6	1000 cycles 150 A (2)	229
B.7	1000 cycles 150 A (3)	229
B.8	1000 cycles 150 A (4)	229
B.9	10 cycles 300 A (1)	229
B.10	10 cycles 300 A (2)	229
B.11	10 cycles 300 A (3)	230
B.12	10 cycles 300 A (4)	230
B.13	100 cycles 300 A (1)	230
B.14	100 cycles 300 A (2)	230
B.15	100 cycles 300 A (3)	230
B.16	100 cycles 300 A (4)	230
B.17	1000 cycles 300 A (1)	231
B.18	1000 cycles 300 A (2)	231
B.19	1000 cycles 300 A (3)	231
B.20	1000 cycles 300 A (4)	231
B.21	10000 cycles 300 A (1)	231
B.22	10000 cycles 300 A (2)	231
B.23	10000 cycles 300 A (3)	232
B.24	10000 cycles 300 A (4)	232
B.25	50000 cycles 300 A (1)	232
B.26	50000 cycles 300 A (2)	232
B.27	50000 cycles 300 A (3)	232
B.28	50000 cycles 300 A (4)	232
B.29	10 cycles 600 A (1)	233
B.30	10 cycles 600 A (2)	233
B.31	10 cycles 600 A (3)	233
B.32	10 cycles 600 A (4)	233
B.33	738 cycles 600 A (1)	233
B.34	738 cycles 600 A (2)	233
B.35	738 cycles 600 A (3)	234
B.36	738 cycles 600 A (4)	234
B.37	Surface de la pastille L1F du contacteur 1.	234
B.38	Surface de la pastille L1M du contacteur 1.	234
B.39	Surface de la pastille L2F du contacteur 1.	235
B.40	Surface de la pastille L2M du contacteur 1.	235
B.41	Surface de la pastille L3F du contacteur 1.	235
B.42	Surface de la pastille L3M du contacteur 1.	235
B.43	Surface de la pastille T1F du contacteur 1.	235

B.44 Surface de la pastille T1M du contacteur 1.	235
B.45 Surface de la pastille T2F du contacteur 1.	236
B.46 Surface de la pastille T2M du contacteur 1.	236
B.47 Surface de la pastille T3F du contacteur 1.	236
B.48 Surface de la pastille T3M du contacteur 1.	236
B.49 Surface de la pastille L1F du contacteur 2.	236
B.50 Surface de la pastille L1M du contacteur 2.	236
B.51 Surface de la pastille L2F du contacteur 2.	237
B.52 Surface de la pastille L2M du contacteur 2.	237
B.53 Surface de la pastille L3F du contacteur 2.	237
B.54 Surface de la pastille L3M du contacteur 2.	237
B.55 Surface de la pastille T1F du contacteur 2.	237
B.56 Surface de la pastille T1M du contacteur 2.	237
B.57 Surface de la pastille T2F du contacteur 2.	238
B.58 Surface de la pastille T2M du contacteur 2.	238
B.59 Surface de la pastille T3F du contacteur 2.	238
B.60 Surface de la pastille T3M du contacteur 2.	238
B.61 Surface de la pastille L1F du contacteur 3.	238
B.62 Surface de la pastille L1M du contacteur 3.	238
B.63 Surface de la pastille L2F du contacteur 3.	239
B.64 Surface de la pastille L2M du contacteur 3.	239
B.65 Surface de la pastille L3F du contacteur 3.	239
B.66 Surface de la pastille L3M du contacteur 3.	239
B.67 Surface de la pastille T1F du contacteur 3.	239
B.68 Surface de la pastille T1M du contacteur 3.	239
B.69 Surface de la pastille T2F du contacteur 3.	240
B.70 Surface de la pastille T2M du contacteur 3.	240
B.71 Surface de la pastille T3F du contacteur 3.	240
B.72 Surface de la pastille T3M du contacteur 3.	240
B.73 Surface de la pastille L1F du contacteur 4.	240
B.74 Surface de la pastille L1M du contacteur 4.	240
B.75 Surface de la pastille L2F du contacteur 4.	241
B.76 Surface de la pastille L2M du contacteur 4.	241
B.77 Surface de la pastille L3F du contacteur 4.	241
B.78 Surface de la pastille L3M du contacteur 4.	241
B.79 Surface de la pastille T1F du contacteur 4.	241
B.80 Surface de la pastille T1M du contacteur 4.	241
B.81 Surface de la pastille T2F du contacteur 4.	242
B.82 Surface de la pastille T2M du contacteur 4.	242
B.83 Surface de la pastille T3F du contacteur 4.	242
B.84 Surface de la pastille T3M du contacteur 4.	242
B.85 Surface de la pastille L1F du contacteur 5.	242
B.86 Surface de la pastille L1M du contacteur 5.	242
B.87 Surface de la pastille L2F du contacteur 5.	243
B.88 Surface de la pastille L2M du contacteur 5.	243
B.89 Surface de la pastille L3F du contacteur 5.	243
B.90 Surface de la pastille L3M du contacteur 5.	243
B.91 Surface de la pastille T1F du contacteur 5.	243

B.92 Surface de la pastille T1M du contacteur 5.	243
B.93 Surface de la pastille T2F du contacteur 5.	244
B.94 Surface de la pastille T2M du contacteur 5.	244
B.95 Surface de la pastille T3F du contacteur 5.	244
B.96 Surface de la pastille T3M du contacteur 5.	244
B.97 Surface de la pastille L1F du contacteur 6.	244
B.98 Surface de la pastille L1M du contacteur 6.	244
B.99 Surface de la pastille L2F du contacteur 6.	245
B.100 Surface de la pastille L2M du contacteur 6.	245
B.101 Surface de la pastille L3F du contacteur 6.	245
B.102 Surface de la pastille L3M du contacteur 6.	245
B.103 Surface de la pastille T1F du contacteur 6.	245
B.104 Surface de la pastille T1M du contacteur 6.	245
B.105 Surface de la pastille T2F du contacteur 6.	246
B.106 Surface de la pastille T2M du contacteur 6.	246
B.107 Surface de la pastille T3F du contacteur 6.	246
B.108 Surface de la pastille T3M du contacteur 6.	246
B.109 Surface de la pastille L1F du contacteur 7.	246
B.110 Surface de la pastille L1M du contacteur 7.	246
B.111 Surface de la pastille L2F du contacteur 7.	247
B.112 Surface de la pastille L2M du contacteur 7.	247
B.113 Surface de la pastille L3F du contacteur 7.	247
B.114 Surface de la pastille L3M du contacteur 7.	247
B.115 Surface de la pastille T1F du contacteur 7.	247
B.116 Surface de la pastille T1M du contacteur 7.	247
B.117 Surface de la pastille T2F du contacteur 7.	248
B.118 Surface de la pastille T2M du contacteur 7.	248
B.119 Surface de la pastille T3F du contacteur 7.	248
B.120 Surface de la pastille L1F du contacteur 8.	248
B.121 Surface de la pastille L1M du contacteur 8.	248
B.122 Surface de la pastille L2F du contacteur 8.	248
B.123 Surface de la pastille L2M du contacteur 8.	249
B.124 Surface de la pastille L3F du contacteur 8.	249
B.125 Surface de la pastille L3M du contacteur 8.	249
B.126 Surface de la pastille T1F du contacteur 8.	249
B.127 Surface de la pastille T1M du contacteur 8.	249
B.128 Surface de la pastille T2F du contacteur 8.	249
B.129 Surface de la pastille T2M du contacteur 8.	250
B.130 Surface de la pastille T3F du contacteur 8.	250
B.131 Surface de la pastille T3M du contacteur 8.	250
B.132 Surface de la pastille L1F du contacteur 9.	250
B.133 Surface de la pastille L1M du contacteur 9.	250
B.134 Surface de la pastille L2F du contacteur 9.	250
B.135 Surface de la pastille L2M du contacteur 9.	251
B.136 Surface de la pastille L3F du contacteur 9.	251
B.137 Surface de la pastille L3M du contacteur 9.	251
B.138 Surface de la pastille T1F du contacteur 9.	251
B.139 Surface de la pastille T1M du contacteur 9.	251

B.140	Surface de la pastille T2F du contacteur 9.	251
B.141	Surface de la pastille T2M du contacteur 9.	252
B.142	Surface de la pastille T3F du contacteur 9.	252
B.143	Surface de la pastille T3M du contacteur 9.	252
B.144	Surface de la pastille L1F du contacteur 10.	252
B.145	Surface de la pastille L1M du contacteur 10.	252
B.146	Surface de la pastille L2F du contacteur 10.	252
B.147	Surface de la pastille L2M du contacteur 10.	253
B.148	Surface de la pastille L3F du contacteur 10.	253
B.149	Surface de la pastille L3M du contacteur 10.	253
B.150	Surface de la pastille T1F du contacteur 10.	253
B.151	Surface de la pastille T1M du contacteur 10.	253
B.152	Surface de la pastille T2F du contacteur 10.	253
B.153	Surface de la pastille T2M du contacteur 10.	254
B.154	Surface de la pastille T3F du contacteur 10.	254
B.155	Surface de la pastille T3M du contacteur 10.	254
C.1	Plus petit cercle circonscrit à la contrainte octaédrale au cours d'un cycle ; dans notre cas, il s'agirait de la déformation.	256
D.1	Distribution théorique des impacts d'après l'algorithme du point le plus haut «strict» dans le cas idéal d'un cratère de profondeur h_c et de hauteur de bourrelet h_b (1).	258
D.2	Distribution théorique des impacts d'après l'algorithme du point le plus haut «strict» dans le cas idéal d'un cratère de profondeur h_c et de hauteur de bourrelet h_b (2).	259
D.3	Distribution calculée des impacts d'après l'algorithme du point le plus haut du modèle MADDEM, avec $h_c = 10 \mu\text{m}$. (a) $h_b = 7 \mu\text{m}$, (b) $h_b = 4 \mu\text{m}$, (c) $h_b = 2 \mu\text{m}$	260

Titre : Contribution à l'étude du couplage thermique-mécanique-électrique dans les contacts électriques : application à l'élaboration d'un modèle de durée de vie d'un contacteur

Mots-clés : Contacteur, arc électrique, Ag-SnO₂, érosion, démixtion, modélisation.

Résumé : Un contacteur est un dispositif électromécanique destiné à établir ou couper un courant électrique dans un circuit par la fermeture ou l'ouverture de contacts. Lors de chaque manœuvre, un arc électrique est créé entre les pastilles des contacts, conduisant par l'énorme densité de puissance mise en jeu à atteindre et dépasser localement la température de fusion du matériau. De ce fait, l'action répétée des arcs durant la vie de l'appareil (jusqu'à plusieurs centaines de milliers de cycles ouverture/fermeture) mène progressivement à la ruine des pastilles des contacts et au dysfonctionnement du contacteur. Le travail de thèse vise à proposer des outils de modélisation de l'endommagement des pastilles de contact sous l'effet des arcs, dans l'objectif à plus long terme de prédire la durée de vie du contacteur selon ses conditions d'utilisation. Le matériau considéré est un pseudo-alliage en argent et oxyde d'étain. Dans un premier temps, plusieurs campagnes expérimentales ont été menées pour réunir toutes les données d'entrée indispensables aux modélisations : détermination des propriétés thermomécaniques du matériau, caractérisation des endommagements – en surface et en profondeur – produits par un arc

unique et par une accumulation d'arcs, estimation de la densité de puissance apportée par un arc au matériau de contact. De nombreuses techniques ont ainsi été mises en œuvre : essais de traction monotone et de chargement cyclique, indentation (microdureté), profilométrie 3D, microscopies optique et électronique à balayage, analyses EDS et EBSD, imagerie par caméras thermique et ultrarapide. Puis deux types de modèles ont été successivement développés. Le premier utilise le code de calcul par éléments finis Z-set. Développé en géométrie axisymétrique, il vise à décrire au sein du matériau l'évolution des températures, contraintes et déformations résultant d'un arc (supposé fixe), puis l'amorçage de fissures au terme de quelques centaines d'impacts au même point. Une variante 3D a ensuite été abordée pour approcher le cas d'arcs mobiles. Le second modèle, de nature phénoménologique, repose sur des descriptions simplifiées de la topographie et de la teneur en argent au voisinage de la surface, ainsi que sur des règles d'occurrence et de distribution spatiale, issues autant que possible des observations expérimentales. Il est destiné à simuler dans un temps de calcul raisonnable les dommages résultant du cumul d'un très grand nombre d'arcs sur toute la surface des pastilles.

Title: Contribution to the study of the mechanical-electric-thermal interaction in the electrical contacts: application to a lifespan model of a contactor

Keywords: Contactor, electric arc, Ag-SnO₂, erosion, demixing, modelling.

Abstract: A contactor is an electromechanical device designed to establish or disconnect an electrical current in a circuit by closing or opening contacts. During each operation, an electric arc is created, due to the enormous power density involved to reach and locally exceed the melting temperature of the material. As a result, the repeated action of the arcs during the life of the device (up to several hundred thousand closing/opening cycles) gradually leads to the ruin of the contact pads and the malfunction of the contactor. The thesis work aims to propose tools for modelling the damage of contact pads under the effect of repeated impacts, with the longer-term objective of predicting the life of the contactor according to its operating conditions. The material considered is a pseudo-alloy made of silver and tin oxide SnO₂. As a first step, several experimental campaigns were carried out to collect all the input data required for modelling : determination of the thermomechanical properties of the material, characterization of damage – surface and bulk – produced by a single arc and by an accumulation of arcs, estimation of the power density

provided by an arc to the contact material. Many experimental techniques have been used : monotonous tensile tests and cyclic loading, indentation (microhardness), 3D profilometry, optical microscopy and scanning electron microscopy, EDS and EBSD analysis, thermal imaging camera, high speed camera. Then two types of models were successively developed. The first one uses the Z-set finite element code. Developed in an axisymmetric geometry, it aims to describe within the material the evolution of temperatures, stresses and strains resulting from an arc (assumed fixed), then the initiation of cracks after a few hundred of impacts at the same point. A 3D variant was then discussed to approach the case of moving arcs. The second model, of a phenomenological nature, is based on simplified descriptions of topography and tensile strength in silver in the vicinity of the surface, as well as on rules of occurrence and spatial distribution, taken as much as possible from experimental observations. It is intended to simulate in a manageable calculation time the damage resulting from the accumulation of a very large number of arcs over the entire surface of the pellets.

