



HAL
open science

Comportement à l'usure de pastilles de contacts électriques matrice argent

Alexandre Bonhomme

► **To cite this version:**

Alexandre Bonhomme. Comportement à l'usure de pastilles de contacts électriques matrice argent. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005. Français. NNT : . tel-00152873

HAL Id: tel-00152873

<https://pastel.hal.science/tel-00152873>

Submitted on 7 Jun 2007

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.



Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

□□□□□□□□□□

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Alexandre BONHOMME

Le 31 mai 2005

<p>COMPORTEMENT A L'USURE DE PASTILLES DE CONTACTS ELECTRIQUES A MATRICE ARGENT</p>
--

Directeurs de thèse :

Luc REMY, ENSMP-CDM, UMR CNRS 7633

Yves BIENVENU, ENSMP-CDM

Jury

M. René BILLARDON	Université Paris 6 LMT - Cachant	Rapporteur
M. Michel GROBRAS	Université de Poitiers	Rapporteur
M. André LEFORT	Université Blaise-Pascal	Examineur
M. Cyril NICOLLE	Schneider Electric	Examineur
M. Yves BIENVENU	Ecole des Mines de Paris	Examineur
M. Luc REMY	Ecole des Mines de Paris	Examineur

**Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris,
B.P. 87, 91003 Evry Cedex**

« LA PETITE. Vous vivez tout en double. Une fois pour vous, une fois pour lui, pour le lui raconter. Vous devenez poète.

DON JUAN. Et puis ?

LA PETITE. Vous n'êtes plus seuls désormais. Quelque chose vous attache à la vie, comme le cordon qui vous liait à votre mère avant ce monde. Il n'y aura plus d'indépendance. Vous êtes esclave. Vous ne vous appartenez plus. Mais ces chaînes vous libèrent.

DON JUAN. Et puis ?

LA PETITE. Les questions cessent. »

Eric-Emmanuel SCHMITT, La Nuit de Valognes, Acte II, scène 3

A mes parents, ma famille et mes amis,
A Celle qui partage ma vie,

Remerciements

Avant toutes choses, merci à René BILLARDON, Michel GROSBRAS, André LEFORT, Cyril NICOLLE, Luc REMY et Yves BIENVENU qui ont accepté l'exercice délicat du jugement de ce travail.

Cette thèse CIFRE a été réalisée au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris, à Evry et dans l'équipe Innovation et Expertise en Electrotechnique Avancée de Schneider Electric à Nanterre. Je tiens donc à remercier l'ensemble des personnes avec lesquelles j'ai eu la chance de travailler.

Merci à mes deux directeurs de thèse pour m'avoir permis d'accomplir ce travail : merci à Luc REMY pour son soutien au cours de la phase finale de ce travail. Je garderai longtemps le souvenir de ces heures passées à comprendre cet inextricable problème (et les migraines qui généralement suivaient !). Merci à Yves BIENVENU pour son soutien tout au long de la thèse et pour sa connaissance de l'histoire industrielle de la France vue du TGV Sud-Est.

Merci à Alain KÖSTER et à Yvon ROSELIE pour leur encadrement technique ainsi qu'à Vincent MAUREL pour sa relecture attentive.

Merci à mes hiérarchiques successifs au sien de Schneider Electric, Jean-Noël VINCENT, Christian JARRIGE et Franck PIZOT pour m'avoir permis de réaliser ces travaux dans de bonnes conditions.

Merci à mes tuteurs industriels successifs, Jean-Noël VINCENT, Christophe POULAIN, Richard VIVIER, Christian JARRIGE, Delphine SURUN, Michel LECLERCQ et Cyril NICOLLE pour avoir suivi ces travaux avec intérêt.

Merci à mes collègues du bureau C1.19 du Centre des Matériaux, Haitham EL-KADIRI, Valérie LEBRETON, Olivier GANDON et Jalel ZOUHEIRI pour les bons moments passés ensemble.

Merci à mes collègues du bureau B1.02, Isabelle « Chef » ROUZOU, Nader HADDAR et Ricardo FARIA pour avoir su créer une ambiance studieuse et vraiment sympathique au cours de la dernière année.

Merci à Alexandra MARIE-LOUISE TOURE pour les nombreux fou-rires et la complicité de ces trois dernières années. Merci à Nicolas MARCHAL pour les nombreuses et instructives discussions mécaniques. Merci à tous les habitués de la salle calcul pour leur aide.

Merci à mes collègues de Schneider Electric, Jean-Claude CAPBLANCQ, Ludovic AUDOIN, Patrick NICOLAS, Jean-Charles BEZAUD et tous les autres pour leur accueil et leur aide.

Merci à Franck N'GUYEN pour la course et merci aux footeux du Centre pour ces trop courtes parenthèses sportives. Merci à Mélanie LAFARGE pour sa gentillesse, sa simplicité son sourire ... et ses remerciements !

Merci à mes amis pour leur soutien.

Merci à mes parents, ma famille pour leur amour, leur soutien sans faille, pour avoir rendu possible ce parcours.

Enfin, *last but not least*, merci à toi, Sandrine, pour ton amour, ton soutien et pour tout ce que tu m'apportes, jour après jour.

COMPORTEMENT A L'USURE DE PASTILLES DE CONTACTS ELECTRIQUES A MATRICE ARGENT

Les contacts électriques sont utilisés dans les disjoncteurs et contacteurs industriels. Ce sont des composites à matrice d'argent produits par la métallurgie des poudres. Ils s'érodent sous l'effet des arcs électriques apparaissant lors de l'ouverture ou de la fermeture sous courant du circuit. L'objectif de ces travaux était d'étudier cette érosion pour les composites Ag-C, Ag-WC et Ag-SnO₂ et de la simuler pour la prédire.

L'observation, au moyen de sections transversales, de pastilles de contacts ayant subi des nombres croissants d'arcs électriques nous a permis de décrire l'endommagement des contacts électriques et de proposer des grandeurs caractéristiques de cet endommagement.

Nous avons ensuite réalisé des essais de traction, de traction / relaxation à diverses températures (jusqu'à 550°C) sur l'Ag-SnO₂ afin d'identifier un modèle de comportement mécanique de ce composite industriel. Nous avons retenu un modèle élastoviscoplastique unifié de Lemaître & Chaboche doté d'une viscosité hyperbolique de Sellars-Teggart. Nous avons aussi réalisé des essais de propagation d'une fissure de fatigue pour identifier un modèle d'endommagement par fissuration de Forman prenant en compte la ténacité du matériau.

Nous avons alors proposé une simulation thermomécanique des contacts électriques avec le code de calcul par éléments finis ZeBuLon afin d'accéder à l'état de contrainte dans le matériau au cours de l'impact d'un arc électrique sur sa surface.

Une intégration de type « penny-shape », reposant sur une analyse des fonctions d'influence de Bueckner nous a permis d'identifier l'instant le plus endommageant au cours du cycle et d'élaborer un modèle de cumul de dommage et de propagation de fissure de fatigue en accord avec l'expérience.

Electrical contact materials are used for power distribution and automation. Silver-base metal matrix composites produced using powder metallurgy routes are used and they are prone to electrical arc-induced degradation under make and break operations under high current.

This contribution aims at, first describing Ag-C, Ag-WC and Ag-SnO₂ contact materials damage using OM and SEM observations and analysis.

Tensile and stress-relaxation tests were performed from room temperature to 820K to model Ag-SnO₂ constitutive behaviour using a unified elastoviscoplastic Lemaître & Chaboche law with Sellars-Teggart hyperbolic viscosity function.

Cyclic crack growth tests were also conducted at room temperature and high temperature to model crack growth behavior using a Forman law.

A thermomechanical simulation using Zebulon FEA code was then conducted to access transient stress states after arc impact on Ag-SnO₂ electrical contact surface.

Numerical integration using Bueckner's weight functions were then performed to evaluate the most damaging moment during break-only operations. This analysis made use of a linear elastic fracture mechanics model.

A crack growth model was then proposed integrating crack growth rates in a penny shape geometry. Comparison of predictions with experimental results gives a satisfactory agreement.

SOMMAIRE

Introduction générale	1
Chapitre 1. Disjoncteurs et contacteurs	3
Chapitre 2. Pastilles de contacts électriques	25
Chapitre 3. Etude de l'endommagement	55
Chapitre 4. Caractérisation thermomécanique de l'argent oxyde d'étain	97
Chapitre 5. Evolution du champ de températures dans un contact soumis à un arc électrique	163
Chapitre 6. Simulation thermomécanique d'une pastille de contact électrique en Ag-SnO ₂	203
Conclusion générale	263
Bibliographie de la thèse	267

INTRODUCTION

Introduction générale

Les disjoncteurs et les contacteurs

Une bonne part de l'essor industriel du XX^{ème} siècle a pour origine l'automatisation croissante des processus de production. Cette automatisation a été rendue possible par deux avancées technologiques :

- d'une part, par l'amélioration de la qualité et de la disponibilité de l'énergie électrique ;
- d'autre part, par le développement des fonctions de commandes électriques à distance.

Le contrôle de la qualité de l'énergie électrique est assuré par les disjoncteurs. Ce sont des appareils capables de détecter un défaut de courant (surintensité, court-circuit, etc.) et d'interrompre le circuit pour protéger les personnes et les biens.

Les contacteurs, quant à eux, permettent d'interrompre ou d'établir à distance un fort courant pour, par exemple, contrôler un groupe d'appareils (moteurs, électrovannes, etc.).

Il existe un grand nombre de types de disjoncteurs et contacteurs, de structures et de technologies différentes, pour des courants d'emploi allant de 6 à plus de 3000A.

Les contacts électriques

Les disjoncteurs et contacteurs contiennent des contacts électriques. Ils sont chargés d'assurer physiquement l'ouverture et la fermeture du circuit. A chaque opération, un arc électrique apparaît entre les surfaces des contacts en regard et endommage les matériaux.

Ces matériaux subissent en service des sollicitations extrêmes, avec des vitesses de montée en température supérieures à $1\,000\,000\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, des densités de puissance supérieures à 10^{12} W/m^2 ainsi que des températures transitoires généralement supérieures à 2500 K. Ils sont le siège de phénomènes mécaniques, hydrodynamiques, électromagnétiques violents et complexes. Ils doivent de plus être en mesure de supporter plusieurs millions de cycles sans pour autant se souder dans les conditions de forts courants (de 30 à 38 000 A).

Il résulte de ces sollicitations de nombreux types d'endommagements : faïençage thermique, propagation de fissures de fatigue, ségrégation microscopique et macroscopique, formation de croûtes de matériau fondu et solidifié.

La miniaturisation des appareils, l'augmentation du nombre de contacts électriques dans un appareil, la recherche de matériaux de plus en plus performants pour des prix de plus en plus faibles font que les problèmes de comportement à l'usure des matériaux de contacts électriques sont plus que jamais d'actualité.

Nature des matériaux

Nous nous sommes intéressés aux matériaux de contacts électriques à matrice argent, généralement utilisés pour les applications électriques utilisant des courants importants. L'argent possède les meilleures conductivités – thermique et électrique, il est peu sensible à l'oxydation et sa grande ductilité permet une mise en forme aisée. En revanche, ses mauvaises propriétés mécaniques, sa propension à se souder sous fort courant font qu'il n'est jamais utilisé à l'état pur.

Nous avons étudié trois matériaux composites, composés d'un renfort réfractaire dispersé dans la matrice :

- l'argent – carbone **Ag-C** 96/4% en masse;
- l'argent – carbure de tungstène **Ag-WC** 60/40%;
- l'argent – oxyde d'étain **AgSnO₂** 88/12%.

Le rôle du renfort est à chaque fois d'améliorer l'endurance mécanique et le pouvoir de non-soudure.

La démarche

L'objectif de cette thèse CIFRE Schneider Electric, qui s'est déroulée au Centre des Matériaux de l'ENSMP, est de comprendre et de prédire l'endommagement des contacts électriques.

La démarche suivie comprend les étapes suivantes :

1. Une description expérimentale du vieillissement des contacts grâce à des essais électrotechniques ;
2. L'identification de modèles mécaniques et thermiques de comportement des matériaux de contact au moyen d'essais mécaniques de type éléments de volume ;
3. La proposition d'un modèle numérique permettant d'évaluer les contraintes transitoires subies par le matériau et l'endommagement qui en résulte ;
4. La validation du modèle par comparaison avec les résultats expérimentaux.

Le premier chapitre est consacré au contexte industriel de l'étude et aux deux applications principales de ces matériaux, les disjoncteurs et les contacteurs tandis que le deuxième chapitre traite plus spécifiquement des matériaux de contacts, de leurs propriétés principales et des procédés de fabrication utilisés. Le troisième chapitre a pour objet de décrire expérimentalement le vieillissement des contacts électriques sous l'effet des arcs électriques et notamment leur endommagement. Le quatrième chapitre présente les différents essais mécaniques réalisés et le modèle de comportement mécanique que nous avons identifié grâce à eux. Les deux chapitres suivants présentent le modèle thermomécanique proposé ainsi que l'analyse des paramètres matériaux influents.

CHAPITRE 1
DISJONCTEURS ET CONTACTEURS

Disjoncteurs et contacteurs

Introduction	5
1.1. Principales fonctions de l'appareillage de puissance	6
1.2. Différents types d'appareillage	7
1.2.1. Disjoncteurs.....	7
1.2.2. Structure d'un disjoncteur MCCB.....	8
1.2.3. Contacteurs.....	12
1.2.4. Structure d'un contacteur électromagnétique petit calibre.....	12
1.3. Essais électrotechniques	14
1.3.1. Normes électrotechniques	14
1.3.2. Essais normalisés pour les disjoncteurs IEC	14
1.3.3. Essais de laboratoire pour les disjoncteurs.....	15
1.3.4. Essais normalisés pour les contacteurs IEC	15
1.3.5. Essais de laboratoire pour les contacteurs.....	17
1.4. Arc électrique	19
1.4.1. Structure d'un arc électrique	19
1.4.2. Histoire d'un arc électrique à l'ouverture	20
1.4.3. Fonctionnement limiteur	21
Conclusion.....	23

Table des illustrations

Figures

Figures 1.1, 1.2 et 1.3. Vue extérieure de disjoncteurs MCB, MCCB et ACB Merlin Gerin	8
Photographie 1.4. Ampoule de coupure d'un disjoncteur compact NS 160 Merlin Gerin	9
Figure 1.5. Schéma de la ligne de pôle d'une ampoule de coupure de disjoncteur MCCB	10
Photographie 1.6. Vue d'une chambre de coupure d'un disjoncteur MCCB	11
Figure 1.7. Coupe d'un contacteur électromécanique (d'après FECHANT ⁵)	12
Figures 1.8. et 1.9. Chronogramme d'essais de type AC3 et AC4	16
Figure 1.10. Schéma de la structure d'un arc électrique (d'après FECHANT ²⁷)	19
Figure 1.11. Schéma de l'évolution d'un pont fondu symétrique	20
Figure 1.12. Chronogramme illustrant le principe de la limitation en courant	21

Introduction

Les matériaux de contact électrique ont pour mission de permettre l'ouverture et la fermeture physique d'un circuit. Ils sont utilisés dans un grand nombre d'appareils électrotechniques.

Ceux-ci partagent un certain nombre de fonctions élémentaires, que nous présenterons dans la première partie du chapitre.

Les matériaux de contact électriques à matrice argent sont utilisés dans les disjoncteurs et les contacteurs. Nous détaillerons dans la deuxième partie les grandes familles et la structure d'un type particulier de disjoncteur et de contacteur.

L'électrotechnique est régie par un certain nombre de normes et l'adéquation des appareils avec ces normes est validée par des essais normalisés. La recherche des meilleurs matériaux de contact passe aussi par la réalisation d'essais de laboratoire souvent différents des essais normalisés. La présentation des normes, des essais normalisés et des principaux essais de laboratoire fera, elle aussi, l'objet d'une partie de ce chapitre.

La dernière partie sera consacrée à la description des arcs électriques apparaissant dans les disjoncteurs ou les contacteurs lors des essais. Nous présenterons la structure d'un arc électrique ainsi que le déroulement d'une ouverture sous courant, donnant lieu à l'apparition d'un arc électrique.

1.1. Principales fonctions de l'appareillage de puissance

L'appareillage électrique de puissance désigne l'ensemble des systèmes destinés à être reliés à un circuit électrique, en vue¹ :

1. D'assurer la continuité du circuit électrique sans perte excessive d'énergie ;
2. De permettre d'isoler physiquement l'amont de l'aval d'un appareil au moyen d'un diélectrique situé entre les deux bornes du circuit ;
3. De pouvoir à tout instant interrompre le courant de manière rapide, sûre et sans générer de surtension dommageable pour les appareils électriques ;
4. De pouvoir à tout instant fermer le circuit sans souder les contacts.

1.2. Différents types d'appareillage

L'appareillage regroupe plusieurs types de produits : relais, disjoncteurs, contacteurs, transformateurs, etc.

Il est cependant possible de distinguer deux grandes catégories :

- Les produits dont le but est de « rendre l'énergie électrique disponible en toute sécurité, depuis la centrale de production jusqu'à l'habitat individuel »² : c'est la distribution électrique ;
- Ceux dont le but est de « commander, contrôler, protéger, superviser les machines et les installations dans les procédés industriels, les infrastructures et les bâtiments »² : c'est le contrôle industriel.

Deux types d'appareils, les disjoncteurs et les contacteurs appartiennent respectivement à ces deux catégories et présentent un certain nombre de points communs.

1.2.1. Disjoncteurs

La sécurité électrique relève de la protection des installations et des personnes de risques d'origine électrique³. Les disjoncteurs sont des appareils de sécurité électrique : leur rôle consiste à éliminer les défauts d'alimentation électrique, les défauts d'isolement ou de protection des appareils électriques et à protéger les biens et les personnes de tout risque.

Certains disjoncteurs sont différentiels : ils analysent les fuites de courant pour diagnostiquer un défaut et le filtrer. Ils ont aussi un fonctionnement limiteur de surcharge (voir partie 1.4.3).

Il existe plusieurs types de disjoncteurs présentant des aspects, des technologies et des rôles différents :

- Les disjoncteurs limiteurs miniatures ou terminaux, MCB (*miniature circuit breaker*) sont utilisés pour contrôler une partie d'une machine ou d'une installation tertiaire (commerce, bureaux d'une usine, etc.). Ils sont limiteurs mais ils peuvent aussi être différentiels : ils protègent alors aussi les personnes. Ils correspondent dans la gamme Merlin Gerin au « Multi9 » (figure 1.1).

- Les disjoncteurs industriels limiteurs moulés, MCCB (*Moulded case circuit breaker*) fonctionnent pour des intensités plus importantes. Ils sont limiteurs et sont utilisés pour l'alimentation d'un outil ou d'une installation industrielle. Ils correspondent dans la gamme Merlin Gerin au « Compact NS » (figure 1.2).
- Les disjoncteurs de puissance à air, ACB (*air circuit breaker*), sont utilisés pour de fortes intensités. Ils servent à contrôler la distribution électrique dans un tunnel, une usine, etc. Ils correspondent dans la gamme Merlin Gerin au « MasterPact » (figure 1.3).
- Les disjoncteurs moteurs. Leur rôle est de protéger un moteur d'un défaut de courant ou d'un départ trop violent en cas de moteur bloqué. Ils ne sont pas limiteurs.



1.1



1.2



1.3

Figures 1.1, 1.2 et 1.3. Vue extérieure de disjoncteurs MCB, MCCB et ACB Merlin Gerin

Nous allons par la suite nous intéresser aux disjoncteurs MCCB pour en détailler les fonctions.

1.2.2. Structure d'un disjoncteur MCCB

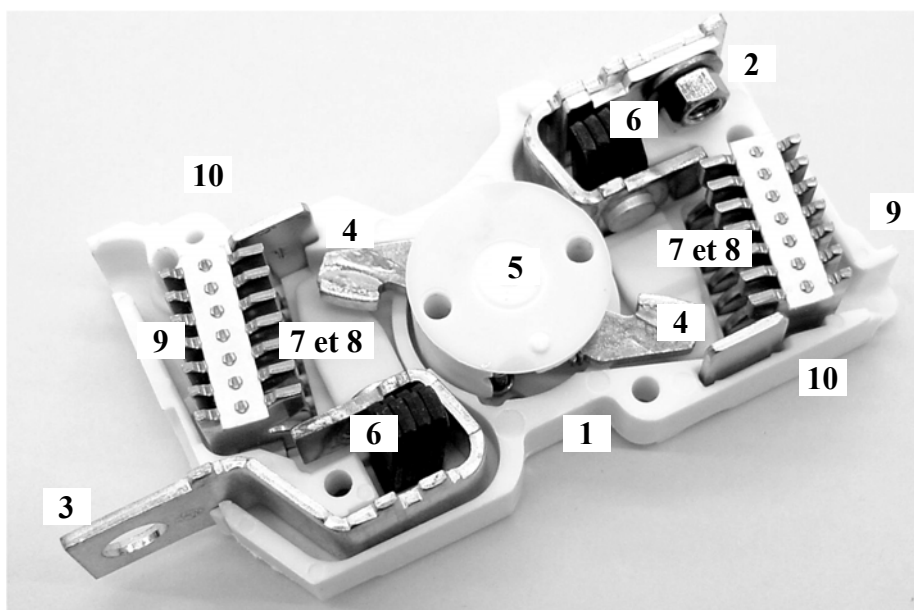
Un disjoncteur MCCB est composé d'un boîtier en matière plastique, d'une ou plusieurs chambres de coupure et d'un dispositif de commande et de disjonction appelé serrure.

1.2.2.1. Boîtier

Généralement réalisé en matières thermoplastiques, il contient tous les organes du disjoncteur et assure la stabilité structurelle, l'esthétique, la protection électrique des personnes qui le manipulent ainsi que la protection du disjoncteur vis-à-vis du milieu extérieur. En revanche, il laisse passer les gaz générés lors de la coupure. Celle-ci se fait dans une ampoule.

1.2.2.2. Ampoule de coupure.

Placée sur chaque phase de l'appareil, elle contient les organes qui assurent la séparation physique entre l'amont et l'aval du circuit. Elle se compose d'une enveloppe en polymère thermodurcissable (partie **1** de la photographie 1.4) dans laquelle est située la partie conductrice du disjoncteur. Il y a une ampoule par phase.



Photographie 1.4. Ampoule de coupure d'un disjoncteur compact NS 160 Merlin Gerin

1 : enveloppe. 2 et 3 : contacts fixes. 4 : contacts mobiles. 5 : barreau flottant. 6 : cales.
7 : joues. 8 : chambres de précoupure. 9 : chambres de coupure. 10 : masse électrique.

1.2.2.2.1. Ligne de pôle

La ligne de pôle est la partie conductrice d'un disjoncteur. Elle se compose d'un contact mobile et de deux contacts fixes (figure 1.5).

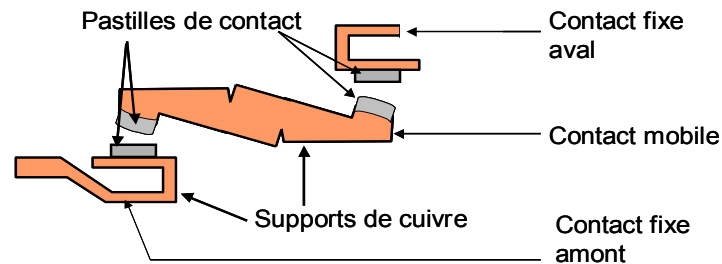


Figure 1.5. Schéma de la ligne de pôle d'une ampoule de coupure de disjoncteur MCCB

On distingue les deux paires de pastilles de contacts, les supports fixes et mobiles de ces pastilles.

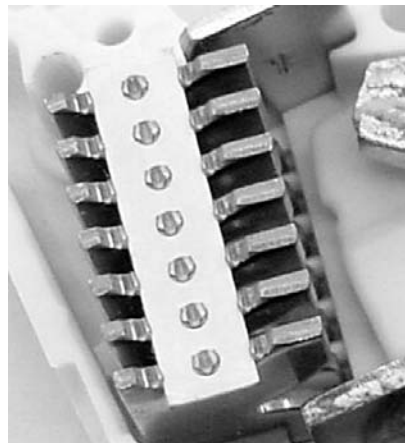
Les arcs électriques apparaissent entre ces contacts lors de l'ouverture ou de la fermeture du circuit :

- Les contacts fixes (2 et 3 de la photographie 1.4) assurent la liaison avec le reste du circuit. L'interface de coupure est constituée d'une pastille d'argent – carbone Ag-C brasée sur un support de cuivre ou de cuivre argenté. Les supports amonts ont des formes de crochet (figure 1.5) permettant de chasser l'arc loin des contacts grâce aux forces de Laplace générées lors du passage du courant ;
- Un contact mobile (4 de la photographie 1.4) avec deux pastilles de contact en composite argent - carbure de tungstène ou en composite argent - carbone. Il est placé dans un barreau flottant (5) qui lui permet d'avoir un mouvement de rotation autour d'un axe. A l'intérieur du barreau, de puissants ressorts sont destinés à écraser les pastilles de contacts mobiles sur celles des contacts fixes. Cet écrasement permet d'améliorer la qualité du contact entre les deux couples de pastilles en augmentant la surface de contact.

1.2.2.2.2. Partie non-conductrice

Les autres pièces ont pour but de limiter les effets des arcs électriques qui apparaissent entre les deux paires de contacts :

- De chaque côté des zones d'apparition de l'arc se trouvent des *joues* (7). Ce sont des flancs de matières plastiques gazogènes destinés à fondre en dégageant de fortes quantités de gaz en présence d'un arc électrique. Il en résulte une augmentation locale de la pression gazeuse qui chasse l'arc lorsque ces matières sont brûlées par l'arc⁴ ;
- La chambre de pré-coupure (8) est le lieu physique de la séparation de l'arc et des contacts. L'arc est ensuite chassé vers la chambre de coupure ;
- La chambre de coupure (9 sur la photographie 1.4, photographie 1.6) est constituée d'ailettes, plaques de métal régulièrement espacées et comportant une encoche destinée à favoriser la disparition de l'arc ;
- Des filtres qui permettent d'évacuer la surpression tout en limitant les manifestations extérieures dues à l'arc (flashes lumineux);
- Une plaque de métal (10) qui sert de masse électrique.



Photographie 1.6. *Vue d'une chambre de coupure d'un disjoncteur MCCB*

La structure en ailette permet de transformer un arc unique en un grand nombre d'arcs ce qui contribue à son extinction

1.2.3. Contacteurs

Les contacteurs sont des composants fondamentaux de l'automatisation : ce sont des appareils de connexion commandable à distance (en général, par un électroaimant). Ils sont capables d'établir, de supporter et d'interrompre des courants dans les conditions normales de fonctionnement, y compris celles de surcharge en service⁵. L'invention des contacteurs au début du vingtième siècle a permis l'essor de l'automatisme.

La commande d'ouverture ou de fermeture du circuit se fait par passage d'un courant dans l'étage de commande du contacteur. Un contacteur doit pouvoir effectuer environ cent fois plus de manœuvres qu'un disjoncteur.

L'actionnement des contacteurs est soit électronique soit électromagnétique. Pour les contacteurs électromagnétiques, l'action conjointe d'une bobine et de ressorts permet l'ouverture ou la fermeture du circuit. L'architecture existe en double coupure ou à simple coupure, à clapet ou à actionnement direct⁶. Les faibles calibres sont dépourvus de dispositif de soufflage. Pour les calibres moyens, le soufflage est réalisé au moyen d'ailettes, comme dans les disjoncteurs. Pour les très gros calibres, il existe des dispositifs magnétiques de soufflage.

1.2.4. Structure d'un contacteur électromagnétique petit calibre

Un contacteur sans dispositif de soufflage est représenté sur la figure 1.7.

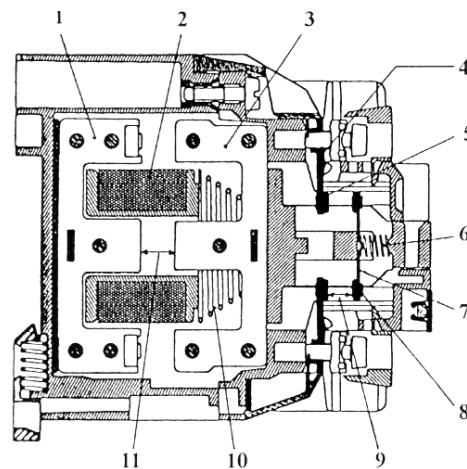


Figure 1.7. Coupe d'un contacteur électromécanique (d'après FECHANT⁵)

On distingue la ligne de pôle, composée d'un pont mobile (7) et de deux parties fixes par phase (4). Le pont mobile possède deux pastilles de contact (8). Chaque partie fixe dispose d'une pastille (5), soit quatre pastilles par phase.

Le pont mobile est relié à son support, le râteau, au moyen d'un ressort (6). Le ressort peut être placé entre le pont et le râteau ou entre le pont et le boîtier. Sur le râteau est fixée l'armature mobile de l'électroaimant (3). Celle-ci est composée d'un ensemble de plaques d'acier au silicium isolées entre elles et assemblées par des rivets pour éviter l'apparition de courants de Foucault⁷.

En mode passant, les parties fixes et mobiles de l'électroaimant (1) se touchent en comprimant un ressort (10) et en enserrant la bobine (2). L'électroaimant peut avoir des formes très diverses (en U, en W) selon le type de courant à couper.

Cet appareil dispose de deux courses, celle de l'électroaimant (11) et celle des contacts (9).

Cette dernière conditionne la distance nécessaire pour passer du mode passant au mode non-passant. Dans le cas d'une fermeture, le pont mobile positionne dans un premier temps les contacts mobiles contre les contacts fixes. Ensuite, l'électroaimant continue sa course en comprimant les ressorts d'écrasement (6) pour appliquer sur les contacts une pression permettant de garantir un bon contact électrique⁸.

La structure et les caractéristiques de l'ensemble du contacteur ont une influence sur la durée de vie des pastilles, notamment au travers des pressions exercées sur les contacts et des vitesses d'ouverture ou de fermeture du circuit⁹.

1.3. Essais électrotechniques

1.3.1. Normes électrotechniques

Les normes sont omniprésentes en électrotechnique. Il en existe trois grandes familles, correspondant à autant de zones géographiques d'influence :

- La norme NEMA (National Electrical Manufacturers Association¹⁰) ou la norme UL (Underwriters Laboratories Inc.¹¹) sont principalement utilisées en Amérique du Nord ;
- La norme JSI¹² est principalement utilisée au Japon et en Extrême-Orient ;
- La norme IEC¹³ est principalement utilisée en Europe.

Nous nous limiterons par la suite aux disjoncteurs et contacteurs IEC.

1.3.2. Essais normalisés pour les disjoncteurs IEC

Les essais sont de plusieurs types :

- Essais d'échauffement en mode passant ;
- Propriétés diélectriques en mode non-passant ;
- Limites et caractéristiques du déclenchement ;
- Aptitude au fonctionnement en service ;
- Pouvoir de coupure en court-circuit.

Ces essais sont organisés en huit séquences d'essais. Ils sont regroupés en deux grandes familles : les essais caractérisant le fonctionnement mécanique du disjoncteur (ouverture correcte du circuit, etc.) et les essais évaluant le comportement électrique.

Les normes mettent l'accent sur l'intensité maximale que peut couper un disjoncteur (et donc la puissance maximale admissible) plutôt que sur l'endurance. Cependant, la question de leur comportement à l'usure en service apparaît comme étant de plus en plus importante.

1.3.3. Essais de laboratoire pour les disjoncteurs

Il existe de très nombreux essais de laboratoire pour les disjoncteurs. Ils sont susceptibles d'être réalisés sur des disjoncteurs complets, des ampoules complètes ou des contacts électriques seuls. Les essais de laboratoire permettent d'étudier de manière plus rapide et moins coûteuse les propriétés d'un matériau ou d'une géométrie de contacts. Ils peuvent permettre de mettre en évidence une partie des caractéristiques des appareils comme par exemple l'échauffement des lignes conductrices, les chocs mécaniques répétés que subissent les contacts. A l'inverse, ils peuvent être les plus proches possibles des essais normalisés dont ils sont issus pour tester les contacts électriques dans des conditions réelles.

1.3.4. Essais normalisés pour les contacteurs IEC

Chaque norme conditionne l'ensemble des choix technologiques faits pour la conception d'un appareil¹⁴. Ainsi, les normes NEMA¹⁵ ou UL¹⁶ définissent la taille des appareils afin qu'ils soient librement interchangeables pour une puissance et une tension données. Les contacteurs NEMA sont, de plus, conçus pour fonctionner de manière satisfaisante pour une durée de vie donnée quel que soit le circuit dans lequel ils sont implantés. En revanche, les contacteurs IEC sont conçus pour une utilisation idéalisée exprimée en terme de catégorie d'emploi. La catégorie d'emploi est le type de courant que le contacteur va avoir à couper ou à établir tout au long de sa vie. Il dépend du type d'appareils présents sur le circuit (moteurs à cage d'écureuil, lampes, etc.). Pour un même calibre, il y a plusieurs catégories d'emploi et donc plusieurs durées de vie. Les contacteurs NEMA ont donc généralement une durée de vie plus importante mais ils sont plus encombrants et font appel à des techniques moins évoluées que les IEC. Un contacteur est usuellement rattaché à une seule catégorie de normes. Les normes fonctionnelles applicables en France sont les normes IEC¹⁷. Il y a seize catégories d'emploi. Quatre d'entre elles se réfèrent aux contacteurs fonctionnant en courant continu (notées DC1 à DC4) et les autres concernent les contacteurs courant alternatif (notées de AC1 à AC8b). Les conditions les plus sévères correspondent aux catégories d'emploi AC3 et AC4¹⁸.

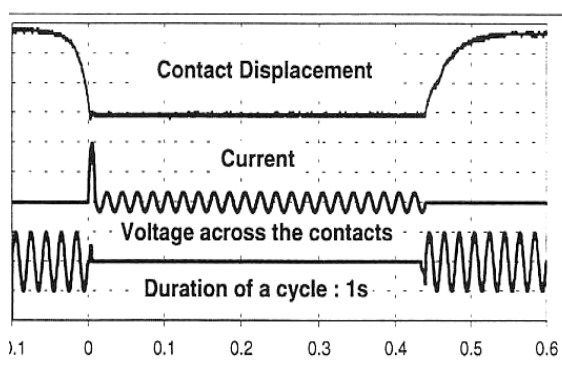
On définit plusieurs types d'essais :

- Les essais d'échauffement normalisés : ils vérifient la stabilité de l'échauffement du contacteur en mode passant uniquement. Ces essais ne dégradent pas les pastilles ;
- Les essais critiques évaluent l'efficacité des contacteurs dans des conditions extrêmes, comme l'essai de détermination du Pouvoir de Fermeture (P.F.). Celui-ci est le courant le plus élevé qu'il peut établir sans dommage. L'appareil doit pouvoir effectuer 50 cycles ouverture / fermeture avec un courant à la valeur du P.F. On peut aussi le combiner à

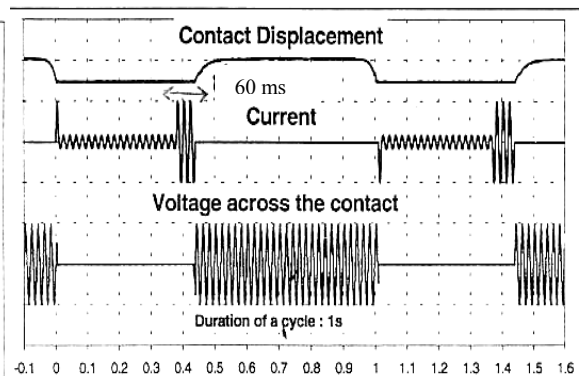
l'essai de détermination du pouvoir de coupure (P.F./P.C.) qui mesure le courant maximal que le contacteur peut couper. Ces essais sont beaucoup plus endommageants que les essais de P.F. seuls. Les valeurs d'intensité à établir ou à couper sont fixées par un multiple du calibre de l'appareil (correspondant à l'intensité nominale I_n) ;

- Les essais d'endurance ou de fonctionnement conventionnel en service : ils caractérisent l'usure résultant d'une utilisation normalisée de l'appareil. Ceux-ci se réalisent aux intensités fixées par les catégories d'emploi par un multiple du calibre à l'ouverture et à la fermeture. Un traitement mathématique¹⁹ permet de déduire la durée de vie pour un contacteur subissant plusieurs des services correspondant à plusieurs types de catégories d'emploi.

Les essais AC caractérisent essentiellement la durée de vie des contacts. Les contacteurs fonctionnent généralement en AC3 (figure 1.8) et AC4 (figure 1.9).



1.8



1.9

Figures 1.8. et 1.9. Chronogramme d'essais de type AC3 et AC4

Le déplacement des contacts, le courant les traversant et la tension à leurs bornes sont repérés de haut en bas. Les cycles durent une seconde.

Les essais AC3 comportent des fermetures avec un courant de six fois la valeur de l'intensité nominale I_n tandis que les essais AC4 comportent des ouvertures et des fermetures sous $6.I_n$.

L'érosion pour les essais AC4 est principalement due aux arcs d'ouverture. Les cycles d'ouverture et de fermeture contribuent également à l'érosion pour les essais AC3²⁰. De nombreux essais de laboratoire sont basés sur les essais AC3 et AC4.

1.3.5. Essais de laboratoire pour les contacteurs

Certains types d'essais de laboratoire permettent d'étudier les propriétés de non-soudure des contacts; d'autres exacerbent les problèmes de fonctionnement en service.

Les essais peuvent être considérés comme statiques ou dynamiques selon la méthode utilisée pour générer l'arc électrique. Pour les essais dynamiques de fermeture, l'arc apparaît lorsque les contacts se rapprochent l'un de l'autre d'une distance inférieure à la distance diélectrique (distance au-dessus de laquelle le diélectrique est en quantité et qualité suffisantes pour interdire le claquage). Inversement, quand les contacts conduisant le courant se séparent, la rupture du pont de métal liquide formé par échauffement localisé conduit à l'apparition d'un arc électrique. Pour les essais statiques, la génération de l'arc est plus complexe. L'échauffement résultant du passage du courant dans un fil de métal le fait exploser. On trouve aussi des systèmes d'amorçage de l'arc au moyen d'une impulsion haute tension. Ils permettent de s'affranchir du mouvement des pièces mais modifient profondément la physiologie de l'arc électrique. Au contraire des essais dynamiques permettent de rendre compte précisément de ce qui se passe dans les contacts. Pour autant, il est impossible de supprimer l'influence du mouvement relatif des contacts sur la dynamique intrinsèque de l'arc.

On considère généralement deux types d'essais dynamiques : les essais critiques, tels que les essais de fermeture sous fort courant et les essais d'endurance. Ils mesurent deux choses antinomiques. Les essais critiques caractérisent le comportement du matériau dans des conditions difficiles, celui-ci, par exemple, ne doit pas souder tandis que les essais d'endurance évaluent la durée de vie des pastilles.

L'érosion à la fermeture, mise en évidence lors de certains essais critiques, dépend essentiellement de trois facteurs ²¹ :

- La durée et la vitesse d'accostage ;
- L'énergie du rebond généré lors de l'accostage ;
- La composition et les caractéristiques des contacts.

Dans les essais d'endurance, les contraintes mécaniques générées par l'arc lors de l'ouverture des contacts conduisent à leur érosion²².

1.4. Arc électrique

1.4.1. Structure d'un arc électrique

Un arc électrique est généralement constitué de trois grandes zones : une colonne d'arc (souvent appelée colonne positive) et deux pieds d'arcs (anodiques et cathodiques), comme sur la figure 1.10.

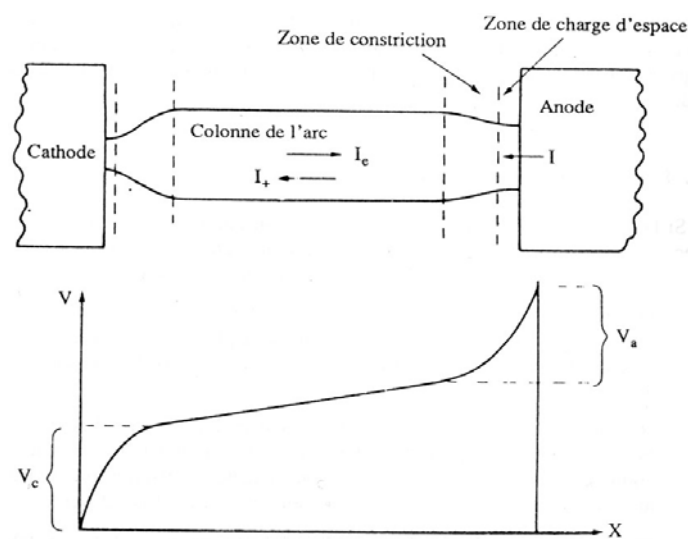


Figure 1.10. Schéma de la structure d'un arc électrique (d'après FECHANT²⁷)

La colonne est souvent assimilée à un plasma cinétique globalement neutre. Dans la colonne positive, le champ électrique est constant : la tension décroît donc linéairement. La colonne contient trois types de corps : des électrons, des particules neutres ainsi que des ions positifs ou négatifs (mais avec généralement plus d'ions positifs que négatifs pour des raisons de conservation de la charge). Elle est le siège de flux contraires d'électrons et d'ions négatifs, d'une part et d'ions positifs, d'autre part.

Les pieds d'arcs sont de type anodique ou cathodique. Le modèle de BEILIS²³ présente souvent un pied d'arc cathodique comme une succession de quatre zones. Ce sont, en partant de la cathode, la zone balistique, la zone de relaxation des particules lourdes, la zone de relaxation des électrons émis et la zone d'expansion.

Pour le pied d'arc anodique, on trouve la zone de charge d'espace et la zone de perte d'énergie appelée aussi zone de constriction. Contrairement à la colonne, l'évolution de la tension avec la distance aux électrodes commence par augmenter puis diminuer. La différence de tension entre l'électrode et l'extrémité de la colonne d'arc, nommée chute anodique ou cathodique est constante pour un matériau d'électrode donné. Elle est généralement de l'ordre de quelques volts. On a donc une relation affine entre la longueur d'un arc et sa tension inter-électrodes.

1.4.2. Histoire d'un arc électrique à l'ouverture

L'évolution d'une striction électrique due à un arc est représentée sur la figure 1.11²⁴.

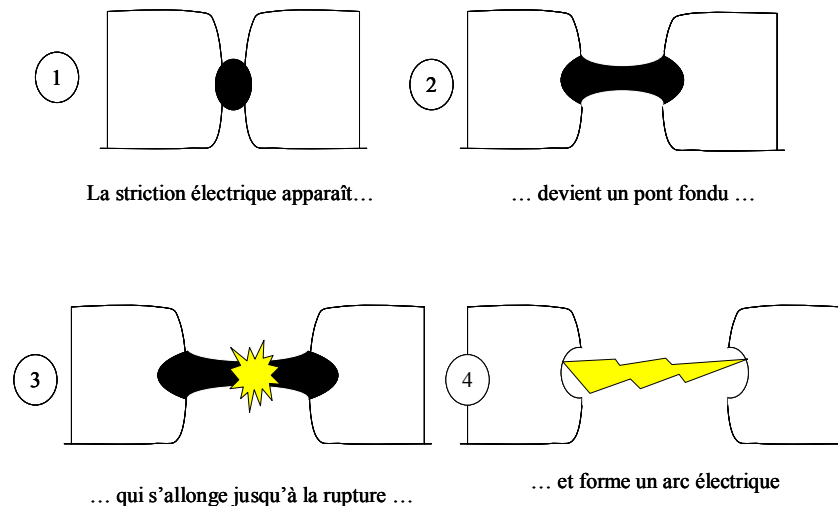


Figure 1.11. Schéma de l'évolution d'un pont fondu symétrique

En mode passant, le courant percole à travers l'interface entre les contacts par des taches de contact. Lors de l'ouverture, leur nombre diminue ainsi que leur surface²⁵. Parallèlement, leur température croît par effet Joule jusqu'à atteindre la température de ramollissement puis de fusion de l'argent²⁶ pour une zone elliptique dont le diamètre dépend de la température de striction, de la température de fusion, de l'intensité parcourant la striction électrique et du rapport des résistivités entre l'état solide et l'état liquide²⁷. Il y a apparition d'un pont fondu entre les contacts²⁸. Ce pont va s'étirer jusqu'à atteindre l'instabilité et la rupture. La tension augmente alors de la tension de fusion jusqu'à la tension d'arc (soit 0,37V pour l'argent). Le centre du pont passe à l'état gazeux et produit un plasma d'argent. Le calcul montre que les pressions d'argent gazeux sont alors de l'ordre de 1 bar²⁹. Ce plasma métallique

est très vite remplacé par un plasma constitué des gaz atmosphériques (azote et oxygène). La rupture du pont fondu peut conduire à une érosion importante³⁰.

Une bonne compréhension de la physique de l'arc a permis l'invention du fonctionnement limiteur.

1.4.3. Fonctionnement limiteur

L'objectif d'un disjoncteur limiteur est de faire s'éteindre l'arc avant le zéro de courant. Pour cela, il va conduire l'arc à augmenter sa tension jusqu'à dépasser celle du réseau. L'arc et le réseau s'opposent : l'arc va alors s'éteindre (figure 1.12).

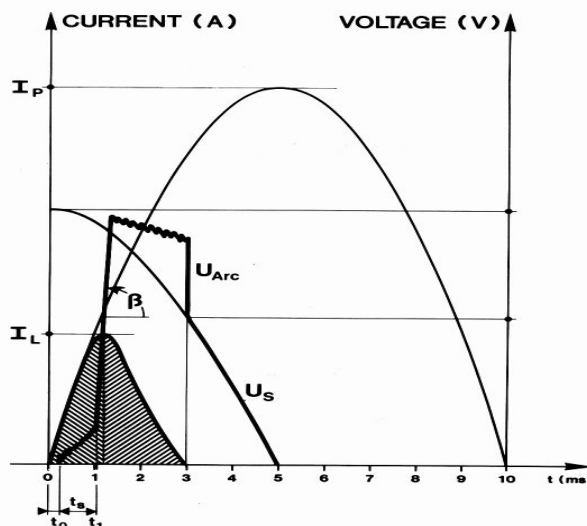


Figure 1.12. Chronogramme illustrant le principe de la limitation en courant

Le courant présumé à couper I_p entraînerait la destruction de l'appareil. Le fonctionnement limiteur va permettre d'éteindre l'arc pour une intensité I_L bien inférieure à I_p . L'appareil va conduire l'arc à augmenter sa tension U_{arc} jusqu'à ce qu'elle dépasse la valeur du secteur U_S . L'arc et le secteur s'opposent : l'intensité (grisé) tombe à 0 en 3ms au lieu de 10ms s'il avait fallu attendre l'extinction de l'arc avec l'annulation du courant du secteur.

Ceci permet une réduction conséquente de la taille des appareils et une plus grande efficacité. Le fonctionnement limiteur est obtenu en fractionnant l'arc dans un ensemble d'ailettes. Ce système n'est possible que sur les appareils de basse tension alternative.

Par la suite, nous allons nous intéresser aux propriétés que doivent présenter les contacts électriques pour garantir durée de vie, comportement sûr dans les phases critiques et faible échauffement en mode passant.

Conclusion

Les disjoncteurs et les contacteurs sont les deux applications principales des matériaux de contact électrique à matrice argent. Les disjoncteurs ont principalement une mission de sécurité électrique, même en cas de courant intense. A l'inverse, même si les contacteurs doivent pouvoir couper le courant dans des conditions parfois difficiles, ils doivent être en mesure d'effectuer un grand nombre de manœuvres dans des conditions normales d'usage.

Cette différence de comportement se traduit par des structures différentes. La structure des disjoncteurs comme des contacteurs est complexe et obéit à des règles de construction très précises. Tout est fait pour que l'arc électrique apparaissant lors de l'établissement ou la coupure du courant génère le moins de dégâts possible dans l'appareil.

Les normes d'utilisation des disjoncteurs et des contacteurs conditionnent pour une bonne part la structure des appareils. Les normes applicables en France, les normes IEC, définissent des utilisations idéalisées des appareils et caractérisent leur durée de vie dans ces conditions.

Il existe aussi de nombreux essais de laboratoire permettant de tester tout ou partie des caractéristiques des matériaux de contacts. Ils sont le plus souvent dérivés des essais normalisés.

Dans le chapitre qui va suivre, nous allons nous intéresser aux caractéristiques principales des matériaux de contact électrique pour définir un cahier des charges.

Bibliographie du chapitre

- ¹ RIEDER W., Circuit breakers : physical and engineering problems I-Fundamentals, IEEE spectrum, 7, (7), pp. 35-43, 1970
- ² Site Internet : www.schneider-electric.com
- ³ FECHANT L., DE MENDEZ M., MUNIESA J., Contacts de puissance et contacts d'information, in : Le contact électrique : l'appareillage de connexion, éd. L. Féchant, Hermès, 1996
- ⁴ DOMEJEAN E., CHEVRIER P., FIEVET C. et al. , Arc-wall interaction modelling in a low-voltage circuit breaker, Journal of applied physics D – applied physics, 30 (15), pp. 2132-2142, 1997
- ⁵ FECHANT L., Appareillage électrique à BT - Appareils de commande, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie électrique, D 4862, 1984
- ⁶ LINDMAYER M., Low voltage contactors : design and materials selection considerations, in : 16th International conference on electrical contacts Loughborough, pp. 1-8, 1992
- ⁷ SIFFROI L., Le contacteur électromagnétique, CITEF, 1988
- ⁸ WILLIAMSON J.B.P., The microworld of the contact spot, in : Proceedings of the 27th Holm conference on electrical contacts, Chicago , pp. 1-10, 1981
- ⁹ BRAUMANN P., KOFFLER A., SCHRODER K.H., Analysis of the interrelation between mechanical and electrical phenomena during making operations of contacts, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, Paris, pp. 29-35, 1994
- ¹⁰ Site Internet : www.nema.org
- ¹¹ Site Internet : www.ul.com
- ¹² Site Internet : www.jisc.go.jp/eng/jis-act
- ¹³ Site Internet : www.iec.ch
- ¹⁴ Rapport technique ICS 2.4, NEMA and IEC devices for motor services- A guide for understanding the differences, 2003, National Electrical Manufacturers' Association
- ¹⁵ Norme ICS 2-1993 (R2000), National Electrical Manufacturers Association.
- ¹⁶ Norme UL 508-1999, Underwriters Laboratories Inc.
- ¹⁷ Norme CEI 947-4-1, Commission Electrotechnique Internationale.

-
- ¹⁸ FECHANT L., L'appareillage de commande automatique, in : Le contact électrique : l'appareillage de connexion, éd. L. Féchant, Hermès, 1996
- ¹⁹ WROBLEWSKI Z., Generalised discrete reliability model of electromagnetic AC contactors, European transactions on electrical power, 6, (3), pp. 175-181, 1996
- ²⁰ MANHART H., RIEDER W., Erosion behavior and "erodibility" of Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts under AC3 and AC4 test conditions, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 13, 1, pp. 56-64, 1980
- ²¹ BRAUMANN P., SCHRODER K.H., FEYGIN A., New powder metallurgical Ag/SnO₂ contact material for different loads, in : Electrical contacts 1994, Proceedings of the 40th Holm conference on electrical contacts, pp. 239-244, 1994
- ²² RIEDER W., WEICHSLER V., Make erosion mechanism of Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 15, (3), pp. 332-338, 1992
- ²³ LEFORT A., Effets thermiques au niveau des pieds d'arc électrique, Séminaire Centre des Matériaux Ecole des Mines de Paris, février 2004.
- ²⁴ DOREMIEUX J., L'érosion électrique des contacts avec transfert fin, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, éd. L. Féchant, Hermès, pp. 301-360, 1996
- ²⁵ HOLM R., Electrical contacts, 4th ed., Springer-Verlag, 1967
- ²⁶ KOUAKOU T-Y., Evolution de la tension lors de l'ouverture de contacts métalliques parcourus par un courant, Thèse, Paris 6, 1992
- ²⁷ FECHANT L., Echauffement des strictions de contact, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, éd. L. Féchant, Hermès, pp. 93-137, 1996
- ²⁸ DAVIDSON P.M., The growth of the liquid bridge in an electrical contact, British journal of applied physics, 5, pp. 189-191, 1954
- ²⁹ GAUDEMET F.E. Moins d'argent pour de meilleurs contacts. Rapport de stage d'option, Paris : ENSMP, 2001
- ³⁰ PRICE M.J., JONES F.L., The electrical contact : the properties and rupture of the microscopic molten metal bridge, British journal of applied physics, 2, (4), pp. 589-596, 1969

CHAPITRE 2
PASTILLES DE CONTACTS ELECTRIQUES

Pastilles de contacts électriques

Introduction	27
2.1. Propriétés générales des matériaux de contact	28
2.1.1. Changements d'états	28
2.1.2. Conductivité électrique k_{el}	29
2.1.3. Conductivité thermique λ	31
2.1.4. Capacité calorifique.....	36
2.1.5. Inertie chimique.....	37
2.1.6. Tenue mécanique.....	38
2.2. Différents types de matériaux de contact	39
2.2.1. Matériaux à base de cuivre.....	39
2.2.2. Matériaux à base d'argent	39
2.3. Procédés de fabrication des contacts électriques Ag-MeO	43
2.3.1. Elaboration des poudres	43
2.3.2. Elaboration des contacts.....	44
2.4. Comportement des matériaux de contact durant un arc électrique.....	45
2.4.1. Changements de phase dus à l'arc sur les contacts	45
2.4.2. Dissociation des oxydes et oxydation	47
2.4.3. Contraintes thermomécaniques dans les contacts	47
Conclusion.....	49

Table des illustrations
Figures

Figure 2.1. Résistivité électrique des principaux alliages industriels (d'après ASHBY ³⁵)	29
Figure 2.2. Conductivités thermiques en fonction de la fraction volumique pour différents modèles.	34
Figure 2.3. Conductivités thermiques d'Ag, Ag-SnO ₂ 12%W et de Cu en fonction de la température	35
Figure 2.4. Capacités calorifiques volumiques d'Ag, Ag-SnO ₂ et de Cu en fonction de la température	37
Figure 2.5. Structure d'un rivet d'Ag-SnO ₂	44
Figure 2.6. Effet de l'arc électrique sur un contact en matériaux composites (d'après DOREMIEUX ⁸¹)	45
Figure 2.7. Modèle d'éjection radiale de HANTZSCHE (d'après CHABRERIE)	46
Figure 2.8. Mise en rotation du bain fondu par effet MARANGONI et effet inductif.....	46

Tableaux

Tableau 2.1. Températures et enthalpies de changement d'état "	28
Tableau 2.2. Conductivité thermique de l'argent solide en fonction de la température.....	32
Tableau 2.3. Conductivité thermique de l'argent liquide en fonction de la température	33
Tableau 2.4. Conductivité thermique de l'oxyde d'étain en fonction de la température	33
Tableau 2.5. Conductivité thermique de l'Ag-SnO ₂ à 298K en fonction de la fraction de renfort	33
Tableau 2.6. Les différents procédés d'élaboration des poudres d'Ag-SnO ₂	43

Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté les applications principales des matériaux de contact électrique.

Nous allons, dans ce chapitre, préciser les propriétés qu'ils doivent présenter, qu'elles soient thermophysiques, chimiques ou mécaniques.

Nous détaillerons aussi les grandes familles de matériaux de contact électrique, qu'ils soient à base de cuivre ou d'argent.

Nous présenterons dans la troisième partie les différents procédés d'élaboration des matériaux de contact.

Enfin, nous nous intéresserons tout particulièrement au comportement du matériau lorsqu'il est soumis à un arc électrique.

2.1. Propriétés générales des matériaux de contact

Les matériaux de contacts doivent :

- Présenter des températures de fusion adéquates ;
- Avoir des conductivités électrique et thermique élevées ;
- Etre suffisamment inertes vis-à-vis de l'atmosphère dans laquelle ils seront placés pour éviter la formation de films isolants ;
- Présenter des propriétés mécaniques suffisantes pour supporter les forces appliquées lors de l'écrasement des contacts.

2.1.1. Changements d'états

Les changements d'état de la matrice et du renfort conditionnent pour une bonne part les performances des contacts en présence d'arc.

Les paramètres à prendre en compte sont les températures de fusion et d'ébullition de la matrice ainsi que les chaleurs latentes correspondantes, la température de vaporisation du renfort et sa chaleur latente, ainsi que les réactions éventuelles de changement de phase. Ces chaleurs latentes jouent le rôle de puits thermique en absorbant une partie de l'énergie de l'arc électrique. Les oxydes présentant des températures basses de changement d'état sont donc favorisés. Cependant, une température trop basse de changement d'état entraîne des problèmes de stabilité de l'oxyde lors de l'élaboration des pastilles de contact électrique. Elle favorise de plus le soudage et l'érosion par l'arc à cause de l'apparition en surface d'une couche de métal liquide. Une température trop haute favorise les réamorçages d'arc électrique.

Le tableau 2.1 donne les caractéristiques des changements d'état des principaux matériaux de contact électrique.

	Température de fusion (K)	Température d'ébullition (K)	Chaleur latente de fusion (kJ.mol ⁻¹)	Chaleur latente d'ébullition (kJ.mol ⁻¹)	Température de dissociation (K)	Chaleur latente de dissociation (kJ.mol ⁻¹)
Ag	1235	2483	11,95	254,1	-	-
Cu	1357	2855-2868	13,05	304,6	-	-
SnO ₂	1893	2750	-	-	2300	580.8
WC	3070-3140	-	-	-	3070	-

Tableau 2.1. Températures et enthalpies de changement d'état^{31,32,33}

2.1.2. Conductivité électrique k_{el}

La conductivité électrique caractérise l'aptitude d'un corps ou d'une solution à laisser passer le courant électrique. Elle est exprimée en $S.m^{-1}$. Le pourcentage IACS³⁴ (International Annealed Copper Standard) est défini par le rapport entre la conductivité du matériau et celle d'un étalon de cuivre choisi comme référence 100% :

$$C = (k_{el} / 1.724) \times 100 \quad (2.1)$$

Avec k_{el} : conductivité électrique (en $S.m^{-1}$)

L'inverse de la conductivité, la résistivité ρ , est exprimée en Ohm.m.

2.1.2.1 Influence des conductivités sur le choix des matériaux de contact

Un contacteur ou un disjoncteur doit laisser passer le courant en position fermée. Il s'échauffe alors par effet Joule. Cet effet doit être contrôlé : les normes préconisent une augmentation de température inférieure à 70°C entre les bornes de connexion des contacteurs lors du passage du courant. Les contacts doivent donc être de bons conducteurs électriques et thermiques. Les résistivités des principaux métaux sont représentés sur la figure 2.2³⁵.

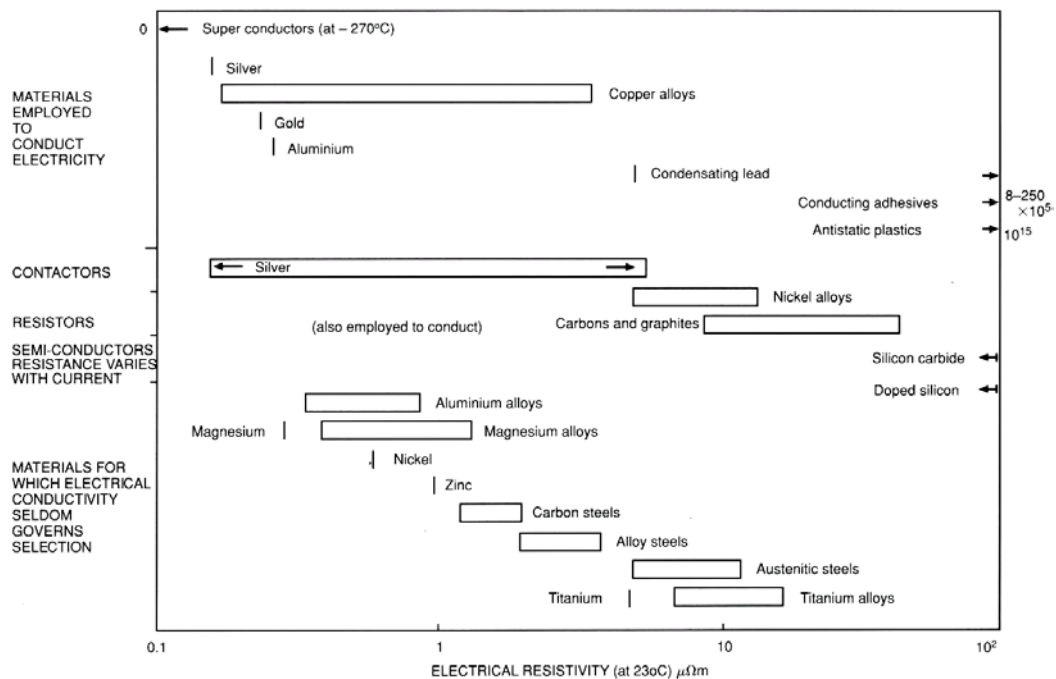


Figure 2.1. Résistivité électrique des principaux alliages industriels (d'après ASHBY³⁵)

On constate que les meilleurs alliages sont à base de cuivre ou à base d'argent. Ceci explique l'emploi massif de ces deux éléments dans les lignes conductrices des disjoncteurs et des contacteurs. L'argent a une conductivité électrique supérieure de 8% à celle du cuivre : malgré son coût plus élevé, il est préférentiellement utilisé pour les pastilles de contact d'intensité importante. Il a de plus une bonne

résistance à l'oxydation. L'or est rarement utilisé en raison de son prix élevé. Il est cependant totalement inoxydable. Quand l'atmosphère, particulièrement oxydante, interdit l'utilisation d'un autre élément, on réalise un dépôt de quelques microns d'or par galvanoplastie. Ce dépôt ne permet le passage que des courants faibles, comme ceux utilisés dans la connectique bas niveau. Le matériau le plus utilisé pour les forts courant est l'argent.

2.1.2.2 Conductivité électrique des métaux purs

La conduction électrique dans les métaux purs est principalement électronique. La fonction de distribution d'équilibre global $f^{(0)}$, correspondant à la densité des porteurs de charges ayant une énergie donnée et se trouvant à l'équilibre, obéit alors à la statistique de FERMI – DIRAC. Elle apparaît dans l'équation de BOLTZMANN par :

$$f^{(0)}(\underline{r}, \varepsilon_k, t) = \frac{1}{1 + e^{\frac{\varepsilon_k - \mu}{k_B T}}} \quad (2.2)$$

Avec μ : niveau de FERMI ;

\underline{r} : position du niveau de FERMI ;

ε_k : énergie du porteur de charge considéré ;

k_B : constante de BOLTZMANN.

L'intégrale de collision traduit l'évolution temporelle de l'énergie du porteur de charge par suite d'une collision. Elle permet de réaliser un bilan d'énergie. Elle fait apparaître le temps de relaxation τ :

$$(df/dt)_{\text{coll.}} = (f - f^{(0)}) / \tau \quad (2.3)$$

Avec τ : temps de relaxation (temps moyen séparant deux chocs électroniques consécutifs) ;

f : fonction de distribution.

La densité de courant électrique se calcule à partir de la fonction de distribution f par :

$$J = \frac{2e}{(2\pi)^3} \int f \cdot v dk \quad (2.4)$$

Avec J : densité de courant dans le conducteur ;

e : charge du porteur de charge ;

f : fonction de distribution (fonction de k) ;

v : vitesse du porteur de charge (fonction de k) ;

k : état énergétique du porteur de charge.

La conductivité électrique k_{el} du matériau est définie par l'équation :

$$j_x = k_{el} E_x \quad (2.5)$$

avec j_x : composante selon la coordonnée x de la densité de courant dans le conducteur ;

E_x : champ électrique appliqué dans la direction x.

L'intégration sur un volume contenant plusieurs porteurs de charges au moyen des équations 2.2 à 2.5 donne alors :

$$k_{el} = n e^2 \tau / m \quad (2.6)$$

Avec n : concentration en électrons libres ;

m : masse de l'électron ;

e : charge élémentaire électronique.

Pour les métaux purs, la conductivité est essentiellement régie par le temps de relaxation car la concentration en électrons varie peu. Ainsi, quand la température augmente, les ions oscillent de plus en plus fort autour de leur position d'équilibre et diffusent des électrons. Il en résulte que le temps de relaxation diminue et donc que la conductivité électrique diminue avec l'augmentation de température.

La conductivité du métal pur est alors proportionnelle à T selon la loi de BLOCH-GRÜNESEIN³⁶.

Par exemple, la conductivité électrique de l'argent pur vaut $6.25 \cdot 10^7 \text{ S.m}^{-1}$ à 293K et $1.19 \cdot 10^7 \text{ S.m}^{-1}$ à 1233K (soit sa température de fusion).

2.1.2.3 Conductivité électrique dans les alliages ou pseudo-alliages

La résistivité d'un métal dopé ρ s'écrit :

$$\rho = \rho_{\text{dopant}} + \rho_T \quad (2.7)$$

Avec ρ_{dopant} : résistivité du dopant dans le métal considéré,

ρ_T : résistivité du métal pur à la température.

Un alliage peut être considéré comme un métal dopé avec un second métal. Par exemple, pour un alliage dont le métal de base a une résistivité électrique inférieure au métal d'apport (comme dans le cas des contacts électriques à base d'argent), la résistivité de la solution solide est supérieure à celle de l'alliage. Les atomes du second métal freinent les électrons, d'autant plus s'ils sont répartis de manière homogène : la détermination de ρ_{dopant} est délicate car elle dépend de la répartition du dopant. Ainsi, la conductivité d'un cermet (céramique dans un métal) doit être comprise entre celle de la matrice seule et celle donnée par l'équation 2.6 dans le cas d'une répartition homogène de la céramique.

2.1.3. Conductivité thermique λ

La conductivité thermique λ est la quantité de chaleur échangée par conduction à travers un corps par unité de temps, de surface, d'épaisseur et de température.

Elle est définie par la relation de FOURIER si elle est considérée comme indépendante de la température :

$$\underline{\phi.n} = -\lambda \cdot \underline{\text{grad}(T)} \quad (2.8)$$

Avec ϕ : densité de flux de chaleur ;

T : température ;

\underline{n} : vecteur normal.

La conductivité thermique λ est définie au niveau microscopique par l'énergie moyenne des particules permettant la conduction :

$$\lambda = C v l_m / 3 \quad (2.9)$$

Avec C : capacité thermique du système de particules considéré ;

v : leur vitesse moyenne ;

l_m : leur libre parcours moyen.

Dans les métaux purs, la conduction thermique (comme la conduction électrique) est assurée par les électrons. La relation précédente devient :

$$\lambda = n \pi^2 k_B^2 T \tau / 3 m \quad (2.10)$$

Avec k_B : constante de BOLTZMANN;

n : concentration en électrons;

τ : temps de relaxation;

m : masse des porteurs de charge.

La conductivité électrique et la conductivité thermique sont alors liées par la relation de WIEDERMANN-FRANZ :

$$\lambda / k_{el} = L T \quad (2.11)$$

Avec L : coefficient de LORENTZ, $L = \frac{\pi^2 k_B}{3e^2}$, $L = 2,31 \cdot 10^{-8} \text{ J } \Omega \text{ s}^{-1} \text{ K}^{-2}$ pour l'argent à 273K.

T : température absolue.

Si l'on connaît k_{el} , cette relation permet d'estimer λ . Rappelons qu'elle n'est applicable que pour les matériaux dont la conduction thermique et la conduction électrique sont véhiculées principalement par les électrons. C'est le cas des métaux et de quelques oxydes.

La conductivité thermique de l'argent à l'état solide est donnée dans le tableau suivant :

T(K)	90	273	373	723
$\lambda \text{ (W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}\text{)}$	425,9	418,4	410,0	355,6

Tableau 2.2. Conductivité thermique de l'argent solide en fonction de la température³⁷

Pour l'état liquide, Smithells Handbook³⁸ donne les valeurs :

T(K)	1233	1273	1373	1473	1573	1673
λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹) ³⁷	174.8	176.5	180.8	185.1	189.3	193.5

Tableau 2.3. Conductivité thermique de l'argent liquide en fonction de la température

La conductivité thermique du SnO₂ pur à hautes températures n'a jamais fait l'objet d'une publication. Toutefois, Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials³⁹ donne les valeurs suivantes à des températures proches de l'ambiante :

T(K)	300	323	373	423
λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	31,6	30,7	26,8	22,4

Tableau 2.4. Conductivité thermique de l'oxyde d'étain en fonction de la température

La conductivité thermique de l'Ag-SnO₂ en fonction de la proportion d'oxyde d'étain a fait l'objet de rares investigations⁴⁰:

Fraction massique de SnO ₂ (%)	8	10	12
Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	335	330	315

Tableau 2.5. Conductivité thermique de l'Ag-SnO₂ à 298K en fonction de la fraction de renfort

Il est possible d'estimer la contribution du renfort et du métal par différentes lois.

On définit souvent, par analogie avec l'électricité, des résistances thermiques et des conductances thermiques.

Pour des conductances en parallèle, la loi parallèle permet de calculer la conductivité thermique de l'ensemble des conductances par :

$$\lambda_c = \lambda_r \cdot f + (1 - f) \lambda_m \quad (2.12)$$

Avec f : fraction volumique de renfort,

λ_r : conductivité thermique du renfort ;

λ_c : conductivité thermique du composite ;

λ_m : conductivité thermique de la matrice.

De même, pour des conductances en série, la loi série est donnée par :

$$\frac{1}{\lambda_c} = \frac{f}{\lambda_r} + \frac{1-f}{\lambda_m} \quad (2.13)$$

MAXWELL⁴¹, en 1873 et plus tard ESHELBY⁴² ont proposé une loi tenant compte de la forme du renfort dans la matrice. Celle-ci donne, pour des particules sphériques :

$$\lambda_c = \left(\frac{2\lambda_m(1-f) + \lambda_r(1+2f)}{\lambda_m(2+f) + \lambda_r(1-f)} \right) \lambda_m \quad (2.14)$$

La forme du renfort et sa distribution dans la matrice ont une grande importance pour le calcul de la conductivité par homogénéisation.

Nous proposons deux lois phénoménologiques :

- la loi des mélanges modifiée, définie par :

$$\lambda_c = \alpha (f \cdot \lambda_r + (1-f) \cdot \lambda_m) \quad (2.15)$$

- la loi série et parallèle, définie par :

$$\lambda_c = \frac{\lambda_r \lambda_m}{\lambda_m \cdot f + \lambda_r (1-f)} + \beta (\lambda_r f + (1-f) \lambda_m) \quad (2.16)$$

Avec α et β : paramètres définis par la conductivité du composite contenant 8% massique de renfort.

La figure 2.2 illustre l'évolution de la conductivité thermique du composite en fonction de la fraction volumique de renfort pour les cinq lois évoquées ci-dessus, ainsi que les valeurs expérimentales de SLADE³⁹ pour l'argent – oxyde d'étain.

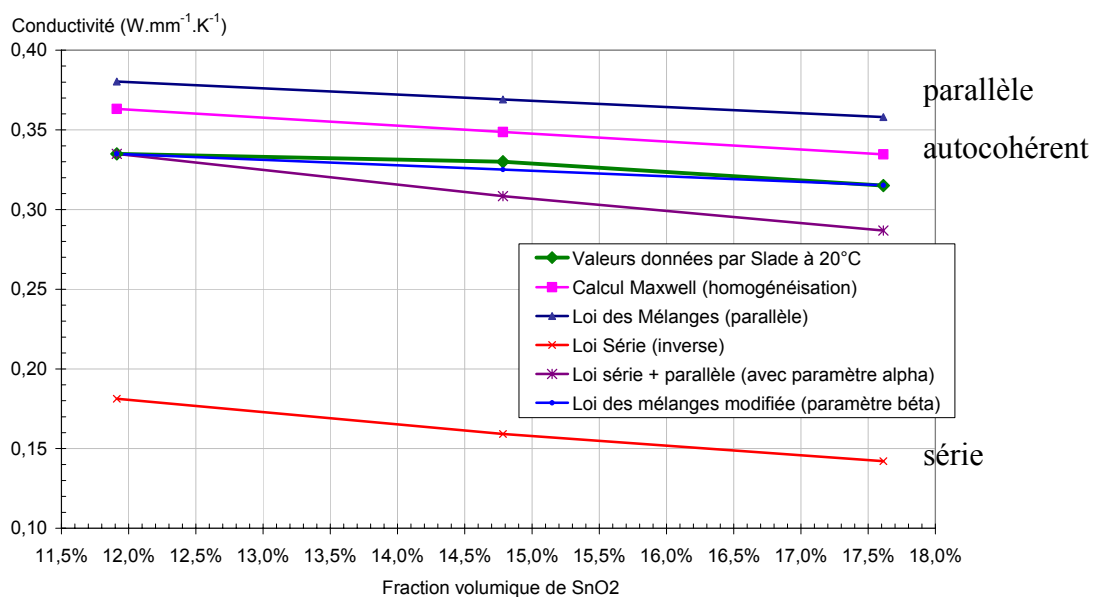


Figure 2.2. Conductivités thermiques en fonction de la fraction volumique pour différents modèles

La loi donnant les valeurs les plus proches de celles de SLADE (utilisé comme source expérimentale) est la loi des mélanges modifiée dotée d'un paramètre β avec $\beta = 88,1\%$.

Des relations^{43,44,45,46} ont été proposées pour évaluer la conductivité d'un massif poreux. Elles comportent un facteur de forme ou une description phénoménologique de ce problème. Ces relations sont bien adaptées à un solide poreux ou à un renfort ayant une conductivité thermique négligeable. Or λ_r / λ_m vaut environ 1/10 pour l'oxyde d'étain, ce qui limite leur usage.

Les conductivités de l'argent et du cuivre en fonction de la température sont disponibles dans la littérature. Nous n'avons pas trouvé d'étude de l'évolution avec la température de la conductivité thermique et de la capacité calorifique du SnO_2 tel qu'il est utilisé dans les matériaux de contacts. La seule étude⁴⁷ que nous avons trouvée concerne une application du SnO_2 comme substrat pour les capteurs de gaz. Ce matériau est dopé avec MnO_2 pour faciliter le frittage et les tailles de grains sont du même ordre que celles du SnO_2 de notre matériau. La conductivité thermique à l'ambiante trouvée par ces auteurs est comparable à celle donnée par les Handbooks pour le SnO_2 . Cependant, nous avons fait un calcul dans lequel le SnO_2 présentait une conduction thermique 50% plus importante que celle que nous avons utilisée. Du fait de la faible fraction de SnO_2 dans le matériau et du rapport des conductivités, la conductivité de l'Ag- SnO_2 12%W n'augmente dans ce cas que de moins d'1%. L'effet du dopage avec MnO_2 est donc considéré comme du second ordre sur l'évolution avec la température de la conductivité thermique de l'Ag- SnO_2 . Il pourrait être intéressant par la suite de disposer d'une étude de l'évolution de la conductivité thermique de l'Ag- SnO_2 utilisé pour les contacts électriques.

L'évolution en température de la conductivité thermique volumique d'Ag, de l'Ag- SnO_2 12%W et de Cu est donnée à la figure 2.3.

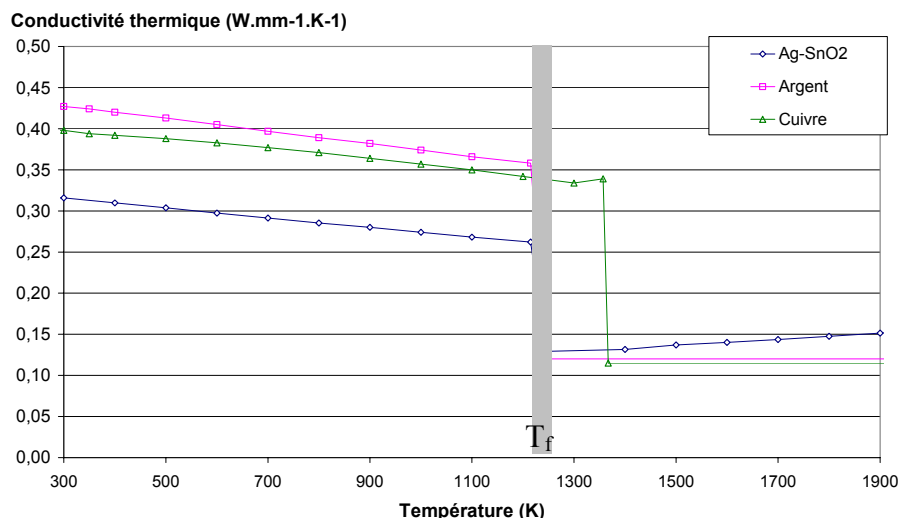


Figure 2.3. Conductivités thermiques d'Ag, Ag- SnO_2 12%W et de Cu en fonction de la température

Des mesures de conductivité thermique faites au LGEP⁴⁸ sur des barres d'Ag-SnO₂ 12%W mises en série avec des barres de cuivre OFHC (utilisé comme référence) donnent une conductivité de 276 W.m⁻¹.K⁻¹, soit une valeur sensiblement inférieure à celle SLADE. La conductivité était supposée indépendante de la température. Le calcul de la capacité calorifique volumique effectué au moyen de la loi des mélanges donne 2,45.10⁻³ J.K⁻¹.mm⁻³ soit une diffusivité thermique de 128,9 mm².s⁻¹.

2.1.4. Capacité calorifique

La capacité calorifique est définie comme la dérivée en température de l'enthalpie ou de l'énergie interne du matériau. Elle varie peu pour un matériau ne subissant pas de transformation physique mais elle évolue fortement en cas de changement d'état. Pour un matériau pur passant de T₁ à T₂ (avec T₁<T_f<T₂), on a :

$$H = \int_{T_1}^{T_f} C_{p_{solide}} dT + L_f + \int_{T_f}^{T_2} C_{p_{liquide}} dT \quad (2.17)$$

Avec H : enthalpie du matériau

C_p : capacité calorifique

L_f : chaleur latente de fusion

Cela conduit à une fonction du type :

$$H(T) = C_{p_{solide}}.(T-T_1) + L_f . \text{Heaviside}(T-T_f) + C_{p_{liquide}}.(T-T_f). \text{Heaviside}(T-T_f) \quad (2.18)$$

Avec Heaviside : fonction de HEAVISIDE définie telle que .

$$\text{Heaviside}(x) = 0 \text{ pour } x < 0 \text{ et Heaviside}(x) = 1 \text{ pour } x > 0.$$

Le passage à la dérivée transforme donc l'échelon correspondant au changement d'état en un Dirac. Pour faciliter la convergence de la solution numérique, nous avons utilisé la solution de DEVAUTOUR : le Dirac est transformé en créneau d'une largeur en température d'environ 30K. Sa hauteur est donc de L_f/30.

La figure 2.4 présente l'évolution avec la température de la capacité calorifique de l'argent, de l'Ag-SnO₂ et du cuivre.

Pour toutes les propriétés, qu'elles soient thermophysiques ou mécaniques, nous avons étalé les changements de valeur dus aux changements d'état sur 30K. Ils ont lieu pour l'argent à partir de 1215K.

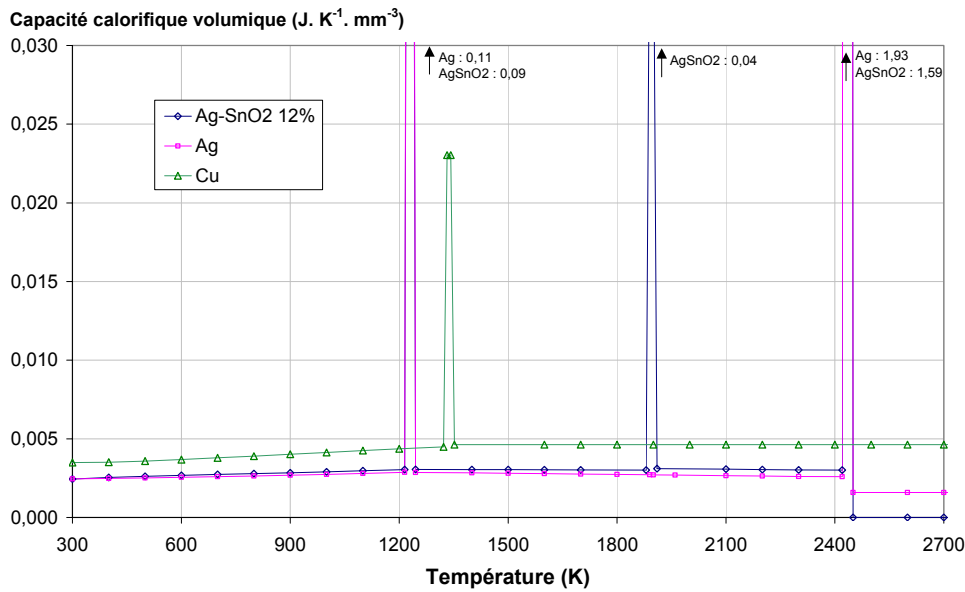


Figure 2.4. Capacités calorifiques volumiques d'Ag, Ag-SnO₂ et de Cu en fonction de la température

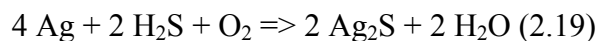
Les pics n'ont pu être représentés à pleine échelle sous peine d'écraser le graphique. Leur valeur maximale est cependant indiquée.

2.1.5. Inertie chimique

La surface des contacts peut-être oxydée par l'air ou par les gaz contenus dans le contacteur. Il se forme alors un film isolant qui augmente la résistance de contact et provoque une surchauffe. Aussi, à la fermeture, l'actionneur du contacteur ou du disjoncteur doit pouvoir casser ce film pour permettre le passage du courant. Le film ne doit donc être ni trop épais, ni trop résistant.

Le cuivre s'oxyde irréversiblement à l'air ambiant.

L'oxyde d'argent, Ag₂O, se décompose à partir de 430K. Ce dernier est éliminé par l'arc électrique. L'argent est donc préféré au cuivre pour les matériaux de contact en milieu oxydant. Toutefois, l'argent a tendance à se sulfurer suivant la réaction :



La formation de sulfure est particulièrement pénalisante dans les atmosphères corrosives. A haute température, le sulfure d'argent Ag₂S forme des points de connexion entre les deux surfaces de contacts (du fait de la résistance de contact plus importante pour le sulfure que pour le métal) et donc entraîne l'apparition d'une soudure.

La contamination de surface par oxydation, par corrosion, par formation de films par diffusion thermique, par condensation, par chimisorption, ou encore par usure mécanique est une cause

importante de défaillance des contacts électriques^{49,50}. Cependant, l'arc généré a pour effet de nettoyer la surface d'un certain nombre d'impuretés. De plus, ce genre de problème se pose uniquement dans les atmosphères corrosives pour les matériaux à base d'argent.

2.1.6. Tenue mécanique

Une faible contrainte à rupture tend à favoriser l'érosion mais permet de casser facilement un pont soudé et donc d'améliorer le pouvoir antisoudure des contacts. Les valeurs bibliographiques des principales caractéristiques mécaniques de l'argent et de l'Ag-SnO₂ sont données dans le chapitre 4.

2.2. Différents types de matériaux de contact

Les matériaux de contact ont généralement comme élément principal l'argent ou le cuivre.

2.2.1. Matériaux à base de cuivre

Le cuivre est privilégié pour les applications haute tension sous vide ou sous SF₆ ou pour les petits calibres, en raison de son faible coût. On trouve principalement des pseudo-alliages de cuivre-chrome⁵¹ et de cuivre – tungstène.

Les supports de contacts mobiles peuvent être en cuivre – béryllium, pour ses propriétés mécaniques après revenu (même si le béryllium pose maintenant des problèmes de nocivité pour l'homme et l'environnement), en cuivre – nickel – silicium, pour sa faible résistivité, en cuivre – nickel – étain ou en acier revêtu de cuivre pour leur faible coût. On trouve aussi des pièces de cuivre revêtues d'argent pour améliorer les propriétés de conduction électrique et diminuer l'oxydabilité.

Les principaux défauts du cuivre sont sa tendance au soudage aux fortes intensités et à l'oxydation sous air. Il est donc utilisé sous vide ou sous atmosphère inerte.

2.2.2. Matériaux à base d'argent

MICHAL et SAEGER⁵² ont montré qu'il n'existe actuellement aucun matériau à base d'argent capable de satisfaire toutes les applications électrotechniques. Il existe donc une large gamme de matériaux utilisés pour permettre de répondre aux différentes exigences.

2.2.2.1. Argent pur ou dopé

L'argent est très bon conducteur mais sa faible résistance mécanique, sa tendance au soudage sous fort courant, son coût et surtout la faible endurance électrique des contacts d'argent font qu'il n'est jamais utilisé pur.

Il est possible de doper l'argent avec un métal dur comme le nickel. Les propriétés mécaniques sont améliorées mais la conductivité thermique diminue de manière très importante du fait des perturbations du réseau provoquées par le second métal. On trouve ainsi Ag-Ni 99,85/0,15 wt% souvent appelé « argent dur ».

2.2.2.2. Alliages

L'ajout d'un second métal plus dur permet d'améliorer le comportement mécanique mais cela se fait au détriment de la conductivité. Ainsi, l'ajout de 15% de Cd à l'argent fait passer sa conductivité de 108% IACS à 35% IACS. On trouve cependant des alliages d'argent – cuivre et d'argent – palladium⁵³ (pour diminuer la tendance à la sulfuration de l'argent) pour les applications subissant de faibles courants comme les interrupteurs domestiques.

2.2.2.3. Pseudo-alliages

Les pseudo-alliages sont des matériaux composites frittés constitués de deux phases métalliques. Ils sont de meilleurs conducteurs thermiques ou électriques que les alliages équivalents.

On trouve des pseudo-alliages d'Ag-Ni ou d'Ag-W. Ils ont une bonne tenue à la soudure, une résistance à l'érosion comparable à celle de l'Ag-SnO₂⁵⁴, une conductivité moins importante que celle de l'argent pur mais qui reste acceptable. Par contre, la faible ductilité du second métal rend la mise en forme difficile pour les proportions importantes de nickel ou de tungstène. On trouve aussi des fils extrudés d'AgNi. Cependant, la forte résistivité des pseudo-alliages par rapport aux composites limite leur utilisation aux petits calibres.

2.2.2.4. Composites à Matrice Métallique (CMM)

Les CMM occupent une place de choix dans l'industrie des contacts électriques. Contrairement aux pseudo-alliages, la seconde phase des CMM n'est pas métallique. Les structures cristallines de la matrice et du renfort ne sont pas cohérentes, ce qui pose des problèmes d'interface mais facilite aussi la rupture de la soudure. Par contre, ils ont souvent une meilleure conductivité électrique que les alliages ou pseudo-alliages. Ainsi, l'Ag-CdO a une conductivité électrique de 65% IACS contre 35% pour un pseudo-alliage Ag-Cd à même proportion d'argent. Outre l'Ag-CdO, longtemps utilisé et maintenant abandonné en Europe pour des raisons environnementales, on trouve trois composites très utilisés : Ag-WC, Ag-SnO₂ et Ag-C.

2.2.2.4.1. Argent - carbures de tungstène Ag-WC

L'Ag-WC peut être obtenu par infiltration de l'argent dans un squelette réfractaire ou par précipitation. Il a de bonnes propriétés mécaniques et des conductivités meilleures que les Ag-MeO. Il est très utilisé pour les disjoncteurs de puissance. Son érosion reste cependant forte par rapport à celle de l'Ag-SnO₂, ce qui interdit son usage dans les contacteurs.

2.2.2.4.2. Argent - oxydes d'étain Ag-SnO₂

Ce composite contient des dispersoïdes d'oxyde d'étain. La céramique augmente de manière notable la résistance mécanique du contact tandis que la conductivité électrique est réduite en fonction du pourcentage en volume de SnO₂⁵⁵, du fait du caractère isolant électrique du SnO₂.

On trouve des Ag-SnO₂ 88/12 wf% et 92/8 wf% dans les contacteurs ou dans les relais pour automobiles⁵⁶. L'Ag-SnO₂ seul a tendance à mal fritter en raison du peu d'affinité entre l'argent et l'oxyde d'étain. CuO, Bi₂O₃, WO₃^{57,58} ou TeO₂⁵⁹ permettent d'améliorer la mouillabilité du SnO₂ par Ag, quelquefois au détriment des performances électriques. Un grand nombre d'éléments ont été breveté⁶⁰ mais Bi₂O₃ et CuO sont les plus utilisés.

L'Ag-SnO₂ avait initialement été développé pour remplacer l'Ag-CdO en raison des problèmes de toxicité et de pollution. Cependant, la plus grande stabilité thermique de l'Ag-SnO₂ a entraîné une augmentation des problèmes de ségrégation, de la porosité et des phénomènes d'endommagement par fissuration^{61,62} ainsi qu'une plus forte résistance de contact⁶³. Ce matériau présente toutefois un

meilleur comportement à la fermeture sous fort courant⁶⁴. Enfin, le temps de stagnation de l'arc est réduit pour des contacts sains en Ag-SnO₂⁶⁵.

Ce matériau est celui actuellement utilisé dans les contacteurs basse tension de puissance avec des proportions de 8 à 15%⁶⁶ massique en oxyde d'étain (YAMAKASI *et al*⁶⁷ ont testé des contacts ayant jusqu'à 18% en SnO₂). La proportion de SnO₂ dépend de l'application envisagée, c'est à dire du type de contacteur, du type de charge, du courant d'emploi et des contraintes de fabrication de l'appareil⁶⁸.

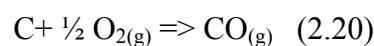
La tendance actuelle est à la réduction de la taille des dispersoïdes. HERINGHAUS *et al.*⁶⁹ ont montré qu'un espacement entre dispersoïdes inférieur à 100 nm conduit à une chute de ductilité dommageable pour l'endurance du contact.

2.2.2.4.3. Argent – graphite.

Le graphite est une forme allotropique du carbone, qui se caractérise par un fort module d'élasticité et une forte limite élastique dans le plan de base de la structure hexagonale. Il possède une densité, un coefficient de dilatation et une conductivité thermique très inférieures à celles de l'argent, ce qui peut poser des problèmes de contraintes interfaciales. Il est utilisé pour sa résistance à la soudure : les fibres de carbone, constituées de graphite dont l'axe c est perpendiculaire à l'axe des fibres, agissent comme des concentrateurs de contraintes⁷⁰ qui affaiblissent le matériau et permettent une diminution de la surface de contact effective Ag - Ag. Le pouvoir de non-soudure du contact augmente et la rupture de la soudure est plus facile. De plus, le carbone ne fond pas.

L'interface entre les fibres et l'argent n'est pas cohérente mais la présence de fibres dures dans la matrice molle permet une augmentation notable de la résistance mécanique. Cependant, elles peuvent aussi provoquer un effet « bambou » lors de la compression du contact : les forces de pression passent par les fibres et non par la matrice, ce qui nuit à la qualité du contact.

Le mécanisme dominant d'interaction avec l'arc est la réaction entre le carbone et l'oxygène de l'air :



Cette réaction est possible au-delà de 900K. Le bilan volumique gazeux de la réaction est positif : elle permet donc une augmentation locale de la pression qui chasse l'arc.

L'arrangement du carbone a une grande importance. La forte anisotropie due à la structure du carbone conduit à 3 types de comportement possibles selon que les fibres de carbone ou les feuillets de graphite sont orientés perpendiculairement, parallèlement à la surface de contact ou n'ont pas d'orientation préférentielle. Les structures parallèles conduisent à une fissuration entre l'Ag-C et la sous-couche d'Ag du fait de l'affaiblissement structural provoqué par l'alignement des fibres ou des feuillets. Les feuillets sont désorientés par la fissure en raison de la déformation plastique générée en pointe de fissure. La fissuration perpendiculaire à la surface est en revanche considérablement ralentie. Dans les structures perpendiculaires, le délaminage de la pastille est plus difficile mais la propagation de fissures perpendiculaires à la surface est grandement facilitée.

Il a été montré que des particules sphériques de carbone conduisent à une meilleure durée de vie que des particules allongées⁷¹ en raison d'un effet d'entaille moins prononcé.

Les contacts ayant de grosses particules de graphite tendent à moins s'éroder mais forment des soudures plus difficiles à casser⁷². Cela s'explique par un espacement plus important des particules entre elles.

2.3. Procédés de fabrication des contacts électriques Ag-MeO

2.3.1. Elaboration des poudres

La métallurgie des poudres permet d'obtenir des composites à grains fins et à haute limite d'élasticité. Il existe quatre grandes familles de procédés permettant de fabriquer des poudres de matériaux de contact électrique (figure 2.5).

Mélangeage état solide	Oxydation interne	Broyage réactif	Précipitation
Mélangeage en voie humide	Oxydation directe	Broyage sous oxygène	Précipitation d'Ag sur les particules de SnO ₂ en suspension
Mélangeage en voie sèche	Oxydation en lit fluidisé	Broyage avec apport solide d'oxygène	
	Oxydation à forte pression d'oxygène	Broyage haute température	

Tableau 2.6. Les différents procédés d'élaboration des poudres d'Ag-SnO₂

D'autres procédés encore au stade expérimental comme la projection thermique donnent des résultats intéressants⁷³.

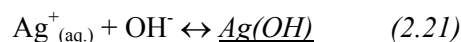
2.3.1.1 Oxydation interne

L'oxydation du métal en MeO est réalisée in situ par un gaz (généralement l'oxygène) sur un alliage Ag-Me atomisé. Elle est principalement utilisée pour Ag-CdO et pour Ag-SnO₂. Elle est possible si les rapports de diffusivité de l'oxyde et du métal permettent la diffusion de l'oxygène dans le matériau sous l'effet de sa pression partielle dans l'air. Elle aboutit à une dispersion fine des grains d'oxyde, à une absence de porosité et à une bonne résistance à l'érosion mais aussi à des tailles de grains inhomogènes entre le centre et la périphérie. L'application à Ag-SnO₂ nécessite souvent un apport d'additifs tels que In⁷⁴. SHEN et GOULD⁷⁵ ont montré que l'Ag-CdO obtenu par oxydation interne avait un comportement mécanique plus fragile que celui obtenu par métallurgie des poudres, ce qui peut nuire à la résistance à l'érosion.

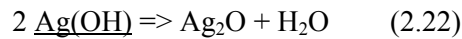
2.3.1.2. Précipitation chimique

Les poudres de composite sont obtenues par précipitation d'hydroxyde autour de particules de SnO₂⁷⁶. Le précipité est alors calciné pour donner de l'Ag-SnO₂.

La formation du précipité Ag(OH) s'écrit :



La déshydratation de l'hydroxyde d'argent s'écrit :



L'oxyde d'argent est alors grillé pour obtenir l'argent. Ce procédé donne une dispersion fine et homogène en présence d'oxyde de cuivre CuO.

2.3.1.3. Broyage réactif

La mécanosynthèse rencontre de nos jours un intérêt grandissant dépassant largement le cadre des contacts électriques. Elle consiste à faire subir à des poudres d'argent et de renfort un broyage très énergétique qui augmente l'énergie de surface des composés et conduit ainsi à la formation de composites métastables assez homogènes. Des auteurs^{77,78} ont ainsi pu synthétiser une nanopoudre d'Ag-SnO₂ à partir d'Ag₃Sn et d'Ag₂O selon à la réaction :



2.3.2. Elaboration des contacts

Les pastilles que nous avons utilisé sont élaborées selon les étapes suivantes : pressage, frittage, calibration et recuit. Les contraintes résiduelles générées pendant le calibrage sont relaxées par des traitements de recuit. Le recuit permet la restauration et la recristallisation des grains : l'accroissement de température permet l'annihilation des défauts dans les joints de grains. Une sous-couche d'argent est ajoutée pour permettre le brasage de la pastille sur son support. La figure 2.5 montre la forme d'un rivet de contact en Ag-SnO₂⁷⁹.

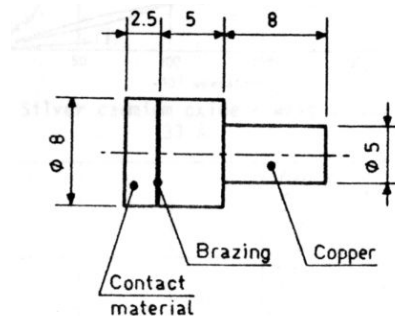


Figure 2.5. Structure d'un rivet d'Ag-SnO₂

Il existe aussi des contacts en Ag-SnO₂ produits par extrusion⁸⁰ et présentant des comportements comparables à ceux obtenus par frittage.

2.4. Comportement des matériaux de contact durant un arc électrique

L'arc électrique a de nombreux effets sur les contacts. Le matériau est alors soumis à de très fortes contraintes thermomécaniques, à des changements d'état violents ou à des décompositions (figure 2.6⁸¹).

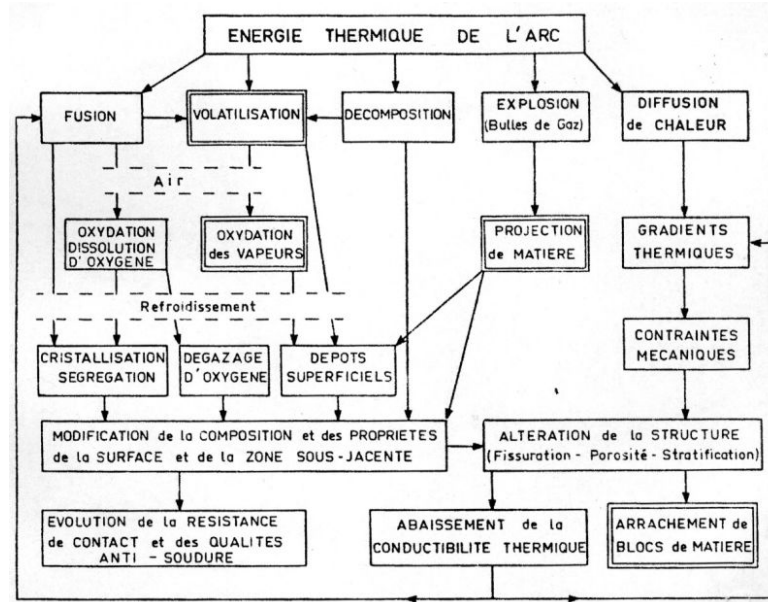


Figure 2.6. Effet de l'arc électrique sur un contact en matériaux composites (d'après DOREMIEUX⁸¹)

Cependant, cet arc a une utilité : il limite la tension à ses bornes et l'énergie électromagnétique qu'il devrait dissiper⁸².

Par la suite, nous allons présenter quelques phénomènes dont les contacts électriques font l'objet.

2.4.1. Changements de phase dus à l'arc sur les contacts

2.4.1.1. Vaporisation

La perte de matière par vaporisation est prépondérante quand la température maximale atteinte est proche du point d'ébullition. La perte par vaporisation d'un matériau dépend de la masse molaire de l'espèce passant en phase vapeur et de l'aire des surfaces. Si l'érosion d'un composite est due principalement à la vaporisation, la nature du renfort n'aura que peu d'influence sur l'érosion⁸³.

Le contact peut aussi être le siège d'émission de jets de plasmas.

2.4.1.2. Fusion

La fusion du matériau, sous l'effet de la pression ionique de l'arc, intéresse la zone au contact du pied de l'arc. La matière fondue est alors chassée sur les cotés. Une collerette apparaît. Si la vitesse du front

liquide est suffisante, des gouttelettes seront éjectées radialement⁸⁴ comme sur la figure 2.8. Il peut y avoir aussi présence de gouttelettes d'éjection axiale⁸⁵ due au retour élastique du bain fondu suite à l'interruption de l'arc. Celles-ci vont conduire à un transfert de matière entre électrodes.

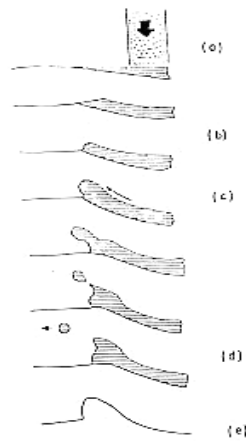


Figure 2.7. Modèle d'éjection radiale de HANTZSCHE (d'après CHABRERIE)

Enfin, le bain peut être soumis à des gradients de température, des effets de thermocapillarité induits par effet MARANGONI et par effet inductif qui vont le mettre en mouvement et entraîner l'éjection de gouttelettes de métal liquide⁸⁶ (figure 2.8).

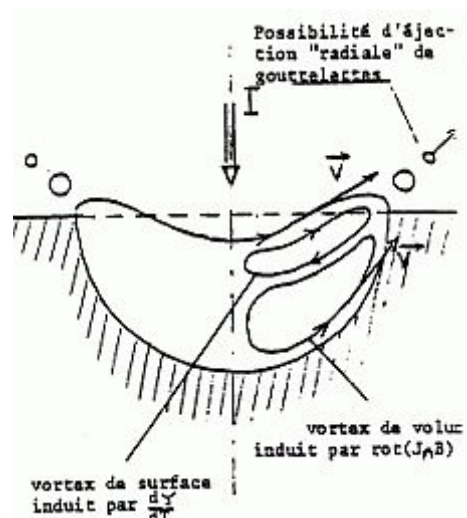


Figure 2.8. Mise en rotation du bain fondu par effet MARANGONI et effet inductif

L'effet MARANGONI est la mise en rotation du bain liquide sous l'effet de l'existence d'une surface libre et d'un gradient thermique vertical⁸⁷. L'effet inductif est la mise en rotation du bain liquide sous

l'effet des forces de LAPLACE. Les caractéristiques du bain fondu, et donc l'éjection des gouttelettes dépendent fortement de la nature du renfort. Ainsi, la présence de SnO₂, du fait de l'augmentation de viscosité, va entraîner une réduction de la mobilité du bain fondu. Celui-ci aura un aspect plus granuleux mais avec des vagues liquides d'une amplitude plus faible que pour l'Ag pur⁸⁸. Le mouillage du renfort par l'argent a alors une grande importance et requiert souvent l'ajout de dopants.

JEANNOT *et al*⁸⁹ ont utilisé des faisceaux laser pour évaluer les caractéristiques du matériau après fusion et ont obtenu des résultats comparables à ceux des essais électriques.

2.4.2. Dissociation des oxydes et oxydation

De nombreux renforts subissent des transformations. Ces réactions consomment une part importante de l'énergie transmise par l'arc aux électrodes.

La solubilité de l'oxygène dans l'argent augmente avec la température : lors du refroidissement d'argent liquide, l'oxygène dissous repasse dans l'atmosphère et peut conduire à du rochage. Le rochage est un phénomène produit au cours de la solidification d'un métal ou d'un alliage, par expulsion de gaz dissous, se traduisant par le gonflement de la croûte superficielle ou par des boursouffures ou craquelures. Cependant, cet effet est difficile à dissocier des dégagements provoqués par les gaz occlus lors du frittage.

2.4.3. Contraintes thermomécaniques dans les contacts

Le chauffage rapide des contacts peut entraîner deux types de fissuration.

Chocs thermiques. Lors du chauffage de la zone d'impact, si le matériau est fragile et que les contraintes thermomécaniques dépassent la contrainte à rupture du matériau, la plasticité ne permettra pas de dissiper toute l'énergie : des fissures vont apparaître. Une analyse thermoélastique⁹⁰ permet de distinguer un critère de performance des matériaux soumis à un choc thermique. Si les échanges de chaleur sont rapides, si la pièce est volumineuse ou faiblement conductrice, l'écart minimal de température R conduisant à la rupture sera donné par :

$$R = \sigma_R (1 - \nu) / E \alpha \quad (2.24)$$

Avec σ_R : contrainte à rupture du matériau,

ν : coefficient de Poisson,

E : module d'Young,

α : coefficient de dilatation linéaire.

Les valeurs élevées de résistance à la rupture, de conductivité thermique, et de faibles valeurs de module d'Young et de coefficient de dilatation sont censés opposer une bonne résistance à la fissuration.

Fatigue thermique. Des variations cycliques de température peuvent conduire aussi à de l'endommagement par fissuration, même si les contraintes thermomécaniques générées sont

inférieures à la contrainte à rupture. On va alors s'intéresser à la propagation des fissures plutôt qu'à leur amorçage.

Les fissures générées par les contraintes thermomécaniques conduisent à une augmentation importante des conductivités transverses et à une érosion accélérée⁹¹. Les fissures dans Ag-SnO₂ sont provoquées par les joints de grains hétérogènes du composite, favorisant l'initiation et la propagation de fissure mais le mouillage par l'argent liquide des fissures peut boucher et ponter certaines fissures, ce qui peut entraîner une chute de contrainte en pointe de fissure⁹².

Enfin, dans les matériaux relativement fragiles comme l'Ag-SnO₂ ou l'Ag-CdO, la coalescence des fissures peut entraîner des phénomènes d'arrachement de blocs synonymes de forte érosion⁹³.

Conclusion

Les contacts électriques sont le siège de nombreux phénomènes apparaissant lors de l'ouverture ou de la fermeture des circuits sous courant. Ces phénomènes, de natures très diverses, conduisent à des spécifications très précises des propriétés physiques que doivent présenter les contacts. Ces caractéristiques sont d'ordre électrique, thermophysique, mécanique ou résultent de contraintes de fabrication et de mise en forme.

Les matériaux de contact les plus utilisés comportent une matrice argent. Ce sont le plus souvent des composites à matrice métallique, comme l'argent - carbone Ag-C ou l'argent - oxyde d'étain Ag-SnO₂.

Nous nous sommes plus particulièrement intéressés à l'Ag-SnO₂, à l'Ag et à Cu (correspondant au support des pastilles de contact électrique). Nous avons dès lors proposé une évolution avec la température de la capacité calorifique et de la conductivité thermique de ces trois matériaux.

Nous avons aussi présenté les principales techniques d'élaboration de pastilles de contact électrique et les principaux effets de l'arc électrique sur les matériaux.

Dans le chapitre qui suit nous allons décrire le vieillissement de la microstructure de trois matériaux de contact électrique.

Bibliographie du chapitre 2

- ³¹ HAUG R., L'arc électrique aux contacts, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 199-245, 1996
- ³² BAUCCIO M., ASM Engineered Materials Reference Book, ASM International, 2nd ed, 1994
- ³³ Binary alloy phase diagrams, ASM International, second edition, 1990
- ³⁴ WASTIAUX S., WELTER J.M., Matériaux pour supports de contacts électriques, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 597-637, 1996
- ³⁵ ASHBY M.F., WATERMAN N. A., Elsevier materials selector, vol. 1, Elsevier, 1991
- ³⁶ LALANDE, J. Etude de matériaux de contact électrique Ag-SnO₂ : frittage et rôle des additifs ; microstructures et propriétés, Thèse, Paris 6, 2002
- ³⁷ PASCAL P., Nouveau traité de chimie générale, Masson, 1957, tome III
- ³⁸ BRANDES E.A., Smithells Metals reference book – 6th edition, Butterworths, 1995, p14-10
- ³⁹ WATERMAN T. E., HIRSCHHORN H. J., Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials. Vol. 3: Ceramics, ed. A. Goldsmith, MacMillan, New York, 1961, p 431
- ⁴⁰ SLADE P.G., Electrical contacts - Principles and applications, Marcel Dekker, 1999
- ⁴¹ CLYNE T.W., Thermal and electrical in MMCs, in : Comprehensive composite materials, vol. 3 Metal matrix composites, éd. T.W. Clyne, Pergamon, pp. 447-468, 2000
- ⁴² Cité dans : CLYNE T.W., WITHERS P.J., An introduction to metal matrix composites, Cambridge Univ. press, 1993
- ⁴³ MONTES J.M., RODRIGUES J.A., HERRERA E.J., Thermal and electrical conductivities of sintered powder compacts, Powder metallurgy, 46, (3), pp. 251-256, 2003
- ⁴⁴ MURABAYASHI M., TAKAHASHI Y., MUKAIBO T., Effect of porosity on the thermal conductivity of ThO₂, Journal of nuclear science and technology, 6, (11), pp. 47-52, 1969
- ⁴⁵ LOEB A.L., Thermal conductivity: VIII. A theory of thermal conductivity of porous materials, Journal of the American ceramic society, 37, (2), pp. 96-99, 1954
- ⁴⁶ ARGENTO C., Modélisation du comportement thermique et mécanique des poudres métalliques. Application à la compaction isostatique à chaud, Thèse, Université Joseph Fourier, Grenoble, 1994

- ⁴⁷ FAYETTE S., SMITH D.S., SMITH A., MARTIN C., Influence of grain size on the thermal conductivity of tin oxide ceramics, Journal of the European Ceramic Society, 20, (3), pp 297-302, 2000
- ⁴⁸ Site Internet : <http://www.lgep.supelec.fr/>
- ⁴⁹ ANTLER M., Effect of surface contamination on electric contact performance, IEEE circuits and devices magazine, 3, (2), pp. 8-20, 1987
- ⁵⁰ KULWANOSKI G., GAYNES M., SMITH A. et al., Electrical contact failure mechanisms relevant to electronic packages, in : Electrical contacts 1991, Proceedings of the 37th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 184-192, 1991
- ⁵¹ YANG Z., WEI S., QIU C et al., Anti-welding property and fracture mechanism of CuCr contact materials, in : Electrical contacts 1992, proceedings of the 38th IEEE Holm conference on electrical contacts, p. 91-94, 1992
- ⁵² MICHAL R., SAEGER K.E., The application of silver-based contact materials in air-break switching devices for power engineering, in : Electrical contacts 1988, proceedings of the 34th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 121-127, 1988
- ⁵³ LAMBERT C., Les matériaux pour contacts massif, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 519-571, 1996
- ⁵⁴ HERZ K., SAUTER E., Erosion, welding and contact resistance characteristics of several powder metallurgical silver contact materials, in : Proceedings of the 12th international conference, on electrical contacts, pp.215-221, 1984
- ⁵⁵ FECHANT L., Appareillage électrique à BT - Généralités. Principes. Technologie. Techniques de l'Ingénieur, traité Génie électrique, D 4860
- ⁵⁶ KSIEZAREK S., BESZTAK B., Wires used in the production of electric contacts, Wire journal international, 33, (4), pp. 208-213, 2000
- ⁵⁷ HERINGHAUS F., BRAUMANN P., KOFFLER A. et al., Quantitative correlation of additive use and properties of Ag-SnO₂-Based contact materials, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 443-446, 2002
- ⁵⁸ HAUNER F., JEANNOT D., McNEILLY K., Advanced Ag-SnO₂ contact materials with high total oxide content, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 452-456, 2002
- ⁵⁹ LAMBERT C., WEBER D., COUPEZ S., GUERLET J.P., A new doped silver tin oxide material with improved electrical behavior, in : Electrical contacts 1989, proceedings of the 35th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 69-78, 1989

- ⁶⁰ SHEN Y.S., COTE W.D., GOULD L.J., An historic review of Ag-MeO materials, in : Electrical contacts 1986, proceedings of the 32th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 71-76, 1986
- ⁶¹ BOHM W., LINDMAYER M., CLASING M., in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, 1980
- ⁶² WINGERT P.C., LEUNG C. H., The development of silver-based cadmium-free contact materials, in : Electrical contacts 1988, proceedings of the 34th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 31-35, 1988
- ⁶³ WINGERT P.C., LEUNG C. H., Comparison of the inherent erosion behaviors of silver-cadmium oxide and silver-tin oxide contact materials, in : Electrical contacts 1986, proceedings of the 32th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 63-70, 1986
- ⁶⁴ MUNIESA J., Silver-tin oxide materials used in low voltage switching device. in : Electrical contacts 1990, proceedings of the 36th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 139-142, 1990
- ⁶⁵ MANHART H., RIEDER W., VEIT C., Arc mobility on new and eroded Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 12, (1), pp. 48-57, 1989
- ⁶⁶ LAMBERT C., POZARNIK F. Contacts électriques - 2^{ème} partie – Elaboration des matériaux de contact à base d'Ag par métallurgie des poudres. Revue Générale d'Electricité
- ⁶⁷ YAMASAKI H., ODA S., MIYAKAWA K., Sintered silver tin oxide materials for electrical contacts, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, pp. 799-808, 1980
- ⁶⁸ HUCK M., KRAUS A., MICHAL R. et al. Guidelines for the use of Ag/SnO₂ contact materials in switching devices for low-voltage power engineering, in : Proceedings of the IEEE Holm conference on electrical contacts, 1990
- ⁶⁹ HERINGHAUS F, BRAUMANN P., RUHLICKE D. et al., On the improvement of dispersion in Ag-SnO₂-based contact materials, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, pp. 199-204, 2002
- ⁷⁰ SHEN Y.S., GENTRY R., Peeling : a failure mode of arcing contact, in : Electrical contacts 1990, proceedings of the 36th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 538-542, 1990
- ⁷¹ WIESER H., HAUNER F., The Thermo-mechanical cracking of AgC contacts with parallel carbon structure, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 438-442, 2002
- ⁷² WINGERT P.C., ALLEN S.E., BEVINGTON R.C., The effects of graphite particle size and processing on the performance of silver-graphite contacts, IEEE transactions on components hybrids and manufacturing, 15, (2), pp. 154-159, 1992

- ⁷³ BEHRENS V., HONIG T., KRAUS A. et al., An advanced silver/tin oxide contact material, in : Electrical contacts 1993, proceedings of the 39th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 19-25, 1993
- ⁷⁴ FECHANT L., CARBALLEIRA A., Les contacts électriques : une décennie de progrès. Revue générale de l'électricité, pp. 2-6, 1994
- ⁷⁵ SHEN Y.S., GOULD L.J., Erosion modes of internally oxidized Ag-CdO and Ag-(Sn,In)O material, in : Electrical contacts 1987, proceedings of the 33rd IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 157-161, 1987
- ⁷⁶ BEUERS J., BRAUMANN P., WEISE W., P/M Ag-base contact materials for power engineering applications – process technology and materials properties, in : International congress on metallurgy and materials technology, Sao Paulo, 12 p., 1994
- ⁷⁷ LORRAIN N., Poudres nanocomposites AgSnO₂ préparées par broyage réactif : mise en oeuvre, frittage et évolution microstructurale, Thèse d'état, Grenoble 1, 2000
- ⁷⁸ ZOZ I., REN H., SPATH N., Improved Ag-SnO₂ electrical contact material produced by mechanical alloying, Metall, 53, (7-8), pp. 423-428, 1999
- ⁷⁹ CARBALLEIRA A., GALAND J., Accelerated testing for determining erosion and welding behavior of silver based contact materials, in : Electrical contacts 1978, Proceedings of the 9th international conference on electrical contact phenomena, pp. 329-334, 1978
- ⁸⁰ BOHM W., BEHRENS N., LINDMAYER M., The switching performance of an improved Ag/SnO₂ contact materials, in : Proceedings of the 27th Holm conference on electrical contacts, pp. 51-57, 1981
- ⁸¹ DOREMIEUX J.L., LANGERON J.P., Effet de l'arc électrique d'ouverture sur la microstructure de contacts en matériaux composites, Revue générale d'électricité, 89, 9, pp. 587-594, 1980
- ⁸² THÉOLEYRE S., Techniques de coupure en moyenne pression, Techniques de l'Ingénieur, D4705 (nov. 1999)
- ⁸³ SHEN Y.S., GOULD L., SWANN S., DTA and TGA studies of four Ag-MeO electrical contact materials, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 8, (3), pp. 352-358, 1985
- ⁸⁴ HANTZSCHE E., Droplet emission from vacuum arc spots, in : VIIth international symposium on discharges and electrical insulation in vacuum, pp. 324-327, 1976
- ⁸⁵ GRAY E.W., PHARNEY J.R., Electrode erosion by particle ejection in low-current arcs, Journal of applied physics, 45, (2), pp. 667-671, 1974

- ⁸⁶ CHABRERIE JP, BOYER L., Contribution à l'étude des mécanismes d'éjection de matière aux électrodes des contacts de coupure, Journées d'étude des phénomènes de contact électrique, Gif sur Yvette, pp. 126-130, 1986
- ⁸⁷ GARNIER N., Ondes non - linéaires à une et deux dimensions dans une mince couche de fluide, thèse, Université Paris 7, 2000
- ⁸⁸ DEVAUTOUR J., Contribution à l'étude des interactions arc-électrodes, influence de la structure métallurgique sur les mécanismes d'érosion des appareils de coupure, Thèse, Paris 6, 1992
- ⁸⁹ JEANNOT D., PINARD J., RAMONI P. et al., Physical and chemical properties of metal oxide additions to Ag-SnO₂ contact materials and prediction of electrical performance, IEEE transactions on components, packaging and manufacturing technology, part A, 17, (1), pp. 17-23, 1994
- ⁹⁰ GLANDUS J.C. , Rupture fragile et résistance aux chocs thermiques de céramiques à usages mécaniques, Thèse d'état, Univ. Limoges, 1981
- ⁹¹ FRANCISCO H.A., WALLACE J., Effect of cracks on contacts operating under high contact force, in : Electrical contacts 1994, Proceedings of the 40th international conference on electrical contact phenomena, pp. 245-251, 1994
- ⁹² KANG S. BRECHER C., Cracking mechanisms in Ag-SnO₂ contact materials and their role in the erosion process, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 12, (1), pp. 32-38, 1989
- ⁹³ WINGERT P.C., Testing of the thermal-stress-cracking characteristics of silver-refractory contacts, in : Proceedings of the IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 338-345, 1995

CHAPITRE 3
ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT

Etude de l'endommagement

3.1. Objectif et méthodologie	58
3.2. Endommagement des contacts de disjoncteurs	59
3.2.1. Dispositif utilisé	59
3.2.2. Microstructure des contacts avant essai	61
3.2.3. Effet des arcs électriques sur la microstructure des contacts	63
3.2.4. Estimation de l'endommagement	69
3.2.5. Evolution de la température au cours d'un essai	71
3.3. Endommagement des contacts de contacteurs	73
3.3.1. Dispositif utilisé	73
3.3.2. Microstructure des contacts avant essai	74
3.3.3. Effet des arcs électriques sur la microstructure des contacts	75
3.3.4. Indicateur de l'endommagement	84
3.3.5. Evolution de la température au cours d'un essai	90
3.5 Conclusion	93

Table des illustrations

Photographie 3.1. Machine d'essai électrique M2 (équipe I2EA).....	59
Figure 3.2. Implantation des contacts sur la machine « M2 »	60
Figure 3.3. Chronogramme de la fermeture des contacts électriques avec la machine « M2 ».....	60
Figure 3.4. Chronogramme d'une ouverture des contacts électriques suivi d'un rebond contrôlé	61
Figure 3.5. Géométrie des contacts électriques testés dans la machine M2	61
Micrographies MEB 3.6 et 3.7. Etat de surface d'un contact en Ag-C n'ayant pas subi d'essai.....	62
Micrographie optique 3.8. Microstructure d'un contact en Ag-C n'ayant pas subi d'essai	62
Micrographie MEB 3.9. Etat de surface d'un contact en Ag-WC n'ayant pas subi d'essai	63
Micrographie MEB 3.10. Etat de surface du contact fixe en Ag-C après 1 arc électrique	63
Micrographies MEB 3.11 et 3.12. Etat de surface du contact mobile en Ag-WC après 1 arc électrique	64
Micrographies MEB 3.13 à 3.16. Surface des contacts fixes Ag-C à différents nombres de manœuvres	65
Micrographie MEB 3.17. Mise en évidence du dégazage de l'argent lors du refroidissement d'un contact fixe Ag-C	66
Micrographie optique 3.18. Section transverse d'une goutte d'argent fondue et attaquée.....	66
Micrographies optiques 3.19 à 3.24. Evolution de la microstructure des contacts fixe en Ag-C à différents nombres de manœuvres.....	67
Micrographies optiques 3.25 à 3.28. Evolution de la microstructure des contacts mobiles en Ag-WC ayant subi différents nombres de manœuvres	68
Micrographie optique 3.29. Fissure de fatigue sur un contact mobile Ag-WC ayant subi 10 000 manœuvres	69
Figure 3.30. Evolution de l'écrasement des contacts au cours d'un essai.....	70
Figure 3.31. Evolution de l'érosion des contacts au cours d'un essai	70
Radiographie X 3.32. Contact mobile.	71
Figure 3.33. Evolution de la température dans le support du contact électrique pendant un essai ouverture, fermeture et rebond	71
Figure 3.34. Chronogramme du déplacement, du courant et de la tension sur « locomotive » de l'équipe I2EA. Essai « ouverture 300A ».....	73
Figure 3.35. Schéma de principe de la machine « Locomotive »	74
Micrographie optique 3.36. Microstructure d'un contact en Ag-SnO ₂ avant essai électrique.....	75
Figure 3.37. Profil rugosimétrique 3D d'un cratère d'impact d'un arc sur un contact en Ag-SnO ₂	75
Figure 3.38. Profil rugosimétrique 3D du contact opposé à celui de la figure 3.10	76
Micrographie MEB 3.39. Zone d'impact de l'arc (énergie 41 Joules).....	76

Micrographies MEB 3.40 et 3.41. Micrographie et microanalyse de la surface d'un contact en Ag-SnO ₂	77
Micrographie optique 3.42. Zone affectée après un arc de 24 Joules.....	77
Micrographie optique 3.43. Surface d'un contact en Ag-SnO ₂ ayant subi 40 000 manœuvres sans arc	78
Micrographies optiques 3.44 à 3.47. Microstructure de contacts en Ag-SnO ₂ à divers nombres de manœuvres	79
Micrographie 3.48. Section parallèle à la surface pour un contact ayant subi 20 000 manœuvres	80
Micrographie optique 3.49. Section transverse d'un contact électrique ayant subi un essai AC4	81
Figure 3.50. Evolution de la résistance de contact au cours d'un essai, valeur moyenne et valeur instantannée – Ag-SnO ₂ 12%	82
Figure 3.51. Evolution de l'usure de contacts avec le nombre de manœuvres – Ag-SnO ₂ 12%	83
Figure 3.52. Comparaison de l'usure sur la machine "Locomotive" pour des contacts en Ag-C et en Ag-SnO ₂	83
Figure 3.53. Evolution avec le nombre de manœuvres de la perte de masse – Ag-SnO ₂ 12%	84
Figure 3.54. Représentation des surfaces utilisées dans le calcul du dommage microstructural.....	86
Figure 3.55. Evolution du dommage massique, du dommage d'usure et du dommage microstructural en fonction du nombre de manœuvres au cours d'un essai « Locomotive »	86
Figure 3.56. Evolution du nombre de fissures en fonction du nombre de manœuvres et de la classe de longueur considérée.....	87
Figure 3.57. Evolution de la longueur moyenne du ligament en fonction du nombre de manœuvres .	88
Figure 3.58. Définition de h_{local} et h_{mini}	88
Figure 3.59. Evolution du critère de dommage D_{fiss} et du nombre de fissures au cours d'un essai « Locomotive »	89
Photographie 3.60. B-scan d'un contact en Ag-SnO ₂ ayant subi 3 000 manœuvres	90
Figure 3.61. Implantation du thermocouple	90
Figures 3.62. Evolution de la température du contact en Ag-SnO ₂ en cours d'essai	91

3.1. Objectif et méthodologie

La tendance actuelle orientée vers un accroissement du nombre de manœuvres en service pour les disjoncteurs et les contacteurs conduit à accorder aujourd'hui une plus grande importance aux problèmes d'endommagement des contacts. Ces problèmes proviennent essentiellement de l'apport d'énergie thermique dû à l'arc électrique sur les contacts. Ceci conduit à une modification des propriétés de la surface et de la couche sous-jacente et à une altération de la structure du contact électrique. Nous allons donc étudier l'importance des problèmes de vieillissement.

Le protocole expérimental peut être décrit de la manière suivante :

- Nous avons soumis une paire de contacts à un certain nombre d'arcs électriques ;
- Nous avons ensuite observé l'état de surface au Microscope Electronique à Balayage (MEB) ;
- Nous avons effectué des coupes micrographiques et nous avons observé la microstructure des contacts au microscope optique.

L'évolution de l'endommagement est obtenue en faisant varier le nombre d'arcs électriques sur des paires de contacts différents. Ceci suppose donc des caractéristiques microstructurales initialement identiques pour chaque contact.

De plus, nous nous intéresserons à l'évolution de la température dans le contact en cours d'essai pour dimensionner un modèle thermique. Nous avons pour cela implanté un ou plusieurs thermocouples dans un des contacts électriques.

Enfin, nous chercherons à quantifier l'endommagement des contacts.

3.2. Endommagement des contacts de disjoncteurs

Nous avons choisi un couple mixte commercial de contacts, issu des disjoncteurs MCCB Merlin – Gerin, en Ag – C 96/4% en masse et en Ag – WC 60/40%.

Les contacts ont été testés au moyen d'une machine d'essai électrique dans une configuration d'essai proche de celle des produits complets. L'utilisation d'une machine d'essai de laboratoire permet des gains de temps et d'argent appréciables par rapport à des essais réalisés sur des disjoncteurs. On reproduit des essais d'ouverture sous courant pour générer un arc électrique.

Les contacts ont subi 0, 1, 5, 10, 50, 100, 500, 1 000, 5 000 et 10 000 manœuvres.

Chaque contact a été pesé avant et après essai pour évaluer la perte de masse.

Les sections transverses ont toutes été réalisées sur des contacts enrobés avec une résine époxy dans une machine automatique. Les enrobages ont été rodés avec une machine automatique jusqu'au grade 4000 et polis manuellement au micron.

3.2.1. Dispositif utilisé

La machine dénommée M2, utilisée dans l'équipe I2EA de Schneider Electric, est composée d'un circuit de puissance, d'une centrale d'acquisition HP 3852, d'un pot électrodynamique LDS, d'un capteur laser de déplacement Keyence et d'une armature recevant les contacts (photographie 3.1). Des extracteurs évacuent l'air chaud. Un micro ordinateur de type Intel 80486 permet le pilotage de l'essai et le stockage des valeurs de résistance de contact, d'écrasement, d'énergie de rebond naturel et artificiel, de force de contact et de charge électrique.



Photographie 3.1. Machine d'essai électrique M2 (équipe I2EA)

Le contact fixe est solidaire du bâti de la machine. Le contact mobile est enchâssé au bout d'un bras en rotation autour d'un axe avec deux roulements à billes (figure 3.2). L'arc électrique est obtenu par le déplacement du bras autour de l'axe (cercle en pointillé).

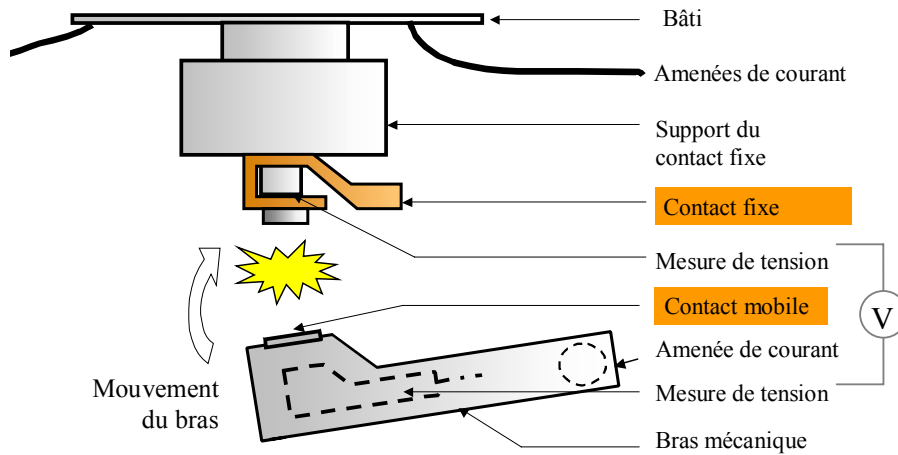


Figure 3.2. Implantation des contacts sur la machine « M2 »

La figure 3.3 présente l'évolution des grandeurs caractéristiques de l'essai à la fermeture.

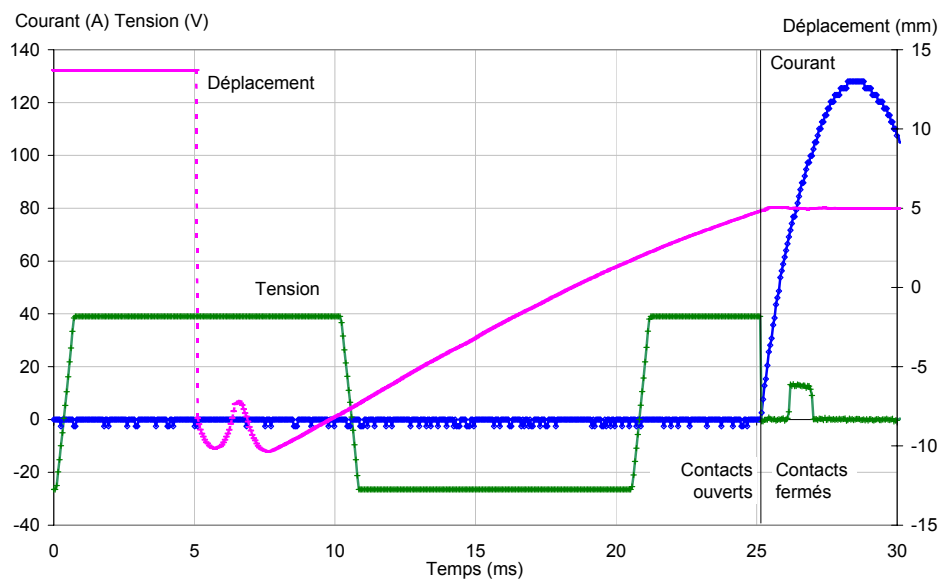


Figure 3.3. Chronogramme de la fermeture des contacts électriques avec la machine « M2 »

Oscilloscope numérique à mémoire Nicolet 490

Les essais sont réalisés à une intensité nominale de 100A avec une tension de 220V par une procédure de type ouverture – fermeture à polarité alternée. Un rebond contrôlé est généré quelques millisecondes après chaque manœuvre (opération d'ouverture ou de fermeture).

Le signal de déplacement (courbe avec des tirets) permet de situer la fermeture physique des contacts, mesurée au moyen d'un laser et repérée par un trait vertical. L'arc électrique de rebond apparaît sur la courbe de tension (courbe avec des croix) environ 1 ms après la fermeture. Il dure environ 1ms. Le courant (courbe avec des losanges) est établi peu avant la fermeture physique des contacts.

La figure 3.4 correspond à l'ouverture des contacts et au rebond contrôlé.

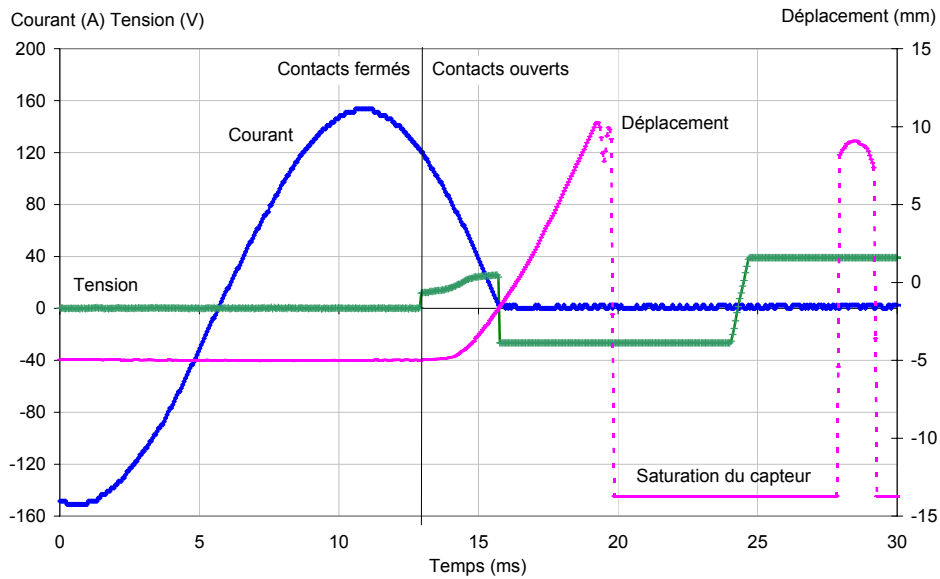


Figure 3.4. Chronogramme d'une ouverture des contacts électriques suivi d'un rebond contrôlé
Oscilloscope numérique à mémoire Nicolet 490.

Nous allons analyser la microstructure d'une paire de contacts n'ayant subi aucune manœuvre.

3.2.2. Microstructure des contacts avant essai

Les contacts sont composés d'une pastille de contact brasée sur un support en cuivre (figure 3.5).

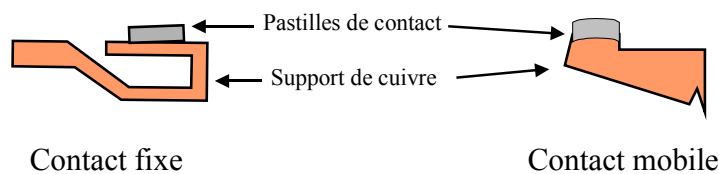
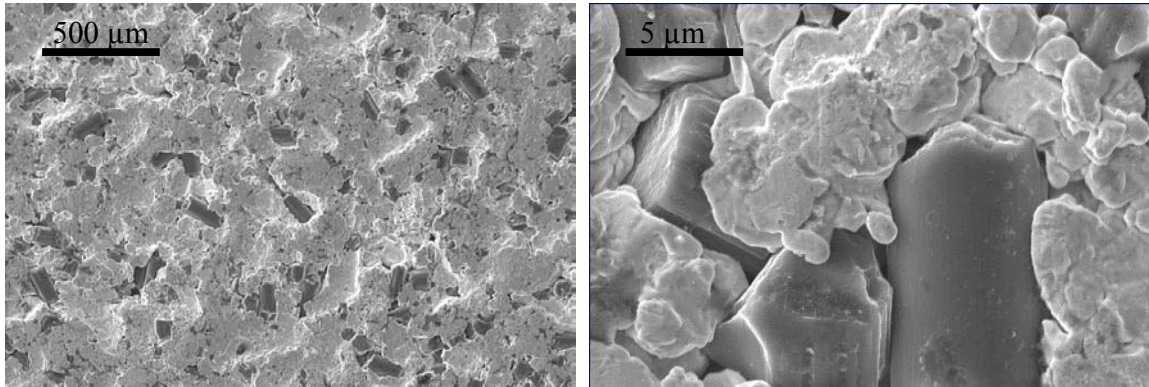


Figure 3.5. Géométrie des contacts électriques testés dans la machine M2

L'état de surface des contacts a été observé en microscopie électronique à balayage (MEB) en raison de la grande profondeur de champ nécessaire. Les micrographies 3.6 et 3.7 permettent de mettre en évidence la forte rugosité de la surface du contact fixe.



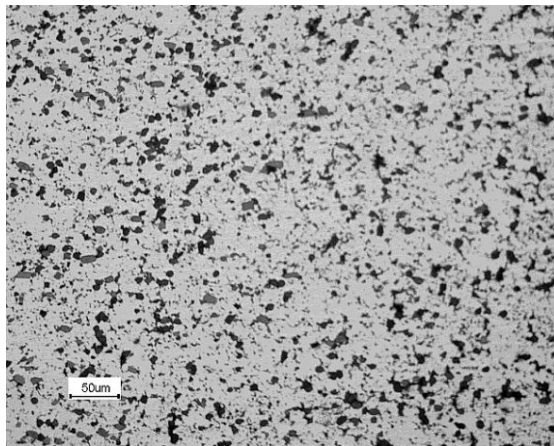
3.6

3.7

Micrographies MEB 3.6 et 3.7. Etat de surface d'un contact en Ag-C n'ayant pas subi d'essai
Cliché MEB Leo 1450VP en électrons secondaires. Grossissements 500 et 5 000.

L'interface métal – carbone est incohérente (micrographie 3.7). On distingue des porosités d'une taille supérieure au micron.

La répartition homogène du carbone dans la matrice apparaît dans la section transverse 3.8.



Micrographie optique 3.8. Microstructure d'un contact en Ag-C n'ayant pas subi d'essai
Contact fixe. Cliché microscope Zeiss Axiovert 405

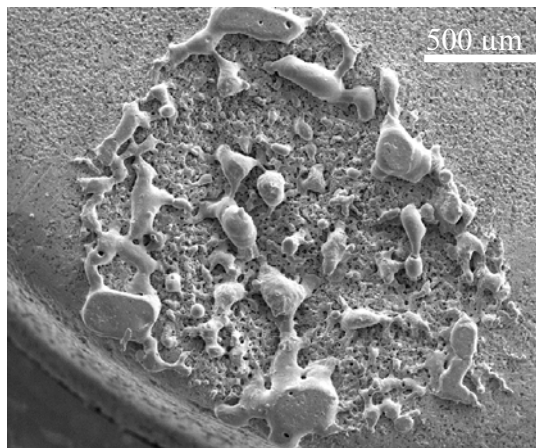
La surface du contact mobile semble plus régulière que celle du contact fixe (micrographie 3.9).



Micrographie MEB 3.9. *Etat de surface d'un contact en Ag-WC n'ayant pas subi d'essai
Contact mobile. Cliché MEB Leo en électrons secondaires*

3.2.3. Effet des arcs électriques sur la microstructure des contacts

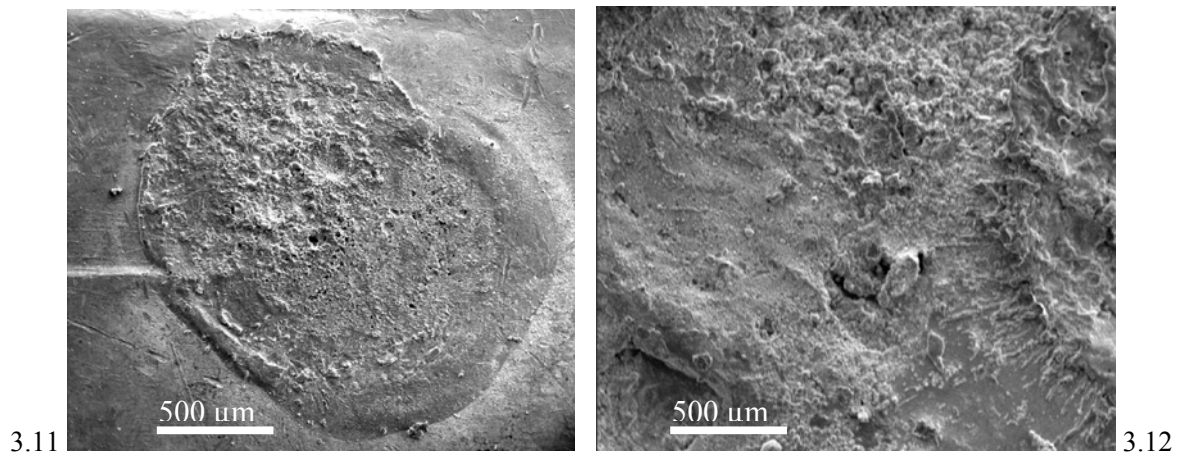
La micrographie MEB 3.10 de la surface du contact fixe après un arc d'environ 1J permet de rendre compte de l'effet de l'arc électrique sur le matériau.



Micrographie MEB 3.10. *Etat de surface du contact fixe en Ag-C après 1 arc électrique
Cliché MEB Jeol JX1-8800R en électrons secondaires. 1 ouverture / fermeture à 100A sous 220V.*

Des gouttelettes d'argent sont apparues à la surface. La fusion du métal a été provoquée par l'échauffement résultant de la réduction de taille de la striction électrique et de l'apparition d'un arc électrique. Le carbone a disparu de la surface. Il s'est oxydé en CO.

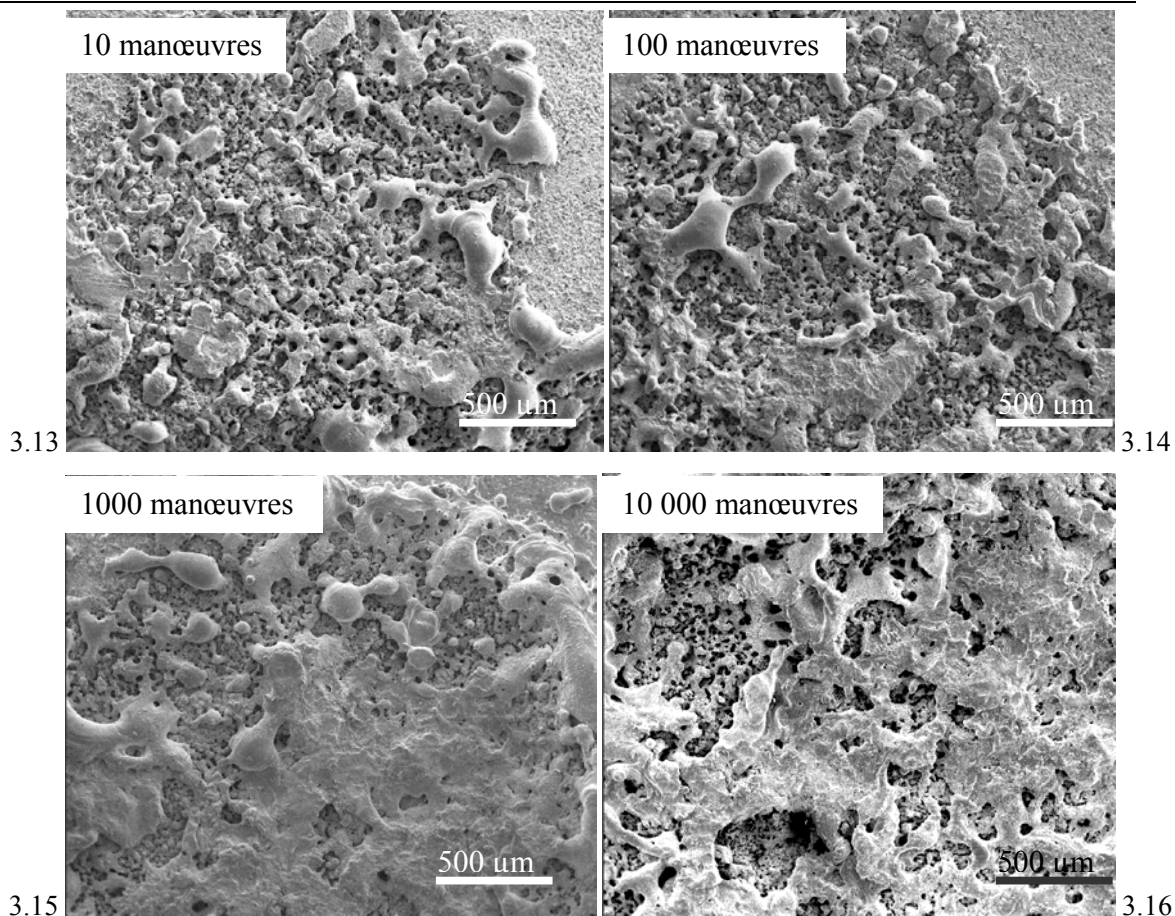
L'état de surface du contact mobile semble avoir été moins perturbé par l'arc électrique que le contact fixe (micrographie MEB 3.11).



Micrographies MEB 3.11 et 3.12. Etat de surface du contact mobile en Ag-WC après 1 arc électrique
Cliché MEB Jeol en électrons secondaires. 1 ouverture / fermeture à 100A sous 220V.

Notons toutefois la présence d'un cratère d'impact de taille millimétrique. De la matière a été projetée à l'état fondu à l'extérieur du cratère (micrographie MEB 3.12).

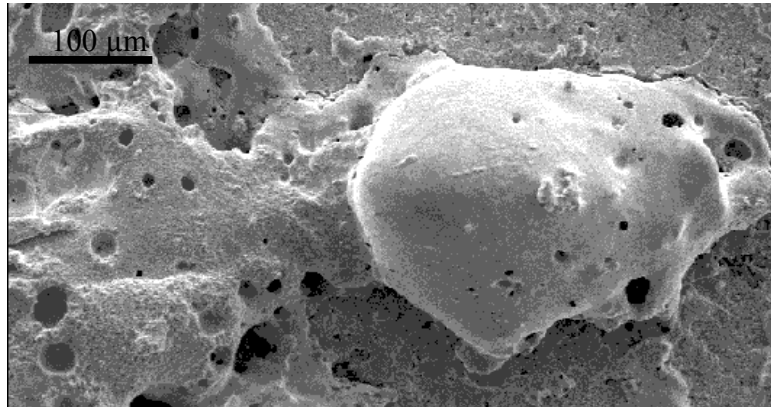
L'état de surface du contact fixe (micrographies MEB 3.13 à 3.16) se dégrade notablement quand le nombre de manœuvres augmente.



Micrographies MEB 3.13 à 3.16. Surface des contacts fixes Ag-C à différents nombres de manœuvres
Cliché MEB Jeol en électrons secondaires. 1 ouverture / fermeture à 100A sous 220V.

La taille de la zone affectée augmente. Un cordon de matière fondue apparaît alors autour de la zone affectée puis une peau tend à recouvrir la zone d'impact. A un grossissement plus important, on note la présence de retassures causées par des cycles répétés de fusion – solidification rapides (micrographie 3.16).

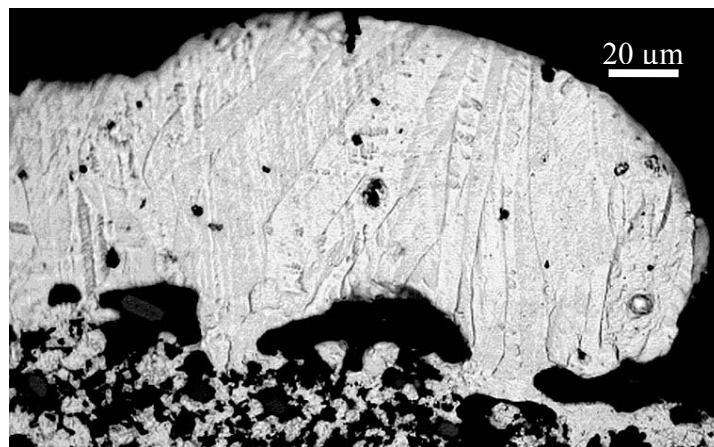
Les petites cavités sphériques de la micrographie 3.17 nous conduisent à penser que l'oxygène dissous dans l'argent liquide est repassé à l'état gazeux lors de la solidification des gouttelettes.



Micrographie MEB 3.17. Mise en évidence du dégazage de l'argent lors du refroidissement d'un contact fixe Ag-C

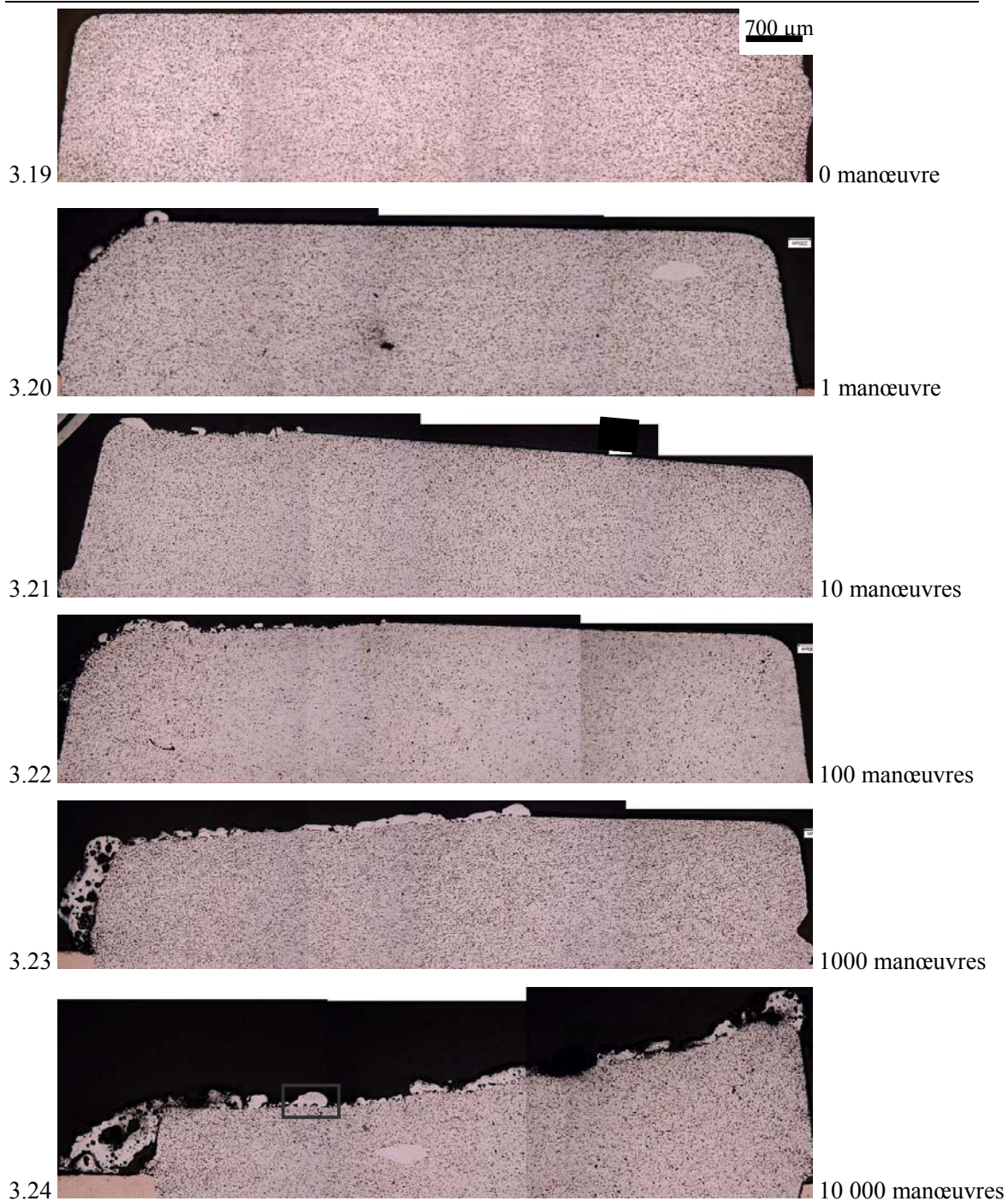
Contact fixe. Cliché MEB Jeol en électrons secondaires. 1 ouverture / fermeture à 100A sous 220V.

Notons également la forme basaltique des grains d'argent, témoin d'un fort choc thermique lors de la solidification (micrographie 3.18).



Micrographie optique 3.18. Section transverse d'une goutte d'argent fondue et attaquée
Contact fixe. Cliché microscope Zeiss Axiovert. 1 ouverture / fermeture à 100A sous 220V.

Les coupes micrographiques 3.19 à 3.24 ont été réalisées sur les contacts enrobés et polis.



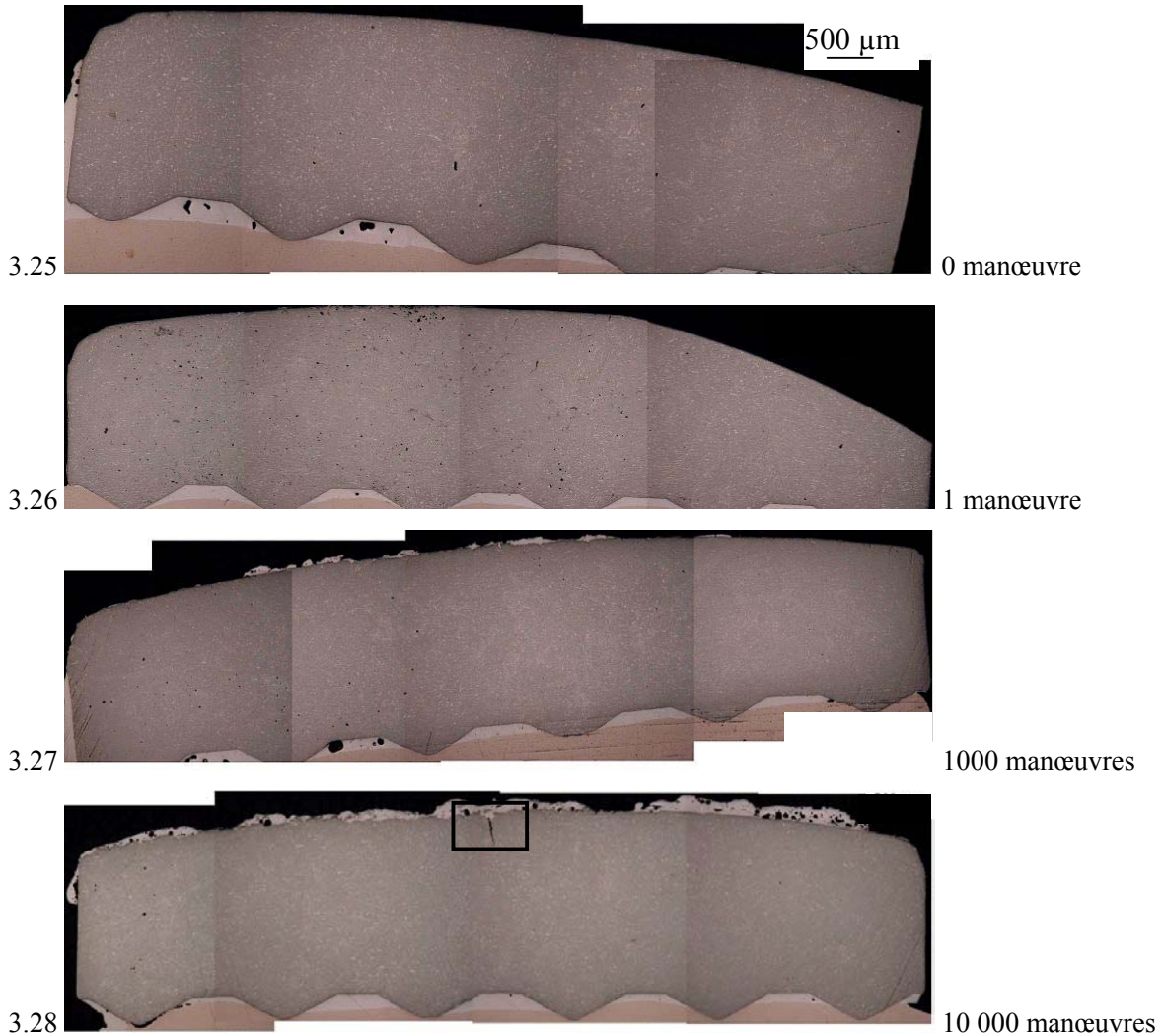
Micrographies optiques 3.19 à 3.24. Evolution de la microstructure des contacts fixe en Ag-C à différents nombres de manœuvres.

Coupes micrographiques Zeiss Axiovert. Ouvertures / fermetures à 100A sous 220V avec M2.

La goutte d'argent fondu est située dans le cadre noir de la micrographie 3.24. Les micrographies permettent de mettre en évidence une altération de la surface pour les faibles nombres de manœuvres puis une altération structurelle quand le nombre de manœuvres est élevé. On note la présence de collerettes d'argent de part et d'autre de la zone fondue (à gauche des micrographies) et de fissures

dans la zone de choc thermique maximum (au centre près de la surface dans le cadre noir). Ces fissures suivent des chemins de particules de carbone et de porosités. L'épaisseur de la pastille à gauche est très inférieure à l'épaisseur à droite sur la micrographie 3.24.

L'état de surface et la structure du contact mobile sont nettement moins altérés que celle du contact fixe par les chocs thermiques répétés (micrographies 3.25 à 3.28).



Micrographies optiques 3.25 à 3.28. Evolution de la microstructure des contacts mobiles en Ag-WC ayant subi différents nombres de manœuvres

Coupes micrographiques Zeiss Axiovert. Ouvertures / fermetures à 100A sous 220V avec M2

Notons tout de même la présence d'une fissure (au centre de la micrographie 3.28 dans un cadre noir). La micrographie 3.29 est un agrandissement de cette zone.



Micrographie optique 3.29. Fissure de fatigue sur un contact mobile Ag-WC ayant subi 10 000 manœuvres

Cliché microscope Zeiss Axiovert. Ouvertures / fermetures à 100A sous 220V avec M2

Cette fissure semble être une fissure de fatigue.

En conclusion, l'endommagement des contacts de disjoncteur pour des ouvertures / fermetures à courant nominal est dû essentiellement à une perte de masse en cours d'essai. Pour augmenter la durée de vie des contacts, il est possible d'augmenter l'épaisseur des pastilles de contact fixe mais cela engendre un surcoût important. On pourrait être tenté d'utiliser des matériaux ayant de meilleures propriétés mécaniques pour le contact fixe, au risque de rendre les processus de fissuration dominants. Il pourrait être possible de modifier la forme de la surface pour que celle-ci soit entièrement utilisée mais cela pose des problèmes de tolérance au désalignement des contacts.

3.2.4. Estimation de l'endommagement

La figure 3.30 montre l'évolution du déplacement mesuré par le capteur laser au cours d'un essai.

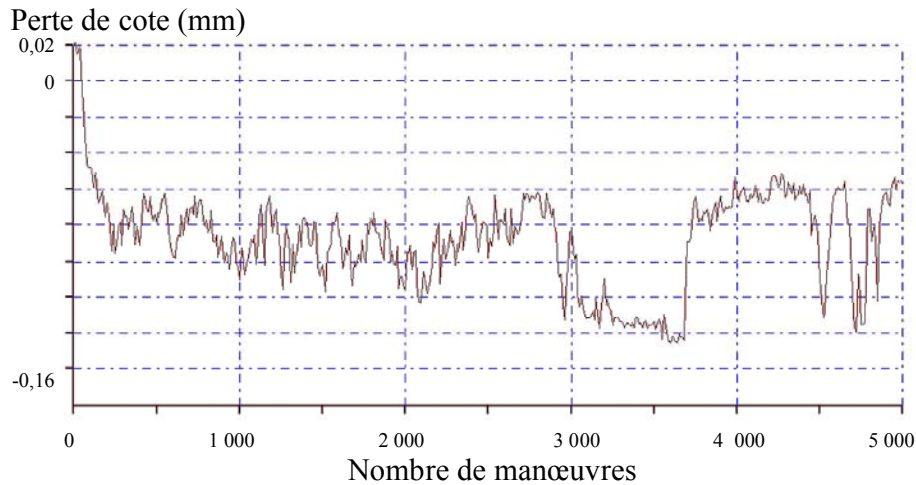


Figure 3.30. Evolution de l'écrasement des contacts au cours d'un essai

La perte de cote est très importante au début mais elle se stabilise vers $-0,08$ mm dès 200 manœuvres. Il y a un pseudo régime stationnaire entre 200 et 2800 manœuvres puis une augmentation très importante de l'écrasement entre 2800 et 3800 manœuvres. Les valeurs de perte de cote pour 3 800 à 500 manœuvres sont proches de celles obtenues entre 200 et 2800 manœuvres. Vers 4500 manœuvres, on constate à nouveau des fluctuations importantes de l'écrasement. La mesure du déplacement étant assurée au moyen d'un capteur laser, ces fluctuations ne saurait refléter une imprécision de mesure. En fait, elles sont principalement dues au jeu latéral de l'axe de rotation du bras supportant le contact mobile, rendant la mesure peu répétable. Il résulte pas d'une erreur de conception : les contacts mobiles dans les disjoncteurs peuvent se déplacer latéralement grâce au jeu présent entre le contact mobile et son axe de rotation. Ceci explique notamment la brusque diminution de la perte de cote vers 3 800 manœuvres. La perte de cote ne permet pas la création d'un estimateur de l'endommagement. La figure 3.31 donne l'évolution de la perte de masse cumulée en fonction du nombre de manœuvres.

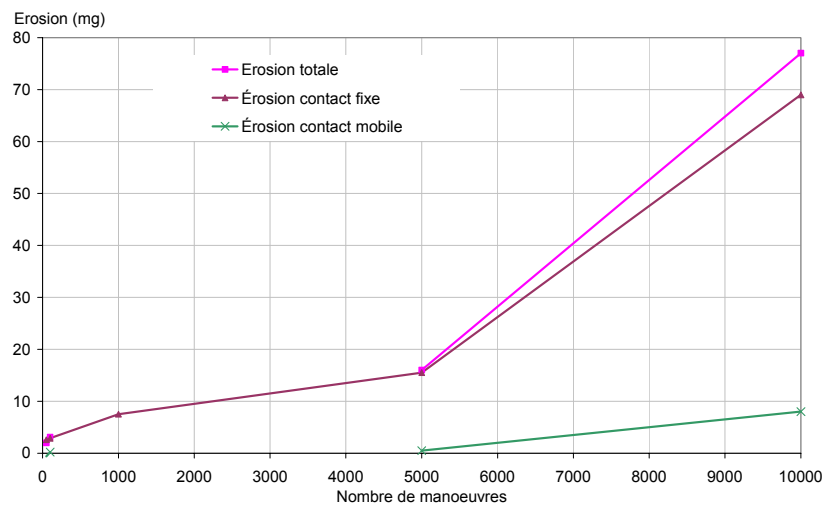


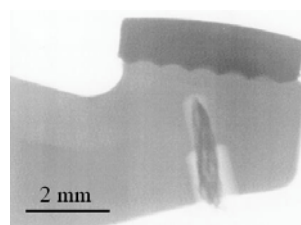
Figure 3.31. Evolution de l'érosion des contacts au cours d'un essai

L'usure est principalement le fait du contact fixe. Elle ne devient importante qu'à partir de 5 000 manœuvres.

Nous avons ensuite cherché à estimer l'augmentation de la température d'un contact mobile au cours d'un essai.

3.2.5. Evolution de la température au cours d'un essai

Afin de quantifier l'énergie traversant effectivement les électrodes, il nous faut connaître l'élévation de température subie par un contact au cours d'un essai électrique. Il nous était impossible pour des raisons d'encombrement, de disposer le thermocouple sur le contact fixe. Nous avons donc percé le contact mobile (en prenant soin de rester dans la partie en cuivre pour ne pas fragiliser la brasure) et collé dans le trou ainsi aménagé un thermocouple muni d'un dispositif d'isolation galvanique relié à un enregistreur Hydra Fluke (radiographie 3.32).



Radiographie X 3.32. Contact mobile.

On distingue le thermocouple en bas en dessous de la brasure, collé grâce à une colle conductrice.

La courbe d'évolution de la température est donnée à la figure 3.33.

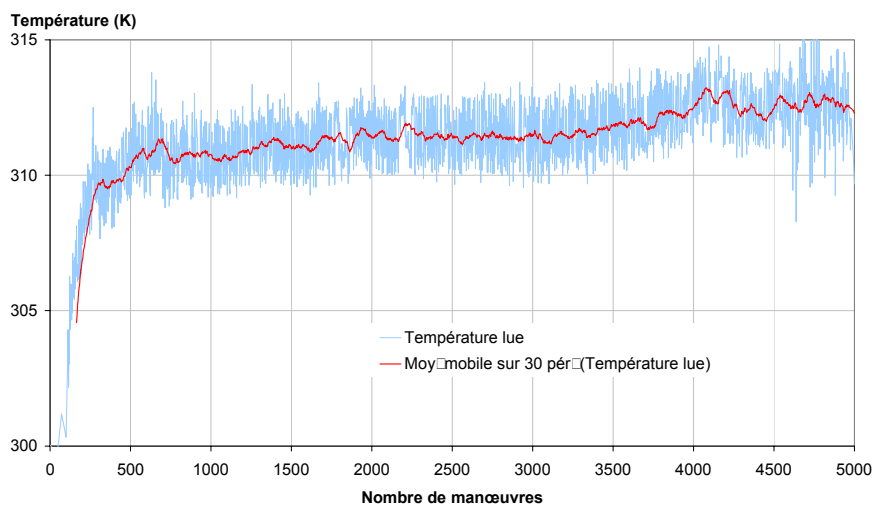


Figure 3.33. Evolution de la température dans le support du contact électrique pendant un essai ouverture, fermeture et rebond

Après un régime transitoire d'une durée de l'ordre de 500 manœuvres, le contact mobile est en régime thermique forcé. L'élévation de température mesurée par rapport à un thermocouple de référence placé dans la cloche est de 10 °C.

Le temps d'établissement d'un régime permanent peut être relié à la diffusivité thermique de l'ensemble {contacts électriques + machine d'essai} et à l'énergie apportée par l'arc au système. La température de stabilisation dépend essentiellement de l'énergie d'arc et de l'ampleur des phénomènes de convection qui vont refroidir l'ensemble.

3.3. Endommagement des contacts de contacteurs

La méthodologie est la même que pour les pastilles de disjoncteur. Les nombres de manœuvres retenus sont : 0, 1, 3, 10, 30, 100, 300, 1 000, 3 000, 6 000, 8 000, 10 000, 20 000, 29 000, 38 000, 45 000, 67 000 et 80 000 manœuvres.

Les essais électriques et les micrographies de cette partie ont été réalisées par François GAUDEMET²⁹ et Jean-Luc TOUZARD. Le matériau utilisé pour les contacts est l'Ag-SnO₂ 12% en masse.

3.3.1. Dispositif utilisé

Nous avons utilisé une machine « locomotive » localisée dans l'équipe I2EA de Schneider Electric. L'essai « locomotive » est basé sur des séquences « break-only test ». Ce type d'essai permet d'accélérer l'endommagement des contacts par rapport à un essai AC4⁹⁴. Le chronogramme de l'essai est donné à la figure 3.34.

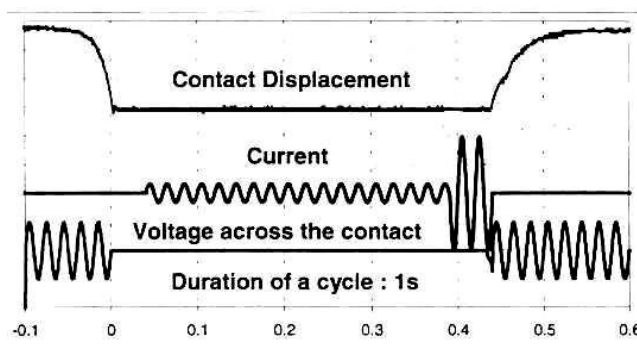


Figure 3.34. Chronogramme du déplacement, du courant et de la tension sur « locomotive » de l'équipe I2EA. Essai « ouverture 300A »

Les contacts sont fermés sous courant nul tandis que l'ouverture se fait à 6 fois le courant nominal I_n . Aucun rebond n'est généré et la vitesse d'ouverture est d'un ordre de grandeur plus faible que pour l'essai précédent.

L'ouverture / fermeture du circuit est essentiellement mécanique. Quand les contacts sont l'un contre l'autre avant l'ouverture, une bielle transmet à l'un des deux un mouvement longitudinal les séparant (figure 3.35) et selon l'intensité du courant circulant dans les contacts, il y a apparition d'un arc d'une énergie aléatoirement comprise entre 0 et 45 joules (mesurée par intégration temporelle du produit courant – tension d'arc). La valeur moyenne est de 18 Joules.

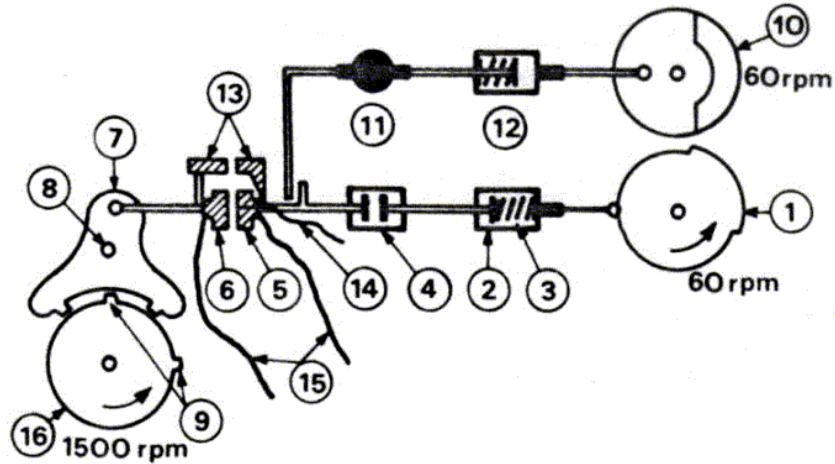


Figure 3.35. Schéma de principe de la machine « Locomotive » ⁹⁵

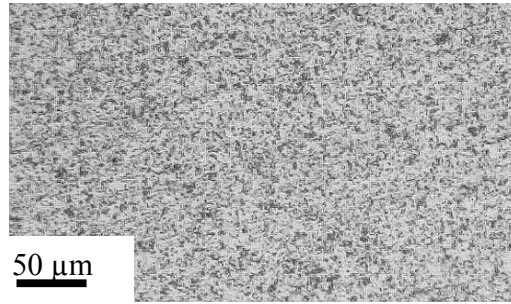
Deux cames (1 et 10) génèrent le déplacement des contacts (6 et 5). Des ressorts (3 et 12) appliquent une pression de contact sur les rivets et permettent de casser les soudures éventuelles. Un capteur de déplacement (11) permet d'évaluer l'écrasement des contacts. Des amenées de courant (15) et un thermocouple sont implantés au niveau des contacts.

Dans ce type d'essai, l'érosion des contacts à la fermeture est négligeable. Cependant, l'absence de synchronisation entre les ondes de courant et le déplacement des contacts limite l'utilisation de la machine pour de faibles quantités de manœuvres. En effet, la valeur aléatoire de la quantité d'énergie d'arc rend l'essai non répétable. L'essai n'est représentatif ⁹⁶ que pour des essais de type contacteurs car sa vitesse d'ouverture est plus faible que celle de la machine « M2 ».

En tout état de cause, la « Locomotive » permet de définir des critères de classification de matériaux de contacts pour application aux contacts de contacteurs ⁹⁷.

3.3.2. Microstructure des contacts avant essai

L'oxyde d'étain est dispersé dans la matrice d'argent de manière assez régulière. La coupe micrographique 3.36 servira de référence pour la suite.



Micrographie optique 3.36. Microstructure d'un contact en $Ag-SnO_2$ avant essai électrique
Cliché microscope Zeiss Axiovert

3.3.3. Effet des arcs électriques sur la microstructure des contacts

3.3.3.1 Effets microstructuraux

Le premier arc de notre essai a une énergie de 41 Joules (calculé par intégration temporelle du produit de la tension et du courant aux bornes des contacts), soit une valeur proche du maximum possible avec ce moyen d'essai. Les profils rugosimétriques (figures 3.37 et 3.38) mettent en évidence une dissymétrie des cratères d'impacts.

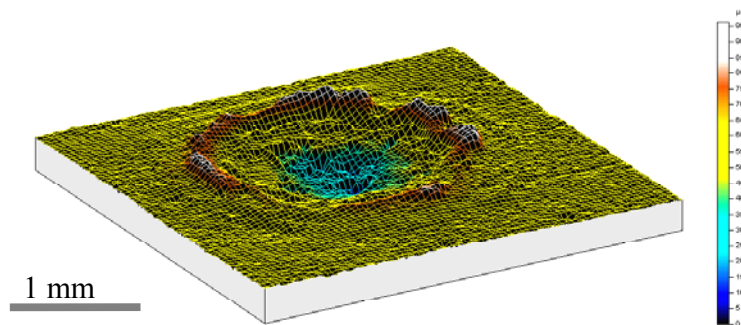


Figure 3.37. Profil rugosimétrique 3D d'un cratère d'impact d'un arc sur un contact en $Ag-SnO_2$
Rugosimètre laser UBM avec logiciel de génération 3D Mountain Map. Essai ouverture 300A.

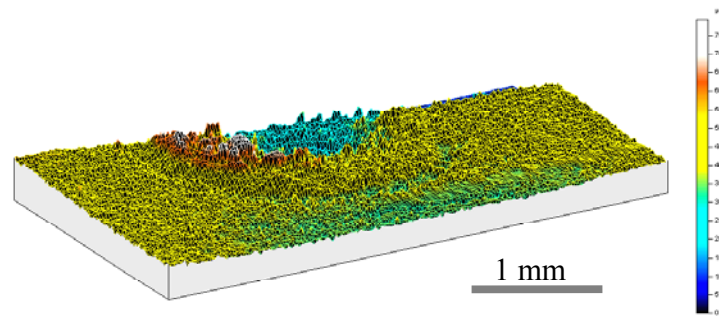
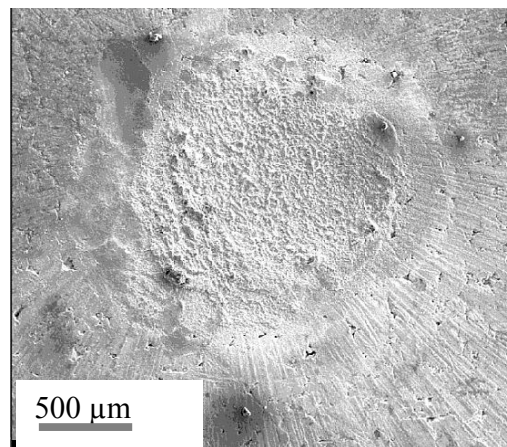


Figure 3.38. Profil rugosimétrique 3D du contact opposé à celui de la figure 3.10
Même équipement, même essai.

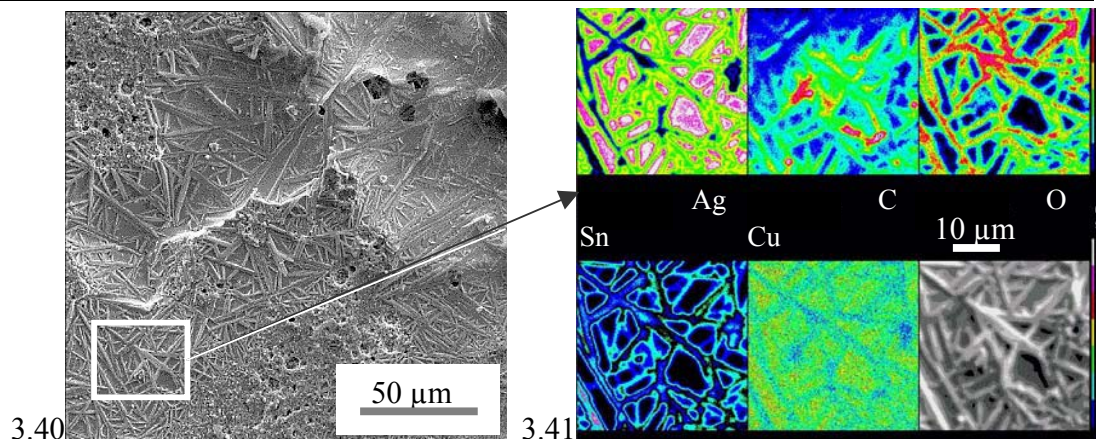
Le cratère de la figure 3.37 a un diamètre de 1,8 mm.

La micrographie 3.39 prise au MEB en électrons secondaires correspond au profil de la figure 3.38.



Micrographie MEB 3.39. Zone d'impact de l'arc (énergie 41 Joules)
Cliché MEB Jeol en électrons secondaires. Essai ouverture 300A (1 arc)

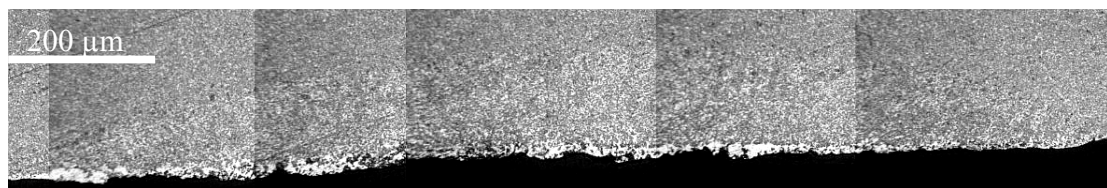
L'argent s'est vaporisé et « condensé » loin de la surface. Des fissures radiales partent de la zone d'impact de l'arc. Au centre du cratère, des aiguilles d'oxyde d'étain indiquent que celui-ci a fondu puis s'est resolidifié (micrographie 3.40 et microanalyse 3.41) sous forme de SnO₂.



Micrographies MEB 3.40 et 3.41. Micrographie et microanalyse de la surface d'un contact en Ag-SnO₂

Cliché MEB et microsonde Jeol après 1 manœuvre en ouverture 300A.

La micrographie 3.42 présente une vue de cette zone pour un arc de 24 Joules.



Micrographie optique 3.42. Zone affectée après un arc de 24 Joules

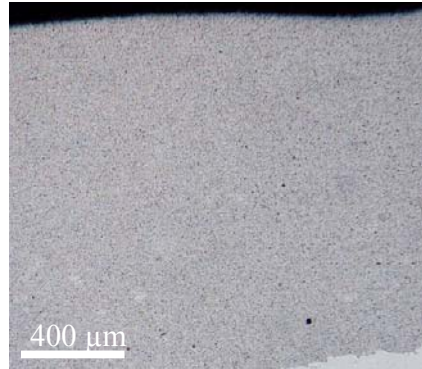
Cliché microscope Zeiss Axiovert

Nous avons ensuite cherché à évaluer la taille de la zone affectée par l'arc. Elle a un diamètre de l'ordre de 1,5 mm pour une profondeur maximum de 150 μm. La comparaison avec la courbure initiale de la pastille donne une perte de cote de 35 μm.

Cependant, il nous est impossible de savoir si ce contact est l'anode ou la cathode. Nous ne savons pas s'il a été affecté mécaniquement ou thermiquement.

Nous avons aussi cherché à faire apparaître des fissures sans arc. Pour cela, nous avons programmé la machine de façon à ce qu'elle ouvre et ferme le circuit sur un zéro de courant. Ainsi, l'effet thermique du passage du courant demeure. Nous avons d'abord effectué un essai avec un courant de 300 Ampères. Les contacts ont subi plus de 200 000 manœuvres sans fissurer. Nous avons ensuite augmenté l'intensité de façon à avoir le même effet Joule que celui provoqué par le passage de l'arc électrique. La température dans les contacts était élevée : ils étaient portés au rouge. Il n'y avait cependant pas de fissures. Nous avons aussi généré une entaille en V en surface pour savoir si les contraintes thermiques provoquées par le passage du courant dans la pastille suffisaient à expliquer la

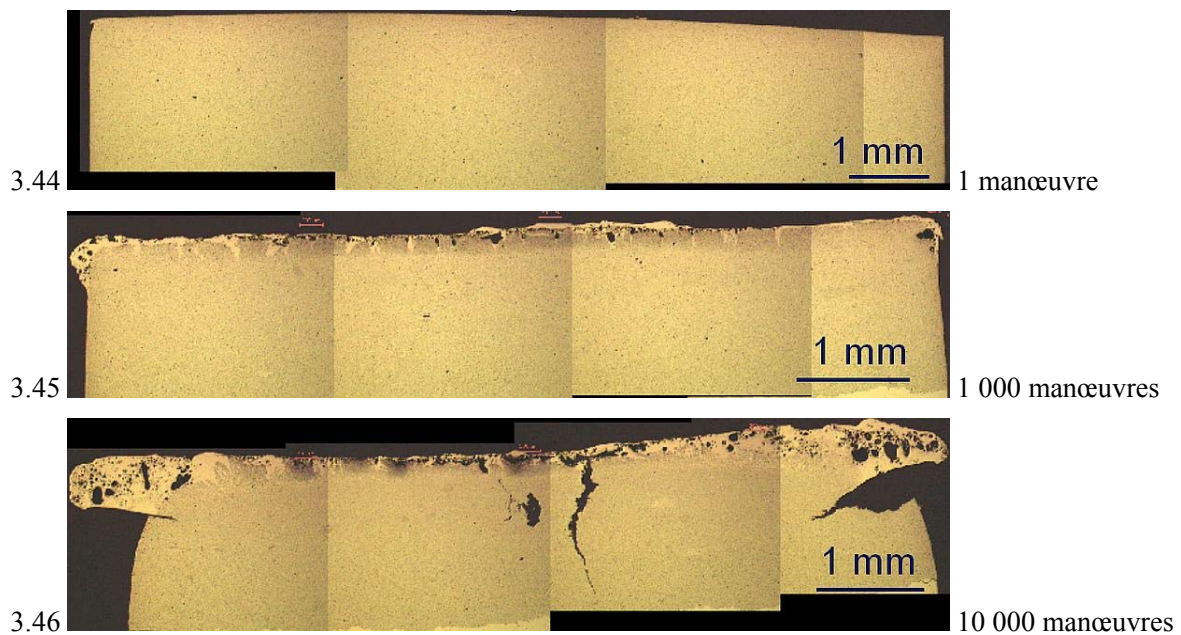
propagation de fissures de fatigue. Il n'y avait pas de fissures après 40 000 manœuvres (micrographie 3.43).

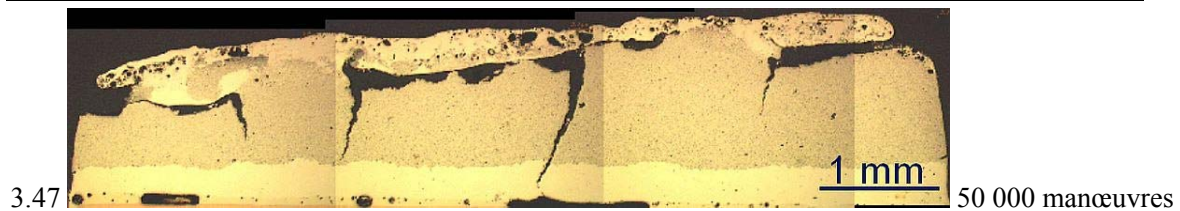


Micrographie optique 3.43. Surface d'un contact en Ag-SnO₂ ayant subi 40 000 manœuvres sans arc
Cliché microscope Zeiss Axiovert

De plus, les contacts étaient ouverts et fermés à chaque manœuvre. Nous pouvons donc en conclure que le bridage mécanique et le passage du courant dans le contact tel que nous l'avons testé ne permettent pas d'expliquer à eux seuls l'amorçage et la propagation de fissures.

Les coupes 3.44 à 3.47 ont été réalisées sur des contacts ayant subi 1, 1 000, 10 000 et 50 000 manœuvres.





Micrographies optiques 3.44 à 3.47. Microstructure de contacts en Ag-SnO₂ à divers nombres de manœuvres

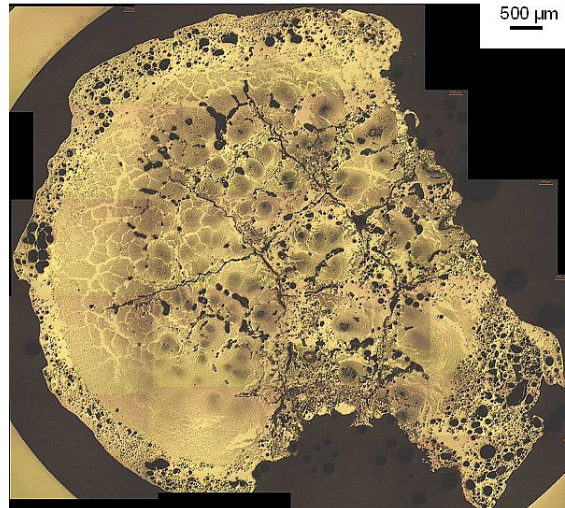
Cliché microscope optique Leica (d'après GAUDEMET²⁹). Essai ouverture 300A.

Elles ont été réalisées sur des contacts coupés et polis suivant leur diamètre. On constate que la surface est altérée de manière significative dès 1 000 cycles. Les fissures bouchées par de l'argent sont visibles. Elles ont environ 200 μm de profondeur. Des collerettes apparaissent sur les bords des contacts. La porosité devient importante en surface. Le cœur du matériau ne semble pas endommagé significativement. A 10 000 manœuvres, une fissure a atteint une taille comparable à l'épaisseur de la pastille. La structure semble alors altérée et sa forme change. On passe alors à un régime catastrophique d'érosion. Des blocs de matière sont arrachés lorsque des fissures coalescent ou lorsque la collerette se détache de la pastille. La surface est pelée par couches. Des fissures parallèles à la surface du contact apparaissent, probablement provoquées par des contraintes axiales trop importantes. Les fissures peuvent apparaître près de la surface des contacts, sous les collerettes de matériau fondu et solidifié entre un demi - millimètre et un millimètre de profondeur environ. On trouve des fissures aussi au niveau de l'interface Ag – Ag-SnO₂. Ce deuxième phénomène peut s'expliquer par les différences de coefficients de dilatation thermique entre l'argent et le composite. L'interface cuivre – argent, présentant une différence de coefficients de dilatation thermique plus faible, ne présente quasiment jamais de fissures⁷⁰.

Ces observations (ainsi que des coupes faites pour d'autres nombres de manœuvres) nous permettent d'envisager le scénario d'endommagement suivant :

- Les fissures apparaissent dès la première manœuvre du fait des forts gradients thermiques subis par les pastilles. Ces fissures peuvent être générées lors du chauffage ou lors du refroidissement (la surface du matériau est alors en traction). Les contraintes générées s'exercent à l'interface argent – oxyde d'étain ou au niveau de la structure de la pastille ;
- Les arcs suivants vont conduire soit à la germination d'autres fissures soit à la propagation des fissures existantes ;
- Au bout de 3000 cycles, la totalité de la surface est affectée. Il n'y a alors plus de germination mais seulement de la propagation. Tout nouvel arc fera alors croître les fissures existantes. Il est tout à fait possible d'imaginer une compétition entre fissures de taille comparable. L'une d'entre elle finira par avoir une longueur suffisamment différente de celle des autres pour se propager plus vite et traverser la structure comme sur la micrographie 3.46 ;
- L'énergie de l'arc va ensuite avoir pour effet de faire croître les autres fissures jusqu'à ce que l'une d'entre elle atteigne à son tour la taille critique.

La coupe parallèle à la surface de contact (micrographie 3.48) a été réalisée à environ 200 μm sous la surface du contact.



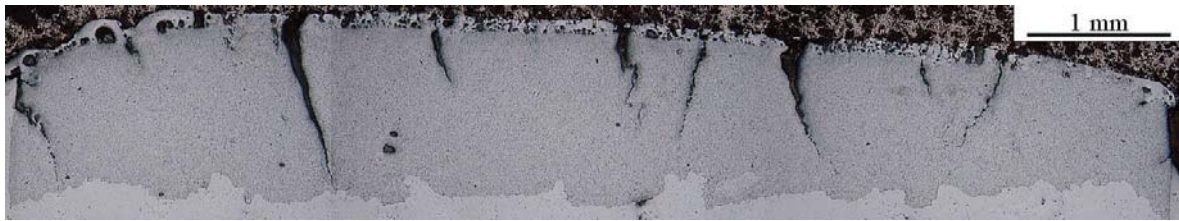
Micrographie 3.48. Section parallèle à la surface pour un contact ayant subi 20 000 manœuvres
Cliché microscope optique Leica (d'après GAUDEMET²⁹)

Elle permet de montrer que l'on a un profil typique de faïence thermique avec des réseaux de fissures « blanches » radiales et orthoradiales au centre de la pastille. De profondes fissures (en noir), essentiellement radiales traversent la pastille.

Les fissures « blanches » sont souvent considérées comme des fissures ayant été guéries par de l'argent liquide apparu lors des cycles suivant la formation de la fissure²⁹. L'argent fondu présent à la surface peut éventuellement s'insinuer dans les fissures, ce qui aurait pour effet de faire chuter les contraintes vues par les pointes de fissures mais rien ne prouve que ceci ait pour effet de les « guérir » ou de les boucher.

Les collerettes observées dès 1000 manœuvres (micrographie 3.45) correspondent aux flaques d'argent de surface ayant coalescé. Lors des manœuvres suivantes, l'argent fondu se trouve rejeté autour de la pastille. Il participe moins à la conduction du courant : la résistance de contact augmente et exacerbe les effets thermiques de l'arc. L'argent des collerettes ne permet plus de bloquer les fissures. Enfin, il n'a que peu d'affinité avec le reste de la pastille et constitue une barrière au passage du courant. Des microanalyses X ont confirmé la nature des collerettes et mis en évidence une ségrégation microscopique et macroscopique de l'argent et de l'oxyde d'étain²⁹.

Nous avons aussi analysé des contacts commerciaux ayant subi des essais normatifs (micrographie 3.49).



Micrographie optique 3.49. Section transverse d'un contact électrique ayant subi un essai AC4
Cliché Microscope Zeiss Axiovert

Les phénomènes mis en jeu sont les mêmes que pour les contacts ayant subi les essais « locomotive ». La fissuration semble cependant être plus importante que pour la locomotive, tandis que les collerettes sont peu marquées, probablement en raison de l'existence sur ces appareils d'un dispositif de soufflage.

Le matériau de contact Ag-SnO₂ a subi plusieurs modes d'endommagement :

- 1 endommagement de surface, d'abord avec:
 - L'apparition de petites fissures de faïençage thermique contenant de l'argent entre les lèvres ;
 - L'apparition de porosité en surface ;
 - L'apparition de ségrégation microscopique et macroscopique de l'argent et de l'oxyde d'étain conduisant à l'apparition de zones riches en étain et d'une « peau » d'argent ;
- 2 Endommagement de la structure par la suite avec :
 - L'apparition de grandes fissures ;
 - l'apparition de collerettes
 - La modification de la forme de la pastille par écrasement de celle-ci.

La durée de vie dépend de l'endommagement de structure qui dépend lui-même de l'endommagement de surface. Le mode d'endommagement critique est la fissuration du composite sur les contacts ayant subi des essais normatifs. La cause première est le choc thermique violent et localisé provoqué par l'arc électrique.

3.3.3.2 Indicateurs macroscopiques

La « Locomotive » donne l'évolution de la résistance de contact R_c d'un essai. Elle est obtenue par une mesure 4 points donnant l'intensité et la tension aux bornes des contacts lorsque ceux-ci sont fermés. R_c est une grandeur macroscopique puisqu'elle intègre les propriétés microstructurales et interfaciales des contacts. La courbe 3.50 représente l'évolution de la résistance de contacts instantanée et d'une moyenne glissante sur 50 points en cours d'un essai.

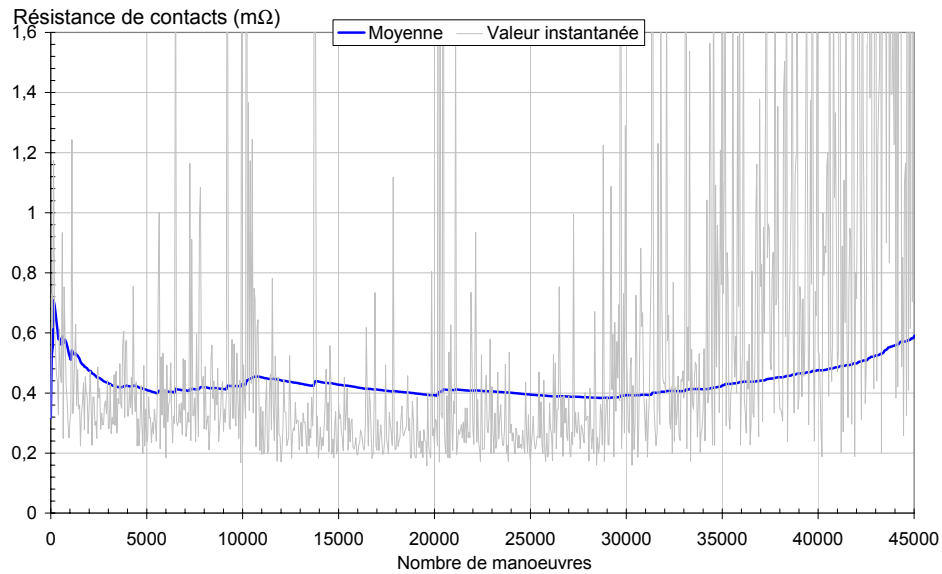


Figure 3.50. Evolution de la résistance de contact au cours d'un essai, valeur moyenne et valeur instantanée – Ag-SnO₂ 12%

La résistance de contact ne varie pas de manière monotone au cours de l'essai. R_c est décroissante en début d'essai puis croissante en fin d'essai. La dispersion de R_c est très importante et elle devient plus importante en fin d'essai.

Ce comportement s'explique par la dépendance de R_c à la configuration des contacts. Ceux-ci en effet ne se referment jamais de la même façon pour deux manoeuvres consécutives, ne serait-ce qu'à cause de l'évolution de la surface. Un creux et une bosse (conduisant par exemple à un bon contact) peuvent être remplacés au même endroit par deux bosses (donc un mauvais contact) pour la manoeuvre suivante. Il en résulte une grande dispersion de résultats. La dispersion augmente en fin d'essai parce que les surfaces en regard sont de plus en plus perturbées. Le contact est donc de plus en plus aléatoire.

Un autre indicateur important est l'usure des contacts. Celle-ci est mesurée lorsque les contacts sont fermés. La courbe 3. 51 donne l'évolution en fonction du nombre de manoeuvres de l'usure pour un essai.

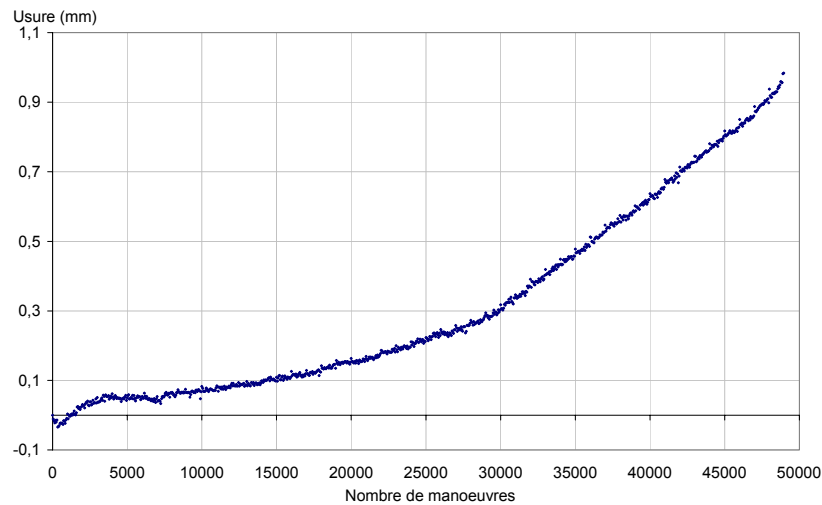


Figure 3.51. Evolution de l'usure de contacts avec le nombre de manœuvres – Ag-SnO₂ 12%

L'épaisseur augmente légèrement en début d'essai puis l'usure augmente avec le nombre de manœuvres. Le « gain » du début de l'essai est probablement dû à l'amélioration du contact entre les électrodes grâce au matériau liquide. La courbe présente une inflexion entre 20 000 et 25 000 manœuvres quand le matériau devient très endommagé. Or, à 10 000 manœuvres, la structure de la pastille est déjà profondément altérée (micrographie 3.46).

Ce matériau semble plus sujet à la fissuration que l'Ag-C mais ce n'est pas le cas : les contacts d'Ag-C testés avec la Locomotive ont présenté une usure supérieure à un millimètre au bout de seulement 500 manœuvres tandis que les contacts en Ag-SnO₂ testés sur la machine M2 avaient une usure nettement inférieure à celle de l'Ag-C ou même de l'Ag-WC (figure 3.52).

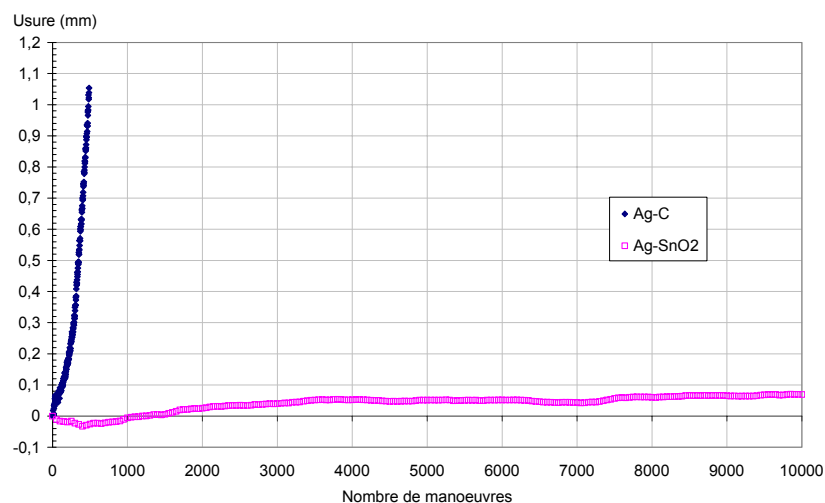


Figure 3.52. Comparaison de l'usure sur la machine "Locomotive" pour des contacts en Ag-C et en Ag-SnO₂

Le troisième indicateur couramment utilisé est la perte de masse des contacts, obtenue par pesage des contacts avant et après essai. La figure 3.53 représente l'évolution avec le nombre de manœuvres de la perte finale de masse des contacts.

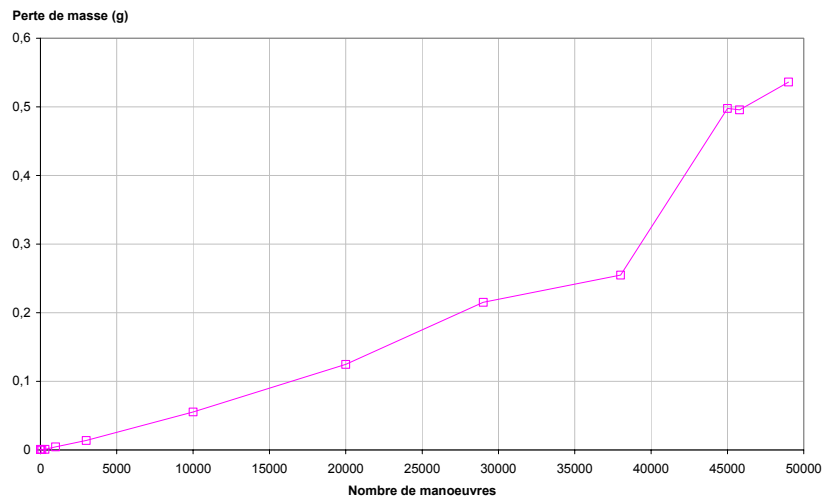


Figure 3.53. Evolution avec le nombre de manœuvres de la perte de masse – Ag-SnO₂ 12%

Chaque point correspond donc à un essai. On constate que la perte de masse augmente avec le nombre de manœuvres pour atteindre des valeurs importantes. Cependant, ce facteur ne prend pas en compte la perte de matière dans la zone utile du contact mais dans la totalité du contact. Il est cependant difficile d'identifier la limite entre la zone utile et la zone non utile des contacts.

Nous allons maintenant localiser le moment de la transition entre les deux types d'endommagement au moyen d'estimateurs.

3.3.4. Indicateur de l'endommagement

Nous avons cherché un estimateur de l'endommagement pour évaluer le moment séparant le régime normal du régime catastrophique. Il peut être basé sur des mesures microscopiques ou macroscopiques. Ses caractéristiques sont les suivantes :

- Il doit être compris entre 0 (matériau sain) et 1 (matériau totalement endommagé) ;
- Il doit être croissant quand le matériau s'endommage ;
- Il doit être sans dimension.

3.3.4.1 Résistance de contact

La résistance électrique du couple de contacts R_c semble être un bon candidat. Elle a l'avantage d'être en lien avec l'application du matériau, de prendre en compte des variations de structure et d'être de mise en œuvre aisée. Or, l'endommagement ne peut être que croissant sous l'effet des arcs électriques (figure 3.50) : R_c n'est donc pas un estimateur de l'endommagement pertinent.

3.3.4.2 Dommage d'usure

Le deuxième estimateur testé est le dommage d'usure. Il est défini par le rapport entre la perte de cote de la pastille cumulée depuis le début de l'essai et l'épaisseur initiale de la pastille. Le dommage d'usure est représenté par la courbe bleue de la figure 3.55. Ce critère peut être retenu comme estimateur d'endommagement mais il semble, du fait de la position de l'inflexion, plus sensible aux conséquences de l'endommagement qu'à ses causes.

3.3.4.3 Dommage massique

Un troisième critère d'endommagement, lié à la perte de masse, peut être défini par le rapport entre la masse perdue lors de l'essai et la masse initiale de la pastille. Il est représenté en rose sur la figure 3.55. On remarque qu'il évolue de manière identique au dommage d'usure. Il caractérise en effet les mêmes phénomènes.

3.3.4.4 Dommage microstructural

Le quatrième critère est le dommage surfacique. Il est établi au moyen des sections transversales des micrographies 3.44 à 3.47. Pour chaque nombre de manœuvres, nous avons évalué la surface de la partie saine observée sur la micrographie. La partie saine est celle exempt de fissure, ayant une microstructure composée d'Ag-SnO₂ non ségrégué. Les collerettes d'argent visibles en surface ne sont donc pas prises en compte. Le dommage microstructural est défini par :

$$D_{\text{micro}} = (S - S^{\sim}) / S \quad (3.1)$$

avec : S : surface totale de la pastille,

S^{\sim} : surface de la partie non endommagée.

Notons qu'en réalité, la surface S varie en cours d'essai (du fait de la perte de masse) mais qu'elle est considérée comme étant une surface idéalisée correspondant aux observations micrographiques sur des contacts n'ayant subi aucun essai (figure 3.54). La détermination de S^{\sim} est malaisée.

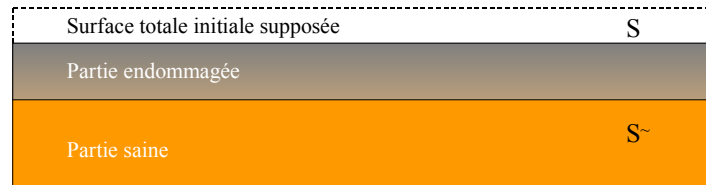


Figure 3.54. Représentation des surfaces utilisées dans le calcul du dommage microstructural

La courbe des différents dommages est donnée à la figure 3.55.

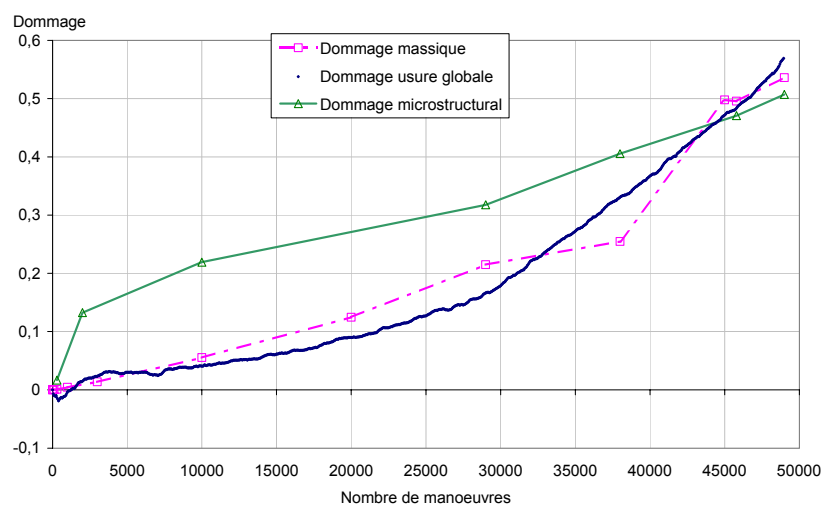


Figure 3.55. Evolution du dommage massique, du dommage d'usure et du dommage microstructural en fonction du nombre de manœuvres au cours d'un essai « Locomotive »

La représentation du dommage microstructural en fonction du nombre de manœuvres conduit à la mise en évidence de deux régimes. Aux faibles nombres de manœuvre, la surface du contact est altérée. Cela conduit à une augmentation rapide du dommage. Aux nombres de manœuvres élevés, les deux principaux types d'endommagement sont la formation de fissures macroscopiques et l'arrachement de blocs. L'arrachement de blocs est pris en compte dans l'évaluation du dommage mais la fissuration, qu'elle soit microscopique ou macroscopique, est faiblement prise en compte en raison de la faible surface des fissures.

Ce critère de dommage caractérise des phénomènes différents des deux derniers. Ces indicateurs caractérisent l'ensemble de la pastille : ce sont des indicateurs d'usure globale. Le dommage microstructural caractérise une usure microscopique mesurée localement. Il est difficile sur une micrographie d'évaluer la surface occupée par les fissures, la surface occupée par la ségrégation et la surface résultant d'une altération de la structure.

3.3.4.5 Dommages de fissuration

Nous nous sommes finalement intéressés à un dommage plus spécifique de la fissuration. Une fissure se caractérise par sa longueur à partir de la surface et de la distance à l'interface. La figure 3.56 représente le nombre de fissures en fonction de leur longueur et du nombre de manœuvres.

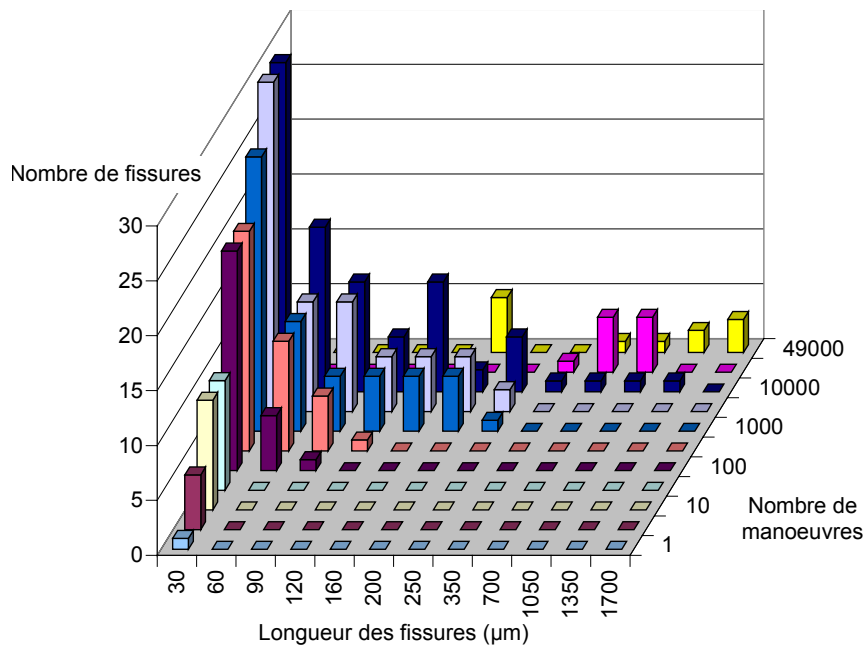


Figure 3.56. Evolution du nombre de fissures en fonction du nombre de manœuvres et de la classe de longueur considérée.

On constate sur le graphique que l'on a une augmentation de la longueur des plus grandes fissures avec l'augmentation du nombre de manœuvres. On a aussi, à partir de 10 000 manœuvres, quand une fissure au minimum a une longueur comparable à l'épaisseur de la pastille, une augmentation du nombre de fissures appartenant à la classe de fissures longues. La fissuration continue donc même après que la structure ait été ruinée. Dans la plupart des phénomènes de fatigue thermique, la fissure cesse de se propager au delà d'une certaine longueur. Les contraintes thermomécaniques sont alors insuffisantes pour permettre la propagation. Dans notre cas, la fissuration continue : l'endommagement des contacts électriques par propagation des fissures de fatigue est un phénomène atypique. Le nombre de petites fissures augmente avec le nombre de manœuvres jusque vers 10 000 manœuvres. C'est un profil typique de faïençage thermique. Au delà de 10 000 manœuvres, les petites fissures disparaissent. La figure 3.57 représente la longueur moyenne du ligament (épaisseur de la pastille exempt de fissures) en fonction du nombre de manœuvres.

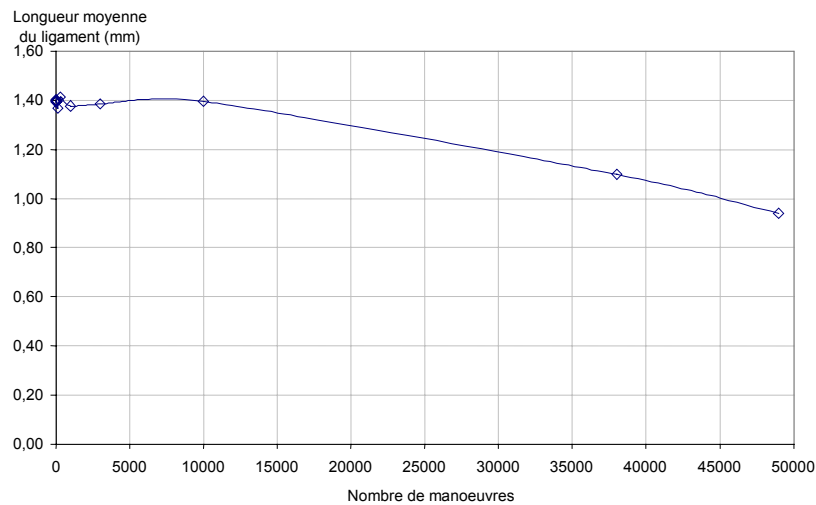


Figure 3.57. Evolution de la longueur moyenne du ligament en fonction du nombre de manœuvres

La longueur a été à chaque fois mesurée perpendiculairement à la sous-couche. On constate qu'elle est globalement constante pour $N < 10\,000$ manœuvres et qu'elle diminue fortement pour des nombres de manœuvres supérieurs à 10 000. Le faible nombre de petites fissures pour le deuxième régime s'explique donc par le fait que le contact a été pelé sur une épaisseur de l'ordre de la longueur des petites fissures du premier régime.

Le dommage de fissuration est défini par la relation :

$$D_{\text{fiss}} = 1 - h_{\text{mini}} / h_{\text{local}} \quad (3.2)$$

Avec h_{mini} : distance minimale entre la pointe de la fissure la plus développée et la sous-couche de la pastille.

h_{local} : épaisseur de la pastille en ce point.

La représentation schématique de ce type de défaut est donné à la figure 3.58.

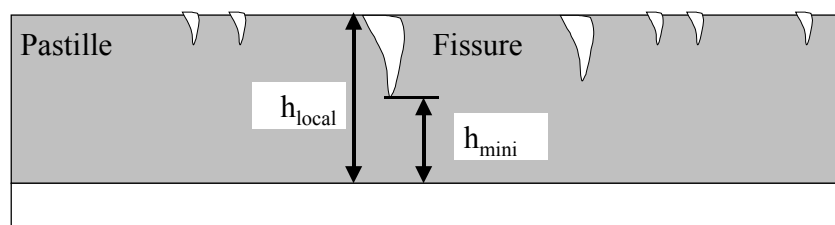


Figure 3.58. Définition de h_{local} et h_{mini}

L'évolution de D_{fiss} est donnée à la figure 3.59. Sur le même graphique est indiqué le nombre de fissures. On voit apparaître les deux régimes : aux faibles nombres de manœuvres (inférieurs à 5 000

manœuvres), on a de la fissuration microscopique avec un grand nombre de fissures de faible longueur. Aux nombres de manœuvres élevés (supérieurs à 5 000 manœuvres), on a de la fissuration macroscopique avec un faible nombre de fissures de grande longueur. La transition entre la fissuration microscopique et la fissuration macroscopique est rapide : elle se situe entre 3 000 et 6 000 manœuvres.

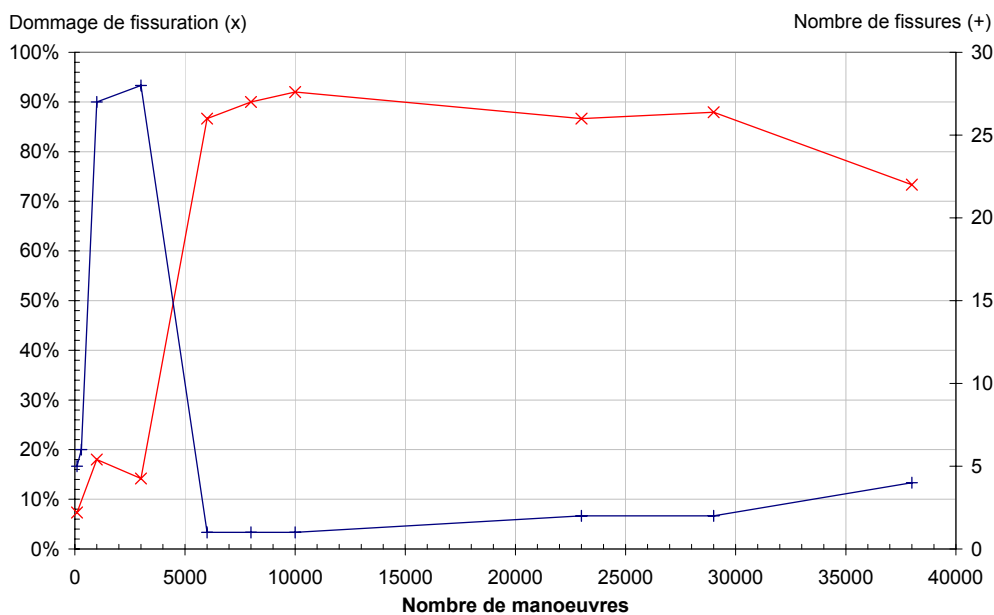
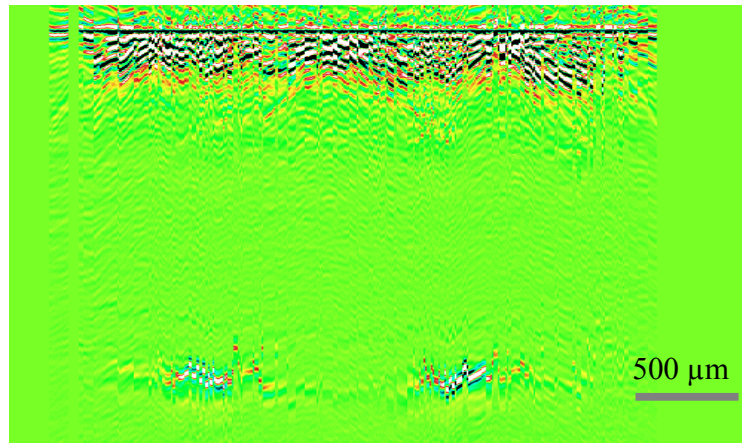


Figure 3.59. Evolution du critère de dommage D_{fiss} et du nombre de fissures au cours d'un essai « Locomotive »

Nous allons donc considérer que le mode d'endommagement dominant est la propagation des fissures thermomécaniques microscopiques puis macroscopiques. Nous avons donc retenu D_{fiss} .

La définition que nous avons prise privilégie la plus grande fissure. Compte tenu de la dispersion d'un échantillon à l'autre (il s'agit d'échantillons différents subissant des nombres de manœuvres différents), le dommage de fissuration tend à diminuer alors que le nombre de grandes fissures augmente de 1 à 4 : les pastilles dissipent donc de l'énergie par la fissuration. Il serait donc préférable de prendre comme paramètre de dommage la longueur de fissures cumulée mais les petites fissures, extrêmement difficiles à mesurer, rendent la détermination de la valeur de ce paramètre difficile.

Nous avons fait des essais avec un microscope à ultrasons doté d'une grande résolution spatiale. Nous avons effectué des B-Scans (coupes perpendiculaires à la surface de contact) et des C-scans (coupes parallèles à la surface de contact) de pastilles de contact après essai. La réalisation de ces essais est très difficile en raison de la surface très perturbée des contacts et des échos ultrasons dus à la forme ronde des pastilles. Nous avons corrélé les observations ultrasonores avec des sections réalisées au même endroit. La photographie 3.60 représente le B-Scan (coupe perpendiculaire à la surface de contact) d'un contact ayant subi 3 000 manœuvres.



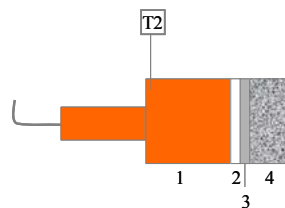
Photographie 3.60. B-scan d'un contact en Ag-SnO₂ ayant subi 3 000 manœuvres

On constate que le contact présente une surface très perturbée mais que la structure semble relativement saine avec toutefois la présence d'une zone perturbée à environ 500 μm de la surface. Il semblerait d'après les corrélations que ce soit une fissure. Il est alors possible de dire que ce contact est dans son histoire au moment de la transition faïençage thermique – fissuration macroscopique. L'analyse de ces résultats est toutefois trop délicate pour constituer une preuve irréfutable. Nous n'avons pas non plus obtenu de résultat correct par tomographie X du fait de la forte masse des atomes d'argent.

Pour mener à bien une modélisation de cette fissuration, nous avons besoin de caractériser l'évolution de la température dans les contacts afin d'identifier un modèle thermique.

3.3.5. Evolution de la température au cours d'un essai

GAUDEMET a réalisé un suivi de la température dans un contact subissant un essai ouverture (figure 3.61).

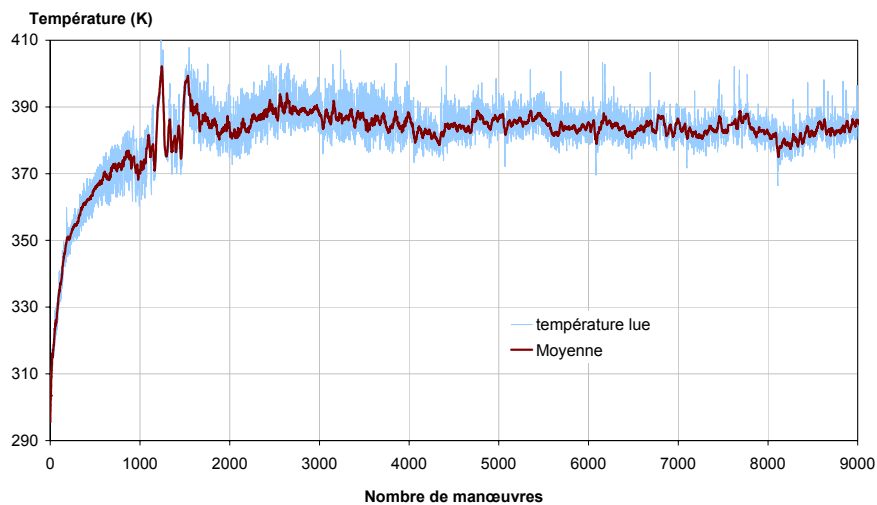


Vue d'un contact de contacteur :

- 1 : rivet en cuivre (support)
- 2 : brasure
- 3 : sous-couche d'argent
- 4 : pastille de contact en Ag-SnO₂
- T2: thermocouple

Figure 3.61. Implantation du thermocouple

La courbe de température est donnée à la figure 3.62.



Figures 3.62. Evolution de la température du contact en Ag-SnO₂ en cours d'essai

La température varie de manière importante en début d'essai (jusqu'à 1 500 manœuvres). Cela est dû à l'énergie aléatoire de l'arc : plusieurs arcs de forte énergie peuvent faire augmenter considérablement la température (comme on le constate au bout de 1200 manœuvres). On note une augmentation finale de température de 87 K et une stabilisation de la température au bout de 1800 manœuvres environ.

Nous avons réalisé des mesures de température à l'aide de thermocouples collés dans les contacts. Nous n'avons pas pu implanter de thermocouple à proximité immédiate de la zone affectée en raison du caractère destructeur de l'arc électrique. Ils étaient à un ou plusieurs millimètres de la zone d'impact de l'arc. Cet éloignement de la mesure de température par rapport à la source de chaleur rend difficile l'évaluation du champ de température dans un contact en cours d'essai. Il faudrait donc coupler ces mesures avec des mesures de température en surface des contacts au niveau de la zone d'impact pour avoir une idée claire de la forme des isothermes. Nous ne sommes pas parvenus à faire des mesures pyrométriques de la température de la zone d'impact de l'arc. Cela est dû au caractère aléatoire de l'arc électrique, d'une part, et aux spécificités de l'essai « locomotive » d'autre part. Il est cependant possible avec les mesures effectuées d'estimer l'énergie reçue par les contacts.

Nous avons ensuite caractérisé l'évolution de la microstructure des contacts en cours d'essai grâce à des sections transverses de contacts. Le caractère destructeur des sections nous conduisait à utiliser à chaque fois un couple de contacts différents. Or, la microstructure des contacts peut varier d'un spécimen à l'autre du fait du procédé de fabrication ou de l'histoire propre du contact. Il peut être utile de compléter ces mesures par des procédés de contrôle non destructif. Nous n'avons pas trouvé de système permettant d'avoir de manière claire l'évolution de la microstructure en 3 dimensions ou au minimum suivant des coupes.

En ce qui concerne les estimateurs d'endommagement, les deux premiers estimateurs (le dommage d'usure et de masse) sont très régulièrement utilisés dans le domaine des contacts électriques. Les estimateurs choisis sont classiques en mécanique de l'endommagement mais le sont moins dans le

domaine des contacts électriques. Le critère de dommage surfacique et le critère de fissuration sont évalués après observation des sections transverses de pastilles. La position de la coupe a une influence importante sur les résultats. Toutefois, la densité de fissures et de défaut en surface peut-être considérée comme uniforme sur une bonne part de la surface. Cela est dû au fait que les impacts des arcs ne sont pas localisés au même endroit. En conséquence, la coupe n'a pas nécessairement besoin d'être réalisée exactement au centre de la pastille pour être représentative. Le meilleur moyen de les valider serait de disposer d'un moyen de contrôle non destructif permettant une vue 3D de la structure des contacts électriques.

3.5 Conclusion

L'endommagement du matériau de contact Ag-C est dû essentiellement à une perte de masse en cours d'essai. L'estimateur d'endommagement le plus naturel est la perte de masse. Les mesures de température dans le contact mobile en cours d'essai mettent en évidence une augmentation de température de l'ordre de 10 K en cours d'essai.

Nous avons mesuré l'élévation de température au cours d'un essai de type « locomotive » avec des pastilles de contact électrique en Ag-SnO₂. Elle est de 87K à la fin de l'essai et la température stationnaire est atteinte au bout de 1800 manœuvres environ.

Le matériau de contact Ag-SnO₂ a subi plusieurs modes d'endommagement :

1. Endommagements de surface, avec :
 - L'apparition de petites fissures de faïençage thermique contenant de l'argent ;
 - L'apparition de porosité en surface ;
 - L'apparition de ségrégation microscopique et macroscopique de l'argent et de l'oxyde d'étain conduisant à l'apparition de zones riches en étain et d'une « peau » d'argent ;
2. Endommagements de la structure avec :
 - L'apparition de grandes fissures ;
 - L'apparition de collerettes ;
 - La modification de la forme de la pastille par pelage de celle-ci.

Nous avons pu mettre en place quatre estimateurs d'endommagement :

- Un critère de dommage lié à l'évolution de la masse des contacts en cours d'essai ;
- Un critère de dommage lié à l'évolution de l'épaisseur des pastilles de contacts en cours d'essai ;
- Un critère de dommage lié à la proportion de pastille affectée par l'arc ;
- Un critère de dommage lié à la propagation des fissures de fatigue.

La résistance de contact ne nous a pas paru en mesure de constituer un estimateur d'endommagement fiable.

Les deux premiers critères évoluent de la même manière en cours d'essai. Le troisième critère met en évidence deux régimes : un régime d'altération de surface pour les faibles nombres de manœuvres et un régime d'altération de la structure pour les forts nombres de manœuvres.

Le quatrième critère correspond plus spécifiquement à l'endommagement par fissuration. Il met en évidence deux régimes : un régime avec de nombreuses petites fissures de faïençage thermique et un régime avec un faible nombre de fissures de structure. La transition entre les deux modes d'endommagement apparaît nettement entre 3 000 et 6 000 manœuvres. Elle correspond à la zone de transition entre les deux modes d'endommagement du critère surfacique.

Avant la transition, on a donc un endommagement de surface. Après la transition, un endommagement de structure se superpose à l'endommagement surfacique.

Nous nous proposons de simuler l'endommagement lié aux fissures pour un faible nombre de manœuvres.

Nous allons donc considérer le raisonnement suivant :

- L'arc électrique génère un choc thermique se traduisant par la présence d'un champ de température dans le contact ;
- Ce champ conduit à des déformations microscopiques (entre la matrice et le renfort) et des déformations macroscopiques ;
- Ces déformations génèrent un champ de contrainte endommageant le matériau ;
- Le cumul de cycles conduit à un cumul de dommage.

Nous allons dans le prochain chapitre procéder à l'identification du comportement mécanique du matériau. Nous utiliserons dans le chapitre 5 les propriétés thermophysiques du chapitre 2 que nous allons appliquer à un modèle de simulation thermique par éléments finis. Les paramètres mécaniques du chapitre 4 seront utilisés dans le chapitre 6 pour simuler le comportement thermomécanique complet de la pastille de contact électrique.

Bibliographie du chapitre 3

⁹⁴ HETZMANNSEDER E. RIEDER W., Make-and-break erosion of Ag/MeO contact materials, IEEE Transactions on components, packaging and manufacturing technology, part A, 19, (3), pp 397-403, 1996

⁹⁵ CARBALLEIRA A., GALAND J., A new equipment for evaluating welding and erosion tendencies on electric contacts, in : Proceedings of the 8th international conference on electrical contact, Tokyo, 1976, pp 634-638, 1976

⁹⁶ MUNIESA J., Contact erosion : testing machine and switching devices, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 6, (1), pp 129-133, 1983

⁹⁷ CARBALLEIRA A., FECHANT L., Caractéristiques sur machines d'essais des matériaux de contact de coupure, in : Les contacts électriques dans les matériels de coupure, Journée d'études de la SEE, C2, 10 p., 1996

CHAPITRE 4
CARACTERISATION THERMOMECHANIQUE DE
L'ARGENT OXYDE D'ETAIN

Caractérisation thermomécanique de l'argent oxyde d'étain

Introduction	101
4.1. Dilatation thermique.....	102
4.1.1. Dilatation thermique de l'argent	102
4.1.2. Dilatation thermique de l'Ag-SnO ₂	103
4.2. Caractérisation mécanique	104
4.2.1. Propriétés mécaniques générales.....	104
4.2.2. Essais de dureté	105
4.3. Essais de traction et de relaxation	107
4.3.1 Méthodologie des essais de traction et de relaxation	107
4.3.2. Protocole expérimental.....	110
4.3.3. Essais mécaniques sur l'argent pur	115
4.3.4. Essais de traction sur l'Ag-SnO ₂	119
4.3.5. Essais de relaxation sur l'argent oxyde d'étain.....	123
4.4. Modélisation du comportement thermomécanique	133
4.4.1. Lois de comportement utilisées.....	133
4.4.2. Méthode numérique.....	135
4.4.3. Identification du modèle.....	136
4.5. Etude de la fissuration par fatigue de l'Ag-SnO ₂	148
4.5.1. Propagation de fissures en plasticité confinée.....	148
4.5.2. Dispositif expérimental	152
4.5.3. Essais de propagation de fissures de fatigue sur l'argent pur	154
4.5.4. Essais de propagation de fissures de fatigue sur l'argent – oxyde d'étain.....	154
Conclusion du chapitre.....	159

Table des illustrations

Figures

Figure 4.1. Courbe dilatométrique pour l'Ag-SnO ₂ 12%.....	103
Figure 4.2. Forme des empreintes laissées par un indenteur Vickers.....	106
Figure 4.3. Effet de la température sur la dureté Vickers de l'argent pur (d'après LALANDE ³⁶).....	107
Figure 4.4. Représentation schématique de la courbe de vitesse de déformation plastique pour un composite renforcé par une dispersion d'oxyde (d'après GENTIL-SAGOT ¹⁰⁵).....	110
Figure 4.5. Evolution de la température au cours du frittage de l'Ag-SnO ₂ 12% dans un four à sole	110
Figure 4.6. Schéma de l'éprouvette TR2.....	111
Photographie 4.7. Machine d'essai INSTRON 8502 Hydraulique.....	112
Figure 4.8. Schéma d'un four à lobes.....	112
Photographie 4.9. Capteur de déplacement longitudinal sur son banc d'étalonnage (à gauche).....	113
Figure 4.10. Evolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale. Essais de traction sur Ag à 295 et 593K	115
Photographie 4.11. Faciès de rupture d'une éprouvette d'argent à l'ambiante	116
Figure 4.12. Evolution de la déformation totale et de la contrainte (rapportée à la limite maximale) en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag à 295K.....	116
Figure 4.13. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag à 295K	117
Figure 4.14. Evolution du taux de relaxation en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag à 295K	118
Figure 4.15. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte rapportée à la limite maximale. Essai de relaxation sur Ag à 295K	118
Figure 4.16. Effet de la température. Courbes de traction pour l'Ag-SnO ₂	119
Photographies 4.17 et 4.18. Faciès de rupture de l'Ag-SnO ₂ à 383K à différents grossissements... ..	120
Figure 4.19. Effet du renfort. Courbes de traction à 295K. Vitesse de déformation : 10 ⁻⁴ s ⁻¹	120
Figure 4.20. Evolution du module d'Young de l'Ag-SnO ₂ 12% en fonction de la température	121
Figure 4.21. Evolution de la limite conventionnelle d'élasticité en fonction de la température pour l'Ag-SnO ₂ 12%.....	122
Figure 4.22. Evolution de la limite maximale en fonction de la température pour l'Ag-SnO ₂ 12%..	122
Figure 4.23. Evolution de la déformation à rupture en fonction de la température pour l'Ag-SnO ₂ 12%	123
Figure 4.24. Evolution de la déformation totale et de la contrainte en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ 12% à 295K.....	124

Figure 4.25. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ à 295K.....	125
Figure 4.26. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ à 295K.....	126
Figure 4.28. Evolution de la contrainte (divisée par R _m) en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ 12% à 593K.....	127
Figure 4.29. Courbes de vitesse de déformation plastique de l'Ag-SnO ₂ 12% à 593K	128
Figure 4.30. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ 12% à 813K	129
Figure 4.31. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte. Essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ 12% à 813K.....	129
Figure 4.32. Evolution du taux de relaxation en fonction de la température et du temps. Essais de relaxation à 295, 593 et 813K. Niveau de déformation : 0,4 %	130
Figure 4.33. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la température et de la contrainte. Essais de relaxation à 295 et 593K.....	131
Figure 4.34. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction du renfort et de la contrainte. Essais de relaxation à 295K sur Ag et Ag-SnO ₂	132
Figure 4.35. Diagramme synoptique de l'optimiseur du logiciel Zebulon 8.3.....	135
Figure 4.36. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO ₂ à 295K : espace $\sigma/R_m - t$	137
Figure 4.37. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO ₂ à 295K : espace $\sigma/R_m - \epsilon$	138
Figure 4.38. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 295K (vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).....	138
Figure 4.39. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO ₂ à 593K.....	139
Figure 4.40. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ à 593K	140
Figure 4.41. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 593K.....	140
Figure 4.42. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ à 813K.....	141
Figure 4.43. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur Ag-SnO ₂ à 813K.....	142
Figure 4.44. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 813K.....	142
Figure 4.45. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 383K.....	143
Figure 4.46. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 493K.....	144
Figure 4.47. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO ₂ à 703K.....	144
Figure 4.48. Courbes de traction à différentes températures.	146

Vitesse de déformation de 100 s^{-1} – contraintes normées par la résistance mécanique à l'ambiante et à une vitesse de déformation de 7.10^{-3} s^{-1} environ.	146
Figure 4.49. Effet du type de viscosité à haute vitesse sur les contraintes.	146
Figure 4.50. Géométrie des éprouvettes de fatigue	152
Figure 4.51. Principe du suiveur de fissures.....	153
Photographie 4.52. Vue macroscopique d'une fissure dans l'Ag-SnO ₂ 12% après un essai de propagation de fissure.	154
Figure 4.53. Evolution temporelle de la longueur de la fissure.....	155
Figure 4.54. Courbe de fissuration pour l'Ag-SnO ₂ 12% à l'ambiante.....	155
Micrographies MEB 4.55. et 4.56. Fissure de fatigue dans l'Ag-SnO ₂ à l'ambiante	156
Figure 4.57. Evolution de la longueur d'une fissure pour l'Ag-SnO ₂ à 593K.....	157
Figure 4.58. Corrélacion entre expérience et modèle de fissuration pour Ag-SnO ₂ 12% à l'ambiante et à haute température	157
Figure 4.59. Corrélacion entre expérience et modèle de fissuration pour Ag-SnO ₂ 12% à 593K	158

Tableaux

Tableau 4.1. Effet de la température sur la valeur du paramètre de maille ³⁶	102
Tableau 4.2. Coefficient de dilatation thermique linéique de l'argent.....	102
Tableau 4.3. Propriétés mécaniques de l'argent pur	105
Tableau 4.4. Principales propriétés mécaniques de l'argent – oxyde d'étain	105
Tableau 4.5. Dureté de l'argent, l'argent – oxyde d'étain et d'argent – carbone.....	106
Tableau 4.6. Densité relative des matériaux utilisés pour la caractérisation mécanique.....	111
Tableau 4.7. Essais de traction réalisés au cours de la thèse.....	114
Tableau 4.8. Essais de relaxation réalisés au cours de la thèse	114

Introduction

Au cours du chapitre 3, nous avons pu mettre en évidence l'existence d'endommagement par fissuration pour les contacts en Ag-SnO₂. Dans le chapitre 6, nous allons proposer une simulation numérique de cet endommagement qui nécessite l'identification d'un modèle de comportement thermomécanique de ce matériau.

L'objectif de ce chapitre est définir un modèle de ce comportement valide à haute température (c'est à dire à des températures proches de la température de fusion et au-delà). Il doit aussi être capable de gérer une très large plage de vitesses de déformations totales. Nous nous intéresserons aussi à l'effet du renfort en comparant le comportement de la matrice Ag et du composite Ag-SnO₂.

- La première partie de ce chapitre sera donc consacrée à la présentation d'essais mécaniques de mesure de la dilatation thermique afin d'identifier le coefficient de dilatation volumique ;
- La deuxième partie de ce chapitre sera consacrée à la présentation des essais de caractérisation du comportement mécanique ;
- Au cours de la troisième partie, nous utiliserons les résultats expérimentaux précédents pour déterminer un modèle de comportement mécanique. Nous extrapolerons ce comportement aux hautes températures et aux hautes vitesses ;
- Dans la dernière partie, nous nous intéresserons au comportement en fatigue du matériau pour prédire sa fissuration. Nous proposerons là aussi un modèle simple d'endommagement par propagation d'une fissure de fatigue.

Ces résultats seront utilisés dans le chapitre 6 lors de la simulation thermomécanique d'une pastille de contact.

4.1. Dilatation thermique

Une augmentation de l'énergie interne du matériau a pour effet d'augmenter l'amplitude de vibration des atomes du matériau et d'accroître la distance moyenne entre les atomes. La grande majorité des solides voient leur volume augmenter quand la température augmente. Ainsi, le paramètre de maille de l'argent augmente avec la température (tableau 4.1).

T (K)	273	293	373	473	573	873
a (Å)	4,0758	4,0772	4,0839	4,0928	4,1007	4,1276

Tableau 4.1. Effet de la température sur la valeur du paramètre de maille ³⁶

Au niveau macroscopique, le coefficient de dilatation thermique volumique α_v est défini par :

$$\alpha_v = dV/dT \quad (4.1)$$

Avec V : volume (pour une masse donnée) du matériau à la température T .

Le coefficient de dilatation linéique est défini par :

$$\alpha_l = dx/dT \quad (4.2)$$

Avec x : longueur caractéristique de l'éprouvette à la température T .

Le coefficient de dilatation thermique (volumique ou linéique) dépend de la phase métallurgique du matériau et de son état physique. Pour les métaux solides, on suppose généralement qu'il varie peu avec la température.

La variation de la déformation thermique au temps t est alors définie par :

$$\Delta \epsilon_{th} = \alpha_T(t)(T - T_{réf.}) - \alpha_T(t=0)(T(t=0) - T_{réf.}) \quad (4.3)$$

Avec $T_{réf.}$: température de référence, pour laquelle on suppose l'absence de déformation thermique.

4.1.1. Dilatation thermique de l'argent

Le coefficient de dilatation thermique de l'argent est donné dans le tableau 4.2.

T(K)	293-373	273-523	273-773	273-1173
$\alpha_l(x10^{-6}K^{-1})$	19,6	19,6	20,6	22,4

Tableau 4.2. Coefficient de dilatation thermique linéique de l'argent ⁹⁸

4.1.2. Dilatation thermique de l'Ag-SnO₂

Aucune donnée bibliographique concernant la détermination du coefficient de dilatation thermique de l'Ag-SnO₂ n'a été trouvée. On trouve cependant un coefficient de dilatation linéique du renfort SnO₂ de $5,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour des températures comprises entre 298 et 673K⁹⁹. En appliquant la loi des mélanges au « composite » Ag-SnO₂ (en raisonnant en fraction volumique de matrice et de renfort), connaissant le coefficient de dilatation thermique linéique de l'argent et de l'oxyde d'étain, on obtient une valeur théorique de $17,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

La figure 4.1 présente un essai de dilatométrie réalisé sur une éprouvette cylindrique d'Ag-SnO₂¹⁰⁰ mesurant 4 mm de hauteur et 3 mm de diamètre.

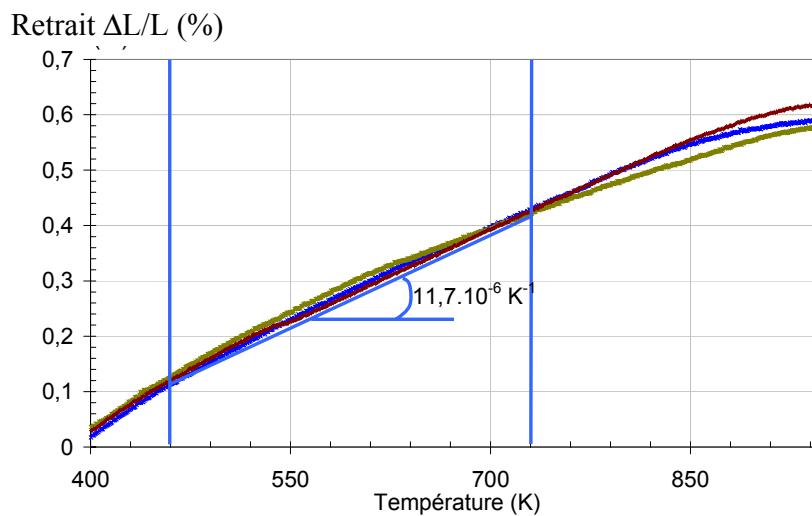


Figure 4.1. Courbe dilatométrique pour l'Ag-SnO₂ 12%.

Le calcul du coefficient de dilatation linéique α_1 au moyen de l'essai de dilatométrie donne une valeur de $11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. L'écart avec la valeur théorique du α_1 peut être dû au matériau ou à la loi de mélange utilisée. D'autre part, le calcul du coefficient de dilatation linéique d'après les résultats expérimentaux de LALANDE³⁶ sur de l'Ag-SnO₂ densifié et fritté grâce à un HIP (Hot Isostatic Pressing) donne $10,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ entre 400 et 500°C. A chaque fois, α_1 a été calculé en considérant le module sécant de la courbe sur une large plage de températures.

Deux approches différentes sont possibles :

1. Considérer que le matériau ne se déforme pas à l'état liquide. On suppose alors que le matériau est chassé par l'arc dès qu'il atteint l'état liquide et qu'il n'est plus lié au matériau solide ;
2. Considérer que le matériau se déforme à l'état liquide conformément à l'augmentation de volume résultant du passage solide liquide.

Nous avons choisi la première approche en raison des problèmes importants de convergence lors du calcul par éléments finis avec la deuxième approche.

4.2. Caractérisation mécanique

4.2.1. Propriétés mécaniques générales

4.2.1.1 Module d'Young E

Quand la déformation est élastique, la relation entre le tenseur de la contrainte $\underline{\sigma}$ et le tenseur de la déformation $\underline{\varepsilon}$ est donnée par :

$$\underline{\sigma} = \underline{\underline{C}} : \underline{\varepsilon} \quad (4.4)$$

Avec $\underline{\underline{C}}$: Tenseur de raideur.

Le module d'Young E est la composante du tenseur des raideurs suivant les directions principales :

$$C_{11} = C_{22} = C_{33} = E \quad (4.5)$$

Il correspond à la pente de la droite $\sigma(\varepsilon)$ dans sa partie élastique pour un essai de traction uniaxial. Un essai de traction donne une valeur entachée d'une incertitude importante sur le module d'Young (jusqu'à 15%) du fait des faibles allongements enregistrés au début de l'essai³⁶. Certains essais (mesure par propagation d'ondes ultrasonores par exemple) sont plus précis mais ne permettent pas d'identifier un comportement mécanique. De plus, ce type de mesure sur les composites est rendu délicat par l'absorption des vibrations aux interfaces.

4.2.1.2 Limite conventionnelle d'élasticité $R_{p0,2}$

La frontière entre élasticité et plasticité est souvent délicate à déterminer expérimentalement. La limite conventionnelle d'élasticité correspond à la contrainte lue à l'intersection de la courbe de traction et de la droite de pente E passant par le point (0,2% ; 0) dans l'espace $(\varepsilon; \sigma)$. La déformation correspondante $R_{p0,2}/E$ est la déformation élastique recouvrable.

4.2.1.3 Limite d'élasticité vraie R_0

Elle correspond à l'apparition des premiers signes microscopiques de plasticité. Elle ne peut pas être déterminée par observation directe d'une courbe de traction ou de relaxation mais seulement par des mesures de microdéformation.

4.2.1.4 Limite maximale R_m

Elle correspond à la plus forte valeur de contrainte sur une courbe de traction. Pour les matériaux fragiles, c'est le seuil de fracture. Pour les matériaux ductiles, elle détermine le début de la transition entre un allongement réparti et la localisation de la déformation (striction mécanique).

4.2.1.5 Contrainte ultime R_u et déformation à rupture A%

R_u est la valeur de la contrainte au moment de la rupture. La déformation correspondante est A%.

Il existe de nombreuses sources bibliographiques pour l'argent pur (tableau 4.3).

Grandeur	Unité	Valeur	Conditions	Source
E	MPa	71 000	Fil recuit à 840K	ASM Handbook ¹⁰¹
		79 000		Féchant ¹⁰²
Module de Poisson		0,37	Fil recuit	ASM Handbook ¹⁰⁰ , Féchant ¹⁰¹
R _{p0,2%}	MPa	54	Fil recuit à 840K	ASM Handbook ¹⁰⁰
R _m	MPa	130	Fil recuit à 840K	ASM Desk ¹⁰³
		125		ASM Handbook ¹⁰⁰
		130-172		Lalande ³⁶
Dureté Vickers	HV	27	Recuit à 920K à l'air	ASM Handbook ¹⁰⁰
		24	Fil recuit	Lalande ³⁶
		30	Etat recuit	Féchant ¹⁰¹
		95	Etat écroui	Féchant ¹⁰¹

Tableau 4.3. Propriétés mécaniques de l'argent pur

En revanche, la caractérisation mécanique de l'argent – oxyde d'étain est moins documentée. Le tableau 4.4 présente quelques valeurs issues de la littérature.

Grandeur	Unité	Valeur	Conditions	Source
E	MPa	99	Frittage HIP – essais flexion	Lalande ³⁶
	MPa	76	Ag-SnO ₂ 13% - essais de traction	Guetaz ¹⁰⁴
Module de Poisson		0,36	Frittage HIP – essais flexion	Lalande ³⁶
R _{p0,2%}	MPa	260	Frittage HIP – essais flexion	Lalande ³⁶
	MPa	113	Ag-SnO ₂ 13% - essais de traction	Guetaz ¹⁰³
R _m	MPa	425	Frittage HIP – essais flexion	Lalande ³⁶
	MPa	190	Ag-SnO ₂ 13% - essais de traction	Guetaz ¹⁰³
Dureté Vickers	HV ₁₀	85,3	Frittage HIP – essais flexion	Lalande ³⁶
	HV _{0,2}	97	Ag-SnO ₂ 13% - essais de traction	Guetaz ¹⁰³

Tableau 4.4. Principales propriétés mécaniques de l'argent – oxyde d'étain

4.2.2. Essais de dureté

L'essai de dureté est l'essai mécanique le plus utilisé pour le domaine des contacts électriques. Il repose sur l'indentation d'une surface au moyen d'une pointe calibrée. On parle de nano, micro ou macro-indentation selon la taille de la pointe et la charge. Les paramètres fondamentaux sont la force appliquée et le temps de maintien de la force. Un essai de dureté se déroule en deux temps : application de l'indenteur sur le matériau poli au moyen de masses calibrées pendant le temps de maintien puis mesure de la dimension caractéristique de l'empreinte permettant le calcul de la dureté correspondante.

Il existe plusieurs types d'indentation selon la forme de l'indenteur. L'essai le plus utilisé pour les matériaux métalliques est l'essai Vickers : la pointe a une forme pyramidale avec un angle au centre α de 136° (figure 4.2).

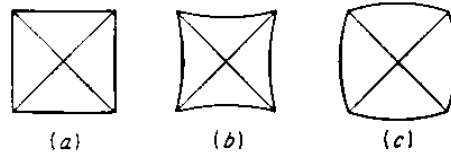


Figure 4.2. Forme des empreintes laissées par un indenteur Vickers

a : cas classique

b : avec écoulement plastique

c : avec écrouissage

Le calcul de la dureté se fait alors par la relation :

$$HV_x = 2 P \sin(\alpha/2) / d^2 = 1,8544 P / d^2 \quad (4.6)$$

Avec HV_x : dureté Vickers avec une charge de x kg-force

P : pression appliquée,

d : longueur de la diagonale de la pyramide,

α : valeur de l'angle au centre.

Nous avons réalisé des essais de dureté sur des contacts d'Ag-SnO₂, sur la sous-couche d'Ag et sur des contacts d'Ag-C (tableau 4.5). Nos essais ont été réalisés à l'aide d'un micro-indenteur Shimadzu avec un poids de 200 grammes-force et 10 secondes de maintien. La lecture s'est faite au moyen d'un microscope attaché à l'indenteur. Les contacts ont été préalablement polis grâce à une polisseuse automatique Struers jusqu'au grade 4000. La valeur donnée est une moyenne de cinq mesures faites au minimum en des points éloignés de plus de 2 mm. Les résultats sont donnés dans le tableau 4.5.

Matériau	Dureté HV _{0,2}	Ecart type	Nombre de points	Localisation de l'indentation
Ag	32,2	4,1	9	Tête de l'éprouvette de traction
	26,8	2,4	5	Lopin
Ag-SnO₂	91,3	3,6	5	Lopin
Ag-C	66,5	0,3	5	Pastille de contact

Tableau 4.5. Dureté de l'argent, l'argent – oxyde d'étain et d'argent – carbone

On constate que les valeurs obtenues sont proches de celles de la littérature.

La figure 4.3 représente l'évolution de la dureté en fonction de la température pour l'argent pur.

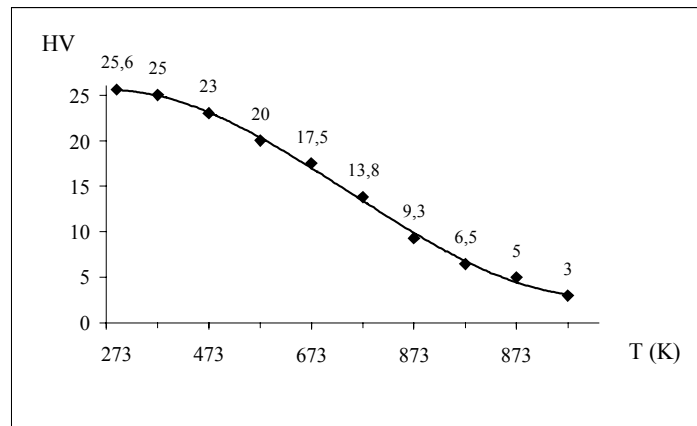


Figure 4.3. Effet de la température sur la dureté Vickers de l'argent pur (d'après LALANDE³⁶)

On constate que la dureté diminue fortement quand la température augmente et que la relation entre dureté et température n'est pas linéaire.

Pour un matériau présentant de la porosité, le comportement en traction est souvent différent du comportement en compression. Il est donc difficile d'identifier un modèle de loi de comportement au moyen d'essais de dureté. Pour ces raisons, nous avons dû nous tourner vers d'autres essais de caractérisation mécanique.

4.3. Essais de traction et de relaxation

4.3.1 Méthodologie des essais de traction et de relaxation

GUETAZ¹⁰³ a réalisé des essais de traction sur des éprouvettes plates issues de lopin d'Ag-SnO₂ 13% laminé. Elle a aussi réalisé des essais de torsion (pour évaluer la température de frottement intérieur maximal) et des essais de fluage à haute température (tableau 4.4). LALANDE³⁶ a réalisé des essais de flexion 3 et 4 points sur Ag-SnO₂ fritté dans un HIP (tableau 4.4). Le matériau obtenu était mieux densifié que le matériau industriel. Il a de plus caractérisé le matériau à l'ambiante. Ces résultats ne permettent pas l'identification d'un modèle de comportement mécanique à plusieurs températures jusqu'à la température de fusion de la matrice. Nous avons donc réalisé des essais de traction et de relaxation à différentes températures.

4.3.1.1. Caractéristiques des machines d'essai

Une machine d'essai se compose :

- D'un capteur d'effort ;
- D'un capteur de déplacement ;
- D'une ligne d'amarrage permettant la fixation de l'éprouvette dans la machine ;
- D'un bâti servant de référentiel.

Un des paramètres importants est la raideur de la machine. En effet, les lignes d'amarrage et la machine peuvent se déformer, il peut y avoir du jeu entre l'éprouvette et la ligne. La machine idéale doit pouvoir imposer à l'éprouvette un chargement le plus proche possible des spécifications de l'utilisateur. Ce critère est fondamental pour les essais de traction à forte vitesse ou pour les essais de relaxation : les essais de relaxation sont donc réalisés sur des machines hydrauliques en raison de leur meilleure raideur.

La géométrie de l'éprouvette est souvent complexe : l'existence de congés permet de concentrer les contraintes dans sa partie centrale. La déformation n'est plus uniforme : la déformation totale et la déformation locale ne sont pas égales. Un capteur de déplacement longitudinal, un extensomètre est donc nécessaire. Il est fixé dans la partie centrale de l'éprouvette et permet de mesurer le déplacement dans la zone présentant les contraintes maximales.

Les essais de traction permettent de caractériser rapidement le matériau. Cependant, dans le cadre d'une théorie élastoviscoplastique, la séparation de l'influence de la viscosité et de l'écroutissage n'est pas simple. De plus, pour couvrir une large gamme de vitesses de déformation plastique avec des essais de traction, il faut réaliser de nombreux essais. Nous avons donc fait des essais cycliques de relaxation : ils sont plus rapides à mettre en œuvre que des essais de fluage car ils permettent d'atteindre des vitesses de déformation plastique faibles (10^{-8} s^{-1} et moins) pour une durée d'essai acceptable. Nous avons procédé à des essais de traction et de relaxation à différentes températures comprises entre $T_f/4$ et $2T_f/3$.

4.3.1.2. Caractéristiques d'un essai de traction

Un essai de traction consiste à imposer une vitesse de déformation totale à une éprouvette et à observer la charge résultante. En pratique, on impose une vitesse de déplacement de la traverse ou du piston de la machine d'essai.

4.3.1.3. Caractéristiques d'un essai de relaxation

L'essai de relaxation consiste à imposer une déformation longitudinale constante à l'éprouvette et à étudier la décroissance de la contrainte résultante. Cette décroissance provient d'une redistribution des défauts (dislocations essentiellement) générés au sein du matériau par la déformation imposée. La contrainte nécessaire pour imposer cette déformation chute.

L'essai se déroule en trois temps :

- Chargement : réalisé à vitesse de déformation longitudinale constante jusqu'à un niveau de déformation fixé très inférieur à la limite de déformation à rupture ;
- Relaxation : la déformation totale est constante pendant une durée appelée temps de maintien. Ceci est obtenu le plus souvent grâce à l'asservissement de la machine à l'aide d'un extensomètre. Pendant cette étape, la partition des déformations s'écrit :

$$\dot{\epsilon}_{tot} = \dot{\epsilon}_{el} + \dot{\epsilon}_{vp} \quad (4.7)$$

Or :

$$\dot{\epsilon}_{tot} = 0 \quad (4.8)$$

$$\text{et} \quad \dot{\epsilon}_{el} = \frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (4.9)$$

pendant le maintien. Il en résulte que :

$$\dot{\epsilon}_{vp} = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (4.10).$$

La déformation inélastique croît aux dépens de la déformation élastique. La déformation plastique de relaxation vaut alors :

$$\epsilon_{vp} = \frac{\sigma_0 - \sigma(t)}{E} \quad (4.11)$$

Le passage d'une vitesse de déformation totale non nulle (chargement) à une vitesse nulle (relaxation) engendre une discontinuité au point de commutation. On constate que la vitesse de déformation plastique varie continûment autour du point de commutation¹⁰⁵ : la vitesse de déformation plastique au premier instant du début de la relaxation est égale à la vitesse de déformation plastique en fin de chargement ;

- Déchargement : nous avons choisi une vitesse de déchargement toujours égale à la vitesse de chargement. Le déchargement s'arrête lorsque la charge mesurée par le capteur d'effort est nulle.

Ces étapes ont été répétées plusieurs fois.

Le taux de relaxation est défini par :

$$\frac{\Delta\sigma(t)}{\sigma_0} = \frac{\sigma_0 - \sigma(t)}{\sigma_0} \quad (4.12)$$

Le taux de relaxation permet d'évaluer l'amplitude et la vitesse de la relaxation lors du maintien.

Le régime de relaxation est identifié dans l'espace vitesse de déformation plastique – contrainte pour les instants correspondant au maintien. Si les chutes de contraintes sont faibles, la représentation graphique est semi-logarithmique. Si elles sont importantes, la représentation graphique est logarithmique.

On s'intéresse alors à la pente de la droite de relaxation dans l'espace vitesse de déformation plastique – contrainte. Plus la pente est importante, plus la chute de contrainte pendant la relaxation sera faible. La courbe de relaxation expérimentale peut présenter une inflexion correspondant à un changement de régime.

Il est possible d'obtenir des effets non-linéaires, correspondant par exemple à une restauration ou à une succession de plusieurs domaines eux-mêmes correspondant à plusieurs types de fluage ou de relaxation.

GENTIL-SAGOT¹⁰⁶ a proposé, pour les composites à matrice argent, la représentation donnée à la figure 4.4.

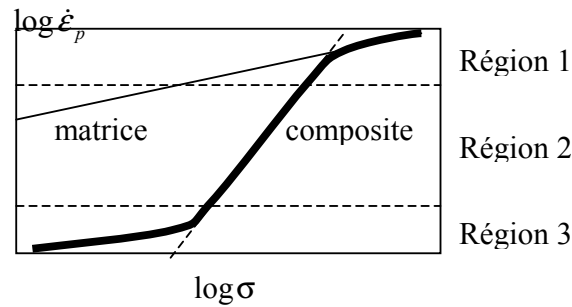


Figure 4.4. Représentation schématique de la courbe de vitesse de déformation plastique pour un composite renforcé par une dispersion d'oxyde (d'après GENTIL-SAGOT¹⁰⁵)

La courbe proposée comporte trois zones :

Région 1 : à hautes vitesses de déformation, le comportement du matériau est proche de celui de la matrice ;

Région 2 : aux vitesses intermédiaires, la pente de la courbe croît pour atteindre des valeurs élevées ;

Région 3 : aux faibles vitesses de déformation, la vitesse de déformation est bien inférieure à celle de la matrice seule mais la pente de la courbe peut à nouveau être faible.

4.3.2. Protocole expérimental

Des essais préliminaires réalisés sur la machine d'essai Zwick 1446 de Schneider Electric sur un fil d'argent tréfilé nous ont permis d'obtenir un ordre de grandeur des propriétés mécaniques du matériau. Les lopins utilisés pour les essais suivants ont été formés au moyen d'une presse uniaxiale double effet puis été frittés dans un four à sole (figure 4.5) pendant 30 minutes minimum à 1200K.

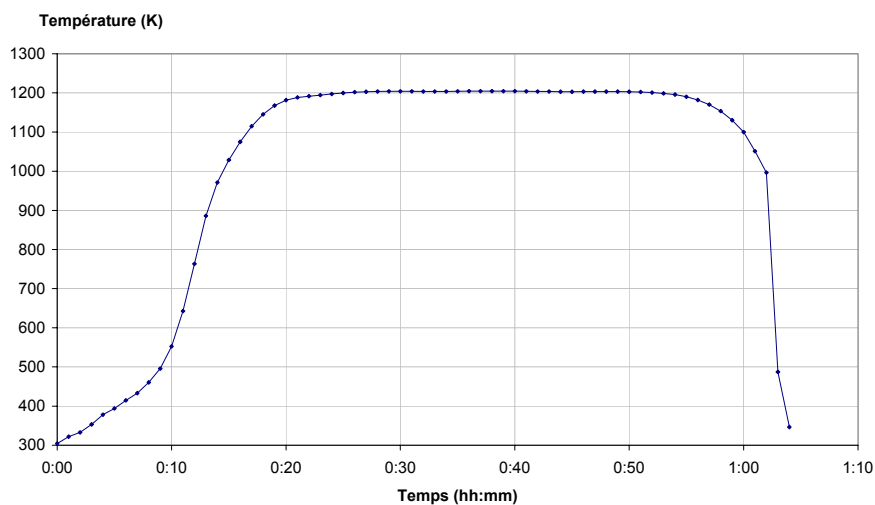


Figure 4.5. Evolution de la température au cours du frittage de l'Ag-SnO₂ 12% dans un four à sole

Ils ont été calibrés et recuits à 1120K pendant 30 minutes.

Les densités finales, déterminées par double pesée dans l'air et dans l'eau, sont données dans le tableau 4.6 et comparées à celles des pastilles de contact utilisées dans le chapitre 3.

Matériau		ρ / ρ_{th}
Ag	Lopin éprouvette	98,5%
Ag-SnO ₂	Lopin éprouvette	97,9%
Ag-SnO ₂ + sous-couche Argent	Pastilles	98,3%
Ag-C	Lopin éprouvette	93,0%
	Pastilles	97,1%

Tableau 4.6. Densité relative des matériaux utilisés pour la caractérisation mécanique
Détermination par double pesée

Les caractéristiques des lopins sont proches de celles des matériaux de contact industriel, sauf pour les éprouvettes en Ag-C.

Nous avons usiné des éprouvettes de type TR2 à symétrie de révolution pour les essais de traction et de relaxation (figure 4.6).

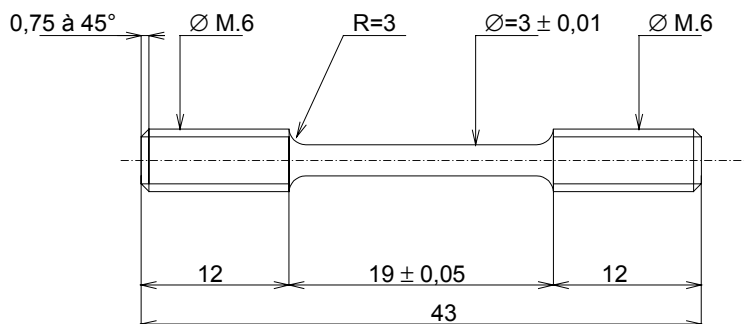


Figure 4.6. Schéma de l'éprouvette TR2

Cette géométrie permet d'avoir un état de déformation homogène dans la section régulière de l'éprouvette. La faible épaisseur des lopins d'Ag-SnO₂ (3,5 mm) nous a obligé à brasier de l'argent pour usiner les têtes d'éprouvettes. Nous avons veillé à ce que la zone utile ne soit constituée que d'Ag-SnO₂. Le traitement thermique induit par le brasage influe sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques du composite mais ni le collage, ni le bridage n'ont donné de résultats satisfaisants. Le brasage de matière sur un matériau conçu pour ne pas souder est une opération délicate ! Plusieurs mois ont été nécessaires pour trouver le bon métal d'apport et la bonne température. De plus, les contacts industriels sont brasés sur des supports avec la même pâte que celle utilisée pour réaliser les têtes. Ils subissent donc eux aussi un traitement thermique. Une fois les éprouvettes usinées, leurs cotes ont été mesurées grâce à un projecteur de profil Mitutoyo.

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine d'essai électromécanique INSTRON 8562. Les essais de relaxation ont été quant à eux réalisés sur une machine hydraulique INSTRON 8502 (photographie 4.7) en raison de la grande raideur nécessaire.



Photographie 4.7. Machine d'essai INSTRON 8502 Hydraulique

Ces machines sont équipées de fours à lampe à 4 lobes asservis par une régulation Eurotherm. Les lobes sont orientés de façon à concentrer le rayonnement émis le long de l'axe de symétrie du four (schéma 4.8). La mesure de température est effectuée au moyen de thermocouples gainés de métal.

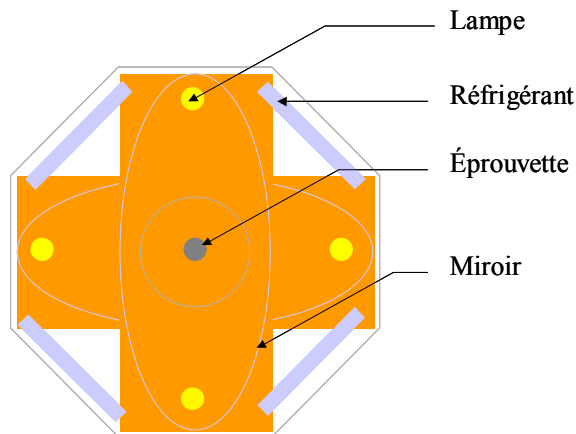
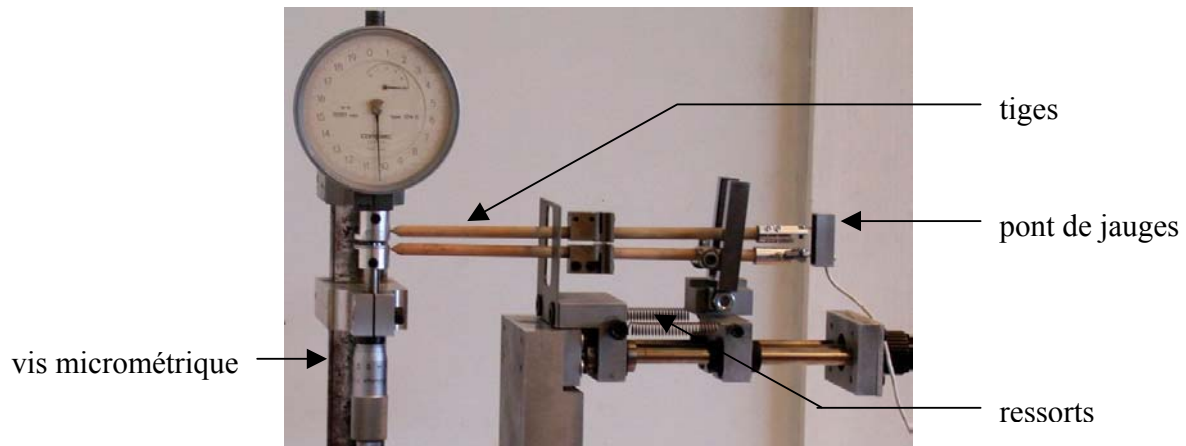


Figure 4.8. Schéma d'un four à lobes
Coupe en vue de dessus

La mesure de la déformation longitudinale dans la section utile a été réalisée grâce à un extensomètre à tiges d'alumines maintenu contre l'éprouvette au moyen de ressorts de rappel. La base de mesure est

de 10 mm et la résolution à haute température de $0,5 \mu\text{m}$. L'étalonnage de l'extensomètre a été réalisé au moyen d'une vis micrométrique (photographie 4.9).



Photographie 4.9. Capteur de déplacement longitudinal sur son banc d'étalonnage (à gauche)

L'acquisition de la température, de la charge, de l'allongement total de la traverse et de l'allongement de l'éprouvette, faite au moyen d'une carte National Instruments, permet la sauvegarde des valeurs au format ASCII. Elles ont ensuite été traitées avec un tableur. Les sorties de la machine d'essai correspondant à la charge, d'une part et aux allongements, d'autre part, sont reliées à deux tables traçantes afin d'obtenir en temps réel les courbes de traction ou de relaxation.

Pour les essais de relaxation, le réglage de l'asservissement en contrôle de déformation longitudinale a été fait sur une éprouvette en argent avec des signaux carrés puis triangulaires afin d'obtenir une déformation appliquée la plus proche possible de la valeur de consigne (notamment au début de la relaxation). Le maintien du capteur de déformation longitudinale contre l'éprouvette de relaxation a alors été vérifié par détermination des modules d'Young pour de très faibles charges (de l'ordre d'1 MPa).

L'ensemble ligne d'amarrage et éprouvette a été chauffé en contrôle de charge nulle jusqu'à ce que le régime thermique permanent soit établi.

Nous avons dans un premier temps réalisé des essais sur l'argent pur puis des essais sur l'Ag-SnO₂. Le tableau 4.7 présente les essais de traction réalisés.

Matériau	Code essai	Température (K)	Vitesse de déformation observée (s ⁻¹)	Remarques
Argent Tréfilé	0M_25A	298	1,00E-04	Machine Zwick Traction sur fil
	0M_25B		1,00E-04	
	0M_25C		1,00E-04	
	0M_25D		1,00E-04	
	0M_25E		1,00E-04	
	0M_25F		1,00E-04	
Argent	1M_25A	298	9,31E-04	
	1M_25B		8,77E-04	
	1M_25C		8,74E-04	
	1M_320A	593	9,90E-04	
Ag-SnO ₂	2M_25A	298	9,28E-04	
	2M_25B		9,80E-05	
	2M_25C		2,90E-03	
	2M_25D		7,03E-06	
	2M_25E		9,02E-07	
	2M_110A	383	3,81E-05	
	2M_110B		1,13E-03	
	2M_220A	493	1,25E-03	
	2M_220B		1,30E-03	
	2M_320A	593	7,54E-04	
	2M_320B		1,25E-03	
	2M_430A	703	1,41E-03	
	2M_430B		1,15E-03	
	2M_540A	813	1,12E-03	
2M_540B	9,67E-04			
2M_540C	3,30E-05			

Tableau 4.7. Essais de traction réalisés au cours de la thèse

Le tableau 4.8 présente les essais de relaxation réalisés.

Matériau	Code essai	Température (K)	Remarques	
Argent	1R_25A	298		
	1R_25B			
	1R_25C			
Ag-SnO ₂	2R_25A	298		
	2M_320A	593		
	2M_540A	813		E trop faible
	2M_540B			Rupture
	2M_540C			

Tableau 4.8. Essais de relaxation réalisés au cours de la thèse

Les faciès de rupture des éprouvettes ont ensuite été observés au moyen d'un MEB.

4.3.3. Essais mécaniques sur l'argent pur

4.3.3.1. Essais de traction

Les essais de traction ont été réalisés à vitesse constante de déplacement de la traverse jusqu'à la rupture. La figure 4.10 présente la contrainte nominale normée par R_m à 295K en fonction de la déformation nominale pour des essais de traction sur Ag à 295 et 593K.

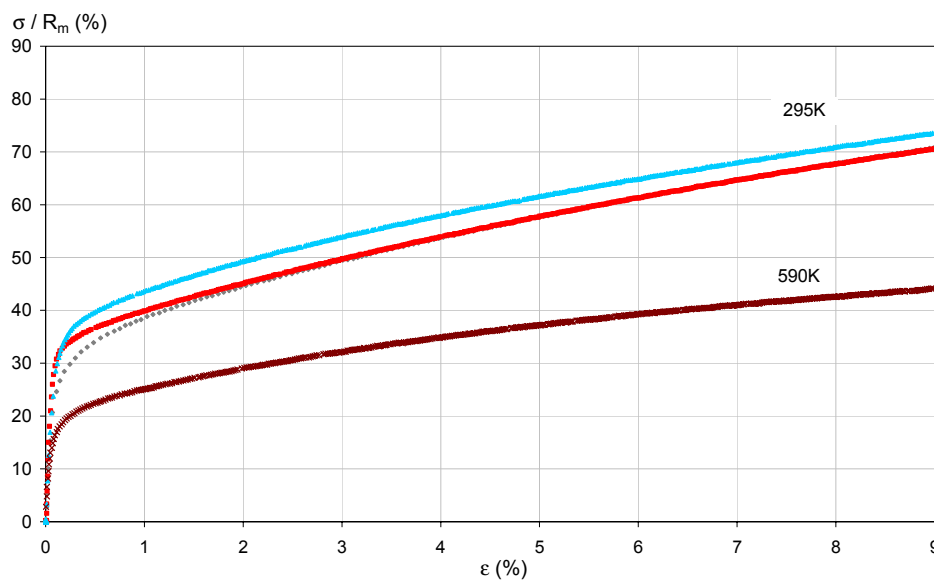
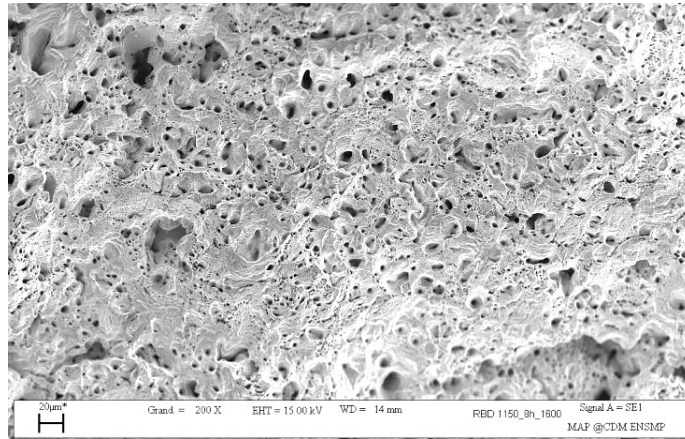


Figure 4.10. Evolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale. Essais de traction sur Ag à 295 et 593K

L'extensomètre ne permet pas de mesurer des déformations supérieures à 10%. Les niveaux supérieurs ne sont donc pas représentés.

Les courbes de traction pour l'argent pur à 295K et 593K en déformation longitudinale mettent en évidence le caractère ductile marqué de l'argent. Le module d'Young chute de 50% quand la température passe de l'ambiante à 590K. La partie linéaire de la courbe est très réduite : la plasticité est activée à de faibles niveaux de contrainte. La contrainte maximale obtenue est dans la fourchette des valeurs du tableau 4.3. Elle est atteinte pour des déformations supérieures à 40% à l'ambiante alors que la rupture a lieu plus de 45% de déformation : la striction met donc un certain temps à apparaître. A 593K, la contrainte maximale est atteinte avec près de 20% de déformation alors que la rupture a lieu à plus de 30% de déformation : la localisation de la striction est donc encore plus difficile à haute température. L'augmentation de température a pour effet de faire diminuer toutes les caractéristiques mécaniques de l'argent. On constate un bon accord entre les valeurs expérimentales et celles données dans la bibliographie.

La micrographie 4.11 présente un faciès de rupture de l'éprouvette d'argent ayant subi un essai de traction à l'ambiante.



Photographie 4.11. Faciès de rupture d'une éprouvette d'argent à l'ambiante
Cliché MEB LEO 1450VP

L'aspect chaotique de la surface est révélateur de la ductilité du matériau bien que la porosité liée à l'élaboration par métallurgie des poudres soit très visible.

4.3.3.2. Essais de relaxation

L'évolution temporelle de la déformation et de la contrainte est présentée à la figure 4.12.

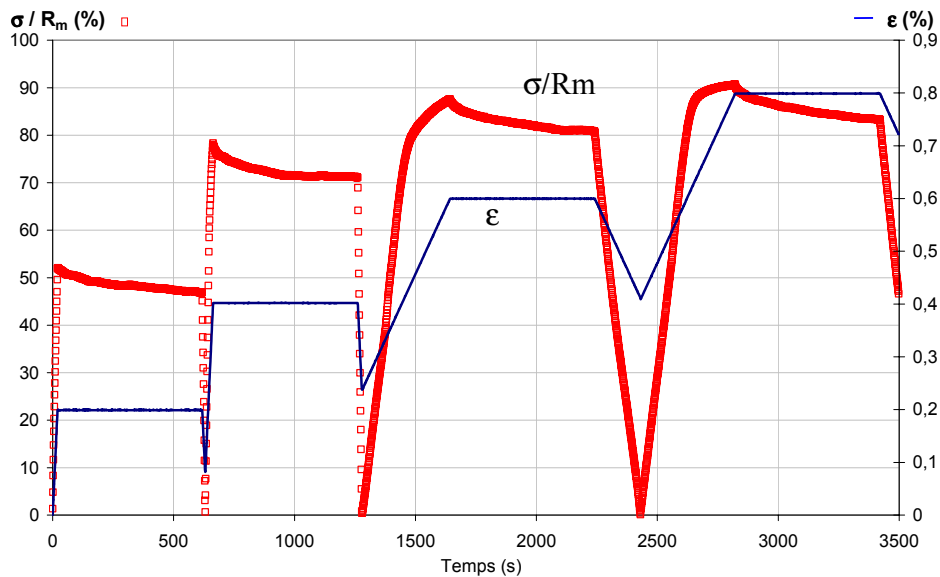


Figure 4.12. Evolution de la déformation totale et de la contrainte (rapportée à la limite maximale) en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag à 295K

Nous avons choisi un temps de maintien de 10 minutes en raison de la brièveté des phénomènes mis en jeu dans les contacts électriques. Nous avons fait des incréments de déformation totale de 0,2% environ (courbe en trait continu de la figure 4.12).

Le module d'Young est indépendant de la déformation plastique. Les valeurs obtenues lors des essais de relaxation confirment celles obtenues lors des essais de traction. La vitesse de chargement pour les deux premières relaxations est dix fois plus rapide que pour les relaxations suivantes. Ceci permet de mettre en évidence l'effet de la vitesse de chargement sur le comportement.

La courbe 4.13 dans le plan $\sigma/R_m - \varepsilon$ permet de constater l'importance de l'écroutissage pendant l'essai.

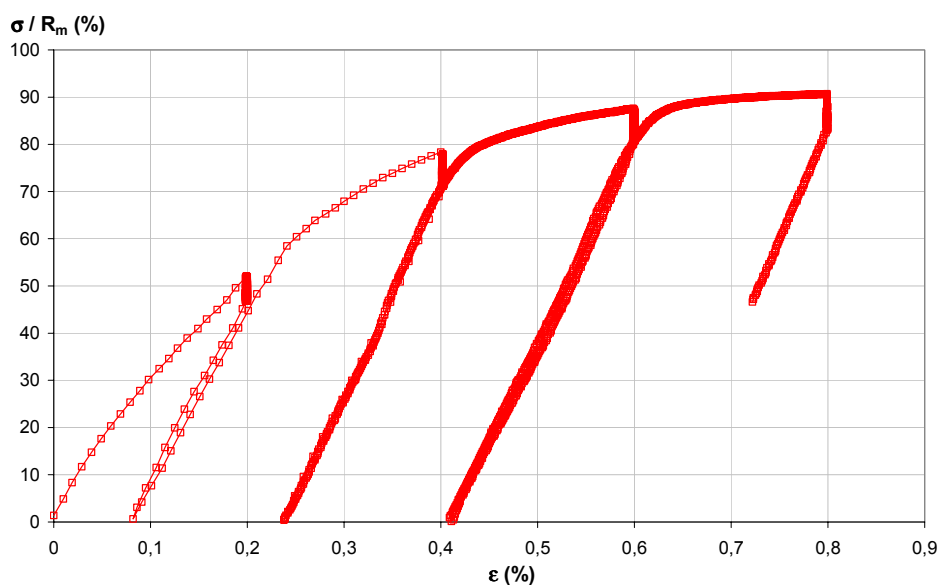


Figure 4.13. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag à 295K
Temps de maintien de 10 minutes

La première relaxation correspond à de faibles niveaux de déformation plastique. Les deux dernières relaxations correspondent à des valeurs saturées de l'écroutissage. L'écart en déformation entre un déchargement et le chargement suivant à contrainte égale est faible. Les niveaux de contrainte atteints sont comparables à ceux obtenus lors des essais de traction. L'effet d'histoire semble faible : il n'y a pas d'adoucissement ni de durcissement.

Il n'est pas possible de corréliser les résultats des essais de traction et des essais de relaxation du fait des vitesses d'essai différentes et de l'effet d'histoire pour les essais de relaxation.

La courbe 4.14 donne l'évolution du taux de relaxation $\Delta\sigma(t)/\sigma_0$ avec le temps.

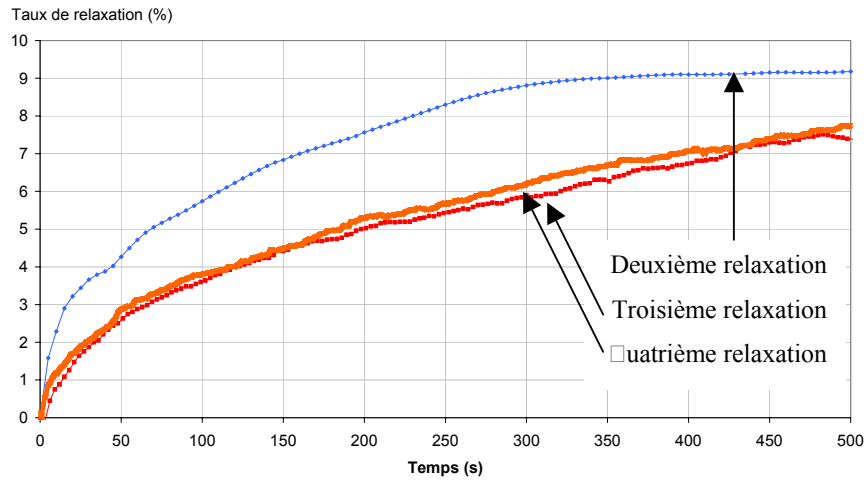


Figure 4.14. Evolution du taux de relaxation en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag à 295K

La courbe correspondant à la relaxation à la première relaxation n'est pas représentée sur la figure 4.14 : à ce niveau de déformation, le matériau présente des déformations inélastiques non homogènes et la réponse n'est pas représentative du comportement stabilisé d'un élément de volume. La courbe de troisième relaxation se superpose avec la courbe de quatrième relaxation. Cela est dû au fait que l'écroutissage est alors saturé. La vitesse de relaxation et le taux de relaxation final sont plus importants pour la deuxième relaxation que pour les deux autres relaxations. Le graphique 4.15 représente la vitesse de déformation inélastique en fonction de la contrainte divisée par R_m .

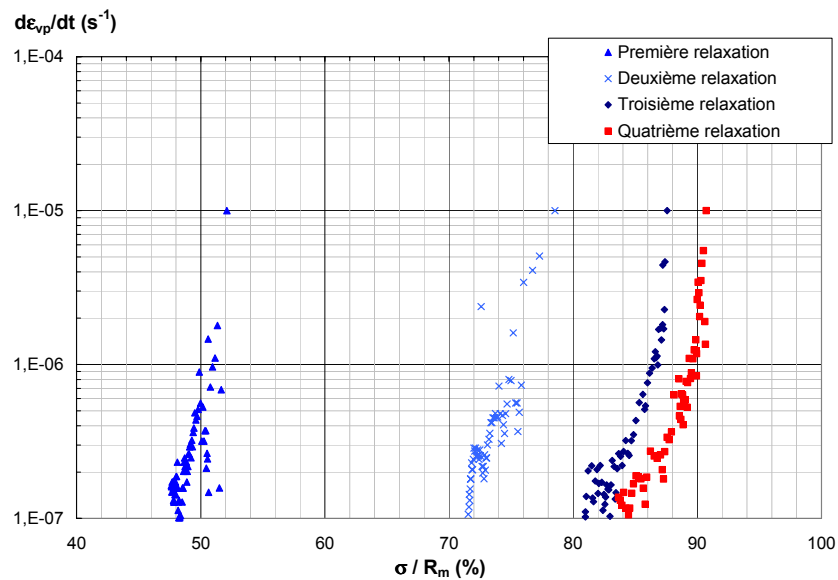


Figure 4.15. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte rapportée à la limite maximale. Essai de relaxation sur Ag à 295K

La méthode de calcul est donnée au paragraphe 4.2.3.3. On constate que la vitesse de déformation plastique pour le premier niveau de déformation n'est pas homogène : le matériau n'est pas encore totalement plastifié. Pour les autres niveaux, on constate un changement de régime de viscosité vers $4.10^{-7} s^{-1}$. Le matériau est plus visqueux à basse vitesse de déformation plastique.

L'analyse des courbes de vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte permet de mettre en évidence un changement de régime de viscosité vers $4.10^{-7} s^{-1}$.

4.3.4. Essais de traction sur l'Ag-SnO₂

Nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes d'Ag-SnO₂ pour des températures comprises entre 295 et 813K. Les courbes contrainte – déformation sont données à la figure 4.16.

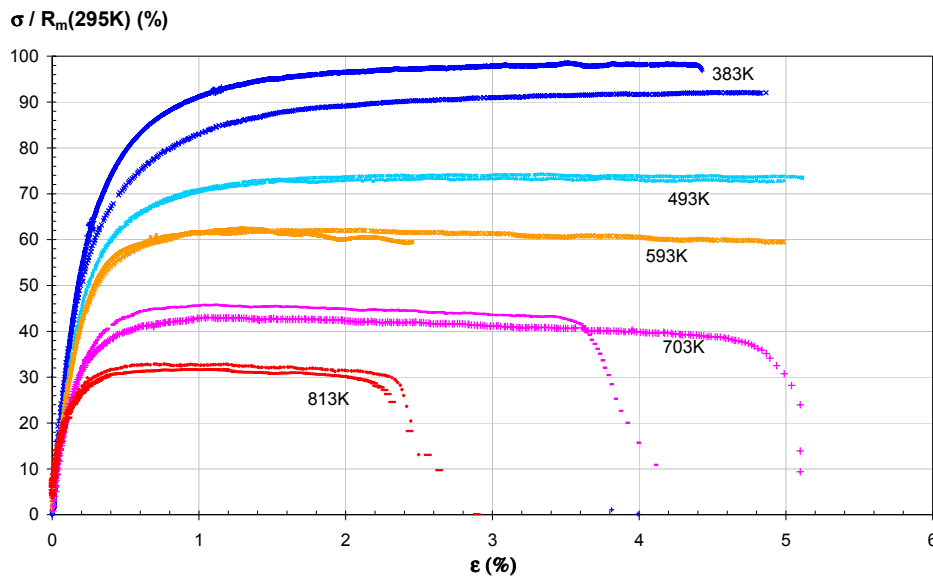
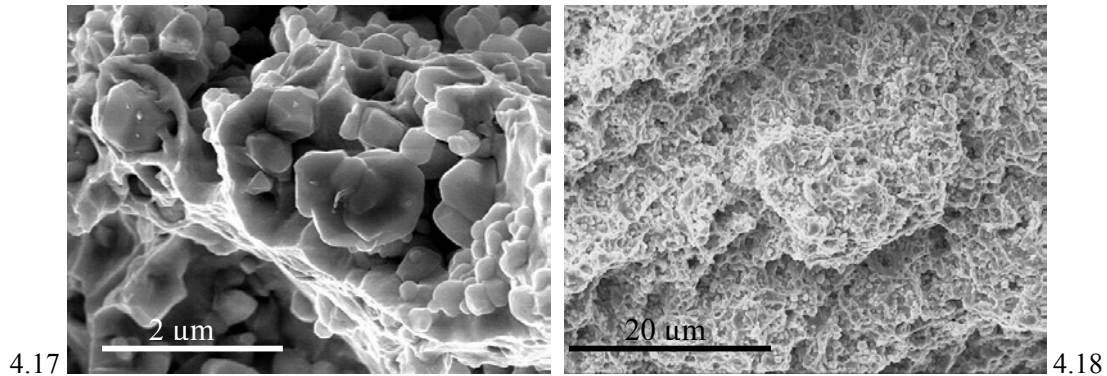


Figure 4.16. Effet de la température. Courbes de traction pour l'Ag-SnO₂
Vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$. Contraintes rapportées à la limite maximale à l'ambiante.

Le faciès de rupture d'une éprouvette ayant subi une traction à 383K est représenté sur les photographies 4.17 et 4.18. La rupture est ductile (présence de cupules) et intergranulaire. Cela s'explique par la faiblesse de la liaison matrice – renfort.



Photographies 4.17 et 4.18. Faciès de rupture de l'Ag-SnO₂ à 383K à différents grandissements
Cliché MEB-FEG Gemini (à gauche) et MEB Leo (à droite) en électrons secondaires

Les limites maximales sont nettement inférieures à celles obtenues par LALANDE³⁶ sur des éprouvettes en flexion 4 points d'Ag-SnO₂ fritté dans un HIP mais elles sont en revanche supérieures à celle de GUETAZ¹⁰³ obtenues sur des éprouvettes plates en traction d'Ag-SnO₂ laminé. Des mesures complémentaires de dureté (tableau 4.5) effectuées dans les têtes des éprouvettes donnent des valeurs comparables à celles de la littérature.

4.3.4.1. Effet du renfort

La courbe 4.19 présente deux essais de traction réalisés à même vitesse de déformation et même température pour l'argent et l'argent – oxyde d'étain. On constate que l'ajout d'oxyde dans la matrice fait chuter la déformation à rupture d'un facteur 10, rend la rupture brutale mais augmente la limite maximale de près de 50%. La limite conventionnelle d'élasticité est plus que triplée : la courbe de traction de l'Ag-SnO₂ est linéaire sur un domaine étendu de contrainte.

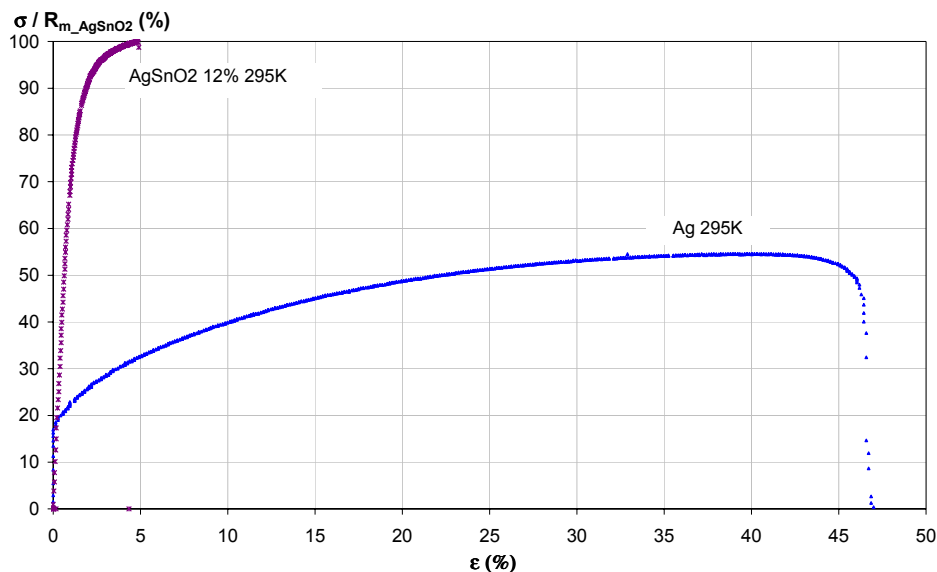


Figure 4.19. Effet du renfort. Courbes de traction à 295K. Vitesse de déformation : 10^{-4} s^{-1}

La ductilité est notablement réduite par l'adjonction du renfort. Le transfert de charge a pour effet de réduire la contrainte effective dans la matrice, et donc de retarder l'apparition de la plasticité. De plus, les particules de renfort offrent une résistance au mouvement des dislocations dans la matrice.

4.3.4.2. Effet de la température

Les essais de traction font apparaître un effet important de la température. La limite maximale, la limite conventionnelle d'élasticité et le module d'Young diminuent quand la température augmente. La déformation à rupture, elle, augmente puis diminue quand la température augmente. C'est là un effet important de la viscosité et de l'écroutissage. L'augmentation de la température facilite l'apparition de la plasticité. Aux faibles températures, le renfort parvient à bloquer le mouvement des dislocations mais à haute température, la viscosité de la matrice devient dominante. Il est difficile de séparer l'influence de l'écroutissage et de la viscosité.

L'évolution du module d'Young avec la température est représentée sur la courbe 4.20.

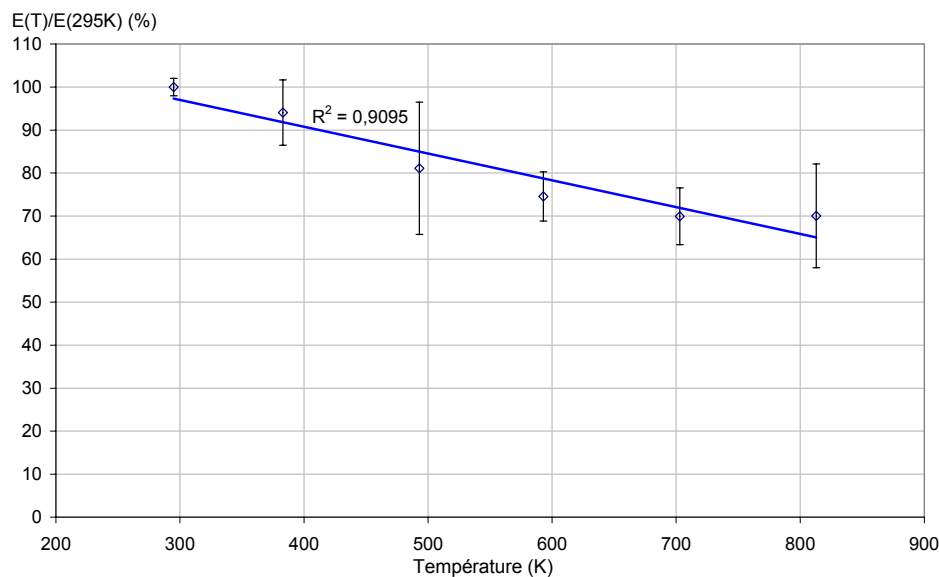


Figure 4.20. Evolution du module d'Young de l'Ag-SnO₂ 12% en fonction de la température

L'écart type est important en raison des incertitudes sur la mesure de la déformation lors d'un essai de traction pour la partie élastique mais il est possible d'établir une régression linéaire de E en fonction de la température. Certains auteurs¹⁰ font état d'une relation linéaire entre E et T jusque vers 800K pour l'argent pur. Lors de la déformation élastique, la matrice est plus sollicitée que le renfort : l'établissement d'une régression linéaire pour l'évolution du module d'Young d'Ag-SnO₂ avec la température est donc appliquée. L'évaluation de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% est entachée d'une erreur importante due à la mesure du module d'Young. Cependant, en raison de la plasticité importante du matériau, la limite d'élasticité à 0,2% prend en compte le début de l'écroutissage, ce qui permet d'obtenir une variation plus régulière de Rp_{0,2%} que de E. La limite conventionnelle d'élasticité décroît linéairement avec la température (figure 4.21).

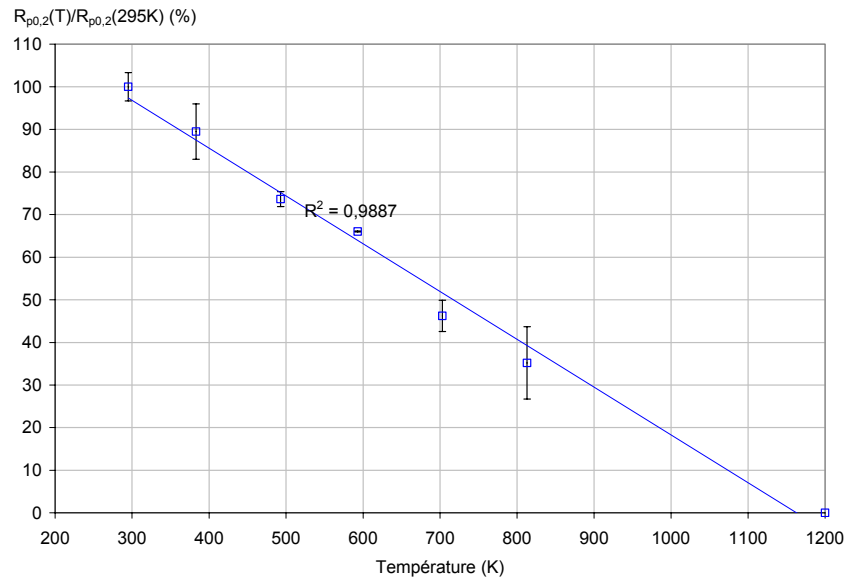


Figure 4.21. Evolution de la limite conventionnelle d'élasticité en fonction de la température pour l'Ag-SnO₂ 12%

La limite maximale décroît de manière quadratique avec la température (figure 4.22).

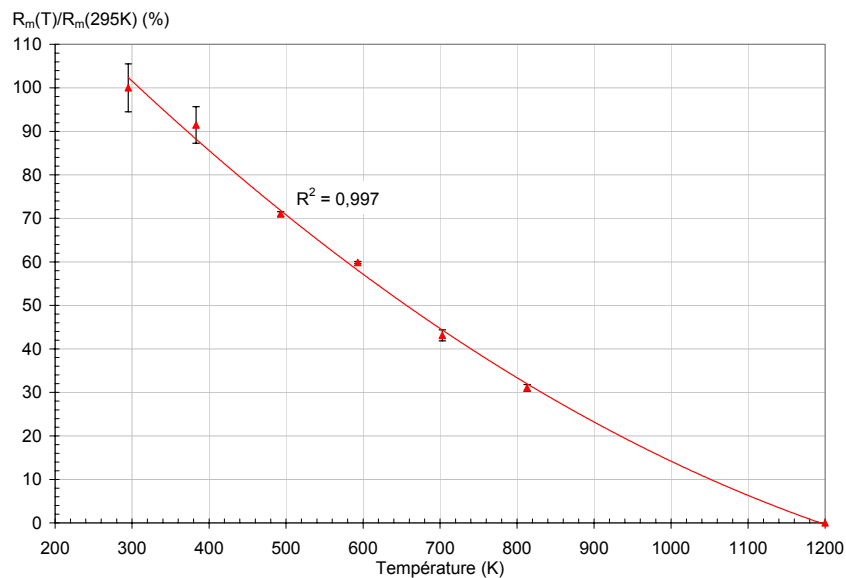


Figure 4.22. Evolution de la limite maximale en fonction de la température pour l'Ag-SnO₂ 12%

La matrice a tendance à s'écouler mais les particules bloquent le mouvement des dislocations.

La déformation à rupture peut être reliée à la température par une loi cubique (figure 4.23).

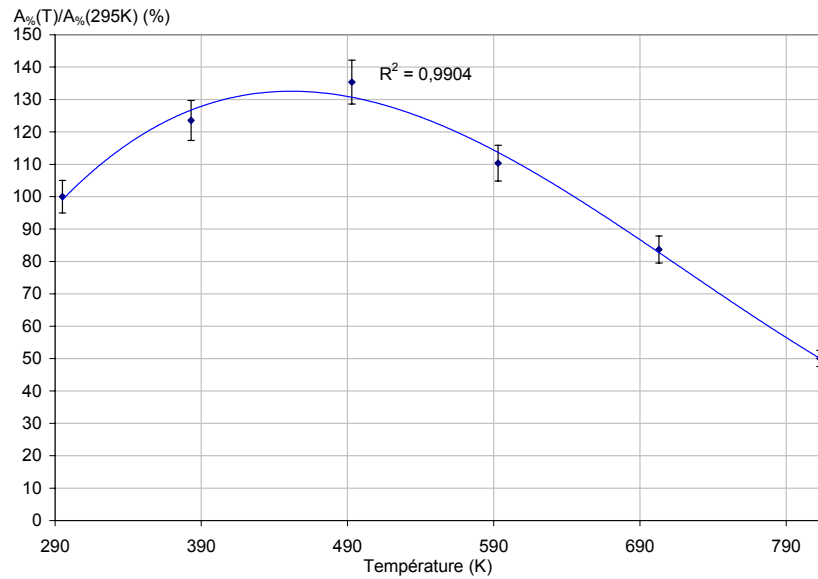


Figure 4.23. Evolution de la déformation à rupture en fonction de la température pour l'Ag-SnO₂ 12%

Elle présente un maximum à environ 450 K. Ceci s'explique par deux effets contradictoires liés au renfort : aux faibles températures, des contraintes résiduelles existent entre renfort et la matrice, limitant la ductilité du matériau. L'augmentation de température a pour effet de limiter ou d'annuler ces contraintes, améliorant la ductilité. Aux températures plus importantes, le mouvement des dislocations est facilité par l'augmentation d'énergie interne du matériau et par la faible cohérence de l'interface matrice – renfort. La déformation à rupture diminue.

Ainsi, nous avons pu mettre en évidence l'intérêt de l'ajout de renfort dans la matrice d'argent. Il permet d'améliorer les propriétés mécaniques tout en diminuant la ductilité du matériau. Pour autant, nous n'avons pas pu séparer son influence sur le comportement visqueux du matériau de celle liée à l'écroutissage. C'est l'objectif des essais de relaxation.

4.3.5. Essais de relaxation sur l'argent oxyde d'étain

4.3.5.1. Essai à l'ambiante

La figure 4.24 représente la courbe temporelle de relaxation pour l'Ag-SnO₂ à 295K.

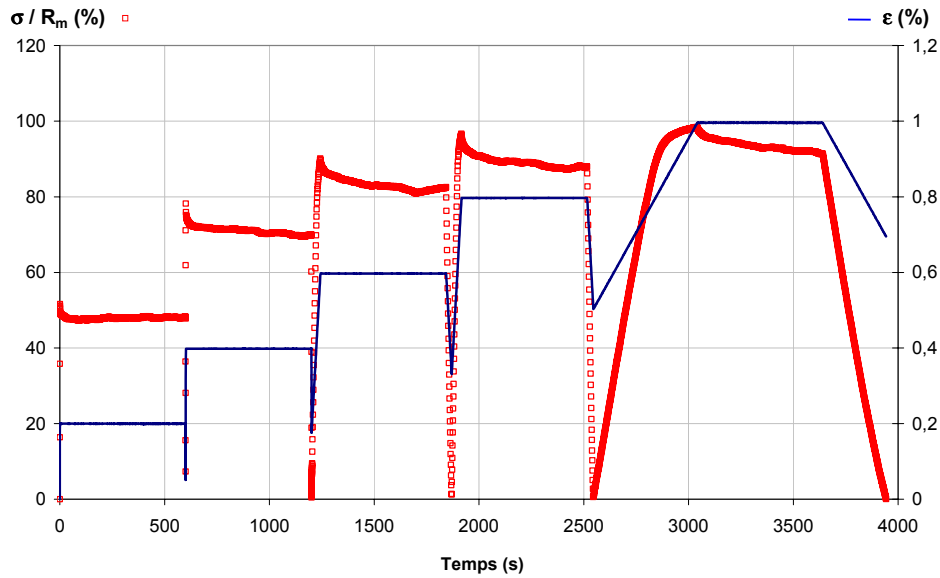


Figure 4.24. Evolution de la déformation totale et de la contrainte en fonction du temps. Essai de relaxation sur Ag-SnO₂ 12% à 295K

Les deux premiers chargements ont été réalisés à la vitesse de déformation totale de $6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, les troisième et quatrième chargements à 10^{-4} s^{-1} , le dernier à 10^{-5} s^{-1} . L'effet de la vitesse de chargement semble n'avoir qu'un faible impact sur les niveaux de contrainte atteints. La chute de contrainte est relativement importante, même à de faibles niveaux de déformation. Les instabilités apparaissant au cours de la période de relaxation sont essentiellement dues à la sensibilité du capteur d'effort. Celui-ci, ayant un calibre dynamique de 10 kN n'est pas assez précis pour suivre un essai de relaxation. La sensibilité est cependant suffisante pour permettre l'observation du comportement visqueux de l'argent – oxyde d'étain, qui est l'objet de cette étude.

Là aussi, la différence de vitesse d'essai entre les essais de traction et les essais de relaxation ainsi que l'importance de l'effet d'histoire ne permet pas de comparer les résultats expérimentaux de traction et de relaxation.

La courbe de la figure 4.25 est la transformée des courbes précédentes dans le repère $\sigma/R_m - \epsilon$.

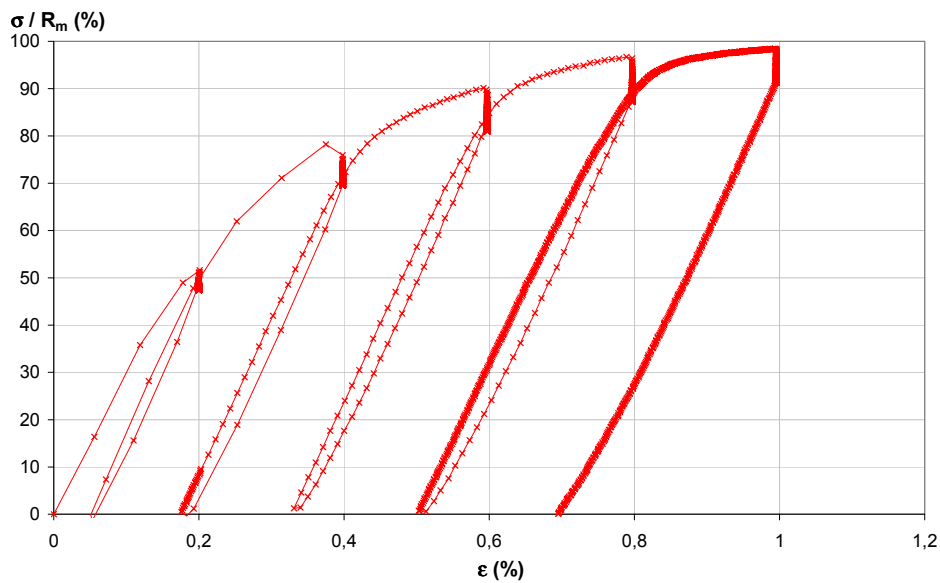


Figure 4.25. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur $Ag-SnO_2$ à 295K

La chute de déformation totale entre un déchargement et le chargement suivant atteint 0,03%. Le début du déchargement permet d'évaluer l'étendue de la zone élastique à environ 50% de R_m . Les modules d'Young mesurés dans cette zone correspondent aux valeurs obtenues lors des essais de traction. La courbe d'écroutissage permet de constater comme pour l'argent, l'absence d'effet d'histoire.

L'analyse en vitesse de déformation est présentée à la figure 4.26.

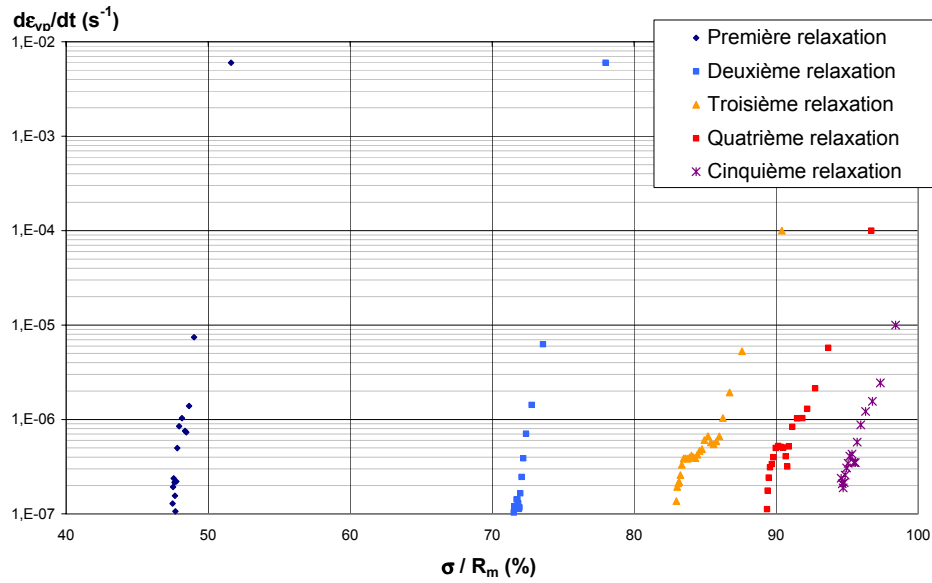


Figure 4.26. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte. Essai de relaxation sur Ag-SnO₂ à 295K

Les courbes correspondant à 0,2% et 0,4% de déformation totale ne présentent pas d'inflexion. Ceci peut être expliqué par les faibles niveaux de déformation, conduisant à un état de déformation inélastique non homogène, par les faibles niveaux de déformation inélastique obtenus ou par les fortes vitesses de charge / décharge utilisées.

En conclusion, l'effet de la vitesse de chargement pour les forts niveaux de déformation totale est prépondérant sur la vitesse de relaxation, sur les taux de relaxation pour l'Ag-SnO₂ à l'ambiante. Elle semble en revanche avoir une faible influence sur le niveau de contrainte initial de la relaxation.

4.3.5.2. Essai à température intermédiaire

La courbe de traction / relaxation de la figure 4.28 a été réalisée à 593K.

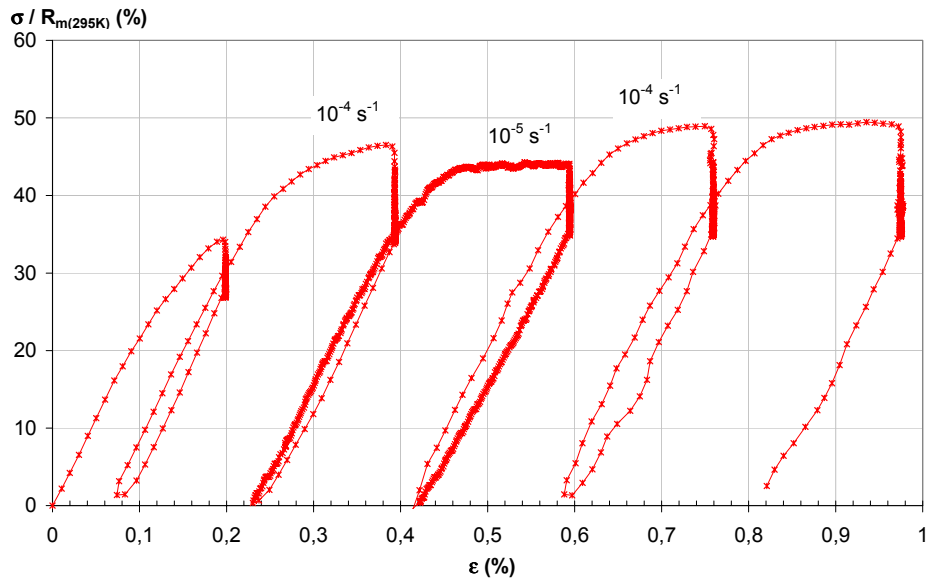


Figure 4.28. Evolution de la contrainte (divisée par R_m) en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur Ag-SnO₂ 12% à 593K

L'asservissement en déformation devient plus délicat. La vitesse de chargement / déchargement est de 10^{-4} s^{-1} sauf pour la troisième relaxation, qui avait une vitesse de chargement de 10^{-5} s^{-1} .

Les valeurs de module d'Young calculées lors de la décharge confirment celles obtenues pour les essais de traction. La valeur de saturation de la courbe d'écroutissage est environ la moitié de celle de l'ambiante. La différence de déformation totale entre un déchargement et le chargement suivant est du même ordre qu'à l'ambiante. La vitesse de chargement / déchargement a une influence sur le niveau de contrainte avant relaxation. La viscosité devient prépondérante.

La courbe de vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte est présentée à la figure 4.29.

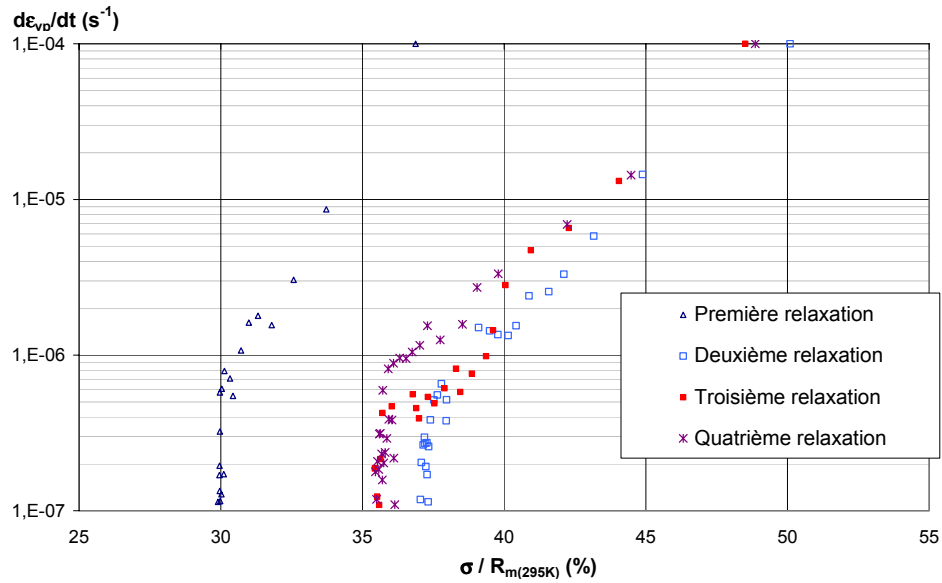


Figure 4.29. Courbes de vitesse de déformation plastique de l'Ag-SnO₂ 12% à 593K

Les courbes présentent alors une inflexion qui correspond à une transition entre un régime de fluidité (pour un solide) et un régime de viscosité (pour un solide)⁸ à environ 7.10^{-7} s^{-1} . La viscosité est donc le mécanisme dominant pour l'Ag-SnO₂ à 593K.

4.3.5.3. Essai à haute température

L'asservissement en déformation à 813K devient problématique. Nous avons été contraints de diminuer la pression appliquée par les couteaux de l'extensomètre sur l'éprouvette pour ne pas la marquer au risque de perturber l'essai.

La figure 4.30 représente la courbe de relaxation à 813K.

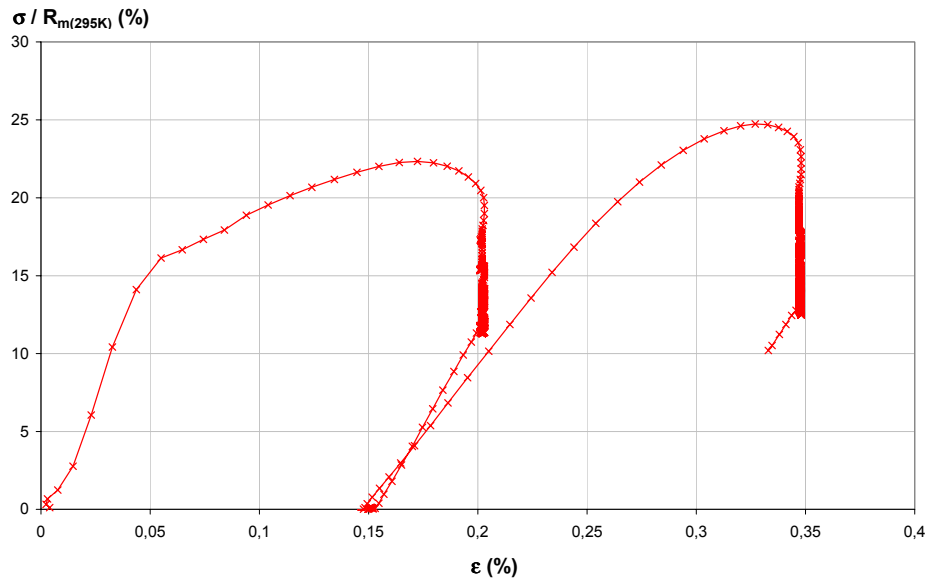


Figure 4.30. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation totale. Essai de relaxation sur $Ag-SnO_2$ 12% à 813K

La contrainte au début du maintien est très faible, à peine 30% de celle correspondant au même niveau de déformation à l'ambiante. Les deux relaxations présentées ont été réalisées avec des vitesses de chargement/déchargement de 10^{-4} s^{-1} . Les mesures de module d'Young confirment les valeurs obtenues lors des essais de traction. L'évaluation de la limite élastique est mal aisée en raison de la forte fluctuation des courbes d'écrouissage.

La figure 4.31 représente la courbe de vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte.

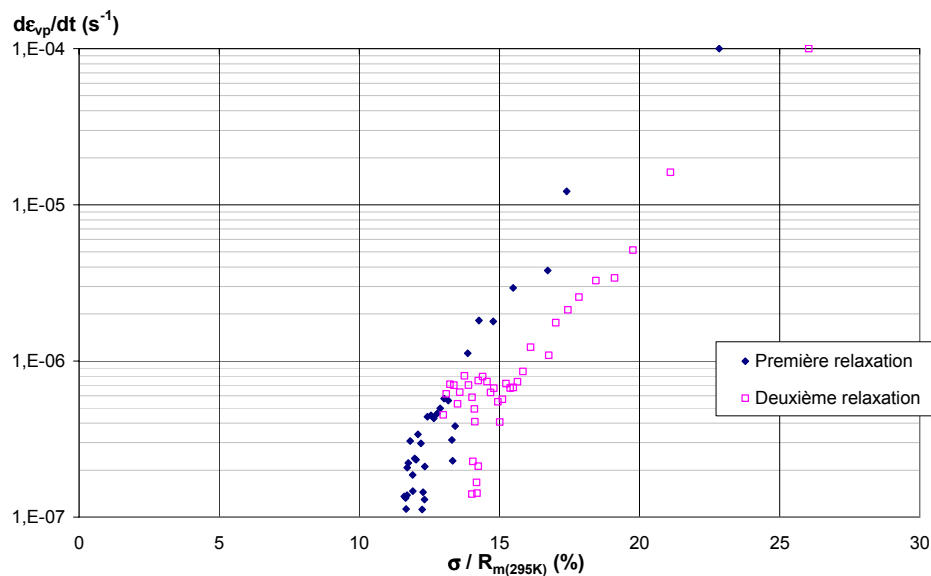


Figure 4.31. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte. Essai de relaxation sur $Ag-SnO_2$ 12% à 813K

Les deux courbes de relaxation de contrainte sont voisines. L'écroutissage du matériau est saturé dès la première boucle. Les courbes de vitesse de déformation plastique mettent en évidence des droites de viscosité de même pente. Elles présentent une inflexion à $5 \cdot 10^{-7} \text{ s}^{-1}$.

Nous n'avons pas pu faire d'essai concluant à plus haute température : les propriétés mécaniques du matériau n'étaient plus suffisantes pour garantir une bonne mesure de la déformation.

4.3.5.4. Effet de la température

La chute de contrainte et la vitesse de chute de contrainte pour les faibles vitesses augmentent fortement quand la température augmente (figure 4.32).

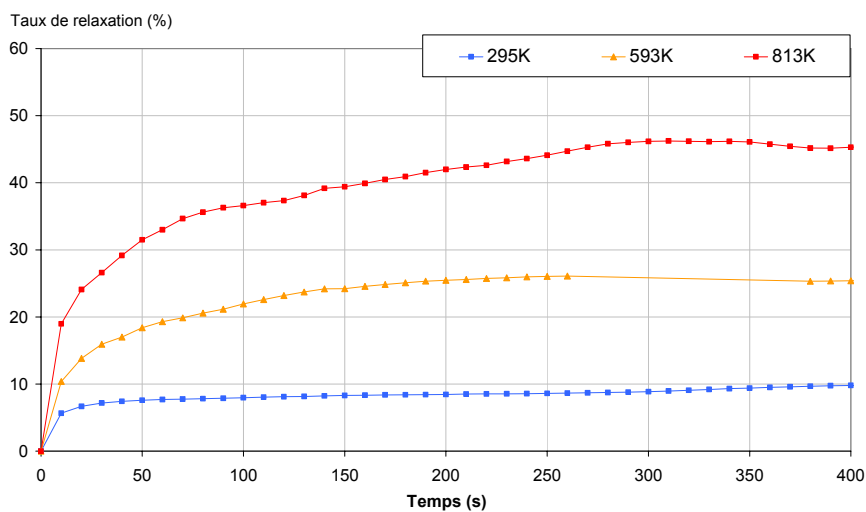


Figure 4.32. Evolution du taux de relaxation en fonction de la température et du temps. Essais de relaxation à 295, 593 et 813K. Niveau de déformation : 0,4 %

Le taux de relaxation passe ainsi de 10 à 50% quand la température passe de 295K à 813K. La relaxation des contraintes est facilitée à haute température. La relaxation est un phénomène thermiquement activé. Les dislocations peuvent plus aisément franchir des barrières d'énergie grâce à l'augmentation de l'énergie interne du matériau. Pour autant, nous n'avons pas calculé de volumes d'activation car il est délicat pour des matériaux complexes comme l'Ag-SnO₂ d'établir un lien entre l'énergie d'activation et l'origine physique du col énergétique associé à cette énergie.

Les courbes de vitesse de déformation plastique de la figure 4.33 permettent de mettre en évidence une chute importante de contrainte à cause de l'augmentation de la température.

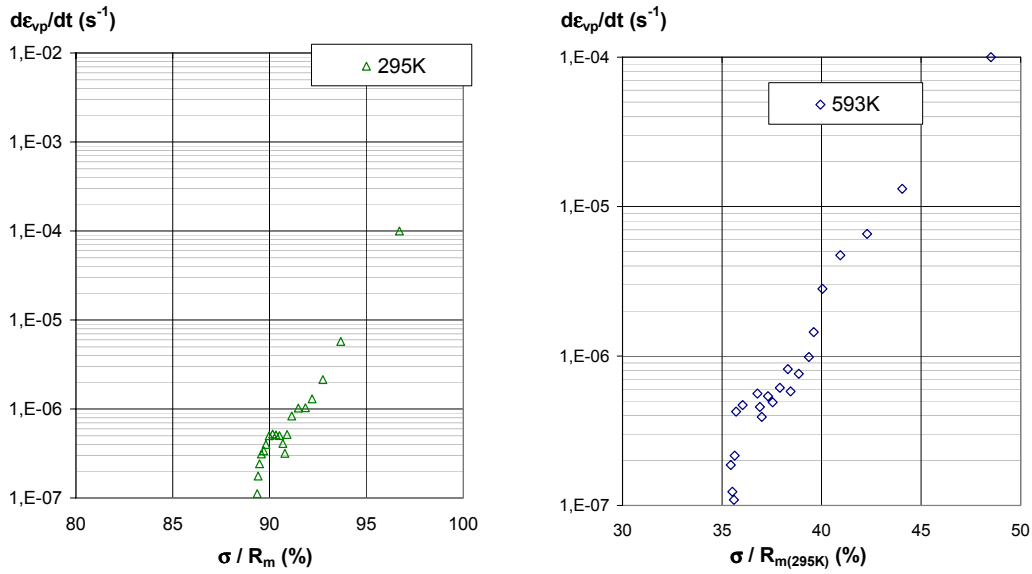


Figure 4.33. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la température et de la contrainte. Essais de relaxation à 295 et 593K

Niveau de déformation : 0,8% - vitesse de chargement : 10^{-4} s^{-1}

L'inflexion se trouve à la même vitesse de déformation plastique. Les pentes des courbes de relaxation semblent assez proches.

4.3.5.5. Effet du renfort

La figure 4.34 représente l'évolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte pour l'argent et l'argent oxyde d'étain.

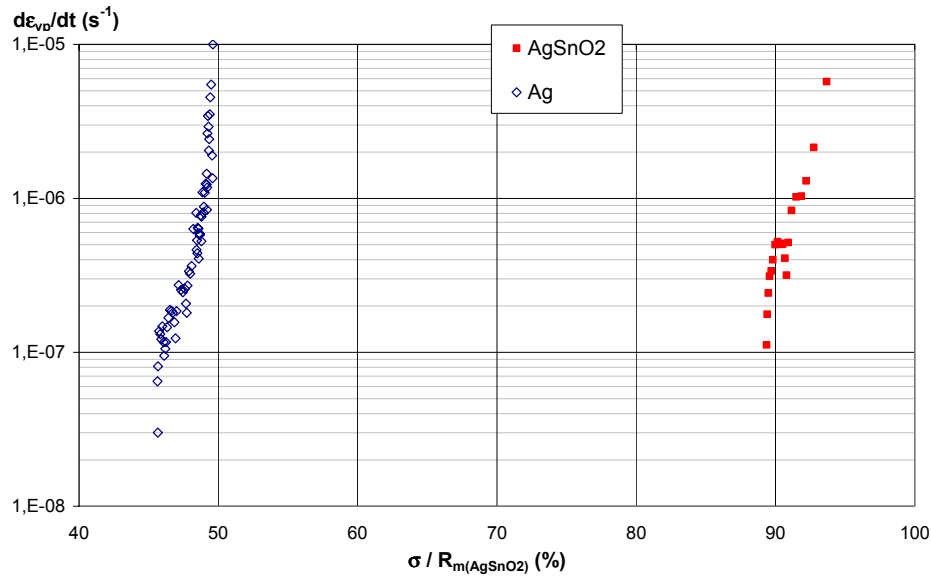


Figure 4.34. Evolution de la vitesse de déformation plastique en fonction du renfort et de la contrainte. Essais de relaxation à 295K sur Ag et Ag-SnO₂

Les courbes correspondent aux mêmes niveaux de déformation, température et vitesse. On constate que la pente pour les fortes vitesses de déformation plastique est plus importante pour l'Ag-SnO₂ 12% que pour l'argent. Dans le cas d'une matrice ductile comme l'argent, les particules de renfort peuvent bloquer le déplacement des dislocations¹⁰⁷. L'ajout du renfort n'influe en revanche pas sur les taux finaux de relaxation avec à chaque fois un taux de l'ordre de 9% en fin de maintien.

En conclusion, les particules de SnO₂ permettent de diminuer la vitesse de relaxation des contraintes mais n'influent pas sur la valeur finale de la relaxation.

Nous allons maintenant utiliser les courbes de relaxation et de traction pour identifier un modèle de comportement mécanique.

4.4. Modélisation du comportement thermomécanique

4.4.1. Lois de comportement utilisées

Nous avons uniquement identifié le comportement de l'Ag-SnO₂ 12% car il sera le seul utilisé lors de la simulation thermomécanique. Nous avons choisi d'utiliser un modèle de LEMAITRE et CHABOCHE¹⁰⁸. Il se compose d'une partie élastique, d'une partie viscoplastique avec un ou plusieurs écrouissages.

Nous supposons que le matériau était initialement isotrope.

Toutes les valeurs des paramètres dépendent de la température sauf le coefficient de Poisson. Les identifications sont effectuées sur des essais de relaxation et des essais de traction pour les températures de 295, 593 et 813K. Pour les températures intermédiaires, les valeurs des paramètres sont interpolées. La simulation d'un essai de traction avec ce jeu de paramètres permet de vérifier si le modèle décrit bien les essais mécaniques à ces températures.

Nous avons initialement choisi un écrouissage isotrope non linéaire et un écrouissage cinématique non linéaire. L'analyse des courbes de charge - décharge nous a conduit à penser que le mode d'écrouissage principal de ce matériau dans les conditions que nous avons explorées est un écrouissage cinématique. Nous avons donc décidé d'utiliser seulement l'écrouissage cinématique avec une limite élastique R_0 . Il permet de rendre compte de l'effet Bauschinger.

Concernant la viscosité, nous avons utilisé une loi de Norton mais l'extrapolation aux hautes vitesses de déformation conduit à des minima locaux en terme de température (à $d\epsilon/dt$ constante). Nous avons préféré utiliser le modèle de viscosité de Sellars-Teggart qui traduit le fait que la contrainte visqueuse sature au-delà d'une certaine vitesse de déformation.

Les paramètres à identifier sont donc :

- E : module d'Young ;
- R_0 : limite élastique ;
- C : paramètre de saturation de l'écrouissage cinématique non linéaire ;
- D : paramètre de vitesse de saturation de l'écrouissage ;
- K : facteur pré puissance de la viscosité ;
- n : facteur de sensibilité à la contrainte de la viscosité.

La partition de la déformation en petites déformations en isotherme est :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{tot} = \underline{\underline{\epsilon}}_{el} + \underline{\underline{\epsilon}}_{vp} \quad (4.13)$$

Avec ϵ_{el} : déformation élastique,

ϵ_{vp} : déformation inélastique.

L'élasticité est donnée par :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{\epsilon}}_{el} \quad (4.14)$$

Avec $\underline{\sigma}$: tenseur des contraintes ;

\underline{C} : tenseur des raideurs ;

$\underline{\varepsilon}_{el}$: tenseur des déformations élastiques.

Le tenseur des contraintes internes \underline{X} (pour l'érouissage cinématique) est défini par :

$$\underline{X} = \frac{2}{3} \underline{C} \underline{\alpha} \quad (4.15)$$

avec $\underline{\alpha}$: tenseur d'érouissage cinématique ;

C : paramètre d'érouissage cinématique.

On a alors :

$$\dot{\underline{\alpha}} = \dot{p}(\underline{n} - D\underline{\alpha}) \quad (4.16)$$

Avec p : déformation inélastique cumulée,

\underline{n} : tenseur de la normale au critère de plasticité f ,

D : paramètre de vitesse de saturation de l'érouissage cinématique.

Le critère de plasticité f :

$$f(\underline{\sigma}) = J(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R \quad (4.17)$$

fait intervenir l'invariant J :

$$J = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{s} : \underline{s}} \quad (4.18)$$

Avec \underline{s} : tenseur déviateur des contraintes défini par :

$$\underline{s} = \underline{\sigma} - p\underline{I} \quad (4.19),$$

R : rayon de la surface de charge,

\underline{I} : tenseur identité.

La vitesse de déformation inélastique cumulée est alors définie par la loi de Sellars-Teggart :

$$\dot{p} = \sinh \left\langle \frac{f(\underline{\sigma})}{K} \right\rangle^n \quad (4.20)$$

Avec : $\langle U \rangle$ défini par :

$$\langle U \rangle = U \text{ si } U > 0 \quad (4.21)$$

et par :

$$\langle U \rangle = 0 \text{ si } U < 0 \quad (4.22)$$

La vitesse de déformation inélastique est :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_{vp} = \dot{p} \underline{n} \quad (4.23)$$

En traction isotherme 1D, l'expression de la contrainte devient :

$$\sigma(\varepsilon_{vp}; \dot{\varepsilon}_{vp}) = R0 + \frac{C}{D}(1 - e^{-D\varepsilon_p}) + K(a \sinh(\dot{\varepsilon}_{vp}))^n \quad (4.24)$$

L'identification des paramètres est délicate et peut difficilement être faite directement. Nous avons donc eu recours à un module d'identification de Zebulon 8.3 appelé « optimiseur ». Il a été développé par l'ONERA et l'Ecole des Mines de Paris.

4.4.2. Méthode numérique

La figure 4.35 présente le fonctionnement de l'optimiseur de Zebulon. Les essais expérimentaux présentés précédemment ont été importés dans le logiciel. Leur chargement est décrit dans des fichiers de simulation. La loi de comportement choisie est appliquée à ce chargement en utilisant un jeu donné de valeurs des paramètres. L'essai simulé est comparé à l'essai expérimental servant de référence. La base de comparaison est le temps d'essai. Le résultat permet de dire s'il y a eu convergence. Si oui, l'optimisation s'arrête et le jeu final est présenté à l'utilisateur. Si non, le logiciel détermine un nouveau jeu de paramètres, qu'il réinjecte dans la loi de comportement et recommence le cycle. Lors d'une optimisation, le logiciel teste l'influence de chaque paramètre indépendamment puis fait varier tous les paramètres en même temps.

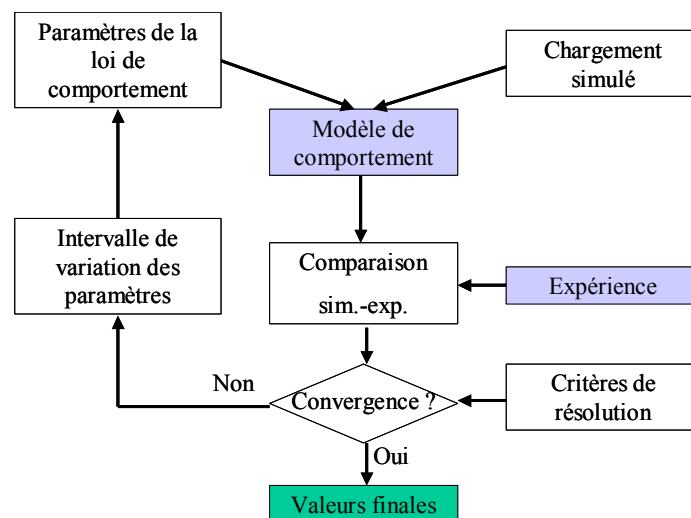


Figure 4.35. Diagramme synoptique de l'optimiseur du logiciel Zebulon 8.3

La fonction objective est définie par la méthode des moindres carrés. L'algorithme de résolution de Levenberg - Marquardt repose sur deux idées :

- premièrement, la hessienne (dérivée seconde par rapport aux coordonnées) des vecteurs de valeurs obtenues par l'application du modèle est négligée dans la hessienne de la fonction objective. Le gradient de la fonction objective est inchangé ;

- deuxièmement, la hessienne de la fonction objective est régularisée par addition de termes positifs dans la diagonale principale.

Cette méthode fonctionne bien quand les valeurs de paramètres sont proches de la valeur finale. Nous avons donc précédemment déterminé grossièrement les valeurs grâce à la méthode du simplexe.

4.4.3. Identification du modèle

Afin de faciliter la convergence, nous avons découpé les essais de relaxation en deux parties :

- La partie chargement / déchargement, pour laquelle nous avons supposé que l'effet le plus important est dû à l'écrouissage ;
- La partie relaxation, pour laquelle nous avons supposé que l'effet le plus important est celui de la viscosité.

Nous avons donc lancé une première optimisation sur les paramètres élastiques. Ensuite, nous avons lancé une optimisation des paramètres d'écrouissage sur la partie chargement / déchargement des essais de relaxation. Nous avons ensuite optimisé les paramètres de viscosité sur la partie maintien des essais de relaxation. Nous avons ainsi fait des boucles optimisation des paramètres d'écrouissage / optimisation des paramètres de viscosité jusqu'à obtenir la convergence de la solution. Une dernière optimisation en faisant varier tous les paramètres permet de se placer dans un minimum local.

L'identification d'une viscosité de type Sellars-Teggart n'a pu être faite directement. Nous avons donc dû faire une partie de l'optimisation avec une viscosité de type Norton, utilisant le fait que $\operatorname{asinh}(x) \approx x$ pour $x \rightarrow 0^+$. La dernière optimisation a été lancée avec la fonction de Sellars-Teggart en fixant les intervalles de variation des paramètres de façon à ce que $a \sinh(\dot{\epsilon}_{vp})$ soit toujours définie.

4.4.3.1. Identification du modèle au moyen des essais de relaxation

4.4.3.1.1. Essai à température ambiante

L'essai de relaxation réalisé à l'ambiante a été simulé en utilisant le modèle de comportement identifié. La courbe obtenue a été superposée à l'essai expérimental pour un essai de relaxation (figure 4.36).

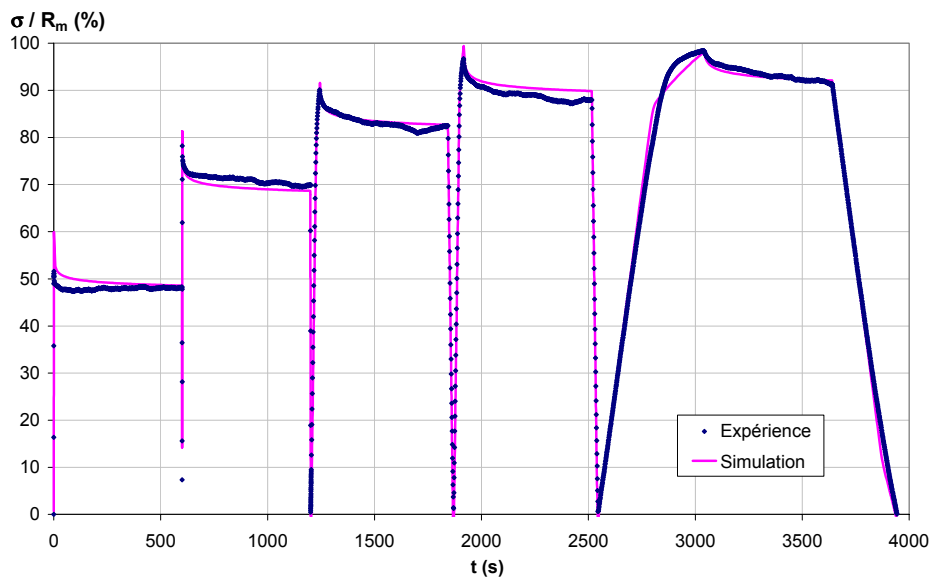


Figure 4.36. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO₂ à 295K :
espace $\sigma/R_m - t$

Les valeurs des paramètres identifiés ne sont pas données pour des raisons de confidentialité industrielle. Les pics de relaxation sont surestimés d'environ 8% de R_m pour le premier cycle (soit 14,2% d'erreur) et de moins de 4 % de R_m pour le deuxième et le quatrième (soit 3,5% d'erreur). Les autres pics sont plus faiblement surestimés : moins de 2 % de R_m d'écart (soit 1,5% d'erreur). L'écart entre les contraintes simulées et expérimentales en fin de maintien est inférieur à 2 % de R_m .

L'écart entre la courbe simulée et la courbe expérimentale pour les faibles niveaux de déformation s'explique par l'état de déformation inhomogène.

La figure 4.37 est la superposition de la courbe simulée et de la courbe expérimentale dans le repère $\sigma/R_m - \epsilon$.

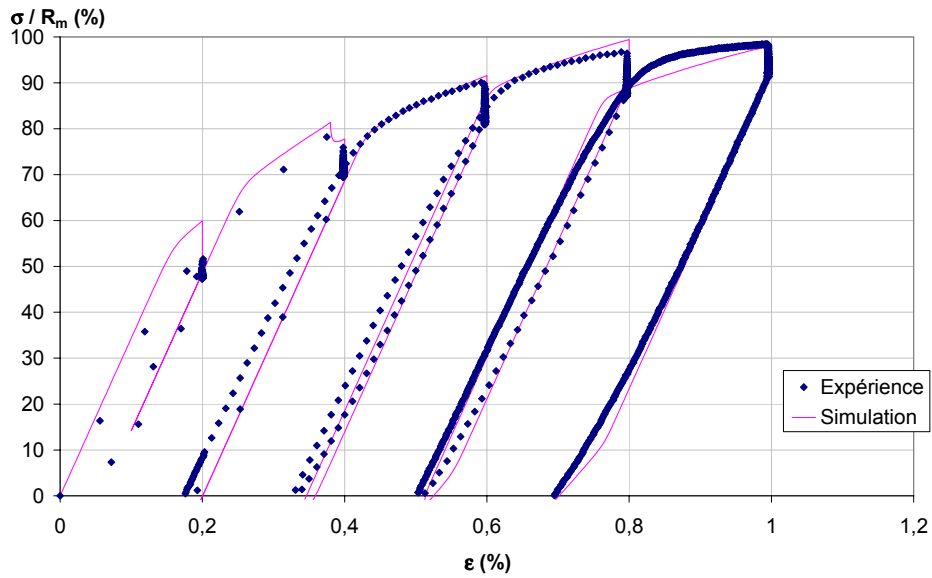


Figure 4.37. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO₂ à 295K :
espace $\sigma/R_m - \varepsilon$

Les deux premières boucles sont surestimées pour la courbe simulée de 8 % de R_m maximum à ε constante (soit 15% d'erreur) mais l'écart moyen est de 4% de R_m (soit 1,5% d'erreur). L'accord est meilleur pour les boucles suivantes même si l'écart peut atteindre 8% de R_m ponctuellement. L'écroutissage est sous estimé pour les faibles vitesses.

La courbe expérimentale et la courbe simulée sont représentées à la figure 4.38 pour un essai de traction uniaxial.

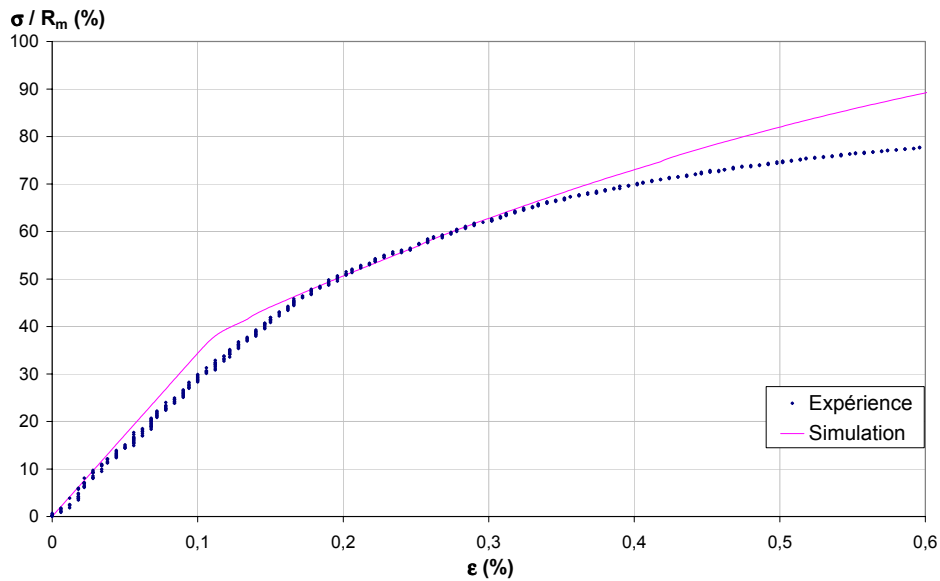


Figure 4.38. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO₂ à 295K (vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

L'écart entre les deux courbes tient à la différence de module d'Young du modèle et de la courbe expérimentale, d'une part et de la différence de vitesse d'érouissage d'autre part. Il y a entre les deux courbes un écart maximum de 8% de R_m au moment du passage de l'élasticité à la plasticité (soit 12% d'erreur). Ce résultat expérimental a été utilisé pour valider le modèle, c'est pourquoi il n'a pas été utilisé pour l'identification des paramètres. L'accord est donc jugé acceptable.

4.4.3.1.2. Essai à 593K

La comparaison entre la courbe de traction / relaxation expérimentale et la courbe issue du modèle de comportement est présentée à la figure 4.39 pour l'essai à 593K.

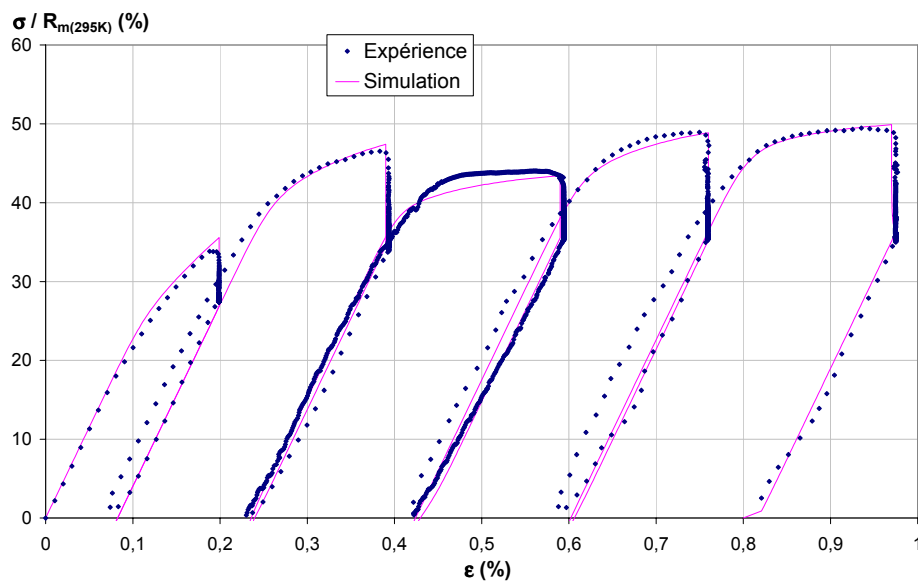


Figure 4.39. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation pour l'Ag-SnO₂ à 593K

L'écart maximum entre les deux courbes est de 6% de R_m pendant le chargement de la cinquième boucle (soit 25% d'erreur). En moyenne, l'écart est de 2% de R_m entre les deux courbes (soit environ 4% d'erreur). La chute de déformation plastique au cours du chargement déchargement n'est pas très bien reproduite mais l'accord est jugé acceptable.

La figure 4.40 permet de constater la pertinence de l'analyse de la viscosité du matériau.

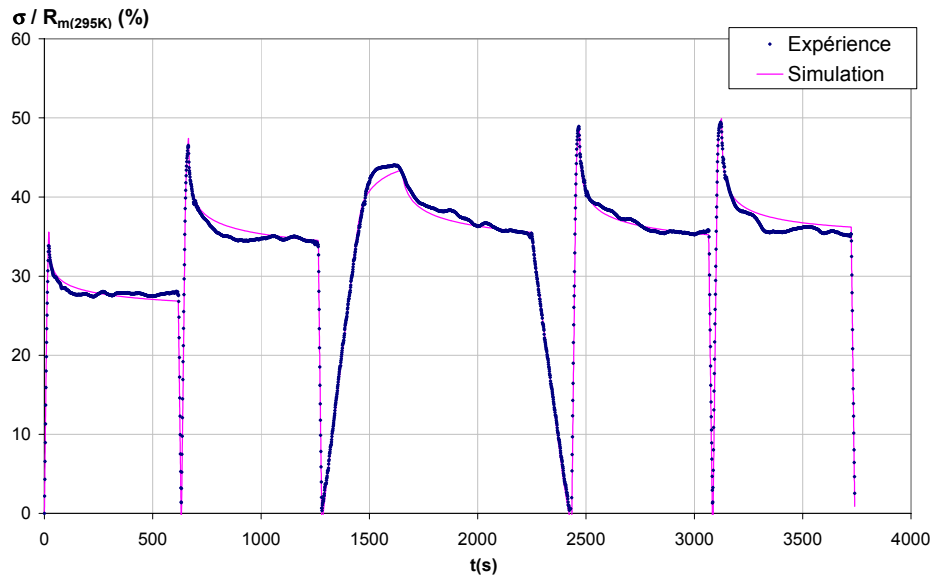


Figure 4.40. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur Ag-SnO₂ à 593K

Les boucles ont un chargement (et donc un déchargement) effectué à la vitesse de déformation totale de 10^{-4} s^{-1} sauf la troisième qui est à 10^{-5} s^{-1} . Le début du maintien est bien reproduit. Il peut y avoir un écart entre les deux courbes pouvant atteindre 2% de R_m à 295K lors du chargement à basse vitesse (soit 4% d'erreur) et le niveau de contrainte final peut différer de celui de la courbe expérimentale de 1% de R_m à 295K au maximum (soit 3% d'erreur) mais le résultat est jugé satisfaisant.

La courbe de traction de la figure 4.41 n'a pas été utilisée pour l'identification.

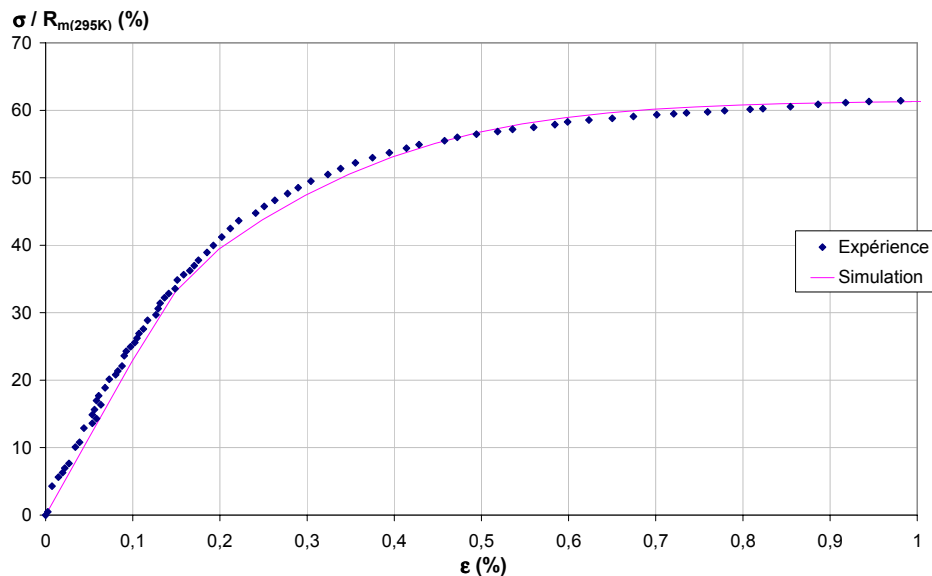


Figure 4.41. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO₂ à 593K

Vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Elle a été simulée au moyen du modèle de comportement identifié sur les essais de relaxation. L'écart entre les deux courbes est en moyenne inférieur à 2 MPa (soit une erreur moyenne de 2,5%).

4.4.3.1.3. Essai à 813K

A haute température, l'identification devient plus délicate, notamment en ce qui concerne la description de l'érouissage (figure 4.42).

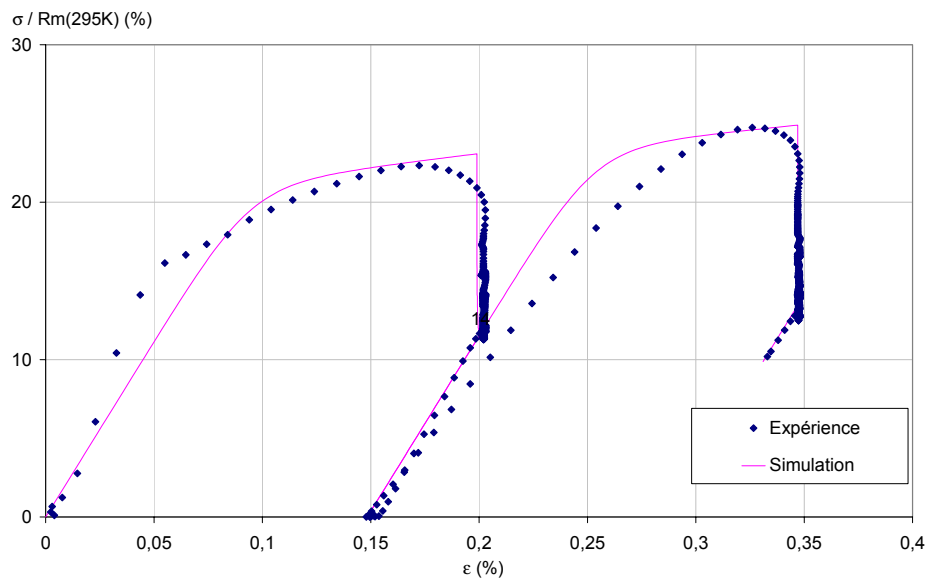


Figure 4.42. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur Ag-SnO₂ à 813K

L'écart entre les courbes expérimentales et issues du modèle peut atteindre 8% de R_m à 295K (soit 35% d'erreur) mais il est en moyenne de 2% de R_m à 295K (soit 11% d'erreur).

La courbe 4.43 permet de constater que, si l'érouissage n'est pas très bien modélisé, la viscosité est, elle, bien décrite. Les deux boucles ont été réalisées à la vitesse de chargement de 10^{-4} s^{-1} .

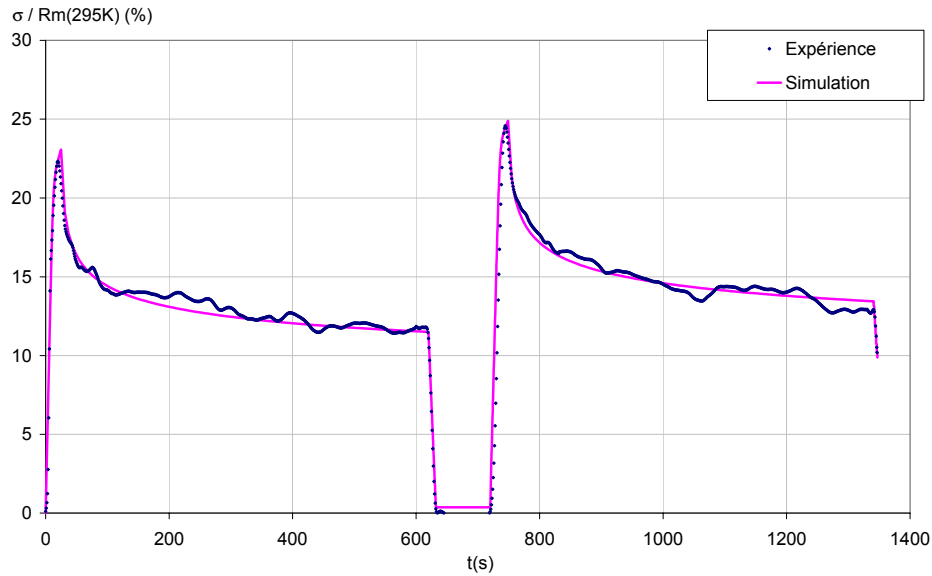


Figure 4.43. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de relaxation sur $Ag-SnO_2$ à 813K

Nous avons alors simulé un essai de traction au moyen du modèle de comportement. Le résultat est présenté à la figure 4.44.

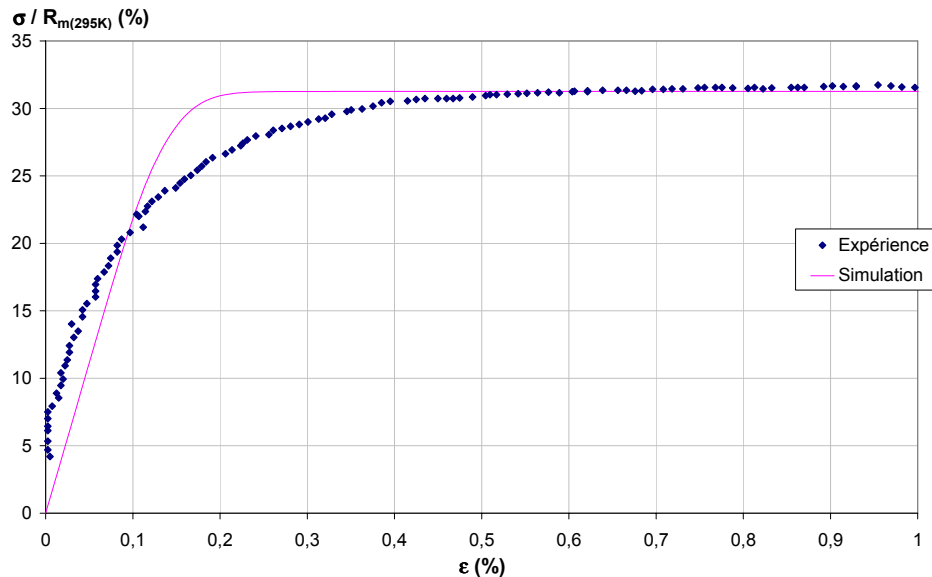


Figure 4.44. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur $Ag-SnO_2$ à 813K

Vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Les modules d'Young de l'essai et de la simulation diffèrent ainsi que la vitesse d'écroutissage mais l'écart maximum entre les deux courbes est de 5% de R_m à 295K (soit 14% d'erreur).

4.4.3.2. Simulation du modèle de comportement aux températures intermédiaires

Pour les températures de 383, 493 et 703K, nous ne disposons pas d'essai de relaxation mais seulement d'essais de traction. Ils ne permettent pas l'identification du comportement mais seulement sa validation. Nous avons donc interpolé les valeurs des paramètres pour ces températures et comparé la simulation du modèle avec ces valeurs de paramètres et les courbes de traction.

Pour 383K, la saturation est trop rapide mais la valeur de saturation est correcte ainsi que les propriétés élastiques (figure 4.45).

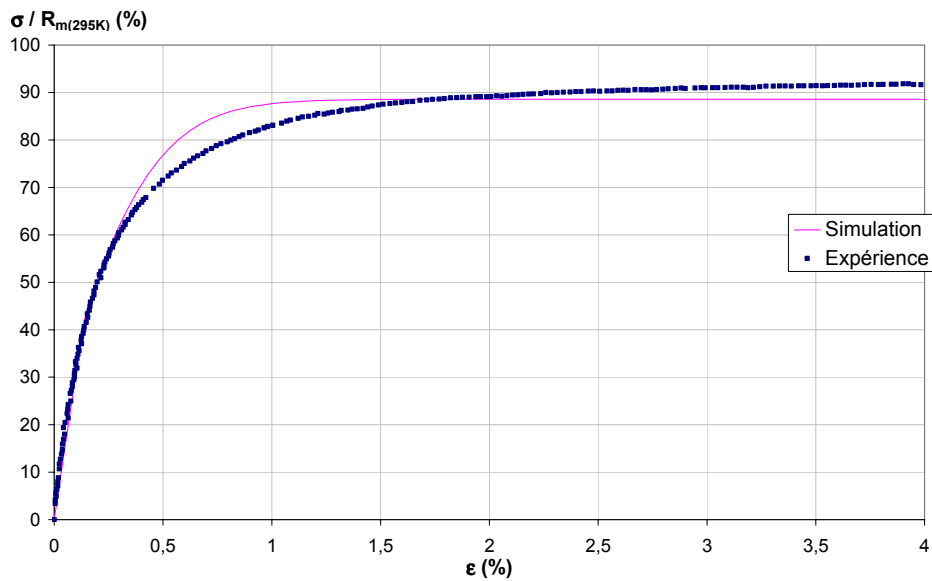


Figure 4.45. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur Ag-SnO₂ à 383K
Vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Il en est de même à 493K (figure 4.46).

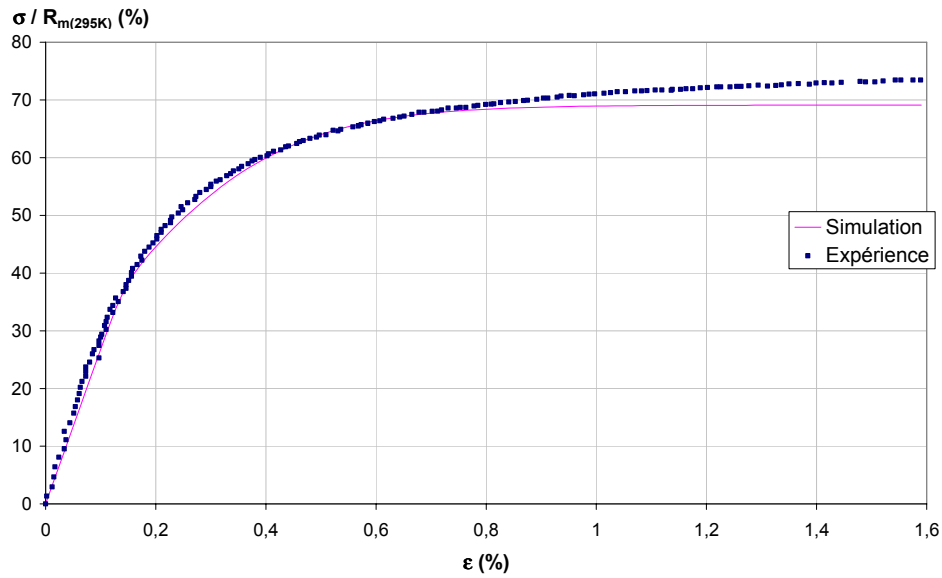


Figure 4.46. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur $Ag-SnO_2$ à 493K
Vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

Il manque aussi un deuxième écrouissage, plus lent, rendant l'effet de durcissement. Une optimisation du paramètre D (en maintenant le rapport C/D constant) ne nous a pas permis d'obtenir un meilleur accord.

A 703K, la valeur de saturation est acceptable même si la vitesse de saturation est trop importante (figure 4.47). De même, il n'a pas été possible d'obtenir mieux.

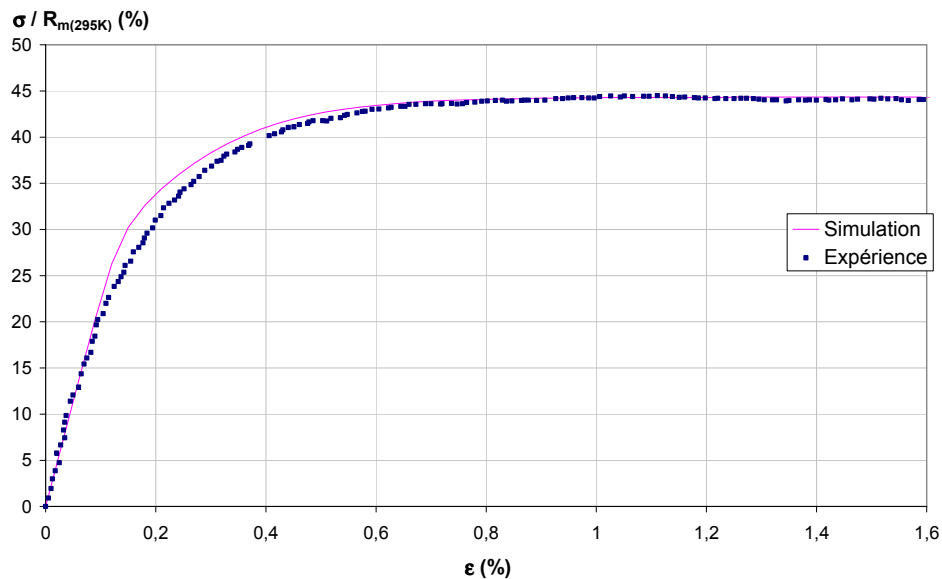


Figure 4.47. Corrélation entre l'essai simulé et l'essai de traction sur $Ag-SnO_2$ à 703K
Vitesse de déformation de $7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

Ces résultats auraient pu être améliorés en rendant le modèle plus complet, avec par exemple un double écrouissage. Nous avons opté pour un modèle qui globalement présente un accord acceptable avec l'expérience mais reste perfectible sur certains niveaux de déformations.

Le problème principal du calcul par éléments finis sera la gestion des très hautes températures et des fortes vitesses de déformation, domaine dans lequel les arcs vont mener les matériaux de contact. Nous avons donc simulé un chargement à haute vitesse et à haute température pour évaluer le comportement du modèle proche de ses limites.

4.4.3.3. Validation à haute vitesse et haute température

Avant d'implanter ces lois de comportement dans le calcul par éléments finis, nous avons dû les extrapoler à des températures différentes des températures des essais. Nous avons fait les choix suivants :

- Toutes les grandeurs homogènes à des contraintes (R_0 , C , K) sont très faibles pour le matériau fondu ;
- Le paramètre D est constant pour les températures supérieures à 493 K

E sera en fait une fonction affine de T , conformément aux études de CHANG et HIMMEL¹⁰⁹ sur l'argent pur.

La limite élastique d'un métal pur suit souvent une décroissance exponentielle en température. Cependant, dans notre cas, les niveaux de déformation correspondants sont suffisamment élevés pour rendre le matériau plastique. De plus, l'effet des particules d'oxyde sur la limite élastique est important et interdit l'utilisation de cette relation.

Le paramètre K est souvent considéré comme thermiquement activé et présente souvent un maximum à des températures de l'ordre de $T_f/2$. La décroissance de n est alors linéaire¹⁰⁴. Le modèle que nous proposons confirme cette perception.

Nous avons fixé D comme étant constant en température au-delà de 500K. Ceci est corrélé par les vitesses d'écrouissage observées pour des essais de traction à même vitesse et à différentes températures entre 493 et 813K. Les faibles valeurs de paramètre D avant 493K peuvent être dues à un effet de la température.

Le paramètre le plus important pour l'écrouissage est le rapport C/D indiquant la valeur à saturation de l'écrouissage en MPa. Celui-ci décroît de manière rapide avec la température et devient évanescent au-delà de 900K.

C est alors totalement défini. Il est constant jusqu'à 383K, ce qui peut s'expliquer par l'effet des contraintes résiduelles qui disparaissent à partir de 380K pour les composites à matrice argent¹¹⁰. Entre 383K et 813K, on a un régime transitoire caractérisé par l'effondrement de l'écrouissage et donc de C puis une stabilisation à de très faibles valeurs au-delà.

La figure 4.48 est l'application du modèle à très haute vitesse de déformation plastique (100 s^{-1}) correspondant aux conditions les plus extrêmes que l'on puisse trouver dans le calcul de structure.

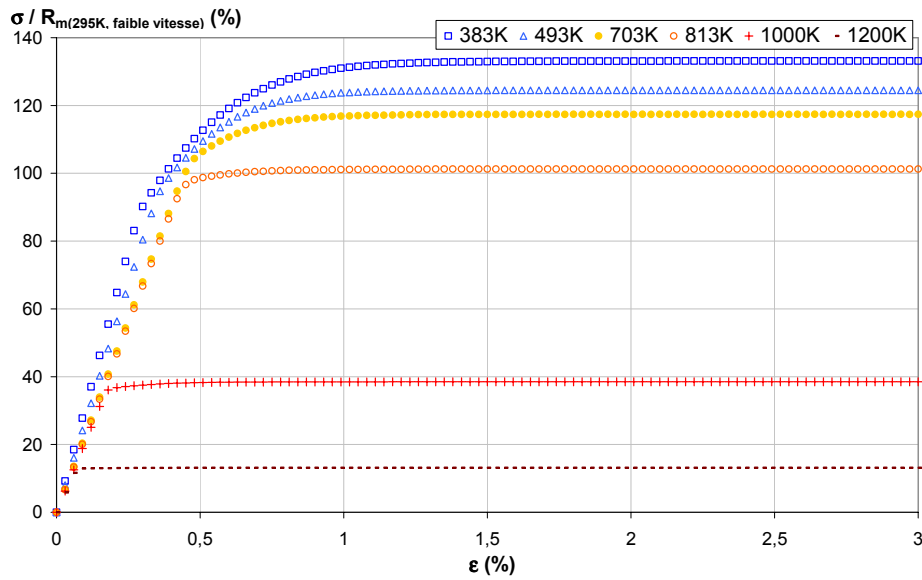


Figure 4.48. Courbes de traction à différentes températures.

Vitesse de déformation de 100 s^{-1} – contraintes normées par la résistance mécanique à l'ambiante et à une vitesse de déformation de 7.10^{-3} s^{-1} environ.

Elle permet de constater l'absence de minimum local en fonction du temps pour la contrainte maximale comme pour la variation de contrainte. L'utilisation d'une fonction sinh dans le critère d'écoulement nous permet d'obtenir des valeurs raisonnables de contrainte à haute vitesse. Le même calcul avec un modèle de Norton donne une contrainte maximale 50% plus élevée (figure 4.49).

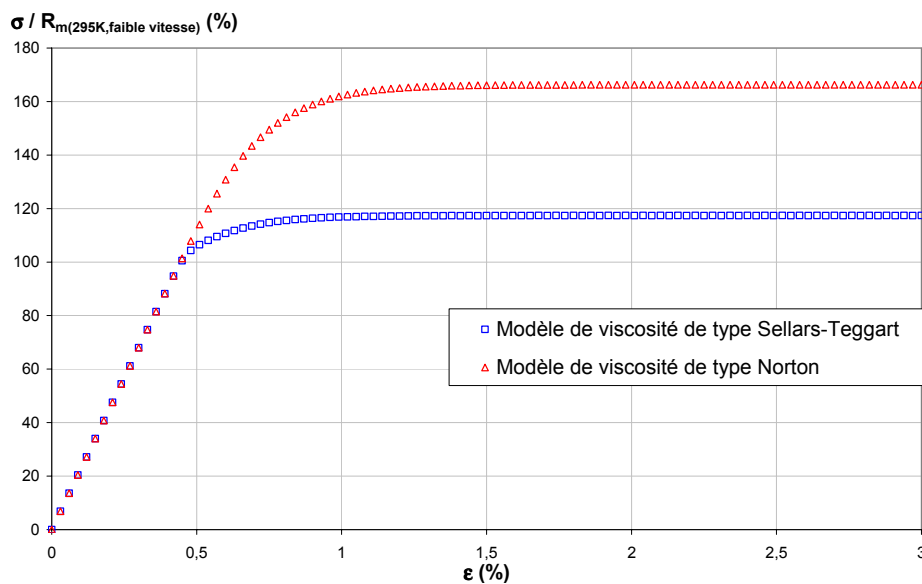


Figure 4.49. Effet du type de viscosité à haute vitesse sur les contraintes.

Essai de traction sur Ag-SnO_2 à 703K à 100 s^{-1} .

Ainsi, le modèle que nous avons identifié ne présente pas de comportement aberrant aux hautes vitesses et aux hautes températures.

Nous allons maintenant nous intéresser au comportement en fatigue du matériau.

4.5. Etude de la fissuration par fatigue de l'Ag-SnO₂

Les contacts électriques de contacteur effectuent généralement quelques dizaines de milliers de manœuvres en service. Beaucoup d'auteurs se sont intéressés à la fatigue de ces matériaux et particulièrement à la fissuration qui est à l'origine du dysfonctionnement des contacteurs et disjoncteurs. KANG et BRECHER¹¹¹ ont ainsi proposé une méthode issue de la mécanique linéaire de la rupture pour évaluer la concentration de contrainte K dans les contacts en Ag-SnO₂. Ils en ont déduit que K est 25-40% plus faible pour les fissures traversantes que pour les fissures de surface. Ils donnent aussi une interprétation de la température, de la déformation et de la contrainte au cours du temps pour une manœuvre. Cependant, ils ne proposent aucune méthode cumul de dommage.

LALANDE³⁶ a réalisé des essais de ténacité sur des éprouvettes entaillées SENPB en mode I à l'ambiante. Cependant, aucun essai n'a été réalisé à des températures plus importantes que l'ambiante.

Nous avons donc choisi de réaliser des essais de propagation de fissures par fatigue à différentes températures. Un cycle en charge est généré et permet à une fissure de se propager.

4.5.1. Propagation de fissures en plasticité confinée

4.5.1.1 Calcul de ΔK

L'analyse qui sera faite des résultats dépend du niveau de contrainte appliqué à l'éprouvette. Nous avons choisi de travailler en plasticité confinée : la contrainte est globalement inférieure à la limite élastique mais au niveau de l'entaille ou de la fissure, du fait de la présence d'une singularité, la contrainte locale dépasse la limite élastique. Une fissure unique de grande taille se propage avec une zone plastique à sa pointe. La vitesse de propagation de la fissure (da/dN) en régime stable est décrite en fonction de la longueur de l'ensemble entaille + fissure (a) ou de la variation du facteur d'intensité de contrainte du chargement cyclique appliqué (ΔK).

Le calcul de ΔK nécessite une mesure de complaisance.

Le taux de restitution d'énergie s'écrit¹¹¹ :

$$G = \frac{P^2}{2B} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right) \quad (4.25)$$

Avec C : complaisance,

P : pression appliquée ;

a : longueur de fissures,

B : épaisseur de l'éprouvette.

K est défini par :

$$K = \sqrt{\frac{E \cdot G}{1 - \nu^2}} \text{ en déformations planes} \quad (4.26)$$

$$K = \sqrt{EG} \text{ en contraintes planes} \quad (4.27)$$

Avec E : module d'Young,
 ν : coefficient de Poisson.

On peut écrire K sous la forme :

$$K = Y(a) \frac{P}{S} \sqrt{\pi a} \quad (4.28)$$

Avec $Y(a)$: facteur d'étalonnage donné par :

$$Y(a) = \sqrt{\frac{ES^2}{2\pi(1-\nu^2)} \frac{\partial C}{\partial a}} \quad (4.29)$$

Avec S : section de l'éprouvette :

$$S = B \times W \quad (4.30).$$

ΔK est alors défini par :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (4.29)$$

Pour un signal périodique simple, en supposant l'absence de fermeture, on obtient :

$$\Delta K = Y(a) \frac{P_{\max}(1-R_{\sigma})}{S} \sqrt{\pi a} \quad (4.32)$$

Avec R_{σ} : rapport de charge de l'essai cyclique défini par :

$$R_{\sigma} = \text{Min}(\sigma) / \text{Max}(\sigma) \quad (4.33)$$

Pour notre éprouvette à section rectangulaire et à entaille unique, le facteur d'étalonnage s'écrit¹¹³ :

$$Y(a) = 1,122 + 1,5 \frac{a}{W} \quad (4.34)$$

Avec a : longueur de la fissure,
 W : largeur de l'éprouvette.

Ce facteur est valable pour $a/W \leq 0,3$. Au-delà, il faut tenir compte de la flexion de l'éprouvette¹¹².

4.5.1.2. Rupture par fatigue

La relation de MANSON COFFIN¹⁰⁹ permet de prédire le nombre de cycles à rupture pour un essai réalisé à déformation totale imposée :

$$\Delta \varepsilon_{\text{in}}/2 = \varepsilon_f' (2N_f)^{-c} \quad (4.35)$$

avec : ε_f' : coefficient de ductilité en fatigue ;

N_f : nombre de cycles à rupture ;

ε_{in} : déformation inélastique.

RICE¹¹³ a postulé qu'une fissure ne se propage que si elle est ouverte. Lorsque la fissure ne se referme pas, l'amplitude de contrainte régissant la propagation de la fissure s'écrit :

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (4.36)$$

Avec σ_{\max} : contrainte maximale appliquée au cours du cycle,
 σ_{\min} : contrainte minimale appliquée au cours du cycle.

Si la fissure se referme au cours du chargement, $\Delta\sigma$ devient :

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\max} - \sigma_{\text{ouv}} \quad (4.37)$$

Avec σ_{ouv} : contrainte correspondant à l'ouverture de la fissure.

L'amplitude de contrainte est une grandeur macroscopique. On lui préfère souvent la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK qui permet de décrire l'état de contrainte élastique en pointe de fissure. Ce paramètre permet la comparaison du comportement en fissuration de deux fissures différentes. PARIS¹¹⁴ a montré expérimentalement que la vitesse de propagation de fissure est une fonction linéaire de ΔK dans un diagramme logarithmique pour la grande majorité des métaux dans une gamme assez étendue de vitesses ($10^{-8} - 10^{-4}$ cycles) :

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (4.38)$$

Avec C et m : paramètres du matériau (m généralement de l'ordre de 3 ou 4) ;

N : nombre de cycles ;

A : longueur de fissure.

Au-delà du régime de propagation stable, la vitesse de propagation augmente plus rapidement à cause de K_{\max} qui s'approche de la ténacité K_{IC} . On lui préfère alors le modèle de FORMAN¹¹⁵ qui prend en compte l'effet de la ténacité :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot \Delta K^m}{\Delta K_c - \Delta K} = \frac{C}{(1-R)K_c} \frac{\Delta K^m}{\left[1 - \frac{K_m}{K_c}\right]} \quad (4.39)$$

On retrouve au numérateur la loi de Paris.

Il est possible aussi de tenir compte du seuil de non-fissuration K_{th} ¹¹⁶ :

$$\frac{da}{dN} = C_2 \left(\frac{K_m \frac{1-R}{1-mR} - K_{th}}{K_{Ic} - K_m} \right)^{\eta_2} \quad (4.40)$$

Avec m : coefficient (de l'ordre de 0,5)

C_2 et η_2 : paramètres du matériau.

Cependant, cette formulation est d'un emploi difficile en raison du coefficient m .

4.5.1.3. Effet de la température

RICE ¹¹³ a donné une explication de la loi de PARIS en supposant que la vitesse de propagation de la fissure était proportionnelle au rayon de la zone plastique r_p . Celui – ci est donné dans un modèle de Dugdale-Barenblatt par :

$$r_p = \frac{\pi K^2}{8 \sigma_0^2} \quad (4.41)$$

avec : σ_0 : limite élastique

Le domaine de la loi de Paris correspond approximativement à une taille de zone plastifiée supérieure à une échelle microstructurale comme la taille de grain. Il est alors possible de normer la loi de Paris ou de Forman par le rayon de la zone plastique pour obtenir l'effet de la température sur la propagation de la fissure. Dans le domaine de vitesse de $10^{-6} - 10^{-3}$ m/cycles, on tient souvent compte de l'effet du COD pour la loi de Paris par :

$$\frac{da}{dN} = C(\text{COD})^m \quad (4.42)$$

avec : COD : déplacement à fond de fissure cyclique défini par :

$$\text{COD} = \Delta K^2 / E\sigma_0 \quad (4.43)$$

On est tenté de normer la vitesse par le COD dans l'expression de Forman pour rendre compte de l'effet de la température et de rendre l'équation dimensionnellement correcte. On obtient alors :

$$\frac{\left(\frac{da}{dN}\right)}{b} = \frac{C}{(1-R) \frac{K_c}{\sqrt{E\sigma_0 b}}} \left(\frac{\text{COD}}{b}\right)^m \frac{1}{1 - \frac{Km}{Kc}} \quad (4.44)$$

Avec b : vecteur de Burgers.

Les résultats de la littérature montrent que le facteur qui normalise le mieux les variations d'un matériau à l'autre est : $\Delta K / E$. Cela revient à raisonner comme si E et σ_0 évoluaient de la même manière avec la température et donc à proposer l'équation empirique :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^m \quad (4.45)$$

Avec m proche de 4 et C une constante dans le repère de la loi de Paris.

L'équation dimensionnellement correcte est donc :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{b}} \right)^{2m} \quad (4.46)$$

Avec b : vecteur de Burgers

Il est alors possible, selon le même principe de proposer une évolution avec la température de la loi de Forman :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{b} \frac{\left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{b}}\right)^{2m}}{(1-R)\frac{K_c}{E\sqrt{b}} - 1 - \frac{K_m}{K_c}} \quad (4.47)$$

4.5.2. Dispositif expérimental

La géométrie des éprouvettes est présentée à la figure 4.50.

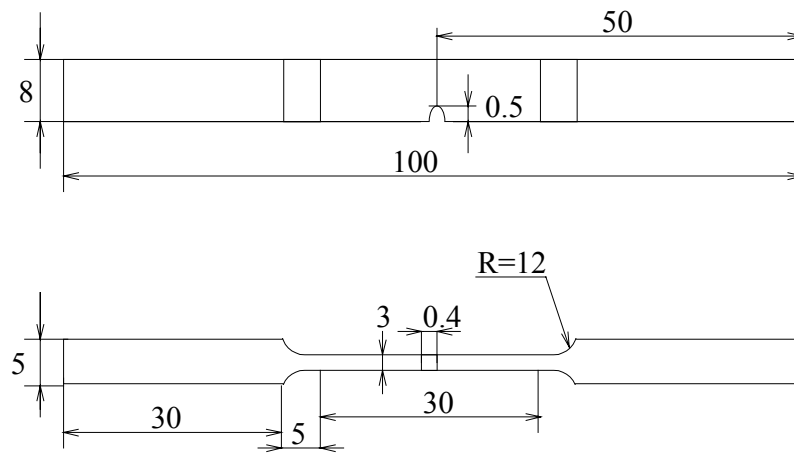


Figure 4.50. Géométrie des éprouvettes de fatigue

Elles se composent d'une zone utile parallélépipédique et des congés permettant de concentrer les contraintes dans la partie centrale. Elles sont utilisées pour la caractérisation des fissures courtes. Les fissures générées sont bidimensionnelles : le calcul de K en est simplifié. Elles présentent l'avantage, contrairement aux éprouvettes compactes de tension, généralement utilisées, de pouvoir être usinées dans des lopins identiques à ceux utilisés pour les essais de traction. Nous avons eu les mêmes difficultés concernant les talons que pour les têtes d'amarrage des éprouvettes de traction. Nous avons essayé d'entailler les éprouvettes par électroérosion afin d'avoir un fond d'entaille circulaire et donc rendre la concentration de contrainte plus homogène. Malheureusement, l'Ag-SnO₂ est un excellent conducteur électrique et la présence d'oxyde à sa surface exacerbe les effets de l'érosion sur le fil : la création de l'entaille est donc très difficile. Nous avons réalisé la majeure partie des essais avec des entailles en V présentant un angle à la base de 60°. Les éprouvettes ont été polies avec de la pâte diamantée jusqu'à un grain de 3 μm afin de supprimer les contraintes résiduelles dues à l'usinage.

Les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique SCHENK équipée d'un système de contrôle INSTRON 8800. Nous avons travaillé avec une fréquence en contrainte de 10 Hz du fait de la brièveté de l'arc électrique. Le rapport de charge R_σ , correspondant à la contrainte maximale divisée par la contrainte minimale en cours de cycle, était de 0,1 et le niveau de charge est réduit au fur et à mesure que la fissure croît de façon à minimiser la taille de la zone plastique en fond de fissure. Le signal était

sinusoïdal. La fissuration s'achève lorsque le rapport a/W (longueur de la fissure / largeur utile de l'éprouvette) atteint 0,3-0,4.

Les lignes d'amarrage par encastrement ont été alignées en utilisant la méthode du métal de Hood. L'asservissement en contrôle de charge a été ajusté sur un signal triangulaire de charge. L'éprouvette était remplacée par une réplique constituée du même matériau que les lignes.

Le suivi de la longueur de la fissure a été réalisé de deux façons :

- Une binoculaire a permis de mesurer la longueur de la fissure de part et d'autre de l'entaille. L'éprouvette est alors libre de contrainte, ce qui a pour conséquence de fermer la fissure et de rendre sa mesure délicate. De plus, le déchargement total de l'éprouvette à chaque interruption entraîne une surcharge de ΔK par rapport au ΔK appliqué au cours de l'essai à $R_\sigma = 0,1$. Il n'est pas possible de faire un essai à $R_\sigma = 0$ du fait de la géométrie de notre éprouvette ;
- Un dispositif de suivi électrique basé sur la méthode des potentiels (figure 4.51) : l'éprouvette est alimentée par un signal carré en intensité. Deux prises de potentiel permettent de définir une tension dépendant de la forme de l'éprouvette, des caractéristiques du matériau la composant et de la longueur de la fissure. Un étalonnage est donc nécessaire afin de relier la longueur de fissure à la tension. Le calcul de la tension V en fonction de la longueur de fissure a été réalisé par BAUDIN et POLICELLA¹¹⁶. Les mesures de complaisance¹¹¹ au moyen d'un extensomètre permettent le calcul de ΔK .

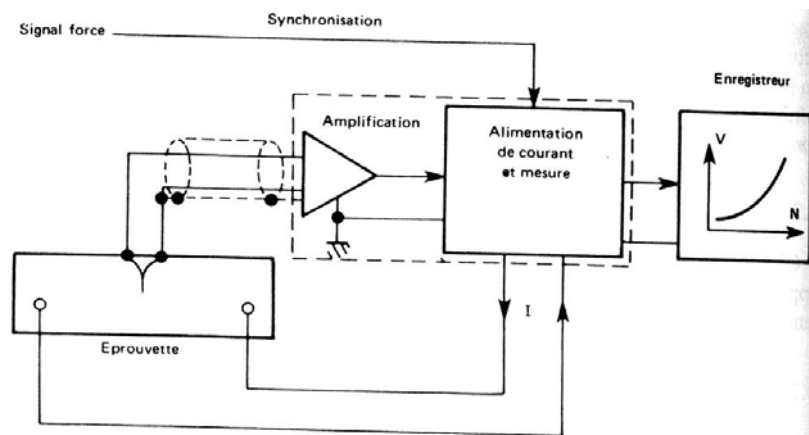


Figure 4.51. Principe du suiveur de fissures

Le suivi optique permet de vérifier le bon étalonnage du dispositif de suivi électrique. Cependant, l'Ag-SnO₂ ayant de bonnes capacités antisoudure, il nous a été impossible de souder des prises de potentiel. Nous avons alors élaboré un dispositif permettant un contact mécanique des prises de potentiel sur l'éprouvette. Un écrou percé et taraudé permettait le passage d'une vis qui assurait le contact physique avec l'éprouvette. Des mesures de résistance de l'ensemble nous ont permis de constater que la vis doit avoir une pointe de touche la plus fine possible. Nous avons aussi vérifié le fonctionnement du dispositif en faisant une entaille se propageant dans un morceau de lopin ayant les

mêmes dimensions que les éprouvettes. La très bonne conductivité thermique du matériau rend la mesure électrique délicate. Les prises de potentiel, pour un résultat le plus précis possible, doivent se trouver à environ 0,5 mm de l'entaille. Cette méthode nécessite cependant un arrêt de l'essai pour vérifier l'absence de dérive du système électrique par rapport aux mesures de surface.

La régulation en température est faite à partir de thermocouples Chromel-Alumel bloqués mécaniquement dans le dispositif de pointes de touches.

Une des difficultés de ce type d'essai est d'obtenir une fissuration dans le plan perpendiculaire à l'axe de traction. Si ce n'est pas le cas, elle va se propager plus vite d'un côté que de l'autre. On corrige alors l'orientation de l'ensemble lignes d'amarrage et éprouvette en insérant des cales d'épaisseur étalonnée entre les lignes et la machine d'essai.

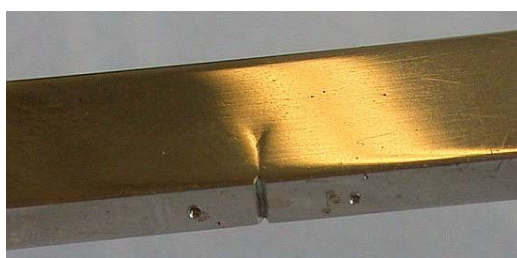
La vitesse de fissuration est une vitesse moyenne obtenue sur un intervalle de cycles tel que la longueur de la fissure ait augmenté d'une valeur suffisante pour être mesurée avec précision.

4.5.3. Essais de propagation de fissures de fatigue sur l'argent pur

Nous avons d'abord procédé à des essais sur des éprouvettes d'argent pur à l'ambiante. Nous avons exploré des gammes de contrainte maximales comprises entre 1 et 10% de la limite élastique du matériau. Nous n'avons pas détecté de fissuration. Nous n'avons pas pu faire d'essai de fissuration à des contraintes inférieures à 1% du fait du temps d'essai nécessaire.

4.5.4. Essais de propagation de fissures de fatigue sur l'argent – oxyde d'étain

La photographie 4.52 représente une éprouvette d'Ag-SnO₂ après essai. On distingue la fissure et les zones plastiques en pointe de fissure ainsi que les zones d'implantation du capteur de potentiel électrique. Le montage ne permettait de prise de mesure plus rapprochée de l'entaille.



Photographie 4.52. *Vue macroscopique d'une fissure dans l'Ag-SnO₂ 12% après un essai de propagation de fissure.*

La figure 4.53 représente l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles. La fissure s'amorce et se propage à faible vitesse jusqu'à 10 000 cycles. La propagation est ensuite régulière avant de devenir très rapide et instable. Ainsi, la fissure croît de la même longueur au cours des 695 derniers cycles qu'au cours des 14 000 cycles précédents. Si nous avons continué l'essai,

l'éprouvette aurait été rompue en flexion en quelques cycles. On constate que la longueur de fissure mesurée par le moyen optique est très proche de celle mesurée par la méthode des potentiels.

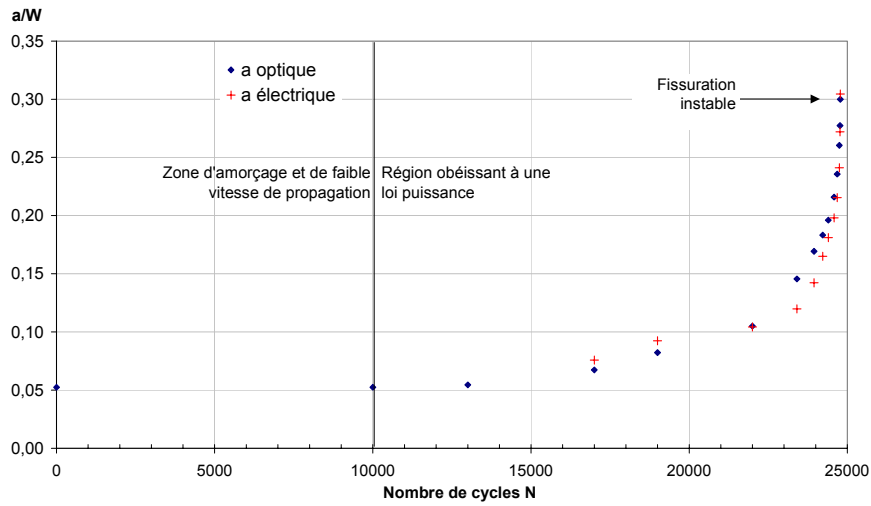


Figure 4.53. Evolution temporelle de la longueur de la fissure

La courbe 4.54 présente l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte.

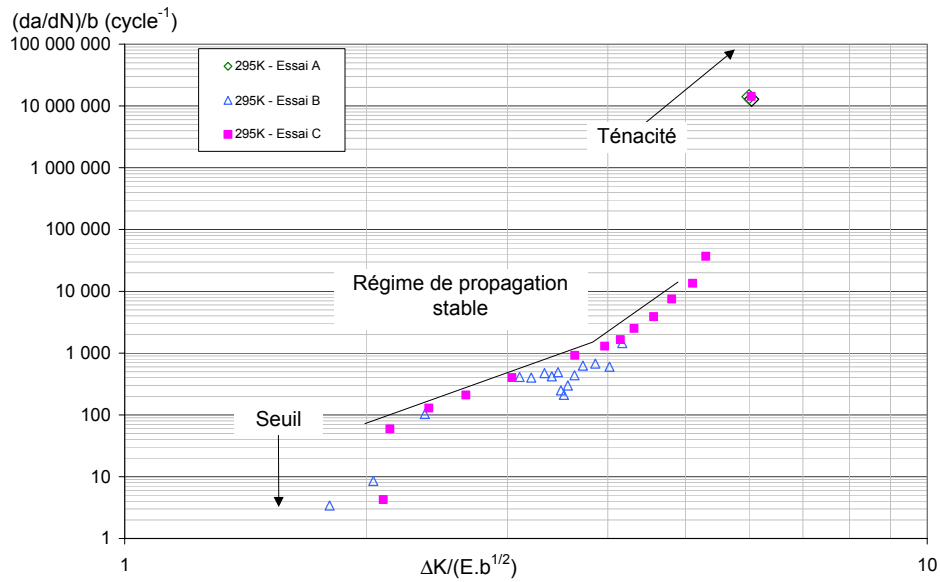
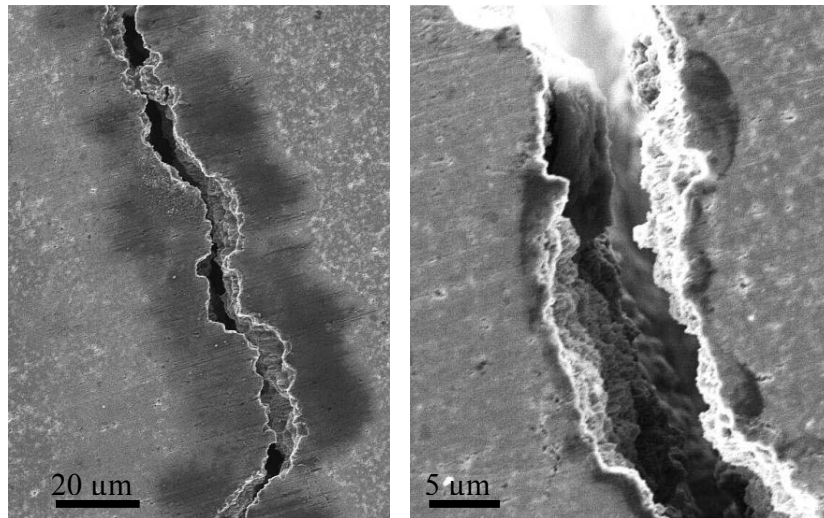


Figure 4.54. Courbe de fissuration pour l'Ag-SnO₂ 12% à l'ambiante

Elle permet de constater que la ténacité $\Delta K_c/(E.b^{1/2})$ est supérieure à 6, probablement de l'ordre de 7. Les ténacités $K_{Ic}/(Eb^{1/2})$ mesurées par LALANDE³⁶ sont comprises entre 5,2 et 8,6. Nos valeurs sont donc proches de celles de LALANDE³⁶. ΔK_{th} correspond à la variation du facteur d'intensité de contrainte de seuil. En dessous de $\Delta K_{th}/(Eb^{1/2})$, la fissure ne se propage pas. Il se situe à 1,5 environ. Entre les deux se trouve le régime de loi de puissance. Il est alors possible d'appliquer la loi de Paris.

Les micrographies 4.55 et 4.56 représentent les cotés des lèvres de la fissure en fin d'essai à deux grossissements différents. On distingue les bandes de glissement permanentes et le relief tourmenté des lèvres de la fissure.



Micrographies MEB 4.55. et 4.56. Fissure de fatigue dans l'Ag-SnO₂ à l'ambiante

Nous n'avons pas pu utiliser le suiveur de fissures à 593K. Le graphique 4.57 représente l'évolution de la longueur optique de la fissure en fonction du nombre de manœuvres pour une seule charge maximum imposée. La propagation de la fissure a commencé dès 500 cycles et l'éprouvette s'est rompue au bout de 3080 cycles. Le nombre de cycles à rupture a donc considérablement diminué. La fissure est très vite passée d'un mode de propagation stable à la rupture. Le nombre de cycles semble avoir peu d'effet sur la vitesse de propagation pour une large plage de valeurs. La longueur de la fissure varie linéairement avec le nombre de cycles.

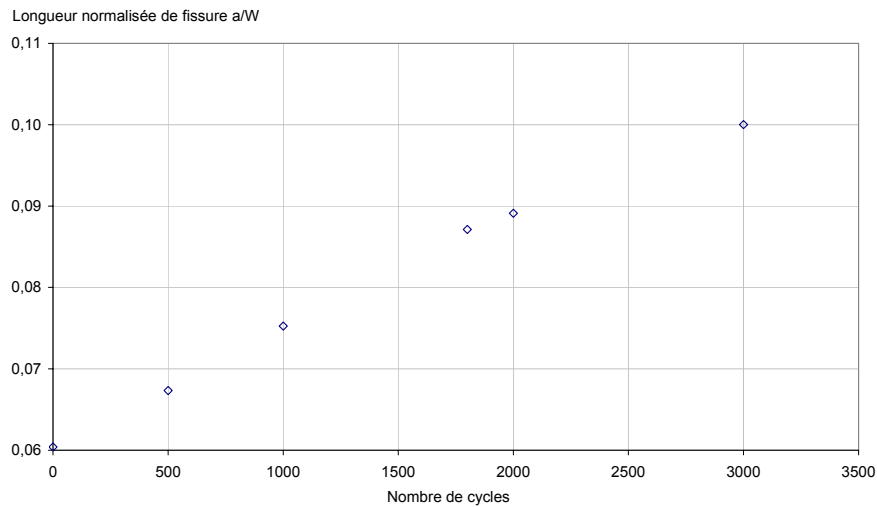


Figure 4.57. Evolution de la longueur d'une fissure pour l'Ag-SnO₂ à 593K

Cependant, pour notre problème de fatigue, il s'avère fondamental de prendre en compte l'effet de la ténacité et l'effet de la température. Nous avons choisi un modèle de FORMAN. Nous avons aussi décidé de normer les paramètres obtenus à l'ambiante par un paramètre de comportement dépendant de la température et d'utiliser les essais réalisés à haute température comme guide de choix. La normalisation par le COD (Crack Opening Displacement) de l'équation de Forman (équation 4.43) donne des vitesses de propagation de fissures supérieures à celles observées à 593K.

La confrontation entre le modèle issu de l'équation de Forman normée par E (équation 4.47) et la fissuration à l'ambiante est donnée à la figure 4.58.

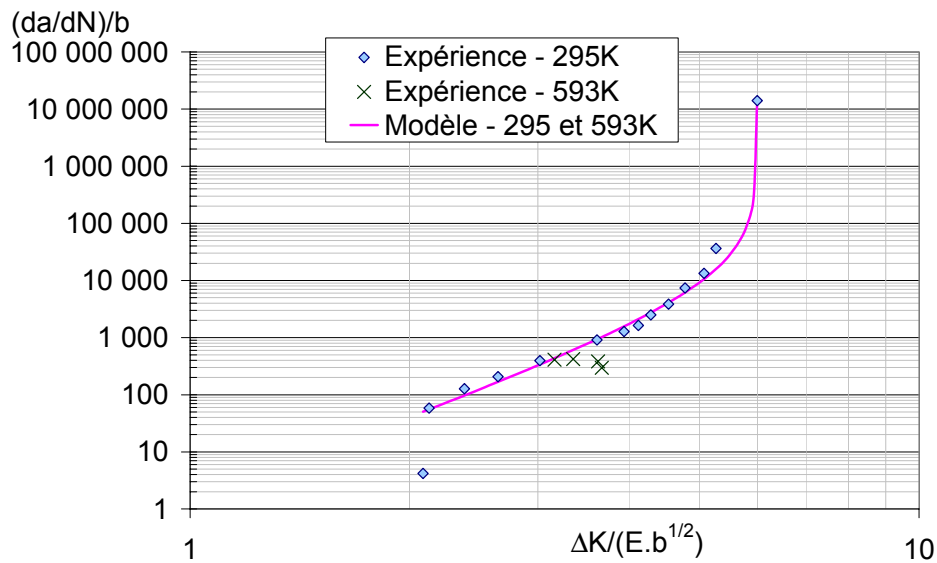


Figure 4.58. Corrélation entre expérience et modèle de fissuration pour Ag-SnO₂ 12% à l'ambiante et à haute température

L'accord est jugé satisfaisant.

A haute température, l'accord entre les valeurs expérimentales et les valeurs obtenues par le modèle est moins bon (figure 4.59).

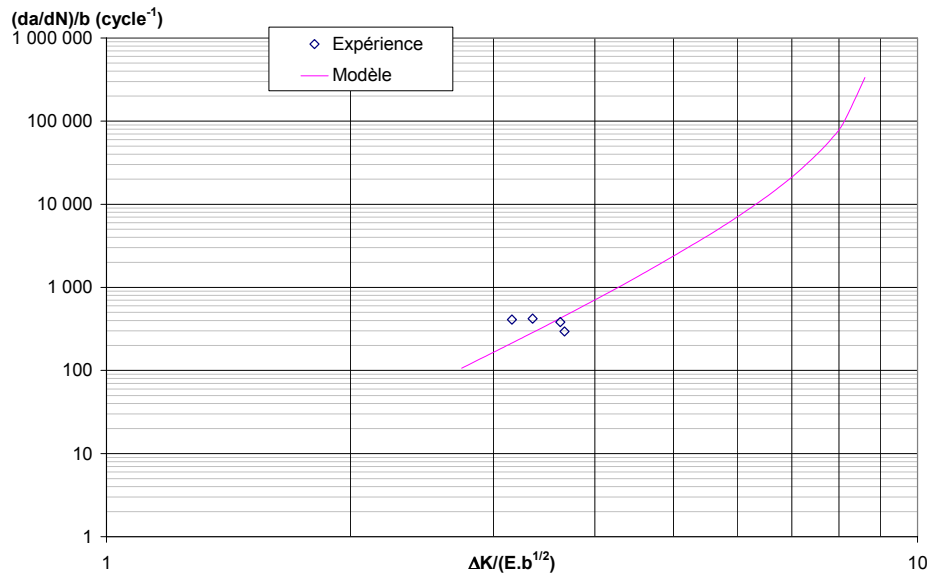


Figure 4.59. Corrélation entre expérience et modèle de fissuration pour Ag-SnO₂ 12% à 593K

Cependant, l'écart entre les valeurs est inférieur à un ordre de grandeur, ce qui est jugé acceptable. Il faudrait sans nul doute plusieurs courbes de fissuration à plusieurs températures pour avoir une idée de la qualité du modèle.

Conclusion du chapitre

Nous avons réalisé des essais de dilatation, de dureté, de traction, de relaxation et de propagation de fissures de fatigue en vue d'identifier un modèle de comportement thermomécanique de l'argent et de l'Ag-SnO₂.

Les valeurs de coefficient de dilatation linéique sont conformes à celles rencontrées dans la littérature.

Les essais de traction ont permis d'évaluer l'effet de la température sur les principales limites mécaniques macroscopiques de l'argent et de l'argent – oxyde d'étain. L'effet du renfort a ainsi pu être mis en évidence.

Les essais de relaxation ont pu mettre en évidence l'augmentation de viscosité provoquée par l'ajout de SnO₂ dans l'argent. L'effet de la température sur la relaxation a pu être mis en évidence.

Nous avons alors identifié un modèle de comportement mécanique doté d'une déformation élastique linéaire, d'une limite élastique, d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'une viscosité de type Sellars-Teggart pour les températures pour lesquelles nous disposions d'essais mécaniques. Nous avons alors extrapolé ce comportement aux hautes vitesses et aux hautes températures.

Pour la fatigue, nous avons réalisé des essais de fissuration à l'ambiante qui nous ont permis d'identifier les valeurs de facteur d'intensité de contrainte seuil et de ténacité ainsi qu'un modèle simple de description de la fissuration. Un essai à plus haute température, utilisé comme guide de choix nous a permis de vérifier la validité du modèle.

Nous allons maintenant mettre en place une simulation thermique d'une pastille de contact électrique.

Bibliographie du chapitre 4

- ⁹⁸ Site Internet : www.matweb.com
- ⁹⁹ SAMSONOV G.V., The Oxide handbook, IFI/ Plenum, p127
- ¹⁰⁰ Essais réalisés par Sybille PASTRE à l'Ecole de Chimie de Lille en 2004
- ¹⁰¹ COXE C.D., McDONALD A.S., SISTARE G.H., RETI A.M., Metals Handbok, 10th Ed. vol 2, American Society for Testing and Materials, 1990
- ¹⁰² FECHANT L., Les matériaux pour contacts massifs, in : Le contact électrique : phénomènes physiques et matériaux, éd. L. FECHANT, Hermès, 1996
- ¹⁰³ JOHNSON A. A., VON FRAUNHOFER J.A., Metals Handbook Desk Edition, American Society for Testing and Materials, 1985
- ¹⁰⁴ GUETAZ V. , Caractérisation des propriétés mécaniques en température d'un composite base argent renforcé par des particules d'oxydes, rapport D.E.A. I.N.P.G. Grenoble, 1998
- ¹⁰⁵ HADDAR N., Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme, Thèse., Ecole des Mines de Paris, 2003
- ¹⁰⁶ GENTIL-SAGOT A., amélioration de la tenue au fluage d'un alliage d'argent (AIC) par introduction d'une dispersion d'oxydes. Elaboration par métallurgie des poudres, Thèse, Ecole des Mines de Paris, 1999.
- ¹⁰⁷ MILLBERG I.S., The search for ductile ceramics, Journal of Materials, 39, (11), 1987
- ¹⁰⁸ CHABOCHE J.L., LEMAITRE J., Mécanique des matériaux solides, Ed. Dunod, 2^{ème} édition, 1996
- ¹⁰⁹ CHANG Y.A., HIMMEL L., Temperature dependance of the elastic constants of Cu, Ag and Au above room temperature, Journal of Applied Physics, 37, (9), pp3567-3572, 1966
- ¹¹⁰ CHANG S.Y., LIN S.J., FLEMINGS M.C., Thermal expansion behavior of silver matrix composites, Metallurgical and Material transactions A, 31, pp291-298, 2000
- ¹¹¹ KANG, S.; BRECHER, C , Cracking mechanisms in Ag-SnO2 contact materials and their role in the erosion process, in : Electrical Contacts 1988, Proceedings of the Thirty Fourth Meeting of the IEEE Holm Conference on electrical contact, p37 – 46, 1988
- ¹¹² REMY L., DEFRESNE A., SONIAK F., Propagation des microfissures de fatigue, In : Colloque de métallurgie de Saclay, 6, (20-21), pp310-314, 1989
- ¹¹³ RICE J.R., Journal of Applied Mechanics (Trans ASME), 35, pp379-386, 1968

¹¹⁴ PARIS P.C. & ERDOGAN F., Journal of Basic Engineering (Trans ASME), series D, 85, pp528-534, 1963

¹¹⁵ FORMAN R.G., KEARNEY V.E., AND ENGLE R.M., Numerical Analysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure, Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. D89, No. 3, pp. 459-464, 1967

¹¹⁶ BAUDIN G., POLICELLA H., A new method of electric measurement of crack length, La Recherche Aérospatiale, Bull. Bimestriel (Paris) no.1978-4, p.195-203, Jul.-Aug. 1978

CHAPITRE 5
EVOLUTION DU CHAMP DE TEMPERATURES
DANS UN CONTACT
SOUMIS A UN ARC ELECTRIQUE :
APPROCHES ANALYTIQUES ET NUMERIQUES

Evolution du champ de températures dans un contact soumis à un arc électrique : approches analytiques et numériques

Introduction	165
5.1. Modèles analytiques et numériques.....	166
5.1.1. Bilan d'énergie et équation de la chaleur	166
5.1.2. Modèles numériques de résolution de l'équation de la chaleur	168
5.1.3. Modèle analytique couplé	171
5.1.4. Modèles numériques couplés	175
5.2. Mise en place de la simulation thermique d'un contact soumis à un arc électrique	179
5.2.1. Hypothèses, conditions aux limites et conditions de chargement.....	180
5.2.2. Géométrie et maillage	182
5.2.3. Méthodes de résolution	184
5.2.4. Paramètres thermophysiques.....	185
5.2.5. Validation du code de calcul	187
5.3. Résultats	188
5.3.1. Effet des paramètres sur le calcul à grand nombre de cycles.....	188
5.3.2. Champ de température au cours d'un cycle	193
5.3.3. Evolution spatiale de la température au cours d'un cycle.....	195
5.3.4. Influence du chargement thermique et des paramètres thermophysiques sur le champ de température pour un cycle	197
5.4. Vers une approche thermomécanique	200

Table des illustrations

Figure 5.1. Bilan en flux de chaleur dans une électrode.....	167
Figures 5.2 et 5.3. Isothermes pour un contact en Ag sous 100A pour l'anode et la cathode (d'après LEFORT et al ¹¹⁸).....	169
Figure 5.4. Isothermes dans le cuivre (d'après DEVAUTOUR ¹²¹).....	171
Figure 5.5. Mouvements convectifs du bain fondu et la densité d'énergie	173
Figure 5.6. Courbes isovaleurs de température dans le cuivre (d'après GONZALEZ ¹²³).....	176
Figure 5.7. Répartition temporelle du flux d'énergie sous les trois phases (d'après LEFORT)	177
Figure 5.8. Présentation du modèle	179
Figure 5.9. Evolution de la densité d'énergie en fonction du temps	181
Figure 5.10. Schéma du maillage utilisé et conditions aux limites	183
Figure 5.11. Effet de la variation d'émissivité sur le calcul des températures	189
Figure 5.12. Effet du paramètre convectif h sur la réponse transitoire et la réponse finale	190
Figure 5.13. Effet de la densité de puissance sur la réponse transitoire et la réponse finale	190
Figure 5.14. Effet de la période sur la réponse transitoire et la réponse finale.....	191
Figure 5.15. Température d'un point éloigné de l'arc électrique : confrontation simulation expérience pour les régimes transitoires.....	192
Figure 5.16. Effet de la conductivité sur la réponse transitoire et la réponse finale.....	192
Figure 5.17. Effet de la capacité calorifique volumique sur la réponse transitoire et la réponse finale	193
Figure 5.18. Evolution du champ de température au cours d'un cycle	194
Figure 5.19. Répartition spatiale de la température en surface.....	195
Figure 5.20. Evolution de la température et de la contrainte avant et pendant l'arc ainsi que lors de l'extinction de l'arc et après le refroidissement (d'après KANG & BRECHER ⁹²).....	196
Figure 5.21. Influence de la densité de puissance sur l'évolution spatiale de la température	197
Figure 5.22. Influence de h sur le profil en température en surface	198
Figure 5.23. Influence de ϵ sur le profil en température en surface	198

Introduction

Ce chapitre a pour objectif de proposer une simulation thermique du contact électrique permettant par la suite l'application d'un modèle de comportement mécanique (figure 5.1).

Une description détaillée du modèle thermomécanique est faite au chapitre 6. Le chapitre précédent nous a permis de mettre en place les outils nécessaires à la création de ce modèle. Nous allons donc, après une étude bibliographique des différents modèles proposés dans la littérature, présenter notre simulation numérique par éléments finis permettant d'accéder aux cartes thermiques du matériau lors de l'application d'un arc électrique.

Après une présentation du maillage et de la mise en données, nous détaillerons les résultats obtenus avec le calcul thermique seul.

5.1. Modèles analytiques et numériques

5.1.1. Bilan d'énergie et équation de la chaleur

Les contacts électriques sont le siège de phénomènes complexes : un bilan d'énergie est donc nécessaire. La résolution du problème direct se fait sur l'équation de la chaleur (pour un problème sans transformation de phase)¹¹⁷:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\lambda \cdot \vec{\text{Grad}}T) \quad (5.1)$$

Avec ρ : masse volumique du matériau ;

C_p : capacité calorifique massique ;

T : température

λ : conductivité thermique.

Si on considère λ indépendant de la température, il vient :

$$\Delta T - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (5.2)$$

Avec a : diffusivité du matériau donnée par :

$$a = \lambda / \rho C_p. \quad (5.3)$$

Cette équation peut être résolue analytiquement mais ne prend pas en compte les flux radiatifs, les termes de changement d'état et les flux de changement de phase du matériau ainsi que la géométrie du problème considéré.

KADANI¹¹⁸ propose l'équation de conservation de l'énergie à l'interface d'une électrode, en négligeant les transferts radiaux d'énergie :

$$\left[-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right]_{mat} = \left[-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right]_{plasma} + j_z \frac{5k}{2e} (T_{mat} - T_{plasma}) + j_z (\Phi_S + V_a) - L_{mat} \Phi_V \quad (5.4)$$

Avec λ : conductivité thermique ;

j_z : densité de courant suivant la direction z ;

T_{mat} : température dans l'électrode en surface ;

T_{plasma} : température dans le plasma en surface ;

Φ_s : Travail d'extraction anodique ;

V_a : chute anodique ;

L_{mat} : chaleur latente d'évaporation de l'anode ;

Φ_v : quantité de matière perdue par l'anode par vaporisation (érosion) ;

k : constante de Boltzmann ;

e : charge électrique élémentaire.

Les caractéristiques du bilan sont représentés à la figure 5.1.

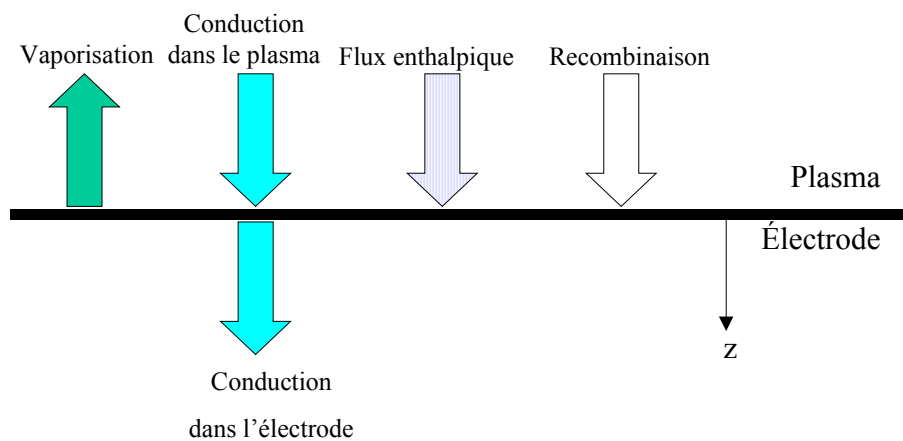


Figure 5.1. Bilan en flux de chaleur dans une électrode

Les propriétés thermophysiques sont indépendantes de la température. Les deux premiers termes sont des termes conductifs, le troisième terme traduit la différence d'enthalpie en surface entre l'électrode et le plasma, le quatrième terme présente l'énergie perdue par recombinaison des porteurs de charge

tandis que le dernier terme est lié à l'évaporation de l'électrode. Les termes radiatifs et convectifs sont considérés comme négligeables.

La complexité de l'équation rend difficile la détermination de solutions analytiques. La résolution se fait donc au moyen de méthodes numériques. Cette analyse ne tient pas compte des effets thermiques ou magnétiques sur le bain fondu comme la thermocapillarité (effet Marangoni) ou la mise en mouvement du bain de métal liquide par le champ magnétique (effet inductif).

5.1.2. Modèles numériques de résolution de l'équation de la chaleur

LEFORT *et al*¹⁹ ont proposé une résolution par éléments finis de l'équation de la chaleur en coordonnées cylindriques:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5.5)$$

Avec r : coordonnée radiale

T : température

a : diffusivité du matériau.

Le maillage proposé, à base carrée, est axisymétrique.

Le développement en séries de Taylor de la température au temps $(n+1)\Delta t$ s'écrit :

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{a \cdot \Delta t}{(\Delta z)^2} (T_{i+1,j}^n + T_{i-1,j}^n) + \frac{a \cdot \Delta t}{2j(\Delta r)^2} (2j+1)T_{i,j+1}^n + (2j-1)T_{i,j-1}^n + \left(1 - \frac{2a \cdot \Delta t}{(\Delta z)^2} - \frac{2a \cdot \Delta t}{(\Delta r)^2}\right) T_{i,j}^n \quad (5.6)$$

avec : n : incrément temporel ;

i : numéro de nœuds selon les axes Z ;

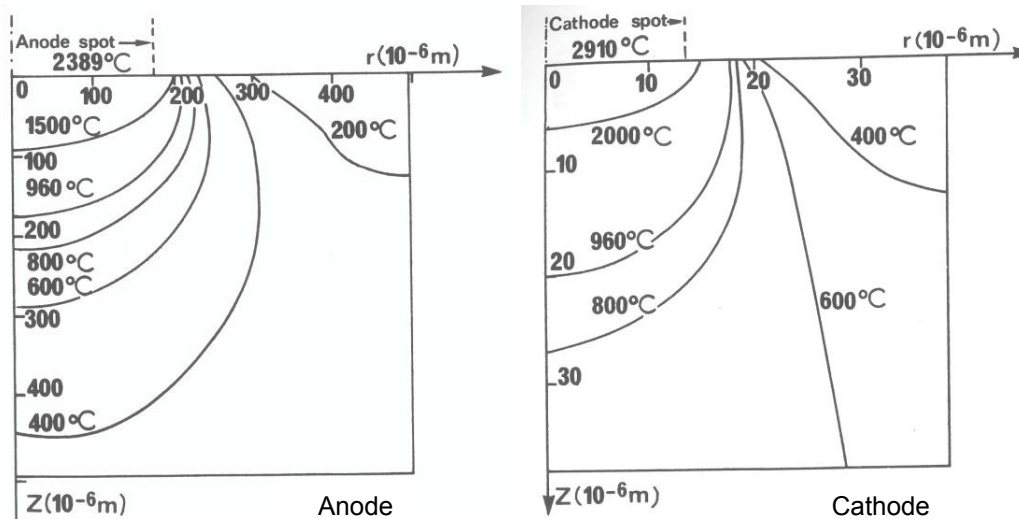
j : numéro de nœuds selon l'axe r , dans un système axisymétrique ($j \neq 0$) ;

Δr : distances entre deux nœuds suivant l'axe r ;

Δz : distances entre deux nœuds suivant l'axe z .

La température est imposée dans le pied d'arc tandis que la température du reste de la surface de l'électrode est 298K.

Les figures 5.2 et 5.3 correspondent aux isothermes obtenues pour un courant de 100A dans un contact en argent pur par LEFORT *et al*¹¹⁸.



Figures 5.2 et 5.3. Isothermes pour un contact en Ag sous 100A pour l'anode et la cathode (d'après LEFORT *et al*¹¹⁸)

La zone fondue atteint 20 μm de profondeur et 18 μm de rayon pour la cathode. Elle atteint 170 μm de profondeur et 160 μm de rayon pour l'anode alors que l'anode a une température plus faible.

Ce modèle numérique décrit bien le comportement de l'arc à l'anode en raison de la forme régulière de la zone d'impact de l'arc unique. La cathode est généralement composée d'un ensemble de sites émissifs rapprochés : le modèle physique ne prenant pas en compte ce fait, l'interprétation des résultats est dès lors plus délicate, surtout pour des durées d'arc supérieures à 10 ms.

BENZERGA¹²⁰ a proposé un modèle simple de résolution de l'équation de la chaleur dans le cas d'un matériau présentant des propriétés thermophysiques dépendant de la température. Il a ainsi pu réduire le problème 2D de transfert d'énergie à l'électrode à un problème 1D en supposant que le transfert se fait à partir d'une demi-sphère. Cette modélisation permet d'obtenir un bon ordre de grandeur des rayons de zone fondue et de zone évaporée. Cependant, le flux de chaleur apporté par l'arc en surface diminue dans la phase d'ablation : le passage à un calcul 2D est dès lors obligatoire.

La modélisation proposée par DEVAUTOUR¹²¹ est basée sur un maillage axisymétrique 2D. L'arc est considéré comme une densité de flux d'énergie apportée au matériau pur sur une partie de sa surface. La distribution spatiale de cette densité d'énergie n'est pas précisée mais la densité d'énergie injectée est inférieure à 5.10^{10} W/m². La diffusivité est dépendante de la température mais la dilatation thermique est négligée. Enfin, les bords verticaux ne voient aucun transfert d'énergie et le fond de la pastille a une température imposée. Les mouvements de liquide sont négligés (pour ne pas avoir à résoudre l'équation de Navier-Stokes) ainsi que les effets de la thermoconduction et de la viscosité du matériau.

L'équation obtenue est résolue en utilisant une méthode enthalpique :

$$\frac{\partial H(T)}{\partial t} = \text{div}(\lambda \cdot \vec{\nabla} T) + S \quad (5.7)$$

Avec H : enthalpie du matériau ;

S : termes de source (lié à l'effet Joule).

La discontinuité en température de la conductivité et de la capacité calorifique lors de la transition de phase pose de nombreux problèmes numériques. Cette difficulté est supprimée en supposant que la transition de phase se fait continûment sur un intervalle de température. L'enthalpie obtenue est donc linéaire par intervalle. La validation du modèle a été effectuée au moyen du problème de Dirichlet : deux températures T_1 et T_2 sont imposées sur deux faces opposées d'un solide telles que $T_1 < T_f < T_2$. Le solide fond : la solution analytique est donnée par CARSLAW & JAEGER¹²². L'écart entre la solution numérique et la solution analytique est de quelques pour cent.

Ce modèle s'applique aux matériaux purs comme le cuivre. Les résultats obtenus sont présentés sous forme de courbes isothermes pour le cuivre à la figure 5.4.

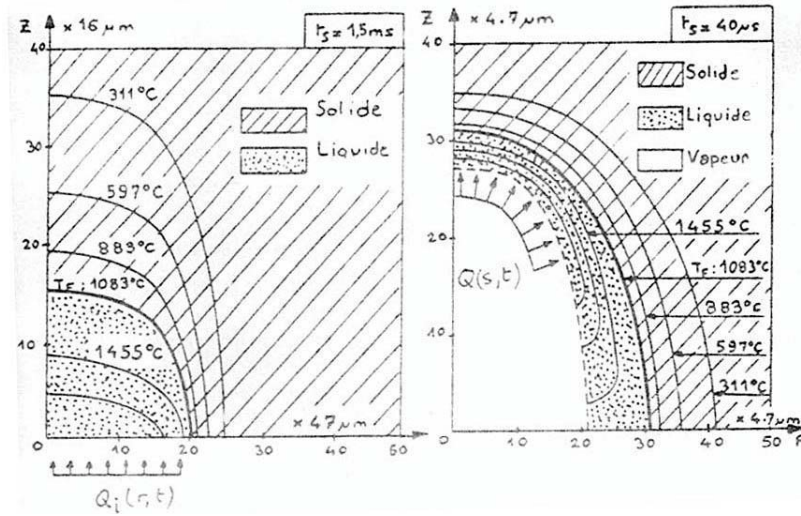


Figure 5.4. Isothermes dans le cuivre (d'après DEVAUTOUR¹²¹)

On constate que la forme des courbes isothermes est très proche de celles obtenues par LEFORT. Ce travail permet de constater que la densité de puissance est un paramètre très important. Il montre aussi que l'ajout de SnO₂ dans l'argent a pour effet d'augmenter la viscosité du bain fondu et rend donc l'éjection du métal plus difficile.

Ce modèle thermique par éléments finis ne permet pas d'obtenir l'état de contrainte du matériau au cours du cycle, de réaliser des calculs dans le cas de matériaux composites.

5.1.3. Modèle analytique couplé

KHARIN¹²³ a développé un modèle mathématique décrivant l'érosion de l'arc dans les contacts électriques, que ce soit par éjection de gouttelettes ou par perte de masse. Le problème est traité en coordonnées cylindriques. La densité de courant a une distribution spatiale donnée par :

$$j = j_0 e^{-\alpha r^2} \quad (5.8)$$

La description de l'érosion en phase liquide ou vapeur provient de l'équation du mouvement :

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} + \vec{V} \cdot \nabla \vec{V} = \frac{1}{\gamma_1} \nabla P + \nu \cdot \Delta \vec{V} + \vec{F} \quad (5.9)$$

Avec \vec{V} : vitesse des particules liquides ou gazeuses ;

P : pression appliquée par les particules liquides ou gazeuses ;

γ_1 : densité du liquide ;

ν_1 : viscosité du liquide ;

F : force électromagnétique.

Ainsi que des équations de conservation de l'énergie :

$$\nabla \vec{V} = \vec{0} \quad (5.10)$$

pour la partie fondue (notée 1) :

$$\gamma C \left(\frac{\partial T_1}{\partial t} + \vec{V} \cdot \vec{\nabla} T_1 \right) = \lambda_1^2 \Delta T_1 + q_{T1} + q_{j1} \quad (5.11)$$

Avec C : capacité calorifique ;

λ : conductivité thermique ;

q_{j1} : densité des sources de chaleurs par effet Joule.

q_{T1} : densité des sources de chaleur par effet Thomson régi par : $q_{Ti} = -\sigma_{Ti} \vec{j}_i \cdot \vec{\nabla} T_i$ (5.12) ;

σ_{Ti} : coefficient de Thomson ;

j_i : densité de courant de l'état i (liquide ou solide).

Pour la partie solide (notée 2), le déplacement des particules solides est négligé :

$$\gamma C \left(\frac{\partial T_2}{\partial t} \right) = \lambda_2^2 \Delta T_2 + q_{T2} + q_{j2} \quad (5.13)$$

En utilisant les équations de conservation de l'énergie à travers les interfaces ainsi que l'expression des forces de thermocapillarité, électromagnétiques et hydrodynamiques, il est possible de montrer que l'effet Marangoni joue un rôle fondamental pour l'éjection de gouttelettes liquides dans le cas d'une électrode de cuivre ou de tungstène pour des densités de courant de l'ordre de 10^7 A/m².

La figure 5.5 donne une représentation des mouvements convectifs du bain fondu et de la densité d'énergie.

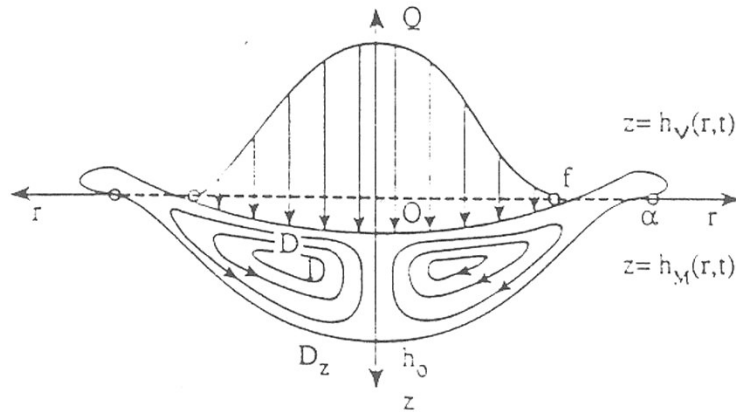


Figure 5.5. Mouvements convectifs du bain fondu et la densité d'énergie

La zone fondue D a un rayon a . Elle est délimitée par les courbes h_M et h_v et subit des mouvements convectifs sous l'effet de la pression des sources énergétiques $Q(r)$ (d'après KHARIN^[23])

L'érosion à l'état solide est décrite en faisant appel à l'équation de la chaleur avec un terme d'effet Joule. Le calcul des contraintes est réalisé en thermoélasticité en régime quasi statique. Les composantes principales du tenseur des contraintes sont alors :

$$\sigma_{rr} = -\frac{2E\alpha_0}{1-\mu} \frac{1}{r^3} \int_b^r x^2 T(x, t) dx \quad (5.14)$$

et

$$\sigma_{\psi\psi} = -\frac{\sigma_{rr}}{2} - \frac{E\alpha_0}{1-\mu} T(r, t) \quad (5.15)$$

Avec E : module d'Young ;

α_0 : coefficient de dilatation du matériau à l'ambiante ;

μ : coefficient de Poisson ;

r : coordonnée radiale ;

ψ : coordonnée angulaire ;

x : variable d'intégration ;

b : diamètre de l'arc (considéré comme sphérique) ;

Il est possible de décrire l'évolution des contraintes dans le matériau à l'état solide. La figure 5.6 donne l'évolution spatiale de cette contrainte.

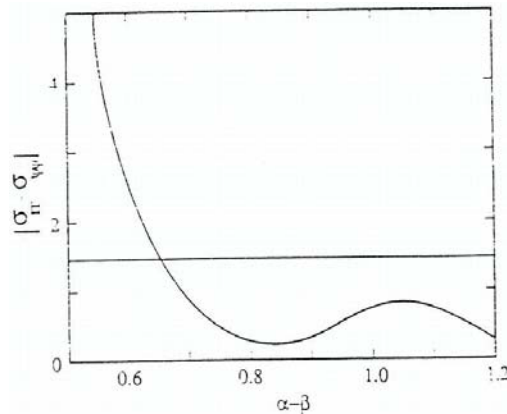


Figure 5.5. Evolution de la différence $\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}$ en fonction de $\alpha - \beta$ (d'après KHARIN¹²³)

Avec : α : rayon de la zone fondue. $\alpha = r / 2at^{1/2}$ (5.16) et β : rayon de conductivité idéale symbolisant le rayon de la tache. $\beta = b / 2at^{1/2}$ (5.17)

On constate que la décroissance de la contrainte avec l'augmentation de la distance au centre de l'électrode n'est pas monotone. Elle commence par décroître fortement jusqu'à atteindre un minimum puis elle remonte avant de rediminuer suivant un profil sinusoïdal amorti.

Ce modèle est, à notre connaissance, le seul reproduisant la chaîne complète des phénomènes mis en œuvres par le passage d'un arc électrique par la prise en compte des phénomènes électriques, thermiques, de mécanique des fluides et de mécanique du solide. Cependant, les paramètres thermophysiques sont indépendants de la température et la résolution est faite en thermoélasticité. Aucune validation expérimentale n'est proposée.

5.1.4. Modèles numériques couplés

LAGO et GONZALEZ¹²⁴ ont proposé une simulation du plasma d'arc et de l'anode en géométrie axisymétrique 2D au moyen du code de calcul commercial FLUENT¹²⁵. Les gaz plasmagènes peuvent être l'argon ou l'air. L'anode est en fer, en aluminium ou en cuivre.

L'anode est simulée au moyen d'un bilan d'énergie de type KADANI¹¹⁷ et d'un bilan de courant prenant en compte les conditions de flux (conduction, flux enthalpique et effet de la densité de courant) ainsi que la convection sur la surface libre de l'anode. La densité de courant et la densité d'énergie injectées à l'anode sont donc déterminées par le code de calcul d'après les caractéristiques du plasma. Les densités d'énergie sont cependant de l'ordre de 10^{11}W/m^2 . Tout en supposant l'anode indéformable, les auteurs ont pris en compte les chaleurs latentes de changement d'état.

L'arc est simulé en utilisant les équations de la magnéto-hydro-dynamique. Le plasma est supposé être un fluide Newtonien à l'équilibre thermodynamique local.

Le modèle a été validé avec les résultats expérimentaux de HSU *et al.*¹²⁶ ainsi qu'avec un dispositif expérimental d'arc transféré.

Les courbes isovaleurs de température obtenues dans le cuivre sont données à la figure 5.6.

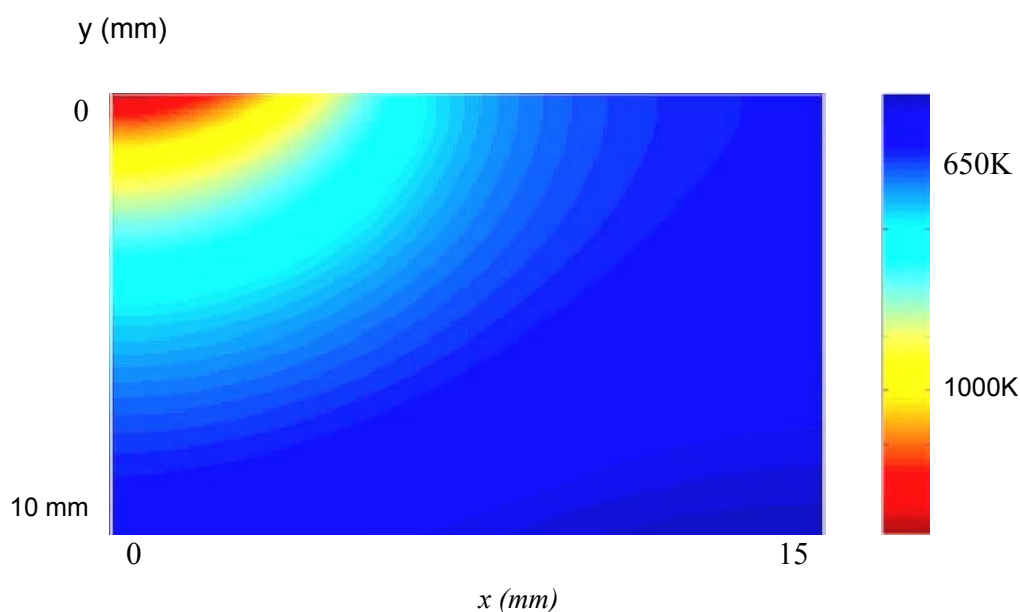


Figure 5.6. Courbes isovaleurs de température dans le cuivre (d'après GONZALEZ¹²³)

La température maximale atteinte est de l'ordre de la température de fusion du cuivre. Cependant, ce modèle ne prend pas en compte le comportement mécanique du matériau. De plus, le dispositif expérimental est refroidi de façon à ne pas atteindre la température de fusion de l'électrode.

LEFORT *et al.*¹²⁷ ont développé un modèle numérique 1D ou 2D thermique couplé avec une description de la physique du pied d'arc. Il permet la résolution du problème de Stefan avec ablation. L'effet des chutes de tension anodiques et cathodiques sur le bilan de puissance est pris en compte.

Il permet de constater que les trois phases de l'électrode n'évoluent pas de la même manière en fonction du temps : la fraction énergétique du solide décroît continûment tandis que la fraction énergétique de liquide admet une valeur maximale avant de laisser la place au gaz (figure 5.7).

% énergie par rapport à l'énergie totale injectée

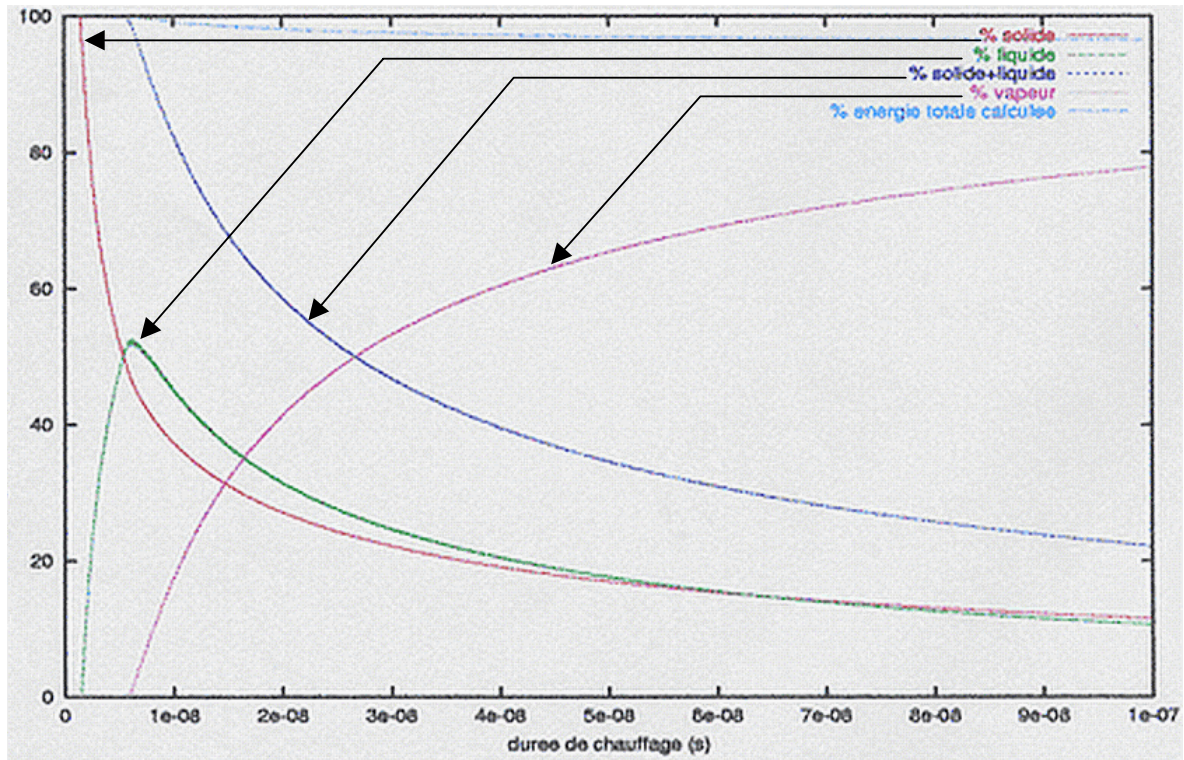


Figure 5.7. Répartition temporelle du flux d'énergie sous les trois phases (d'après LEFORT)

Flux total de chaleur de 10^{12} W/m² dans le cas d'une électrode de cuivre. Modèle 1D.

Enfin, les spots cathodiques sont très petits avec des densités de courant très fortes (environ 10^{11} A/m²).

Ce modèle permet d'avoir une connaissance fine des phénomènes thermiques rencontrés dans les électrodes.

La simulation numérique des contacts électriques souffre d'un double handicap : le faible nombre d'essais expérimentaux permettant la validation des résultats de calculs, d'une part et le caractère couplé des calculs, d'autre part. Ceux-ci font intervenir un grand nombre de disciplines de la physique (thermique, physique du pied d'arc, mécanique des fluides, électricité, mécanique des milieux continus). Si des modèles thermiques ou magnéto-hydrodynamiques existent, aucun modèle

thermomécanique satisfaisant n'a été trouvé. La mise en place d'un modèle thermomécanique est l'objectif du chapitre suivant.

5.2. Mise en place de la simulation thermique d'un contact soumis à un arc électrique

L'objectif de ce calcul numérique est d'accéder à l'état de contrainte dans le matériau et de prédire l'évolution de la propagation des fissures dans l'Ag-SnO₂ sous l'effet de l'impact de plusieurs arcs.

Etant donné la complexité des phénomènes mis en jeu, le calcul est entièrement numérique.

Nous avons d'abord choisi de ne traiter dans ce calcul que la partie thermomécanique du problème. Il se décompose comme suit : un flux d'énergie en surface du contact génère un gradient thermique. Celui-ci donne lieu à des déformations thermiques qui conduisent à l'apparition d'un champ de contraintes. Un calcul de fatigue thermique permet alors d'obtenir des vitesses de propagation de fissures (figure 5.8).

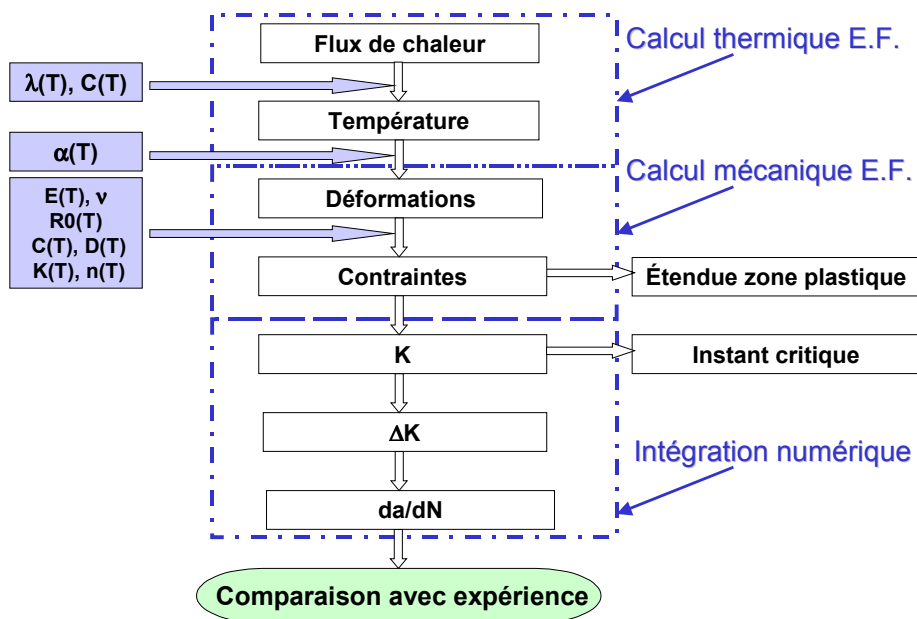


Figure 5.8. Présentation du modèle

Le calcul par éléments finis a été réalisé au moyen du code de calcul Zebulon 8.3. L'intégration numérique de la loi de propagation de fissure a été réalisée sous Microsoft Excel 2000.

La validation du calcul thermique se fera au moyen des relevés de température réalisés lors d'essais d'érosion électrique et de la mesure de la profondeur de la zone affectée par un arc. Ces deux résultats ont été présentés dans le chapitre 3.

5.2.1. Hypothèses, conditions aux limites et conditions de chargement

Les hypothèses que nous avons faites peuvent être regroupées en plusieurs familles.

5.2.1.1. Hypothèses concernant le domaine d'étude

L'arc, comme pour DEVAUTOUR¹²⁰, est vu comme un pourvoyeur d'énergie thermique. Ceci tient à deux raisons : primo, très peu de codes de calculs sont capables de gérer correctement les problèmes thermomécaniques, de mécanique des fluides et d'électricité, secundo, il nous est apparu impossible de réaliser les essais mécaniques de caractérisation du comportement (ainsi que l'identification d'un modèle de comportement) et de créer un modèle complet prenant en compte tous les phénomènes dont les contacts électriques sont le siège dans le délai imparti pour une thèse.

Nous ne nous sommes pas intéressés aux phénomènes liés au matériau à l'état liquide. Négliger ce type de problème nous évite la résolution conjointe de l'équation de la chaleur, de l'équation de Navier-Stokes et des équations de comportement mécanique. Nous ne prenons donc en compte, ni les mouvements de bain liquide, ni les phénomènes d'évaporation, ni l'éjection de gouttelettes de matériau liquide. Nous avons aussi supposé que le matériau liquide n'applique pas de déformation sur le matériau solide. Dans un essai de type « locomotive », une part importante du matériau est éjectée par la pression de l'arc sur le matériau. Cependant, le phénomène le plus critique pour l'endommagement des contacts électriques en endurance semble être la fissuration et sa description ne nécessite pas la modélisation de la phase liquide.

Nous avons supposé l'absence de couplage entre thermique et mécanique afin de permettre aux calculs de converger. Le comportement mécanique n'a donc pas d'influence sur l'évolution du champ de température de l'arc suivant. Cette hypothèse est raisonnable au début de l'essai électrotechnique. Elle n'est plus justifiée lorsque les fissures ont une taille comparable à celle de la structure. Cependant, les énergies très importantes et très localisées, les durées d'arc brèves et la nécessité d'obtenir un calcul réalisable dans un délai raisonnable rendent extrêmement difficile la réalisation d'un calcul couplé.

Notre objectif était de réaliser un calcul simple, pouvant être exploité par un partenaire industriel, mais suffisamment réaliste pour donner des résultats acceptables.

5.2.1.3 Hypothèses concernant les conditions de chargement

L'arc est vu comme une densité d'énergie apportée le long d'une partie de la surface. Zebulon ne permet pas l'application d'un flux dépendant de la distance à l'axe de symétrie.

Nous avons choisi une évolution temporelle de la densité d'énergie P homothétique du produit tension d'arc et intensité (figure 5.9).

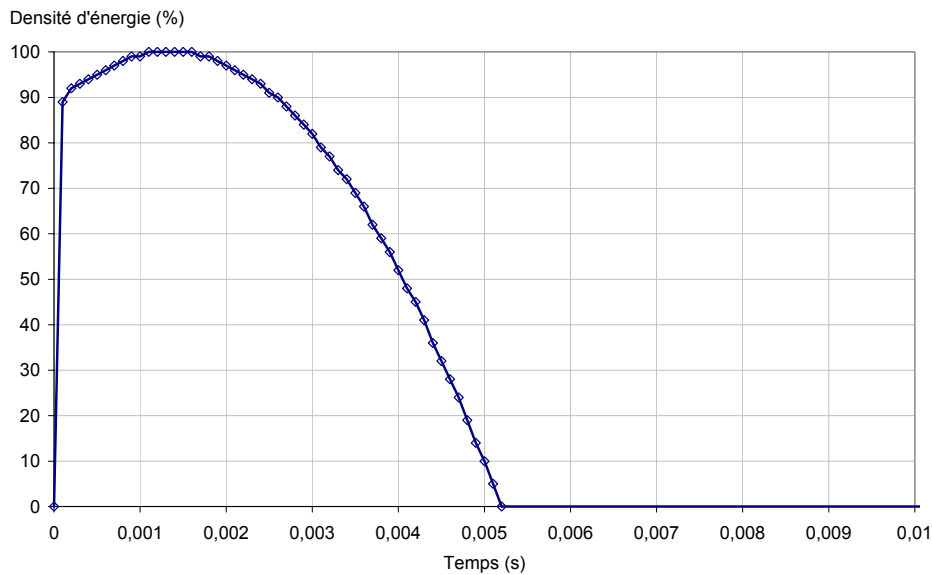


Figure 5.9. Evolution de la densité d'énergie en fonction du temps

5.2.1.3. Hypothèses concernant les conditions aux limites

Les surfaces libres du matériau sont soumises à la convection et au rayonnement. Les paramètres convectifs h et radiatifs α sont considérés comme indépendants de la température et de l'espace. Leurs valeurs seront déterminées plus loin. La température initiale du matériau et la température du milieu extérieur au maillage sont égales à 298K.

5.2.1.4. Hypothèses concernant le comportement du matériau

Nous avons supposé que le matériau était homogène : nous ne nous intéressons donc pas aux contraintes apparaissant à l'interface entre le renfort et la matrice. Cette hypothèse n'est possible qu'en raison du rapport très faible entre la taille de grain de SnO_2 et la taille de la structure. Un seul modèle de comportement du matériau décrit donc la totalité de la pastille. Les paramètres thermophysiques

retenus sont ceux présentés dans le chapitre 2 tandis que le modèle de comportement mécanique et le modèle d'endommagement par fissuration ont été présentés au chapitre 4.

Le matériau est initialement isotrope et l'histoire avant le premier arc n'a pas d'influence.

Nous avons utilisé un modèle thermique transitoire, faisant appel à la capacité calorifique volumique du matériau ainsi qu'à sa conductivité thermique. Ces deux paramètres sont pris dépendants de la température.

5.2.2. Géométrie et maillage

Toute la difficulté du maillage dans ce calcul repose donc sur l'équilibre entre vitesse de résolution du calcul et convergence.

Nous avons choisi une géométrie axisymétrique 2D avec une zone d'impact de l'arc au centre en raison de la forme cylindrique de la pastille, conformément aux choix de la quasi-totalité de la littérature dans le domaine. Ceci nous permet de limiter le nombre de nœuds et donc le temps de calcul. L'hypothèse d'axisymétrie est raisonnable pour le premier arc. Le deuxième arc et les suivants n'ont aucune raison de tomber au centre de la pastille. Cependant, cette hypothèse se justifie sur un essai de plusieurs dizaines de manœuvres où la répartition des zones d'impacts de l'arc dépend principalement de la distance au centre de la pastille et dépend peu de la coordonnée angulaire²⁹. La géométrie axisymétrique permet d'avoir un calcul plus rapide car effectué en deux dimensions au lieu d'un calcul 3D. Malgré tout, le maillage utilisé nécessite plus de 3000 nœuds, pour prendre correctement en compte les très fortes énergies mises en jeu et les temps très brefs associés.

La figure 5.10 représente une vue du maillage utilisé.

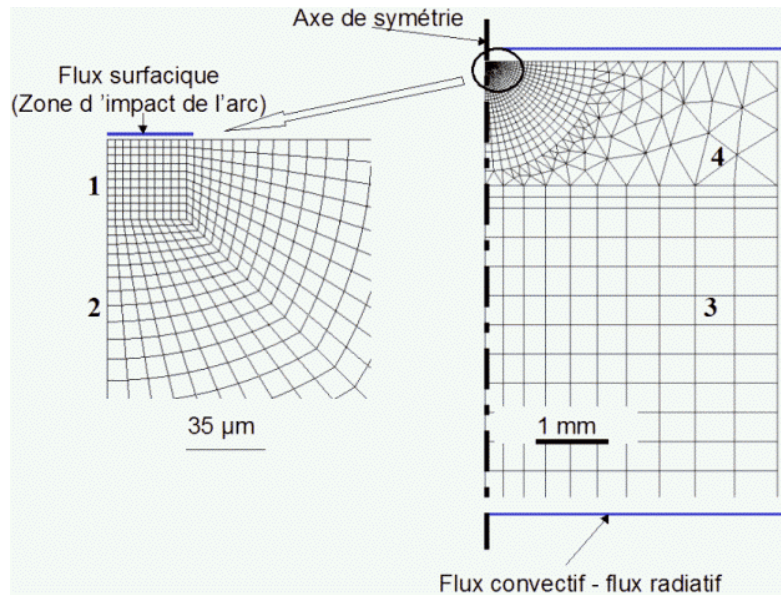


Figure 5.10. Schéma du maillage utilisé et conditions aux limites

La zone d'impact de l'arc (1) a été maillée par des éléments carrés. La zone située à proximité est à géométrie sphérique (2). Le reste de la pastille de contact a été maillé librement (4) à l'aide de triangles. Le support de contact est à maillage rectangulaire (3).

Nous avons effectué un calcul avec un maillage entièrement rectangulaire doté d'un grand nombre de nœuds (plus de 30 000) et un grand nombre de pas de temps (plus de 1 000) pour évaluer la qualité des réponses données avec notre maillage. L'écart est inférieur à 1%.

Nous avons effectué une étude de l'effet du nombre de mailles sur la précision du calcul, à dimensions constantes et nous avons donc retenu le maillage permettant d'obtenir un calcul rapide et convergent facilement.

Le maillage possède une zone d'impact de l'arc de 35 µm de rayon. Ceci correspond aux résultats expérimentaux de GUILLOT¹²⁸ pour l'Ag-SnO₂ 14% avec un courant de 300 A pour la cathode. L'analyse expérimentale pour une électrode d'Ag donne dans les mêmes conditions un rayon de pied d'arc de 36 µm soit 3% de plus alors que le pourcentage de SnO₂ a varié dans des proportions importantes. L'influence du pourcentage de SnO₂ sur le rayon du spot cathodique est donc faible.

Le nombre de nœuds et de points d'intégration a une forte influence sur la qualité des résultats dans le cadre d'un calcul thermomécanique. La sensibilité du calcul thermique dépend essentiellement du nombre de nœuds. Pour le calcul mécanique, le nombre de nœuds et de points d'intégration ont tous

les deux une grande importance. Zebulon permet de générer des maillages quadratiques, avec un nœud intermédiaire entre chaque intersection des lignes reliant les bords extérieurs de chaque maille. Il est aussi possible d'avoir un jeu de points d'intégration normal (avec 9 points d'intégration par maille carrée) ou réduit (avec 4 points de Gauss par maille carrée). Nous avons choisi de mailler la zone d'impact et sa proximité avec un maillage quadratique normal tandis que le reste de la pastille est maillé avec un jeu quadratique réduit. Cela permet d'avoir un maximum d'information dans les régions de forte sollicitation sans augmenter exagérément le nombre de points d'intégration.

Il faut noter aussi que la présence d'une discontinuité de conditions aux limites (au bord de l'arc) pose de gros problèmes de résolution.

5.2.3. Méthodes de résolution

Il existe 4 algorithmes de résolution. Nos essais ont montré que l'algorithme le plus adapté pour le calcul complet est celui faisant appel à la méthode itérative de Newton-Raphson (algorithme p1p2p3 dans le code Zebulon).

La résolution est contrôlée par une fonction de coût nommée ratio absolu définie par la différence quadratique entre les réactions extérieure et intérieure du maillage. Les forces extérieures sont liées aux conditions aux limites tandis que les forces intérieures sont déduites du calcul du terme de travail virtuel et donc liées à la résolution du calcul.

Le calcul est découpé en séquences ou en cycles pour lesquels on fixe un nombre d'incrément. Le nombre d'incrément choisi représente le meilleur compromis entre la complexité du résultat (conduisant à un calcul lent ou divergent) et la représentativité de la solution, donnée par comparaison avec un calcul réalisé avec une précision très importante.

5.2.3.1. Discrétisation spatiale

Le bilan d'énergie est donné par :

$$\int_V \rho \dot{U} dV = \int_S q dS + \int_V r dV \quad (5.19)$$

Avec U : énergie interne du système ;

q : flux de chaleur ;

r : source externe d'énergie.

Zebulon transforme la relation précédente en une relation faisant appel à une fonction de forme par une approche de type Galerkin :

$$\int_V N \rho \dot{U} dV + \int_V \frac{\partial N}{\partial \underline{x}} \lambda \frac{\partial T}{\partial \underline{x}} dV = \int_V N r dV + \int_S N q dS \quad (5.20)$$

Avec N : fonction de forme de la température T ;

x : position actuelle ;

λ : conductivité thermique (au sens de Fourier).

5.2.3.2. Discrétisation temporelle

La discrétisation temporelle utilise la méthode théta :

$$f_{t+\Delta t} = f_t + ((1 - \theta) \dot{f}_t + \theta \dot{f}_{t+\Delta t}) \Delta t \quad (5.21)$$

avec : f : fonction à intégrer ;

θ : paramètre d'interpolation.

Pour la thermique, nous avons choisi d'effectuer une intégration de type Euler implicite avec $\theta = 1$, du fait de la relative stabilité des calculs thermiques. Pour la mécanique, θ peut prendre n'importe quelle valeur entre 0 et 1 selon la stabilité et l'influence du temps sur le comportement dans le calcul. L'application de cette méthode à la relation précédente donne :

$$- \int_V N \rho \frac{1}{\theta \Delta t} [U_{t+\Delta t} - U_t] - \frac{1-\theta}{\theta} \dot{U}_t dV + \int_V \frac{\partial N}{\partial \underline{x}} \lambda \frac{\partial T}{\partial \underline{x}} dV = \int_V N r dV + \int_S N q dS \quad (5.22)$$

Cette relation est alors résolue en utilisant la méthode de Newton-Raphson.

5.2.4. Paramètres thermophysiques

Zebulon utilise deux paramètres : la conductivité et la capacité calorifique volumique.

La conductivité λ est définie par :

$$\underline{f} = -\underline{\lambda}(T) \frac{\partial T}{\partial \underline{x}} \quad (5.23)$$

avec : \underline{x} : incrément spatial

Le jacobien (déterminant de la matrice jacobienne) est alors :

$$\int_V \left\{ \frac{\partial N}{\partial \underline{x}} \underline{\lambda} \frac{\partial N}{\partial \underline{x}} + \left(\frac{\partial N}{\partial \underline{x}} \frac{\partial \underline{\lambda}}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial \underline{x}} \right) N \right\} dV \quad (5.24)$$

tandis que la capacité calorifique définie par :

$$c = \frac{dU}{dT} \quad (5.25)$$

donne le jacobien :

$$\frac{1}{\theta \Delta t} \int_V N \frac{dU}{dT} N dV \quad (5.26)$$

Le rayonnement q_r est alors défini par :

$$\frac{\partial q_r}{\partial T} = 4\varepsilon\sigma T^3 \quad (5.27)$$

Avec ε : constante de corps gris

σ : constante de Stefan.

L'emploi du rayonnement dans Zebulon implique d'utiliser les degrés Kelvin comme unité de température.

La convection est définie par :

$$q_c = h (T - T_e) \quad (5.28)$$

Avec : h : paramètre convectif (<1).

La capacité calorifique au sens de Zebulon est donc volumique et ne prend pas directement en compte les changements d'état. Mais sa formulation enthalpique permet d'appliquer une méthode comme celle utilisée par DEVAUTOUR¹²⁰. La capacité calorifique et la conductivité peuvent dépendre de la température sous forme d'une fonction ou sous forme tabulée. Les changements d'états se traduisent alors par des trapèzes en fonction de la température pour la capacité calorifique et par des changements brusques de valeurs de conductivité.

Les conductivités et les capacités calorifiques volumiques retenues ont été présentées dans le chapitre 2.

5.2.5. Validation du code de calcul

L'algorithme de résolution du calcul thermique a été validé sur des tests simples.

Le premier est un cylindre plein de rayon 100mm et de longueur infinie soumis à un flux convectif. Il est soumis à un choc thermique. Le maillage est réalisé en 2D axisymétrique avec 9 points de Gauss par maille. Il fait partie du guide de validation des progiciels¹²⁹. Une solution analytique existe¹³⁰. La comparaison de la solution analytique tabulée et du résultat du calcul numérique donne un écart maximum en température de 7% au cours du régime transitoire. Les températures en régime stabilisé se recoupent avec une erreur inférieure à 0,5% de la température analytique.

Le deuxième test a été réalisé sur notre maillage cylindrique. La totalité de la surface supérieure est soumise à un flux de chaleur constant. La température est calculée pour un point situé au centre du maillage en fonction du temps. La conductivité et la capacité calorifique sont supposées constantes. Les valeurs sont celles de l'Ag-SnO₂ à l'ambiante. La solution analytique est donnée par CARSLAW et JAEGER¹²². La différence entre la simulation et l'expérience est inférieure à 5%.

5.3. Résultats

Nous avons effectué des tests sur deux types de calcul : les calculs pour 1 cycle et les calculs pour 6 000 cycles.

Nous avons choisi les valeurs de paramètres suivants :

- rayon de la zone d'impact : 35 μm ;
- durée de l'arc : 5,2 ms ;
- durée du cycle : 1s ;
- signal en énergie ayant une forme homothétique de $u(t).i(t)$ avec u et i mesurés expérimentalement sur un essai de type « locomotive ».

5.3.1. Effet des paramètres sur le calcul à grand nombre de cycles

5.3.1.1. Effet des conditions aux limites sur le calcul cyclé

Les paramètres h , ϵ et P sont interdépendants et ne peuvent être identifiés séparément. Nous avons fait des mesures de températures en plusieurs points lointains de l'arc pour un signal périodique identique à celui présenté à la figure 5.9. Nous avons ensuite déterminé les constantes de temps et les températures asymptotiques associées à chaque jeu de valeurs des paramètres h , ϵ et P .

Nous disposons d'une base expérimentale de température au cours d'un essai électrique réel (figure 3.62). Le signal est bruité du fait du caractère aléatoire de l'énergie d'arc. Nous avons effectué une moyenne sur ce signal puis déterminé la constante de temps τ et la température asymptotique A définies par la relation :

$$T(t > 0) = A(1 - e^{-t/\tau}) + T(t = 0) \quad (5.29)$$

Le temps 0 correspond au début du cycle d'arcs électriques. La température ne suit pas une loi exponentielle mais une somme de fonctions de ce type dont les valeurs propres vérifient les fonctions propres orthogonales du système. Cependant, le calcul du premier ordre permet l'identification des coefficients.

Nous avons alors effectué un test de robustesse en faisant varier un à un chaque paramètre sur des essais de quelques milliers de cycles.

Le premier paramètre est le coefficient de transfert radiatif ϵ , constante de corps gris (sans dimension).

La figure 5.11 représente la température en un nœud éloigné de la zone d'impact de l'arc de 4 mm pour différentes valeurs de ϵ . Une augmentation de ϵ conduit à une diminution quasi linéaire du paramètre A de l'essai et de la constante de temps τ .

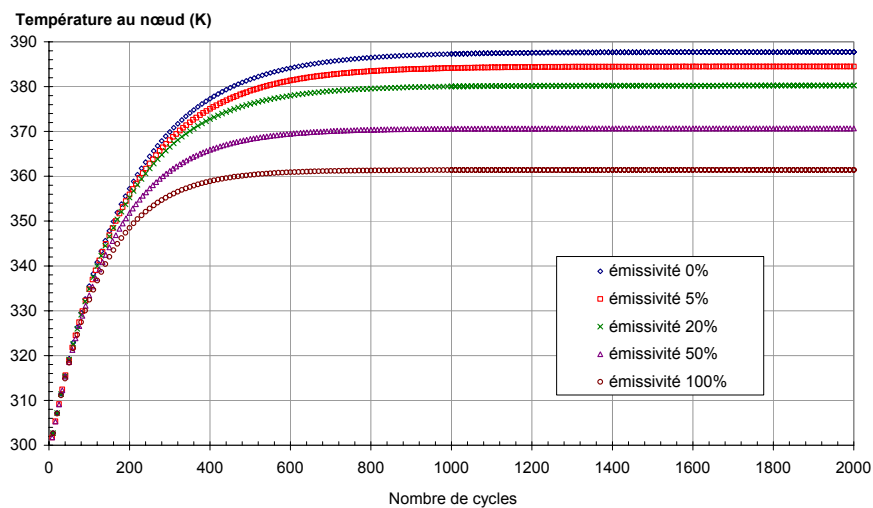


Figure 5.11. Effet de la variation d'émissivité sur le calcul des températures
Calcul thermique d'un contact soumis à des arcs électriques (2 000 cycles)

Nous nous sommes ensuite intéressés au paramètre convectif h . La figure 5.12 représente l'évolution des valeurs numériques de A et de τ en fonction de la valeur de h .

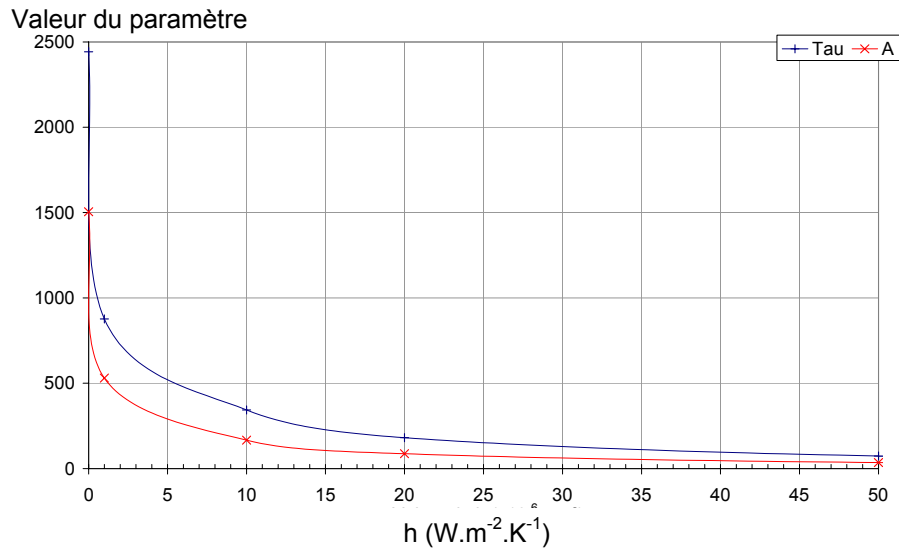


Figure 5.12. Effet du paramètre convectif h sur la réponse transitoire et la réponse finale
Calculs thermiques d'un contact soumis à des arcs électriques (2 000 cycles)

L'augmentation de h conduit à une diminution de A et de la constante de temps τ . Il a un effet plus fort que l'émissivité. On constate que la décroissance est très rapide quand h augmente.

La figure 5.13 représente l'évolution de la température en fonction du nombre de cycles pour différentes densités de puissance P injectées sur la zone d'impact de l'arc.

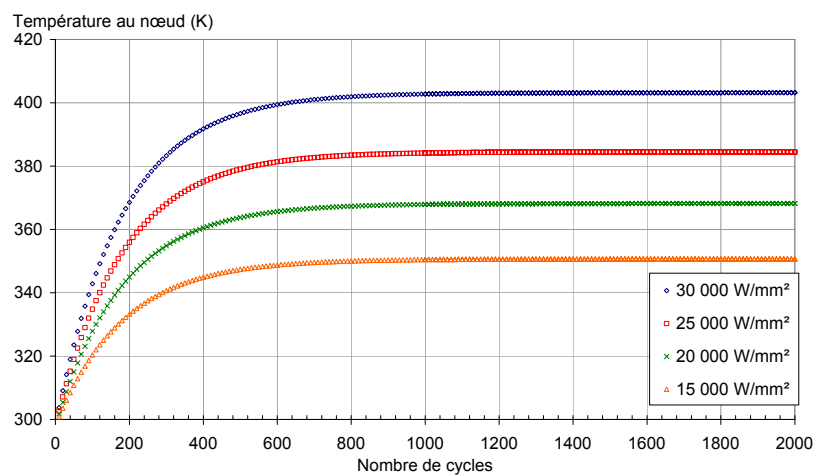


Figure 5.13. Effet de la densité de puissance sur la réponse transitoire et la réponse finale

L'augmentation de la densité de puissance conduit à une augmentation linéaire du paramètre A de l'essai et de la constante de temps τ .

L'augmentation de la durée du cycle conduit à une diminution du paramètre A de l'essai et de la constante de temps τ (figure 5.14).

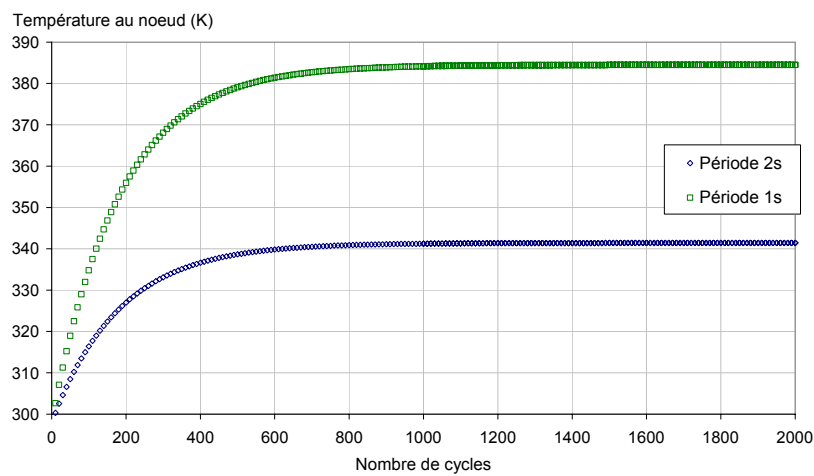


Figure 5.14. Effet de la période sur la réponse transitoire et la réponse finale

Ceci nous a permis d'identifier un jeu de paramètres pour lequel le modèle représente correctement le régime transitoire par rapport à l'expérience (figure 5.15), soit une densité de puissance de 25 000 W/mm², un paramètre convectif h de 12 et un paramètre de corps gris de 5%.

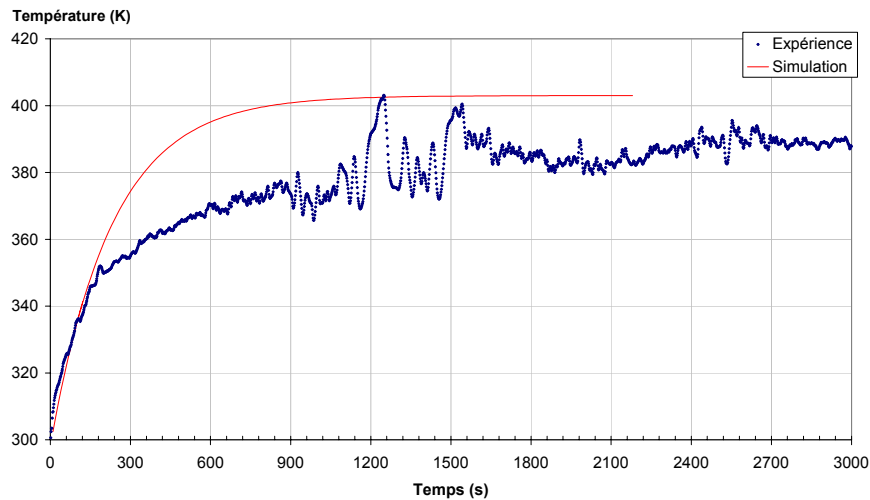


Figure 5.15. Température d'un point éloigné de l'arc électrique : confrontation simulation expérience pour les régimes transitoires

5.3.1.2. Effet des paramètres matériaux sur le calcul thermique cyclé

Nous nous sommes intéressés à la conductivité thermique λ , à la capacité calorifique c et à l'influence des pics de capacité calorifique volumique liés aux changements d'état.

Nous avons pris trois valeurs de conductivité définies par un pourcentage d'une valeur pivot correspondant à la conductivité thermique de l'Ag-SnO₂.

λ semble avoir peu d'effet sur le calcul thermique (figure 5.16).

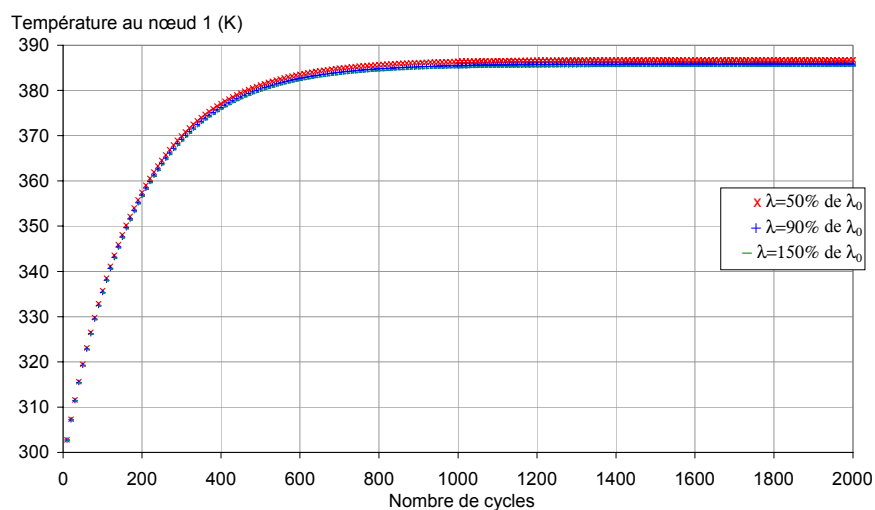


Figure 5.16. Effet de la conductivité sur la réponse transitoire et la réponse finale

De la même manière, la capacité calorifique a été évaluée par rapport à une valeur-pivot (figure 5.17). La capacité calorifique a exclusivement un effet sur le régime transitoire. Une forte capacité calorifique rend les phases transitoires plus progressives.

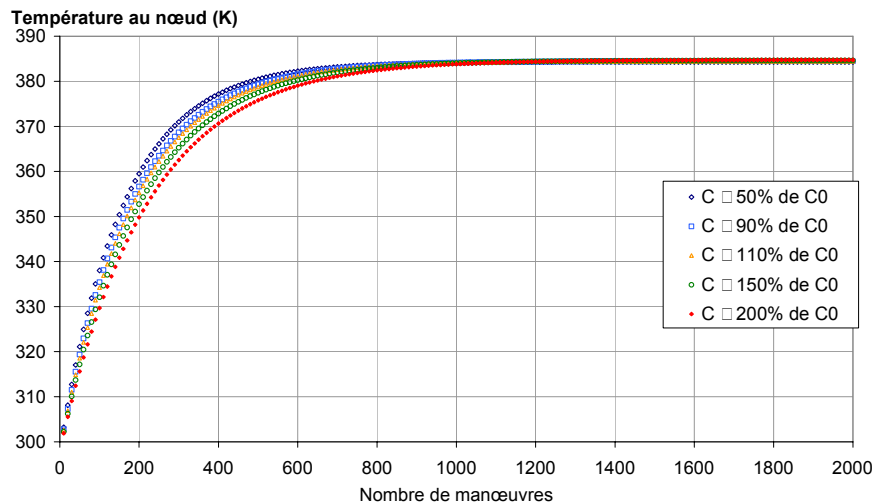


Figure 5.17. Effet de la capacité calorifique volumique sur la réponse transitoire et la réponse finale

Une fois les valeurs des paramètres de densité de puissance, de convection h et la constante de corps gris identifiés, nous allons nous intéresser à l'évolution spatiale de la température au cours d'un cycle.

5.3.2. Champ de température au cours d'un cycle

La zone d'impact, symbolisée par un carré, fait $35 \mu\text{m}$ de côté. La figure 5.18 retrace l'évolution de la température dans le contact en Ag-SnO₂ au cours de l'essai. La zone d'impact est située dans le coin supérieur gauche des maillages.

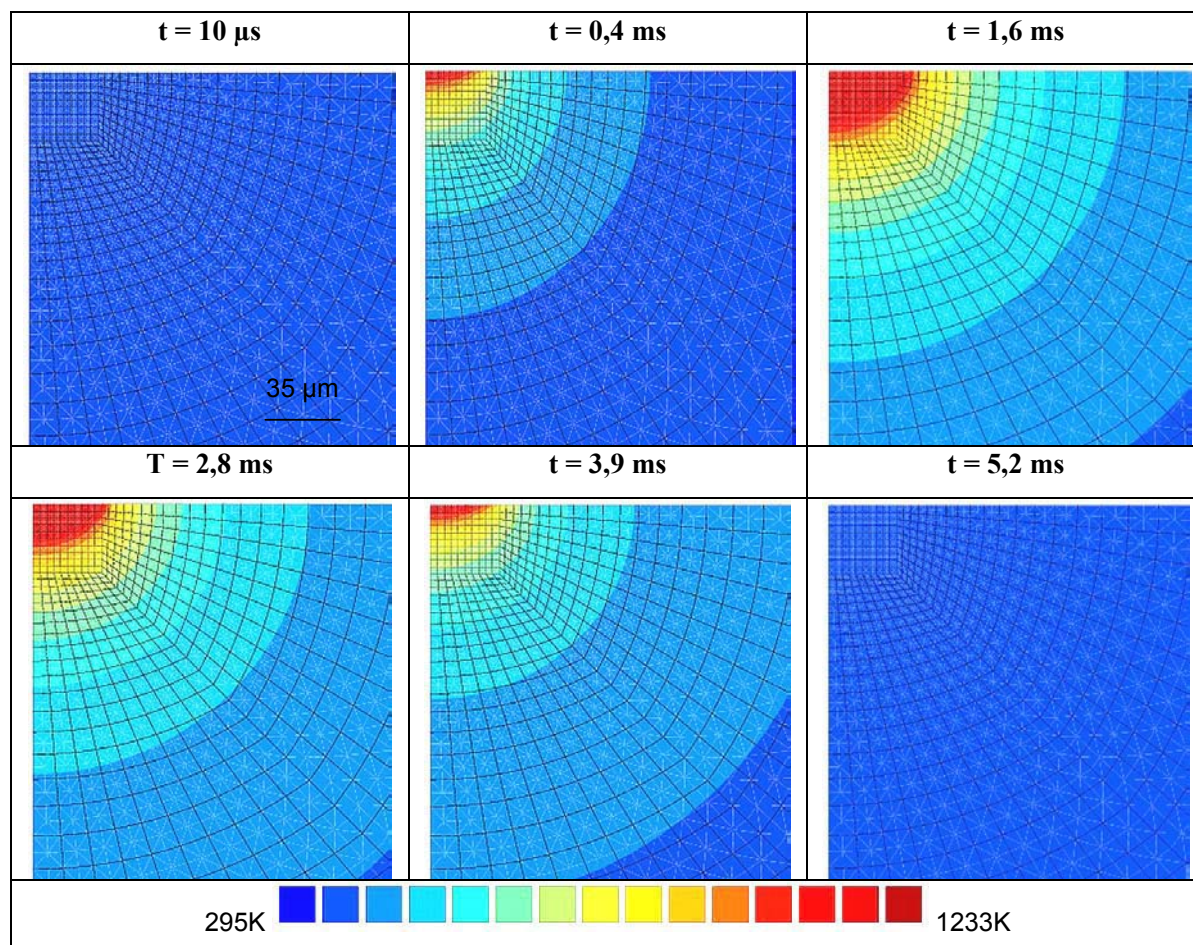


Figure 5.18. Evolution du champ de température au cours d'un cycle

Nous nous sommes intéressés à six instants clé. Le premier correspond au premier incrément du calcul. Le deuxième correspond à l'instant où la température maximale dépasse la température de fusion du matériau (en rouge sur la carte). La phase liquide apparaît à partir de 0,4 ms. La température maximale au point d'impact est atteinte au bout de 1,1 ms. Le troisième instant correspond à l'instant de chauffage maximal. Le rayon de la zone affectée continue d'augmenter jusqu'à 1,6 ms. Le quatrième instant correspond à la fin du premier tiers du refroidissement, tandis que le cinquième instant correspond à la fin du deuxième tiers du refroidissement. La phase liquide disparaît vers 4,1 ms. Le sixième instant correspond à l'extinction de l'arc. A 5,2 ms, le contact est à une température proche de l'ambiante. Les isothermes présentent une géométrie sphérique.

La mesure de rugosimétrie du chapitre 3 donnait une profondeur de cratère de $50 \mu\text{m}$ pour un arc de 41 J et de $30 \mu\text{m}$ pour un arc de 24 J. L'analyse des cartes isothermes de la figure 5.18 donne une

profondeur de zone fondue de 25 μm pour un arc d'énergie supposée de 18 J. Si la profondeur du cratère dépend essentiellement de la profondeur de la zone fondue, l'accord est correct entre expérience et simulation.

Les températures maximales atteintes sont proches des valeurs de la littérature pour l'argent ou pour des pseudo-alliages¹²⁰.

5.3.3. Evolution spatiale de la température au cours d'un cycle

La figure 5.19 représente l'évolution de la température en fonction de la distance au centre de la zone d'impact r pour différents moments de l'histoire de l'arc.

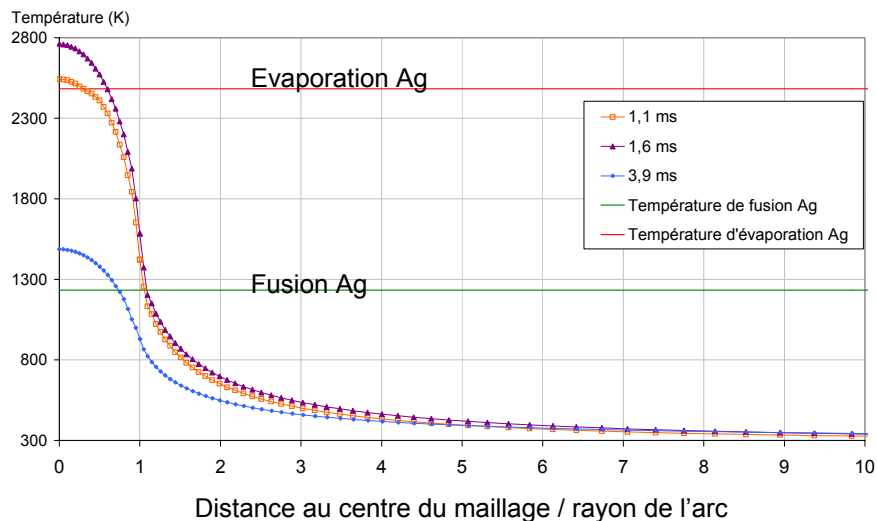


Figure 5.19. Répartition spatiale de la température en surface

Les temps indiqués correspondent respectivement à l'établissement de l'arc, à la fin du chauffage et au milieu du refroidissement. La distance au centre de la zone d'impact est normalisée par le rayon de la zone d'impact

La zone fondue atteint le quart du rayon de la zone d'impact de l'arc (r_c) à l'établissement de l'arc, $0,5 r_c$ à la fin du chauffage et $0,66 r_c$ au milieu du refroidissement.

Dans tous les cas, la température décroît très vite : elle est inférieure à 500K pour des distances supérieures à $4r_c$.

Le volume d'Ag-SnO₂ dépassant la température d'ébullition de l'argent peut être assimilé à une sphère : son rayon vaut alors 0,6 r_c soit un volume de $5,3 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^3$.

Si nous considérons que la zone fondue est sphérique, celle-ci a d'après la courbe précédente un volume de $3,1 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3$. La masse correspondante est de 3 μg . La valeur obtenue pour les essais locomotive (mesurée sur un profil rugosimétrique) est supérieure de 50% aux valeurs issues de la simulation numérique. Il semblerait donc que notre modèle ait tendance à sous-estimer le volume de matière fondue et donc le rayon de 14%.

La figure 5.20 donne l'interprétation de KANG & BRECHER⁹² de l'évolution de la température et de la contrainte dans le matériau au cours d'un cycle.

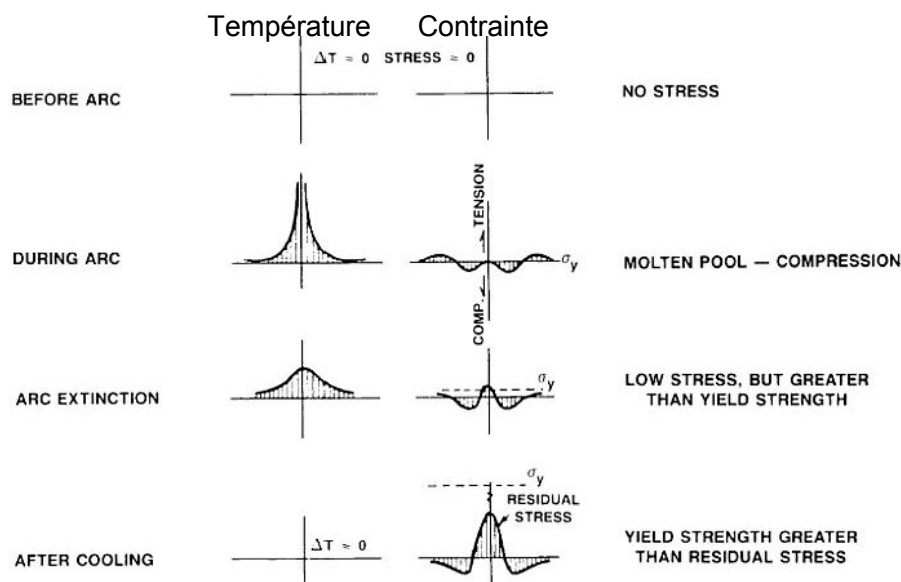


Figure 5.20. Evolution de la température et de la contrainte avant et pendant l'arc ainsi que lors de l'extinction de l'arc et après le refroidissement (d'après KANG & BRECHER⁹²)

Les quatre moments clé auxquels ils se sont intéressés sont :

- avant l'arc, où l'on suppose que le matériau est à température ambiante et sans contrainte résiduelle ;
- pendant l'arc où le gradient de température est énorme et les ondes en contraintes se succèdent, avec un bain fondu en compression et la zone proche du bain fondu en traction ;

- pendant l'extinction où la température chute au centre de la zone d'impact, ce qui fait augmenter les contraintes du fait de la solidification du bain fondu. Les contraintes peuvent ainsi dépasser localement la limite élastique ;
- après l'arc, avec un matériau à l'ambiante et des contraintes résiduelles inférieures à la limite élastique.

On constate que les profils de température obtenus par la simulation avec Zebulon confirment cette description.

5.3.4. Influence du chargement thermique et des paramètres thermophysiques sur le champ de température pour un cycle

Nous avons évalué l'influence des paramètres P , ϵ et h sur la distribution spatiale de la température.

Le premier paramètre, la densité de puissance P dans la zone d'impact, a une forte influence sur le champ de température. La température maximale atteinte augmente quand P augmente (figure 5.21) et ce, de manière non linéaire.

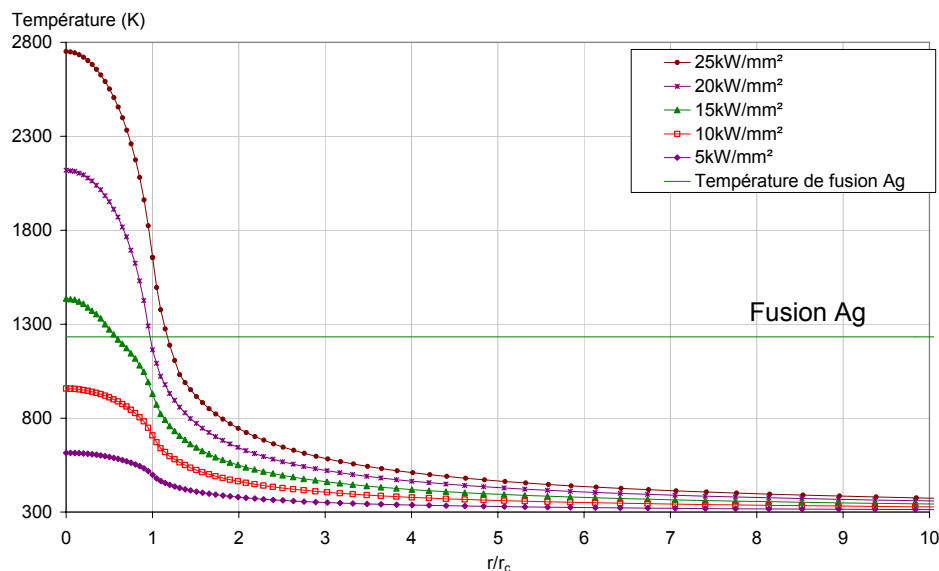


Figure 5.21. Influence de la densité de puissance sur l'évolution spatiale de la température
 r_c : taille de la zone d'impact de l'arc, r : distance au centre de la zone d'impact

Il n'y a pas de zone fondue pour les énergies d'arc inférieures à 15 kW/mm^2 . Pour les énergies de 15 kW/mm^2 et plus, l'augmentation de la taille de la zone fondue est non linéaire. On constate aussi que la zone de gradient maximal se trouve au bord de l'arc.

Les paramètres ϵ et h n'ont quasiment aucune influence sur le profil de température (figures 5.22 et 5.23).

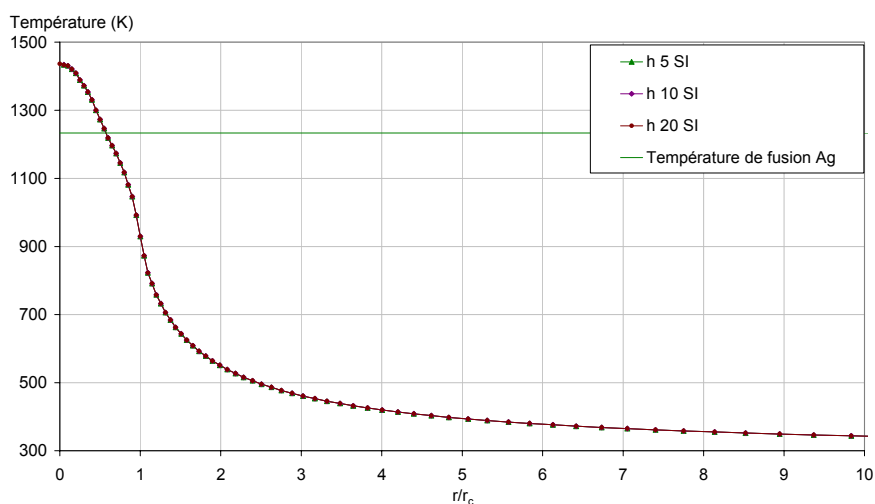


Figure 5.22. Influence de h sur le profil en température en surface

Puissance : 15 kW/mm^2

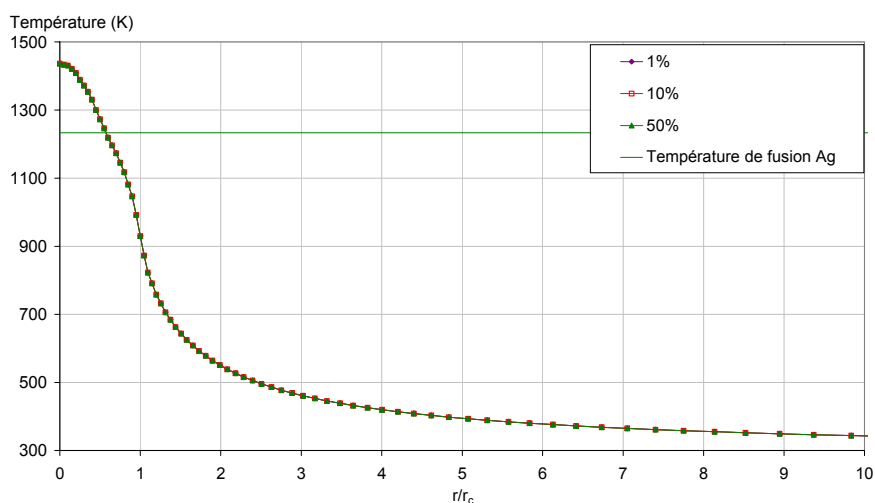


Figure 5.23. Influence de ϵ sur le profil en température en surface

Puissance : 15 kW/mm^2

La densité de puissance injectée est donc la condition de chargement la plus importante pour un essai comportant un seul cycle. L'émissivité et le paramètre convectif n'ont une influence que sur des temps longs.

5.4. Vers une approche thermomécanique

Nous avons construit un modèle thermique cyclé utilisant le code de calcul par éléments finis Zebulon 8.3. Après une étape de validation de l'approche thermique dans Zebulon, nous avons pu identifier les paramètres de forte sensibilité pour notre calcul. La densité de puissance injectée dans le contact par l'arc, le facteur convectif h et la constante de corps gris ϵ ont été évalués grâce à des essais électriques réels. En outre, l'étude paramétrique nous a permis de montrer que le paramètre le plus important pour des temps courts est la densité de puissance injectée dans le contact tandis que le paramètre convectif a une grande importance pour les temps longs. Les cartes thermiques montrent une progression sphérique des isothermes au cours du passage de l'arc électrique. Le contact fond d'après notre calcul jusqu'à 25 μm de profondeur, ce qui correspond aux valeurs expérimentales obtenues par rugosimétrie.

Ce modèle thermique a pour but de permettre d'accéder aux cartes de température aux nœuds afin de calculer les contraintes correspondantes et donc l'endommagement résultant de la sollicitation générée par le choc thermique dû à l'arc.

C'est l'objectif du chapitre 6.

Bibliographie du chapitre 5

- ¹¹⁷ SAINT BLANQUET C., Cours de conduction thermique, Université de Nantes, site Internet : <http://www.sciences.univ-nantes.fr/physique/perso/blanquet/conducti/cddex.htm>
- ¹¹⁸ KADANI A., Modélisation 2D et 3D des arcs électriques dans l'argon à pression atmosphérique avec la prise en compte du couplage thermique et électrique arc – électrodes et de l'influence des vapeurs métallique, Thèse, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, 1995.
- ¹¹⁹ LEFORT A., ANDANSON P., BESSEGE R., Energy transmitted to a metal contact by the cathode and anode of an electric arc, Proceedings of the 33th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp137-143, 1987
- ¹²⁰ BENZERGA L., Contribution à la modélisation des phénomènes thermiques de conduction et de changements d'état intervenant dans les interactions arc - électrode, Thèse, Université Paris 6, 1988
- ¹²¹ DEVAUTOUR J., Contribution à l'étude des interactions arc-électrodes, influence de la structure métallurgique sur les mécanismes d'érosion des appareils de coupure, Thèse, Université Paris 6, 1992
- ¹²² CARSLAW H.S., JAEGER J.C., Conduction of heat in solids, Snd Ed., Clarendon Press, Oxford, p76, 1959
- ¹²³ KHARIN S.N., mathematical model of arc erosion in electrical contacts, Proceedings of the 16th International Conference on Electrical Contacts, pp205-209, 1992
- ¹²⁴ LAGO F., GONZALEZ J.J., FRETON P. and GLEIZES A., A numerical modelling of an electric arc and its interaction with the anode : part I. The two-dimensional model, Journal of Physics D : Applied Physics, 37, pp883-897, 2004
- ¹²⁵ Site Internet : <http://www.fluent.com>
- ¹²⁶ HSU K.C., ETEMADI K. and PFENDER E., Study of the free-burning high-intensity argon arc, Journal of Applied Physics, 54, pp1293-1301, 1983
- ¹²⁷ Site Internet : <http://www.univ-bpclermont.fr/LABOS/laept/laept-fr/laept-fr-accueil/laept-fr-accueil.html>
- ¹²⁸ GUILLOT J.P., Analyse théorique et expérimentale des pieds d'arcs électriques, thèse, Université Blaise-Pascal, 1995
- ¹²⁹ Guide de validation des progiciels de calcul de structure, SFM, Afnor Technique, pp 312-313
- ¹³⁰ McADAMS W.H., Transmission de la chaleur, Paris, Dunod, 1961

CHAPITRE 6
SIMULATION THERMOMECHANIQUE
D'UNE PASTILLE DE CONTACT ELECTRIQUE
EN Ag-SnO₂

Simulation thermomécanique d'une pastille de contact électrique en Ag-SnO₂

Introduction	206
6.1. Hypothèses et mise en place du calcul thermomécanique.....	207
6.2. Cartes isovaleurs et sollicitations à chaud	208
6.2.1. Cartes isovaleurs de contraintes au cours d'un cycle.....	211
6.2.2. Evolution temporelle des contraintes	214
6.2.3. Evolution spatiale des contraintes	219
6.3 Calcul de K et endommagement à froid.....	223
6.3.1. Etude bibliographique	223
6.3.2. Présentation de notre méthode	226
6.3.3. Résultats	227
6.4. Cumul de dommage.....	234
6.4.1. Arc centré sur la fissure à une distance d de celle-ci.	234
6.4.2. Force ponctuelle	238
6.5. Analyse paramétrique.....	243
6.5.1. Paramètres thermophysiques.....	243
6.5.1.1. Capacité calorifique volumique	243
6.5.1.2. Conductivité thermique	246
6.5.2. Paramètres mécaniques	248
6.5.2.1. Coefficient de dilatation thermique.....	248
6.5.2.2. Limite élastique et module d'Young.....	248
6.5.2.3. Paramètres d'écroutissage	250
6.5.2.4. Paramètres de viscosité	251
6.5.3. Bilan de l'effet des paramètres matériaux sur les profils de contrainte	252
6.6. Discussion et perspectives.....	254
Conclusion du modèle thermomécanique	259

Table des illustrations

Figures

Figure 6.1. Schéma de principe du calcul complet.....	206
Figure 6.2. Conditions aux limites pour le problème mécanique.....	208
Figure 6.3. Déformations inélastiques selon les axes rr , zz et $\theta\theta$ dans une pastille de contact électrique en Ag-SnO ₂ soumise à un arc électrique à différents instants.....	210
Figure 6.4. Contraintes rr , zz et $\theta\theta$ dans une pastille de contact électrique en Ag-SnO ₂	212
Figure 6.5. Evolution en un point proche de la zone fondue des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$:.....	214
Figure 6.6. Evolution en un point des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$: début de cycle – surface.....	215
Figure 6.7. Evolution en un point des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$: début de cycle – centre de la pastille.....	216
Figure 6.8. Evolution des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ normalisées pour un point en surface proche de la zone fondue.....	217
Figure 6.9. Evolution de la contrainte radiale en différents points du maillage.....	218
Figure 6.10. Evolution de la contrainte radiale normalisée en différents points du maillage.....	218
Figure 6.11. Evolution des contraintes principales en fonction de la distance au centre de l'arc.....	219
milieu du refroidissement – axe de révolution.....	219
Figure 6.12. Evolution des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la distance au centre de l'arc – milieu du refroidissement – axe de révolution.....	220
Figure 6.13. Evolution des contraintes en fonction de la distance au centre– $t=3,7\text{ms}$ – surface libre.....	220
Figure 6.14. Déformations inélastiques en fin de cycle le long de l'axe de révolution de la pastille.....	222
Figure 6.15. Système de coordonnées d'une fissure « penny-shape ».....	225
Figure 6.16. Profil de K_I au début du chauffage le long de la surface libre.....	227
Figure 6.17. Profil de K_I à l'extinction de l'arc le long de la surface libre.....	228
Figure 6.18. Profil de K_I au début du chauffage le long de l'axe de révolution de la pastille.....	228
Figure 6.19. Profil de $K_I/(E.b^{1/2})$ à l'extinction de l'arc le long de l'axe de révolution de la pastille.....	229
Figure 6.20. Evolution temporelle de K_I le long de la surface libre.....	230
Figure 6.21. Evolution temporelle de K_I le long de l'axe de révolution de la pastille ($a/r_c=1,3$).....	231
Micrographie MEB 6.22. Fissures à la surface d'un contact électrique en Ag-SnO ₂ après 1 arc.....	231
Figure 6.23. Sollicitation à chaud et endommagement à froid.....	232
Figure 6.24. Profil de contraintes orthoradiales pour le premier cycle et pour le troisième cycle.....	233
Figure 6.25. Géométrie utilisée pour définir le repère.....	234
Figure 6.26. Evolution des profils de contraintes σ_{rr} pour différentes valeurs de h	235
Figure 6.27. Evolution de $F_n(h)$ en fonction de h	236

Figure 6.28. Principe du calcul de h_c	237
Figure 6.29. Zone de sensibilité de la fissure	237
Figure 6.30. Schéma de la méthode de calcul de la probabilité associée au cas de figure i	239
Figure 6.31. Mise en évidence d'une singularité en pointe de fissure.....	240
Figure 6.32. Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure	241
Figure 6.33. Comparaison entre le dommage de fissuration observé expérimentalement et celui prédit par le modèle	242
Figure 6.34. Capacité calorifique des lois matériaux utilisées	244
Figure 6.35. Température en fonction du temps pour plusieurs valeurs de capacité calorifique	244
Figure 6.36. Effet du pic de changement d'état sur le profil de température	245
Figure 6.37. Effet de la capacité calorifique sur le profil de contrainte	245
Figure 6.38. Conductivité thermique des lois matériaux utilisées.....	246
Figure 6.39. Effet de la variation de la conductivité thermique sur le profil de température	247
Figure 6.40. Effet de la conductivité thermique sur le profil de contrainte.....	247
Figure 6.41. Effet du coefficient de dilatation thermique sur le profil de contrainte	248
Figure 6.42. Effet de la limite élastique sur le profil de contrainte $\theta\theta$	249
Figure 6.43. Effet du module d'Young sur le profil de contrainte $\theta\theta$	249
Figure 6.44. Effet du paramètre d'écrouissage C sur le profil de contrainte $\theta\theta$	250
Figure 6.45. Effet du paramètre d'écrouissage D sur le profil de contrainte $\theta\theta$	251
Figure 6.46. Effet du paramètre de viscosité K sur le profil de contrainte $\theta\theta$	251
Figure 6.47. Effet du paramètre de viscosité n sur le profil de contrainte $\theta\theta$	252

Tableaux

Tableau 6.1. Bilan de l'effet des paramètres du modèle sur les profils de contrainte.....	253
--	-----

Introduction

L'objectif de ce calcul est d'évaluer les conditions d'amorçage d'une fissure de fatigue dans le matériau au cours d'une manœuvre et la propagation d'une fissure pour plusieurs manœuvres. La figure 6.1 présente la structure du modèle.

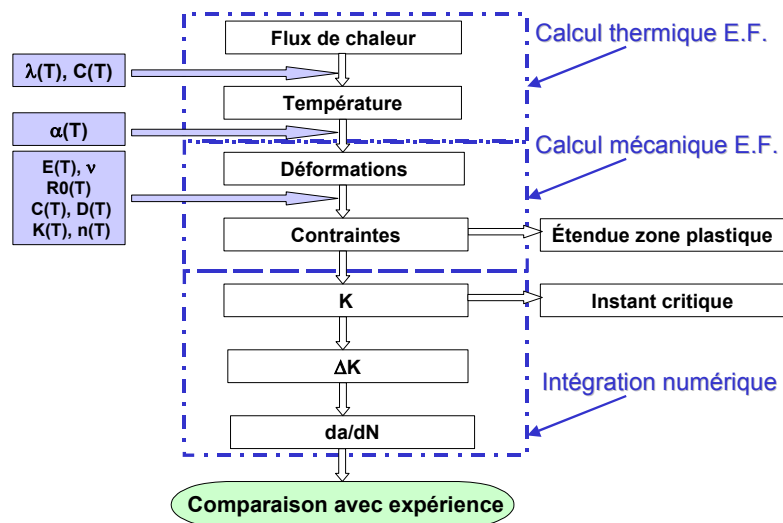


Figure 6.1. Schéma de principe du calcul complet

Celui-ci se décompose en 3 modules :

- Un calcul thermique par éléments finis permettant de calculer les températures aux nœuds pour chaque temps du cycle ;
- Un calcul mécanique utilisant les températures issues du calcul thermique pour en déduire les déformations et contraintes thermomécaniques ;
- Un post-traitement permet par intégration numérique d'en déduire la concentration de contrainte et la vitesse de propagation de fissure.

Les résultats obtenus avec le modèle seront confrontés aux résultats expérimentaux du chapitre 3.

Nous allons utiliser les résultats du chapitre précédent afin d'accéder au gradient de température dans le matériau. Le calcul des contraintes correspondantes se fait au moyen du modèle de comportement mécanique élastoviscoplastique identifié au chapitre 4.

La première partie de ce chapitre présente les différentes hypothèses formulées ainsi que la mise en place du calcul tandis que la deuxième donne une analyse en déformation. Dans la troisième partie, nous étudierons l'évolution des contraintes principales en fonction du temps. La quatrième partie sera consacrée à une analyse du facteur de concentration de contrainte K. La cinquième partie traitera du cumul de dommage.

6.1. Hypothèses et mise en place du calcul thermomécanique

Les hypothèses présentées dans le paragraphe 5.2.1 du chapitre précédent sont valides pour le calcul mécanique. De plus :

- Nous avons appliqué le modèle de comportement mécanique identifié au cours du chapitre 4 pour la simulation de l'endommagement des contacts électriques. Nous avons retenu un modèle de viscoplasticité unifiée avec un seul potentiel. Toute la déformation inélastique est viscoplastique ;
- Nous nous sommes intéressés à la simulation d'un endommagement par fissuration et non à la simulation de la propagation d'une fissure d'une taille comparable à celle de la structure. Les fissures sont donc considérées comme ayant une taille faible. Ce modèle ne permet donc pas de décrire l'altération de la structure mais seulement la propagation des fissures de surface ;
- Nous avons supposé que les fissures s'ouvrent en mode I principalement.

La simulation thermomécanique a été réalisée avec le code de calcul par éléments finis Zebulon 8.3 développé par l'Ecole des Mines de Paris, l'ONERA et NorthWest Numerics.

Les lois de comportement utilisées sont les mêmes qu'au chapitre 4. Toutefois, l'équation de partition des déformations doit tenir compte de la déformation thermique :

$$\underline{\varepsilon}_{tot} = \underline{\varepsilon}_{el} + \underline{\varepsilon}_{vp} + \underline{\varepsilon}_{th} \quad (6.1)$$

Avec ε_{tot} : tenseur déformation totale ;

ε_{el} : tenseur déformation élastique ;

ε_{vp} : tenseur déformation viscoplastique ;

ε_{th} : tenseur déformation thermique.

Nous avons extrapolé le comportement identifié en basse vitesse (de 10^{-3} à 10^{-7} s⁻¹) et pour des températures loin de la température de fusion T_f ($T < 0,75 T_f$) à de hautes vitesses (de l'ordre de 10 s⁻¹) et à des températures allant jusqu'à la température de fusion du matériau et au-delà. Ce problème d'extrapolation est crucial. Il aurait fallu disposer d'essais à des températures proches de la température de fusion ainsi que des essais à des vitesses importantes de déformation pour vérifier la validité du modèle. Malheureusement, les faibles valeurs de contraintes relevées ne nous ont pas permis de réaliser des essais exploitables. En l'absence de telles données, nous avons extrapolé le comportement en choisissant une fonction f indicatrice de viscoplasticité comportant un sinus hyperbolique (viscosité de Sellars-Teggart) et nous avons considéré que les propriétés mécaniques du matériau étaient quasiment nulles à la température de fusion. La viscosité en sinus hyperbolique présente le double avantage de bien modéliser le comportement aux basses vitesses de déformation, notamment pour les essais de relaxation et d'avoir une capacité d'extrapolation plus raisonnable qu'une loi puissance de type Norton.

Nous avons commencé par vérifier la qualité de l'importation des cartes thermiques dans le calcul mécanique. Il n'est pas possible actuellement dans Zebulon d'importer de manière automatisée les cartes d'un calcul précédent : l'utilisateur spécifie donc les instants pour lesquels Zebulon doit récupérer les données aux nœuds comme la température. La comparaison de la température à un nœud dans le calcul thermique et la température à ce même nœud dans le calcul mécanique nous a permis d'obtenir une erreur inférieure à 4%.

6.2. Cartes isovaleurs et sollicitations à chaud

Nous avons utilisé une loi élastoviscoplastique avec des paramètres dépendants de la température. L'évolution des paramètres thermophysiques est donnée dans le paragraphe 2.1 tandis que l'évolution des paramètres mécanique est donnée dans le paragraphe 4.3.

Nous avons utilisé le même maillage que pour le calcul thermique (figure 6.2).

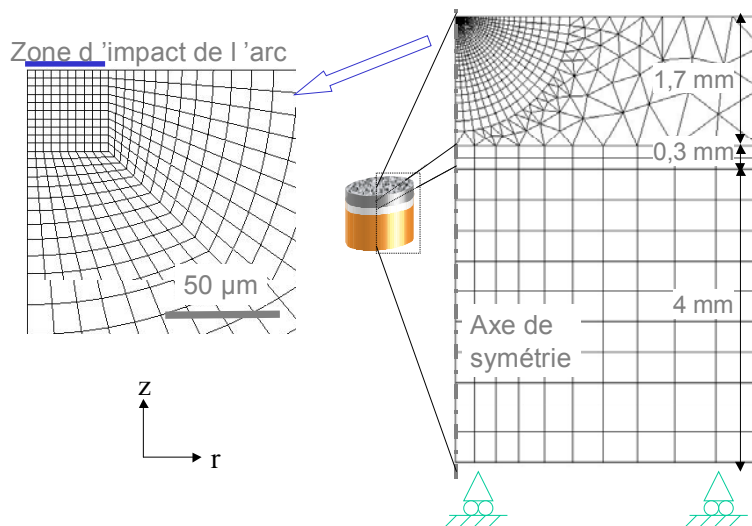
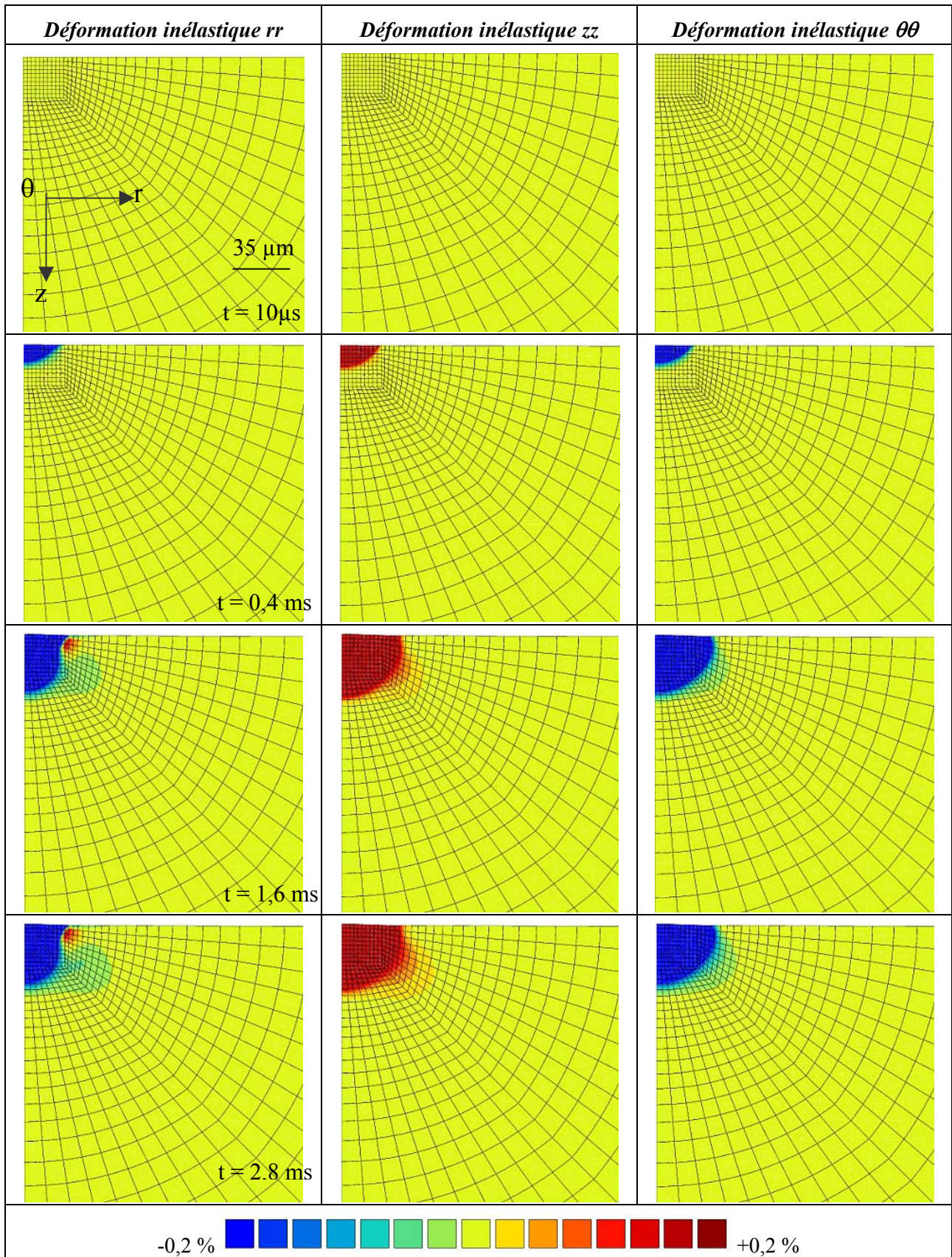


Figure 6.2. Conditions aux limites pour le problème mécanique.

Le déplacement vertical est nul pour le fond de la pastille et le déplacement latéral est nul pour l'axe de symétrie. Aucune autre condition aux limites n'est imposée. La déformation à l'intérieur du maillage provient uniquement des déformations mécaniques d'origine thermique.



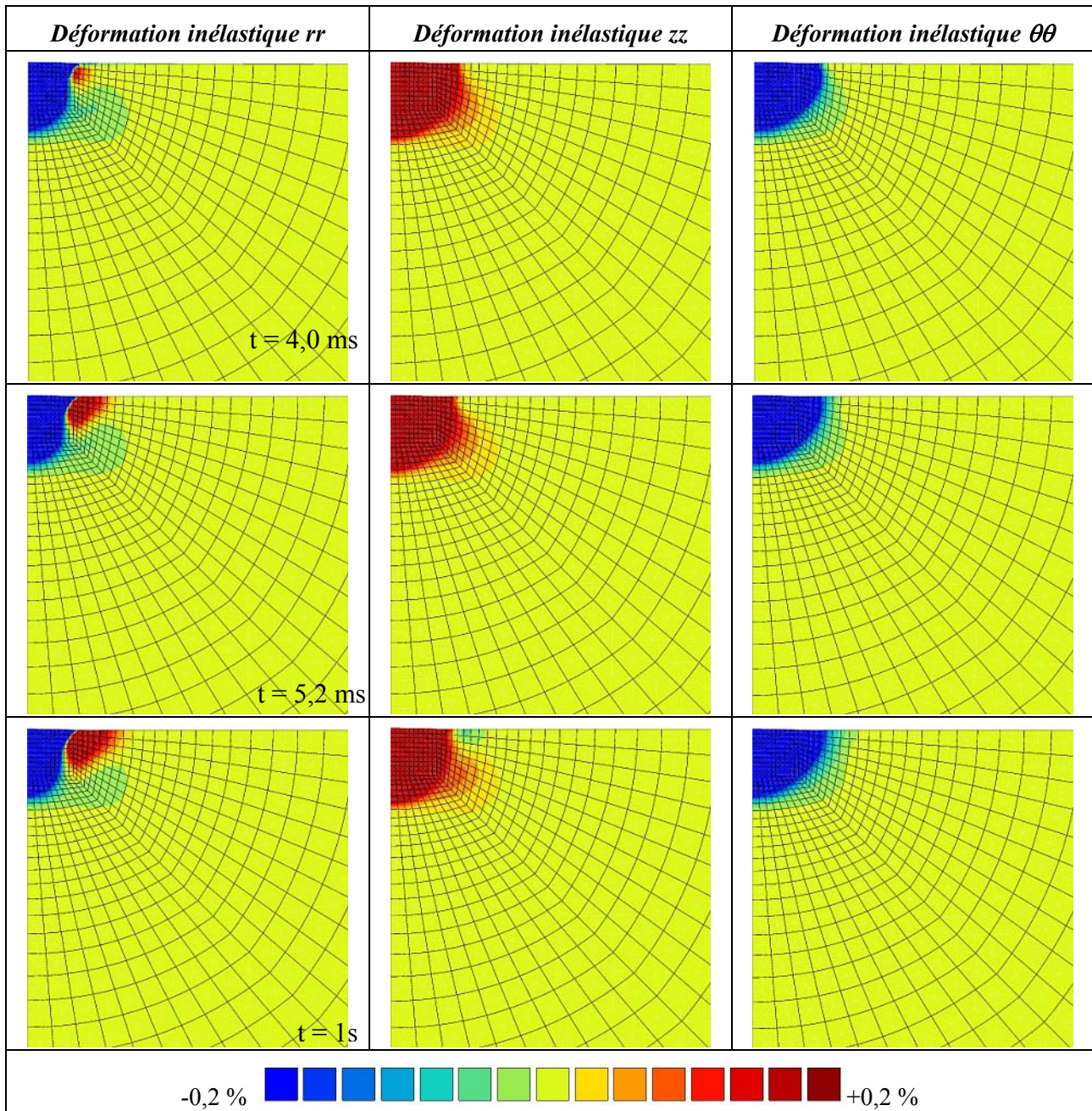


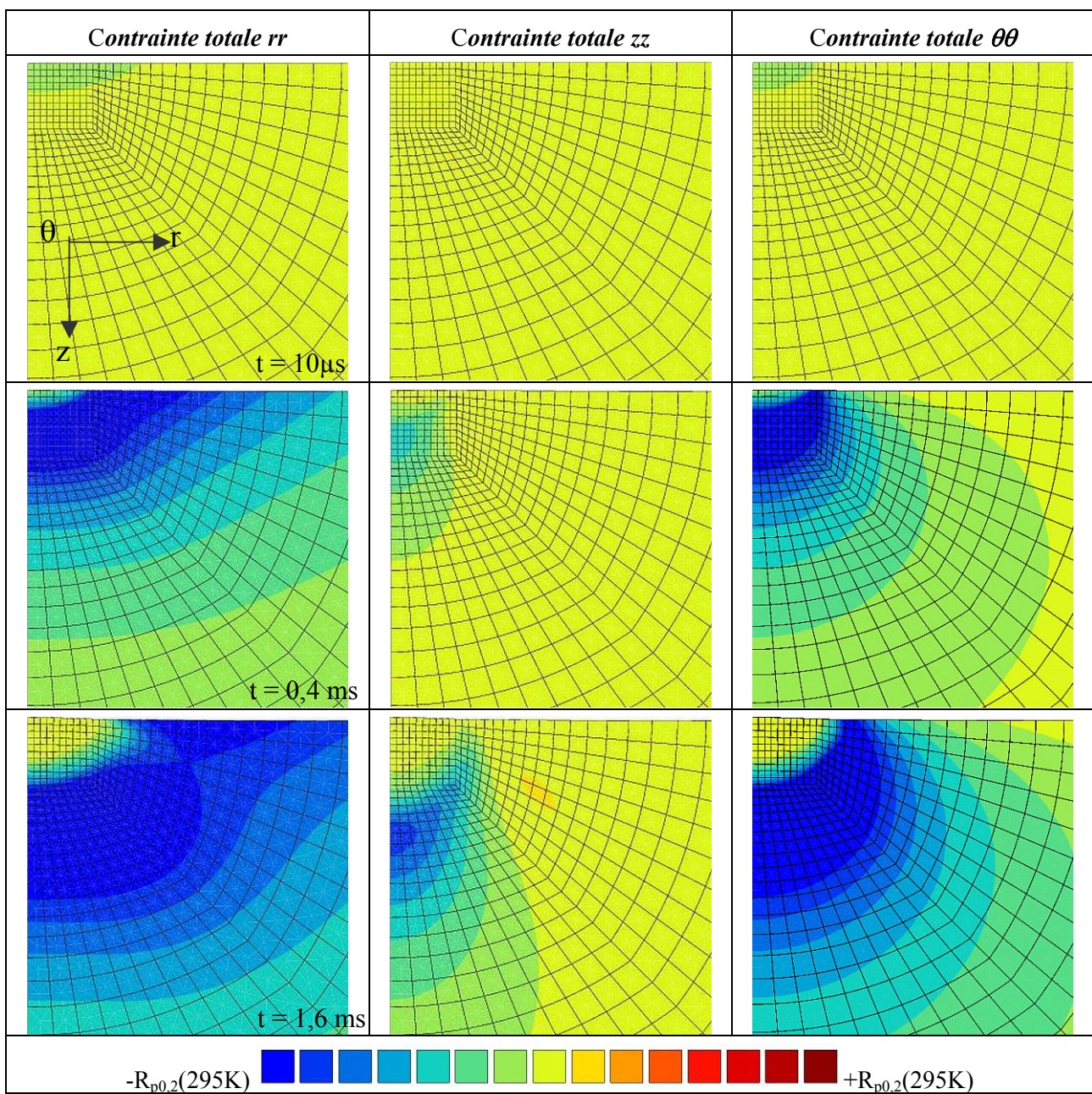
Figure 6.3. Déformations inélastiques selon les axes rr , zz et $\theta\theta$ dans une pastille de contact électrique en Ag-SnO₂ soumise à un arc électrique à différents instants.

A partir d'un état initial sans contraintes résiduelles, on voit apparaître lors du chauffage des déformations négatives selon les directions radiales ou tangentielles et positives selon la direction axiale. Au maximum de chauffage dû à l'arc, on voit apparaître des déformations radiales positives qui vont se développer au fur et à mesure du refroidissement. Les déformations axiales sont plus importantes que les déformations radiales ou tangentielles en fin de cycle. Ceci s'explique par le fait que le chauffage se fait à partir d'une surface perpendiculaire à l'axe z et que la hauteur du rivet est supérieure à sa largeur.

Le matériau présente en fin de cycle des déformations résiduelles sur une profondeur d'environ 50 μm .

6.2.1. Cartes isovaleurs de contraintes au cours d'un cycle

La figure 6.4 représente les champs de contraintes aux mêmes instants que précédemment. Les conventions de notations sont les mêmes qu'au paragraphe précédent.



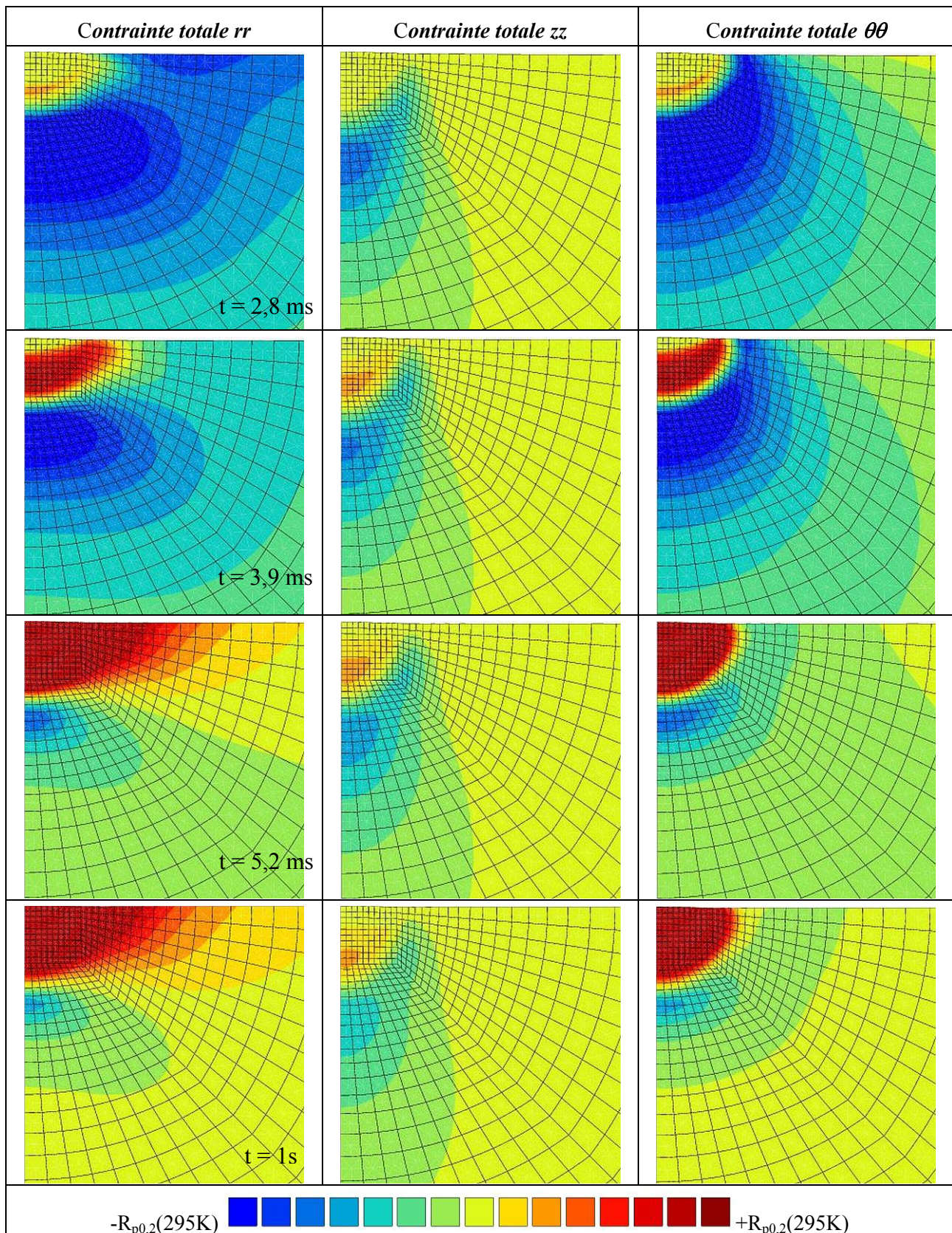


Figure 6.4. Contraintes rr , zz et $\theta\theta$ dans une pastille de contact électrique en Ag-SnO_2

Les contraintes choisies correspondent à des niveaux de contrainte de $\pm R_{p0,2\%}$ à l'ambiante. Les zones en rouge ou bleu sont donc plastifiées.

Au premier instant, les niveaux de contrainte atteints sont faibles.

Lors du chauffage ($t=0,4\text{ms}$) le matériau est plastifié en compression. Pour les trois types de contrainte (σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$), la zone présentant des contraintes maximales est située sous le bol fondu, le long de l'axe de révolution de la pastille à une profondeur de $r_c/2$ (si r_c est le rayon de la zone d'impact de l'arc). Les contraintes observées sont faibles au niveau de la surface d'impact de l'arc. Cela est dû aux propriétés mécaniques évanescentes de l'Ag-SnO₂ liquide. Les contraintes σ_{zz} sont nulles en surface et semblent atteindre des valeurs nettement inférieures à celles des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$. Celles-ci présentent une géométrie différente. Les courbes de niveau des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ ont une forme de croissant de lune tandis que celle des contraintes σ_{rr} ont plutôt une forme de couronne. En surface, le profil de contrainte semble plus marqué pour $\sigma_{\theta\theta}$ que pour σ_{rr} . Le long de l'axe de révolution, les profils semblent identiques.

A la fin du chauffage, les courbes de niveau de contraintes présentent la même géométrie que précédemment. La zone affectée est plus importante et le pic de contrainte s'est déplacé le long de l'axe de révolution jusqu'à $1,5 r_c$ de la surface. On distingue pour les contraintes σ_{rr} une zone où le gradient de contrainte est plus faible sous la surface à coté de la zone d'impact de l'arc. La zone de faible contrainte sous la zone d'impact de l'arc fait environ $2r_c/3$ de profondeur.

A la fin du premier tiers du refroidissement, on voit apparaître des contraintes de tension le long de l'axe de révolution pour σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$. Celles-ci présentent une forme de croissant de lune. Le volume plastifié en compression est à peu près le même que pour le temps précédent.

Au deuxième tiers du refroidissement, les contraintes en tension se sont développées tandis que le volume en compression a diminué. Les contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ présentent un pic en tension pour une profondeur de $2r_c/3$ le long de l'axe de révolution de la pastille (soit la profondeur maximale de la zone de faible contrainte à $t=1,6\text{ms}$). Le pic en compression est localisé à $1,5r_c$ de profondeur le long de l'axe de révolution de la pastille.

A l'extinction de l'arc, la zone en traction s'est étendue au fur et à mesure que la zone en compression se réduisait. La zone en traction atteint maintenant une profondeur de l'ordre de $4r_c/3$ et une largeur de $6 r_c$ pour les contraintes σ_{rr} et de $1,5 r_c$ pour les contraintes $\sigma_{\theta\theta}$. Le pic en traction est localisé à environ $2/3 r_c$ de profondeur le long de l'axe de révolution.

A la fin du cycle, la situation est globalement la même qu'au temps précédent. Les gradients de contraintes sont moins marqués, du fait de la relaxation mais ils présentent la même géométrie.

On constate donc que lors du chauffage, le matériau est en compression et qu'une zone de tension apparaît lors du refroidissement. Cette situation a été mise en évidence dans de nombreux matériaux soumis à de la fatigue thermique⁹⁰. Elle n'est envisageable qu'en thermoélastoviscoplasticité : une simple analyse en thermoélasticité n'aurait pas permis de rendre compte de l'apparition de contraintes résiduelles en fin de cycle.

Nous allons maintenant nous intéresser à l'évolution temporelle des contraintes en un point.

6.2.2. Evolution temporelle des contraintes

Nous nous sommes intéressés à l'évolution des contraintes principales en un point situé sur la surface à proximité immédiate de la zone fondue (figure 6.5).

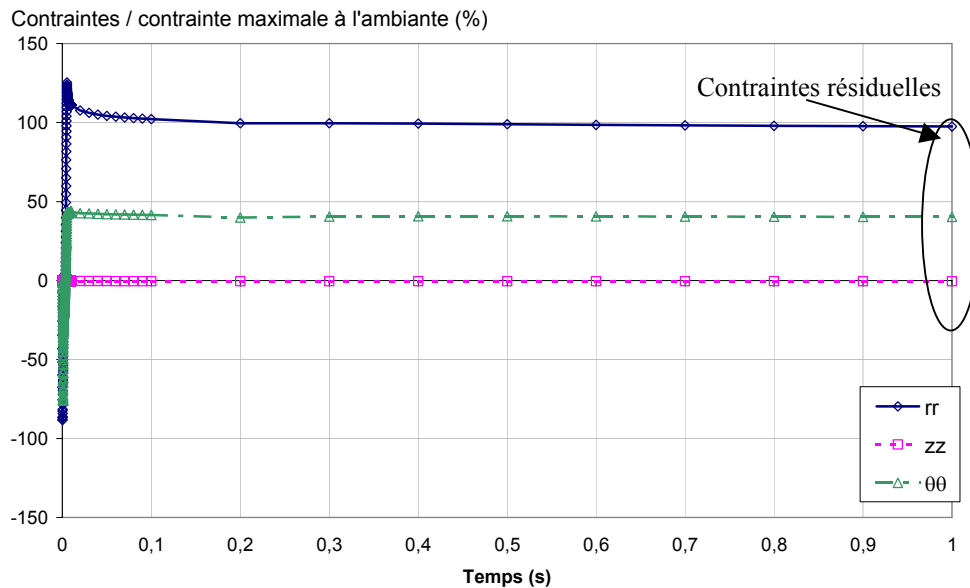


Figure 6.5. Evolution en un point proche de la zone fondue des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$.

Nous avons choisi ce point en raison des sollicitations intenses qu'il subit. On constate qu'en fin de cycle, le matériau subit encore une contrainte très importante : les contraintes σ_{rr} sont supérieures à sa limite conventionnelle d'élasticité à l'ambiante mais la contrainte totale en fin de cycle (égale à la moyenne des contraintes) est faiblement inférieure à la limite conventionnelle d'élasticité, conformément à l'interprétation de KANG et BRECHER⁹².

La figure 6.6 représente l'évolution du même point en début de cycle, lors de la présence de l'arc électrique.

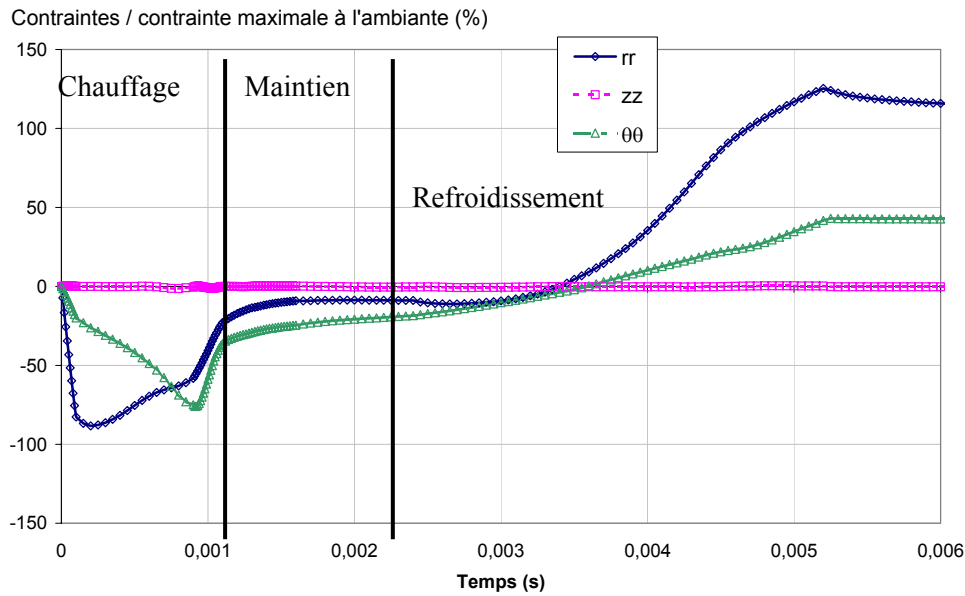


Figure 6.6. Evolution en un point des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$: début de cycle – surface

Lors du chauffage de la pastille par l'arc, ce point est en compression suivant σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$. Le pic de compression est atteint à $t = 0,3$ ms pour σ_{rr} et à $t = 0,9$ ms pour $\sigma_{\theta\theta}$. Les pics de compression pour σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont de même amplitude. Lors du refroidissement, le point est en traction. Le pic de traction est atteint pour $t=5,2$ ms (c'est à dire lors de l'extinction de l'arc). Le pic de tension σ_{rr} est plus important que le pic de tension $\sigma_{\theta\theta}$. Lors du maintien, les contraintes subies par le matériau sont faibles.

En surface, les contraintes σ_{zz} sont pratiquement négligeables par rapport aux contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$. Cela est dû au fait que le point est situé sur un bord libre orthogonal à z . Les contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ n'évoluent pas de la même manière.

La figure 6.7 représente l'évolution des contraintes en un point situé à proximité immédiate de la zone fondue, en début de cycle, mais cette fois le point est situé sur l'axe de révolution de la pastille.

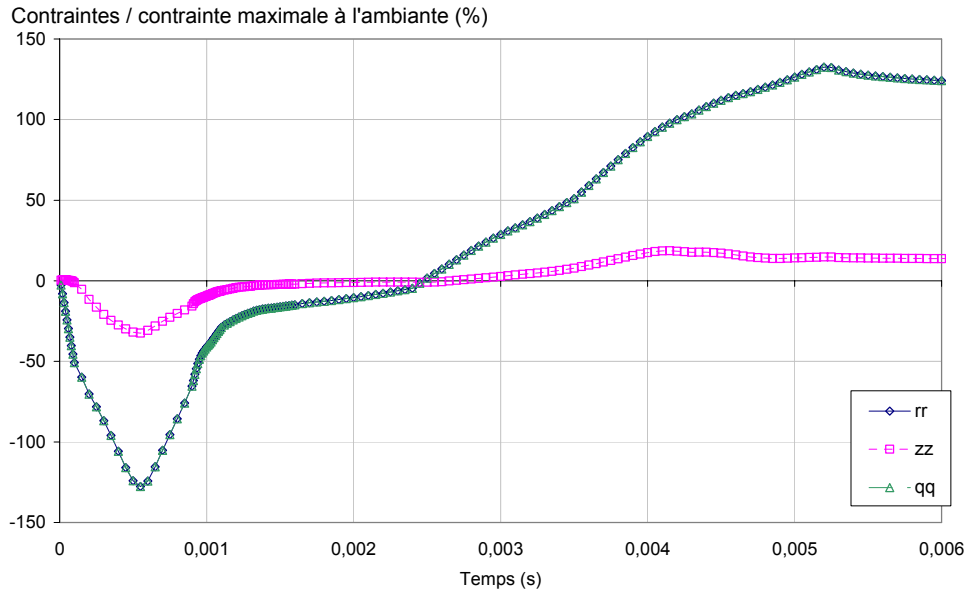


Figure 6.7. Evolution en un point des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$: début de cycle – centre de la pastille

Au centre de la pastille, les contraintes σ_{zz} ne sont plus négligeables. Les contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ évoluent de manière identique par raison de symétrie.

Ces deux points ont des évolutions complètement différentes du fait de leur position dans la pièce: nous avons donc choisi de faire deux analyses, une en surface et l'autre au centre de la pastille.

L'analyse précédente ne nous permet pas de localiser le moment le plus endommageant car la température évolue beaucoup au cours du temps.

Nous avons fait l'hypothèse que les contraintes principales peuvent être normées par le terme de saturation de l'érouissage :

$$\frac{\sigma_{rr}}{R_0(T) + \frac{C(T)}{D(T)}}, \frac{\sigma_{zz}}{R_0(T) + \frac{C(T)}{D(T)}}, \frac{\sigma_{\theta\theta}}{R_0(T) + \frac{C(T)}{D(T)}} \quad (6.2)$$

avec : $R_0(T)$: limite élastique du matériau

$C(T)$: paramètre d'érouissage du matériau

$D(T)$: vitesse d'érouissage du matériau

Il correspond à des phénomènes 1D : il permet donc de localiser le moment critique au moyen du rapport entre les contraintes mais les valeurs normalisées ont un sens physique difficile à appréhender. Ce type d'analyse permet de localiser principalement l'endommagement « à chaud » subi par le matériau en raison de la variation très importante du terme de saturation en fonction de la température. Ce terme est indépendant de la vitesse de déformation.

Nous avons considéré que le pic en traction était le plus endommageant. Cela est dû au fait que la propagation des fissures en mode I est surtout le fait des contraintes en traction.

Les courbes de la figure 6.8 sont les transformées des courbes de la figure 6.6 par cette normalisation (l'arc dure 0,0052s).

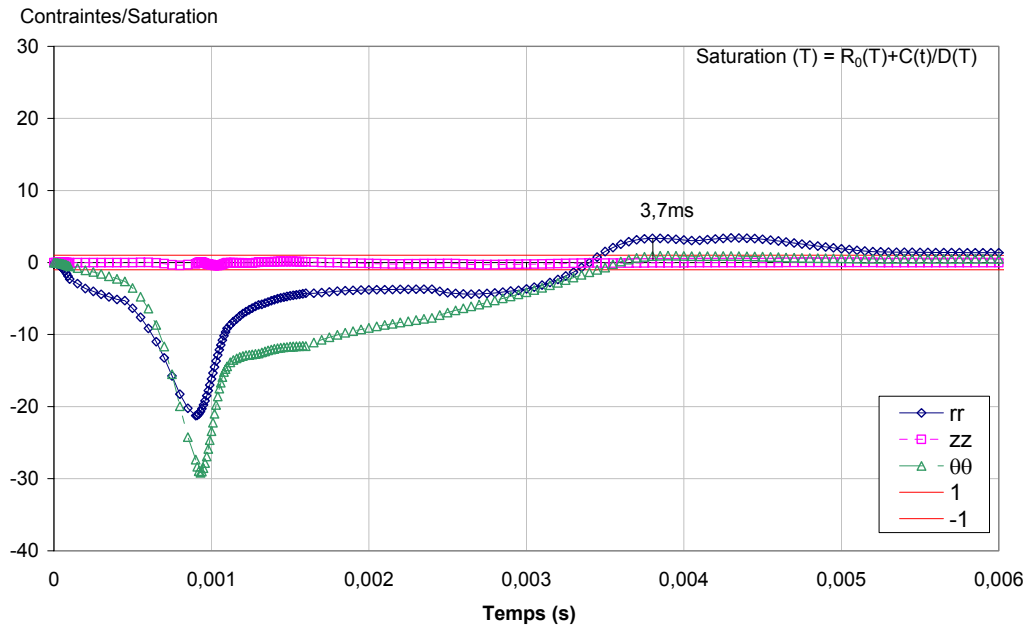


Figure 6.8. Evolution des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ normalisées pour un point en surface proche de la zone fondue

La contrainte axiale σ_{zz} normalisée évolue peu au cours du temps. Les contraintes normalisées radiales σ_{rr} et tangentielles $\sigma_{\theta\theta}$ évoluent fortement au cours d'un cycle. Il y a ainsi 2 pics :

- Un pic en compression lors du chauffage ;
- Un pic en traction lors du refroidissement ;
- Le pic le plus important en valeur absolue correspond au pic de chauffage, donc en compression.

La sollicitation la plus importante est la contrainte radiale. Le moment critique est situé lors du refroidissement du contact à 3,7 ms.

Nous avons effectué la même analyse pour deux autres points :

- Le premier est situé au centre de la pastille, à proximité immédiate du bol fondu ;
- Le deuxième est situé le long de la diagonale principale du carré composant la zone d'impact de l'arc, lui aussi à proximité immédiate du bol fondu.

La comparaison des contraintes obtenues pour ces 3 points va nous permettre de localiser la zone la plus sollicitée dans le maillage. Le résultat est donné à la figure 6.9.

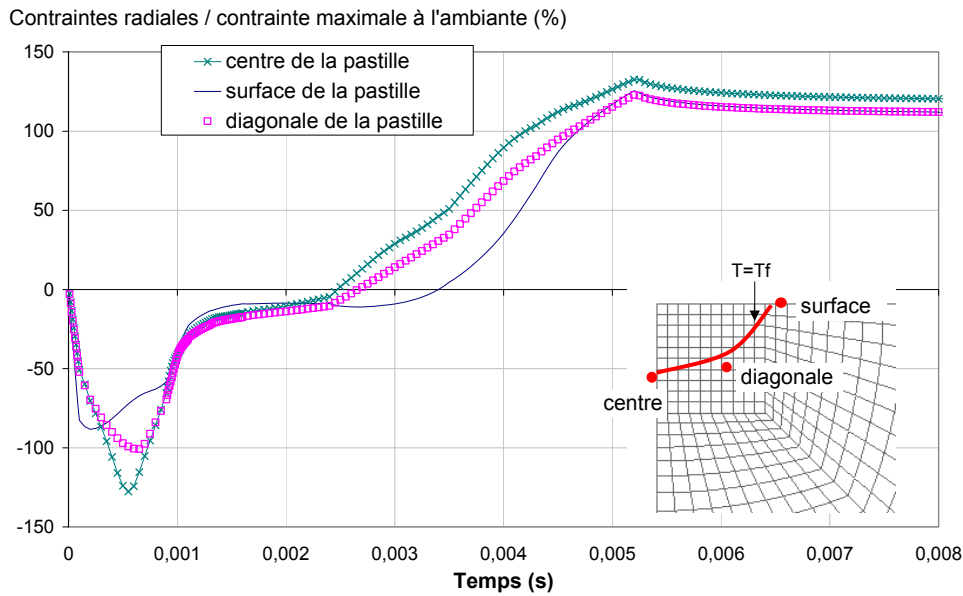


Figure 6.9. Evolution de la contrainte radiale en différents points du maillage

On constate que la région ayant les pics de contrainte (que ce soit en traction ou en compression) les plus importants est située sur l'axe de révolution de la pastille. Ceci est plus flagrant à la figure 6.10.

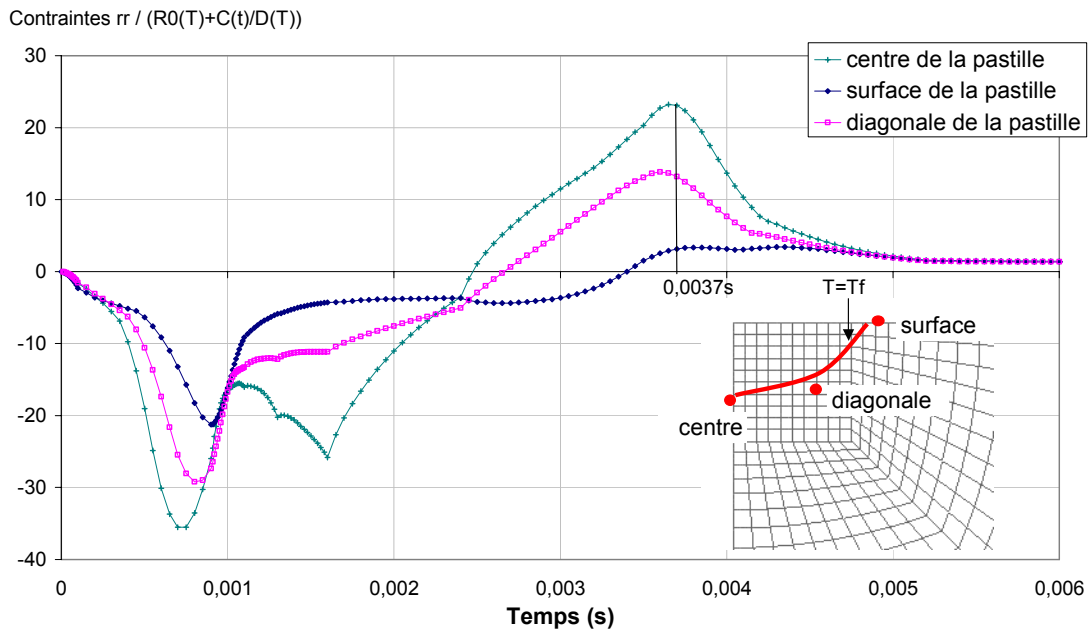


Figure 6.10. Evolution de la contrainte radiale normalisée en différents points du maillage

La figure 6.10 est la transformée de la figure précédente par la normalisation par les termes de saturation. La contrainte σ_{rr} est beaucoup plus importante au centre qu'en surface ou le long de la

diagonale principale. Elle présente en outre un pic de compression supplémentaire, résultant de l'effet de la température. Le point le moins sollicité est situé sur la surface libre. Le point situé sur la diagonale subit une sollicitation intermédiaire.

La sollicitation le long de l'axe de révolution de la pastille est maximale pour $t = 3,7$ ms. Cette valeur est du même ordre que celle calculée en surface.

6.2.3. Evolution spatiale des contraintes

La figure 6.11 correspond au moment où les contraintes transitoires sont maximales en traction ($t = 3,7$ ms) pour l'axe de révolution de la pastille.

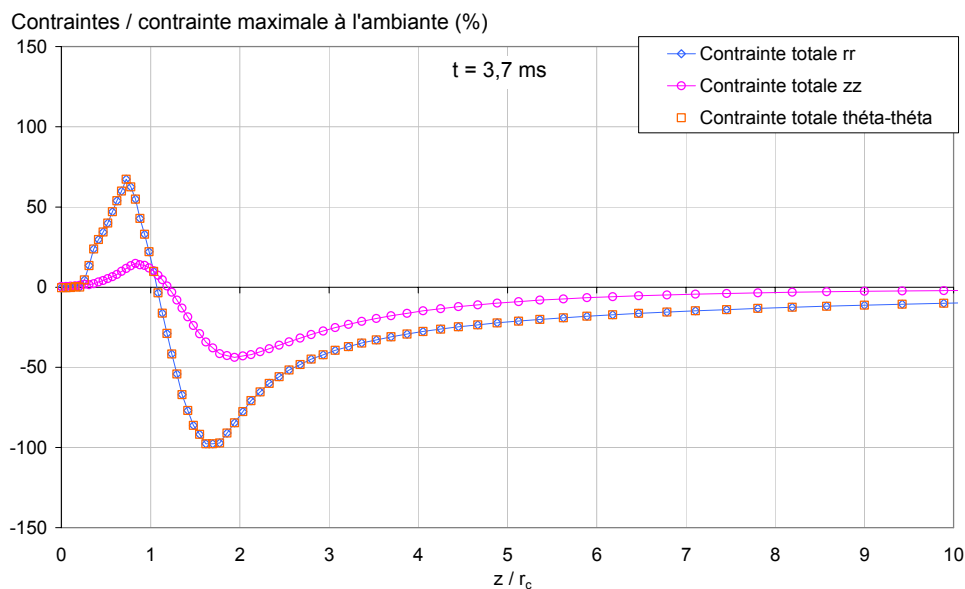


Figure 6.11. Evolution des contraintes principales en fonction de la distance au centre de l'arc milieu du refroidissement – axe de révolution

Les profils σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont identiques. Les pics de contrainte σ_{zz} sont moins marqués que les pics de contrainte radiale ou tangentielle. On constate que les contraintes présentent deux pics, un en traction et un en compression. Le pic de traction semble moins marqué que celui en compression.

La figure 6.12 est la transformée de la figure précédente par la normalisation présentée dans la partie 6.3.1.

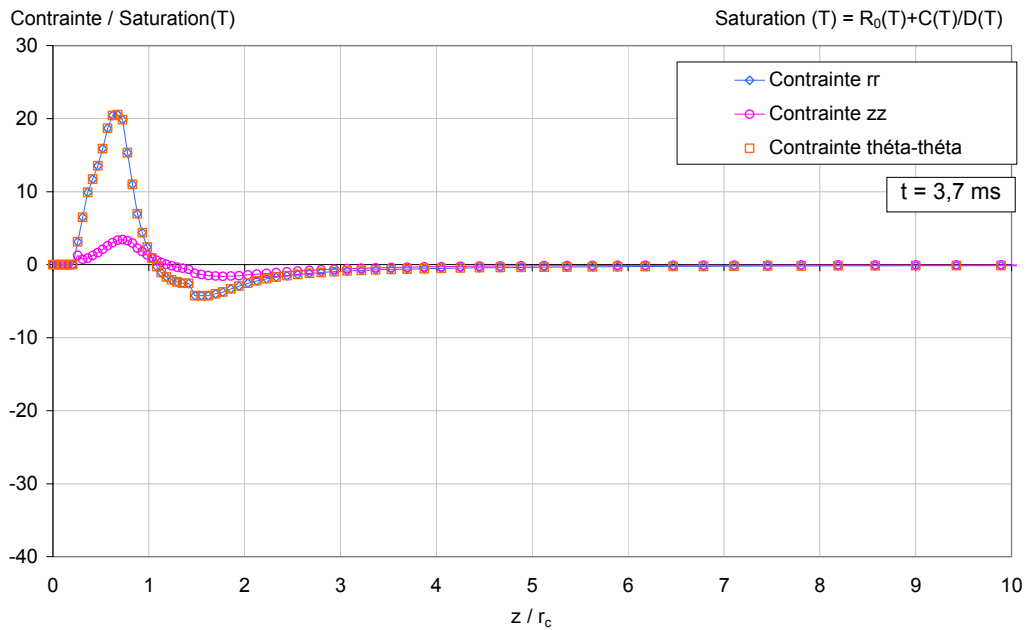


Figure 6.12. Evolution des contraintes σ_{rr} , σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la distance au centre de l'arc – milieu du refroidissement – axe de révolution

Le pic en traction est alors plus marqué que celui en compression. Il y a aussi une zone fondue pour les faibles valeurs du rapport z/r_c . Les contraintes sont nulles pour des rapports z/r_c de l'ordre de 8.

La figure 6.13 représente les profils de contrainte sur la surface libre de la pastille pour $t = 3,7$ ms.

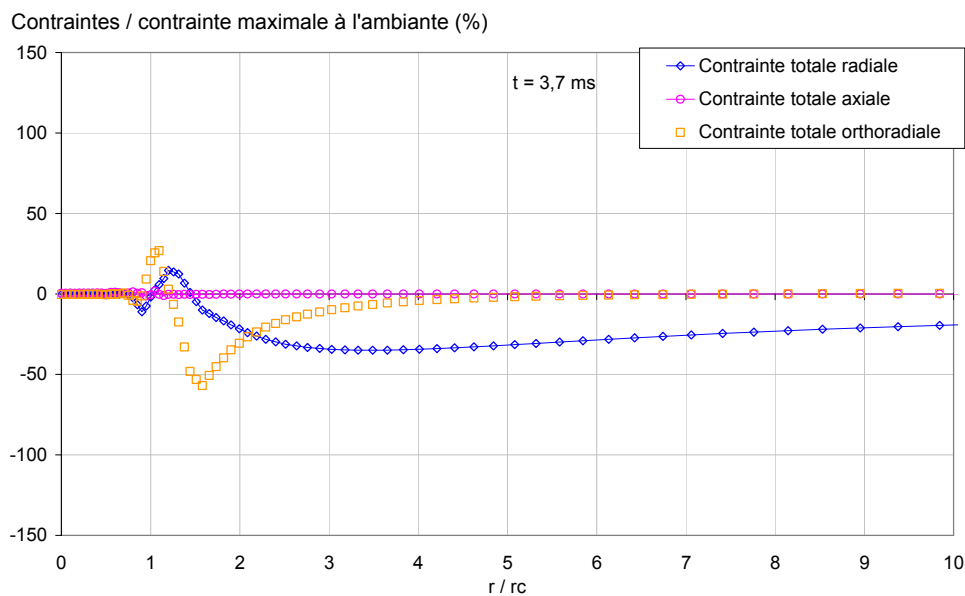


Figure 6.13. Evolution des contraintes en fonction de la distance au centre – $t=3,7$ ms – surface libre

On constate que les profils des contraintes radiale et tangentielle sont différents et que le pic de contrainte tangentielle est plus marqué que le pic de contrainte radiale. Les valeurs des pics sont beaucoup plus faibles que celles observées sur l'axe de la pastille au même instant. Les contraintes radiales sont encore importantes pour $r / r_C = 10$. Entre les deux, les contraintes présentent des fluctuations importantes avec un pic en traction et un pic en compression. Les pics les plus marqués correspondent à ceux de la contrainte tangentielle.

Ces pics résultent de la conjonction de deux phénomènes :

- La surface correspond à une discontinuité spatiale ;
- La dilatation thermique induit l'existence de pics de compression et de traction. Ceci est en accord avec l'analyse de KANG & BRECHER⁹².

Cependant, les profils observés, normés par le terme de saturation ne nous permettent pas clairement de mettre en évidence le moment le plus endommageant.

En conclusion, nous pouvons faire les remarques suivantes :

- Les contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont identiques en tout point sur l'axe de révolution de la pastille mais pas sur la surface libre ;
- Les profils de contrainte axiales sont toujours moins marqués que les profils de contraintes radiales et tangentielles ;
- Les contraintes rencontrées peuvent être importantes (jusqu'à 30 fois la valeur de saturation du comportement en compression et 20 fois cette valeur en traction). Elles sont maximales sur l'axe de révolution ;
- Les contraintes sont importantes sur une zone de l'ordre de 8 fois le rayon de la zone d'impact de l'arc sur l'axe de révolution. Sur la surface libre, les contraintes radiales diminuent lentement ;
- Au chauffage correspondent des pics de compression uniquement tandis que lors du refroidissement, il y a alternance de pics de traction et de compression.

Ces conclusions posent quatre problèmes :

- Le profil de contrainte dépend de r et de z . Les deux cas extrêmes sont en surface et le long de l'axe de révolution de la pastille ;
- Les profils de contrainte varient beaucoup au cours du temps et présentent des fluctuations importantes ;
- L'analyse ne tient pas compte de l'effet des contraintes autour du point considéré ;
- L'analyse ne nous permet pas d'évaluer la taille de la zone présentant des déformations résiduelles.

La figure 6.14 représente l'évolution spatiale des déformations résiduelles.

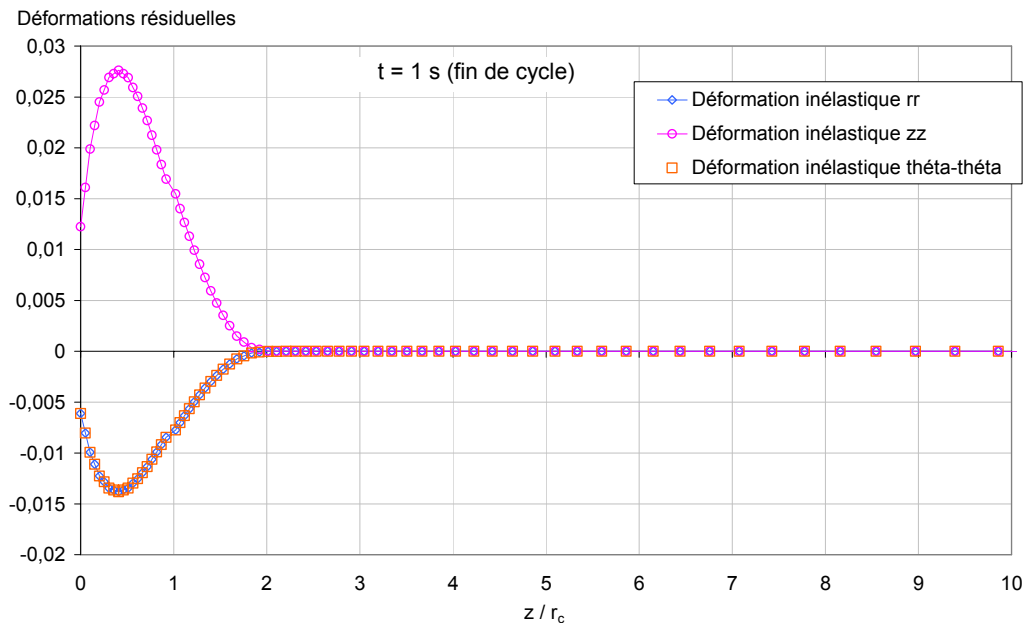


Figure 6.14. Déformations inélastiques en fin de cycle le long de l'axe de révolution de la pastille

On constate que la pastille présente des déformations inélastiques sur une profondeur relativement faible : $2 r_c$ soit $70 \mu\text{m}$ pour un contact de 6 mm de hauteur. La majeure partie de la pastille subit un chargement élastique. Nous sommes donc en régime de plasticité confinée. Dans cette zone, nous avons sans doute un amorçage rapide.

La faible taille de la zone viscoplastique nous autorise à utiliser un calcul élastique mais en tenant compte de la redistribution des contraintes due à la viscoplasticité.

Enfin, il faut remarquer que la zone mécaniquement affectée par l'arc a une profondeur environ deux fois plus faible que celle observée dans le chapitre 3 à la figure 3.42. Cela peut s'expliquer par la non prise en compte dans le calcul de l'effet du liquide sur le matériau solide. Le liquide induit très probablement des déformations qui viennent s'ajouter aux déformations mécaniques résultant du choc thermique dans le solide. Notre analyse ne tient pas non plus compte, ni de l'interaction entre l'arc et le liquide, ni des effets de pression de contact. L'ordre de grandeur est cependant acceptable, mais il serait intéressant à l'avenir de produire un calcul prenant en compte ces effets.

Nous sommes donc conduit à faire une analyse au moyen du facteur d'intensité de contrainte K .

6.3 Calcul de K et endommagement à froid

L'objectif de cette partie est d'identifier l'instant le plus endommageant dans le cycle.

Le calcul du facteur d'intensité de contrainte K repose sur des hypothèses de plasticité confinée : la structure est globalement sollicitée en élasticité mais la contrainte peut localement dépasser la limite élastique.

Nous avons, dans la partie 4.4, proposé un modèle de fissuration par fatigue. L'application de ce modèle nécessite de connaître la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Or, pour évaluer ΔK , il faut connaître l'évolution au cours du temps de K. C'est l'objectif de cette partie.

6.3.1. Etude bibliographique

De nombreux modèles ont été proposés pour évaluer la répartition de K dans un volume contenant une fissure, soit par une analyse par éléments finis, soit par une analyse de BUECKNER¹³⁹.

Les fissures de fatigue thermique sont souvent multiples et ramifiées. La présence de plusieurs fissures a pour effet de diminuer les contraintes vues par chaque fissure. Cet effet diminue quand le rapport longueur de fissure / distance entre fissures augmente¹³¹.

MARSH *et al.*¹³² ont montré que la présence de défauts et de zones fondues dans une structure a pour effet d'augmenter l'influence des contraintes résiduelles sur les contraintes thermiques. Elles conduisent donc à une augmentation de la contrainte vue par la fissure et accélèrent sa propagation. De même, une contrainte ponctuellement supérieure à la contrainte imposée dans un essai de fatigue a tendance à augmenter la vitesse de propagation des fissures.

BUCHALET & BAMFORD¹³³ ont réalisé une analyse par éléments finis de la fissuration pour les réacteurs de centrales nucléaires. Leur objectif était de retrouver au moyen du calcul les résultats analytiques de la littérature pour les disques et les cuves. Ils ont supposé que le profil de contrainte pouvait être mis sous la forme du polynôme :

$$\sigma(x) = \sum_i A_i x^i \quad (6.3)$$

Avec x : coordonnée colinéaire à la fissure

A_i : paramètre

Le facteur d'intensité de contrainte est alors donné par :

$$K_I = \sqrt{\pi a} \left[A_0 F_1 + \frac{2a}{\pi} A_1 F_2 + \frac{a^2}{2} A_2 F_3 + \frac{4a^3}{3\pi} A_3 F_4 \dots \right] \quad (6.4)$$

Avec a : longueur de la fissure

F_i : terme dépendant de la géométrie de la fissure.

Les paramètres F_i sont évalués en comparant le résultat du calcul par éléments finis avec les solutions analytiques disponibles pour les cas simples (chargement uniforme, linéaire, quadratique, etc.).

Leur démarche consiste en 4 étapes :

- Calcul du profil de contrainte perpendiculaire à la section considérée, en l'absence de fissures ;
- Calcul des coefficients A_i ;
- Calcul de K_I au moyen des coefficients A_i ;
- Application à plusieurs longueurs de fissures.

La comparaison avec un calcul de type intégrale - J donne un accord meilleur qu'1%.

Ils obtiennent ainsi pour les disques un bon accord avec la solution de BROWN & SRAWLEY¹³⁴. Pour les cuves, l'accord avec la solution de LABBENS *et al.*¹³⁵ est jugé très bon.

Cette solution est cependant longue à mettre en œuvre puisqu'elle nécessite plusieurs maillages et une intégration numérique.

FISSOLO *et al.*¹³⁶ ont montré au moyen d'un calcul par éléments finis avec un maillage auto adaptatif qu'une petite fissure proche d'une grande ralentira la croissance de cette dernière. De même, la croissance de la petite fissure sera freinée par la présence de la grande, éventuellement jusqu'à être stoppée.

MOWBRAY & WOODFORD¹³⁷ ont réalisé une étude de la fissuration sur des disques de turbines d'avion en superalliage base nickel René 77 ou en superalliage FSX-414. Ils ont supposé que la vitesse de propagation de la fissure de fatigue est contrôlée par le facteur d'intensité de contrainte en élasticité. Ils ont de plus, fait les hypothèses suivantes :

- La géométrie de la pièce considérée est axisymétrique ;
- Le champ de température n'est pas perturbé par la présence de fissures ;
- Les contraintes orthoradiales sont uniformes à travers l'épaisseur du disque pour des fissures courtes ;
- Les fissures courtes sont équivalentes à des fissures de surface dans un corps semi-infini.

Leur méthode est basée sur les calculs de BUECKNER¹³⁸ :

$$K_I = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^a p(x)m(x)dx \quad (6.5)$$

Avec $p(x)$: distribution de contraintes normales aux faces de la fissure en l'absence de fissure ;

$m(x)$: fonction d'influence.

x : variable d'intégration correspondant à la distance entre le centre du repère et le point considéré.

$p(x)$ peut être mis sous forme de polynôme de x/a .

$m(x)$ est le produit d'un polynôme et d'une racine de x .

L'avantage principal des calculs avec des fonctions de poids est que la contrainte appliquée en un point est pondérée par l'effet de la contrainte en d'autres points. Ainsi, une contrainte lointaine peut contrôler la propagation de la fissure, ce qui est en accord avec des résultats de fatigue thermique¹³⁹.

Il est dès lors possible d'évaluer K_I puis d'en déduire ΔK_I et da/dN . Ces résultats sont en bon accord avec des résultats expérimentaux, malgré une dispersion due aux essais et au matériau.

BURLET *et al.*¹⁴⁰ ont utilisé l'approche de type BUCHALET et BAMFORD, combinée à un chargement en déformation et en contrainte non linéaire pour décrire la propagation de fissures de fatigue thermique dans des tubes de fer. La durée de vie était obtenue par intégration d'une loi de PARIS jusqu'à la longueur de fissure correspondant à la fin de vie. L'effet de la plasticité était négligé : la durée de vie était surestimée d'un facteur 10. L'accord est meilleur si on utilise un facteur d'intensité de contrainte effectif proposé par SKELTON¹⁴¹ tel que :

$$\Delta K = \Delta \sigma_{eff} \sqrt{\pi a} Y \left(\frac{a}{w} \right) \quad (6.6)$$

Avec $\Delta \sigma_{eff}$: variation de contrainte effective définie par : $\Delta \sigma_{eff} = q \Delta \sigma + E \Delta \varepsilon_p$ (6.7)

q : facteur de fermeture de la fissure

De même, DEFRESNE¹⁴² a utilisé pour des superalliages monocristallins à base de nickel une approche de type BUECKNER¹³⁹. Leur analyse fait appel à la mécanique linéaire de la rupture. La forme d'équilibre du défaut est circulaire. Une analyse de type « penny-shape » a donc été privilégiée. La figure 6.15 représente la géométrie choisie.

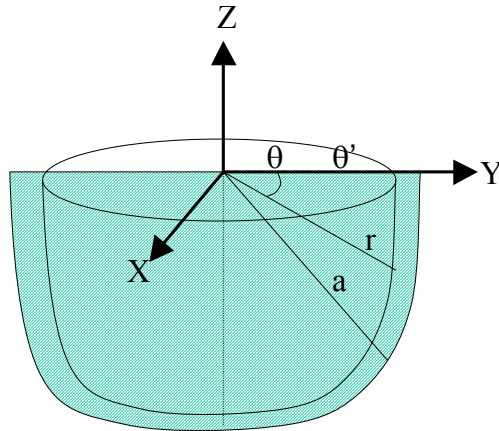


Figure 6.15. Système de coordonnées d'une fissure « penny-shape »

Le calcul de K se fait alors par :

$$K_I(\theta') = \pi^{-3/2} \int_0^{2\pi} \int_0^a m(r, \theta, \theta') p(r, \theta) r dr d\theta \quad (6.8)$$

Avec $m(r)$: fonction d'influence de BUECKNER ;

p : distribution de contraintes normales appliquée au point (r, θ) ;

a : longueur de la fissure ;

θ' : coordonnée angulaire du défaut ;

r : rayon de la zone d'intégration considérée ;

θ : coordonnée angulaire d'intégration.

Si on pose : $u = x / a$ (6.9)

Il vient :

$$K_I(\theta') = \pi^{-3/2} a^{1/2} \int_0^1 (1-u^2)^{1/2} du \int_{\theta'}^{\theta'+2\pi} \frac{p(r, \theta)}{1+u^2-2u \cos(\theta-\theta')} d\theta \quad (6.10)$$

En sommant par morceaux, on obtient :

$$K_I(\theta) = \pi^{-3/2} a^{1/2} \sum_{u=0}^1 \sum_{\theta'}^{\theta'+2\pi} \frac{\sqrt{1-u^2}}{1+u^2-2u \cos(\theta-\theta')} p(r, \theta) \Delta u \Delta \theta \quad (6.11)$$

Ce calcul est réalisé pour différentes valeurs de θ' et de a .

Cette méthode donne des valeurs proches de celles données par un calcul analytique pour une fissure dans un champ uniforme. Δu et $\Delta \theta$ doivent être choisis avec soin : s'ils sont trop importants, l'écart avec la solution analytique devient important. Des valeurs faibles conduisent à des temps de calcul importants.

DEFRESNE a réalisé ce calcul en huit points du front de fissure. Ceci lui permet de calculer ΔK_{eff} (qui tient compte de la fermeture). En utilisant une loi de PARIS, elle a pu alors évaluer ΔN connaissant Δa . L'accord avec les essais expérimentaux est satisfaisant.

6.3.2. Présentation de notre méthode

Nous avons supposé que les fissures s'ouvrent en mode I principalement. Nous avons fait les mêmes hypothèses que MOWBRAY & WOODFORD. Nous avons choisi une méthodologie de type DEFRESNE. Nous avons donc calculé l'évolution de K_I en surface et le long de l'axe de révolution de la pastille. Nous obtenons donc des courbes $K_I(a)$ pour différents temps pour $\theta' = 0$ et $\theta' = \pi/2$.

Pour le calcul le long de l'axe de révolution, nous avons pris pour valeur de la distribution de contraintes normales en un point de coordonnée r : $p(r) = \sigma_{rr}$. Ce choix n'a que peu d'importance car $\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{rr}$.

Pour le calcul le long de la surface libre, nous avons pris successivement $p(r) = \sigma_{rr}$ et $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$.

Ce calcul est bien adapté pour le premier arc. Cependant, il faut des pas d'intégration très faibles pour obtenir de bonnes conditions d'intégration. Le temps de calcul devient alors rapidement important. Nous avons choisi une résolution angulaire de 2° et une résolution spatiale pour la longueur de la fissure de $1 \mu\text{m}$. Ceci conduit à environ 3 millions de calculs par courbe (soit au total plus de 100 millions de calculs).

6.3.3. Résultats

La figure 6.16 représente un profil de $K_I/(Eb^{1/2})$ sur la surface libre pour différentes valeurs de longueur de fissures a/r_c avec r_c : rayon de la zone d'impact de l'arc.

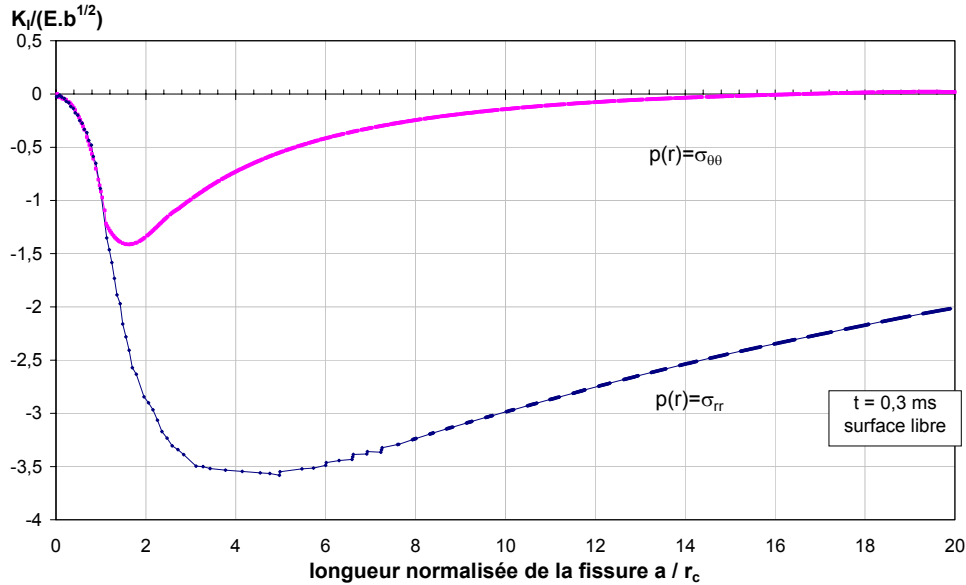


Figure 6.16. Profil de K_I au début du chauffage le long de la surface libre

L'instant choisi correspond au chauffage du contact. Les deux cas $p(r) = \sigma_{rr}$ et $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$ sont représentés. Les profils présentent un minimum en $a/r_c = 1,5$ pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$ et en $a/r_c = 5$ pour $p(r) = \sigma_{rr}$. Les valeurs de $K_I/(Eb^{1/2})$ selon les deux hypothèses sont très proches pour $a/r_c < 1,2$. Pour les valeurs plus importantes, $K_I/(Eb^{1/2})$ est beaucoup plus faible pour $p(r) = \sigma_{rr}$ que pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$. $K_I/(Eb^{1/2})$ est quasiment nul pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$ tandis qu'il est encore important pour $p(r) = \sigma_{rr}$ quand $a/r_c = 20$.

Les valeurs maximums de $K_I/(Eb^{1/2})$ sont $-3,6$ pour $p(r) = \sigma_{rr}$ et $-1,4$ pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$ environ.

Le temps $t = 5,2$ ms correspond à l'extinction de l'arc. La figure 6.17 représente le profil de $K_I/(Eb^{1/2})$ suivant les deux hypothèses le long de la surface libre pour différentes longueurs normalisées de fissures.

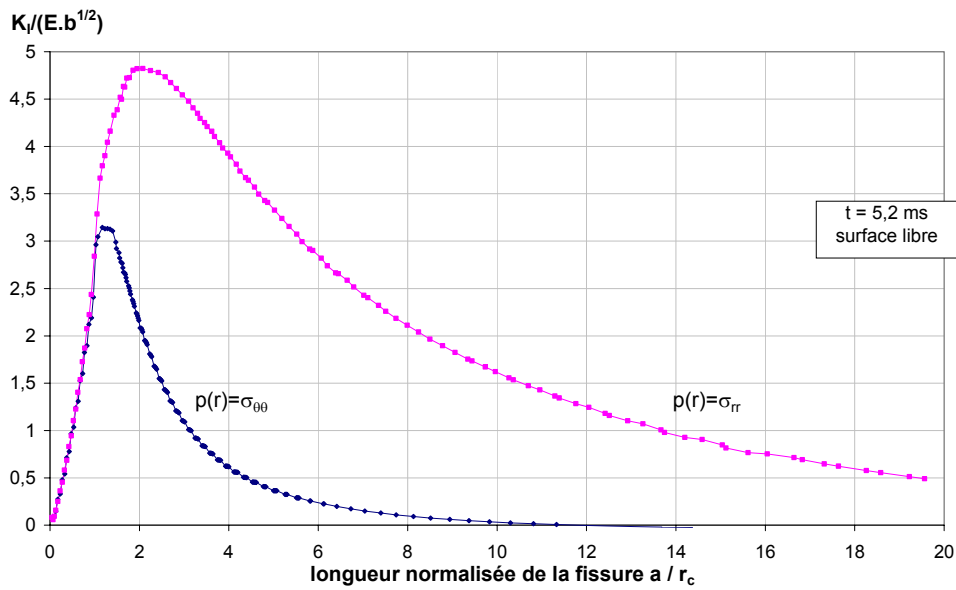


Figure 6.17. Profil de K_I à l'extinction de l'arc le long de la surface libre

Les valeurs de $K_I/(Eb^{1/2})$ sont cette fois positives et le profil pour $p(r) = \sigma_{rr}$ est là aussi plus marqué que pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$. Les valeurs maximales de $K_I/(Eb^{1/2})$ sont de 3,2 environ pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$ et de 4,8 environ pour $p(r) = \sigma_{rr}$. Les sollicitations principales sont donc en σ_{rr} . La droite $K_I = 1$ coupe la courbe en $a/r_c = 0,3$ et en $a/r_c = 17$ pour $p(r) = \sigma_{rr}$. Au-delà de cette valeur, la fissure a peu de chances de se propager et sa vitesse de propagation sera extrêmement faible. Ceci permet de définir une zone d'influence de l'arc sur la fissure.

La figure 6.18 représente l'évolution de K_I le long de l'axe de révolution de la pastille pour différentes longueurs de fissures.

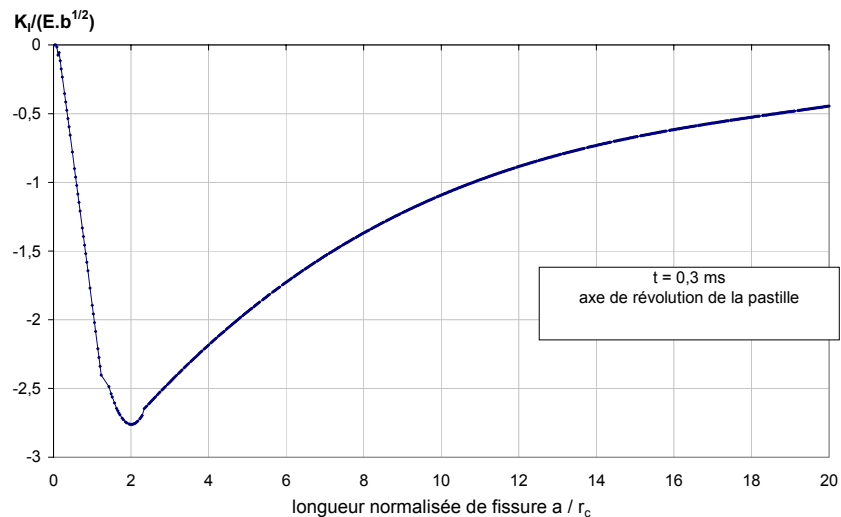


Figure 6.18. Profil de K_I au début du chauffage le long de l'axe de révolution de la pastille

Le temps choisi correspond au minimum de concentration de contrainte lors du chauffage. Le profil de K_I présente un minima pour $a / r_c = 2$ avec $K_I/(E.b^{1/2}) = -2,7$ environ. La décroissance de K_I avec a / r_c est relativement lente.

La figure 6.19 représente le profil de $K_I/(E.b^{1/2})$ pour la fin de l'arc.

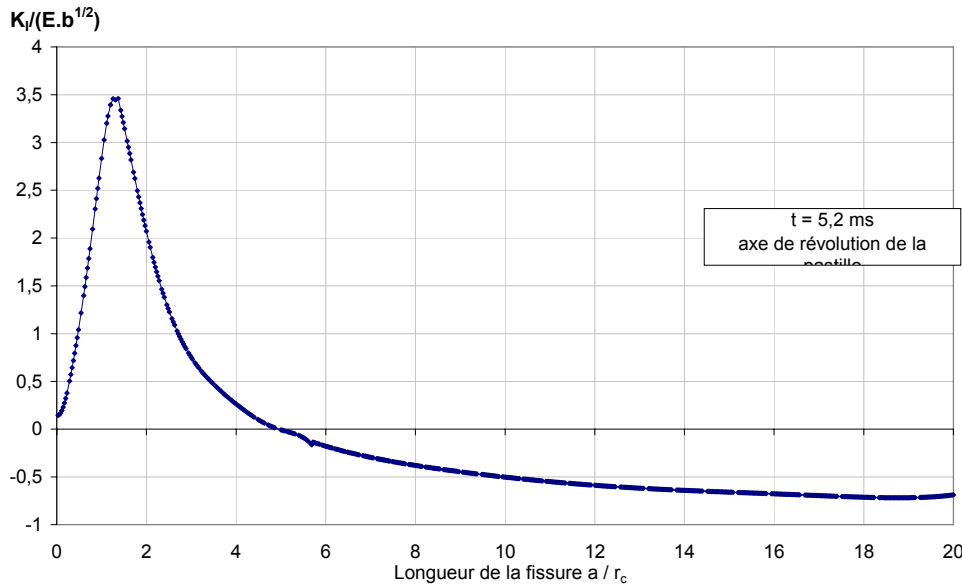


Figure 6.19. Profil de $K_I/(E.b^{1/2})$ à l'extinction de l'arc le long de l'axe de révolution de la pastille

Le profil de $K_I/(E.b^{1/2})$ en fonction de la longueur de fissure présente un maximum pour $a / r_c = 1,3$ de 3,5 environ. La décroissance de K_I avec a / r_c est relativement rapide.

On constate que ce pic est localisé à la même distance du centre de la pastille que pour le profil le long de la surface libre en prenant $p(r)=\sigma_{rr}$ à la fin de l'arc.

Nous nous sommes intéressés à l'évolution temporelle de $K_{I\text{éq}}$ d'un point du maillage. Nous avons choisi le point présentant le K_I le plus élevé pour les 3 cas :

- $p(r)=\sigma_{rr}$ le long de la surface libre
- $p(r)=\sigma_{\theta\theta}$ le long de la surface libre
- $p(r)=\sigma_{rr}$ le long de l'axe de révolution de la pastille

La figure 6.20 représente cette évolution pour $p(r)=\sigma_{\theta\theta}$ et pour $p(r)=\sigma_{rr}$ le long de la surface libre. Le point choisi est à $1,5 r_c$ du centre de la zone d'impact.

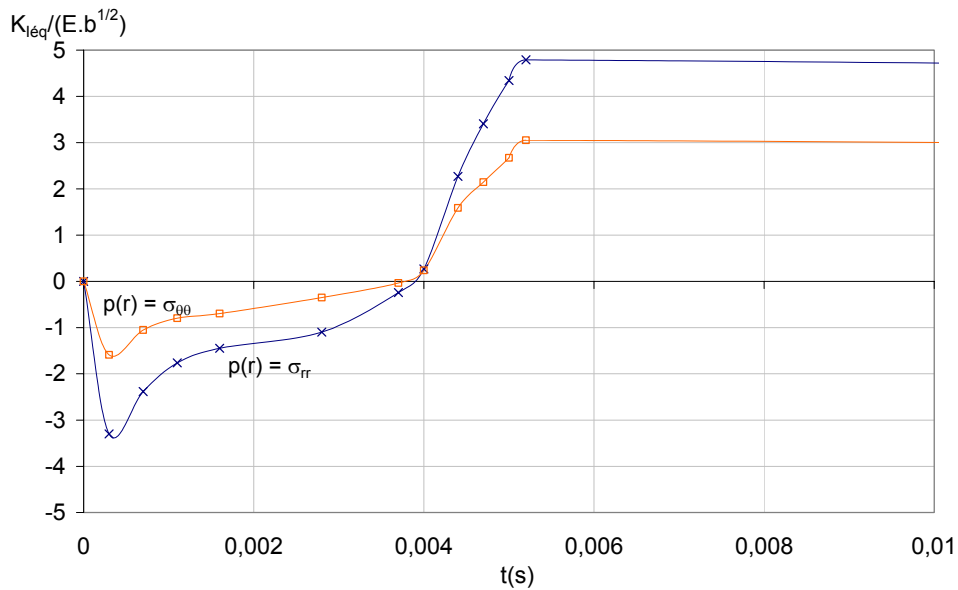


Figure 6.20. Evolution temporelle de K_I le long de la surface libre
Position du point : $1,5 r_c$

Pour $p(r) = \sigma_{\theta\theta}$, le chargement en contrainte se compose donc d'un pic en compression et d'un pic en traction suivi d'une décroissance lente de la concentration de contrainte. L'amplitude de $K_{I\text{éq}}/(E.b^{1/2})$ est d'environ 4,5. Le rapport de charge est de $-0,5$ environ.

Pour $p(r) = \sigma_{rr}$, le chargement a la même allure que le précédent mais son amplitude est plus importante : 8 contre 4,5. On dépasse donc la ténacité du matériau (qui est de 6). Il doit se fissurer dès le premier arc. Le rapport de charge est lui aussi plus faible puisqu'il atteint $-0,7$ environ. La fissure se referme donc quand le rapport de charge redeviendra négatif au cycle suivant. Il faudrait donc tenir compte au cycle suivant de la refermeture de la fissure.

La figure 6.21 représente le chargement le long de l'axe de révolution de la pastille.

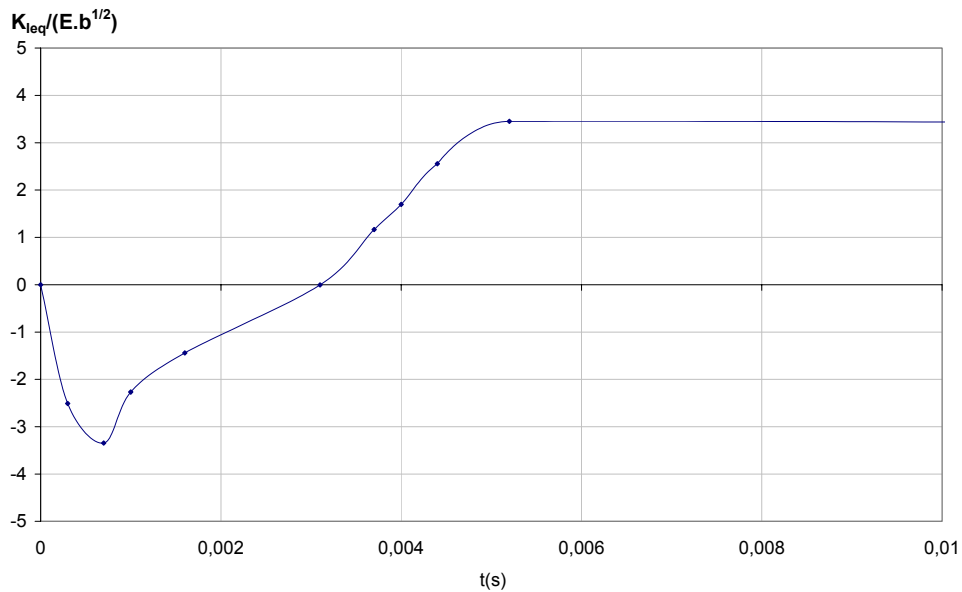
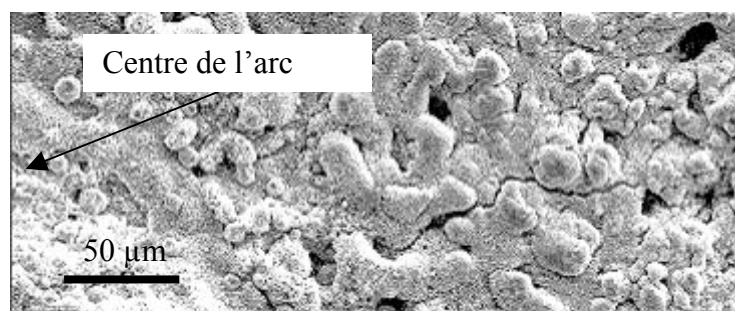


Figure 6.21. Evolution temporelle de K_I le long de l'axe de révolution de la pastille ($a/r_c=1,3$)

Le point considéré est celui correspondant à la concentration de contrainte la plus importante. Il est situé à $4 r_c / 3$ de la surface. Le chargement a même allure que les précédents. L'amplitude de concentration de contrainte dépasse elle-aussi la ténacité du matériau. Le matériau se fissure aussi en ce point. Le rapport de charge diminue encore et atteint environ -1 .

La micrographie 6.22 correspond à la surface d'un contact après un arc d'une énergie de 18 J soit l'énergie moyenne d'un arc avec la machine « locomotive ». On distingue des fissures. Elles sont cependant radiales et orthoradiales tandis que notre modèle ne prédit pas de fissures radiales. Le résultat de la simulation est cependant corroboré par l'essai expérimental.



Micrographie MEB 6.22. Fissures à la surface d'un contact électrique en Ag-SnO₂ après 1 arc

Ainsi, nous pouvons conclure de notre analyse « penny-shape » que l'instant le plus endommageant lors du premier arc est celui de l'extinction de l'arc. Les contraintes en tension sont alors très fortes du fait des propriétés mécaniques importantes et du chargement thermique.

Nos calculs conduisent à un chargement thermomécanique suffisant pour fissurer dès le premier arc, ce qui correspond aux observations expérimentales.

La figure 6.23 présente un schéma présentant cette démarche. Le chauffage induit une sollicitation et un endommagement en compression. Le refroidissement induit une sollicitation et un endommagement en traction.

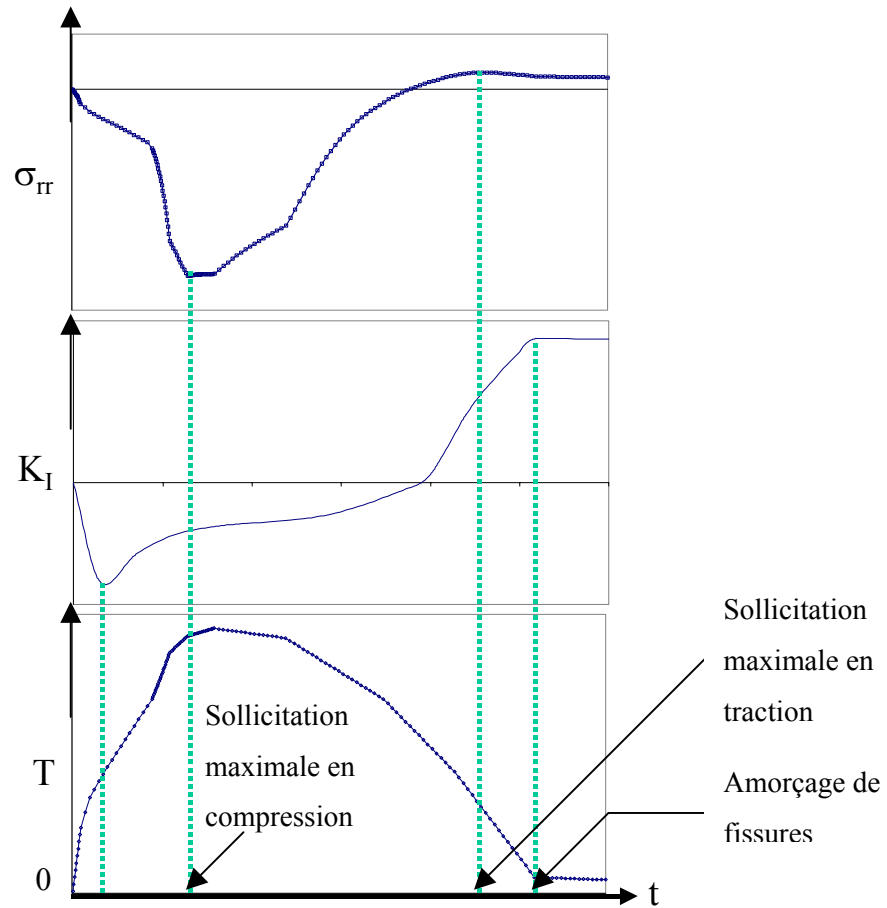


Figure 6.23. Sollicitation à chaud et endommagement à froid

Nous allons maintenant nous intéresser à l'effet du nombre de cycles sur le calcul des profils de contrainte.

La figure 6.24 représente le profil de contrainte orthoradiales pour l'instant correspondant au K minimum.

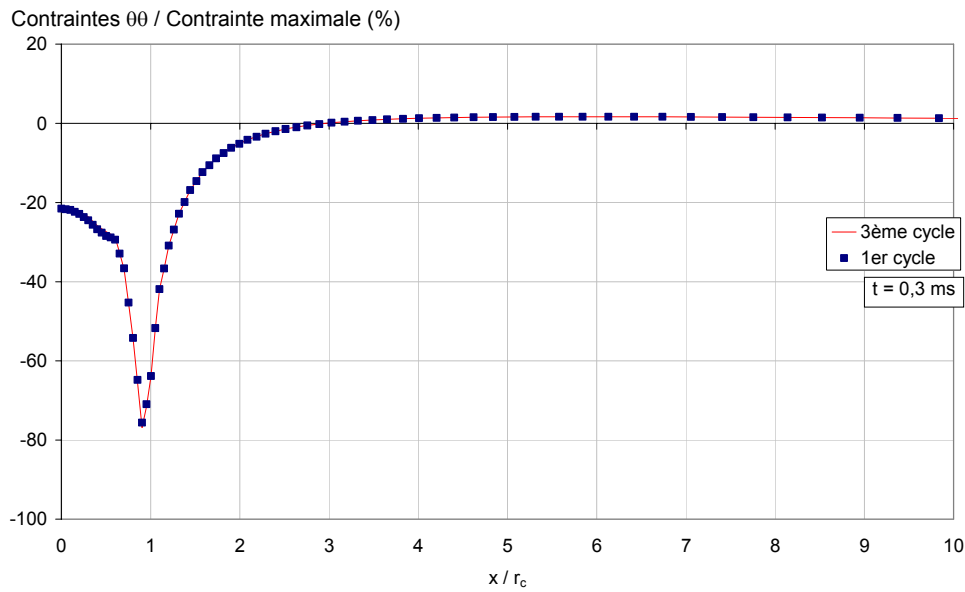


Figure 6.24. Profil de contraintes orthoradiales pour le premier cycle et pour le troisième cycle
 $t = 0,3 \text{ ms}$

On constate que les profils de contrainte sont identiques pour le 1^{er} et le 3^{ème} cycle.

Il est donc possible d'utiliser les profils de contrainte du premier cycle pour décrire les profils correspondant à des nombres de manœuvres plus importants.

Ceci nous permet d'utiliser les mêmes expressions pour le 1^{er} cycle et pour le cumul de cycles, pour un arc tombant toujours au même endroit.

6.4. Cumul de dommage

Dans le paragraphe précédent, nous avons présenté une analyse « penny-shape ». Cette analyse est valable si l'arc tombe au centre d'une fissure ou si une fissure apparaît à la suite d'un arc dans un matériau ne présentant pas de fissure dans la zone d'influence de l'arc.

Qu'en est-il si l'arc ne tombe pas au centre de la fissure ?

Si la fissure est à l'extérieur de la zone d'influence de l'arc, celui-ci n'aura aucun effet sur la fissure mais conduira plutôt à l'amorçage d'une nouvelle fissure.

Si la fissure est dans la zone d'influence de l'arc, celui-ci va contribuer à sa propagation. Si le centre de la concentration de contrainte de l'arc est sur l'axe de symétrie de la fissure, il est possible de calculer les contraintes en surface « vues » par la fissure.

6.4.1. Arc centré sur la fissure à une distance d de celle-ci.

La figure 6.25 représente la géométrie utilisée pour ce problème.

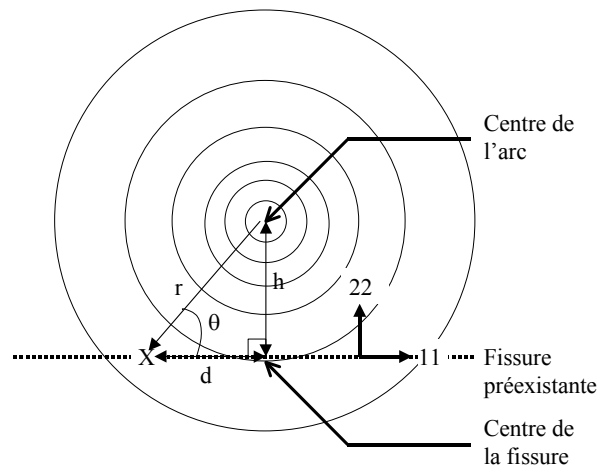


Figure 6.25. Géométrie utilisée pour définir le repère

Les contraintes provoquées par l'arc ont été calculées en coordonnées cylindriques. Si la fissure est plane, nous sommes alors obligés de procéder à un changement de repère, soit pour un tenseur symétrique du second ordre¹⁴³ :

$$\sigma_{11} = \sigma_{rr} \cos^2 \theta + \sigma_{\theta\theta} \sin^2 \theta - 2\sigma_{r\theta} \sin \theta \cos \theta \quad (6.13)$$

$$\sigma_{22} = \sigma_{rr} \sin^2 \theta + \sigma_{\theta\theta} \cos^2 \theta + 2\sigma_{r\theta} \sin \theta \cos \theta \quad (6.14)$$

$$\sigma_{33} = \sigma_{zz} \quad (6.15)$$

Si nous nous intéressons uniquement à σ_{22} (correspondant à l'ouverture de fissure en mode I) et si nous négligeons $\sigma_{r\theta}$ ($\sigma_{r\theta}$ est toujours inférieur à 4% de R_m), il vient :

$$\sigma_{22} = \sigma_{rr} \frac{h}{r} + \sigma_{\theta\theta} \frac{r-h}{r} \quad (6.16)$$

Or, $0 < h < 17 r_c$ (voir paragraphe 6.4.3) donc $r < 17 r_c$. Ceci nous permet donc d'évaluer le profil de contrainte σ_{22} en plusieurs points (figure 6.26).

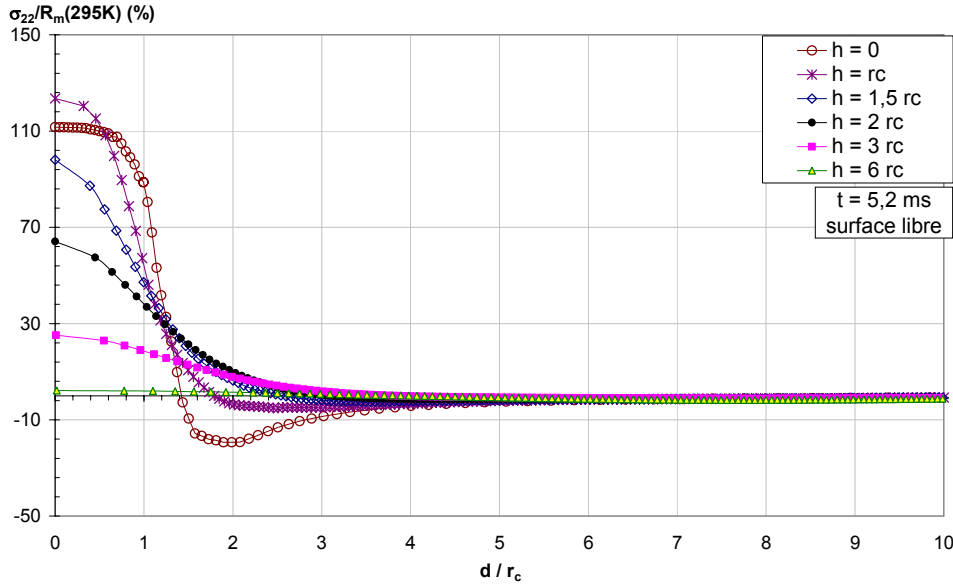


Figure 6.26. Evolution des profils de contraintes 22 pour différentes valeurs de h
 h est la distance du centre de l'arc au centre de la fissure

On constate que la décroissance en contrainte est très rapide quand d augmente pour une valeur de h donnée (sauf pour $h = 0$). De même, la contrainte σ_{22} pour une valeur donnée de d diminue rapidement quand h augmente. On constate aussi que la zone en compression pour $d / r_c = 4$ a tendance à disparaître quand h augmente.

Il nous est alors possible de calculer la force ponctuelle normale équivalente à ces contraintes pour chaque valeur de h . Cette force F_n est donnée par :

$$F_n(h) = \int_0^{d/r_c} \sigma_{22}(u, h) du \quad (6.17)$$

Si nous discrétisons, nous obtenons :

$$F_n(h) = \sum_d \sigma_{22}(d, h) \Delta d \quad (6.18)$$

La figure 6.27 présente l'évolution de $F_n(h)$ en fonction de h .

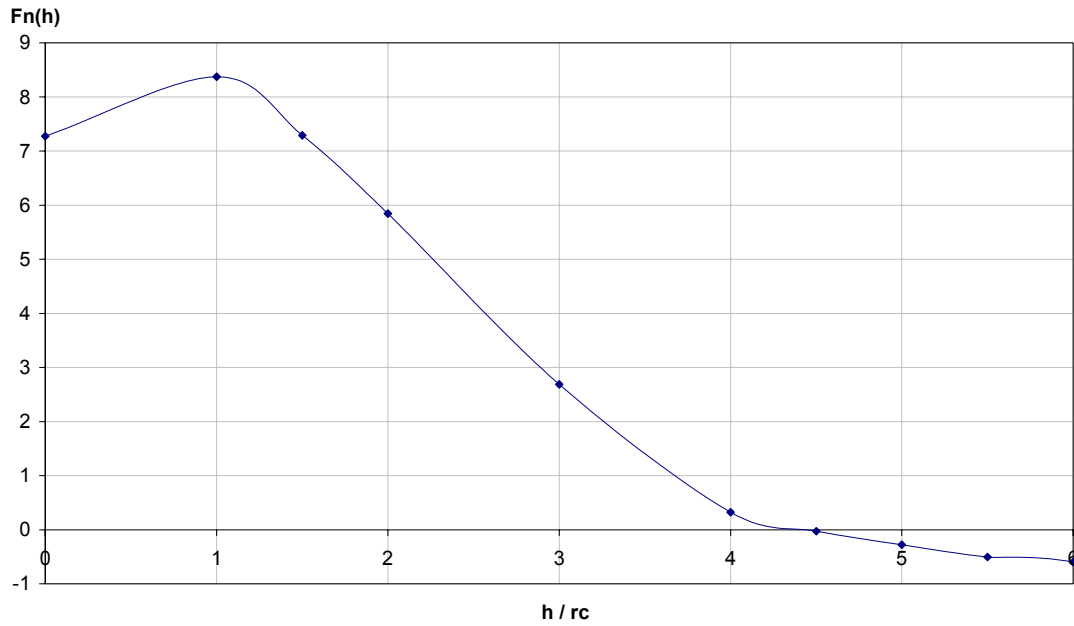


Figure 6.27. Evolution de $F_n(h)$ en fonction de h

On constate que F_n commence par croître avant de décroître. Elle s'annule vers $h / r_c = 4,5$. Cela signifie que l'effet de la contrainte sur la fissure est significatif si la distance entre la fissure et le point d'impact de l'arc est inférieure à $4,5 r_c$ de part et d'autre de la fissure.

Pour simplifier le problème, nous allons donc considérer une force indépendante de h sur une distance h_c . h_c est alors la largeur de la zone d'influence de l'arc sur la fissure, en multiple de r_c . La force appliquée par l'arc sur la fissure préexistante vaudra alors F_{nmax} . En réalité, la force appliquée sur l'arc est dépendante de la distance entre la fissure et l'arc mais prendre F_{nmax} indépendante de h simplifie considérablement le problème. Nous considérerons que la valeur de cette force F_{nmax} est définie par : $F_{nmax} = \max(F_n(h))$. On constate par lecture graphique que F_{nmax} vaut environ $(8,4 \times r_c^2)$. Il est dès lors possible de calculer h_c par :

$$h_c = \frac{1}{F_{nmax}} \sum_h F_n(h) \Delta h \quad (6.19)$$

Le calcul donne $h_c = 2,59 r_c$.

On peut donc remplacer le profil de la figure 6.27 par un créneau en force (figure 6.28).

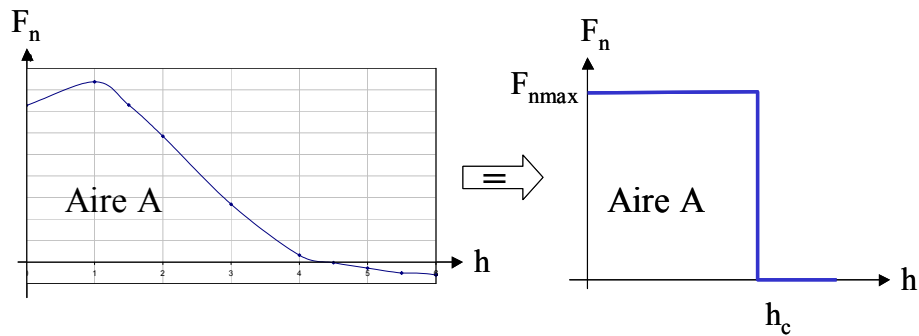


Figure 6.28. Principe du calcul de h_c .

En conséquence, si l'on considère une fissure plane, celle-ci va posséder une zone de sensibilité (figure 6.29).

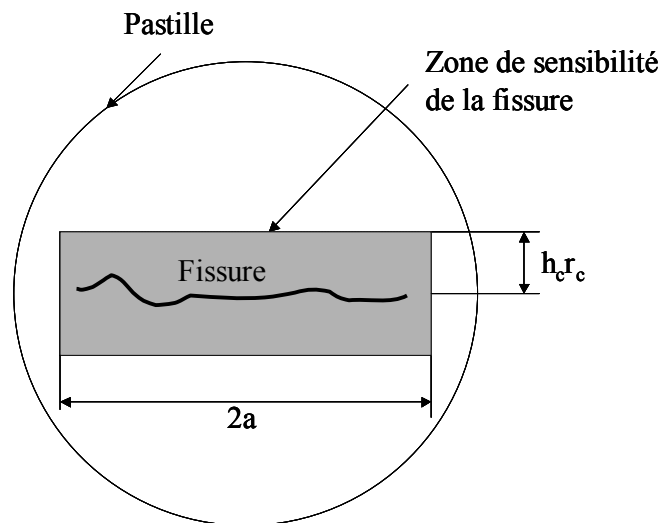


Figure 6.29. Zone de sensibilité de la fissure

Tout arc tombant dans cette zone aura un effet sur la fissure préexistante. Pour évaluer cet effet, le plus simple est de calculer la concentration de contrainte résultante.

Malheureusement, il n'est plus possible d'intégrer cette contrainte à l'aide d'une fonction « penny-shape » puisque la forme d'équilibre de la pression est sphérique alors que la fissure est plane. Le champ de contrainte doit alors être intégré numériquement sur un volume sans hypothèse simplificatrice comme la géométrie axisymétrique et la répartition sphérique des contraintes. Nous devons en plus prendre en compte le changement de repère dû au fait que l'arc ne tombe pas obligatoirement sur la fissure mais n'importe où dans la zone de sensibilité. Enfin, le cumul de cycles nous impose d'intégrer le facteur d'intensité calculé avec la fonction « penny-shape » (qui est déjà une intégrale). Le problème devient difficile à résoudre numériquement.

Nous devons donc recourir à d'autres types de simplifications, comme par exemple, supposer que la longueur de la fissure est grande devant le rayon de la zone de pression pour éviter une intégration numérique. C'est l'objet de la méthode de la force ponctuelle.

6.4.2. Force ponctuelle

Le principe de la méthode de la force ponctuelle consiste à remplacer une distribution de contraintes appliquée dans une zone donnée par une force ponctuelle, normale aux lèvres de la fissure. Il faut pour cela que la longueur de la fissure soit grande par rapport à la zone de contrainte. On suppose de plus que l'ordre des évènements n'a aucune influence sur la vitesse de propagation des fissures.

L'intérêt principal de la méthode de la force ponctuelle est de faire diminuer le nombre d'intégrations nécessaires. On remplace donc une relation intégrale par une fonction qui est son expression approchée.

MURAKAMI¹⁴⁴ permet alors d'avoir l'expression approchée du facteur d'intensité de contrainte dans ces conditions :

$$K_I(\theta) = \frac{2F_n}{2\pi\sqrt{\pi a}} \frac{\sqrt{a^2 - x^2}}{a^2 + x^2 - 2ax \cos(\theta_0 - \theta)} \quad (6.20)$$

Avec F_n : force ponctuelle;

a : longueur de la fissure ;

x : distance minimale entre le point où la force ponctuelle est appliquée et la fissure ;

θ : variable angulaire d'intégration ;

θ_0 : coordonnée angulaire du point où la force ponctuelle est appliquée.

Si on pose $u = x/a$ et que l'on réalise un développement de K_I pour un arc tombant près de la pointe de la fissure ($u \rightarrow 1$ et $\theta_0 \rightarrow 0$), on obtient :

$$K_{I\text{eff}} = \frac{2F_n}{2(\pi a)^{3/2}} \frac{1 + u^4}{(1 + u^2)(1 + u)^{3/2}(1 - u)^{3/2}} \quad (6.21)$$

F_n est donné par l'intégration numérique sur une surface normale à la fissure des contraintes normales (ici $\sigma_{\theta\theta}$).

En appliquant la loi de FORMAN identifiée au chapitre 4 pour $K_{I\text{eff}}$ (et non ΔK) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{(1-R) \frac{Kc}{E\sqrt{b}}} \frac{\left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{b}}\right)^{2m}}{1 - \frac{K_m}{K_c}} \quad (6.22)$$

Avec b : vecteur de Burgers ;

C : paramètre de la loi de Forman ;

m : paramètre de la loi de Forman ;

$\left(\frac{da}{dN}\right)_i$ est la vitesse absolue de fissuration. Elle devient infinie quand $u = 1$. Nous sommes alors en présence d'une singularité. Cette vitesse ne prend pas en compte la probabilité qu'a l'arc de tomber à cet endroit.

Le cumul de cycles pour un certain nombre de cas i différents se fait par :

$$\left(\frac{da}{dN}\right) = \sum_i m_i(a) \left(\frac{da}{dN}\right)_i \quad (6.23)$$

Avec $m_i(a)$: probabilité du cas de figure i ;

Ainsi, le calcul de la vitesse de propagation revient donc à prévoir un nombre i de cas limites et à étudier leur influence sur la vitesse globale. Il nous faut donc calculer la probabilité associée à chaque cas de figure. La somme des vitesses probabilisées (produits des vitesses de propagation pour chaque cas de figure par leur probabilité d'occurrence) peut être comparée à la vitesse de propagation de fissures observée au cours des essais locomotives.

Nous avons considéré que la probabilité associée à un cas de figure i est le rapport de la surface concernée par le cas de figure i et de la surface totale de la pastille S_0 . Supposons que l'arc tombe dans la zone d'influence en un point de coordonnées x d'une largeur δx et d'une hauteur $2h_c r_c$ où h_c est un nombre sans dimension (figure 6.30).

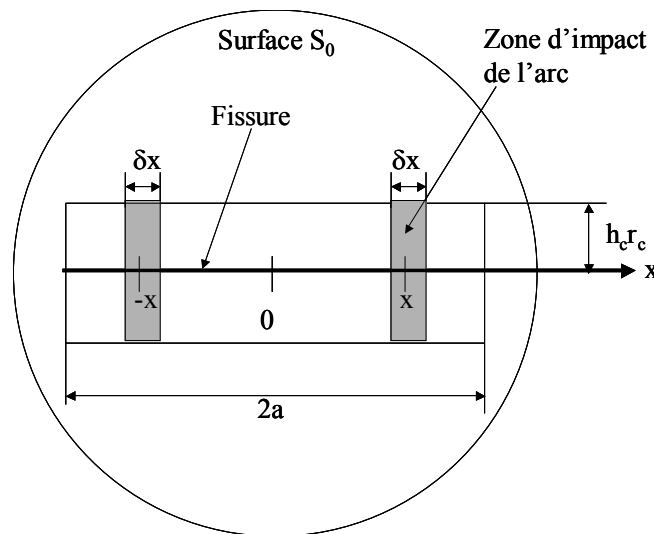


Figure 6.30. Schéma de la méthode de calcul de la probabilité associée au cas de figure i

$2h_c r_c$ est la largeur de la zone de sensibilité. On ne différencie pas le cas à l'arc tombe en x ou en $-x$. La surface associée au cas de figure i (en grisé sur le schéma) est donc :

$$S_i = 2 \delta x 2h_c r_c \quad (6.24)$$

Avec : S_i : surface du cas de figure i

δx : longueur de la zone concernée

$2h_{c,r_c}$: largeur de la zone concernée

Le facteur 2 provient du fait qu'un arc tombant en $-x$ aura le même effet qu'un arc tombant en $+x$.

La surface totale de la pastille est S_0 . La probabilité associée au cas de figure i est donnée par :

$$m_i(a) = S_i / S_0 = 4\delta x \cdot h_{c,r_c} / (\pi r^2) \quad (6.25)$$

Avec r : rayon de la pastille.

Le calcul de da/dN contient donc 2 variables intrinsèques : u et a .

Le calcul ne peut être fait analytiquement. On aboutit à une vitesse de propagation infinie si la force ponctuelle est appliquée sur une des extrémités des lèvres de la fissure (figure 6.31).

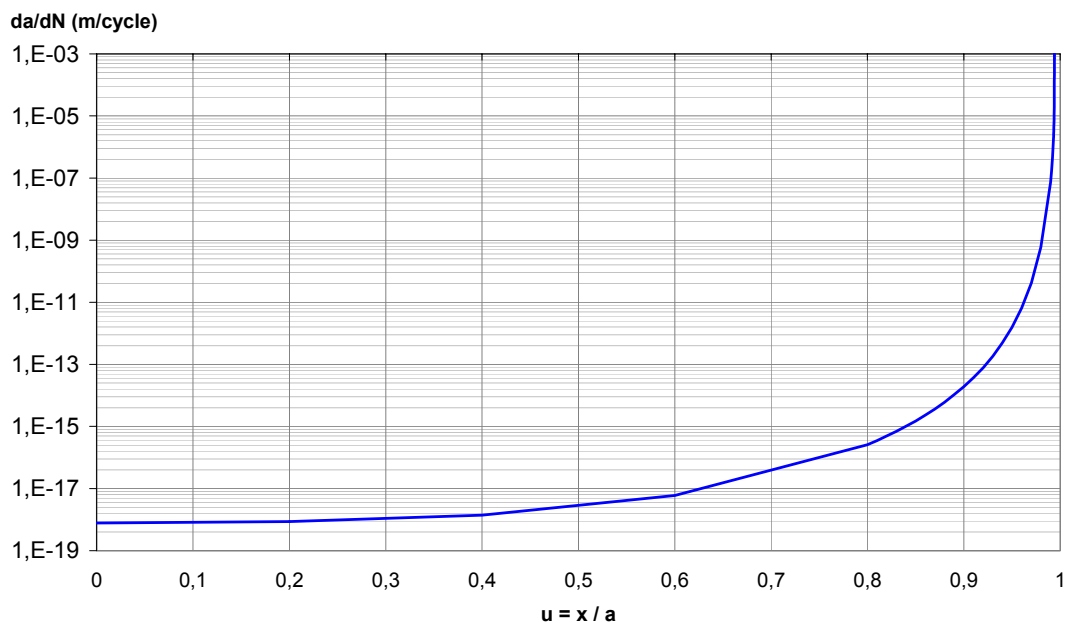


Figure 6.31. Mise en évidence d'une singularité en pointe de fissure associée à l'interaction de l'arc avec la fissure en fonction de la distance à l'extrémité de la fissure en surface

Nous sommes donc contraints à intégrer numériquement da/dN en choisissant un pas de δx et une valeur limite de da/dN (considérée comme la frontière de la singularité). Pour la valeur limite de da/dN , nous avons choisi le dernier point expérimental de la courbe de fissuration à l'ambiante de l'AgSnO₂ da/dN_{limite} du chapitre 4. Nous avons choisi un pas de δx de façon à obtenir comme dernière vitesse da/dN_{limite} pour le cas $a = 10 r_c$ (correspondant à une fissure de petite taille mais d'une taille suffisante pour que l'approximation de la force ponctuelle soit vérifiée).

Nous pouvons alors tracer da/dN en fonction de a/r_c (figure 6.32).

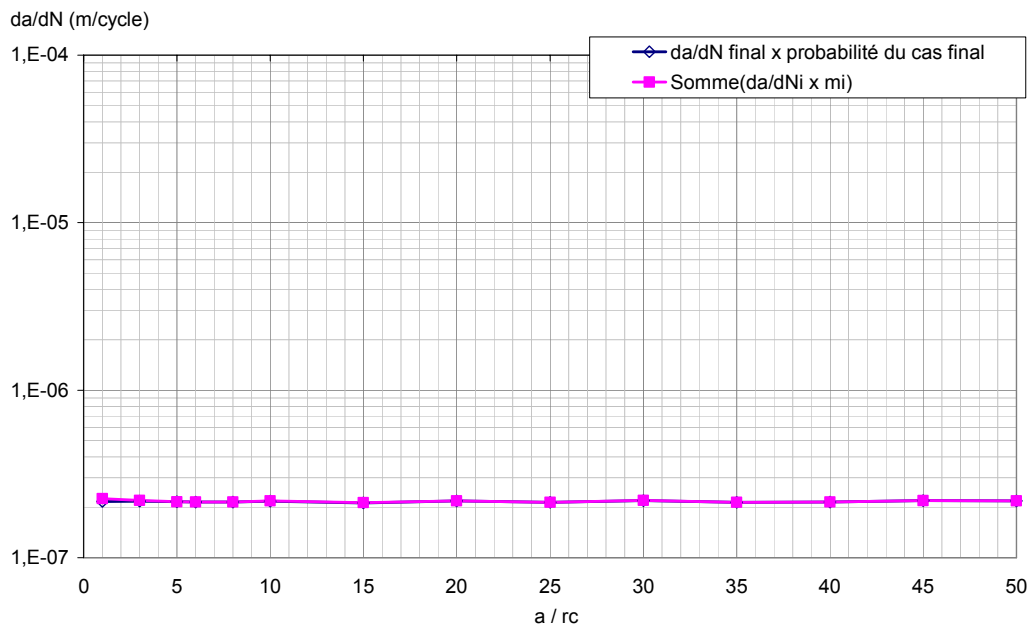


Figure 6.32. Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure
 Les vitesses multipliées par leur probabilité d'occurrence et la somme de ces vitesses probabilisées
 (pour toutes les valeurs de x) sont représentées.

En fait, nous avons tracé la vitesse de propagation probabilisée pour le cas limite (correspondant au point le plus proche de la singularité) et la somme de toutes les vitesses de propagation probabilisées.

On constate que les deux vitesses de propagation sont globalement indépendantes de a/r_c pour $a/r_c > 10$. On constate aussi que la vitesse globale ne dépend que de la vitesse du cas limite : les seuls arcs qui comptent sont ceux qui tombent en pointe de fissure. Il est dès lors possible de calculer une durée de vie.

Considérons que le matériau a atteint sa durée de vie lorsque l'on a une fissure qui traverse l'épaisseur de la structure. Dans le chapitre 3, nous avons pu montrer que ceci arrivait pour environ 6 000 manœuvres. Nous allons calculer la durée de vie obtenue avec notre modèle.

Supposons que la pastille d'Ag-SnO₂ fasse 1,7 mm d'épaisseur. Cela correspond à une longueur de fissure pour le nombre final de cycle N_f de $a_f = 1,7 \cdot 10^{-3}$ m. Sachant que la vitesse moyenne de propagation de la fissure est de $da/dN = 2,1 \cdot 10^{-7}$ m / cycle (figure précédente), il lui faudra :

$$1,7 \cdot 10^{-3} / 2,1 \cdot 10^{-7} = 7800 \text{ manœuvres}$$

pour y parvenir. Notre calcul sousestime donc la vitesse de propagation de fissure de 29%.

La figure 6.33 représente l'évolution en fonction du nombre de manœuvres du dommage de fissuration.

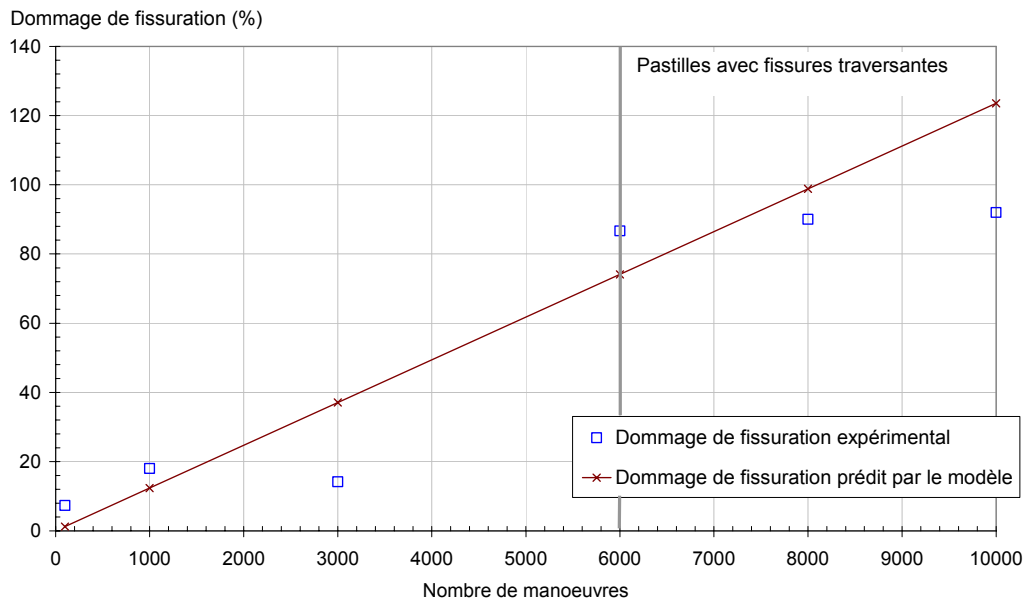


Figure 6.33. Comparaison entre le dommage de fissuration observé expérimentalement et celui prédit par le modèle

Rappelons que le cumul de dommage de fissuration est défini par la longueur de la plus grande fissure divisée par l'épaisseur de la pastille.

Deux cas ont été représentés : le dommage de fissuration résultant de l'étude expérimentale du chapitre 3 et le dommage de fissuration prédit par le modèle. On constate que l'expérience corrobore les valeurs de dommage de fissuration obtenues par le modèle avec une erreur maximale de 31,5% avec un écart moyen de 14,6%.

Cet écart s'explique par plusieurs phénomènes :

- La dispersion des résultats expérimentaux (comme pour le point expérimental à 3000 manoeuvres) ;
- La probabilité associée à la répartition des arcs le long de la fissure que nous avons supposé comme dépendant uniquement de la surface.

Néanmoins, nous avons considéré que l'accord est satisfaisant.

En conséquence, le calcul, malgré des hypothèses simplificatrices très fortes, donne une valeur acceptable de la vitesse de propagation des fissures dans les pastilles de contact électrique en Ag-SnO₂.

6.5. Analyse paramétrique

L'objectif de cette partie est de faire varier un à un tous les paramètres du matériau pour évaluer leurs effets sur les profils de contraintes. Ceci devrait nous permettre d'identifier les paramètres influents.

Nous avons donc généré des profils de contrainte en surface au même instant pour différentes valeurs de :

- De la capacité calorifique volumique ;
- De la conductivité thermique ;
- Du coefficient de dilatation thermique ;
- Du module d'Young ;
- De la limite élastique ;
- Des paramètres d'érouissage C et D ;
- Des paramètres de viscosité K et n.

Chaque paramètre est dépendant de la température et les valeurs en fonction de la température sont rentrées dans Zebulon sous forme tabulée.

Pour chaque paramètre, le jeu de valeur utilisé dans les parties précédentes était considéré comme un jeu pivot et nous avons défini 5 pourcentages de ce jeu de valeur pivot (de 50 à 150%) pour toutes les températures. Ces valeurs ne correspondent pas à des matériaux particuliers mais il est possible de trouver des matériaux de contact présentant ces propriétés.

6.5.1. Paramètres thermophysiques

6.5.1.1. Capacité calorifique volumique

La figure 6.34 représente l'évolution de la capacité calorifique volumique du matériau en fonction de la température pour les cinq lois matériau choisies.

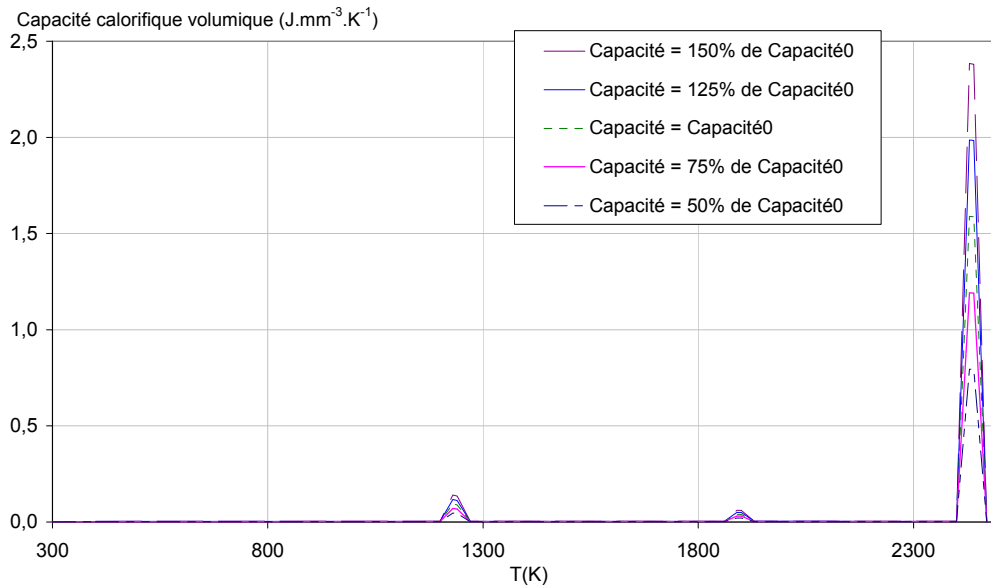


Figure 6.34. Capacité calorifique des lois matériaux utilisées

La figure 6.35 donne l'évolution temporelle de la température dans le contact pour les lois correspondantes. L'effet de la capacité calorifique se fait surtout sentir à la fin des transitoires. Une capacité calorifique élevée permet d'« amortir » les changements brusques de température au sein du matériau.

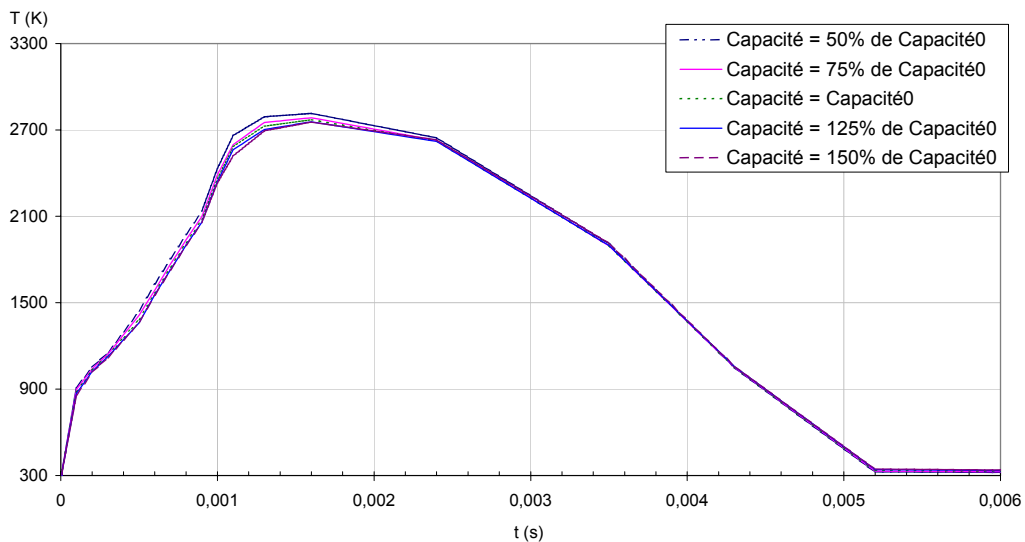


Figure 6.35. Température en fonction du temps pour plusieurs valeurs de capacité calorifique

Cet effet peut s'expliquer par la présence de pics de changement d'état (figure 6.36).

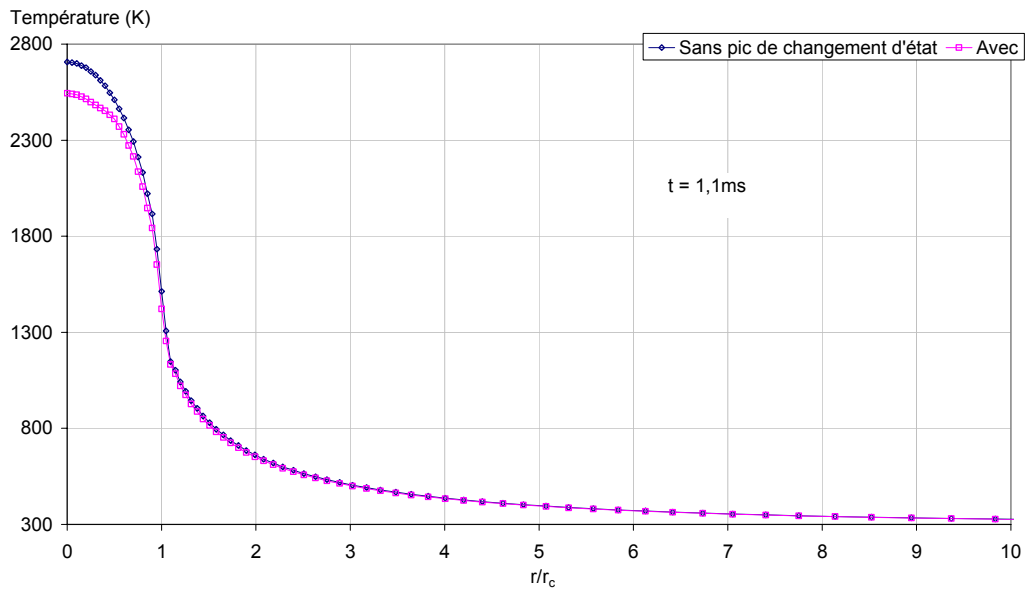


Figure 6.36. Effet du pic de changement d'état sur le profil de température

Les pics de changement d'état permettent de faire chuter la température d'environ 200 K à $t=1,1 \text{ ms}$ tandis qu'ils n'ont quasiment aucun effet quelques dixièmes de millisecondes plus tard.

L'effet de la variation de la capacité calorifique volumique sur un profil de contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ est donné à la figure 6.37.

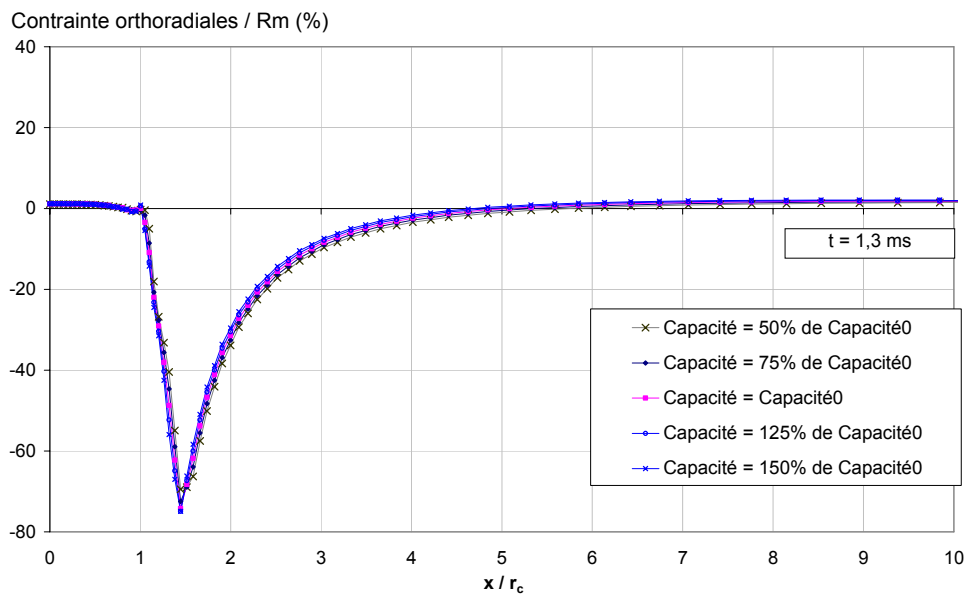


Figure 6.37. Effet de la capacité calorifique sur le profil de contrainte

On constate que ce paramètre n'a que peu d'effet à $t=1,3\text{ms}$ alors que, d'après la figure 6.40, c'est le moment où l'effet de la capacité calorifique est maximal.

6.5.1.2. Conductivité thermique

Le deuxième paramètre auquel nous nous sommes intéressés est la conductivité thermique.

La figure 6.38 représente l'évolution avec la température de la conductivité thermique (notée lambda) pour les 5 lois matériaux utilisées. Elles se déduisent les unes des autres par homothétie.

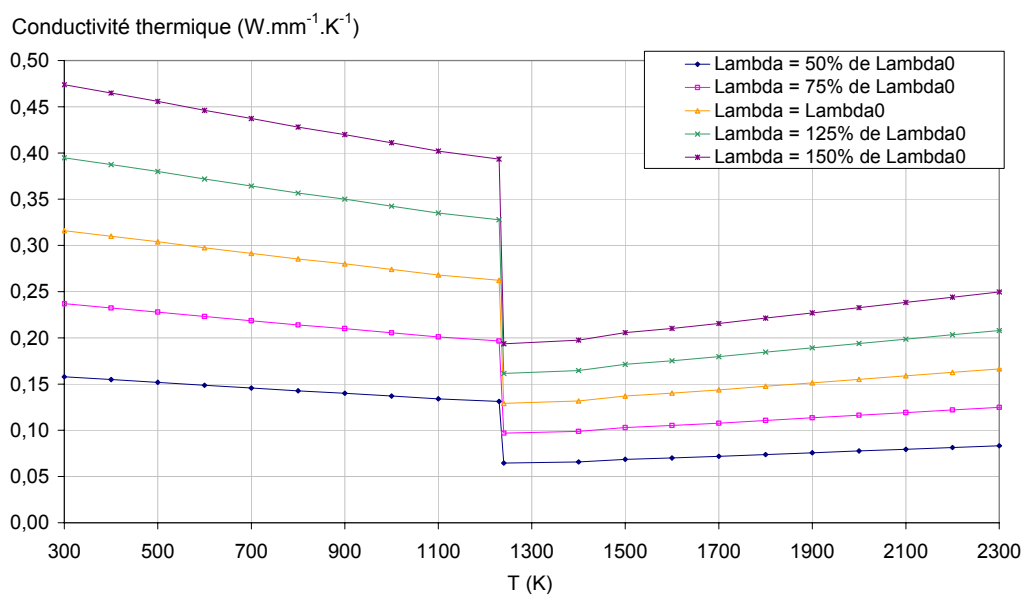


Figure 6.38. Conductivité thermique des lois matériaux utilisées

La figure 6.39 représente les profils de température pour différentes conductivités thermiques.

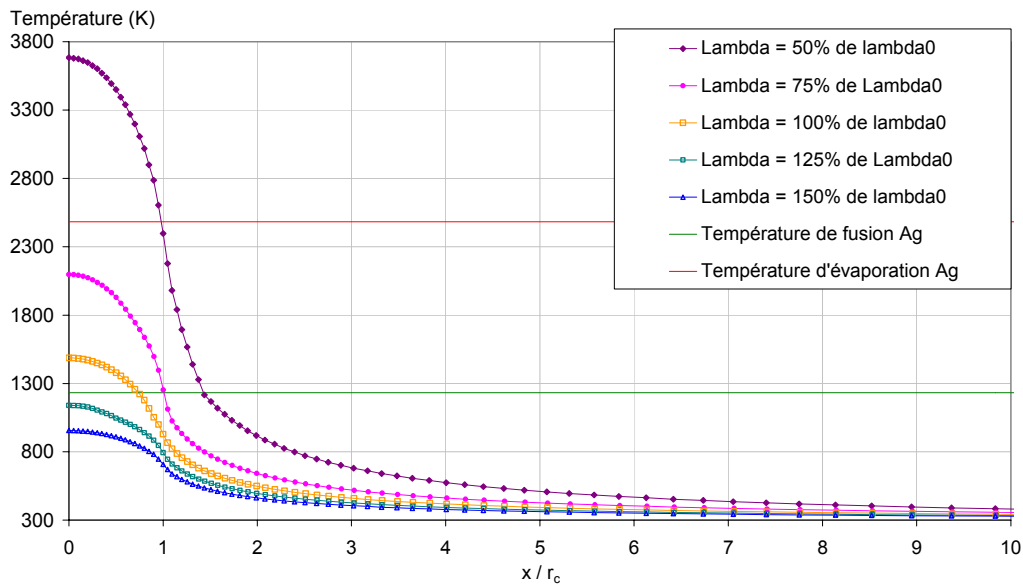


Figure 6.39. Effet de la variation de la conductivité thermique sur le profil de température
Instant $t = 3,9\text{ms}$

On constate que l'effet de la conductivité sur la température est très important. Une conductivité double conduit à une division par 2,5 de la température au centre de la pastille ! La figure 6.40 représente l'évolution d'un profil de contraintes orthoradiales pour différentes valeurs de λ .

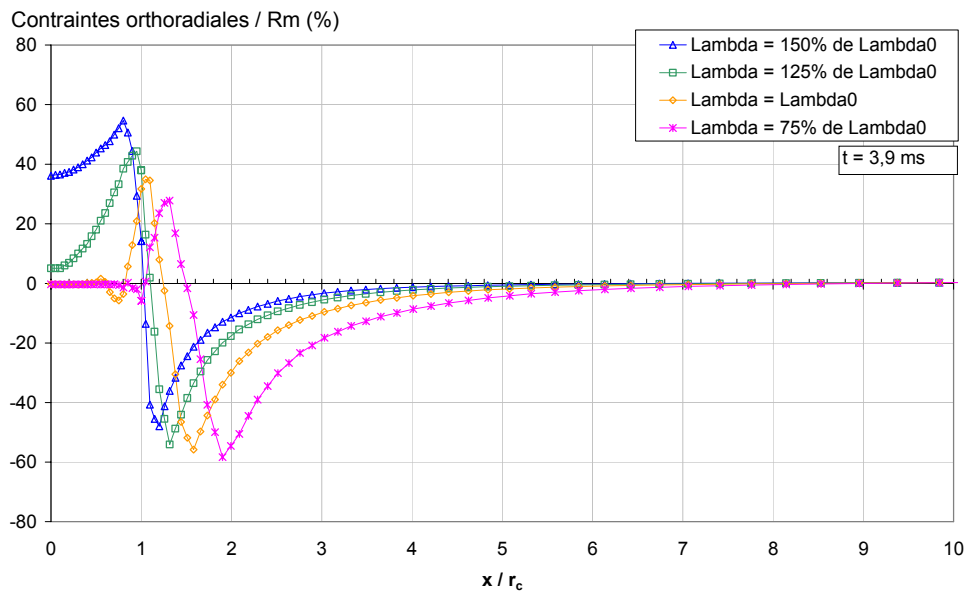


Figure 6.40. Effet de la conductivité thermique sur le profil de contrainte

On constate que la conductivité thermique a un effet important sur les contraintes orthoradiales et sur la durée de vie.

6.5.2. Paramètres mécaniques

6.5.2.1. Coefficient de dilatation thermique

La figure 6.41 présente l'effet du coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ sur le profil de contrainte.

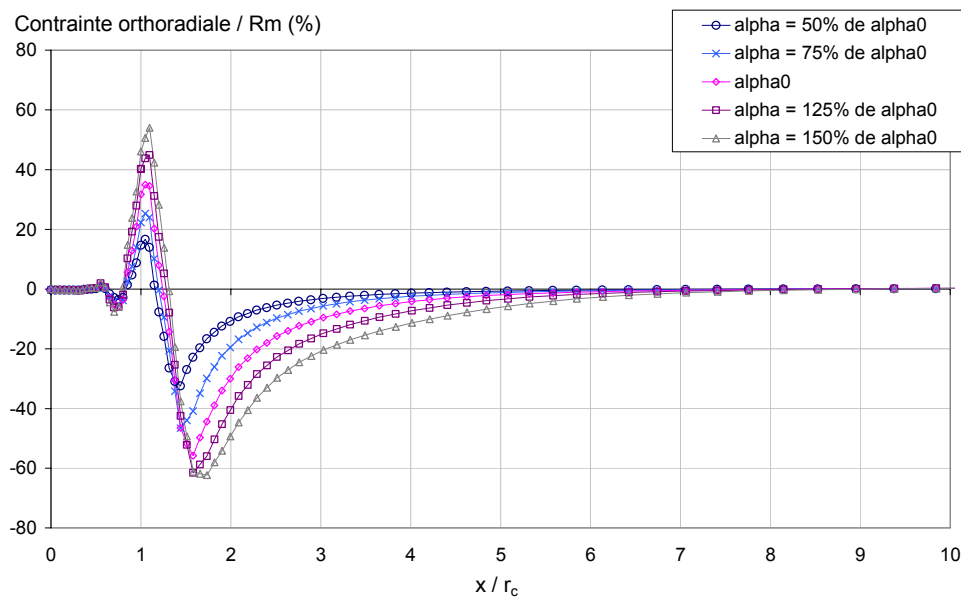


Figure 6.41. Effet du coefficient de dilatation thermique sur le profil de contrainte

Une augmentation de α conduit à une augmentation des gradients de contraintes pour les pics de traction / compression et à une augmentation linéaire de l'amplitude de ces pics. C'est donc un paramètre clé.

6.5.2.2. Limite élastique et module d'Young

Il n'y a aucun effet de la limite élastique $R(T)$ sur les contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ pour $t = 3,7$ ms. La figure 6.42 présente l'effet de R sur les profils de contrainte à $t = 5,2$ ms.

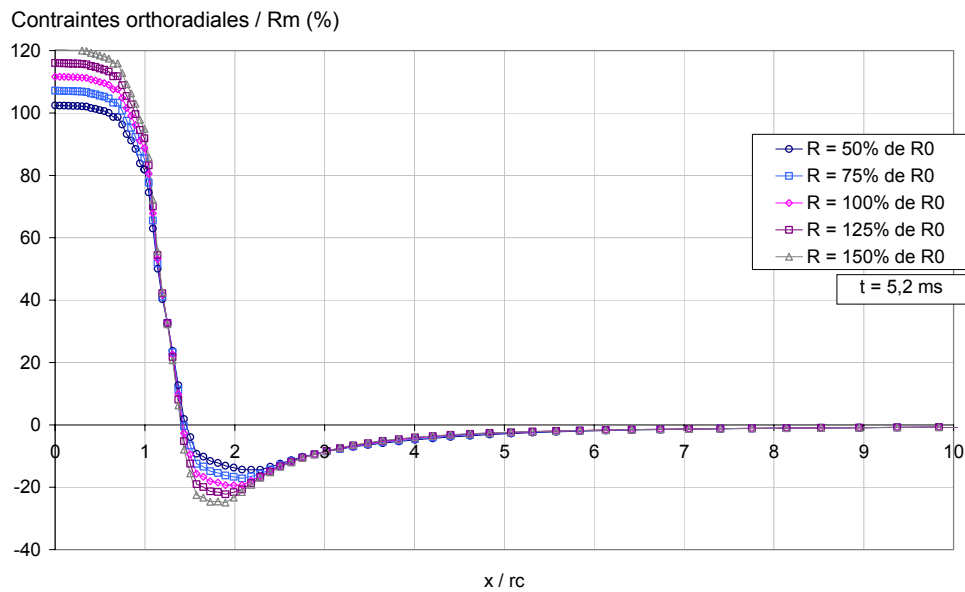


Figure 6.42. Effet de la limite élastique sur le profil de contrainte $\theta\theta$

L'augmentation de R conduit à une augmentation de l'amplitude des pics de compression et de traction et à une augmentation des gradients de contraintes, de sorte que toutes les courbes passent par le même point d'inflexion.

La figure 6.43 présente l'effet de la variation du module d'Young $E(T)$ sur les contraintes orthoradiales à $t = 3,7$ ms.

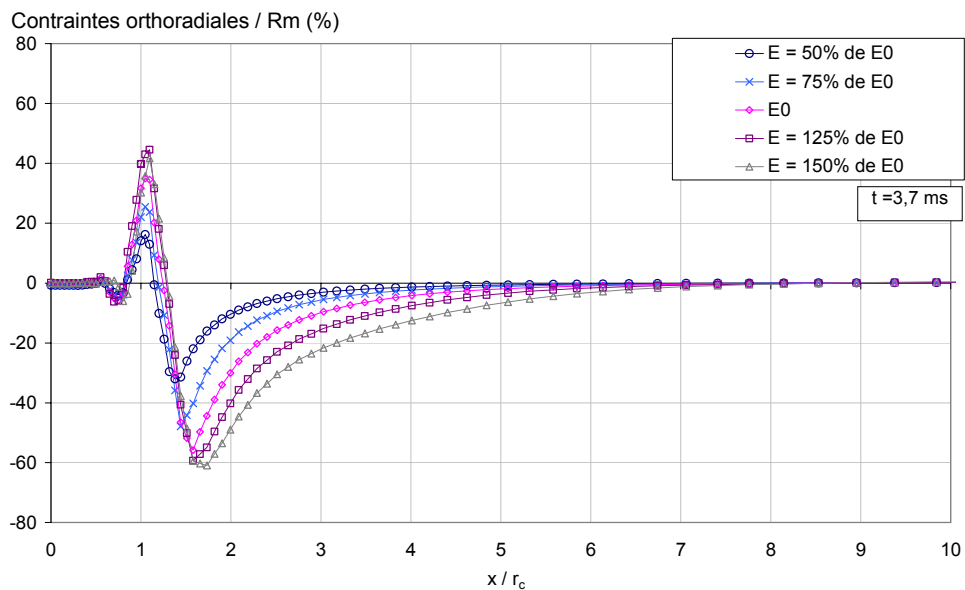


Figure 6.43. Effet du module d'Young sur le profil de contrainte $\theta\theta$

L'augmentation du module d'Young conduit à une augmentation de l'amplitude des pics de traction et de compression.

6.5.2.3. Paramètres d'érouissage

Les figures 6.44 et 6.45 présentent l'effet de $C(T)$ et de $D(T)$ sur le profil de contrainte orthoradiales à 5,2ms.

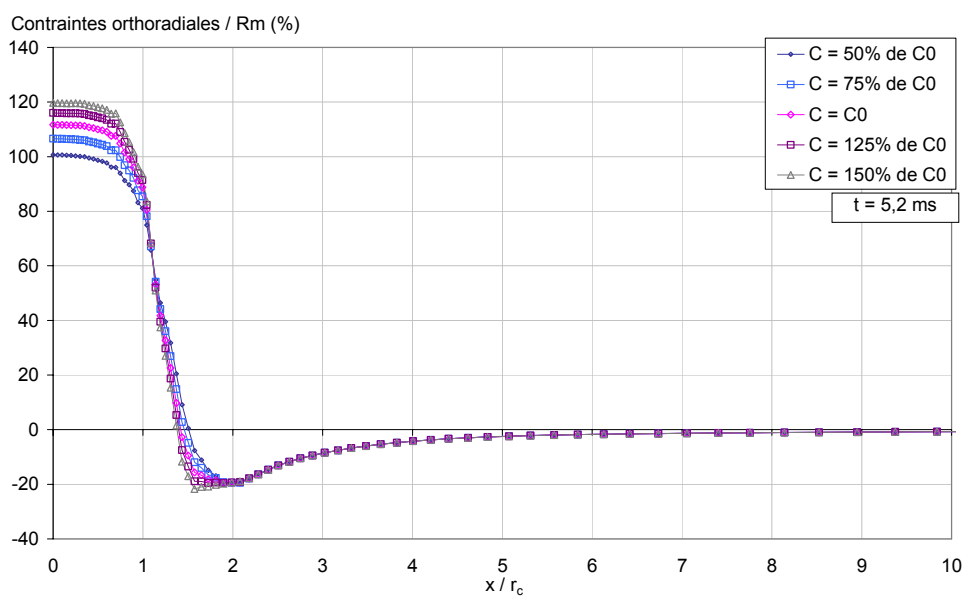


Figure 6.44. Effet du paramètre d'érouissage C sur le profil de contrainte $\theta\theta$

Ni C , ni D n'ont d'influence sur le profil de contraintes orthoradiales à 3,7ms. C a une faible influence sur le profil de contrainte à 5,2 ms. Une multiplication par 3 de C conduit à une augmentation de l'amplitude des pics de traction et de compression de 15%. C a donc un effet faible sur les profils de contrainte.

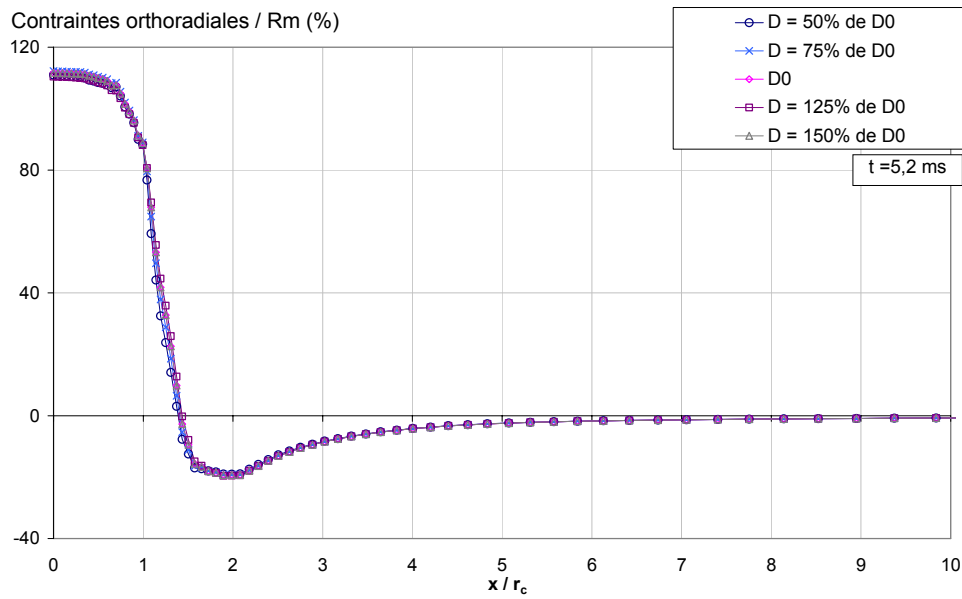


Figure 6.45. Effet du paramètre d'érouissage D sur le profil de contrainte $\theta\theta$

D n'a aucun effet sur les profils de contrainte à 5,2 ms.

6.5.2.4. Paramètres de viscosité

La figure 6.46 représente l'effet du paramètre d'amplitude de la viscosité $K(T)$ sur les profils de contraintes orthoradiales à 3,7 ms.

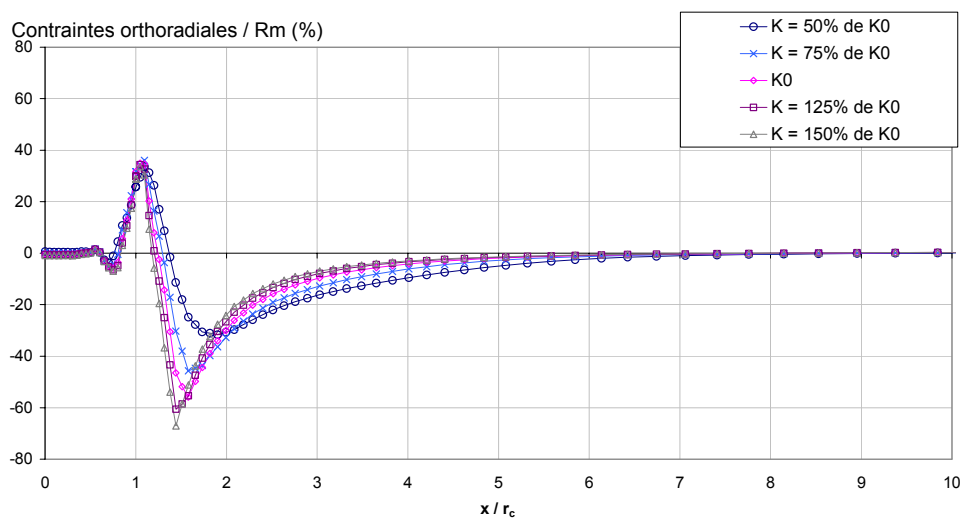


Figure 6.46. Effet du paramètre de viscosité K sur le profil de contrainte $\theta\theta$

On constate qu'il a peu d'effet sur le pic de traction. Par contre, l'augmentation de valeur de K conduit à une augmentation de l'amplitude du pic de compression et une augmentation de la différence de valeur de dérivée à gauche et à droite de part et d'autre de l'extremum. Cette différence entre le pic en traction et le pic en compression s'explique aisément par une différence de température : le matériau subissant la contrainte maximale en traction est à 850-900K environ tandis que le matériau subissant la contrainte maximale en compression est à 650K environ. De fait, l'effet de K est donc temporaire car lié à un transitoire en température.

La figure 6.47 représente l'effet de la puissance $n(T)$ sur les profils de contraintes orthoradiales.

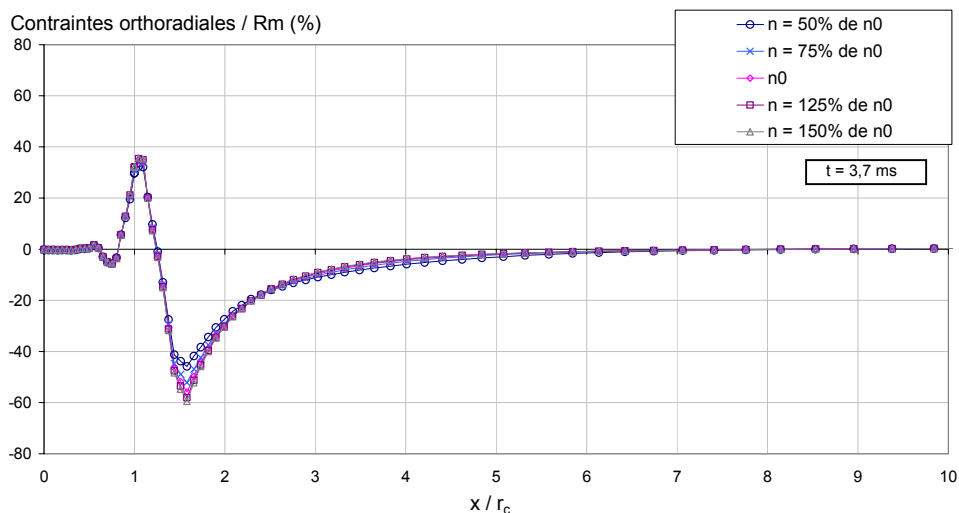


Figure 6.47. Effet du paramètre de viscosité n sur le profil de contrainte $\theta\theta$

Elle semble n'avoir qu'un effet faible sur le profil de contrainte que ce soit à $t = 0,3$ ms, $t = 3,7$ ms ou à $t = 5,2$ ms. Elle n'a de plus un effet qu'à certaines températures (de l'ordre de 700 K) où l'effet de la viscosité est maximal.

6.5.3. Bilan de l'effet des paramètres matériaux sur les profils de contrainte

Le tableau 6.1 présente le bilan de l'influence des paramètres étudiés

Paramètre	Importance	Effet transitoire	Effet à t = 5,2 ms
λ	Forte	Fort (+)	Moyen (+)
Cp	Faible	Faible	Faible
α	Forte	Fort (+)	Fort (+)
R	Moyenne	Faible	Moyenne (+)
E	Moyenne	Faible	Forte (+)
C	Moyenne	Faible	Moyenne (+)
D	Faible	Faible	Faible
K	Moyenne	Forte (+)	Faible
N	Faible	Moyenne (+)	Faible

Légende : Effet transitoire : effet évalué à 3,7 et 0,3 ms
 Effet faible : $|\text{Max}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta})) - \text{Min}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta}))| < 8\%$ de R_m
 Effet moyen : $8 < |\text{Max}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta})) - \text{Min}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta}))| < 20\%$ de R_m
 Effet fort : $|\text{Max}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta})) - \text{Min}(\text{amplitude}(\sigma_{\theta\theta}))| > 20\%$ de R_m
 + : une augmentation de la valeur du paramètre conduit à une augmentation de l'amplitude de la contrainte $\theta\theta$ sur le profil considéré
 - : une augmentation de la valeur du paramètre conduit à une diminution de l'amplitude de la contrainte $\theta\theta$ sur le profil considéré

Tableau 6.1. Bilan de l'effet des paramètres du modèle sur les profils de contrainte

Aux paramètres étudiés précédemment il faut ajouter l'effet de la ténacité qui a une forte influence sur la durée de vie. On constate que les paramètres les plus importants sont la conductivité thermique et le coefficient de dilatation thermique.

Les paramètres élastiques (module d'Young et limite élastique) ont une importance moyenne sur le profil, de même que le paramètre d'écroutissage C et le paramètre d'amplitude de la viscosité K. Les paramètres Cp, D et n ont peu d'importance sur le profil de contrainte.

6.6. Discussion et perspectives

Caractérisation de l'usure

L'objet de ce travail était de permettre une analyse systématique des paramètres influents sur l'usure des contacts. Elle impose donc de caractériser l'usure des contacts. Ceux-ci sont victimes de nombreux types d'endommagements conduisant à des manifestations physiques différentes : fissuration, augmentation de la porosité, ségrégation entre la matrice et le renfort, formation d'une croûte en surface du contact, et éjection de gouttelettes essentiellement. Tous ces phénomènes ont un effet sur la durée de vie de la pastille mais il nous importait d'identifier le phénomène prépondérant. Les endommagements précédemment cités peuvent être classés en deux catégories :

- Les endommagements de surface avec l'augmentation de la porosité, de la ségrégation entre la matrice et le renfort, éjection de gouttelettes et la formation d'une croûte en surface de la pastille ;
- Les endommagements de structure avec la fissuration.

L'éjection de gouttelettes peut être évaluée par la perte de masse pour les faibles nombres de manœuvres. Aux forts nombres de manœuvres, en effet, la perte de masse tient aussi compte de la séparation de morceaux de collerettes. Si l'on extrapole la courbe pour les faibles nombres de manœuvres vers les forts nombres de manœuvres, on aboutit à 1 mm d'usure pour 155 000 manœuvres, soit une usure notablement plus faible que celle obtenue lors des essais expérimentaux.

La ségrégation entre la matrice et le renfort est probablement un phénomène qui exacerbe les effets de l'arc mais on voit mal comment il pourrait être à l'origine de l'usure. En effet, le matériau même ségrégué est encore physiquement présent dans la pastille de contact.

La plupart des endommagements de surface, augmentation de la porosité, ainsi que la formation d'une croûte en surface, sont liés aux changements d'état du matériau. La surface thermiquement affectée par l'arc a une profondeur de 50 µm pour un arc d'une énergie proche de celle de l'arc moyen généré par « Locomotive ». On peut évaluer la taille de la zone fondue par : $V_{bol} = \frac{1}{2} \pi r_c x_c^2$

Avec V_{bol} : volume de matière fondue ;

r_c : profondeur de la zone fondue ;

x_c : diamètre de la zone fondue.

D'après les mesures du chapitre 3, r_c vaut 35 µm et x_c 0,7 mm pour un arc de 24J. On obtient donc un volume de bol de $2,7 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3$. Si l'on suppose que la perte de cote est uniforme pour un grand nombre de manœuvres, il vient :

$$\frac{dh}{dN} = \frac{V_{bol}}{\pi R^2}$$

Avec h : perte de cote ;

N : nombre de manœuvres ;

R : rayon de la pastille.

L'application numérique donne $5,3 \cdot 10^{-4}$ mm/manœuvre soit 1 mm d'usure en 1850 manœuvres environ ! On pourrait alors évaluer la proportion de phase liquide conduisant réellement à la perte de cote mais cette valeur, empirique, serait difficilement transposable à des matériaux inconnus.

De plus, la prise en compte de cet endommagement imposerait la résolution des équations de la mécanique des fluides et la prise en compte du matériau solidifié sous forme de croûtes ou de collerettes.

De nombreux auteurs^{29, 36, 81, 94} ont montré l'importance de la fissuration sur la durée de vie des pastilles. L'endommagement par fissuration est de plus le facteur conditionnant le démarrage du régime catastrophique d'usure⁹².

Nous avons donc choisi de simuler les contraintes thermomécaniques subies par le matériau et donc essentiellement, la formation de fissures de fatigue. Il pourrait être intéressant à l'avenir de prendre en compte le dommage provoqué par la fissuration et le dommage dû à la perte de cote provoquée par les changements d'état en supposant en première approximation que les dommages sont additifs.

Estimateurs de dommage

Dans ce cadre, il fallait des paramètres issus des essais électriques permettant de vérifier le modèle numérique. Il est apparu assez rapidement que les grandeurs traditionnellement utilisées pour caractériser l'usure des pastilles de contact : la perte de masse et la perte de cote, ne permettaient pas de comparer les résultats que l'on peut obtenir d'une simulation numérique et les résultats expérimentaux. Sur les deux autres paramètres étudiés, le dommage microstructural et le dommage de fissuration, seul le dommage de fissuration permettait de corrélérer les résultats numériques et expérimentaux. Le dommage microstructural, néanmoins, permettait de mettre en évidence l'existence d'un endommagement en deux temps avec une altération de surface puis une altération de structure. Il pourrait être intéressant à l'avenir de prolonger cette étude en regardant l'évolution de chaque type d'endommagement : porosité, formation de collerettes, fissures de faïençage thermique, fissures thermomécanique, ségrégation microscopique et macroscopique.

Comportement mécanique de l'argent-oxyde d'étain

Il existait peu de données thermomécaniques sur l'Ag-SnO₂. La plupart des études s'étaient intéressées à la température ambiante ou à une température donnée. Nous avons donc réalisé des essais mécaniques de dilatométrie pour évaluer le coefficient de dilatation thermique, des essais de traction et de relaxation pour identifier le comportement mécanique à différentes températures ainsi que des essais de propagation de fissure de fatigue pour évaluer la résilience du matériau soumis à des essais cycliques (qui est différente de la ténacité du matériau soumis à un seul choc comme dans le cas des essais Charpy). Cela a été suffisant pour proposer un modèle de comportement et d'endommagement par fissuration. Nous avons choisi d'identifier une loi simple, sans double écrouissage cinématique et sans écrouissage isotrope pour permettre l'utilisation industrielle de la loi de comportement obtenu et son application à d'autres matériaux de contacts comme l'Ag-C ou l'Ag-WC. Il pourrait être intéressant de compléter cette base expérimentale par des essais de relaxation ou de traction à hautes températures et à hautes vitesses. Les essais à hautes températures sont difficiles à réaliser car

l'éprouvette a tendance à se mettre en tonneau avant l'essai et il est nécessaire d'appliquer une pression sur l'extensomètre pour maintenir celui-ci contre l'éprouvette.

L'utilisation des lois de comportement identifiées peut être discutée (voir pour cela la discussion du chapitre 4) mais ces lois ont l'avantage d'être robustes, polyvalentes (en terme de matériaux différents) et valables pour un large spectre de vitesses. Les lois d'érouissage cinématique en fatigue thermique ont d'ailleurs prouvé leur intérêt industriel : elles sont en effet utilisées actuellement pour le dimensionnement de culasses de moteurs Diesel à injection directe¹⁴⁵.

Néanmoins, ce travail est, à notre connaissance, la première tentative d'identification du comportement mécanique d'un matériau de contact électrique.

Influence de l'énergie d'arc sur l'usure

L'objectif de cette étude était d'étudier les paramètres matériaux ayant une influence sur l'usure. La formation de fissures thermomécaniques dépend de l'énergie et de la durée de l'arc. Plus l'arc est long, plus la zone intéressée par les contraintes va être importante. Les paramètres les plus importants sont donc la densité de puissance et la durée de l'arc. Or, l'énergie d'arc et la durée de l'arc sont aléatoires puisqu'elles dépendent de l'instant d'ouverture des contacts par rapport au zéro de courant suivant et de la puissance de l'équipage mobile (électroaimant et ressorts d'écrasement). Ces paramètres extérieurs ont été traités comme des conditions de chargement pour simplifier les calculs. Cependant, la répartition en énergie des arcs a une grande importance : un arc de forte énergie, même rare peut être très endommageant et conduire à des concentrations de contrainte dépassant la ténacité du matériau. Inversement des arcs d'énergie moyenne mais d'une durée longue sont eux aussi endommageants : ainsi les contacteurs AC1 sont souvent plus sollicités que les contacteurs AC4 si les chutes de tension dans le réseau électrique empêchent une coupure franche de l'arc. Nous avons choisi de simuler une usure « moyenne » des contacts correspondant à l'application d'une énergie « moyenne » d'arc. Dans ce cadre, nous avons pu obtenir un calcul de durée de vie en accord avec les résultats expérimentaux.

Il importerait donc à l'avenir de réaliser la même étude pour des séquences d'arcs avec à la fois des arcs de forte énergie, de faible énergie et d'énergie moyenne dans un ordre aléatoire pour évaluer l'effet des arcs de fortes énergies sur l'érosion aux arcs suivants et vérifier le modèles dans les cas limites.

Modèle numérique découplé

Les phénomènes mis en jeu dans l'usure des contacts sont de plusieurs natures. Il pourrait être intéressant à l'avenir de réaliser un modèle prenant en compte les mouvements de fluides ou l'électromagnétisme. Aucun code de calcul industriel n'est, à notre connaissance, en mesure de réaliser un modèle mécano-magnéto-hydrodynamique. La meilleure solution serait alors de réaliser un couplage de code via une interface commune d'importation et d'exportation de résultats de calculs. Il n'existe pas à notre connaissance d'interface universelle mais celle-ci pourrait apparaître dans un avenir proche.

Nous avons choisi de réaliser un modèle découplé pour des raisons de simplicité. Il s'est avéré que les résultats obtenus avec ce modèle sont en accord satisfaisant avec les résultats expérimentaux.

Le calcul numérique a été réalisé sans tenir compte des pertes de matière pour éviter les remaillages. Il ignore donc la variation de hauteur due aux effets de l'arc, ainsi que les changements de phase, et donc les effets de la porosité sur les propriétés du matériau.

Maillage axisymétrique 2D

Les pastilles de contact sont à géométrie cylindrique. Nous avons donc naturellement développé un maillage axisymétrique 2D. Or, les arcs électriques, lorsqu'ils tombent en des points éloignés du centre, rendent cette symétrie de révolution inopérante. Il pourrait donc être intéressant à l'avenir de générer un modèle avec un maillage 3D et des zones d'impact de l'arc aléatoire. Ceci aurait pour effet d'augmenter considérablement la taille des calculs mais permettrait d'accéder aux états de contraintes dans toute la pastille sans le truchement des solutions approchées de type force ponctuelle.

Calcul numérique thermique

Nous avons étalonné le modèle par des mesures lointaines de température. Le rayon de zone fondue obtenue par le calcul est du même ordre de grandeur que la profondeur du cratère d'impact de l'arc obtenue au chapitre 3. Il aurait été intéressant d'utiliser des mesures de pyrométrie infrarouge pour évaluer la température au pied d'arc pour des contacts en Ag-SnO₂ soumis à un essai de type « locomotive ». Ceci n'a pu être réalisé faute de temps.

Ce modèle ne permet pas de prendre en compte les effets du matériau liquide comme l'évaporation de l'argent et sa condensation loin de la zone d'impact de l'arc ou la formation d'un cratère par mouvement de matériau liquide.

L'étude a pu montrer que si les paramètres convectifs ou radiatifs ont une influence sur des essais cyclés, ils ont beaucoup moins d'effet sur un cycle. Inversement, la conductivité thermique et la capacité calorifique ont une forte influence sur un cycle (dernière partie du chapitre 6) mais très peu d'influence sur un grand nombre de cycles (chapitre 5). Seule la densité de puissance a un effet important sur un cycle comme sur un grand nombre de cycles. C'est donc le paramètre le plus influent pour la thermique des contacts électriques.

Il pourrait donc être intéressant de comparer les valeurs obtenues avec celles issues de calculs par d'autres modèles, comme un modèle couplé électrique thermique.

Calcul numérique mécanique

Nous avons réalisé le calcul sur une pastille de contact : il pourrait être intéressant de réaliser le calcul sur deux contacts électriques complets et de simuler l'ouverture du circuit. Nous avons pu montrer que les phénomènes de contact mécanique n'étaient pas à l'origine de la fissuration (chapitre 3) mais il est possible qu'ils aient un effet sur l'endommagement des contacts. Nous n'avons pas pu simuler un grand nombre de cycles avec le calcul mécanique pour des raisons d'espace disque. Il pourrait être intéressant de simplifier le calcul pour lui faire réaliser un grand nombre de cycles avec une occupation raisonnable de l'espace disque. Cela permettrait d'évaluer l'effet de l'écroutissage sur les profils de contrainte.

Il serait dès lors intéressant de faire un calcul avec présence d'une fissure. Le calcul deviendrait alors extrêmement complexe : il devrait être couplé puisque la fissure conduit à une conductivité différente en raison de l'endommagement mécanique. L'introduction d'une fissure conduit à des remaillages. L'ensemble devient alors très difficile à gérer.

Calcul mécanique de cumul de cycles

Nous avons choisi un modèle de description en plasticité confinée. Il pourrait être intéressant de réaliser la même analyse en plasticité généralisée pour évaluer l'erreur que nous générons en raisonnant en plasticité confinée.

Nous n'avons pas tenu compte de l'effet des cycles sur les propriétés du matériau et notamment l'effet de l'élévation de température dans le contact sur la ténacité pour le calcul de force ponctuelle. L'augmentation de température dans le contact conduit, d'après le modèle de Forman à une erreur de 4% pour la ténacité.

Le calcul de durée de vie pourrait être amélioré en prenant en compte l'évolution de F_n en fonction de h .

Analyse paramétrique

L'analyse présentée ici a été réalisée sur des profils de contrainte. Il pourrait être intéressant de la réaliser sur des calculs de durée de vie (en utilisant par exemple le modèle de force ponctuelle).

Elle permet cependant de faire ressortir les paramètres les plus importants sur la fissuration :

- Conductivité thermique
- Coefficient de dilatation thermique
- Ténacité

La ténacité dépend du taux d'oxyde et de la cohérence de la solidité de l'interface matrice-renfort.

Perspectives

Il pourrait être intéressant d'appliquer cette méthodologie à d'autres types d'essais électriques ou de matériaux afin d'évaluer l'importance de son domaine de validité. Il serait utile aussi de prolonger l'étude paramétrique jusqu'au calcul de durée de vie et d'élargir la base expérimentale pour caractériser plus finement le comportement mécanique et l'endommagement vers les hautes températures ou les hautes vitesses de sollicitation.

Enfin, il est fondamental de disposer de mesures de températures dans la zone d'impact de l'arc en cours d'essai pour évaluer la pertinence du modèle thermique.

Conclusion du modèle thermomécanique

Nous avons réalisé une modélisation thermomécanique d'un matériau composite à matrice argent, l'Ag-SnO₂, soumis à des chocs thermiques répétés. L'objectif de cette simulation était :

- 1 de mieux comprendre ce qui se passe dans un contact électrique pendant l'ouverture sous courant d'un contacteur ;
- 2 d'identifier les paramètres matériau ayant le plus d'influence sur la durée de vie du matériau.

La simulation repose sur un calcul thermique par éléments finis suivi d'un calcul mécanique par éléments finis permettant d'accéder aux états de contrainte dans le matériau. Nous avons dû au préalable proposer un modèle de comportement thermomécanique du composite.

Le matériau subit un choc en compression lors du chauffage et un choc en traction au cours du refroidissement. Les niveaux de contrainte obtenus sont bien supérieurs à la limite élastique du matériau pendant le passage de l'arc et descendent un peu en dessous de la limite conventionnelle d'élasticité à la fin du cycle, après relaxation du matériau. Nous avons ensuite pu mettre en évidence que l'instant où le matériau est le plus sollicité correspond à environ la moitié du refroidissement. Le matériau subit alors des contraintes importantes, de l'ordre de la valeur de $R_{p0,2}$ à l'ambiante, alors que sa température est élevée.

Nous avons dès lors réalisé un calcul de facteur d'intensité de contrainte en utilisant la méthode « penny-shape ». Cette analyse permet de déterminer l'instant le plus endommageant. Celui-ci a lieu à la fin de l'extinction de l'arc, quand ses propriétés mécaniques sont redevenues proches de celles du matériau à l'ambiante alors qu'il a été fortement sollicité l'instant d'avant. Ce point de vue est en accord avec celui d'autres auteurs sur d'autres types de matériaux soumis à la fatigue¹⁴⁶.

Nous avons, grâce à des calculs reposant sur la méthode de la force ponctuelle, obtenu une durée de vie des pastilles de contact. Le modèle prédit l'apparition de fissures traversantes à partir de 7 800 manœuvres, soit une durée de vie surestimée d'environ 30% par rapport aux résultats expérimentaux.

Le test de robustesse a permis de montrer que les paramètres matériaux les plus importants pour le calcul des contraintes dans le matériau solide sont la conductivité thermique (qui doit être maximale) et le coefficient de dilatation thermique (qui doit être minimal). La ténacité du matériau a un fort impact sur la durée de la pastille : elle doit être maximale.

Bibliographie du chapitre 6

- ¹³¹ SKELTON R.P., crack initiation and growth in simple metal components during thermal cycling in « Fatigue at high temperature » ed. SKELTON R.P., Applied science publishers, London, pp1-62, 1983
- ¹³² MARSH D.J., GREEN D., PARKER R., Comparison of theoretical estimates and experimental measurements of fatigue crack growth under severe thermal shock conditions : part I. experimental observations ASME Journal of Pressure Vessel Technology, 108, pp501-506, 1986
- ¹³³ BUCHALET C., BAMFORD W.H., Stress intensity factors solutions for continuous surface flaws in reactor pressure vessels, Mechanics of crack growth, ASTM STP 590, American society for testing and materials, pp385-402, 1976
- ¹³⁴ BROWN W.F. Jr. & SRAWLEY J.E., Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials, ASTM STP 410, American society for testing and Materials, 1966.
- ¹³⁵ LABBENS R.C., PELLISSIER-TANON A. & HELIOT J., Mechanics of crack growth, ASTM STP 590, American society for Testing and Materials, pp368-384, 1976
- ¹³⁶ MAILLOT V. , FISSOLO A. , DEGALLAIX G. , DEGALLAIX S., Thermal fatigue crack networks parameters and stability: an experimental study, International journal of solids and structures , 2005 , vol. 42 , no 2 , pp. 759 - 769
- ¹³⁷ MOWBRAY D.F., WOODFORD D.A. & BRANDT D.E., Thermal fatigue characterization of cast cobalt and Nickel-base superalloys, Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520, American society for testing and materials, pp413-426, 1973
- ¹³⁸ BUECKNER H., Methods of analysis and solutions of crack problems, Wolters-Noordhoff, 1972
- ¹³⁹ KÖSTER A.,REMY L., Cours CM4 : Fatigue, fatigue thermique, Mastère Comportement des matériaux et dimensionnement de structures, Ecole des Mines de Paris, 2001
- ¹⁴⁰ BURLET H., VASSEUR S., CAILLETAUD G. & PINEAU A., fatigue crack growth under thermomechanical loading, application to life prediction of centrifugal casting equipment. In « High temperature fracture mechanisms and Mechanics, EGF 6 », ed. Mechanical engineering publications, London, pp379-395, 1990
- ¹⁴¹ HAIGH J.R., SKELTON R.P., a strain intensity approach to high temperature fatigue crack growth and failure, Material Science Engineering, 36, pp133-137, 1978
- ¹⁴² DEFRESNE A., Endommagement en fatigue oligocyclique à 650°C de superalliages monocristallins à base de Nickel : influence de l'orientation cristallographique et d'une concentration de contrainte, Thèse, Ecole des Mines de Paris, 1989

¹⁴³ FRANCOIS D., PINEAU A., ZAOUI A., Comportement mécanique des matériaux – viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact, Hermès, 1995,

¹⁴⁴ MURAKAMI Y., HANSON M.T., HASEBE N., *et al.* A circular crack in an infinite body under a concentrated load at a point of the upper crack face, *in* « Stress intensity factors handbook, volume 3 » The society of materials science, Japan & Pergamon Press, p418

¹⁴⁵ THOMAS J.J., « Prise en compte de la fatigue thermique des pièces dans l'automobile », in Fatigue thermique dans l'automobile, séminaire Centre des Matériaux, Ecole des Mines de Paris, 2004

¹⁴⁶ BUCHER L., « Etude de l'endommagement en fatigue thermique des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile », Thèse, Ecole des Mines de Paris, 2004

CONCLUSION

Conclusion générale

Contexte de l'étude

Les contacts électriques à matrice d'argent sont utilisés dans les contacteurs et les disjoncteurs. Ils subissent des arcs électriques à chaque ouverture ou fermeture du circuit électrique. Ils sont évalués sur leur faible résistance, leur durée de vie en service et leur comportement dans les situations extrêmes (ils doivent notamment ne pas souder et s'éroder modérément).

Ce travail a été entrepris pour identifier les voies d'amélioration de la durée de vie en service des matériaux de contact électrique.

L'objectif de ces travaux était donc de comprendre l'endommagement des contacts électriques en composites à matrice d'argent lorsqu'ils sont soumis à des arcs électriques, de proposer une simulation et d'identifier les paramètres matériau permettant de lutter contre l'usure des contacts électriques.

Etude expérimentale des contacts AgC, AgWC et AgSnO₂

Nous avons effectué des essais électriques à des nombres croissants d'arcs électriques pour observer le vieillissement des contacts sous l'effet des chocs thermiques répétés. Nous avons réalisé des essais d'ouverture et fermeture sous 100A pour l'AgC, (avec 4% de carbone) et l'AgWC (avec 40% de céramique) ainsi que des essais d'ouverture sous 300 A pour l'AgSnO₂ 12%.

A chaque fois, nous avons observé l'état de surface et la microstructure des contacts pour retracer l'histoire de l'endommagement des contacts et proposer des variables quantifiant le vieillissement.

Ces observations expérimentales nous ont permis de montrer que l'Ag-C et l'Ag-WC, s'endommagent essentiellement par perte de cote dans la zone utile du contact.

Le matériau de contact Ag-SnO₂ subit plusieurs modes d'endommagement :

- 1 endommagement de surface, avec:
 - l'apparition de petites fissures de faïençage thermique ;
 - l'apparition de porosité en surface ;
 - l'apparition de ségrégation microscopique et macroscopique de l'argent et de l'oxyde d'étain
- 2 endommagement de la structure avec :
 - l'apparition de grandes fissures non bouchées par de l'argent liquide;
 - l'apparition de collerettes de matériau fondu et solidifié ;
 - la modification de la forme de la pastille par pelage.

Nous avons proposé quatre estimateurs de l'endommagement basés respectivement sur

- la perte de cote cumulée ;
- la perte de masse ;
- la proportion de microstructure non endommagée ;
- la longueur des plus grandes fissures de fatigue thermique.

Les deux premiers critères évoluent de la même manière au cours du temps et présentent une inflexion à mi-durée de vie environ. Le critère microstructural évolue rapidement au début de l'essai du fait de l'augmentation rapide de la surface du contact exposée aux arcs puis progresse linéairement pour les grands nombres de manœuvres.

Le dernier critère, quant à lui, fait apparaître une transition entre une fissuration microscopique de faïençage thermique et une fissuration macroscopique conduisant à l'arrachement de blocs de matière.

L'endommagement ayant le plus d'effet sur sa durée de vie est donc l'endommagement par apparition et propagation de fissures de fatigue thermique. Nous avons donc proposé une modélisation d'un contact électrique en Ag-SnO₂ soumis à des arcs électriques répétés, en décrivant la sollicitation thermique et mécanique du contact exposé à un arc et une analyse de l'endommagement basée sur une approche de mécanique de la rupture .

Comportement thermique et mécanique de l'Ag-SnO₂

Les données matériaux existant dans la littérature étaient insuffisantes pour permettre de mener à bien cette analyse. Nous avons donc au préalable proposé une évolution de la conductivité thermique et de la capacité calorifique de l'Ag-SnO₂ avec la température.

Nous avons ensuite réalisé des essais mécaniques de traction, traction/relaxation à six températures comprises entre l'ambiante et 75% de la température de fusion. Ils nous ont permis de proposer un modèle de comportement thermomécanique de l'Ag-SnO₂ pour toutes les températures comprises entre l'ambiante et la température de fusion de la matrice d'argent. Nous avons retenu une description unifiée de la viscoplasticité avec un potentiel en sinus hyperbolique de type SELLARS-TEGGART, au lieu de la loi puissance de Norton utilisée le plus souvent, et un écrouissage cinématique non linéaire de LEMAITRE & CHABOCHE. L'écart entre le modèle et l'expérience est généralement de quelques pour cents.

Nous avons ensuite réalisé des essais de propagation de fissures en plasticité confinée à température ambiante et à température modérée. La propagation d'une fissure de fatigue a été décrite au moyen d'un modèle de FORMAN qui permet de prendre en compte l'effet de la ténacité du matériau dans le domaine des vitesses élevées.

Simulation thermomécanique d'une pastille de contact

Nous avons ensuite réalisé une simulation numérique de la sollicitation thermique du contact afin d'accéder aux cartes de température dans le contact électrique lors du passage d'un arc électrique et de simuler un grand nombre d'arcs. Cette simulation a été réalisée avec le code de calcul par éléments finis Zebulon 8.3 sur un maillage axisymétrique 2D. Nous avons utilisé les modèles de comportement

identifiés dans la partie précédente. Le calcul se déroule en deux temps avec d'abord un calcul purement thermique puis un calcul purement mécanique.

Calcul thermique

L'identification des conditions aux limites pour le calcul thermique a été faite à partir de mesures de température au cours des essais électriques. Le modèle thermique permet donc de simuler jusqu'à 6 000 arcs électriques consécutifs.

Pour le premier arc, les tailles de zone fondue obtenues sont inférieures de 14% à celles obtenues par l'expérience.

Nous avons aussi quantifié l'effet de la densité de puissance de l'arc électrique sur l'évolution du champ de températures.

Calcul mécanique

Le calcul mécanique a utilisé les cartes de température du calcul thermique et le modèle de comportement identifié grâce aux essais mécaniques. Il a permis d'accéder aux champs de déformations et aux gradients de contraintes dans le matériau au cours du passage de l'arc électrique. Nous avons alors pu mettre en évidence que la sollicitation la plus sévère se produit au milieu du refroidissement du contact et que l'amorçage des fissures a lieu à la fin de l'extinction de l'arc. Le caractère très localisé des déformations inélastiques nous a permis d'utiliser une approche de mécanique de la rupture en plasticité confinée.

Cette analyse, suppose que la fissure est de forme semi-circulaire et repose sur une méthode d'intégration à partir du champ de contrainte normale à la fissure avec des fonctions de poids (issues d'analyses de fissures de type « penny-shape »). L'application de cette méthode aux gradients de contrainte déduits du calcul par éléments finis suggère que l'amorçage de fissures se produit dès le premier arc, en accord avec l'expérience. La prise en compte du cumul de dommage dû à la répétition des arcs sur la surface de contacts a été faite par une méthode statistique moyenne utilisant une approximation de chargement de type « force ponctuelle ». Cette approximation, raisonnable dès que la taille de la fissure est supérieure à celle de l'impact de l'arc, permet de réduire considérablement le nombre de calculs. La vitesse de propagation d'une fissure dans un contact subissant un grand nombre d'arcs ainsi obtenue surestime faiblement la durée de vie de 30% environ.

L'analyse paramétrique a révélé que les paramètres matériaux ayant le plus d'influence sur les contraintes obtenues sont la conductivité thermique et le coefficient de dilatation thermique.

La simulation thermomécanique complète des pastilles de contact, depuis l'analyse du chargement par un flux thermique jusqu'à la prévision de la vitesse de propagation des fissures, nécessite certes de nombreuses simplifications. Toutefois les prévisions obtenues sont encourageantes et une telle analyse ne semble pas avoir fait l'objet de publications antérieures.

Perspectives

Le modèle présenté ici pourrait être amélioré, notamment en enrichissant la base de données par des essais mécaniques complémentaires et des mesures de grandeurs physiques supplémentaires, en améliorant la description du chargement et des conditions aux limites plus adaptées. L'approche actuelle devrait sans doute être couplée avec d'autres types de calculs numériques (ou analytiques ou semi-analytiques) pour tenter de décrire les nombreux couplages existant dans la physique des contacts électriques.

Il serait notamment intéressant de compléter le modèle par la prise en compte du comportement du matériau liquide et donc par le couplage entre les équations thermiques, mécaniques et celles de Navier-Stokes. Ceci permettrait de simuler les autres mécanismes d'endommagement des contacts électriques ainsi que la soudure sous fort courant.

Du point de vue industriel, ce travail a ouvert une méthodologie d'approche de l'endommagement par fissuration des contacts électriques et de sa contribution à la prévision de l'usure des contacts. Il devrait servir de guide dans le choix de matériaux résistant à l'usure, et une première étape pourrait consister à tester rapidement les capacités de prévisions dans d'autres matériaux de contacts comme les composites Ag-C et Ag-WC.

BIBLIOGRAPHIE

Bibliographie de la thèse

1. RIEDER W., Circuit breakers : physical and engineering problems I-Fundamentals, IEEE spectrum, 7, (7), pp. 35-43, 1970
2. Site Internet : www.schneider-electric.com
3. FECHANT L. DE MENDEZ M., MUNIESA J., Contacts de puissance et contacts d'information, in : Le contact électrique : l'appareillage de connexion, éd. L. Féchant, Hermès, 1996
4. DOMEJEAN E., CHEVRIER P., FIEVET C. et al. , Arc-wall interaction modelling in a low-voltage circuit breaker, Journal of applied physics D – applied physics, 30 (15), pp. 2132-2142, 1997
5. FECHANT L., Appareillage électrique à BT - Appareils de commande, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie électrique, D 4862, 1984
6. LINDMAYER M., Low voltage contactors : design and materials selection considerations, in : 16th International conference on electrical contacts Loughborough, pp. 1-8, 1992
7. SIFFROI L., Le contacteur électromagnétique, CITEF, 1988
8. WILLIAMSON J.B.P., The microworld of the contact spot, in : Proceedings of the 27th Holm conference on electrical contacts, Chicago , pp. 1-10, 1981
9. BRAUMANN P., KOFFLER A., SCHRODER K.H., Analysis of the interrelation between mechanical and electrical phenomena during making operations of contacts, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, Paris, pp. 29-35, 1994
10. Site Internet : www.nema.org
11. Site Internet : www.ul.com
12. Site Internet : www.jisc.go.jp/eng/jis-act
13. Site Internet : www.iec.ch
14. Rapport technique ICS 2.4, NEMA and IEC devices for motor services- A guide for understanding the differences, 2003, National Electrical Manufacturers' Association
15. Norme ICS 2-1993 (R2000), National Electrical Manufacturers Association.
16. Norme UL 508-1999, Underwriters Laboratories Inc.
17. Norme CEI 947-4-1, Commission Electrotechnique Internationale.

18. FECHANT L., L'appareillage de commande automatique, in : Le contact électrique : l'appareillage de connexion, éd. L. Féchant, Hermès, 1996
19. WROBLEWSKI Z., Generalised discrete reliability model of electromagnetic AC contactors, *European transactions on electrical power*, 6, (3), pp. 175-181, 1996
20. MANHART H., RIEDER W., Erosion behavior and "erodibility" of Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts under AC3 and AC4 test conditions, *IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology*, 13, 1, pp. 56-64, 1980
21. BRAUMANN P., SCHRODER K.H., FEYGIN A., New powder metallurgical Ag/SnO₂ contact material for different loads, in : *Electrical contacts 1994, Proceedings of the 40th Holm conference on electrical contacts*, pp. 239-244, 1994
22. RIEDER W., WEICHSLER V., Make erosion mechanism of Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts, *IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology*, 15, (3), pp. 332-338, 1992
23. LEFORT A., Effets thermiques au niveau des pieds d'arc électrique, Séminaire Centre des Matériaux Ecole des Mines de Paris, février 2004.
24. DOREMIEUX J., L'érosion électrique des contacts avec transfert fin, in : *Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux*, éd. L. Féchant, Hermès, pp. 301-360, 1996
25. HOLM R., *Electrical contacts*, 4th ed., Springer-Verlag, 1967
26. KOUAKOU T-Y., Evolution de la tension lors de l'ouverture de contacts métalliques parcourus par un courant, Thèse, Paris 6, 1992
27. FECHANT L., Echauffement des strictions de contact, in : *Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux*, éd. L. Féchant, Hermès, pp. 93-137, 1996
28. DAVIDSON P.M., The growth of the liquid bridge in an electrical contact, *British journal of applied physics*, 5, pp. 189-191, 1954
29. GAUDEMET F.E. Moins d'argent pour de meilleurs contacts. Rapport de stage d'option, Paris : ENSMP, 2001
30. PRICE M.J., JONES F.L, The electrical contact : the properties and rupture of the microscopic molten metal bridge, *British journal of applied physics*, 2, (4), pp. 589-596, 1969
31. HAUG R., L'arc électrique aux contacts, in : *Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux*, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 199-245, 1996
32. BAUCCIO M., *ASM Engineered Materials Reference Book*, ASM International, 2nd ed, 1994

33. Binary alloy phase diagrams, ASM International, second edition, 1990
34. WASTIAUX S., WELTER J.M., Matériaux pour supports de contacts électriques, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 597-637, 1996
35. ASHBY M.F., WATERMAN N. A., Elsevier materials selector, vol. 1, Elsevier, 1991
36. LALANDE, J. Etude de matériaux de contact électrique Ag-SnO₂ : frittage et rôle des additifs ; microstructures et propriétés, Thèse, Paris 6, 2002
37. PASCAL P., Nouveau traité de chimie générale, Masson, 1957, tome III
38. BRANDES E.A., Smithells Metals reference book – 6th edition, Butterworths, 1995, p14-10
39. WATERMAN T. E., HIRSCHHORN H. J., Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials. Vol. 3: Ceramics, ed. A. Goldsmith, MacMillan, New York, 1961, p 431
40. SLADE P.G., Electrical contacts - Principles and applications, Marcel Dekker, 1999
41. CLYNE T.W., Thermal and electrical in MMCs, in : Comprehensive composite materials, vol. 3 Metal matrix composites, éd. T.W. Clyne, Pergamon, pp. 447-468, 2000
42. Cité dans : CLYNE T.W., WITHERS P.J., An introduction to metal matrix composites, Cambridge Univ. press, 1993
43. MONTES J.M., RODRIGUES J.A., HERRERA E.J., Thermal and electrical conductivities of sintered powder compacts, Powder metallurgy, 46, (3), pp. 251-256, 2003
44. MURABAYASHI M., TAKAHASHI Y., MUKAIBO T., Effect of porosity on the thermal conductivity of ThO₂, Journal of nuclear science and technology, 6, (11), pp. 47-52, 1969
45. LOEB A.L., Thermal conductivity: VIII. A theory of thermal conductivity of porous materials, Journal of the American ceramic society, 37, (2), pp. 96-99, 1954
46. ARGENTO C., Modélisation du comportement thermique et mécanique des poudres métalliques. Application à la compaction isostatique à chaud, Thèse, Université Joseph Fourier, Grenoble, 1994
47. FAYETTE S., SMITH D.S., SMITH A., MARTIN C., Influence of grain size on the thermal conductivity of tin oxide ceramics, Journal of the European Ceramic Society, 20, (3), pp 297-302, 2000
48. Site Internet : <http://www.lgep.supelec.fr/>

49. ANTLER M., Effect of surface contamination on electric contact performance, IEEE circuits and devices magazine, 3, (2), pp. 8-20, 1987
50. KULWANOSKI G., GAYNES M., SMITH A. et al., Electrical contact failure mechanisms relevant to electronic packages, in : Electrical contacts 1991, Proceedings of the 37th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 184-192, 1991
51. YANG Z., WEI S., QIU C et al., Anti-welding property and fracture mechanism of CuCr contact materials, in : Electrical contacts 1992, proceedings of the 38th IEEE Holm conference on electrical contacts, p. 91-94, 1992
52. MICHAL R., SAEGER K.E., The application of silver-based contact materials in air-break switching devices for power engineering, in : Electrical contacts 1988, proceedings of the 34th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 121-127, 1988
53. LAMBERT C., Les matériaux pour contacts massif, in : Le contact électrique – phénomènes physiques et matériaux, ed. L. Féchant, Hermès, pp. 519-571, 1996
54. HERZ K., SAUTER E., Erosion, welding and contact resistance characteristics of several powder metallurgical silver contact materials, in : Proceedings of the 12th international conference, on electrical contacts, pp. 215-221, 1984
55. FECHANT L., Appareillage électrique à BT - Généralités. Principes. Technologie. Techniques de l'Ingénieur, traité Génie électrique, D 4860
56. KSIEZAREK S., BESZTAK B., Wires used in the production of electric contacts, Wire journal international, 33, (4), pp. 208-213, 2000
57. HERINGHAUS F., BRAUMANN P., KOFFLER A. et al., Quantitative correlation of additive use and properties of Ag-SnO₂-Based contact materials, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 443-446, 2002
58. HAUNER F., JEANNOT D., McNEILLY K., Advanced Ag-SnO₂ contact materials with high total oxide content, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 452-456, 2002
59. LAMBERT C., WEBER D., COUPEZ S., GUERLET J.P., A new doped silver tin oxide material with improved electrical behavior, in : Electrical contacts 1989, proceedings of the 35th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 69-78, 1989
60. SHEN Y.S., COTE W.D., GOULD L.J., An historic review of Ag-MeO materials, in : Electrical contacts 1986, proceedings of the 32th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 71-76, 1986
61. BOHM W., LINDMAYER M., CLASING M., in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, 1980

62. WINGERT P.C., LEUNG C. H., The development of silver-based cadmium-free contact materials, in : Electrical contacts 1988, proceedings of the 34th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 31-35, 1988
63. WINGERT P.C., LEUNG C. H., Comparison of the inherent erosion behaviors of silver-cadmium oxide and silver-tin oxide contact materials, in : Electrical contacts 1986, proceedings of the 32th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 63-70, 1986
64. MUNIESA J., Silver-tin oxide materials used in low voltage switching device. in : Electrical contacts 1990, proceedings of the 36th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 139-142, 1990
65. MANHART H., RIEDER W., VEIT C., Arc mobility on new and eroded Ag/CdO and Ag/SnO₂ contacts, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 12, (1), pp. 48-57, 1989
66. LAMBERT C., POZARNIK F. Contacts électriques - 2ème partie – Elaboration des matériaux de contact à base d'Agpar métallurgie des poudres. Revue Générale d'Electricité
67. YAMASAKI H., ODA S., MIYAKAWA K., Sintered silver tin oxide materials for electrical contacts, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, pp. 799-808, 1980
68. HUCK M., KRAUS A., MICHAL R. et al. Guidelines for the use of Ag/SnO₂ contact materials in switching devices for low-voltage power engineering, in : Proceedings of the IEEE Holm conference on electrical contacts, 1990
69. HERINGHAUS F, BRAUMANN P., RUHLICKE D. et al., On the improvement of dispersion in Ag-SnO₂-based contact materials, in : Proceedings of the international conference on electrical contacts, pp. 199-204, 2002
70. SHEN Y.S., GENTRY R., Peeling : a failure mode of arcing contact, in : Electrical contacts 1990, proceedings of the 36th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 538-542, 1990
71. WIESER H., HAUNER F., The Thermo-mechanical cracking of AgC contacts with parallel carbon structure, in : Proceedings of the 21st international conference on electrical contacts, pp. 438-442, 2002
72. WINGERT P.C., ALLEN S.E., BEVINGTON R.C., The effects of graphite particle size and processing on the performance of silver-graphite contacts, IEEE transactions on components hybrids and manufacturing, 15, (2), pp. 154-159, 1992
73. BEHRENS V., HONIG T., KRAUS A. et al., An advanced silver/tin oxide contact material, in : Electrical contacts 1993, proceedings of the 39th IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 19-25, 1993

74. FECHANT L., CARBALLEIRA A., Les contacts électriques : une décennie de progrès. *Revue générale de l'électricité*, pp. 2-6, 1994
75. SHEN Y.S., GOULD L.J., Erosion modes of internally oxidized Ag-CdO and Ag-(Sn,In)O material, in : *Electrical contacts 1987, proceedings of the 33rd IEEE Holm conference on electrical contacts*, pp. 157-161, 1987
76. BEUERS J., BRAUMANN P., WEISE W., P/M Ag-base contact materials for power engineering applications – process technology and materials properties, in : *International congress on metallurgy and materials technology, Sao Paulo*, 12 p., 1994
77. LORRAIN N., Poudres nanocomposites AgSnO₂ préparées par broyage réactif : mise en oeuvre, frittage et évolution microstructurale, Thèse d'état, Grenoble 1, 2000
78. ZOZ I., REN H., SPATH N., Improved Ag-SnO₂ electrical contact material produced by mechanical alloying, *Metall*, 53, (7-8), pp. 423-428, 1999
79. CARBALLEIRA A., GALAND J., Accelerated testing for determining erosion and welding behavior of silver based contact materials, in : *Electrical contacts 1978, Proceedings of the 9th international conference on electrical contact phenomena*, pp. 329-334, 1978
80. BOHM W., BEHRENS N., LINDMAYER M., The switching performance of an improved Ag/SnO₂ contact materials, in : *Proceedings of the 27th Holm conference on electrical contacts*, pp. 51-57, 1981
81. DOREMIEUX J.L., LANGERON J.P., Effet de l'arc électrique d'ouverture sur la microstructure de contacts en matériaux composites, *Revue générale d'électricité*, 89, 9, pp. 587-594, 1980
82. THÉOLEYRE S., Techniques de coupure en moyenne pression, *Techniques de l'Ingénieur*, D4705 (nov. 1999)
83. SHEN Y.S., GOULD L., SWANN S., DTA and TGA studies of four Ag-MeO electrical contact materials, *IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology*, 8, (3), pp. 352-358, 1985
84. HANTZSCHE E., Droplet emission from vacuum arc spots, in : *VIIth international symposium on discharges and electrical insulation in vacuum*, pp. 324-327, 1976
85. GRAY E.W., PHARNEY J.R., Electrode erosion by particle ejection in low-current arcs, *Journal of applied physics*, 45, (2), pp. 667-671, 1974
86. CHABRERIE JP, BOYER L., Contribution à l'étude des mécanismes d'éjection de matière aux électrodes des contacts de coupure, *Journées d'étude des phénomènes de contact électrique, Gif sur Yvette*, pp. 126-130, 1986

87. GARNIER N., Ondes non - linéaires à une et deux dimensions dans une mince couche de fluide, thèse, Université Paris 7, 2000
88. DEVAUTOUR J., Contribution à l'étude des interactions arc-électrodes, influence de la structure métallurgique sur les mécanismes d'érosion des appareils de coupure, Thèse, Paris 6, 1992
89. JEANNOT D., PINARD J., RAMONI P. et al., Physical and chemical properties of metal oxide additions to Ag-SnO₂ contact materials and prediction of electrical performance, IEEE transactions on components, packaging and manufacturing technology, part A, 17, (1), pp. 17-23, 1994
90. GLANDUS J.C. , Rupture fragile et résistance aux chocs thermiques de céramiques à usages mécaniques, Thèse d'état, Univ. Limoges, 1981
91. FRANCISCO H.A., WALLACE J., Effect of cracks on contacts operating under high contact force, in : Electrical contacts 1994, Proceedings of the 40th international conference on electrical contact phenomena, pp. 245-251, 1994
92. KANG S. BRECHER C., Cracking mechanisms in Ag-SnO₂ contact materials and their role in the erosion process, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 12, (1), pp. 32-38, 1989
93. WINGERT P.C., Testing of the thermal-stress-cracking characteristics of silver-refractory contacts, in : Proceedings of the IEEE Holm conference on electrical contacts, pp. 338-345, 1995
94. HETZMANNSEDER E. RIEDER W., Make-and-break erosion of Ag/MeO contact materials, IEEE Transactions on components, packaging and manufacturing technology, part A, 19, (3), pp 397-403, 1996
95. CARBALLEIR A., GALAND J., A new equipment for evaluating welding and erosion tendencies on electric contacts, in : Proceedings of the 8th international conference on electrical contact, Tokyo, 1976, pp 634-638, 1976
96. MUNIESA J., Contact erosion : testing machine and switching devices, IEEE Transactions on components, hybrids and manufacturing technology, 6, (1), pp 129-133, 1983
97. CARBALLEIRA A., FECHANT L., Caractéristiques sur machines d'essais des matériaux de contact de coupure, in : Les contacts électriques dans les matériels de coupure, Journée d'études de la SEE, C2, 10 p., 1996
98. Site Internet : www.matweb.com
99. SAMSONOV G.V., The Oxide handbook, IFI/ Plenum, p127
100. Essais réalisés par Sybille PASTRE à l'Ecole de Chimie de Lille en 2004

101. COXE C.D., McDONALD A.S., SISTARE G.H., RETI A.M., *Metals Handbok*, 10th Ed. vol 2, American Society for Testing and Materials, 1990
102. FECHANT L., *Les matériaux pour contacts massifs*, in : *Le contact électrique : phénomènes physiques et matériaux*, éd. L. FECHANT, Hermès, 1996
103. JOHNSON A. A., VON FRAUNHOFER J.A., *Metals Handbook Desk Edition*, American Society for Testing and Materials, 1985
104. GUETAZ V. , *Caractérisation des propriétés mécaniques en température d'un composite base argent renforcé par des particules d'oxydes*, rapport D.E.A. I.N.P.G. Grenoble, 1998
105. HADDAR N., *Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme*, thèse., Ecole des Mines de Paris, 2003
106. GENTIL-SAGOT A., *amélioration de la tenue au fluage d'un alliage d'argent (AIC) par introduction d'une dispersion d'oxydes. Elaboration par métallurgie des poudres*, Thèse, Ecole des Mines de Paris, 1999.
107. MILLBERG I.S., *The search for ductile ceramics*, *Journal of Materials*, 39, (11), 1987
108. CHABOCHE J.L., LEMAITRE J., *Mécanique des matériaux solides*, Ed. Dunod, 2ème édition, 1996
109. CHANG Y.A., HIMMEL L., *Temperature dependance of the elastic constants of Cu, Ag and Au above room temperature*, *Journal of Applied Physics*, 37, (9), pp3567-3572, 1966
110. CHANG S.Y., LIN S.J., FLEMINGS M.C., *Thermal expansion behavior of silver matrix composites*, *Metallurgical and Material transactions A*, 31, pp291-298, 2000
111. KANG, S.; BRECHER, C , *Cracking mechanisms in Ag-SnO₂ contact materials and their role in the erosion process*, in : *Electrical Contacts 1988, Proceedings of the Thirty Fourth Meeting of the IEEE Holm Conference on electrical contact*, p37 – 46, 1988
112. REMY L., DEFRESNE A., SONIAK F., *Propagation des microfissures de fatigue*, In : *Colloque de métallurgie de Saclay*, 6, (20-21), pp310-314, 1989
113. RICE J.R., *Journal of Applied Mechanics (Trans ASME)*, 35, pp379-386, 1968
114. PARIS P.C. & ERDOGAN F., *Journal of Basic Engineering (Trans ASME)*, series D, 85, pp528-534, 1963
115. FORMAN R.G., KEARNEY V.E., AND ENGLE R.M., *Numerical Analysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure*, *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, Vol. D89, No. 3, pp. 459-464, 1967

116. BAUDIN G., POLICELLA H., A new method of electric measurement of crack length, *La Recherche Aérospatiale*, Bull. Bimestriel (Paris) no.1978-4, p.195-203, Jul.-Aug. 1978
117. SAINT BLANQUET C., Cours de conduction thermique, Université de Nantes, site Internet : <http://www.sciences.univ-nantes.fr/physique/perso/blanquet/conducti/cddex.htm>
118. KADANI A., Modélisation 2D et 3D des arcs électriques dans l'argon à pression atmosphérique avec la prise en compte du couplage thermique et électrique arc – électrodes et de l'influence des vapeurs métallique, Thèse, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, 1995.
119. LEFORT A., ANDANSON P., BESSEGE R., Energy transmitted to a metal contact by the cathode and anode of an electric arc, *Proceedings of the 33th IEEE Holm conference on electrical contacts*, pp137-143, 1987
120. BENZERGA L., Contribution à la modélisation des phénomènes thermiques de conduction et de changements d'état intervenant dans les interactions arc-electrode, Thèse, Université Paris 6, 1988
121. DEVAUTOUR J., Contribution à l'étude des interactions arc-électrodes, influence de la structure métallurgique sur les mécanismes d'érosion des appareils de coupure, Thèse, Université Paris 6, 1992
122. CARSLAW H.S., JAEGER J.C., *Conduction of heat in solids*, 2nd Ed., Clarendon Press, Oxford, p76, 1959
123. KHARIN S.N., mathematical model of arc erosion in electrical contacts, *Proceedings of the 16th International Conference on Electrical Contacts*, pp205-209, 1992
124. LAGO F., GONZALEZ J.J., FRETON P. and GLEIZES A., A numerical modelling of an electric arc and its interaction with the anode : part I. The two-dimensional model, *Journal of Physics D : Applied Physics*, 37, pp883-897, 2004
125. Site Internet : <http://www.fluent.com>
126. HSU K.C., ETEMADI K. and PFENDER E., Study of the free-burning high-intensity argon arc, *Journal of Applied Physics*, 54, pp1293-1301, 1983
127. Site Internet : <http://www.univ-bpclermont.fr/LABOS/laept/laept-fr/laept-fr-accueil/laept-fr-accueil.html>
128. GUILLOT J.P., Analyse théorique et expérimentale des pieds d'arcs électriques, thèse, Université Blaise-Pascal, 1995
129. Guide de validation des progiciels de calcul de structure, SFM, Afnor Technique, pp 312-313

130. McADAMS W.H., *Transmission de la chaleur*, Paris, Dunod, 1961
131. SKELTON R.P., crack initiation and growth in simple metal components during thermal cycling in « *Fatigue at high temperature* » ed. SKELTON R.P., Applied science publishers, London, pp1-62, 1983
132. MARSH D.J., GREEN D., PARKER R., Comparison of theoretical estimates and experimental measurements of fatigue crack growth under severe thermal shock conditions : part I. experimental observations *ASME Journal of Pressure Vessel Technology*, 108, pp501-506, 1986
133. BUCHALET C., BAMFORD W.H., Stress intensity factors solutions for continuous surface flaws in reactor pressure vessels, *Mechanics of crack growth*, ASTM STP 590, American society for testing and materials, pp385-402, 1976
134. BROWN W.F. Jr. & SRAWLEY J.E., Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials, *ASTM STP 410*, American society for testing and Materials, 1966.
135. LABBENS R.C., PELLISSIER-TANON A. & HELIOT J., *Mechanics of crack growth*, ASTM STP 590, American society for Testing and Materials, pp368-384, 1976
136. MAILLOT V. , FISSOLO A. , DEGALLAIX G. , DEGALLAIX S., Thermal fatigue crack networks parameters and stability: an experimental study, *International journal of solids and structures* , 2005 , vol. 42 , no 2 , pp. 759 - 769
137. MOWBRAY D.F., WOODFORD D.A. & BRANDT D.E., Thermal fatigue characterization of cast cobalt and Nickel-base superalloys, *Fatigue at elevated temperatures*, ASTM STP 520, American society for testing and materials, pp413-426, 1973
138. BUECKNER H., *Methods of analysis and solutions of crack problems*, Wolters-Noordhoff, 1972
139. KÖSTER A.,REMY L., *Cours CM4 : Fatigue, fatigue thermique, Mastère Comportement des matériaux et dimensionnement de structures*, Ecole des Mines de Paris, 2001
140. BURLET H., VASSEUR S., CAILLETAUD G. & PINEAU A., fatigue crack growth under thermomechanical loading, application to life prediction of centrifugal casting equipment. In « *High temperature fracture mechanisms and Mechanics*, EGF 6 », ed. Mechanical engineering publications, London, pp379-395, 1990
141. HAIGH J.R., SKELTON R.P., a strain intensity approach to high temperature fatigue crack growth and failure, *Material Science Engineering*, 36, pp133-137, 1978

142. DEFRESNE A., Endommagement en fatigue oligocyclique à 650°C de superalliages monocristallins à base de Nickel : influence de l'orientation cristallographique et d'une concentration de contrainte, Thèse, Ecole des Mines de Paris, 1989
143. FRANCOIS D., PINEAU A., ZAOUI A., Comportement mécanique des matériaux – viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact, Hermès, 1995
144. MURAKAMI Y., HANSON M.T., HASEBE N., et al. A circular crack in an infinite body under a concentrated load at a point of the upper crack face, in « Stress intensity factors handbook, volume 3 » The society of materials science, Japan & Pergamon Press, p418
145. THOMAS J.J., « Prise en compte de la fatigue thermique des pièces dans l'automobile », in Fatigue thermique dans l'automobile, séminaire Centre des Matériaux, Ecole des Mines de Paris, 2004
146. BUCHER L., « Etude de l'endommagement en fatigue thermique des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile », Thèse, Ecole des Mines de Paris, 2004

Perspectives

Le modèle présenté ici pourrait être amélioré, notamment en enrichissant la base de données par des essais mécaniques complémentaires et des mesures de grandeurs physiques supplémentaires, en améliorant la description du chargement et des conditions aux limites plus adaptées. L'approche actuelle devrait sans doute être couplée avec d'autres types de calculs numériques (ou analytiques ou semi-analytiques) pour tenter de décrire les nombreux couplages existant dans la physique des contacts électriques.

Il serait notamment intéressant de compléter le modèle par la prise en compte du comportement du matériau liquide et donc par le couplage entre les équations thermiques, mécaniques et celles de Navier-Stokes. Ceci permettrait de simuler les autres mécanismes d'endommagement des contacts électriques ainsi que la soudure sous fort courant.

Du point de vue industriel, ce travail a ouvert une méthodologie d'approche de l'endommagement par fissuration des contacts électriques et de sa contribution à la prévision de l'usure des contacts. Il devrait servir de guide dans le choix de matériaux résistant à l'usure, et une première étape pourrait consister à tester rapidement les capacités de prévisions dans d'autres matériaux de contacts comme les composites Ag-C et Ag-WC.