



Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

Mémoire de Thèse

Pour obtenir le grade de Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité « Science et Génie des Matériaux »

Présentée et soutenue publiquement par

Michel LY

le 7 septembre 2005

ETUDE DES FILS ELECTRODES POUR L'USINAGE PAR ETINCELAGE EROSIF

Directeur de thèse : Yves BIENVENU

Jury :

M. André LEFORT, Professeur, LAEPT	Président
M. René MEYER, Professeur, Université Paris Sud 11	Rapporteur
M. Yann LE PETITCORPS, Professeur, ICMCB	Rapporteur
M. Yves BIENVENU, Professeur, ENSMP	Examinateur
M. Marc ONILLON, Professeur Honoraire	Examinateur
M. Gilles MOLLARD, Directeur Général de Thermocompact	Examinateur
M. Gérald SANCHEZ, Docteur	Invité

Ce travail a été réalisé au service Recherche et Développement de la société Thermocompact, en collaboration avec le Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris.

Je tiens d'abord à témoigner ma profonde reconnaissance à la direction de Thermocompact, qui a donné tous les moyens nécessaires à l'accomplissement de nos recherches, même quand celles-ci étaient encore éloignées d'éventuelles applications industrielles. Messieurs Jean-Claude Cornier, Gilles Mollard, Omar Moussli, Vincent Pigelet et Laurent Boccard se reconnaîtront ici.

Yves Bienvenu m'accompagne depuis huit ans avec son incroyable gentillesse, et sa redoutable expérience de la science des matériaux.

Marc Onillon, a su partager son intérêt pour la thermodynamique avec ses étudiants. Il a aussi su s'impliquer dans la résolution de problèmes industriels très concrets. Bien que retraité, il est encore avec nous, pour notre plus grande joie.

Le Professeur Pouchard nous a accueillis pour évoquer la physique du solide de nos matériaux d'électrode, et nous avons une pensée amicale et profondément respectueuse pour lui.

Messieurs les Professeurs Lefort, Le Petitcorps, et Meyer ont accepté d'examiner ce mémoire. Dans notre époque aux emplois du temps lourdement chargés, cela mérite toute notre reconnaissance.

Gérald Sanchez a une lecture perspicace de nos résultats, nous lui devons en particulier de nous avoir incité à approfondir l'interprétation thermodynamique des tensions d'arc.

Jean-Paul Briffod, ayant une grande expérience de l'électroérosion, a su voir dans nos mesures électriques plus que ce que nous pensions initialement y trouver. Son apport a été décisif pour l'assurance avec laquelle nous présentons nos résultats.

Gérard Frot, du Centre des Matériaux, nous a toujours accueillis avec gentillesse pour réaliser nos microanalyses, et je lui exprime ma plus sincère amitié.

Jean-François Molard et Patrick Blanc ont fourni les coups de mains qui ont permis de réaliser certaines expériences d'électroérosion. Je leur exprime ici ma reconnaissance.

Jean-François Poncet et son équipe font en sorte que nos découvertes soient protégées par de redoutables brevets, ce qui nous permet de publier ce mémoire.

Enfin, certains de nos stagiaires ont contribué aux recherches mentionnées dans ce mémoire. Merci à Patrick Berthet, Julien Collet, Gauthier d'Aquin, Hicham Abbad.

En dehors de nos lieux et de nos horaires de travail, quand bien même certains problèmes nous hantaient, notre famille était là. C'est à elle qu'est dédié ce mémoire ; elle dont les fruits portent les noms de Clémence, Hélène, et Juliette. Merci Anita.

Si nous venions à manquer d'énergie, j'en connais qui en trouveraient, Jean-Pierre et Isabelle, Bruno et Marie-Laure, Michel et Cocotte, Yannick et Fabienne, carburent en effet à l'amitié.

Pour assurer mentalement, nos amis d'Annecy sont forts. Gil et Marie en particulier, et aussi Anne, Lars et Valérie, Stéphane et Coco, Nicolas et Nathalie. Merci à Véronique et Giovanni pour tous ces week-ends ensoleillés.

Et pour vivre bien tous les jours au travail, nos collègues de Thermocompact assurent. Sylvie, Muriel, Ninfa, Bernadette, Solange, Michel, Franck, Gitte, Eric T, Eric G, Fabien, Olivier, Stéphane, Vincent, Jean-Yves et leurs équipes.

« Sitôt que j'ai eu acquis quelques notions générales touchant la physique, et que, commençant à les éprouver en diverses difficultés particulières, j'ai remarqué jusques où elles peuvent conduire, et combien elles diffèrent des principes dont on s'est servi jusqu'à présent, j'ai cru que je ne pouvais les tenir cachées sans pêcher grandement contre la loi qui nous oblige à procurer, autant qu'il est en nous, le bien général de tous les hommes. »

DESCARTES

Discours de la Méthode (1637)

ABSTRACT

The present thesis work has been done for Thermocompact, a company producing wire electrodes for electrical discharge machining. We had two targets : Firstly to clarify whether the advantage of coated wires was due to the generator's technology, or to the intrinsic physics of the arcs. Secondly to find new, higher performance coatings. Studied wires and coatings were composed of copper, zinc, and oxygen.

The operation of an electrical discharge generator has been studied. Cutting speeds have been plotted, as a function of the current. The arc voltage of different wires have been measured. Despite a lower arc voltage, and for the same current, coated wires cut faster than bare brass wires. An explanation of this strange behaviour has been sought.

The arc voltage of many chemical elements had been published. They have been related to their vaporization enthalpy, rather than to their ionization energy or to their "electron work function". The charge transfer mechanism could involve the metallic vapours of the arc plasma. The arc tension seems to decrease when the metallic vapour pressure increases. A lower cathodic voltage should reduce the electrode's wear, whereas an higher pressure in the arc could lead to an increase in the material removal rate at both electrodes, at the end of each pulse.

Mass loss measurements of different materials of wires and pieces have made our interpretation highly possible. A new wire structure has been found and patented. It is made of a copper or brass core, surrounded by a continuous β brass intermediate layer, and partially covered by fractured and oxidized γ brass.

RÉSUMÉ

Réalisée chez un industriel fabricant de fils électrodes pour l'usinage par étincelage érosif, cette étude a deux objectifs : Le premier est de comprendre si l'avantage, en termes de vitesse d'usinage, que procure un revêtement complexe de phases du système cuivre zinc oxygène sur un fil de laiton, est le fait de circonstances technologiques, ou bien si celui-ci est lié à la physique de l'arc électrique. Le second est de définir de nouveaux revêtements qui seraient plus performants.

Le fonctionnement d'un générateur d'érosion a été décrit, et des vitesses d'érosion ont été mesurées en fonction du courant d'usinage. Les tensions d'arc moyennes de différents fils ont aussi été mesurées. Il est apparu que les fils revêtus usinaient plus vite que les fils nus, pour la même intensité, et malgré une tension d'arc plus faible. Nous avons alors recherché une explication physique à ce paradoxe.

Les tensions d'arc de nombreux éléments constituant des cathodes avaient été publiées. Nous les avons corrélées à leur enthalpie de vaporisation, plutôt qu'à leur énergie d'ionisation ou à leur travail d'extraction. Le mécanisme de transfert de charge pourrait être intimement lié à la présence de vapeurs métalliques dans le plasma d'arc. Il semble que la tension d'arc d'une cathode soit d'autant plus faible que la pression de vapeurs métalliques qu'elle génère est élevée. Une faible chute de potentiel à la cathode devrait limiter son échauffement, donc son érosion. Une pression élevée pendant l'arc devrait permettre d'éjecter une plus grande proportion de la matière en fusion présente à la surface des électrodes à la fin de l'impulsion d'usinage.

Des mesures de pertes de masse sur différents fils électrodes et sur différentes pièces ont confirmé notre explication. Une nouvelle structure de fils a été testée et brevetée. Elle comporte une âme de cuivre ou de laiton, une couche intermédiaire continue en laiton en phase β , et une couche externe en phase γ fracturée et oxydée.

TABLE DES MATIERES

ABSTRACT	5
RÉSUMÉ	6
Table des matières	1
1 Introduction	4
1.1 Historique de la technique.....	4
1.2 Intérêt de l'étude.....	4
1.3 Présentation du plan	5
2 L'usinage par étincelage érosif à fil	6
2.1 Introduction sur le procédé d'électroérosion à fil	6
2.1.1 Généralités sur l'électroérosion	6
2.1.2 Principe mécanique.....	6
2.1.3 Déroulement d'un travail d'usinage	9
2.1.4 Principe électrique de l'usinage par étincelage érosif à fil	9
2.1.5 Cycle d'étincelage d'une machine de type Charmilles Robofil 2020.....	10
2.1.6 Phénomènes associés à chaque cycle d'étincelle d'ébauche	12
2.1.7 Conséquences sur la pièce	13
2.1.8 Caractéristiques industrielles de l'usinage.....	14
2.1.9 Enjeux concernant la précision d'usinage d'un fil	14
2.1.10 Enjeux concernant la fiabilité d'un fil.....	15
2.1.11 Enjeux économiques concernant la vitesse d'usinage.....	15
2.1.12 Fil idéal.....	15
2.2 Structures des fils connus.....	16
2.2.1 Fils aujourd'hui largement utilisés	16
2.2.2 Structures de fils revêtus permettant d'augmenter les vitesses d'érosion.....	16
2.2.3 Fils ayant de bonnes résistances mécaniques.	17
2.2.4 Fils de compromis	18
2.2.5 Fabrication des fils.....	18
2.3 Méthodes d'observation et d'analyse.....	20
2.3.1 Diamètre	20
2.3.2 Charge à rupture	20
2.3.3 Conductivité	20
2.3.4 Microstructure	20
2.3.5 Composition locale et cartographies de composition	21
2.3.6 Diffraction X	21
2.3.7 ESCA (Electron Spectroscopy for Chemical Analysis)	21
2.3.8 SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry)	21
2.3.9 Fluorescence X	21
2.3.10 Rugosité des pièces usinées.....	22
2.4 Propriétés générales des fils pour électroérosion	22
2.4.1 Propriétés dimensionnelles	22
2.4.2 Propriétés mécaniques	23
2.4.3 Propriétés électriques.....	26
2.4.4 Propriété d'aptitude à l'enfilage	30
2.4.5 Propriétés liées au bobinage du fil.....	33
2.4.6 Propriétés liées à la surface du fil.....	33

2.5	Fils utilisés pour les mesures de vitesse	34
2.5.1	Fils de cuivre et de laiton nus	34
2.5.2	Fils de laiton oxydés	34
2.5.3	Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phase β	38
2.5.4	Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phase γ	39
2.5.5	Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phases γ et η	40
2.5.6	Fils de laiton zingué	41
2.5.7	Fils de cuivre revêtus de zinc et diffusés en phase β	43
2.5.8	Fils à surface composite en phases β et γ	45
2.6	Orientation de la suite de l'étude	46
3	Vitesses d'érosion de différents fils	47
3.1	Introduction	47
3.2	Méthode employée	47
3.2.1	Mesure de la vitesse d'érosion	48
3.2.2	Mesure des pertes de masse	48
3.2.3	Paramétrage du générateur Charmilles	48
3.2.4	Paramétrage du générateur Agie	49
3.3	Vitesse d'usinage	50
3.3.1	Courants d'usinage de fils différents sur une machine Charmilles	50
3.3.2	Origine des différences de courant d'usinage observées sur machine Charmilles	56
3.3.3	Vitesses d'érosion sur une machine AgieCut Evolution II SFF	60
3.4	Synthèse des essais de vitesse de coupe et orientation de l'étude	63
4	Étude des tensions d'arc	64
4.1	Chutes de potentiel cathodique de matériaux lors d'arcs électriques	64
4.1.1	Tensions d'arc de GRAKOV	64
4.1.2	Corrélation entre la température ou l'énergie de vaporisation et la chute cathodique	65
4.1.3	Tensions d'arc de BROWN, FEINBERG, et GALVIN	66
4.2	Interprétation thermodynamique des résultats de GRAKOV et de BROWN	69
4.2.1	Estimation des tensions d'arc à partir de l'enthalpie de vaporisation seule	69
4.2.2	Importance de la vaporisation des électrodes	70
4.2.3	Proposition d'un système thermodynamique	71
4.2.4	Proposition d'un mécanisme d'ionisation et de transfert de charge compatible avec nos estimations de tension d'arc	75
4.2.5	Identification des paramètres du modèle à partir des données de tension d'arc	76
4.2.6	Quelle serait la pression de la phase gazeuse ?	78
4.2.7	Rôle des vapeurs métalliques dans un arc amorcé dans de l'eau	79
4.3	Synthèse de l'étude des tensions d'arc	81
5	Bilans de masse	82
5.1	Étude des pertes de masse des électrodes lors d'un usinage	82
5.1.1	Méthode	82
5.1.2	Usinage d'un alliage d'aluminium AU4G sur machine Agie	82
5.1.3	Pertes de masses de fils de laitons de différentes compositions sur machine Charmilles	83
5.1.4	ÉTUDE des pertes de masses de fils revêtus	86
5.1.5	Etude des bilans de masse de PEREZ	88
5.1.6	Modèle d'échauffement de Gauthier d'AQUIN	89
5.2	Étude de l'érosion de la cathode en fonction de la nature de l'anode	92
5.3	Effet de la pression d'arc sur l'érosion	93
5.3.1	Dépendance de la température d'ébullition avec la pression	93

5.3.2	Simulation de l'effet d'une augmentation de la température d'ébullition, due à une augmentation de la pression, sur les épaisseurs de matière potentiellement érodables.....	94
5.3.3	Mesure de l'effet de la nature du fil sur la vitesse d'érosion dans différents matériaux.....	95
5.4	Intérêt de certaines structures d'électrodes pour l'usinage par étincelage érosif.....	96
5.4.1	Comportement d'une couche d'oxyde de zinc	96
5.4.2	Cas des alliages de cuivre et de zinc en phase γ	97
5.4.3	L'interprétation du comportement des alliages de cuivre et de zinc par la température de leur liquidus est-il transposable à d'autres natures de cathodes ?	98
5.4.4	Intérêt d'une phase dispersée.....	100
5.4.5	Intérêt de disperser une phase dure dans une matrice de cuivre.....	102
5.5	Synthèse de l'étude des pertes de masses.....	102
6	Conclusions.....	103
6.1	Conclusions pour l'industrie des fils pour l'usinage par électroérosion	103
6.2	Conclusions pour la recherche scientifique.....	104
7	Annexe : Hypothèses non retenues.....	105
7.1	Position de la surface de Fermi par rapport à la première zone de Brillouin dans le système cuivre-zinc.....	105
7.2	Travail d'extraction électronique et chute de potentiel cathodique	108
7.3	Énergies d'ionisation et chute de potentiel cathodique.....	109
7.4	Émission Thermo Ionique	110
7.4.1	Références bibliographiques sur les mécanismes d'émission électronique.....	110
7.4.2	Application des modèles au cas de l'étincelage érosif	110
7.4.3	Modèle de la double couche de Langmuir.....	111
7.5	Réflectivité	114
7.6	Interprétation complémentaire des paramètres du modèle thermodynamique.....	115
8	Bibliographie	118

1 INTRODUCTION

1.1 Historique de la technique

En 1770, le savant anglais PRIESTLEY avait constaté l'effet érosif des décharges électriques. En faisant des recherches pour éliminer cet effet érosif, les savants russes B.R. et N.I. LAZARENKO eurent l'idée d'exploiter l'effet destructeur des décharges pour développer un procédé contrôlé d'usinage des métaux¹. En 1943, ils mirent au point un procédé dans lequel une succession d'étincelles s'opérait entre deux conducteurs immergés dans un liquide diélectrique, provoquant l'érosion de ces derniers. On nomme un tel procédé l'usinage par étincelage érosif, ou électroérosion en français et « electrical discharge machining » en anglais. La société suisse AGIE, bientôt suivie par CHARMILLES, développa une machine d'usinage par électrode massive en 1954 : c'est la technique d'électroérosion par enfonçage ou « die sinking electrical discharge machining ». En 1969, AGIE développa une machine d'usinage par fil : c'est la technique d'électroérosion à fil, ou « wire electrical discharge machining », à laquelle est consacré le présent travail. Les fils utilisés étaient en cuivre ou en laiton. En 1979, la société CHARMILLES déposa un brevet² permettant d'augmenter la vitesse d'usinage du procédé en utilisant un fil revêtu de zinc. Puis en 1980, elle déposa un brevet³ portant sur un fil revêtu de zinc, et traité thermiquement. Cherchant à produire ces fils, elle s'adressa à la société THERMOCOMPACT, pour laquelle est réalisé le présent travail.

1.2 Intérêt de l'étude

Il s'agit de répondre à plusieurs questions :

L'avantage procuré par les fils inventés en 1979 et 1980 était-il encore sensible en 2001, compte tenu des changements de générateurs^{4,5} intervenus depuis ? En d'autres termes, l'effet d'augmentation de la vitesse de coupe procuré par une couche de zinc éventuellement allié au cuivre, ou oxydé, était-il intrinsèquement lié à la physique de l'arc électrique ou bien seulement au générateur et à son pilotage ?

Quels seraient les autres types de fils pouvant améliorer encore les vitesses d'érosion ? Quels en seraient les procédés de fabrication viables ?

Quand bien même on trouverait une nouvelle famille de fils, quelles seraient les améliorations à apporter aux fils existants, en attendant l'industrialisation des nouveaux produits ?

C'est à l'ensemble de ces questions que nous nous sommes attachés de répondre pendant notre travail de thèse.

1.3 Présentation du plan

Nous présenterons dans une première partie le principe de l'usinage par étincelage érosif à fil, ainsi que les fils électrodes existants, largement commercialisés. Sans entrer dans le détail de leur fabrication, nous présenterons leurs différentes propriétés.

Dans une seconde partie, nous mesurerons les vitesses d'érosion des fils existants, et nous tenterons de les relier aux paramètres de fonctionnement des générateurs d'étincelage.

Enfin, une troisième partie sera consacrée à l'étude des chutes de tensions cathodiques dans les arcs électriques. En reliant celles-ci à la pression de vapeurs métalliques émises par les électrodes, nous proposerons finalement un modèle thermique qualitatif de l'étincelle érosive compatible avec nos mesures de perte de masse des électrodes. D'autres modèles d'érosion envisagés, mais non retenus, figurent en annexe.

2 L'USINAGE PAR ETINCELAGE EROSIF A FIL

2.1 Introduction sur le procédé d'électroérosion à fil

2.1.1 Généralités sur l'électroérosion

Les processus d'usinage par électroérosion sont décrits dans l'ouvrage de GUITRAU⁶. Ce document décrit en particulier les méthodes d'érosion par enfonçage et par fil. Ces méthodes sont aussi exposées par KREMER⁷.

Les aspects thermiques de l'étincelage ont été abordés dans les thèses de VAN DIJCK⁸ et de LARACINE⁹. Les aspects hydrodynamiques dans celle de LHIAUBET¹⁰. Les matériaux constituant les électrodes sont l'acier, le graphite, et le cuivre, dont l'emploi est toujours d'actualité pour le procédé d'électroérosion par enfonçage. Le cas de l'électroérosion à fil n'est pas traité dans les publications citées^{8,9,10}.

2.1.2 Principe mécanique

Voir Figure 1 : Schéma de principe de l'électroérosion à fil ; Figure 2 : Vue de dessus de la pièce usinée en ébauche ; Figure 3 : Vue de dessus de la pièce usinée en finition. Figure 4 : Schéma de l'injection de diélectrique.

Une électrode outil en forme de fil est présentée face à une pièce. Une succession d'étincelles est réalisée par un générateur, ce qui érode le fil et la pièce. Le fil, guidé et tendu, est renouvelé en permanence, tandis que la pièce est creusée d'un sillon. La distance d'étincelage est appelée « *gap* ». On injecte dans le gap du diélectrique sous pression pour évacuer les résidus d'usinage et pour refroidir le fil. La pièce est déplacée par rapport au fil pour réaliser une saignée selon le contour préprogrammé. Après le cas échéant évacuation de la chute, un ou plusieurs contours de finition ou de surfacage sont réalisés.

L'usinage par étincelage à fil est une méthode utilisée principalement pour usiner des pièces dures ou de contour complexe, en acier traité ou en carbure de tungstène. On l'utilise aussi pour usiner des formes particulières dans tout matériau conducteur de l'électricité, formes qui seraient autrement difficiles à obtenir par d'autres méthodes telles que le tournage et le fraisage. L'usinage par fil se limite cependant à celui de formes débouchantes, à génératrices rectilignes. Ces formes peuvent être cylindriques, lorsque l'axe du fil ne change pas – il est en général vertical –, ou bien coniques, quand au cours de l'usinage, on fait varier l'axe du fil. La Figure 5 montre le passage du fil pour un usinage conique.

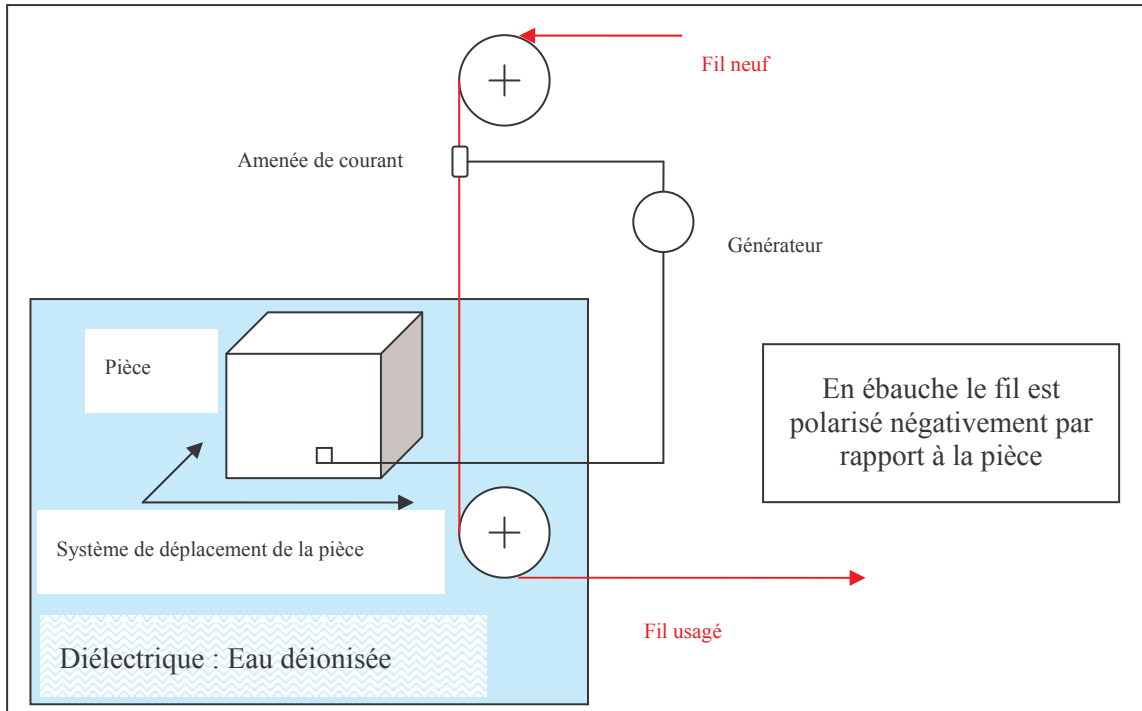


Figure 1 : Schéma de principe de l'électroérosion à fil

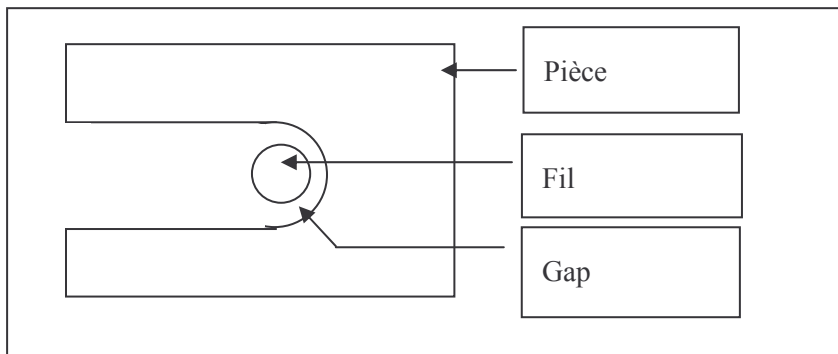


Figure 2 : Vue de dessus de la pièce usinée en ébauche

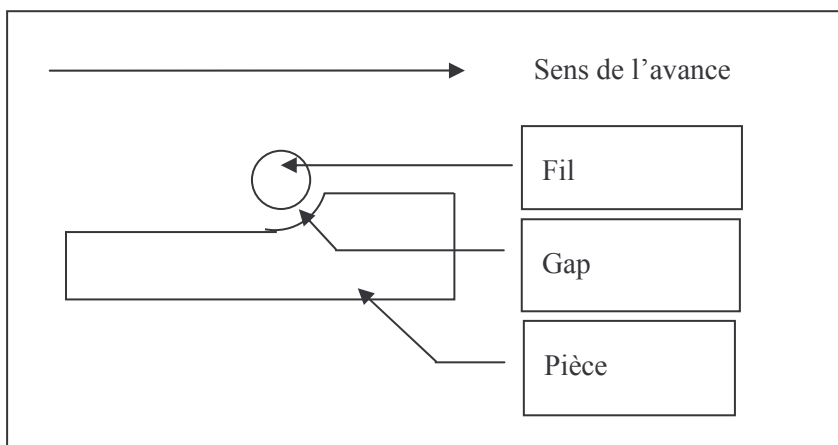


Figure 3 : Vue de dessus de la pièce usinée en finition

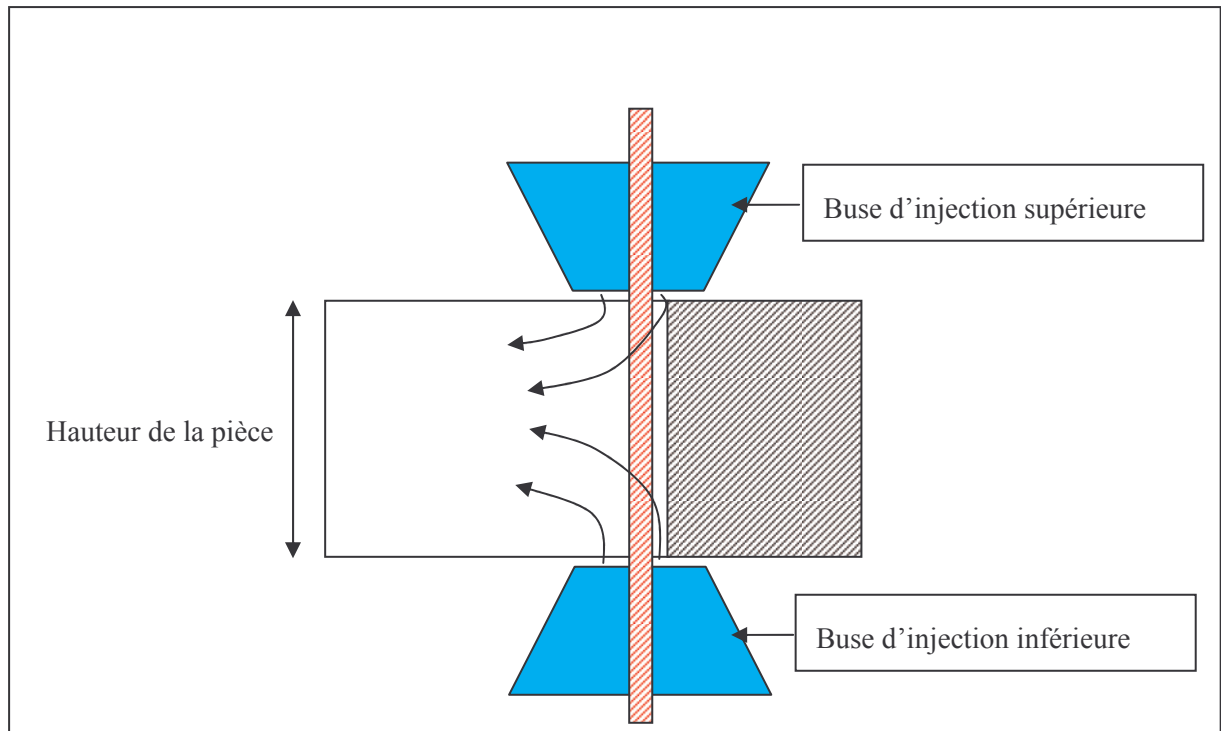


Figure 4 : Schéma d'injection de diélectrique dans la fente d'usinage. Il s'agit d'une section dans le plan de découpe de la pièce. Le diélectrique refroidit le fil et évacue des débris d'usinage.

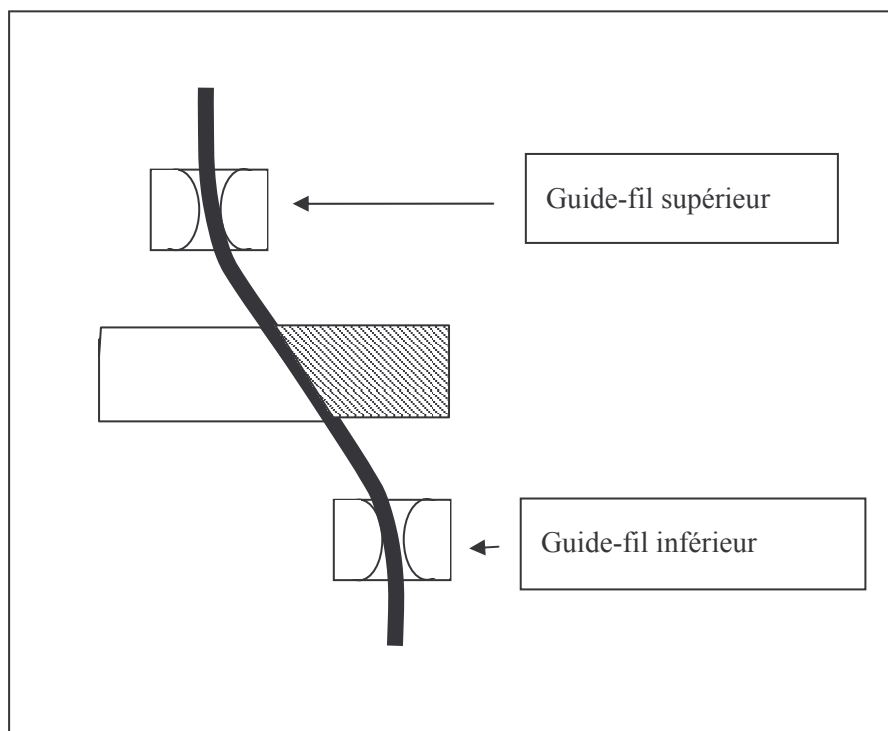


Figure 5 : Schéma du passage du fil lors d'un usinage de pièce conique : les guide-fils sont désaxés.

2.1.3 Déroulement d'un travail d'usinage

La découpe initiale, pendant laquelle le fil tranche la pièce en pénétrant dans son volume, est généralement la première étape de l'usinage. On l'appelle *l'ébauche*. La pièce ébauchée a une précision de l'ordre de 30 μm . Dans certains cas, c'est suffisant pour que la pièce puisse être utilisée telle qu'elle. Cependant, la technique d'électroérosion à fil est en général utilisée pour la réalisation de pièces de plus grande précision.

Les *finitions* permettent d'améliorer la précision géométrique, le fil ne pénétrant pas dans le volume de la pièce, mais suivant son contour, et l'érodant sur une épaisseur de 10 μm à 50 μm .

Les *surfaçages* permettent de lisser la surface de la pièce tout en conservant la précision, en suivant son contour, avec des prises matières faibles de l'ordre de quelques micromètres. On peut atteindre des précisions de l'ordre de 2 μm , et des rugosités R_a de l'ordre de 0,1 μm .

2.1.4 Principe électrique de l'usinage par étincelage érosif à fil

Il s'agit de créer des arcs électriques entre deux électrodes, l'une étant l'outil, l'autre étant la pièce à usiner, toutes deux plongées dans un liquide diélectrique. Dans le cas des électrodes outils sous forme de fil, le diélectrique est de l'eau déionisée.

Deux grandes différences dans le fonctionnement électrique séparent les procédés enfonçage et fil : L'une est la polarité de l'outil par rapport à la pièce, aujourd'hui positive pour l'enfonçage, et négative pour le fil. L'autre est la durée des impulsions, de l'ordre de 1 à 800 μs pour l'enfonçage, et de l'ordre de 1 μs pour le fil, qui usine avec des puissances moindres.

L'usinage est modulé en puissance par l'intensité et la fréquence des décharges. En ébauche, la fréquence d'étincelage est de l'ordre de 70 kHz. Le courant électrique moyen est de l'ordre de 15 A pour un fil de 0,25 mm de diamètre, alors que l'intensité de crête atteint 200 A. Le facteur de forme, reliant l'intensité moyenne à l'intensité efficace est de l'ordre de 3 à 4.

La distance entre l'électrode outil et la pièce est maîtrisée par un système de régulation de l'avance du fil par rapport à la pièce, basé sur le temps moyen pendant lequel le générateur attend le claquage du diélectrique.

Le diélectrique, qui se charge en résidus d'usinage, est renouvelé par des injections de liquide propre sous pression, directement dans la zone d'usinage.

Les types de décharges délivrés par les générateurs d'érosion à fil du constructeur CHARMILLES sont décrits dans les brevets de BRIFFOD⁴ et GAMBONI⁵. Pour nos essais sur machine CHARMILLES, nous avons utilisé un générateur d'impulsions proche de celui décrit par BRIFFOD⁴. Le régime d'usinage d'ébauche est décrit ci-après.

Déroulement d'un usinage d'ébauche sur machine Charmilles Robofil2020 : Voir Figure 6

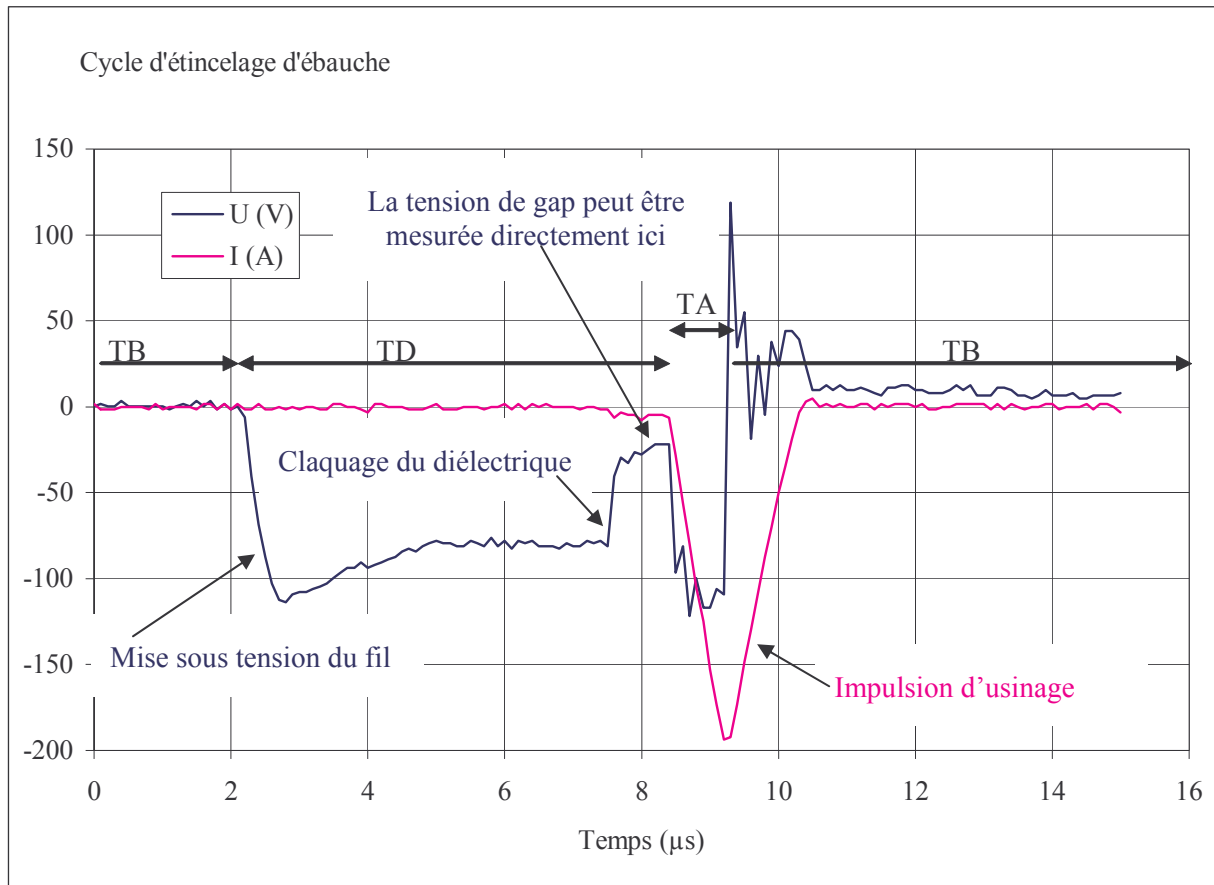


Figure 6 : Cycle d'étincelage d'ébauche d'une machine Charmilles Robofil2020

Sur cette figure, on mesure :

La tension d'allumage : -80 V, le fil étant le pôle négatif.

La tension de gap, pendant la phase d'allumage : -22 V environ.

La pente du courant de début d'impulsion, de $-235 \text{ A}/\mu\text{s}$, pour une tension totale de -100 V.

Le courant crête, de -190 A.

La pente du courant de fin d'impulsion, de $192 \text{ A}/\mu\text{s}$, pour une tension d'environ 40 V.

Les conditions d'usinage étaient les suivantes :

- Machine Charmilles Robofil 2020
- Usinage dans de l'acier Z160CDV12, de hauteur 50 mm
- Régime d'ébauche de type E3, avec une impulsion d'usinage croissante pendant $0,8 \mu\text{s}$ (TA).
- Fil de cuivre revêtu de laiton en phase β , oxydé en surface (SW25X)

2.1.5 Cycle d'étincelage d'une machine de type Charmilles Robofil 2020

Deux électrodes sont initialement plongées dans le diélectrique, à distance l'une de l'autre.

Une *tension d'allumage* de l'ordre de 80 V est appliquée entre la pièce (négative) et le fil (positif).

Si la distance entre la pièce et le fil est trop importante pour qu'il y ait claquage du diélectrique, la commande numérique de la machine la réduit. Si les électrodes sont conductrices en surface, le claquage se produit à une distance d'environ $34 \mu\text{m}$ dans de l'eau déionisée et filtrée. Le champ électrique correspondant est de $2,4 \cdot 10^6 \text{ V/m}$. C'est sensiblement inférieur à la rigidité diélectrique de l'eau distillée, qui est de l'ordre de $65 \cdot 10^6 \text{ V/m}$. Cependant, le diélectrique d'usinage contient de fines particules en suspension ainsi que des bulles, et les électrodes en présence ne sont pas planes. Selon le

Professeur LEFORT, citant la référence¹¹, l'amplification du champ par effet de pointe peut être d'un facteur 2 à 100.

Un canal ionisé se forme entre la cathode et l'anode. Ce canal est plus conducteur que le diélectrique, et la différence de potentiel aux bornes du dispositif chute. Le système de pilotage de l'étincelage détecte cet événement, et déclenche l'impulsion d'usinage.

Le temps compris entre l'application du potentiel d'allumage et le déclenchement de l'impulsion d'usinage s'appelle *TD*, et dépend des conditions propres à chaque étincelle.

Le générateur augmente ensuite la valeur absolue du courant électrique, à raison d'environ 235 Ampères par microseconde, pendant un temps prédéfini, de l'ordre de la microseconde, qu'on appelle *TA*. La zone de plasma d'arc assure la conduction électrique entre le fil (cathode) et la pièce (anode). Les zones des électrodes au contact du plasma s'échauffent, entrent en fusion, et se vaporisent en partie.

Puis le générateur abaisse l'intensité absolue de décharge à raison d'environ 192 Ampères par microseconde. L'intensité s'annule finalement et la zone de plasma disparaît.

La disparition du plasma provoque l'enlèvement de matière principal du processus d'érosion.

Le temps séparant la fin du *TA* de l'application du potentiel d'allumage suivant s'appelle *TB*. *TB* ne peut être inférieur au temps de décroissance de l'impulsion d'usinage soit 3 à 4 μ s.

La durée d'un cycle complet de décharge érosive est $TA+TB+TD$.

La machine d'érosion répète ce cycle pendant toute la phase d'ébauche, avec des modulations destinées à éviter la rupture du fil. Si *TD* est inférieur à une certaine valeur, l'impulsion d'usinage est réduite (on utilise un *TA* court, ou *TAC*). Si le phénomène se répète, on diminue la fréquence d'usinage, en utilisant un *TB* long (ou *TL*).

2.1.5.1 Avance de l'usinage

La répétition du cycle d'étincelage décrit ci-dessus érode le fil et la pièce. Le fil est renouvelé par défilement dans la zone d'érosion. La pièce est progressivement érodée sur toute sa hauteur. Pour réaliser la découpe, il faut progressivement déplacer le fil par rapport à la pièce, et réaliser le contour prévu. C'est l'avance de l'usinage. Comment contrôler cette avance ?

Pour contrôler l'avance de l'usinage, plusieurs méthodes sont possibles :

- La vitesse d'avance est fixée. Elle doit être inférieure à la vitesse d'érosion de la pièce. Quand la distance séparant le fil de la pièce augmente, le temps d'attente d'allumage *TD* augmente aussi, et la pièce est moins vite érodée, ce qui régule le processus. Ce mode de contrôle de l'avance peut être utile lors de l'usinage en angle.
- La vitesse d'avance est asservie au temps d'attente *TD*. Une moyenne glissante de ce temps est calculée, et comparée à une consigne, exprimée en pourcentage du temps total (de l'ordre de 50 %). Quand le gap s'accroît, *TD* augmente, il faut augmenter la vitesse d'avance, et inversement. Ce mode d'asservissement réclame une certaine puissance de calcul. C'est le mode d'asservissement employé sur notre machine AGIE.
- La vitesse d'avance est asservie à la tension moyenne mesurée entre le fil et la pièce. La tension d'allumage étant nettement supérieure à la tension d'attente, et aussi prépondérante par rapport à la tension mesurée lors des étincelles (courtes par rapport à l'attente), sa valeur moyenne est proportionnelle au temps d'attente moyen. Quand le gap s'accroît, la tension moyenne augmente, il faut accélérer l'avance, et inversement. C'est le mode asservissement employé sur notre machine CHARMILLES.

2.1.6 Phénomènes associés à chaque cycle d'étincelle d'ébauche

- Polarisation du fil pour l'allumage de l'étincelle

Lors de cette phase, on veut polariser le fil négativement par rapport à la pièce, qui est en général reliée à la masse. Pourquoi cette polarité, inverse de celle que l'on utilise en électroérosion par enfonçage ? La polarité négative limiterait le risque de rupture du fil. Nous n'avons cependant pas pu le vérifier, notre machine ne pouvant changer de polarisation pour l'ébauche.

Pour réussir cette phase, il faut entre autre un bon contact électrique entre l'amenée de courant et le fil. Un générateur de courant assure la fonction de polarisation.

Il faut aussi ne pas être en court-circuit entre le fil et la pièce. Si l'on ne peut atteindre ou maintenir la tension d'allumage à sa valeur prédéfinie, cela peut être à cause d'un court-circuit local. Dans ce cas, il faut programmer une impulsion de courant de faible intensité. En effet, le phénomène risque de se reproduire plusieurs fois de suite sensiblement au même endroit, et le fil risque de rompre en s'échauffant localement. Un court-circuit par contact entre les électrodes peut se transformer en arc par fusion du pont de matière les reliant, augmentant ainsi sensiblement l'énergie dégagée localement.

Si l'on n'arrive pas à polariser le fil par rapport à la pièce plusieurs fois de suite, on peut l'en éloigner en exécutant le contour programmé à l'envers. Si cela n'est toujours pas possible, c'est peut-être que le diélectrique a une trop grande conductivité. L'usinage s'arrête alors.

2.1.6.1 Phase d'attente de claquage

La durée TD de cette phase, moyennée, permet de contrôler l'avance de la machine. Si l'on impose des valeurs de consigne d'attente trop faibles (par exemple pour tenter d'augmenter la vitesse d'usinage), on constate une instabilité de l'avance, ou la rupture du fil.

2.1.6.2 Claquage du diélectrique

En général, le claquage du diélectrique se produit. La question est de savoir où. Un dispositif a été testé pour localiser les étincelles¹². On pourrait aussi imaginer mesurer l'écart de temps séparant le front descendant de la tension électrique détecté à l'issue de sa propagation vers le haut du fil, de celui s'étant propagé vers le bas. Cet écart de temps serait de 83 picosecondes, pour une différence de marche de 25 mm. On imagine la difficulté de la mesure. Cependant, un risque fort de rupture du fil est associé à la localisation de l'étincelage – c'est-à-dire au claquage du diélectrique au même endroit plusieurs fois de suite - qui provoque un échauffement local du fil, et sa rupture. À défaut de localiser précisément les lieux de claquage du diélectrique, nos machines augmentent le temps TB séparant la fin d'une impulsion de la remise sous tension du fil, quand plusieurs décharges consécutives ont eu un temps d'attente TD trop faible. En effet, celles-ci auraient pu avoir eu lieu au même endroit, ce qui est moins probable quand les temps TD successifs sont longs.

- Phase d'allumage entretenue par le générateur de courant de polarisation

Cette phase correspond au temps compris entre le claquage du diélectrique et le déclenchement de l'impulsion d'usinage.

Sur une machine Charmilles Robofil2020, un courant de l'ordre de 8 Ampères traverse le canal ionisé pendant environ 0,7 μ s, et la tension d'arc s'établit entre 20 et 30 V. C'est pendant cette phase que nous avons tenté de mesurer la tension d'arc de différents fils.

Il semblerait que cette phase de décharge, caractérisée par une faible intensité dans la zone de plasma, soit propice à un transfert de matière du fil vers la pièce. Ce phénomène est connu des constructeurs de machines sous le nom de « laitonnage » en référence aux fils de laiton, et doit se reproduire à la fin de la décharge érosive, dans les mêmes conditions d'intensité, mais avec une quantité supérieure de métal disponible. Nous n'avons pas de références bibliographiques à ce sujet.

- Phase de décharge érosive entretenue par le générateur d'impulsions

C'est principalement pendant cette phase que le métal entre en fusion et se vaporise en partie. On peut penser que la quantité d'énergie fournie aux électrodes est proportionnelle au courant moyen, donc au carré de TA. Sur une machine Charmilles Robofil2020, le courant peut atteindre 300 A en crête, et la tension d'arc semble comprise entre 20 et 30 V. Sa mesure directe est cependant difficile car on ne peut approcher les sondes de la zone de plasma. La tension mesurée aux bornes du circuit fil – plasma – pièce est largement affectée par l'impédance de ce dernier, pendant l'impulsion d'usinage.

À chaque cycle d'étincelage, cette phase chauffe les électrodes et les endommage. Le fil peut rompre sous l'action combinée de la chaleur accumulée et de sa tension mécanique. La pièce est thermiquement affectée à sa surface.

Dans le cas d'électrodes métalliques, et d'après les explications des constructeurs de machines, le métal en fusion resterait principalement confiné à la surface des électrodes, bien que des gouttelettes en soient éjectées. La quantité de métal fondu augmenterait avec l'intensité et la durée de l'arc électrique.

Il faut distinguer la période d'augmentation de courant, de la période de baisse de courant. Si l'augmentation rapide de l'intensité ne semble pas avoir posé de problème technique, il n'a pas toujours été possible d'arrêter brutalement le passage du courant, à cause de l'inductance des circuits électriques. Si la décroissance de l'intensité est trop lente, on assiste à un laitonnage – dépôt de la matière du fil sur la pièce - particulièrement important, pouvant aller jusqu'à la fermeture de la saignée réalisée par le fil. La pièce se ressoude derrière le fil, limitant la circulation de diélectrique, et provoquant la rupture thermique du fil. Nous avons vérifié que les fils à forte épaisseur de zinc étaient très sensibles à ce phénomène, probablement en raison de la quantité de zinc en fusion, prêt à quitter la cathode et à se ressouder sur l'anode au moment de l'implosion du plasma.

- Phase d'implosion du plasma, et d'éjection de matière

L'observation des particules enlevées et des cratères laissés par les décharges semble indiquer que la matière est éjectée des électrodes alors qu'elle se trouve à l'état liquide. Dans le cas d'électrodes métalliques, on parle d'implosion du plasma, qui générerait une baisse de pression^{7,10} et des mouvements de convection du diélectrique propices à l'enlèvement de matière des électrodes. La nature de chaque électrode influe sur sa propre usure, ainsi que sur l'usure de la contre électrode. Une partie de la matière éjectée du fil se retrouve sur la pièce, c'est le *dépôt*, qui non seulement abaisse le rendement du processus d'ébauche, mais encore rend nécessaire des finitions.

L'éjection des matières en fusion dans le diélectrique en circulation permet l'évacuation des débris d'usinage. La circulation du diélectrique dans la zone d'usinage a aussi pour fonction de refroidir le fil, qui sinon s'échaufferait, et romprait.

2.1.7 Conséquences sur la pièce

La pièce est découpée. La surface obtenue par érosion est rugueuse¹³. Elle a de plus subi un cyclage thermique très fort, qui engendre des contraintes de tension et qui crée des fissures⁷. Du matériau du fil (en général du laiton) se dépose sur la pièce. Plongée dans de l'eau déionisée, celle-ci se corrode rapidement, malgré les dispositifs prévus par les constructeurs^{14,15}. Dans de telles conditions, la pièce aurait une durée de vie limitée en fatigue, comparée à une pièce usinée conventionnellement. Une ou plusieurs finitions seront nécessaires pour améliorer la surface de la pièce, et la rendre exploitable en usage industriel. Même après plusieurs finitions, on mesure encore des contraintes résiduelles superficielles de l'ordre de 100 MPa dans de l'acier inoxydable Z160CDV12 dur.

2.1.8 Caractéristiques industrielles de l'usinage

Comparée aux techniques d'usinage conventionnelles - par enlèvement de copeaux -, l'électroérosion est lente. L'enlèvement de matière par unité de temps y est 1 000 à 10 000 fois plus faible, ce qui a des conséquences:

1. La lenteur du processus d'électroérosion est telle qu'en général, il est utilisé pour la réalisation d'outils, et non pour la production de pièces de série. Les types de pièces les plus courants sont les poinçons et matrices de découpe des métaux, les filières d'extrusion de thermoplastiques ou d'aluminium, et les moules d'injection de matières plastiques. La valeur marchande de ces outils rend les usiniers exigeants sur la précision des pièces usinées. La notion de précision englobe la géométrie de la pièce, sa rugosité, et son intégrité de surface, qui conditionnent sa durée de vie en service. Il existe des exceptions à cette règle : On produit en série des injecteurs de carburant pour moteurs à explosion, ou d'autres éléments mécaniques de précision.
2. La lenteur de l'électroérosion est en partie compensée par l'automatisation des machines, qui peuvent fonctionner jour et nuit, pratiquement sans surveillance. Le temps d'étincelage d'une machine peut atteindre 4 500 heures par an. L'automatisation rend les usiniers exigeants sur la fiabilité de leurs machines, dont le fil est l'outil de coupe.
3. Les fabricants de machines et de fils cherchent à accélérer le processus d'érosion. Les améliorations viennent des générateurs d'étincelles, de la circulation du diélectrique, et aussi du fil. En particulier, la société Charmilles Technologies, qui fabrique des machines d'usinage, a inventé et breveté les fils de laiton zingués et les fils diffusés, dont la vitesse de coupe est nettement supérieure à celle des fils de laiton nu. Ses brevets sont maintenant dans le domaine public.

Un fil techniquement bon doit donc être :

- Précis
- Fiable
- Rapide

Le prix du fil est un facteur à mettre en regard de ses performances.

2.1.9 Enjeux concernant la précision d'usinage d'un fil

- Le fil étant une sorte d'outil de coupe, son diamètre est déterminant pour l'obtention de cotes justes. La précision souhaitée sur les pièces, de l'ordre de 2 μm est similaire à celle obtenue sur le diamètre du fil.
- Soumis à des forces électriques et mécaniques, le fil doit être précisément positionné dans la zone d'étincelage. Pour cela, il est tendu¹⁶. La valeur de la tension mécanique doit être compatible avec sa résistance mécanique.
- Le fil pouvant être incliné par rapport à la verticale, grâce à un décalage des dispositifs de guidages supérieurs et inférieurs, il subit une courbure. Sa forme précise dépend entre autres de ses propriétés mécaniques, module d'Young et limite d'élasticité¹⁷.
- Le fil sert aussi de palpeur pour localiser les surfaces de référence sur la pièce à usiner : On établit à cet effet un régime d'usinage de très faible puissance, dont on connaît le gap moyen avec précision. L'usinage est contrôlé en temps d'attente (ou en tension moyenne) par le déplacement relatif du fil et de la pièce, dans une direction. Le cycle de mesure, appelé *touche électrique*, se termine lorsque la distance d'étincelage devient stable. La surface de référence se trouve mesurée par rapport au centre du fil, et dans la direction de palpation, à une distance égale au rayon de celui-ci augmentée du gap prévu. La mesure dépend donc du gap réel, et de sa stabilité. Le fil employé devra avoir une grande stabilité d'étincelage à faible puissance. Cette propriété est aussi importante dans les usinages de surfacage.

2.1.10 Enjeux concernant la fiabilité d'un fil

- Le fil ne doit pas se rompre pendant l'usinage. Les dispositifs mis en place sur certaines machines pour la détection d'un risque de rupture du fil¹² ne suffisent pas dans la réalité.
- En cas de rupture, il doit pouvoir être réenfilé automatiquement.

2.1.11 Enjeux économiques concernant la vitesse d'usinage

Il est intéressant d'usiner vite quand les délais d'électroérosion des pièces limitent la production vendable. L'électroérosion est facturée environ 40 €/h. La consommation de fil est typiquement de 0,246 kg/h, soit 1,23 €/h pour un laiton basique vendu 5 €/kg, et 3,69 €/h pour un fil dit rapide vendu 15 €/kg. L'écart de coût horaire est donc de 2,46 €/h entre les deux fils, c'est-à-dire 6% de la facturation. Pour être intéressant, le fil dit rapide doit usiner plus de 6% plus vite que le fil basique, sur l'ensemble du travail d'usinage, de l'ébauche aux surfaçages éventuels. L'ébauche représente en général une partie importante du temps total d'érosion d'une pièce ; environ 50% pour un usinage composé d'une ébauche suivie de deux finitions et d'un surfaçage.

2.1.12 Fil idéal

Précision et fiabilité sont considérées comme allant de soi pour des fils de laiton nu de qualité, vendus 7 €/kg. Nos recherches se sont donc concentrées sur l'obtention de vitesses d'érosion supérieures, avec des fils d'un prix raisonnable, qui ne remettraient en cause ni la précision ni la fiabilité des usinages obtenus avec des fils déjà disponibles.

La vitesse d'érosion en ébauche V est généralement exprimée en mm^2/min . Elle est le résultat du produit du volume moyen de matière enlevé sur la pièce à chaque étincelle v_d par la fréquence d'étincelage F , divisé par la largeur de saignée, égale au diamètre du fil d augmenté de deux fois le gap g .

$$V = \frac{v_d \cdot F}{d + 2 \cdot g}$$

Trois paramètres permettent ainsi d'augmenter la vitesse d'érosion : Le volume érodé par décharge, la fréquence d'étincelage maximale supportée par le fil, et le gap. Ce dernier ne peut cependant pas trop être réduit car cela augmenterait la fréquence des courts-circuits.

On peut jouer sur le diamètre du fil, et l'on observe une augmentation globale de V . le produit $v_d \cdot F$ peut être augmenté quand on utilise des fils de forte section. Cependant, on arrive rapidement à une limite économique, et le diamètre 0,33 mm est utilisé seulement de manière marginale.

La fréquence maximale supportée par un fil (sous peine de rupture) dépend de la hauteur de la pièce usinée. Elle est maximale pour des pièces épaisses de 50 mm environ. En deçà de cette épaisseur, la concentration spatiale des décharges est grande, et le fil n'a pas le temps de se refroidir au contact du diélectrique entre deux étincelles. Au-delà de 100 mm de hauteur, l'eau injectée en haut et en bas de la pièce se répartit sur toute sa hauteur dans la fente d'usinage, et sa vitesse locale, en particulier à mi-hauteur, est faible. Le fil casse alors par défaut de refroidissement.

2.2 Structures des fils connus

Nous nous concentrons sur les fils de diamètre courant, entre 0,20 mm et 0,30 mm. Les fils de très faibles diamètres, inférieurs à 0,07 mm n'ont pas été étudiés en détail.

Il y a deux moyens principaux d'aborder les fils électrodes pour l'usinage par étincelage érosif : Analyser des fils classiques vendus à des utilisateurs, ou bien faire une recherche bibliographique dans les bases de données de brevets. Les ouvrages généraux^{6,7} donnent en effet peu de renseignements précis sur la composition des fils et sur leur fabrication.

2.2.1 Fils aujourd'hui largement utilisés

Il s'agit de produits qui ont été développés dans les années 1970-1980, lors des premières fabrications en série de machines d'usinage par étincelage érosif à fil.

En particulier, les trois types de fils suivants ont été étudiés.

- Les fils de laiton contenant 60 à 65% en masse de cuivre, appelés *laitons nus*.
- Les fils de laiton revêtus de zinc, appelés *laitons zingués*. Leur couche de zinc a une épaisseur de 2 à 5 μm selon les fournisseurs.
- Les fils de cuivre ou laiton revêtus de zinc, puis chauffés sous air pour obtenir une couche externe composée majoritairement de laiton β , oxydée en surface, appelés *fils diffusés*. Leur couche de laiton β a typiquement une épaisseur de 10 μm à 20 μm .

Les fils de tungstène, de molybdène, et d'acier chemisé n'ont pas été étudiés ici, mais sont utilisés en diamètre inférieur à 0,07 mm, pour leur plus haute résistance mécanique.

2.2.2 Structures de fils revêtus permettant d'augmenter les vitesses d'érosion

Historiquement, on a d'abord utilisé le cuivre comme électrode outil de l'électroérosion à fil. Puis est apparu le laiton, dont les propriétés mécaniques et les propriétés érosives sont meilleures. Les fils revêtus ont suivi, pour spécialiser les fonctions de la couche et de l'âme. En général, on a recherché des couches ayant de grandes vitesses d'érosion, et l'on a déposé des brevets relatifs aux produits et au processus de fabrication associés.

PFAU² a été parmi les premiers à découvrir l'avantage que procure un revêtement de zinc sur un fil de cuivre.

L'explication donnée par PFAU à l'avantage d'une surface de zinc par rapport à une surface de cuivre, était l'effet de bouclier thermique produit par la vaporisation du zinc, permettant d'augmenter la puissance d'érosion sans rompre le fil. Un autre effet aurait été que les ponts métalliques faisant court-circuit entre le fil et la pièce auraient été rapidement fondus, la température de fusion du zinc étant faible. Le brevet² a servi de base à la fabrication et à la vente de fils constitués d'une âme de cuivre ou de laiton, et d'un revêtement de zinc. Ce sont les fils zingués.

Le même inventeur a ensuite breveté un fil revêtu d'une couche de zinc oxydée à chaud³. Ce revêtement aurait limité le nombre de courts-circuits entre le fil et la pièce. Cela était attribué aux propriétés semi-conductrices de l'oxyde de zinc ZnO présent à la surface du fil. Le brevet³ mentionne également que lors de l'oxydation externe de la couche de zinc, un alliage de cuivre et de zinc se forme entre la surface de zinc oxydé et l'âme de cuivre. Le brevet³ a servi de base à la fabrication et à la vente de fils constitués d'une âme de cuivre ou de laiton, et d'une couche externe constituée d'un ensemble complexe de phases du diagramme cuivre-zinc obtenu à chaud par diffusion. Ce sont les fils diffusés.

PFAU encore obtiendra un brevet pour un fil constitué d'une âme et d'un revêtement d'alliage de nickel et de zinc¹⁸. L'aspect semi-conducteur des oxydes disparaît au profit d'une couche mauvaise conductrice de l'électricité, et contenant un métal à basse température d'évaporation. Il est implicite que la couche oxydée ne serait pas vraiment à l'origine des performances des fils décrits dans le brevet³, mais que ce serait plutôt l'alliage de zinc et d'un autre métal, pouvant être le cuivre ou le nickel. NEGRERIE¹⁹ proposera d'ailleurs un fil diffusé et désoxydé.

On s'est aussi attaché à la structure même du revêtement contenant du cuivre et du zinc. TOMINAGA²⁰ a proposé des compositions et des épaisseurs de couches particulières. Il en est de même de BANZAI²¹. GROOS, HERMANI et BARTHEL^{22,23,24} ont proposé différentes concentrations en zinc du revêtement d'alliage cuivre-zinc.

De manière alternative, des revêtements composés de cuivre et de zinc, obtenus par codépôt galvanique, ont été imaginés et réalisés par LACOURCELLE²⁵. En faisant varier l'intensité du courant d'électrodéposition d'un revêtement de cuivre et de zinc, LACOURCELLE²⁶ a obtenu une succession de couches de zinc et de cuivre, et en a exposé l'intérêt. BRIFFOD²⁷ a aussi décrit des avantages d'une telle structure. Ainsi, une succession de fines couches de zinc et de cuivre aurait des propriétés érosives intéressantes par rapport à un alliage de la même composition globale. Ces fils à la fabrication complexe n'ont pas été développés sur le marché.

Recherchant des vitesses d'érosion élevées, des alliages de métaux formant des composés peu ductiles ont été proposés : PFAU²⁸, puis plus récemment BARTHEL²⁴, TOMALIN²⁹, PEREZ³⁰. On trouve là trois composés contenant du zinc : Allié au nickel pour PFAU, allié au cuivre en phase gamma pour BARTHEL et TOMALIN, et allié au manganèse pour PEREZ. Si l'attrait pour de tels composés est grand, des difficultés de revêtement et de mise en forme existent, en particulier pour les produits décrits par PEREZ. SEONG³¹ a breveté un procédé intéressant de production d'un fil dont la surface, fragile, est fissurée. Il s'agit d'effectuer le revêtement de zinc par galvanisation à chaud, puis de tréfiler le fil revêtu obtenu. La galvanisation à chaud produit un alliage fragile à l'interface entre l'âme et la surface du fil (il s'agit en fait de la phase γ du diagramme cuivre-zinc). Les brevets de TOMALIN et SEONG ont été suivis d'applications industrielles. TOMALIN explique l'effet du zinc par le fait qu'il s'évapore, et produit des débris de faible taille, faciles à évacuer. SEONG explique l'effet des fissures par le fait que la surface de contact du fil avec le diélectrique qui le refroidit est augmentée, permettant ainsi de mieux refroidir le fil et d'augmenter ainsi la vitesse maximale d'usinage.

On a aussi recherché des couches permettant d'obtenir de bons états de surface en finition. En général, des couches de zinc ont été utilisées. LACOURCELLE³² et moi-même³³ avons proposé des optimisations de ces couches. ABBAD³⁴ a pu comparer les états de surface obtenus avec différents fils. Les rugosités Ra mesurées sur de l'acier étaient de l'ordre de 3 μm après ébauche, et de 0,15 μm après surfaçage.

2.2.3 Fils ayant de bonnes résistances mécaniques.

Le brevet de BRIFFOD³⁵, mentionne l'utilité de disposer d'un fil à couche diffusée, dans un état écroui. L'augmentation de la résistance mécanique du fil due à son tréfilage à froid permet d'augmenter la force de traction sur le fil pendant l'usinage, sans rompre ce dernier, ce qui a pour effet d'augmenter la vitesse d'érosion. Nous avons vérifié ce phénomène, qui nous semble lié à l'amplitude de vibration du fil. Un fil plus tendu vibre avec moins d'amplitude. Lors de l'usinage, la saignée qu'il réalise dans la matière est moins large, et à enlèvement de matière constant, la vitesse linéaire augmente.

DOMMER³⁶ a proposé d'utiliser des cuivres alliés comme âme du fil. Un brevet original de GROOS propose un fil à section polygonale, torsadé³⁷. À ma connaissance, il n'a jamais été industrialisé.

De très nombreux brevets Japonais suggèrent des alliages particuliers pour l'âme des fils revêtus. On citera en particulier celui de SHIMOJIMA³⁸. L'âme du fil est constituée de cuivre allié à l'étain et à l'indium, ou au zirconium. La raison de ce choix, par rapport à un cuivre pur, est la résistance mécanique du fil à haute température. Par rapport à d'autres alliages tels que les laitons ou le cuivre à l'argent, la conductivité électrique est meilleure, ou bien le prix est plus bas. Le revêtement est constitué de laiton en phase α , facile à mettre en forme. L'épaisseur minimale du revêtement correspond à la profondeur des cratères d'érosion, de l'ordre de 30 μm . Elle est limitée à 40 μm pour ne pas nuire à la conductivité électrique du fil.

2.2.4 Fils de compromis

Le cuivre étant bon conducteur de l'électricité, et l'acier pouvant être résistant mécaniquement, on a imaginé des fils dont l'âme serait en acier plaqué cuivre, et qui seraient revêtus de couches ayant de bonnes vitesses d'érosion, tel que celui décrit par BARTHEL³⁹.

On peut aussi superposer une couche à grande vitesse d'érosion (en alliage de cuivre et de zinc) et une couche ayant un bon comportement en finition (en zinc). BARTHEL⁴⁰ a proposé des fils sur la base de ce concept.

Cherchant à optimiser la vitesse de coupe d'un fil, nous avons augmenté l'épaisseur de couches diffusées en alliage de cuivre et de zinc jusqu'à ce que la conductivité globale du fil à âme de cuivre devienne insuffisante⁴¹.

2.2.5 Fabrication des fils

- De nombreux fils étant réalisés à partir d'alliages de cuivre, on pourra consulter les ouvrages généraux concernant les cuivres et alliages de cuivre⁴², et les laitons⁴³. Nous avons utilisé des fils de laiton obtenus par coulée continue de laiton, laminage à froid suivi de recuit statique, et tréfilages suivis de recuits continus.

Dès l'invention des fils pour électroérosion revêtus de composés contenant du zinc, les moyens de revêtir un fil d'une couche de zinc étaient connus. LACOURCELLE⁴⁴ rassemble dans un ouvrage les différents dépôts réalisables par voie électrochimique en phase aqueuse, dont les dépôts de zinc, et de composés de zinc-nickel et zinc-cobalt.

GROOS⁴⁵ a décrit une manière intéressante de diffuser une couche de zinc sur une âme de cuivre ou d'alliage de cuivre, permettant d'obtenir un fil tel que celui breveté par PFAU³.

Afin de combiner les étapes de dépôt de zinc et de diffusion, LACOURCELLE a imaginé de faire passer l'âme du fil:

- Dans un bain de zinc en fusion, simultanément à un échauffement du fil par effet Joule⁴⁶.
- Dans une atmosphère contenant des vapeurs de zinc, simultanément à un échauffement du fil⁴⁷
- Dans une cellule d'électrodéposition de zinc à partir de sels fondus⁴⁸.

Pour la réalisation de fils revêtus de zinc-manganèse, une étude bibliographique particulière a été faite. Nous reprenons ici les articles les plus proches de nos intérêts.

EYRAUD⁴⁹ a étudié l'électrocristallisation de composés de zinc-manganèse, et conseille le milieu chlorure incluant des composés organiques.

SAGIYAMA⁵⁰ a proposé un bain à base de sulfates et de citrates.

BOZZINI^{51,52} reprend ce bain en vue d'application industrielle, en particulier sur des fils d'acier. Le problème de l'aptitude au tréfilage des couches obtenues est résolu par l'application d'une couche supplémentaire de zinc pur.

SUGIMOTO⁵³ propose un bain séduisant, basé sur des fluoborates, de l'acide borique, et des glycols.

Patrick BERTHET, élève ingénieur stagiaire de THERMOCOMPACT, a testé certains bains pouvant déposer des composés de zinc et de manganèse, ou du manganèse pur⁵⁴. En phase aqueuse, le dépôt électrolytique de manganèse, seul ou avec le zinc, est très difficile à cause du très faible potentiel redox de ce métal. La réaction de réduction des ions H^+ est toujours présente, donc le rendement cathodique est faible, en général inférieur à 50%. En cas de codépôt de zinc et de manganèse, il faut complexer préférentiellement le zinc à l'aide de chlorures ou de citrates, et d'additifs organiques. Cela limite la densité de courant à 5 A/dm², contre plus de 50 A/dm² pour un dépôt de zinc pur. Les ions Mn^{2+} s'oxydent aussi, et la stabilité des bains est toujours un problème. Des fils revêtus de 80% de zinc et 20% de manganèse ont été produits au Centre des Matériaux. Cependant, le revêtement est peu ductile, et se tréfile très mal. Les performances en électroérosion sont cependant bonnes, c'est-à-dire supérieures à celle d'un laiton revêtu de zinc pur.

2.3 Méthodes d'observation et d'analyse

2.3.1 Diamètre

Le diamètre des fils a été évalué sur un banc ZUMBACH Micromaster DU600 RO OL. Un rayon laser est dirigé vers le fil, projetant son ombre sur un capteur. Le rayon laser est diffracté par les bords du fil, et l'on observe les franges d'interférence résultantes, pour calculer le diamètre apparent du fil. La ligne de mesure pivote sur 180° pour mesurer tous les profils apparents

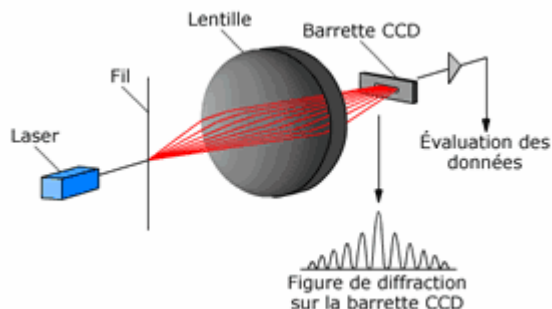


Figure 7 : Principe de mesure du diamètre des fils (Document ZUMBACH)

2.3.2 Charge à rupture

Les propriétés mécaniques des fils ont été mesurées sur un banc de traction ADAMEL LHOMARGY équipé d'une jauge de 100 daN. La longueur initiale du fil étiré était de 250 mm.

2.3.3 Conductivité

Un banc de résistivité par la méthode 4 points a été utilisé.

2.3.4 Microstructure

Les échantillons ont été enrobés dans de la résine polyester à froid. Les microstructures des fils à base de cuivre ont été observées après pré-polissage (papiers 180, 600, 1 200), polissage fin (pâtes diamant 6 μm et 1 μm). En cet état, on peut observer l'épaisseur des couches de zinc déposées sur les fils de cuivre ou de laiton. La microstructure de la couche de zinc - peut être observée après attaque à l'aide d'une solution alcoolique d'acide nitrique (NITAL) à 3%, pendant quelques secondes. La microstructure du cuivre et des laitons α et β peut être observée après une attaque de quelques secondes avec une solution alcoolique de chlorure ferrique (FeCl_3 50 g, HCl 20 cm^3 , Alcool éthylique q.s.p. 1 litre). Pour d'autres réactifs, on pourra se reporter à la norme NFA05-102⁵⁵. Les phases γ et η du diagramme cuivre-zinc ont été observées sans attaque préalable.

Le microscope utilisé chez Thermocompact était un LEITZ WETZLAR Metallux II, couplé à une caméra vidéo SONY, et à une imprimante par sublimation thermique de la même marque. L'incompatibilité de la caméra avec le microscope nous a obligés à travailler en lumière orange (basse température du filament d'éclairage incandescent). Les photographies ont ensuite été scannées. Au Centre des Matériaux, les photographies ont pu être réalisées dans de bonnes conditions en lumière blanche. L'observation micrographique a été d'abord couplée à des microanalyses afin de pouvoir identifier les composés métallographiques avec certitude.

2.3.5 Composition locale et cartographies de composition

Nous avons utilisé la microsonde électronique CAMECA SX50 du Centre des matériaux. La tension d'accélération était de 20 keV, le courant de 30 nA. Le système d'analyse quantitative était étalonné par rapport à des échantillons de référence. Cependant, il a été difficile de mesurer précisément la concentration en oxygène.

2.3.6 Diffraction X

Des examens ont été réalisés au Centre des Matériaux pour identifier par diffraction X les phases en présence à la surface des fils diffusés et oxydés. On a utilisé un diffractomètre SIEMENS D500 avec une anticathode de cobalt ($\lambda_{K\alpha Co}=1,7885 \text{ \AA}$). Le comptage était sur la gamme 2 θ 10/90° avec balayage continu.

2.3.7 ESCA (Electron Spectroscopy for Chemical Analysis)

Pour mieux étudier la surface des fils pour électroérosion, nous avons fait appel à l'ESCA. L'appareil utilisé était celui de la société Science et Surface. Il s'agissait d'un Instrument SPROBE (SSI), avec source Al K α monochromatée.

Sa profondeur d'analyse est inférieure à 10 nm (environ 3 nm)

La profondeur analysable est de quelques dixièmes de micromètre maximum

L'aire analysée est de 300 x 1 200 μm^2

Tous les éléments sont détectables, sauf H et He.

Le seuil de détection est de 0,5 % à 1% atomique

L'analyse quantitative est possible avec une précision de 2 à 5 % selon la teneur, et une justesse de 20% en absolu.

On peut obtenir des informations sur les liaisons chimiques

2.3.8 SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry)

Pour tenter de connaître l'épaisseur des couches d'oxyde sur les fils, nous avons utilisé la spectrométrie de masse d'ions secondaires (SIMS) avec bombardement d'ions négatifs, sur l'appareil de la société Science et Surface. L'aire analysée était de 30 x 30 μm^2 , au centre d'une zone d'abrasion de 100 x 100 μm^2 .

2.3.9 Fluorescence X

Pour comparer les dépôts de matière sur des pièces usinées par des fils différents, nous avons utilisé un appareil de fluorescence X FISHER XDVM (tube W), qui d'ordinaire sert à mesurer les épaisseurs de revêtements galvaniques de métaux. Ne disposant d'aucun standard de dépôt d'érosion, nous avons seulement utilisé la fonction analyse chimique de l'instrument, et comparé les « teneurs » en éléments issus du fil et de la pièce usinée. Nous avons remarqué que les fils usinant vite déposaient moins de leur matière sur les pièces. On pouvait donc obtenir des pièces avec des états de surface intéressants avec des fils rapides.

2.3.10 Rugosité des pièces usinées

On a mesuré au Centre des Matériaux la rugosité de pièces d'acier usinées selon différentes séquences (d'ébauche, de finition, de surfacage), et avec différents fils. Le rugosimètre était un HOMMEL Tester T500, dont la pointe de mesure avait un rayon de courbure de 5 μm , et un angle de 90°. Pour une même séquence d'usinage, les valeurs de Ra obtenues dépendaient peu du type de fil employé.

D'autres essais ont été réalisés par la société SONATS, pour déterminer les contraintes résiduelles en surface de pièces d'acier usinées. Ils ont pour cela utilisé une méthode utilisant la diffraction X pour déterminer les écarts de distance entre les plans cristallins du matériau érodé, et ceux de matériaux détendus, et calculer les contraintes résiduelles de surface présentes dans les pièces érodées. Pour une séquence d'usinage incluant une finition à Ra 0,15 μm , les fils donnaient à peu près tous le même niveau de contrainte dans les pièces, de l'ordre de 100 MPa dans de l'acier.

2.4 Propriétés générales des fils pour électroérosion

2.4.1 Propriétés dimensionnelles

On distingue le diamètre, la longueur, et la rectitude du fil

La longueur de fil

La longueur détermine le temps d'usinage maximal réalisable avec une bobine de fil. Typiquement on peut usiner en continu pendant 50 heures, en faisant défiler à 12 m/min, le fil de 0,25 mm de diamètre et de 36 km de long initialement bobiné sur une bobine de 15 kg.

La longueur de fil détermine aussi le poids de la bobine, qui doit le plus souvent être installée à la main sur la machine. Le poids des bobines est compris entre 1 et 25 kg.

2.4.1.1 Le diamètre du fil

Le diamètre du fil est principalement donné par la géométrie de la dernière filière de tréfilage.

2.4.1.1.1 On considère d'abord le diamètre nominal

Plus le diamètre nominal est élevé, entre 0,07 et 0,33 mm, plus la vitesse de coupe, exprimée en mm^2 par minute peut être élevée.

Plus le diamètre est élevé, plus grande est la résistance mécanique du fil. Celui-ci devient moins sensible aux perturbations mécaniques de l'usinage. Un fil de laiton livré à l'état dur a une résistance de 7 N en diamètre 0,10 mm, et de 44 N en diamètre 0,25 mm. Les fils de fins diamètres, de 0,100 mm par exemple, sont par contre indispensables pour réaliser des pièces comportant des angles rentrants à faible rayon de courbure.

2.4.1.1.2 On considère ensuite l'ovalisation des fils

Lors de l'usinage, le fil électrode, guidé, s'appuie sur une surface référencée par la machine (le guide-fil). Cependant, en cas d'ovalisation, le fil peut tourner dans ses guides, et présenter à la pièce une surface d'étincelage plus ou moins proche. La pièce usinée aura alors été imprimée par des variations de distance d'étincelage.

Un fil fortement ovalisé pourra générer des défauts d'ondulation sur la pièce usinée. C'est pourquoi on limite l'ovalisation à 2 μm . L'ondulation des pièces se mesure lors d'essais de rugosité. On observe le paramètre d'ondulation totale Wt. Après polissage de la pièce, on peut aussi observer visuellement les ondulations.

Si l'on tente d'obtenir des états de surface très fins avec un fil ovale, on risque aussi de faire des stries causées par des courts circuits entre le fil et la pièce. En effet, la distance entre le fil et la pièce n'est dans ce cas que d'un micromètre, du même ordre que l'ovalisation du fil. En changeant d'orientation, un fil ovale peut entrer en court-circuit avec la pièce, provoquant alors une strie d'usinage. Les stries sont visibles à l'œil nu, et on peut les mesurer avec le paramètre de rugosité Rt.

Enfin, on peut considérer la régularité du diamètre le long du fil.

Des irrégularités de diamètre peuvent générer des interruptions d'étincelage et des courts circuits, dans les phases d'usinage de surfacage, quand la distance d'étincelage est faible, de l'ordre de quelques micromètres.

Le diamètre est affecté par la forme des filières de tréfilage, et par l'effet du recuit en continu opéré avant bobinage du fil. Les machines de tréfilage et de recuit n'étant pas parfaitement stables à cause des phénomènes de glissement, elles génèrent sans cesse des variations de diamètre de l'ordre de 2 μm .

2.4.2 Propriétés mécaniques

La charge à rupture d'un fil détermine la force maximale que l'on pourra lui appliquer, pour le tendre entre ses guides supérieur et inférieur. La tension d'un fil permet de limiter ses déformations, quand celui-ci subit l'attraction électrostatique vers la pièce de polarité opposée à la sienne, et aussi la répulsion engendrée par chaque étincelle. On recherche en général la plus forte tension mécanique possible pour chaque phase d'usinage.

Dans le cas où l'on souhaite usiner des formes coniques, le fil doit être positionné avec le plus de précision possible. Pour cela, une bonne méthode¹⁷ consiste à lui faire suivre la courbure des guides, en faisant en sorte que dès qu'il quitte la surface de ces derniers, il se redresse immédiatement. On obtient cela avec des fils ayant une limite d'élasticité bien inférieure à leur charge à rupture, donc avec des fils recuits ou mi durs.

Les propriétés mécaniques des fils sont obtenues par écrouissage et recuit.

Voir : Figure 8: Courbe d'écrouissage d'un fil de laiton ; Figure 9: Courbe de recuit continu par effet Joule d'un fil de laiton ; Figure 10: Courbes de traction de laiton ; Figure 11 : Courbe de traction d'un fil à âme de cuivre écroui.

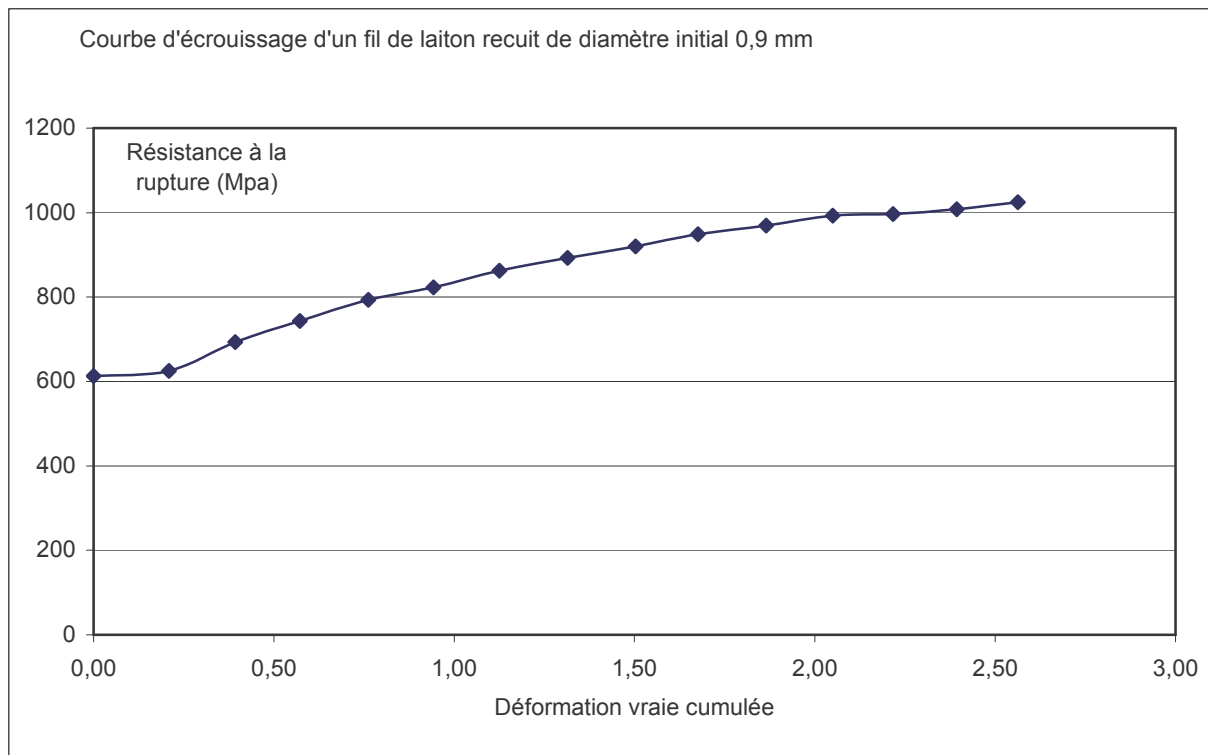


Figure 8: Courbe d'écroissage d'un fil de laiton. La déformation vraie est le logarithme naturel de la longueur finale (après chaque filière de tréfilage) sur la longueur initiale du fil (à l'entrée de la machine).

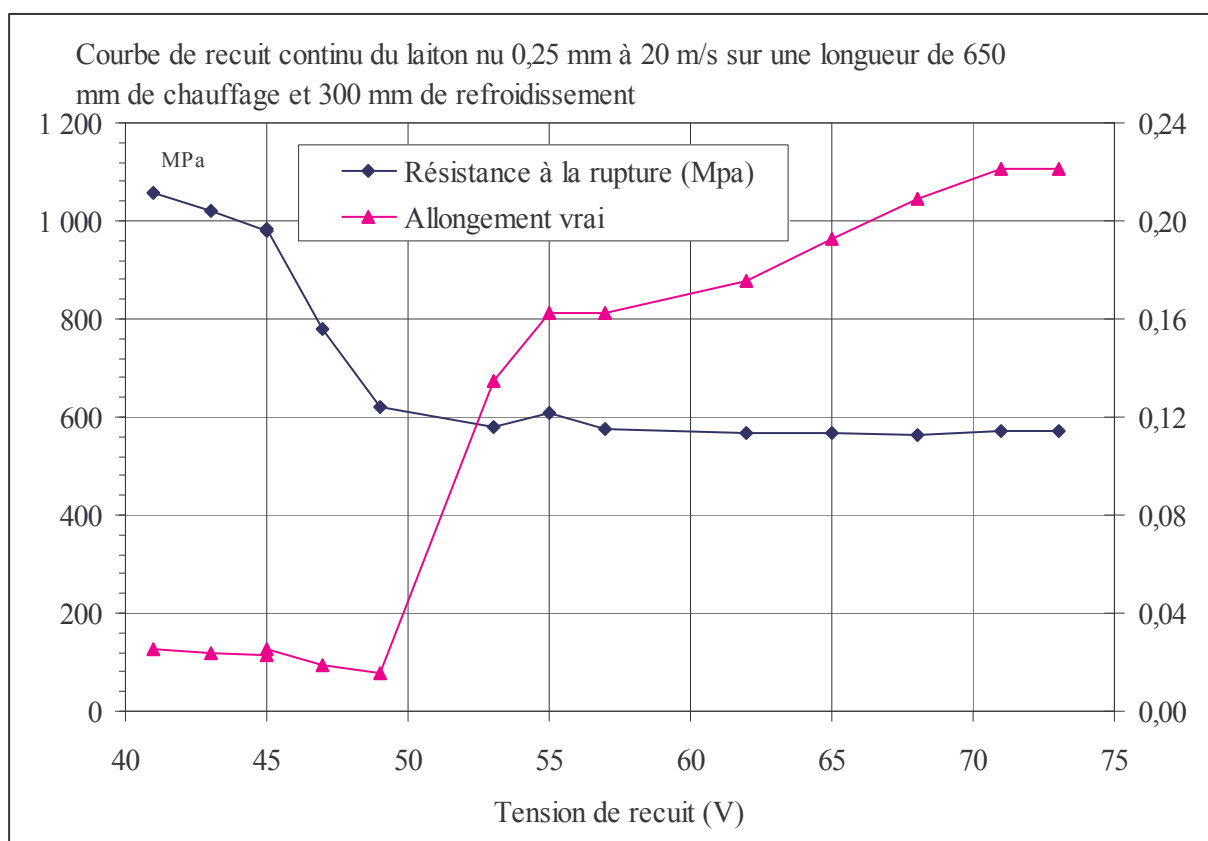


Figure 9: Courbe de recuit continu par effet Joule d'un fil de laiton

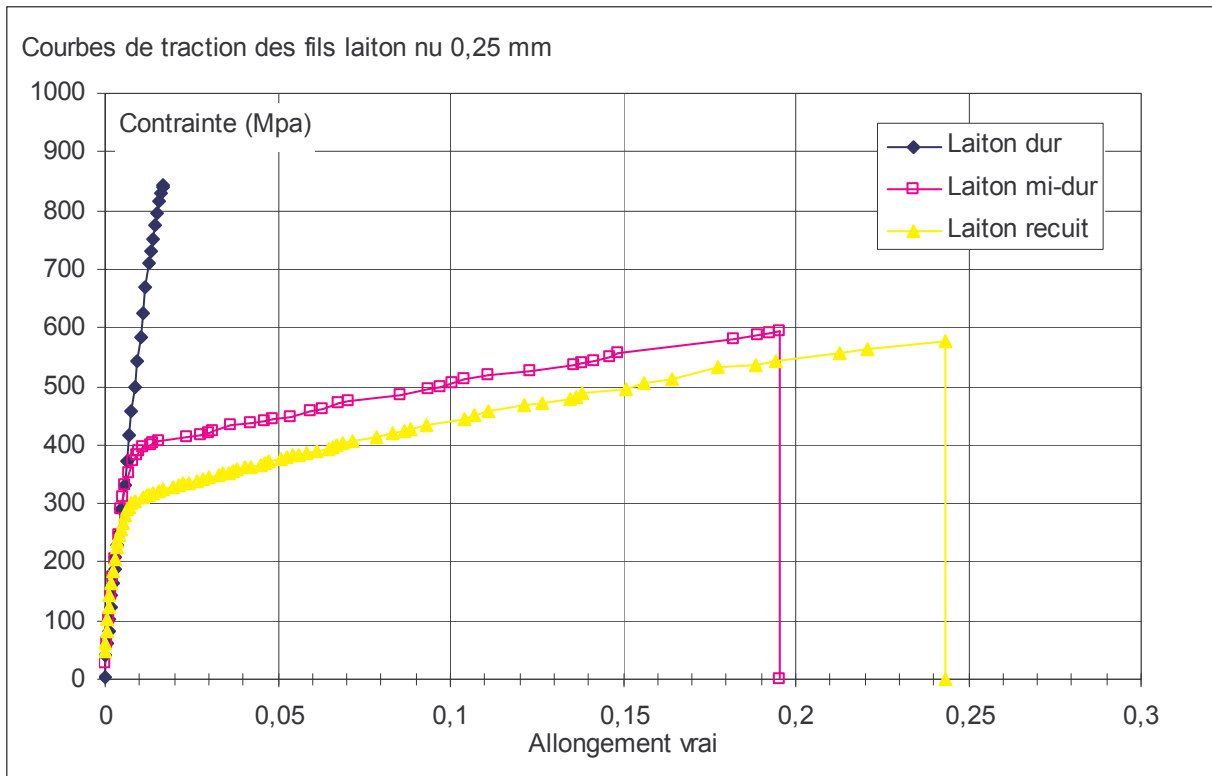


Figure 10: Courbes de traction de laiton. Le module d'Young des fils est de l'ordre de 54 GPa. C'est beaucoup moins que les 100 GPa que l'on peut trouver dans les publications. On pourrait l'expliquer par la forte texture cristallographique provoquée par le tréfilage.

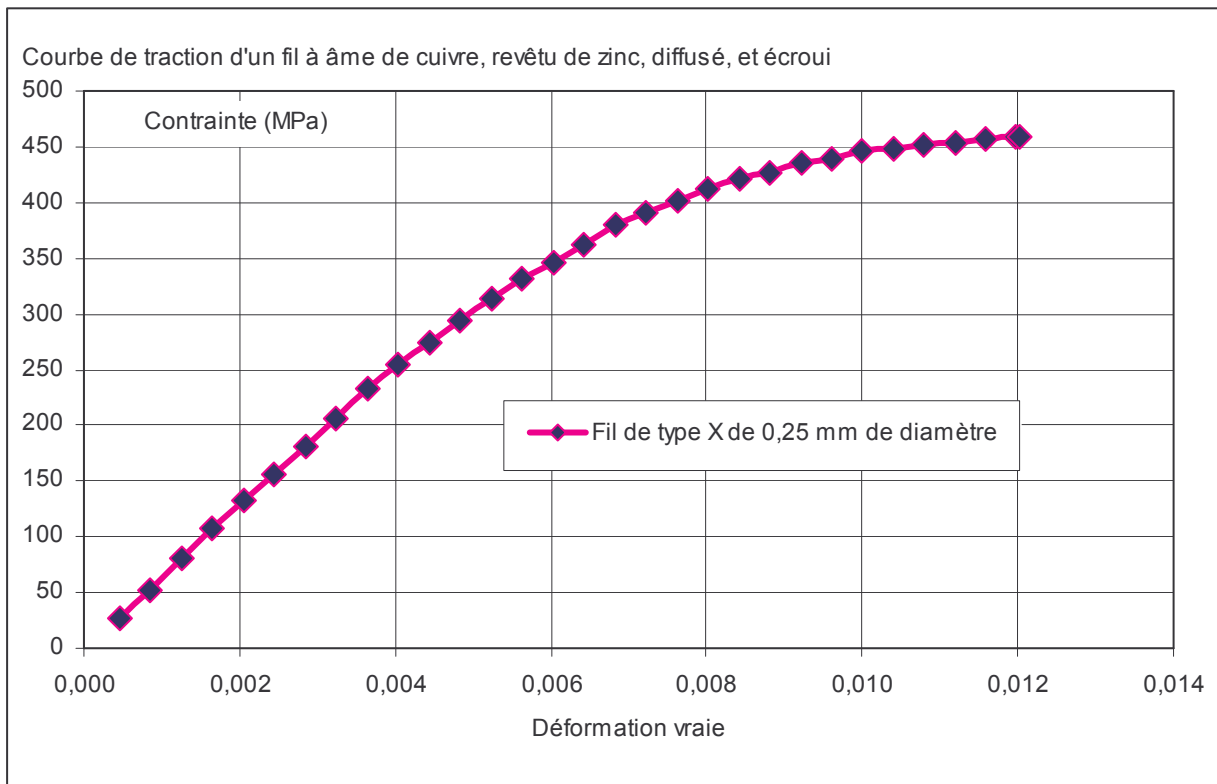


Figure 11 : Courbe de traction d'un fil à âme de cuivre écroui

On peut se demander si la technique d'usinage par étincelage érosif à fil requiert des propriétés mécaniques particulièrement élevées. Cela semble évident pour les fils de diamètre inférieur à 0,20 mm, dont la charge à rupture est inférieure à la force maximale que peut exercer la machine d'érosion sur le fil. Cependant, à partir de 0,30 mm, les fils ont en général une résistance mécanique supérieure à la tension maximale utilisable sur les machines, au moins à la température ambiante. Or il s'avère que la tension mécanique supportable par un fil lors d'un usinage d'ébauche à vitesse maximale est très sensiblement inférieure à sa résistance mécanique à froid. Par exemple, un fil de 0,25 mm à âme de cuivre et revêtement en laiton β , supportant 24 N à froid ne peut être soumis qu'à environ 10 N de tension en situation d'usinage d'ébauche à vitesse maximale, soit 41% de sa résistance nominale. L'usure du fil par l'étincelage réduirait-elle sa section au point de diminuer notablement sa résistance mécanique ? Pour le savoir, nous avons comparé les résistances mécaniques de fils avant et après usinage dans des conditions industrielles d'ébauche:

Fil diamètre 0,25 mm	Résistance mécanique avant usinage	Résistance mécanique après usinage
Laiton écroui	49 N	37 N
Laiton mi-dur	23 N	16 N
Fil à grande vitesse d'érosion	24 N	19 N

Tableau 1: Résistance mécanique des fils avant et après usinage d'ébauche

Dans des conditions normales d'ébauche, qui sont définies pour usiner sans prendre de risque de rupture du fil, la résistance mécanique des fils après usinage représente 70 à 80% de leur résistance nominale. Dans les conditions d'ébauche à vitesse maximale, la tension mécanique supportable par le fil est très nettement inférieure à sa résistance résiduelle à froid. Le fil casse lors de l'usinage à vitesse maximale essentiellement pour des raisons thermiques.

En situation d'usinage, le fil est échauffé par deux sources : l'effet Joule produit par le transport du courant vers la zone d'usinage, et par les arcs électriques qui s'y produisent. Le fil est refroidi par contact avec l'eau. Nous nous intéressons ci-après à l'effet Joule.

2.4.3 Propriétés électriques

La conductivité électrique d'un fil pour électroérosion est principalement donnée par le choix des matériaux de son âme et de son revêtement. L'état d'écrouissage intervient dans une moindre mesure.

Conductivités des principaux types de fils	MS/m	% IACS
Pour référence: fil de cuivre	58,0	100,0%
Fil de laiton nu, état écroui 900 N/mm ²	13,2	22,8%
Fil de laiton zingué, état écroui 900 N/mm ²	13,1	22,7%
Fil de laiton nu, état mi-dur 450 N/mm ²	14,5	25,0%
Fil de laiton zingué, état mi-dur 450 N/mm ²	14,8	25,5%
Fil à âme cuivre revêtu de zinc et diffusé, état écroui	47,6	82,1%
Fil à grande vitesse d'érosion, état écroui	37,4	64,5%

Tableau 2: Conductivités électriques des principaux types de fils, mesurées à 25°C. MS/m est l'abréviation de Mega Siemens par mètre. L'unité IACS exprime la conductivité d'un matériau par rapport à celle du cuivre (58 MS/m = 100% IACS, IACS signifiant International Annealed Copper Standard).

On peut se demander quelle intensité maximale peut supporter un fil immergé dans l'eau. L'expérience a été réalisée en utilisant un générateur de courant, branché aux extrémités d'un fil de 0,25 mm de diamètre, long d'environ 55 mm, immergé dans de l'eau déionisée à 20°C. L'intensité a été d'abord réglée à un niveau très bas pour mesurer la résistance électrique du fil à 20°C, puis a été augmentée par paliers jusqu'à ce que le fil rompe. Le tableau ci-après donne les valeurs des intensités maximales supportées par les fils immergés.

Fil	Intensité maximale (A)
Cuivre	130
Laiton nu	75
Fil à grande vitesse d'érosion	90

Tableau 3 : Intensité maximale supportée par un fil de 0,25 mm de diamètre immergé dans l'eau

On peut penser que la conductivité électrique est une propriété très favorable pour supporter des courants d'usinage élevés. Le fil à grande vitesse d'érosion supporte en effet un courant d'usinage supérieur à celui d'un fil de laiton. Cependant, un fil de cuivre ne peut usiner à la même vitesse qu'un fil de laiton, même si l'on augmente l'intensité jusqu'à sa rupture. C'est que l'énergie transférée au fil par les arcs électriques est loin d'être négligeable devant l'effet Joule, ce que nous verrons par la suite.

La simplicité de l'effet Joule pourrait laisser penser que la rupture thermique des fils immergés dans l'eau est facilement prévisible. Cependant, les fils ont souvent rompu avant que nous atteignons l'intensité maximale indiquée ci-dessus, ce qui pourrait provenir de l'instabilité des transferts thermiques entre l'eau et le fil. Afin d'illustrer cela, nous avons mesuré la tension U aux bornes du fil de laiton, immergé, et parcouru par un courant d'intensité I croissante, jusqu'à sa rupture. Nous avons calculé la puissance thermique J dissipée par unité de surface S , et la « température homogène équivalente T » du fil. Cette dernière est la température à laquelle il faudrait uniformément porter un fil de même nature et de même longueur, dont nous connaissons le coefficient de température de la résistivité α , et la résistance R_0 à la température de l'eau T_0 , pour que celui-ci ait effectivement la résistance R mesurée. La puissance P dissipée dans le fil a été indiquée pour pouvoir la comparer ultérieurement à la puissance dégagée par les arcs électriques d'étincelage.

$$J = \frac{U \cdot I}{S} \quad T = T_0 + \frac{1}{\alpha} \left(\frac{U}{I \cdot R_0} - 1 \right) \quad T_0 = 20^\circ\text{C} \quad \alpha = 0,0017\text{K}^{-1}$$

I(A)	U(V)	R(Ohm)	T(°C)	P (W)	J (W/m ²)
0,1	0,00787	0,079	20	0	1,8 10 ¹
10	1,16	0,116	299	12	2,7 10 ⁵
20	2,12	0,106	224	42	9,8 10 ⁵
30	3,06	0,102	194	92	2,1 10 ⁶
40	4,03	0,101	185	161	3,7 10 ⁶
50	4,92	0,098	167	246	5,7 10 ⁶
60	5,84	0,097	159	350	8,1 10 ⁶
65	6,29	0,097	155	409	9,5 10 ⁶
70	6,8	0,097	158	476	1,1 10 ⁷
75	7,3	0,097	159	548	1,3 10 ⁷

Tableau 4 : Mesures électriques et calculs thermiques sur un fil de laiton immergé dans l'eau et parcouru par un courant d'intensité croissante.

On remarque que des bulles quittent le fil à partir de 25 A environ. Le fil n'est pas particulièrement oxydé après l'essai, contrairement à un fil ayant rompu en cours d'usinage à grande vitesse d'ébauche.

La figure suivante montre l'évolution du flux J et de la température T en fonction de l'intensité I circulant dans le fil immergé.

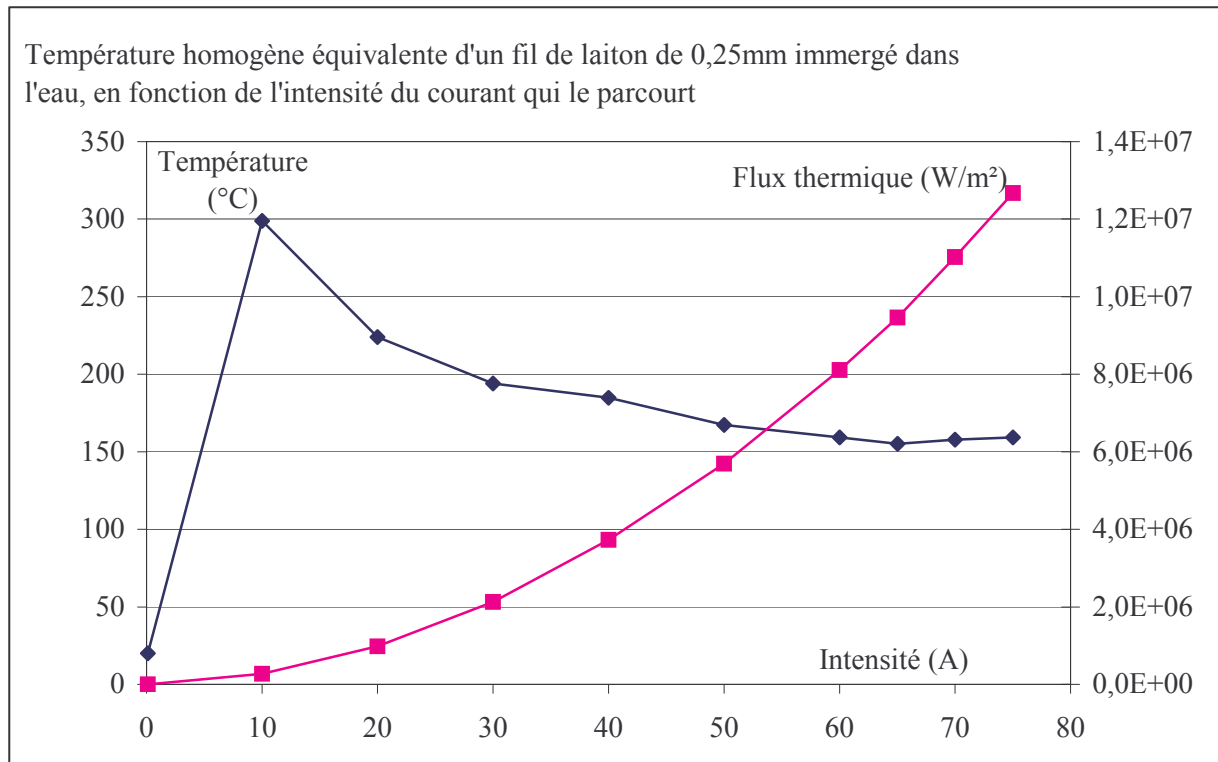


Figure 12 : Évolution de la température homogène équivalente d'un fil de laiton immergé en fonction du courant qui le parcourt. La notation 2,0E+6 signifie $2,0 \cdot 10^6$

On constate qu'au-delà de 10 à 20 A, la température homogène équivalente du fil décroît. La température moyenne du fil semble rester modeste, et l'on ne peut lui attribuer la rupture de celui-ci. Par contre, un défaut de refroidissement local peut rapidement conduire à un échauffement catastrophique d'une section du fil.

On peut en effet calculer la vitesse d'échauffement $\frac{dT}{dt}$ d'un fil de résistance électrique linéaire R , de masse volumique ρ , de section S , et de capacité calorifique massique C_p , parcouru par une intensité I :

$$\frac{dT}{dt} = \frac{RI^2}{\rho \cdot S \cdot C_p}$$

Dans la cas de notre fil de laiton, on a $I=75$ A, $R=1,91$ Ohm/m, $\rho=8\,450$ kg/m³, $S=49,09 \cdot 10^{-9}$ m², et $C_p=376$ J/(kg.K). Cela donne $\frac{dT}{dt} = 69 \cdot 10^3$ K/s. Le temps de montée au liquidus du laiton (905°C)

serait de 13 millisecondes. Ce temps est plus compatible avec un phénomène local au niveau de l'interface laiton-eau tel que la formation et l'évacuation de bulles, qu'avec la durée des arcs électriques, de l'ordre de la microseconde. Cela souligne l'importance de la stabilité des phénomènes de refroidissement dans l'usinage par électroérosion.

Comparons maintenant les puissances dégagées par les arcs électriques et les puissances produites par l'effet Joule, sur une longueur de 55 mm, assez commune en électroérosion. Comme nous le verrons plus tard, la tension d'arc est d'environ 25 V. Le courant moyen d'usinage maximal supporté par un fil de laiton est de l'ordre de 15 A. La puissance totale dégagée par les arcs est donc de l'ordre de 375 W, dont une partie seulement pénètre dans le fil. Un courant moyen de 15 A correspond en électroérosion à un courant efficace d'environ 45 A. La puissance dégagée par l'effet Joule est alors d'environ 100 W pour notre fil de laiton si l'on considère qu'en érosion, le courant arrive par ses deux extrémités. Les échauffements dus à l'effet Joule et aux arcs électriques sont du même ordre de grandeur. Leur somme est inférieure à la puissance maximale supportée par notre fil de laiton immergé.

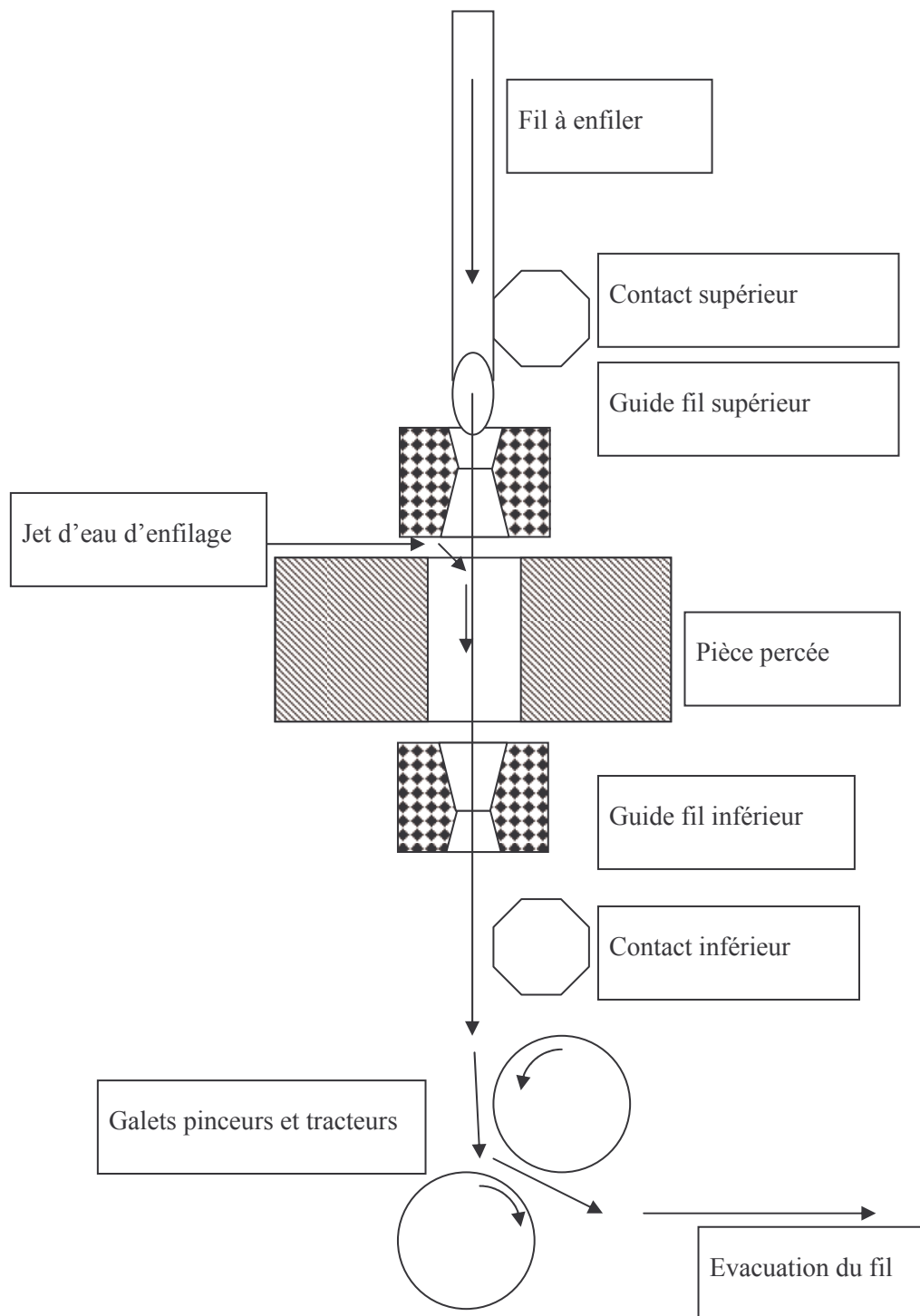
Pour comprendre la rupture des fils en situation d'usinage, il faudrait tenir compte de la tension mécanique appliquée, des irrégularités de leur refroidissement, et des éventuelles concentrations d'arcs électriques éclatant plusieurs fois de suite au même endroit sur le fil. Aussi est-il difficile d'usiner à la fois très vite, et sans rupture de fil.

Les fils pouvant rompre, des dispositifs d'enfilage automatique sont présents sur les machines, et les fils doivent être compatibles avec eux.

2.4.4 Propriété d'aptitude à l'enfilage

Le dispositif d'enfilage d'une machine a pour but d'engager l'extrémité fil du système de dévidage dans le système d'évacuation. L'engagement se fait du haut vers le bas, en suivant une trajectoire rectiligne verticale. Le fil est tiré et guidé par un jet d'eau créé au niveau du guide supérieur, et dirigé vers le guide inférieur.

Ci-dessous : Figure 13 Schéma d'enfilage



Sur le chemin du fil, on trouve successivement le dispositif de guidage supérieur, le diélectrique, la pièce (percée d'un trou), et le dispositif de guidage inférieur. Le fil doit ainsi traverser un espace qui peut dépasser 100 mm, sans autre guidage possible que celui d'un jet d'eau d'un millimètre de diamètre sous 8 bars de pression.

Afin de rester dans le jet d'eau, le fil être droit de lui-même, propriété que l'on nomme rectitude.

Afin de faciliter la pénétration dans le système de guidage, soit on utilise des guides ouverts en forme de « V », soit on réduit la section du fil par un étirement, lui-même précédé d'un recuit. On nomme cette opération « redressage sous recuit et étirage in situ ».

2.4.4.1 La rectitude du fil

La rectitude du fil s'obtient en général par l'orientation de la dernière filière de tréfilage, et par un recuit continu de détente du fil, qui doit se terminer par un refroidissement drastique, le fil étant droit.

Le fil livré pour être enfilé sans redressage par recuit doit être courbe dans un seul plan. La flèche d'un arc de base 300 mm doit être inférieure à 35 mm.

La rectitude du fil est bien obtenue au sortir de la machine de production. Cependant, le fil bobiné flue, et sa courbure augmente avec le temps. Il pourrait s'agir du fluage logarithmique du laiton.

2.4.4.2 Contraintes présentes sur un fil détendu et bobiné en continu.

Le bobinage est effectué en ligne avec le recuit de détente du fil. Le recuit lui-même est réalisé, le fil tendu entre des poulies polarisées, par effet joule. Une première section préchauffe le fil. Une seconde effectue le recuit de détente, qui commence dans l'air, et se termine en immersion dans une solution aqueuse de refroidissement. Une troisième section sèche le fil, en l'échauffant à une température telle qu'il arrive à environ 60°C sur sa bobine. Cette dernière se refroidira alors progressivement.

Le fil stocké sur bobine est soumis aux contraintes mécaniques suivantes :

- Tension de bobinage
- Rétreint thermique
- Courbure du fil

La tension de bobinage est d'environ 3 N pour un fil de 0,25 mm. Cela représente une contrainte de tension de 61 MPa.

La température du fil lors de son bobinage est de 60°C, et la température de stockage des bobines est de 20°C. Le refroidissement s'effectue sous tension car les extrémités du fil bobiné sont maintenues en place. Pour un fil de laiton dont le coefficient de dilatation α est de $21 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ et le module d'Young E est de 54 GPa, le refroidissement provoque une contrainte de tension de 45 MPa.

La courbure du fil sur la bobine provoque des contraintes de tension sur les fibres extérieures, et de compression sur les fibres intérieures. Si d est le diamètre du fil, et D le diamètre de bobinage, la déformation des fibres externes est : $\varepsilon = Ln \left[\frac{D+d}{D} \right]$. La contrainte provoquée dans le fil de module d'Young E est $\sigma = E \cdot \varepsilon$.

Les tableaux suivants montrent le résultat des calculs de contraintes.

		Déformations de bobinage			
Bobine DIN	Diamètre (mm)	Fil 0,2 mm	Fil 0,25 mm	Fil 0,30 mm	Fil 0,33 mm
K125	100	0,0020	0,0025	0,0030	0,0033
K160	125	0,0016	0,0020	0,0024	0,0026
K200	160	0,0012	0,0016	0,0019	0,0021

Tableau 5 : Déformations ε de la fibre externe du fil due au bobinage

		Contraintes de bobinage (MPa)			
Bobine DIN	Diamètre (mm)	Fil 0,2 mm	Fil 0,25 mm	Fil 0,30 mm	Fil 0,33 mm
K125	100	108	135	162	178
K160	125	86	108	129	142
K200	160	67	84	101	111

Tableau 6 : Contraintes de bobinage sur fibre externe dans le cas d'un calcul par la loi de Hooke.

		Somme des contraintes (MPa)			
Bobine DIN	Diamètre (mm)	Fil 0,2 mm	Fil 0,25 mm	Fil 0,30 mm	Fil 0,33 mm
K125	206	214	241	268	284
K160	231	192	214	235	248
K200	266	173	190	207	217

Tableau 7 : Somme des contraintes sur fibre externe

En pratique, on ne peut conserver la rectitude des fils de laiton recuit, dont la limite d'élasticité est de 300 N/mm². La rectitude de fils à âme de cuivre, de limite d'élasticité conventionnelle 250 N/mm², semble aussi difficile à conserver dans le temps. Leur courbe de traction, présentée en Figure 11, indique que leur limite d'élasticité réelle est très faible, de l'ordre de 100 N/mm².

2.4.4.3 Le redressage sous recuit et l'étirage in situ du fil

L'opération se passe en 3 phases successives :

- Recuit du fil
- Étirage du fil
- Coupe du fil

À la fin de l'opération, le fil doit être droit, et d'une section lui permettant de passer à travers des dispositifs de guidage.

Le recuit redresse le fil et doit aussi lui conférer la ductilité nécessaire à un allongement d'environ 15%, lui permettant d'être étiré avant de passer dans les guides.

Cependant, le fil lui-même peut présenter des défauts qui rendent impossible le succès de l'opération d'étirage. Nous avons observé que les conditions de fabrication du fil, telles que le taux d'écroutissage cumulé, et l'état du revêtement, avaient une importance déterminante. Un fil à couche externe plus dure que l'âme s'endommage lors du tréfilage. C'est le cas des fils dont l'âme est en cuivre, et le revêtement en phase β ou γ .

2.4.5 Propriétés liées au bobinage du fil

La propriété qui semble être la plus importante est l'uniformité de la répartition des spires de fil sur la bobine. Les bords de bobine sont souvent sujets à des accumulations ou à des manques de fil, qui rendent parfois difficile le dévidage régulier de la bobine. La tension de bobinage doit être suffisante pour maintenir les spires en place, quelles que soient les variations de température et les vibrations. Le fil ne se dévide de la bobine que si le bobinage est parfait.

2.4.6 Propriétés liées à la surface du fil

2.4.6.1 La touche électrique et le délai de transmission du courant

La touche électrique sert à localiser dans le bac de travail la surface de référence d'une pièce que l'on souhaite usiner. Elle consiste à approcher la pièce avec le fil électrode, le générateur d'étincelage étant en fonctionnement. Quand la distance fil – pièce est suffisamment faible pour que le claquage du diélectrique soit possible, un régime d'usinage de faible puissance s'établit. La touche électrique ne réussit que si l'on arrive à stabiliser le temps d'attente de l'usinage associé. Une transmission sans délai du courant issu du générateur vers le fil est pour cela nécessaire. Cette transmission se fait par les amenées de courant sur lesquelles passe le fil.

Nous avons d'abord remarqué que la surface du fil ne devait pas être trop oxydée, et ne devait pas comporter trop de traces de lubrifiant ou de bain de recuseur³³. Nous nous sommes ensuite aperçus qu'une surface de fil fissurée favorisait la précision de touche électrique, par son effet de raclage permanent de la surface des amenées de courant.

2.4.6.2 L'usinage à grande vitesse et le contact électrique

S'il y a un isolant, même mince, entre le fil et l'amenée de courant, des étincelles se produisent à ce niveau, et usent rapidement l'amenée de courant. Cela limite l'épaisseur des couches d'oxydes de zinc que l'on peut avoir à la surface d'un fil.

2.4.6.3 Le coefficient de frottement du fil

Nous avons constaté que le coefficient de frottement du fil sur les pièces de la machine était un facteur important. S'il était trop faible, le fil, glissant, ne pouvait être tendu dans la zone d'usinage. S'il était trop fort, le fil s'écaillait, et des copeaux s'accumulaient dans le système de guidage, finissant par empêcher le défilement régulier de l'électrode.

Sans pouvoir mesurer de coefficient de frottement, nous avons dû faire le choix d'un type de lubrifiant pour bain de recuseur, et des dispositifs d'essuyage de celui-ci.

Une solution alternative pour limiter l'écaillage du fil a été proposée⁵⁶, qui consiste à revêtir le fil d'un métal très mou (par exemple du cuivre à l'état recuit). Le fil ainsi revêtu s'écaille peu.

2.4.6.4 Vitesse d'érosion

Ainsi que l'indique la bibliographie, des revêtements permettent d'augmenter la vitesse d'usinage des fils. C'est sur certains d'entre eux, retenus pour leur potentiel industriel, que porte la suite de l'étude.

2.5 Fils utilisés pour les mesures de vitesse

Tous les fils utilisés avaient un diamètre de 250 μm (compris entre 247 et 251 μm). Ils étaient à l'état écroui (éventuellement détendus pour obtenir de la rectitude).

Les fils étudiés ici ont été réalisés dans le système de composition Cu, Zn, O, qui est à la base de la grande majorité des fils pour électroérosion. On trouvera ci-dessous le diagramme de phases Cu-Zn. D'autres éléments ont été essayés au début de notre recherche. Des fils revêtus de cuivre, de nickel, ou d'étain, ou encore d'alliage de zinc et de manganèse ont été fabriqués et essayés. Aucun d'eux n'ayant laissé apparaître d'avantage significatif pouvant conduire à une industrialisation, les recherches sur les éléments cités ont été abandonnées.

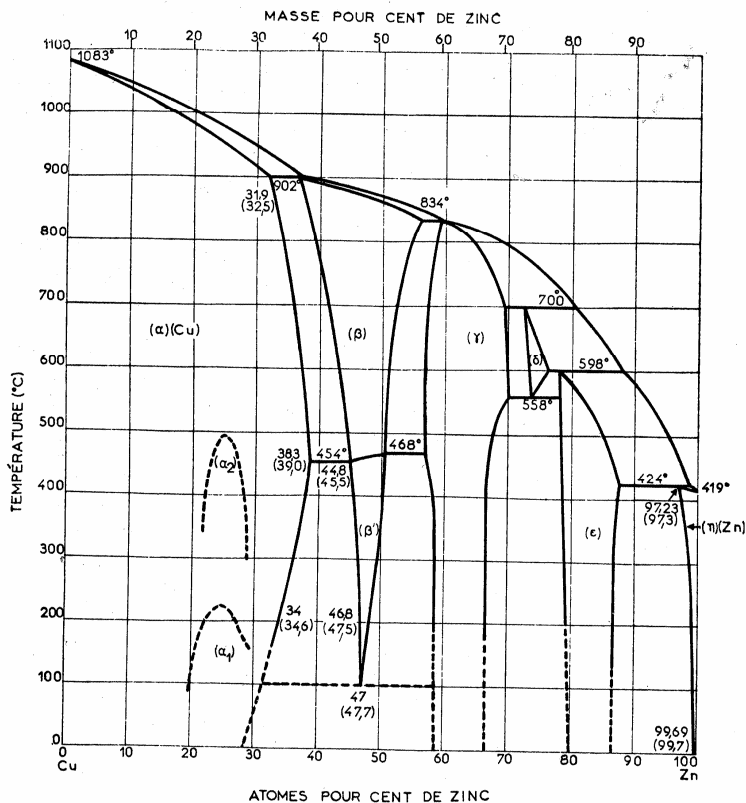


Figure 14 : Diagramme Cuivre Zinc, d'après les J. HERTZ, Techniques de l'Ingénieur, M70 (1987)

2.5.1 Fils de cuivre et de laiton nus

Ces fils servent de références pour les mesures de vitesse.

Nous avons utilisé des fils de cuivre électrolytique contenant de l'oxygène (aussi appelé Cu-a1 ou ETP1), et des fils de laiton contenant 10, 20, et 37% en masse de zinc. Le fil de laiton CuZn37 était monophasé α .

2.5.2 Fils de laiton oxydés

Ces fils servent à évaluer l'effet des couches d'oxydes sur la vitesse d'érosion.

Nous avons réalisé des fils électrodes en partant des matières de base suivantes, à l'état de fils d'ébauche d'environ 0,8 mm de diamètre: du cuivre, du laiton à 10% de zinc, du laiton à 20% de zinc et du laiton à 37% de zinc, en phase α .

Chaque fil d'ébauche a été tréfilé en 0,25 mm, sans traitement thermique préalable d'oxydation. Les fils obtenus sont nommés Cu (cuivre), CuZn10 (laiton à 10% de zinc), CuZn20 (laiton à 20% de zinc) et CuZn37 (laiton à 37% de zinc). Ces fils servent de référence pour mesurer l'effet de l'oxydation.

Chaque ébauche a aussi été oxydée avant tréfilage en 0,25 mm. L'oxydation s'est faite à chaud, vers 700 à 900°C, à l'air, pendant un temps de l'ordre de grandeur quelques secondes, au défilé, par effet Joule. Cependant, on aurait pu réaliser le traitement par d'autres moyens (oxydation statique au four).

Le fil d'ébauche défile d'une poulie conductrice à une autre, son temps de parcours pouvant être d'environ 15 à 30 secondes. On applique une tension électrique appropriée, de l'ordre de 40 à 80 V, qui chauffe le fil jusqu'à une température élevée de 700°C à 900°C, selon l'épaisseur souhaitée de la couche d'oxyde. Plusieurs parcours du fil entre des poulies peuvent être enchaînés. On ne doit cependant pas trop tendre le fil entre les poulies sous peine de rupture de ce dernier.

L'ébauche oxydée à chaud présente une faible résistance à la rupture et un fort allongement. En effet, le traitement d'oxydation a aussi recuit le laiton. Dans cet état recuit, le fil ne serait utilisable que dans un nombre limité d'applications, car on utilise souvent des fils fortement écrouis en usinage par étincelage érosif. Par exemple, des fils de laiton écrouis ayant une charge à rupture de l'ordre de 900 N/mm² sont fréquemment utilisés, alors que ces mêmes fils présentent une charge à rupture de 400 à 500 N/mm² à l'état recuit. Il convient donc d'écrouir le fil oxydé. En général, on le fait par tréfilage. Dans notre cas, les ébauches oxydées ont été tréfilées de 0,8 mm en 0,25 mm.

Les différentes ébauches ont conduit aux fils suivants : Cu-Ox (cuivre, oxydé), CuZn10-Ox (laiton à 10% de zinc, oxydé), CuZn20-Ox (laiton à 20% de zinc, oxydé), CuZn37-Ox (laiton à 37% de zinc, oxydé à 900°C).

La couche d'oxyde réalisée en diamètre 0,8 mm sur du cuivre est facilement détachée lors du tréfilage. Le fil Cu-Ox n'a visiblement pas une couche d'oxyde épaisse. Cela se remarque à l'aspect métallique du fil après tréfilage.

Par contre, curieusement, les fils de laiton contenant 10, 20, et 37% de zinc, oxydés en 0,8 mm, ont conservé une bonne partie de leur couche d'oxyde, après tréfilage en 0,25 mm. Cela se remarque à leur aspect sombre, peu réflecteur de la lumière. Il est cependant possible que la surface d'oxydes ait été très localement arrachée par l'opération de tréfilage, et que l'on trouve sur le fil des zones moins oxydées, car mises à nu.

Le procédé de fabrication employé permet d'obtenir l'adhésion d'une couche épaisse d'oxyde(s) sur un fil cuivreux pendant son tréfilage, à condition que ce fil contienne du zinc. Un fil de laiton peut donc en général subir le traitement. Il est possible qu'un laiton monophasé α suffisamment riche en zinc (37% par exemple) devienne biphasé α , β lors du traitement d'oxydation.

2.5.2.1 Quelle est l'épaisseur des couches superficielles des fils oxydés ?

La plupart des métaux s'oxydent naturellement à l'air libre. Nous avons voulu caractériser l'effet de notre traitement d'oxydation par rapport à une oxydation naturelle ayant eu lieu en atmosphère ambiante (air sec).

Les épaisseurs des couches superficielles d'oxydes de fils en laiton à 37% de zinc, naturellement oxydé, oxydé à 800°C, et oxydé à 900°C, ont été estimées par la technique SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry), en se basant sur la vitesse d'érosion d'un témoin en acier inoxydable. L'estimation des épaisseurs d'oxydes donne les résultats suivants, en nanomètres :

Échantillon de fil de 0,25 mm de diamètre	Épaisseur estimée de la couche d'oxydes
Fil CuZn37 naturellement oxydé	1 à 3 nm
Fil CuZn37 de 0,8 mm oxydé à 800°C et tréfilé en 0,25 mm	65 à 130 nm
Fil CuZn37 de 0,8 mm oxydé à 900°C et tréfilé en 0,25 mm	105 à 210 nm

Tableau 8 : Épaisseur des couches d'oxydes de fils de laiton

Un simple fil de laiton comporte à sa surface une couche d'oxydes de faible épaisseur. Les épaisseurs d'oxydes obtenues par un traitement d'oxydation à chaud sont sensiblement plus importantes.

2.5.2.2 Quelle est la composition chimique de la surface des fils ?

On aurait pu s'attendre à trouver à la surface des fils oxydés des ratios cuivre sur cuivre plus zinc similaires à ceux du métal d'origine. Il était même possible que ces ratios augmentent, en raison d'un phénomène appelé « dézincification » des laitons.

Une analyse par ESCA (Electron Spectroscopy for Chemical Analysis) a été réalisée. Le rayonnement X incident était celui de la raie $K\alpha$ de l'Aluminium, d'énergie 1 487 eV. Des ions Ar^+ ont été utilisés pour éliminer les couches superficielles très fortement contaminées en particulier par des résidus de lubrifiants de tréfilage. Une première abrasion ionique à l'argon (abr 1) de l'ordre de 3 nm a été effectuée, suivie d'une seconde (abr 2) de l'ordre de 15 nm. L'ESCA a permis de mesurer la composition des couches superficielles des fils de laiton, nus, ou volontairement oxydés, tréfilés en 0,25 mm. Cette technique a aussi permis de connaître la forme chimique du zinc (Zn métal, ou Zn oxydé en ZnO), et dans une moindre mesure, celle du cuivre.

Résultats d'analyse, en pourcentages atomiques d'éléments chimiques :

		C	O	Cu	Zn	Cu/Cu+Zn	Cu/Cu+Zn théorique
Cu63Zn37 normal	abr 1	19,4	31,1	23,2	26,3	0,47	0,63
	abr 2	9,8	16,3	50,0	23,9	0,68	
Cu63Zn37 oxydé à 800 °C	abr 1	30,2	32,9	8,3	28,7	0,22	
	abr 2	23,6	35,6	8,1	32,7	0,20	
Cu63Zn37 oxydé à 900 °C	abr 1	39,9	27,9	6,8	25,4	0,21	
	abr 2	20,8	37,4	7,4	34,4	0,18	
Cu90Zn10 oxydé	abr 1	24,5	29,9	33,1	12,5	0,73	0,90
	abr 2	16,7	29,6	37,2	16,6	0,69	

Tableau 9 : Composition de la surface des fils de laiton

On constate la présence importante du carbone, dont on imagine l'origine dans la présence de traces de lubrifiants de tréfilage et de recuit du fil.

On constate un enrichissement relatif de la surface des fils volontairement oxydés en élément Zinc.

2.5.2.3 Quelles sont les formes chimiques des éléments détectés ?

Un même élément peut être présent sous diverses formes chimiques. Par exemple, l'élément zinc peut être présent à l'état métallique (seul ou en alliage), ou à l'état oxydé ZnO. Le cuivre peut être présent à l'état métallique (seul, ou en alliage), ou à l'état oxydé, CuO ou Cu₂O.

Les proportions des différentes formes chimiques du zinc et du cuivre (étude qualitative), obtenues par l'étude en parallèle des pics Cu 2p / Cu LMM et Zn 2p / Zn LMM, sont données dans le tableau suivant :

		Cu métal	Cu ₂ O	Zn métal	ZnO
Cu ₆₃ Zn ₃₇ – normal	abr 1	Maj	Traces	Oui	Oui
	abr 2	Maj	Traces	Maj	Non
Cu ₆₃ Zn ₃₇ – oxydé à 800 °C	abr 1	Oui	?	Non	Maj
	abr 2	Oui	?	Non	Maj
Cu ₆₃ Zn ₃₇ – oxydé à 900 °C	abr 1	Oui	?	Non	Maj
	abr 2	Oui	?	Non	Maj
Cu ₉₀ Zn ₁₀ – oxydé	abr 1	Maj	Oui	Non	Maj
	abr 2	Maj	Oui	Non	Maj

Maj. : Forme chimique de l'élément prépondérante par rapport aux autres formes chimiques possibles du même élément.

Oui : Forme chimique détectée, mais pas quantifiable par rapport aux autres formes chimiques possibles de l'élément considéré.

Traces : Forme chimique détectée, en faibles proportions par rapport à la forme chimique majoritaire de l'élément considéré.

? : Forme chimique non mesurable sur l'échantillon considéré.

Non : Forme chimique mesurable, mais non détectée, dans les limites de la technologie employée, sur l'échantillon analysé.

Tableau 10 : Forme chimique des éléments de la surface des fils

La présence d'oxyde de zinc à la surface du fil de laiton naturellement oxydé est confirmée par la comparaison des pics de photoémission 2p et Auger LMM du zinc, après la première abrasion d'environ 3 nm. Mais, après le seconde abrasion, le zinc est essentiellement sous forme non oxydée, ce qui confirme que la couche d'oxyde naturel ne dépasse pas 15 nm.

En revanche, l'élément zinc est majoritairement présent sous sa forme oxydée ZnO, environ 15 nm sous la surface des fils volontairement oxydés à chaud. La couche d'oxyde issue du processus décrit ci-dessus est certainement supérieure à 15 nm.

L'élément cuivre est présent à la surface des fils. Les différentes formes chimiques de l'élément cuivre, Cu, CuO, et Cu₂O, n'ont pu être quantifiées précisément. En particulier, sauf s'il avait été majoritaire, CuO aurait pu être réduit en Cu₂O durant l'abrasion ionique. Les couches d'oxydes contiennent vraisemblablement majoritairement les formes Cu métal ou Cu₂O.

On peut faire l'hypothèse que les éléments Zn et Cu sont présents à l'état d'oxydes, respectivement ZnO et Cu₂O. Dans ce cas, les données du Tableau 9 peuvent servir à calculer les proportions molaires d'oxydes. La fraction molaire de ZnO a été calculée à partir de la teneur molaire en Zn, et la fraction molaire de Cu₂O l'a été à partir de celle de Cu.

		ZnO	Cu ₂ O	Total
CuZn ₃₇ normal	abr1	73,8%	33,6%	107%
	abr2	62,8%	76,7%	140%
CuZn ₃₇ oxydé à 800°C	abr1	87,3%	12,6%	100%
	abr2	89,9%	11,2%	101%
CuZn ₃₇ oxydé à 900°C	abr1	89,1%	12,0%	101%
	abr2	90,8%	9,8%	101%
CuZn ₁₀ Oxydé	abr1	42,6%	56,1%	99%
	abr2	49,8%	57,4%	107%

Tableau 11 : Composition de surface des fils de laiton exprimée en fraction molaire des oxydes ZnO et Cu₂O.

Seuls les échantillons dont la somme des fractions molaires d'oxydes est proche de 100% ont une surface complètement oxydée. Il s'agit des laitons CuZn₃₇ oxydés à 800°C et à 900°C. L'oxyde majoritairement présent est alors ZnO.

L'extrême surface du laiton CuZn₁₀ oxydé est elle aussi oxydée, et les deux oxydes sont présents.

L'extrême surface du laiton CuZn₃₇ normal est seulement partiellement oxydée.

2.5.3 Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phase β

Ces fils servent à mesurer l'effet d'une couche externe de phase β (ou de mélange α et β) sur les vitesses d'érosion. La diffusion en atmosphère oxydante a éventuellement été suivie d'un décapage à l'acide pour éliminer la couche d'oxyde superficielle. Le laiton utilisé comme âme était un CuZn20.

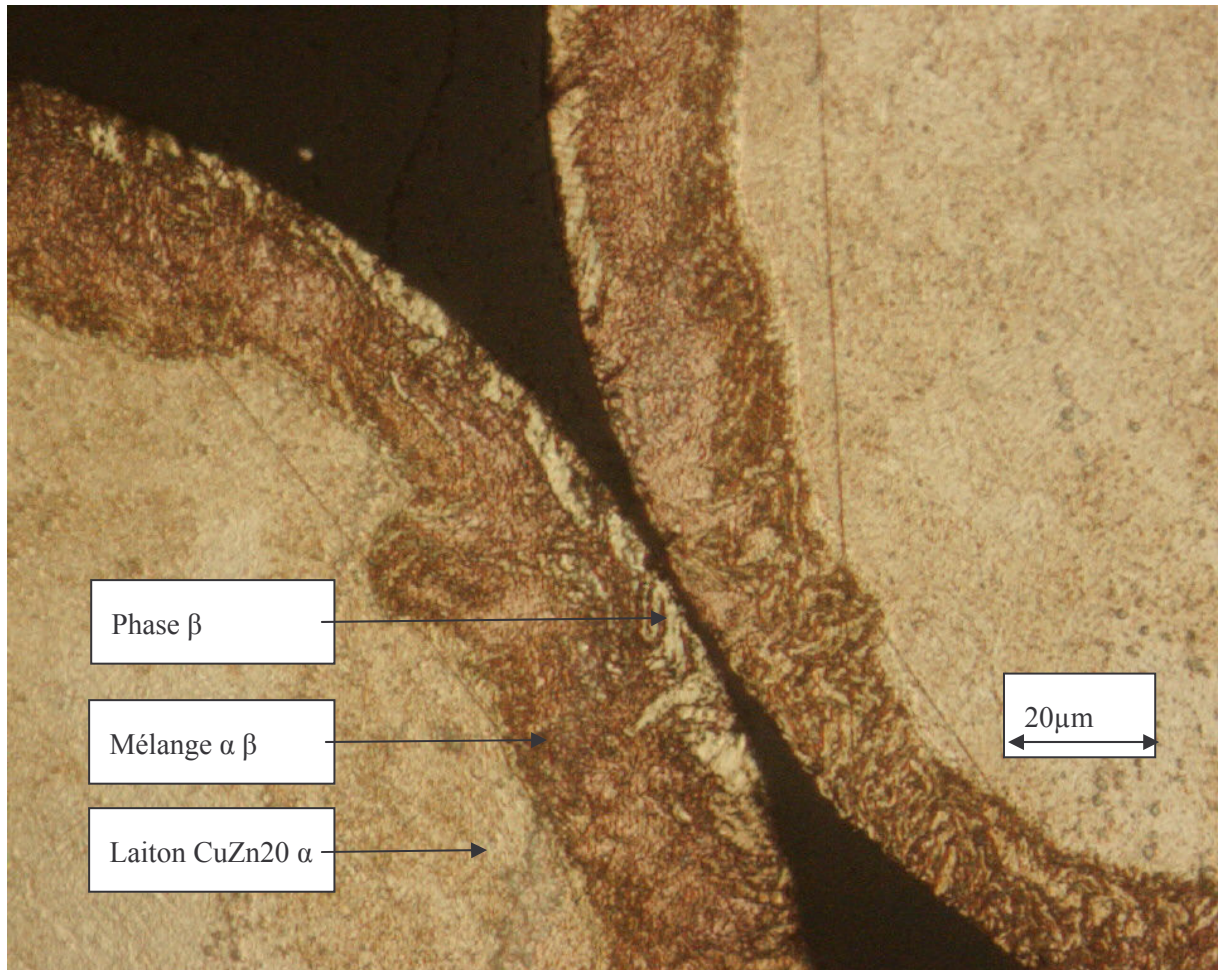


Figure 15: Fil D diamètre 0,25 mm. On distingue l'âme de laiton CuZn20, la couche en phases α saturée et β , et à l'extérieur, quelques zones de phase β .

2.5.4 Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phase γ

Ces fils servent à mesurer l'effet d'une couche externe en phase γ . Selon que le fil a été tréfilé avant ou après la formation de la phase γ , celle-ci est continue ou bien fracturée.

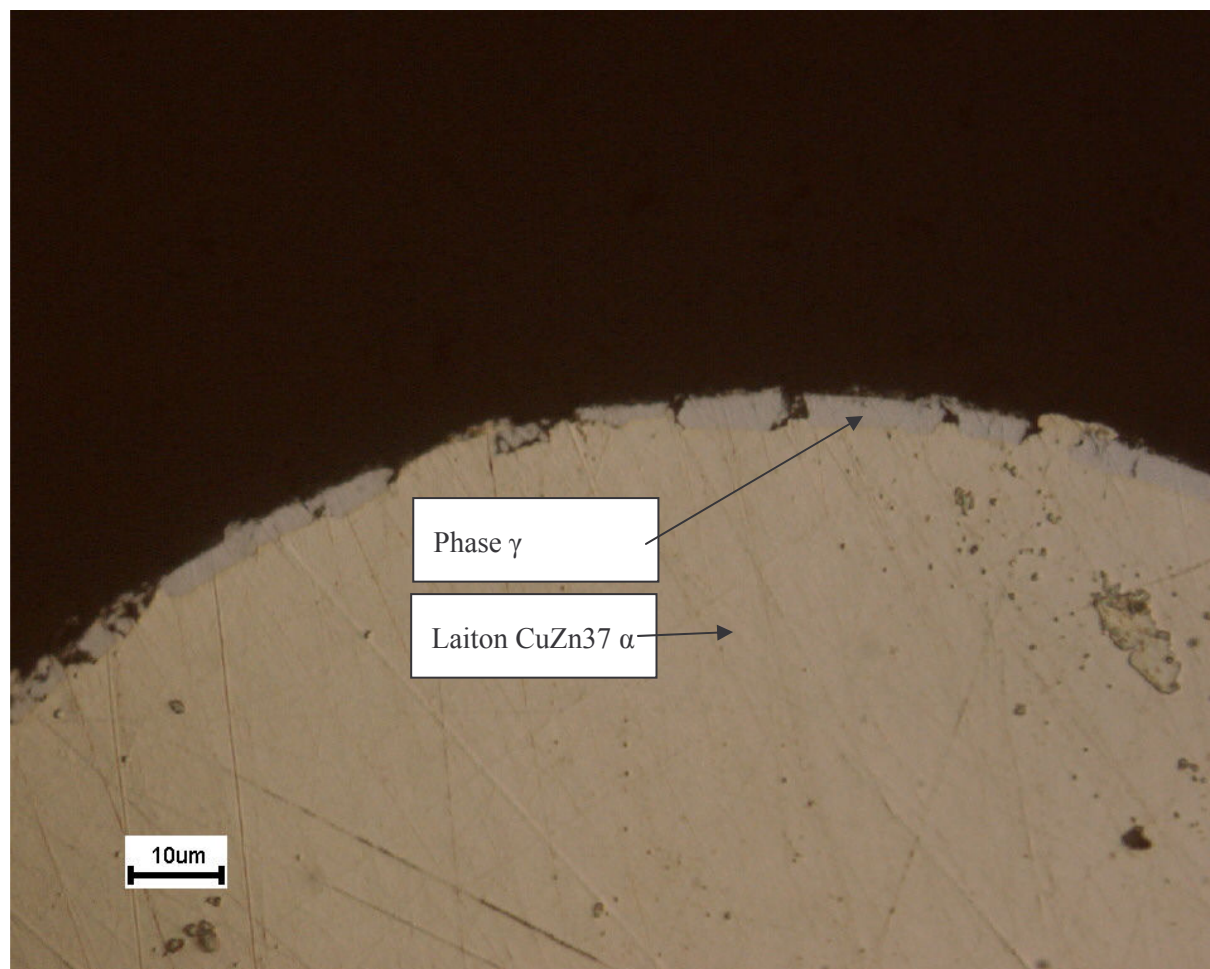


Figure 16 : Fil à couche en phase γ fracturée. On distingue l'âme de laiton CuZn37 et la couche fracturée de phase γ , que nous avons identifiée avec la microsonde du Centre des Matériaux.

2.5.5 Fils de laiton revêtus de zinc et diffusés en phases γ et η

Nous n'avons pas pu produire des fils dont la couche externe était en phase ϵ . Nous avons en fait obtenu de la phase η saturée en cuivre en surface, et de la phase γ en dessous. La teneur en zinc moyenne de la couche est intermédiaire entre celle de γ et celle de η .

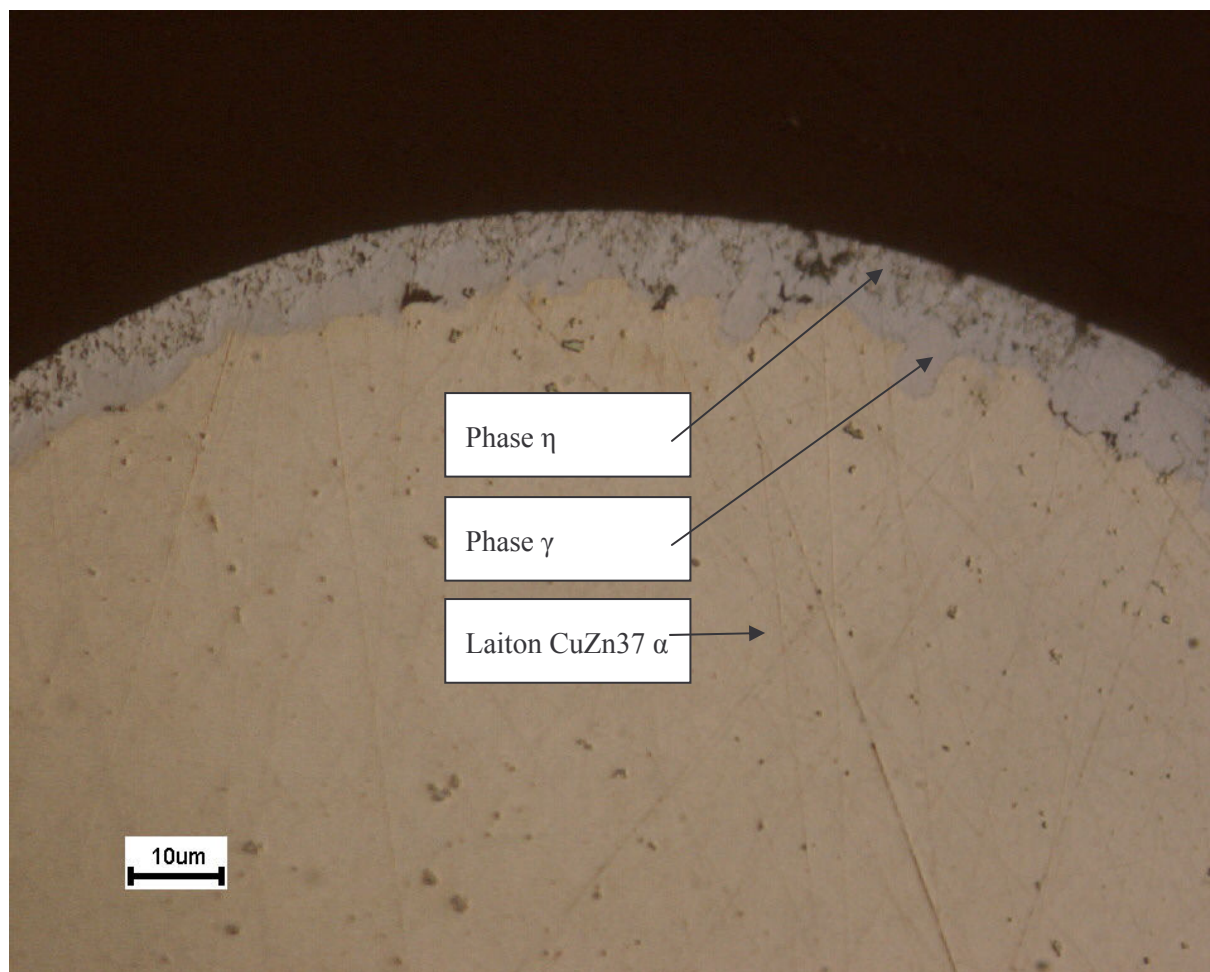


Figure 17 : Fil à couche superficielle en phases γ et η . On distingue l'âme en laiton CuZn37, des grains en phase γ , et la couche externe en η saturée en cuivre.

2.5.6 Fils de laiton zingué

Il s'agit de laiton CuZn37 revêtu d'une couche de 3 μm de zinc pur, selon le brevet déposé³³.

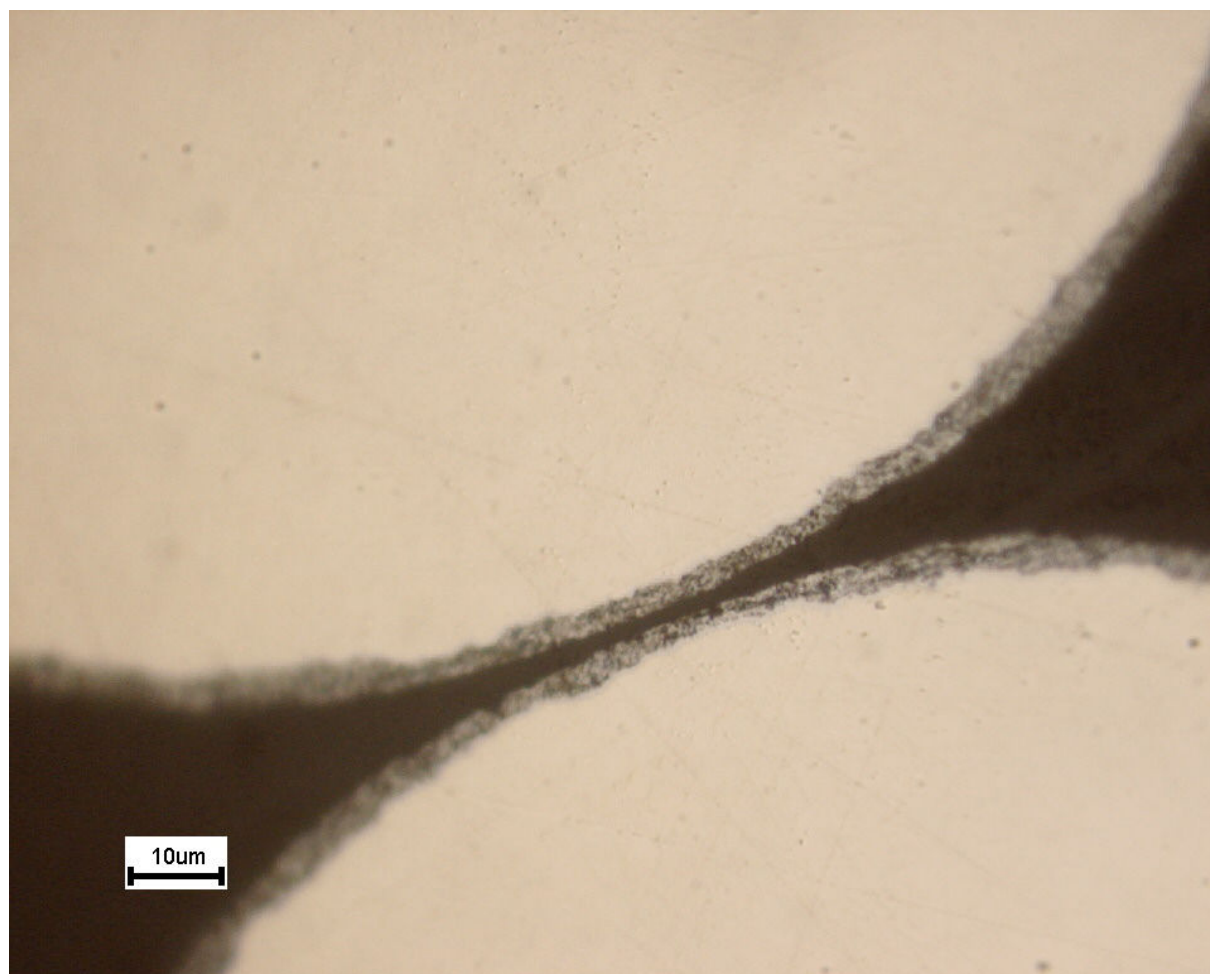


Figure 18 : Fil de laiton zingué. On distingue l'âme de laiton 63-37 et la couche de zinc. L'aspect gris foncé de la couche de zinc est probablement dû à l'incorporation d'hydroxydes de zinc dans le dépôt électrolytique.

Il y a diffusion du cuivre de l'âme vers la couche, même à température ambiante. Aussi, après un stockage de 40 semaines, l'aspect du fil est-il le suivant :

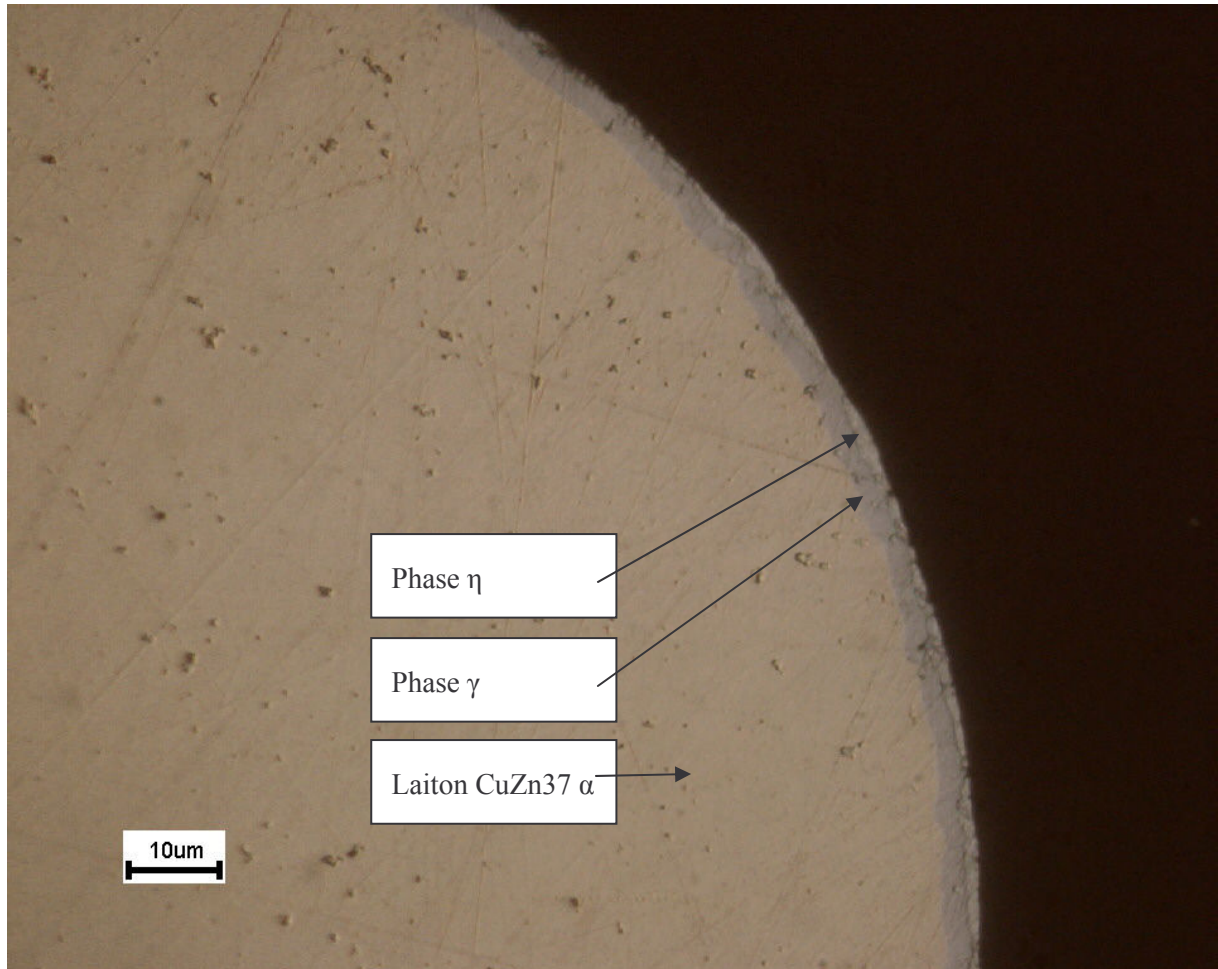


Figure 19: Fil de laiton zingué après 40 semaines de stockage. La phase γ est présente entre l'âme et la couche externe de zinc.

Il est difficile de prévoir la croissance de la phase γ , entre l'âme de laiton et la couche superficielle de zinc. La phase gamma est en effet un composé lacunaire non stœchiométrique, et son coefficient d'interdiffusion dépend fortement de sa composition. Cependant, les coefficients d'interdiffusion publiés par MEHL et LUTZ⁵⁷ sont compatibles avec nos observations de diffusion à température ambiante.

2.5.7 Fils de cuivre revêtus de zinc et diffusés en phase β

Cette famille de fils est la plus vendue par Thermocompact. Aussi, de nombreuses caractérisations ont été faites. Nous présentons ci-après le fil nommé « XCC », dont la couche externe en phase β représente en épaisseur plus de 10% du diamètre externe du fil. Ce fil est protégé par un brevet⁴¹. Son prédécesseur, dont la couche externe représente seulement 5% du diamètre, est appelé SW25X, ou simplement X. Le revêtement du fil XCC est obtenu par zingage d'une ébauche de cuivre, traitement thermique de diffusion, et tréfilage. L'épaisseur de zinc déposée sur l'ébauche est plus grande pour le XCC que pour le X. Le traitement de diffusion est plus long. Le fil XCC présente la vitesse de coupe la plus élevée quand le courant d'usinage est élevé.

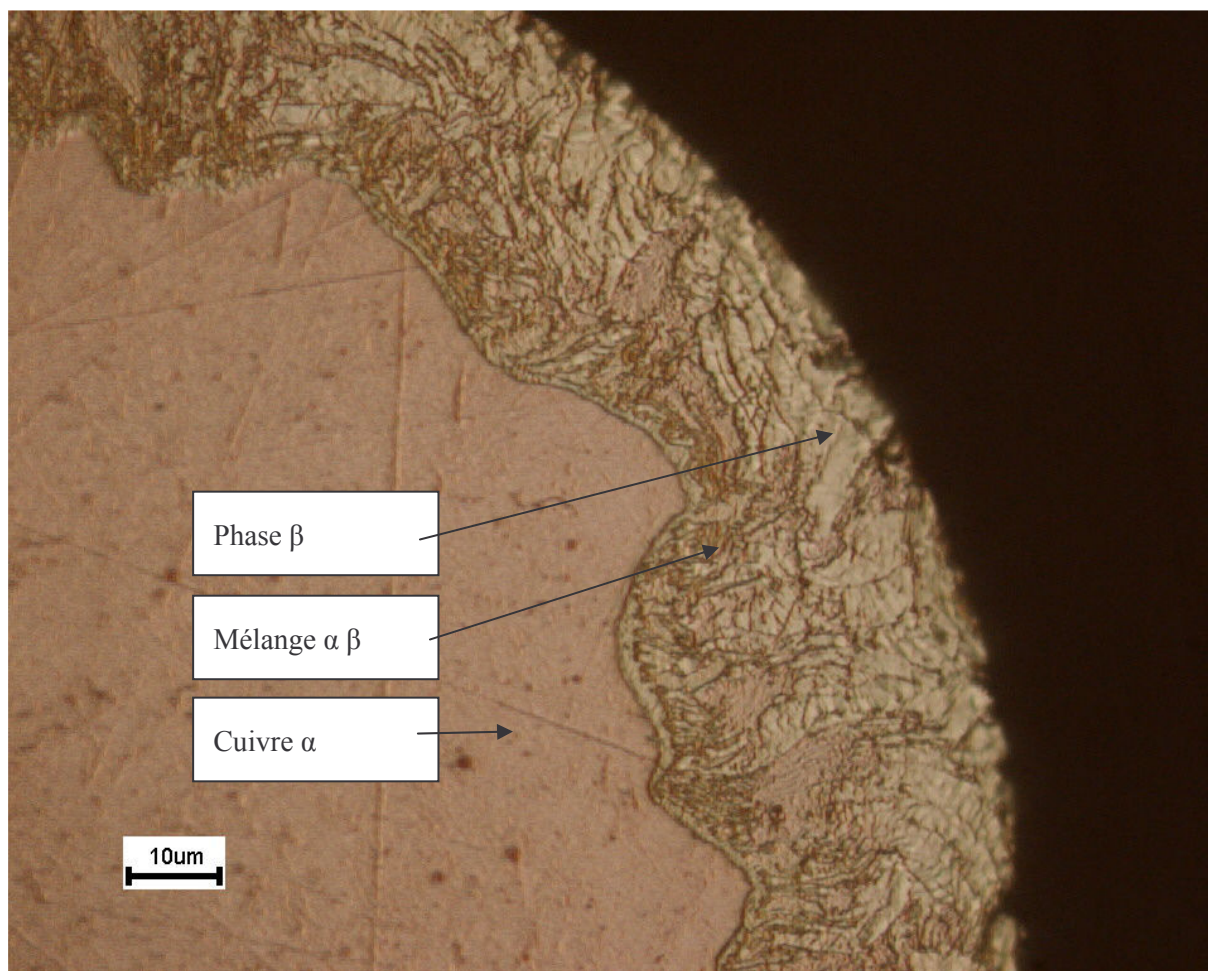


Figure 20: Fil XCC à âme de cuivre et couche diffusée en phase β (mélange α et β à l'interface avec l'âme de cuivre).

Microdureté	Ame	Couche
Phase	Cuivre	Phase β
Microdureté sous 5 g (état brut)	84-92 HV	145-165 HV
Microdureté sous 5 g (état recuit)	Env. 68 HV	Env. 107 HV

Tableau 12 : Microdureté de la couche en phase β

Des profils de concentration et des cartographies X ont été réalisés sur la microsonde du Centre des Matériaux. Le profil suivant montre la concentration en zinc de fils à âme de cuivre et couche de zinc diffusée. Le fil à grande vitesse d'érosion XCC a une couche plus épaisse que le classique fil X.

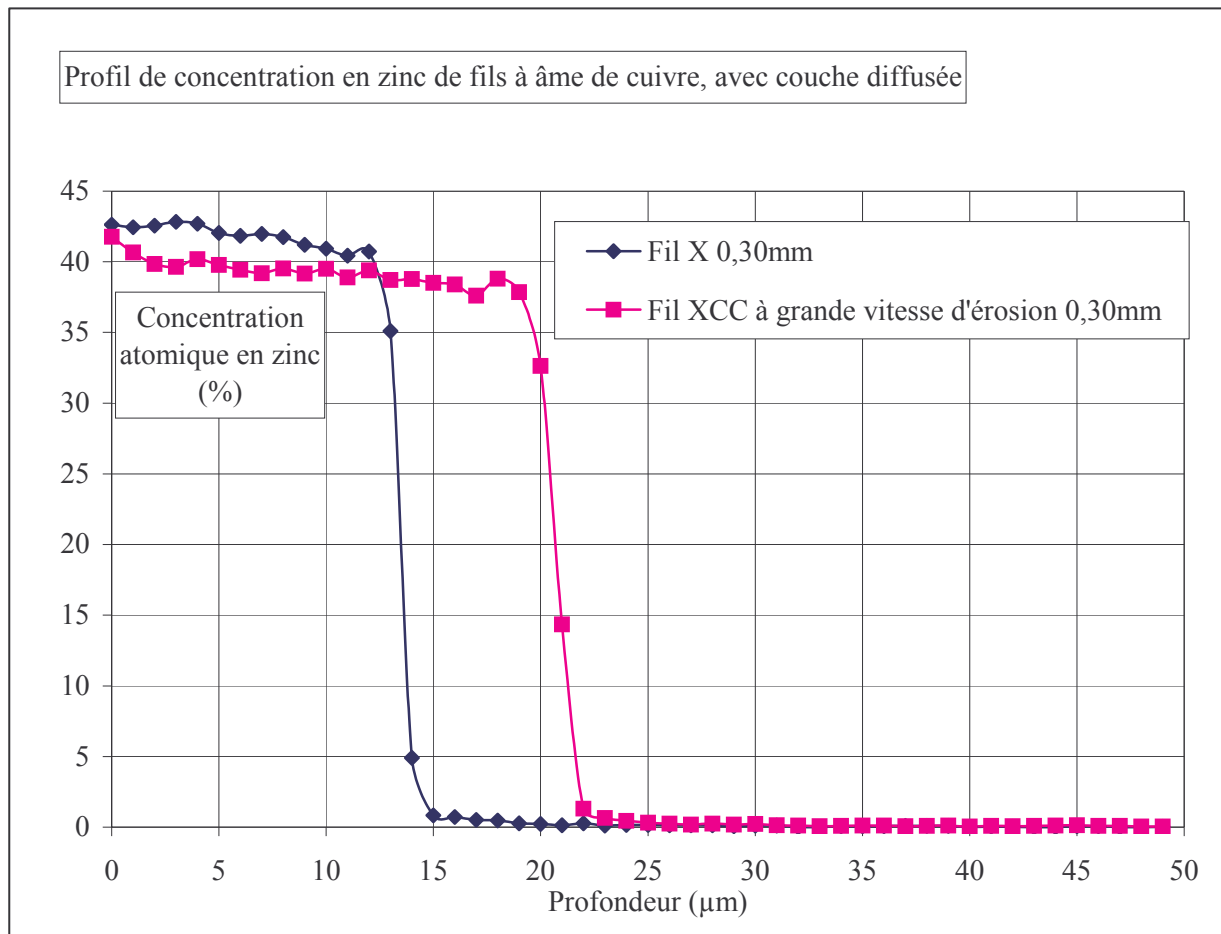


Figure 21 : Profils de concentrations atomiques en zinc pour des fils à âme de cuivre et couche en phase β

Ce sont de tels profils qui ont permis l'identification des phases α , β , et γ des fils étudiés, en complément de la diffraction X.

2.5.8 Fils à surface composite en phases β et γ

Au cours de notre étude, nous avons aussi pu réaliser des fils ayant la structure suivante :

- Âme de cuivre ou de laiton CuZn20
- Sous-couche intermédiaire en phase β
- Couche externe en phase γ fracturée, elle-même oxydée

La figure ci-après présente une coupe longitudinale du fil, sur laquelle on reconnaît l'âme en laiton, la couche intermédiaire en phase β , et la couche externe en phase γ fracturée. L'oxyde de zinc présent à la surface de celle-ci n'est pas visible en coupe. Des cartographies X le montrent cependant. Des profils de concentration dans l'épaisseur de la couche obtenus en SIMS montrent que l'oxyde est épais de 7 à 14 nm sur les zones en phase β affleurante, et de 50 à 100 nm sur les zones en phase γ .

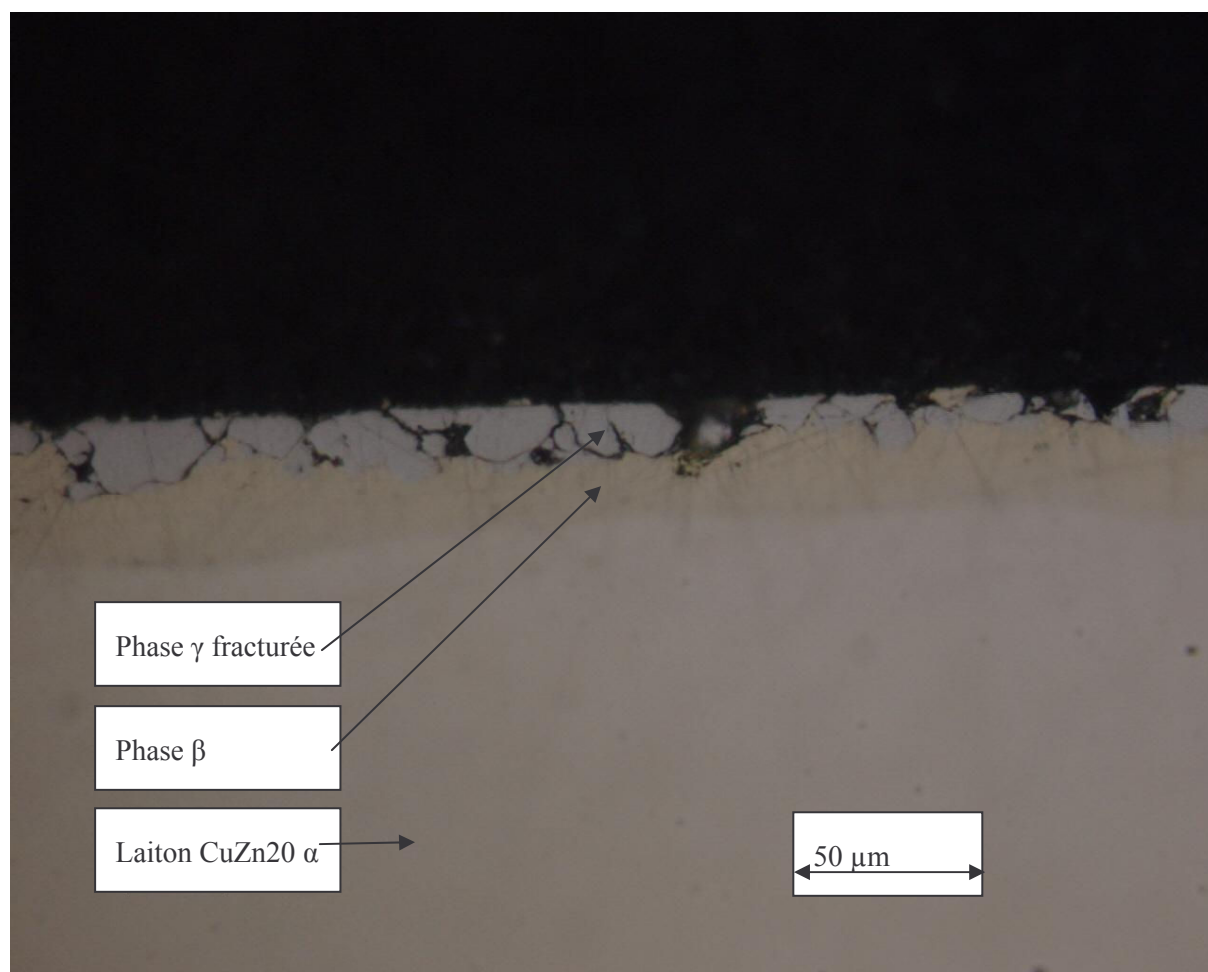


Figure 22: Coupe longitudinale du fil composite pour électroérosion.

Une demande de brevet⁵⁸ a été déposée, portant sur la structure du fil, et son procédé de fabrication. Ce fil, appelé D+, présente la vitesse de coupe la plus élevée de tous, pour des courants d'usage relativement faibles (voir l'avantage de ce fil par rapport à un laiton nu §5.3.3).

2.6 Orientation de la suite de l'étude

L'électroérosion à fil est une technique d'usinage précise, pouvant donner de bons états de surface, mais lente. Les fils de laiton, de diamètres compris entre 0,07 et 0,33 mm peuvent servir d'électrodes pour l'immense majorité des travaux à réaliser. Ils présentent en effet un bon compromis entre conductivité électrique, propriétés mécaniques, et vitesse d'érosion. Leur prix est particulièrement compétitif. Leur usage se justifie quand les capacités des ateliers d'électroérosion ne sont pas saturées. Dans le cas contraire, on peut envisager l'utilisation de fils revêtus, qui augmentent la productivité des machines existantes, et peuvent ainsi limiter les besoins d'investissement.

3 VITESSES D'ÉROSION DE DIFFÉRENTS FILS

3.1 Introduction

Nos recherches ont principalement porté sur l'obtention de grandes vitesses d'érosion avec des fils revêtus. D'emblée se posait la question de la dépendance des résultats envers la machine utilisée pour réaliser l'essai. Nous montrerons que les résultats d'érosion obtenus sur une machine sont transposables sur d'autres. Nous étudierons l'enlèvement de matière sur la pièce en fonction de la nature du fil employé. Nous montrerons que l'intensité d'usinage dépend certes du paramétrage de la machine mais peut aussi être affectée par le fil.

3.2 Méthode employée

Nos recherches sur la vitesse d'érosion ont principalement été réalisées sur une machine Charmilles Robofil2020, de 1994. Sur cette machine, les vitesses d'érosion n'ont pas toujours pu être reproduites exactement d'une expérience à l'autre. En effet, au cours du travail de thèse, différentes pièces de la machine ont dû être changées, telles que les câbles d'usinage et des cartes électroniques, ce qui a affecté les vitesses d'érosion obtenues pour un même paramétrage de l'usinage. Cependant, la hiérarchie des vitesses en fonction des fils a toujours été respectée.

Nous disposons aussi d'une machine Agie AgieCut Evolution II SFF, de 2001.

La matière usinée était de l'acier Z160CDV12, de hauteur 50 mm, acier à outils très représentatif de l'usage industriel de l'électroérosion à fil. Nos résultats sont-ils dépendants de la matière utilisée et de sa hauteur ? La hiérarchie des fils est la même entre 20 mm et 100 mm de hauteur. Par contre, les fils se comportent différemment selon la matière usinée.

Le programme d'usinage comportait un créneau suivi d'une ligne droite, découpé dans un bloc parallélépipédique. Les mesures ont été effectuées dans la ligne droite suivant ce créneau. La fonction du créneau était de simuler une perte de charge pour l'écoulement du diélectrique.

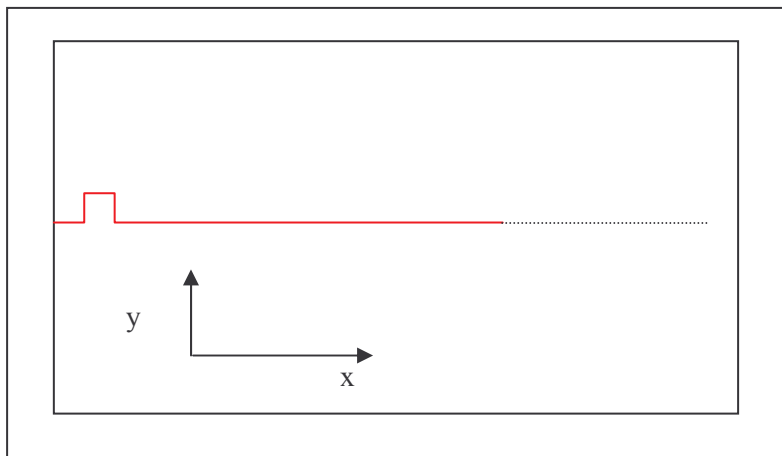


Figure 23 : Parcours d'usinage pour les mesures de vitesse d'érosion. Vue de dessus. Le créneau fait 3 mm de coté.

3.2.1 Mesure de la vitesse d'érosion

La mesure de la vitesse d'érosion se fait à partir de l'avance de la machine sur le parcours de coupe. Cette avance s'exprime en mm/min. On peut aussi l'exprimer en mm²/min, en la multipliant par la hauteur de la pièce. C'est cette grandeur qui est utilisée dans l'industrie. Cependant, si l'on veut obtenir des volumes érodés, il faut encore la multiplier par la largeur de saignée. La largeur de saignée dépend-elle du fil ? Pour le savoir, nous avons usiné des créneaux ou des carrés avec différents fils, dans les mêmes conditions. La largeur des créneaux usinés était sensiblement la même pour tous les types de fils utilisés.

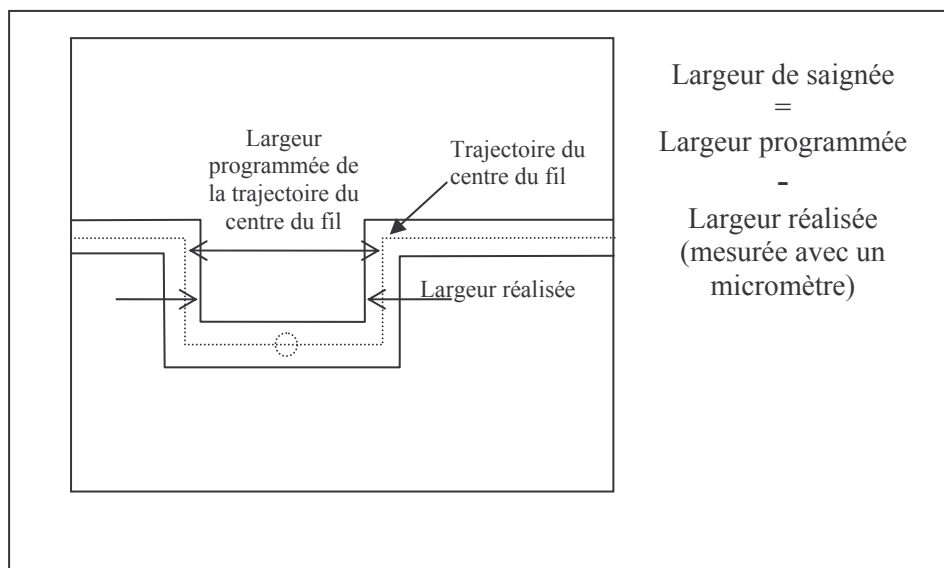


Figure 24 : Usinage en créneau pour mesure de la largeur de saignée

3.2.2 Mesure des pertes de masse

La perte de masse du fil a été mesurée en faisant la différence entre la masse d'un mètre de fil avant usinage, et celle d'un mètre de fil après usinage.

La perte de masse de la pièce a été calculée à partir de la vitesse linéaire d'avance de l'usinage, multipliée par la hauteur de la pièce, par la largeur de la saignée, et par la densité de la matière usinée (7,65 pour l'acier utilisé).

3.2.3 Paramétrage du générateur Charmilles

Le paramétrage de base correspond à un usinage d'ébauche d'acier de hauteur 50 mm et régime E3 (conditions normales d'arrosage), avec un fil diffusé de 0,25 mm de diamètre (XS25A)

Les paramètres suivants ont été modifiés :

- TA, exprimé en microsecondes, représente le temps de montée à pente constante du courant d'une étincelle normale. TA peut varier entre 0,2 et 1,2 μs. Plus TA est élevé, plus l'étincelle est puissante (cf § 2.1.4)
- TAC représente la puissance unitaire d'une étincelle dont l'allumage est précoce. Ce paramètre a pu être réglé à la même valeur que TA pour éroder toujours avec les mêmes décharges.
- TB représente l'intervalle de temps entre la fin d'un TA ou TAC et la mise sous tension suivante. TB peut varier entre 3 et 25 μs.
- Il existe des automatismes de protection du fil contre la rupture. Ils ont été désactivés par la commande M27 de la machine.

Nous avons pu mesurer les impulsions d'usinage du générateur Charmilles à l'aide d'un oscilloscope numérique.

3.2.4 Paramétrage du générateur Agie

Le paramétrage de base correspond à un usinage d'ébauche d'acier de hauteur 50 mm avec un fil de laiton zingué de 0,25 mm de diamètre.

Les paramètres suivants ont été modifiés :

- I, pouvant varier entre 18 et 21 (unités arbitraires), représente la puissance unitaire d'une étincelle normale.
- P, pouvant varier entre 1 et 35 (unités arbitraires), représente la fréquence d'étincelage.
- ISH, entre 0 et -4, représente la réduction de courant de l'impulsion suivant un court-circuit ou un allumage précoce (même unité que I).
- Td, entre 10 et 99%, représente le pourcentage de temps d'attente moyen de consigne. La machine régule la vitesse d'avance de l'usinage pour réguler Td.

3.3 Vitesse d'usinage

Il s'agit d'étudier l'effet de la composition des fils sur la vitesse d'usinage. Il nous faut vérifier que l'effet du fil sur la vitesse n'est pas lié aux mécanismes de pilotage des générateurs, mais bien aux phénomènes physiques de l'étincelage. Mais tout d'abord, vérifions si les différences de vitesses de coupe observées le sont bien à courant d'usinage identique.

3.3.1 Courants d'usinage de fils différents sur une machine Charmilles

Nous avons comparé les pics de courant de deux types de fils, pour différentes puissances d'étincelles, c'est-à-dire pour différentes valeurs du paramètre TA.

Les fils étudiés étaient un laiton à 37% de zinc, ayant une conductivité de 13,2 ms/m (23% IACS), et un fil de type SW25X (âme de cuivre, zinguée, diffusée), ayant une conductivité de 47,6 ms/m (82% IACS). Leur diamètre était de 0,250 mm.

Les acquisitions d'intensité de courant ont été faites pour différentes puissances d'étincelles. Pour chaque valeur de TA, les intensités de 30 pics de courant ayant eu une phase d'allumage hors court-circuit ont été intégrées dans le temps par la méthode des rectangles. Chaque intégrale correspond à la décharge électrique (quantité de courant ayant circulé dans le fil) d'une étincelle. La moyenne et l'écart type des décharges ont été calculés. Un test d'égalité des moyennes, représenté par l'écart réduit T , a été réalisé pour savoir si les fils de laiton produisaient les mêmes décharges que des fils diffusés à âme de cuivre. Une valeur de T assez élevée indiquerait que l'on ne pourrait pas considérer les décharges d'un fil de laiton égales à celles d'un fil de type SW25X. Rappelons que l'écart réduit T est défini comme suit :

$$T = \frac{X_1 - X_2}{\sqrt{\frac{S_1^2}{n_1} + \frac{S_2^2}{n_2}}}$$

Où n_1 et n_2 sont le nombre de décharges observées pour chacun des fils, où X_1 et X_2 représentent les moyennes des décharges de chacun des deux fils à comparer, et où S_1 et S_2 représentent leurs écarts-types respectifs. Pour au moins 30 observations, les écarts réduits suivent une loi normale $T(\alpha)$, et on peut comparer la valeur de T à celle d'une table de la loi normale centrée, réduite, donnant la probabilité α que l'écart réduit observé T égale ou dépasse en valeur absolue la valeur $T(\alpha)$.

L'intensité efficace (Root Mean Square) a été directement relevée sur l'oscilloscope. L'intensité efficace dépend non seulement de la quantité de courant passée à chaque décharge et du facteur de forme, mais aussi de la fréquence des décharges, et de la proportion de courts-circuits. De plus, l'intensité relevée inclut les périodes d'arc électrique et aussi les périodes d'attente pendant lesquelles un courant de fuite circule entre le fil et la pièce, au travers du diélectrique de conductivité $15\mu\text{S/cm}$. L'intensité efficace présente donc un certain décalage (offset).

La fréquence des décharges est liée au paramètre TB, égal à $25\mu\text{s}$ dans notre expérience. Mais la fréquence effective dépend aussi du temps d'amorçage TD qui, s'il est trop court, correspond à un court-circuit, et s'il est trop long, correspond à une tension de claquage trop élevée. Nous ne contrôlons pas la proportion de courts-circuits, mais en cas d'amorçage trop précoce de l'étincelle, le générateur produit automatiquement une décharge correspondant à un TA de $0,4\mu\text{s}$ au lieu du TA préréglé (et de $0,2\mu\text{s}$ pour un TA préréglé de $0,2\mu\text{s}$). Un court-circuit provoque une baisse d'intensité d'usinage. Si l'intensité efficace n'était pas proportionnelle à la décharge moyenne, on en déduirait qu'il faudrait étudier plus précisément la proportion de courts-circuits et la tension de claquage.

La vitesse de coupe a été relevée sur la machine d'érosion.

Les données sont rassemblées ci-après.

TA 0,2 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	22,6	24,3	7,5%	5,7
Écart type	1,2	1,1		
Intensité rms (A)	4,5	4,5	0%	
Vitesse (mm^2/min)	3	5	66%	

TA 0,4 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	60,4	64,2	6,3%	6,0
Écart type	2,2	2,7		
Intensité rms (A)	8,9	8,8	-1%	
Vitesse (mm^2/min)	9,5	15	66%	

TA 0,6 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	112,2	118,8	5,9%	5,2
Écart type	4,9	5,0		
Intensité rms (A)	12,7	13,3	4,7%	
Vitesse (mm^2/min)	15	19	27%	

TA 0,8 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	165,1	193,8	17,4%	8,6
Écart type	8,0	16,4		
Intensité rms (A)	16,8	17,8	5,9%	
Vitesse (mm^2/min)	24	33	37%	

TA 1,0 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	250,1	276,2	10,4%	7,5
Écart type	12,4	14,5		
Intensité rms (A)	21,2	22,7	7%	
Vitesse (mm^2/min)	32	45	40%	

TA 1,2 μ s	Laiton	SW25X	Écart	Écart réduit T
Décharge moyenne (μ C)	315,4	374,2	18,6%	10,9
Écart type	17,1	24,2		
Intensité rms (A)	25,5	27,9	9,4%	
Vitesse (mm^2/min)	42	58	38%	

Tableau 13 : Relevés électriques d'usinage sur machine Charmilles Robofil2020

Nous en concluons que sur la machine Robofil2020, l'intensité d'usinage et la valeur des décharges dépendent du fil. Nous devons in fine tracer l'évolution des vitesses d'érosion en fonction de l'intensité plutôt qu'en fonction des paramètres du générateur.

3.3.1.1 Examen de la décharge moyenne des étincelles

La figure ci-après présente l'évolution des décharges en fonction du paramètre TA pour les fils étudiés.

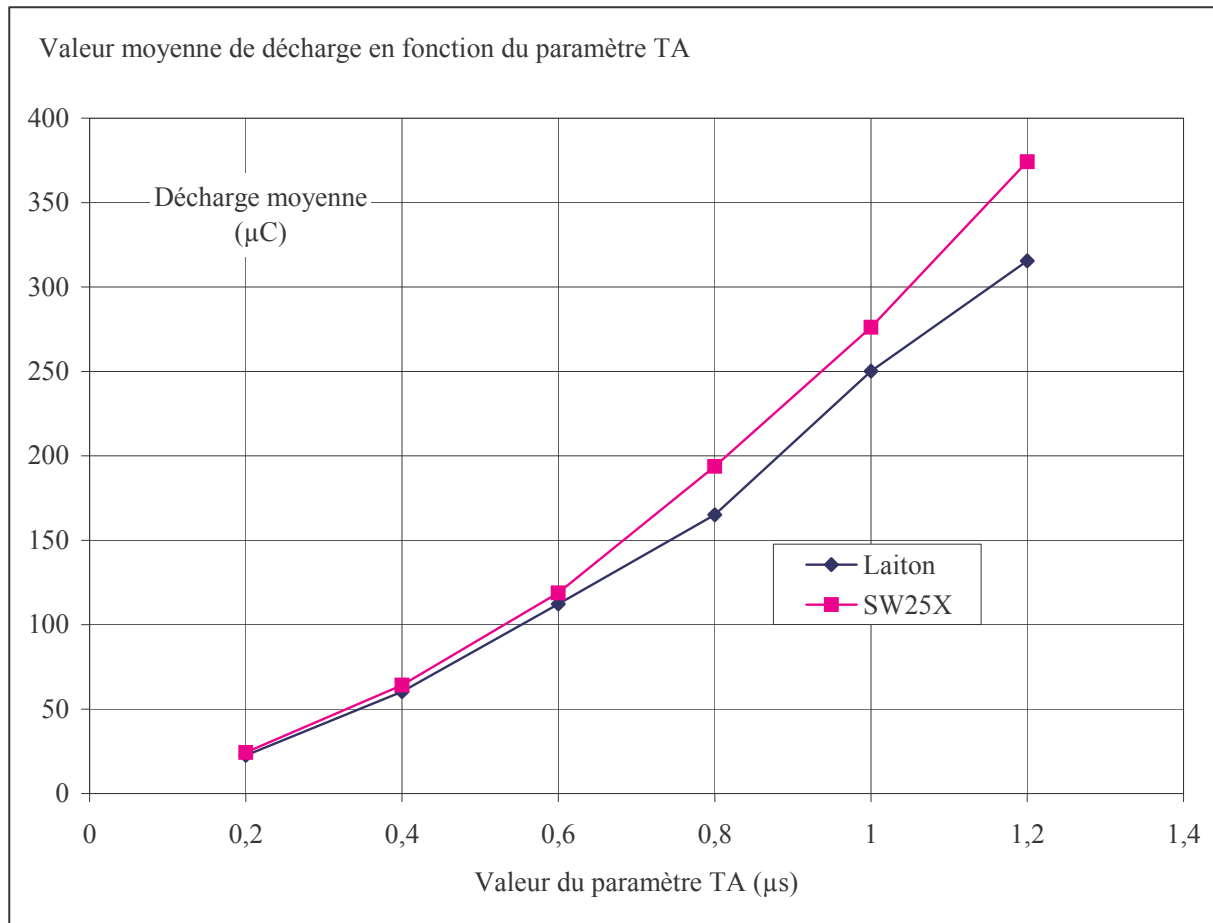


Figure 25 : Comparaison des décharges de deux types de fils de différentes résistivités

On constate que les décharges réalisées avec un fil à âme de cuivre, zingué, et diffusé, de type SW25X sont plus grandes que celles réalisées avec un fil de laiton à 37% de zinc, à paramétrage identique du générateur.

L'écart atteint 18% pour un TA de 1,2 µs.

Sur la machine Charmilles Robofil2020, le fil influence les décharges elles-mêmes. Il nous faudra l'expliquer.

3.3.1.2 Examen du courant efficace

La figure ci-après présente le courant efficace d'usinage en fonction de la valeur moyenne de la décharge, pour chaque valeur du paramètre TA étudiée, entre 0,4 μ s et 1,2 μ s (la valeur du TAC avait en effet dû être modifiée pour TA=0,2 μ s).

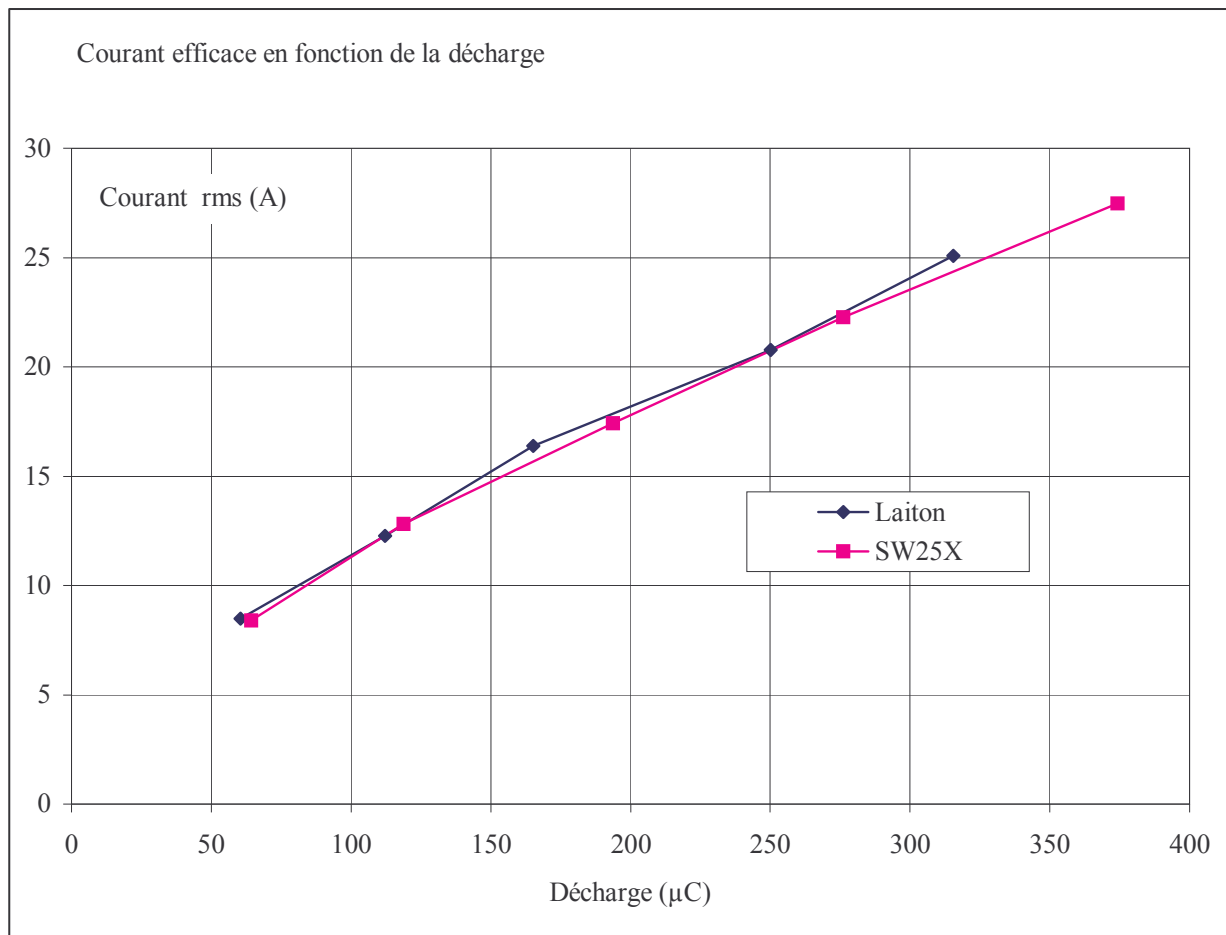


Figure 26 : Courant efficace en fonction de la décharge moyenne, fixée par le paramètre TA.

Au décalage du capteur de courant près (d'environ 5 A, mesuré alors que le fil n'était pas polarisé), que nous n'avons pas corrigé ici, le courant efficace est sensiblement proportionnel à la décharge.

Comme les décharges d'un fil X sont plus grandes que celles d'un fil de laiton, le courant efficace du fil X sera plus élevé que celui du laiton, à paramétrage égal.

Si le fil de type SW25X avait provoqué moins de courts-circuits que le laiton, son courant efficace aurait été plus élevé, à décharge égale. Ce n'est pas le cas. La différence de vitesse entre les fils de laiton et les fils de type X n'est pas liée aux phénomènes de courts-circuits.

3.3.1.3 Vitesse d'usinage en fonction du courant efficace

Les figures suivantes présentent l'évolution de la vitesse d'usinage en fonction du courant efficace.

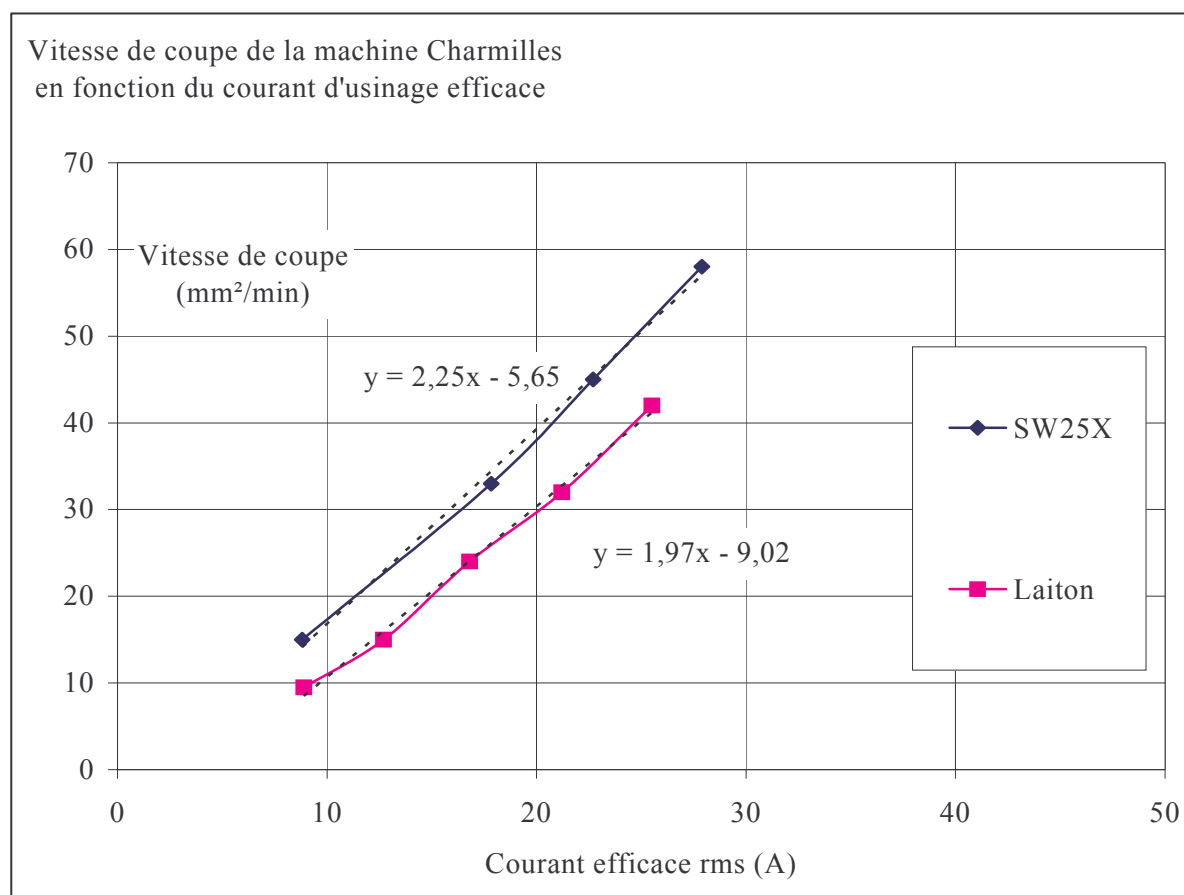


Figure 27 : Vitesse de coupe de la machine Charmilles en fonction du courant efficace d'usinage. Équations de régression linéaires.

La vitesse d'usinage varie linéairement avec le courant efficace. Le coefficient de proportionnalité est plus fort pour le fil SW25X que pour le laiton, de 14%.

Même en tenant compte du décalage du capteur, d'environ 5 A, les courbes de régression linéaires ne passent pas exactement par l'origine. Cela signifie sur cette machine qu'une partie du courant d'usinage n'a pas d'effet érosif sur la pièce. Le fil SW25X présente de ce point de vue un avantage certain par rapport au laiton, de l'ordre de 2 Ampères efficaces.

On sait que la surface d'un fil X a une teneur en zinc de 45% et est oxydée, et que celle d'un laiton a une teneur en zinc de 37%. L'écart de vitesse pour un même courant serait-il lié à la composition de la surface du fil ?

Pour tenter de répondre à cette question, nous avons comparé un fil de type X avec un fil de type D. Un fil de type D a une âme de laiton à 20% de zinc et une couche en phase β , de même composition que celle d'un fil X, mais d'épaisseur 20 μm contre 13 μm pour un fil X.

La figure ci-après permet de comparer un fil SW25X à un fil de type D, à âme de laiton 80-20 et à couche superficielle en phase β oxydée, semblable à celle du fil X.

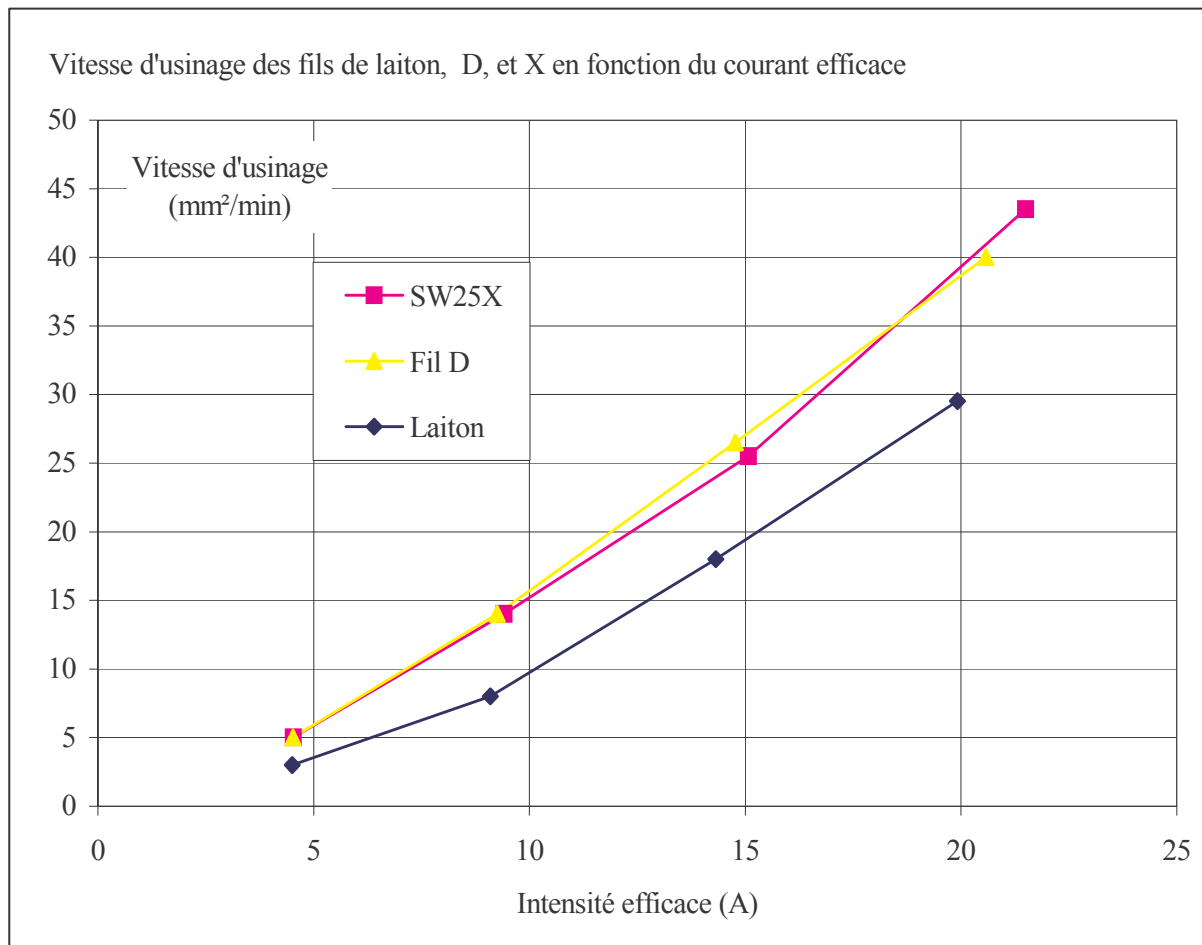


Figure 28 : Vitesses de coupe de fils en fonction de l'intensité efficace d'usinage

On constate que pour une même intensité efficace la vitesse d'usinage dépend de la composition de la surface des fils. Pour un même paramétrage du générateur, le fil X, plus conducteur que le D, laisse circuler un courant efficace légèrement plus élevé que ce dernier.

3.3.1.4 Synthèse des mesures de vitesse d'érosion faites sur la machine Charmilles

- Les fils étudiés ne se distinguent pas par leurs taux de courts-circuits.
- À paramétrage égal du générateur, un fil de type SW25X laisse passer plus de courant par impulsion qu'un fil de laiton.
- L'intensité d'usinage semble être légèrement affectée par la conductivité du fil.
- À courant efficace identique, un fil de type X usine à la même vitesse qu'un fil de type D, et plus vite qu'un fil de laiton nu. C'est donc la surface d'un fil qui détermine sa vitesse d'usinage, pour un courant donné.
- Une partie du courant d'usinage n'a pas d'effet érosif sur la pièce. Cette partie est plus grande pour le fil de laiton nu que pour le fil X.

3.3.2 Origine des différences de courant d'usinage observées sur machine Charmilles.

Pour une même matière usinée, le courant d'usinage change en fonction du fil. Nous avons montré que ce n'était pas lié à des courts-circuits. Une première raison pourrait être que les fils ont des résistivités différentes. Une seconde raison serait que la tension d'arc des fils dépendrait de leur surface, et que l'intensité dépendrait de la tension d'arc.

3.3.2.1 Courant d'impulsion de fils différents

Dans le cas de notre machine Charmilles, le circuit produisant la partie ascendante (en valeur absolue) de l'impulsion d'usinage peut être schématisé ainsi :

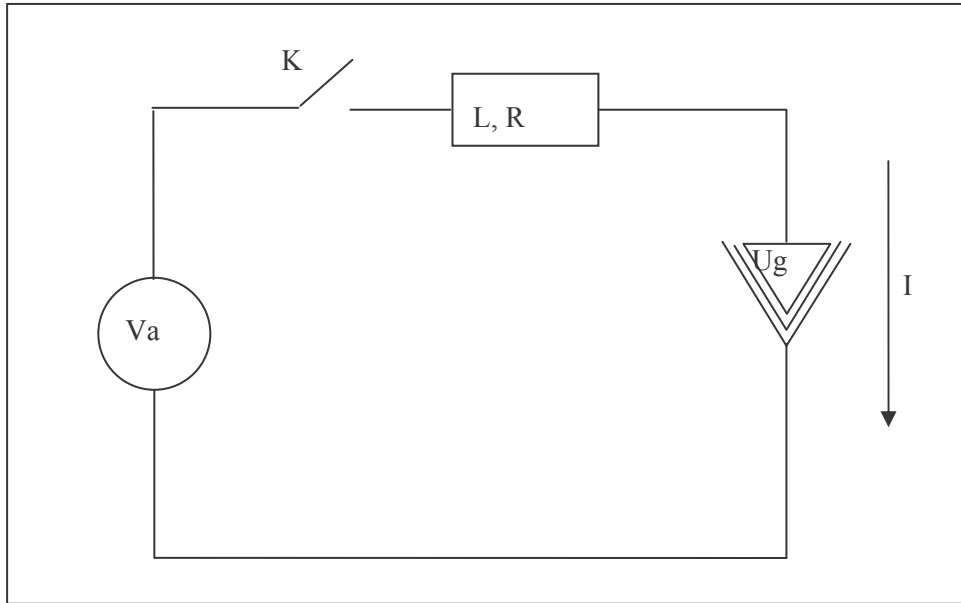


Figure 29 : Principe électrique du générateur d'usinage de Charmilles, pour la partie ascendante en valeur absolue de l'impulsion, correspondant au début de celle-ci. Le schéma est le même pour la partie descendante du pic d'usinage, à condition de changer la valeur de V_a .

Environ $0,7 \mu s$ après avoir allumé l'arc électrique à l'aide du générateur d'allumage, on ferme le circuit d'impulsion d'usinage. Le générateur de tension V_a est branché à un circuit comprenant une résistance R , une self L , et le gap, de tension U_g supposée constante. Si $i(t)$ représente l'intensité en fonction du temps, on a :

$$V_a = Ri + L \frac{di}{dt} + U_g \quad (1)$$

$$\text{Soit, en prenant pour simplifier } i_{(t=0)}=0 : \quad i(t) = \frac{V_a - U_g}{R} \left[1 - \exp\left(-\frac{Rt}{L}\right) \right] \quad (2)$$

Si nous dérivons une première fois par rapport au temps, on a :

$$\frac{di}{dt} = \frac{V_a - U_g}{L} \exp\left(-\frac{Rt}{L}\right) \text{ soit quand } t \text{ est petit devant } L/R \quad \left(\frac{di}{dt}\right)_{t=0} = \frac{V_a - U_g}{L} \quad (3)$$

Si l'on dérive une seconde fois :

$$\frac{d^2i}{dt^2} = \frac{(V_g - U_a).R}{L^2} \exp\left(-\frac{Rt}{L}\right) \text{ soit quand } t \text{ est petit devant } L/R \quad \left(\frac{d^2i}{dt^2}\right)_{t=0} = \frac{(V_g - U_a).R}{L^2} \quad (4)$$

Des enregistrements similaires à ceux présentés en Figure 6 permettent de calculer la pente $\frac{di}{dt}$ en fonction du temps, pendant la partie ascendante de l'impulsion d'usinage, pour différents fils.

Nous avons pu faire suffisamment d'acquisitions d'impulsions d'usinage pour un fil de laiton nu, et pour un fil de type X, à âme de cuivre et couche externe en laiton en phase β , oxydée. Les résultats de nos mesures sont présentés ci-après :

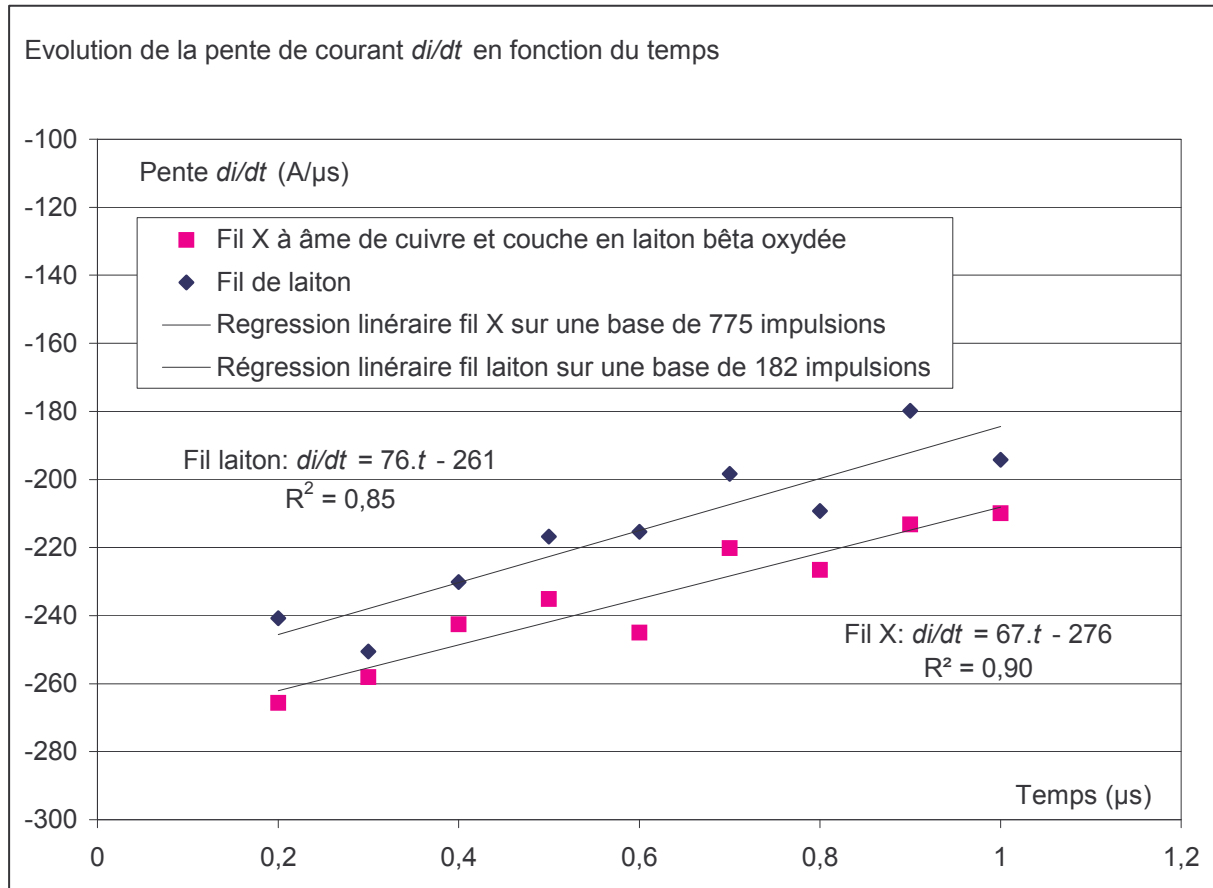


Figure 30 : Pentas $\frac{di}{dt}$ des impulsions d'usinage de fils laiton et X pendant leur phase ascendante.

Par régression linéaire, on calcule que :

$$\left(\frac{di}{dt}\right)_{t=0}^{\text{Laiton}} = -261 \text{ A} / \mu\text{s} \text{ et } \left(\frac{di}{dt}\right)_{t=0}^{\text{Fil X}} = -276 \text{ A} / \mu\text{s}$$

On en déduit d'après (3) que :

$$\frac{(Va - Ug)^{\text{Fil X}}}{(Va - Ug)^{\text{Laiton}}} = 1,0575 \quad (5)$$

Nous avons aussi mesuré une tension Va d'environ -110 V pour les deux fils. Si l'on prend une valeur de Ug de -25 V pour le laiton, on obtient d'après (5) une tension de gap de -20 V pour le fil X. La couche en laiton β oxydé du fil X abaisse la valeur absolue de la tension de gap de 5 V par rapport à celle d'un fil dont la surface est en laiton α .

Toujours par régression linéaire, on obtient :

$$\left(\frac{d^2i}{dt^2}\right)_{t=0}^{\text{Laiton}} = 76 \text{ A} / \mu\text{s}^2 \text{ et } \left(\frac{d^2i}{dt^2}\right)_{t=0}^{\text{Fil X}} = 67 \text{ A} / \mu\text{s}^2$$

On en déduit d'après (4) et (5) que $\frac{R^{Fil X}}{R^{Laiton}} = 1,2$

Ce rapport est très éloigné de celui des résistivités des fils utilisés, qui est de 3,6 . La résistance des fils est relativement faible par rapport à la résistance totale du circuit électrique, mais elle influe sensiblement le courant d'usinage.

Nous concluons que les pentes des impulsions d'usinage sont affectées par la résistivité des fils et leur tension de gap. La tension de gap d'un fil étant importante pour le calcul de la puissance dégagée à chaque étincelle, nous avons voulu la mesurer directement.

3.3.2.2 Vérification directe des tensions de gap

La puissance P libérée par une décharge d'érosion est à chaque instant égale au produit de l'intensité I par la tension de gap U_g . Ainsi un couple fil-pièce ayant une tension de gap élevée libérerait une puissance élevée dans le gap. Dans l'ouvrage sur l'arc électrique⁵⁹, la tension de gap se décompose en une chute de potentiel cathodique (coté fil dans notre cas), une chute de colonne, et une chute anodique (coté pièce). On imagine que, pour une pièce donnée, si l'on change de fil, on change au moins la valeur de la chute cathodique. Ce changement, s'il se répercutait intégralement sur la tension de gap, pourrait être mesuré. La mesure ne peut être facile dans le cas de l'électroérosion à fil, car les arcs électriques produits sont de courte durée, et le courant n'est pas constant. Cependant, sur la machine Charmilles, il y a un temps de commutation entre le dispositif d'allumage et le générateur de puissance de l'ordre de 0,7 μ s, pendant lequel le courant est stable (voir Figure 6 page 10). Nous avons utilisé nos enregistrements de courant et de tension pour en extraire ces périodes de stabilité. Nous avons sélectionné les claquages non précoces du diélectrique, et fait la moyenne de la tension mesurée sur 5 points espacés de 0,1 μ s chacun, pendant la période de stabilité du courant. Le tableau suivant donne les résultats de nos mesures.

Fil Laiton	TA (μ s)	Nombre d'étincelles	U gap moyen (V)	Ecart type U gap (V)	I rms (A)	V (mm ² /min)
	0,8	50	-26,0	6,8	19,9	29,5
	0,6	48	-27,2	8,4	14,3	18,0
	0,4	56	-27,5	7,5	9,1	8,0
	0,2	63	-24,3	8,5	4,5	3,0
moyenne fil laiton			-26,2	7,8		

Fil X	TA (μ s)	Nombre d'étincelles	U gap moyen (V)	Ecart type U gap (V)	I rms (A)	V (mm ² /min)	Ratio des Vitesses	U gap Hypothèse P=UI
	0,8	44	-24,0	6,9	21,5	43,5	1,5	-32,8
	0,6	45	-21,7	3,0	15,1	25,5	1,4	-29,2
	0,4	43	-26,3	8,3	9,4	14,0	1,8	-44,5
	0,2	49	-24,9	8,9	4,5	5,0	1,7	-41,2
moyenne fil X			-24,2	7,2			1,6	-36,9

Tableau 14 : Tensions de pour gap à l'allumage des fils de laiton et de type X

Nous constatons que les mesures sont fortement dispersées, pour chacun des deux fils. La tension de gap à l'allumage est de l'ordre de 25 V, valeur correspondant à celle annoncée par PEREZ⁶⁰, qui travaillait sur le même type de machine.

On remarque que la moyenne des tensions de gap du fil X est inférieure de 2 V à celle du fil de laiton. Cela confirme qualitativement nos calculs précédents. Compte tenu du nombre total d'étincelles observées pour chaque fil (de l'ordre de 200), et des écarts-types constatés (de l'ordre de 7,5 V), la différence de tension de gap de 2 V est significative. L'écart réduit T (défini au §3.3.1) est en effet de 2,6 .

Il n'est pas possible d'expliquer les différences de vitesses d'érosion observées entre les fils uniquement par la tension de gap à l'allumage. En effet, si l'écart de vitesse entre les fils, défini par le ratio des vitesses, était dû à la tension de gap, celle-ci devrait être de l'ordre de 38 V pour le fil X. Ce n'est pas ce que nous avons mesuré. Au contraire, nous confirmons que la tension de gap d'un fil de type X est inférieure à celle d'un fil de laiton.

Ainsi que l'envisage LHIAUBET dans sa thèse¹⁰, l'écart de vitesse entre les fils pourrait être lié à une répartition différente de la tension de gap, entre la zone cathodique, la colonne, et la zone anodique. L'arc électrique peut en effet être schématisé comme suit :

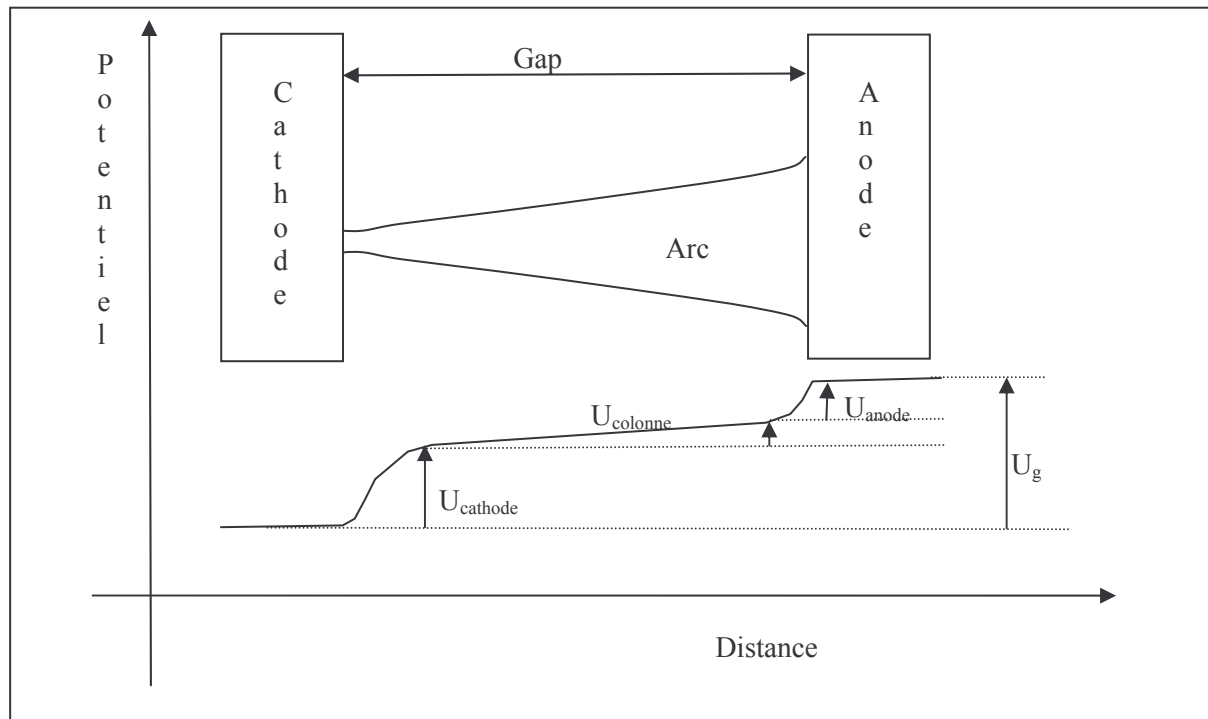


Figure 31 : Décomposition schématique de la tension de gap en chutes de potentiels cathodique, de colonne, et anodique. $U_g = U_{cathode} + U_{colonne} + U_{anode}$

Pour une tension totale de gap plus faible, la chute de tension $U_{colonne}$ pourrait être plus faible pour le fil X que pour le fil de laiton. Pour un même courant d'étincelle, la puissance libérée dans la région de l'anode serait alors supérieure, provoquant une érosion plus rapide de celle-ci.

La chute de tension dans la colonne étant fonction de la longueur de celle-ci, nous nous sommes demandés si le gap d'usinage était bien le même pour tous les fils.

3.3.2.3 Vérification des gaps sur machine Charmilles

Pour vérifier les gaps d'usinage des fils de laiton nu et de type SWX de 0,25 mm de diamètre, nous avons usiné des carrés dans de l'acier de 50 mm de haut. Pour référence, le paramétrage était basé sur la technologie LT25ASI*. Le régime était le E3H50. La hauteur de tête était 70 mm, et le paramètre TB était 10 μ s. Le parcours du centre du fil était un carré de 10 mm de côté.

* Le nom de la technologie est donné pour référence, tous les paramètres contenus dans ladite technologie n'étant pas accessibles à l'utilisateur.

	Laiton	SWX
Coté X (mm)	9,640	9,637
Coté Y (mm)	9,640	9,637
Hauteur (mm)	50,6	50,6
Masse (g)	35,868	35,830
Gap (μm)	55,0	56,5
Vitesse (mm^2/min)	73,2	93,7

Tableau 15: Vérification des gaps sur machine charmilles

On constate que les gaps du laiton et du fil X sont proches. Leur écart ne peut justifier les écarts de vitesse observés, ni par l'effet de la largeur de saignée, ni par celui de la longueur de la colonne d'arc.

3.3.3 Vitesses d'érosion sur une machine AgieCut Evolution II SFF

Les impulsions d'usinage de cette machine se distinguent de celles d'une Charmilles par la nature de leur source. Sur la machine Agie, il y a un condensateur tandis que sur la machine Charmilles, il y a un générateur de tension à valeur fixe. Cependant, nous ne disposons pas de mesures d'oscilloscope réalisées sur la machine Agie, et nous devons utiliser les informations qu'elle affiche.

On peut modifier la fréquence d'étincelage grâce au paramètre P, et la puissance des décharges grâce au paramètre I. Le courant moyen d'usinage est affiché par la machine. La machine Agie possède un mécanisme de protection contre l'effet des courts-circuits. Quand le claquage du diélectrique intervient de manière trop précoce, la puissance du pulse est réduite grâce au paramètre ISH. L'avance de l'usinage se fait en contrôlant le temps d'attente moyen Td.

Les différences de vitesses entre les fils existent sur la machine Agie, et sont du même ordre de grandeur que sur la machine Charmilles. Dans l'essai suivant, nous avons voulu évaluer l'effet d'une couche d'oxyde sur un fil de laiton.

3.3.3.1 Usinage d'acier avec des fils de laiton nus et oxydés

Pour cet usinage, nous avons pris $I=18$ (standard pour les fils de 0,25 mm), $ISH=-3$ (standard), $Td=51$ (standard), et nous avons fait varier P. Le tableau suivant montre les vitesses d'érosion de fils de laiton nu (CuZn37) et de laiton oxydé à 900°C (CuZn37-Ox). La tension moyenne U entre le fil et la pièce est indiquée, ainsi que le courant d'usinage moyen I, et la vitesse V.

I=18	CuZn37-Ox			CuZn37		
	U (V)	I (A)	V (mm^2/min)	U (V)	I (A)	V (mm^2/min)
1	7	1,5	11	7	1,6	9
2	8	2,1	17	8	2,1	15
4	9	2,8	22	9	2,8	19
6	10	3,0	25	10	3,1	22
8	12	3,6	28	12	3,6	26
10	13	4,3	34	13	4,3	31
12	15	5,1	41	16	5,1	39
14	18	5,7	47	18	5,7	43
16	20	6,7	53	20	6,6	50
18	22	7,5	60	23	7,5	59
20	25	9,0	74	27	8,9	70
22	29	9,8	81	30	9,8	79
24	33	10,8	90	31	10,8	88
25	34	11,5	96	32	11,4	92
26	36	12,0	98	34	12,2	98

Tableau 16 : Vitesses d'érosion de fils de laiton nus et oxydés sur une machine Agie

Nous constatons que pour une même valeur de P, U et I sont sensiblement égaux pour les deux fils. Cela confirme que la couche d'oxyde n'influence pas le taux de courts-circuits (l'intensité serait

différente), ni le temps d'attente (la tension moyenne serait différente). Les vitesses d'érosion du fil oxydé sont par contre supérieures à celles du fil nu, en particulier aux basses fréquences, quand la couche d'oxyde est peu usée, ainsi que le montre la figure suivante.

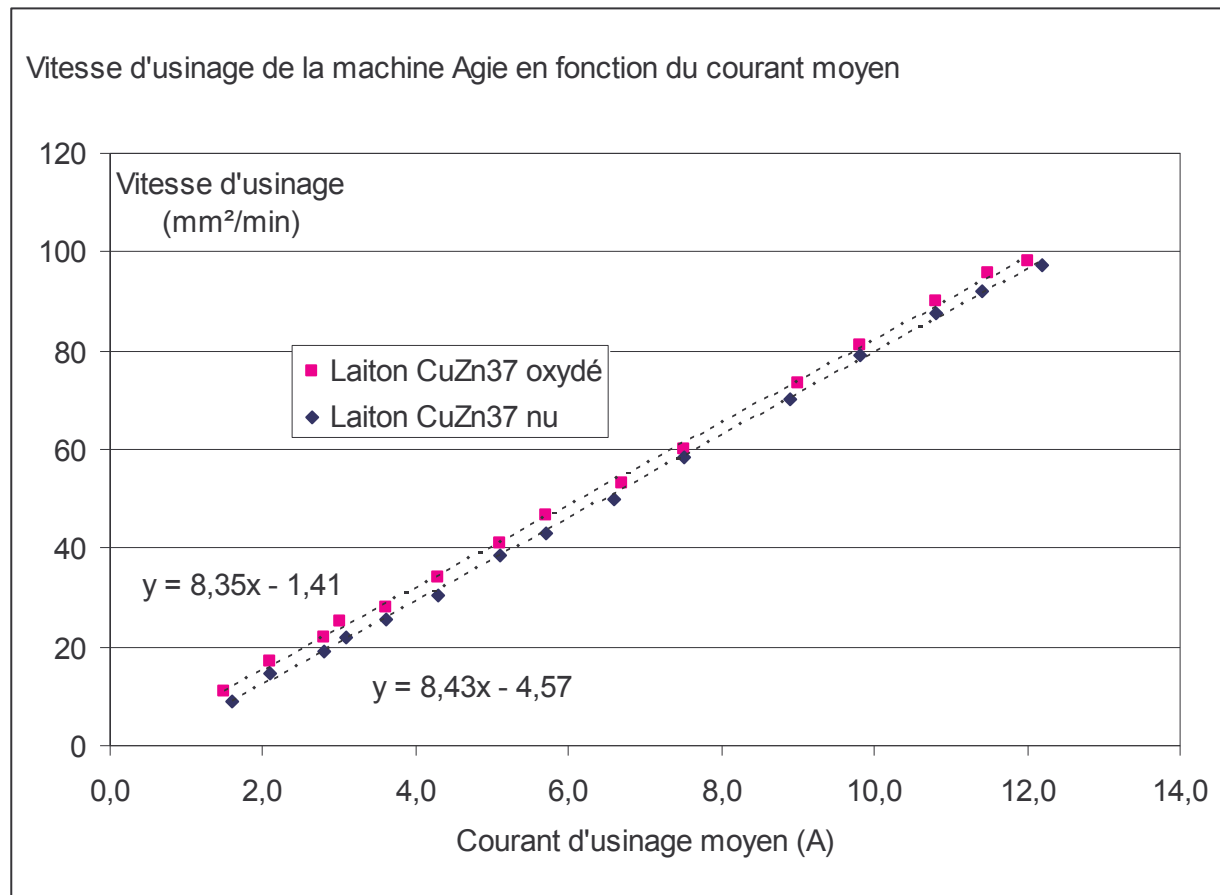


Figure 32: Vitesses d'usinage de fils de laiton nu et de laiton oxydé dans de l'acier. Courbes de régression linéaire en fonction du courant moyen.

On constate sur la machine Agie, que les coefficients de proportionnalité de la vitesse d'usinage par rapport au courant moyen des fils de laiton nu et de laiton oxydé sont très proches. Comme l'indiquent les ordonnées à l'origine des droites de régression, une partie du courant d'usinage ne sert pas à enlever de la matière sur la pièce. Le laiton oxydé est à cet égard plus efficace que le laiton nu, ce qui correspond aux observations faites sur la machine Charmilles, avec les fils de laiton nu et de type X, oxydé en surface.

Rappelons que dans le jargon de l'électroérosion à fil, un cycle de décharge dont l'amorçage a été précoce est appelé court-circuit. Une des raisons des courts-circuits est le contact momentané entre le fil et la pièce, le fil ayant tendance à vibrer dans la zone d'usinage. Dans ce cas, le courant de l'impulsion d'usinage a peu d'effet érosif. Bien que n'influençant pas le taux de courts-circuits, la couche d'oxyde pourrait transformer ceux-ci en arcs électriques érosifs, comme l'avaient imaginé PFAU³ et ses collègues de la société CHARMILLES. Aussi appellerons-nous « courant de court-circuit » la partie du courant qui ne sert pas à éroder la pièce, et dont la valeur est sensiblement réduite par l'usage d'un fil oxydé.

Si la couche d'oxyde transformait réellement des courts-circuits en arcs érosifs, l'érosion serait alors accélérée sur la pièce, ce que nous constatons, et devrait l'être aussi sur le fil. Les mesures de perte de masse des fils oxydés montreront (voir §5.1.2) que ce n'est pas le cas. Seule la valeur de la chute de potentiel cathodique, étudiée au chapitre 4, pourrait expliquer que, bien que l'on ait plus d'arcs érosifs, le fil soit moins usé.

Avant d'étudier plus précisément les tensions d'arc, vérifions encore que les longueurs d'arcs érosifs (ou gaps) étaient bien les mêmes pour les fils nus et les fils oxydés.

3.3.3.2 Vérification des gaps d'une machine Agie

Pour vérifier le gap de fils usinant à des vitesses sensiblement différentes, nous avons réalisé des pièces de section carrée, de 10 mm de coté, et de 50 mm de haut, en alliage d'aluminium AU4G. Ce matériau a été choisi, car on n'observe pas de dépôt de matière du fil à sa surface après l'usinage. Les différences de vitesses observées ne peuvent donc pas venir du taux de redéposition du fil sur la pièce. Comme précédemment, nous avons utilisé la machine AgieCut Evolution II SFF, avec la technologie « estcca25nm300g230050 »[†], avec des fils de type laiton nu et laiton oxydé de 0,25 mm de diamètre. Le paramètre P a été fixé à 10. À paramétrage constant, la machine Agie présente l'avantage de conserver un courant moyen constant quels que soient les fils utilisés.

Carré dans Aluminium	Laiton	Laiton oxydé	
Courant moyen d'usinage (A)	3,9	3,9	
Tension moyenne (V)	14	14	
Masse pièce (mg)	13,368	13,366	
Cote X (mm)	9,996	9,996	
Cote Y (mm)	9,998	9,994	
Cote Z (mm)	49,986	49,990	
Masse volumique (g/cm ³)	2,676	2,676	
Décalage fil (mm)	0,176	0,176	
Volume enlevé (mm ³)	349,902	349,930	Ratio Oxydé / Nu
Vitesse (mm ² /min)	105,0	114,4	1,090
Débit (mm ³ /min)	18,375	20,249	1,102

Tableau 17 : Usinage d'un carré d'aluminium sur machine Agie

On constate aisément que les pièces découpées avec des fils différents ont sensiblement les mêmes cotes. Dans cet usinage, le centre du fil était décalé de 0,172 mm par rapport à la surface finale prévue de la pièce. Cela laissait un gap théorique de 47 µm. Les deux fils ont laissé un gap réel d'environ 50 µm. Le calcul du volume érodé coté pièce par unité de temps montre que les fils avaient bien des vitesses d'érosion différentes, et que cela n'était pas lié à un gap différent. Nous avons pu vérifier qu'il n'y avait pas de dépôt significatif de matière de fil sur les pièces d'alliage d'aluminium érodées. La différence de vitesse observée entre les fils de laiton nu et oxydé, de l'ordre de 10%, n'est pas due au dépôt. Elle n'était pas due non plus à des différences de courant ou de tension d'usinage. Et, surtout, elle n'est pas liée à une différence de gap.

Des essais similaires ont été réalisés en usinant de l'acier avec différents fils nus et revêtus. Ces essais ont conduit aux mêmes conclusions : les écarts de vitesse observés entre les différents fils ne sont dus ni aux dépôts, ni à des différences importantes de gap.

3.3.3.3 Vitesses d'érosion obtenues sur d'autres machines

Nous avons obtenu des résultats de vitesses similaires sur une machine SODICK A325, sur une machine FANUC α1iB et sur des MITSUBISHI FX et FA. Cela ne prouve pas l'universalité de nos comparaisons, mais cela en augmente l'intérêt industriel.

[†] Nous donnons le nom de la technologie pour référence, car seule les paramètres d'une technologie qui sont accessibles à l'utilisateur d'une machine ont pu être décrits dans ce mémoire. D'autres paramètres, inclus dans la technologie, mais non affichés sur la machine, interviennent dans l'usinage.

3.4 Synthèse des essais de vitesse de coupe et orientation de l'étude

Pour un même courant d'usinage, des différences de vitesses de coupe de l'ordre de 30% sont bien observées entre des fils revêtus et des fils de laiton. On peut dire qu'elles ne sont pas essentiellement dues:

- Au générateur employé
- Au nombre de courts-circuits, ni à leur gestion par la machine
- À la taille du gap

Il nous faut admettre que malgré leur tension de gap plus faible, donc avec une énergie plus faible, les fils de type X, dont la surface est en laiton β oxydé, usinent plus vite que les fils de laiton en phase α . On observe à la fois un coefficient de proportionnalité de la vitesse d'érosion par rapport au courant efficace plus élevé, et un courant de court-circuit plus faible.

Il est possible que certains courts-circuits soient transformés en arcs érosifs, par l'effet de la couche d'oxyde présente sur les fils de type X, limitant ainsi la valeur du courant de court-circuit.

Reste alors à expliquer les différences de coefficients de proportionnalité entre la vitesse d'érosion et le courant. Notre seul indice est que la tension de gap d'un fil rapide est plus faible que celle d'un fil de laiton.

Nous allons d'abord tenter de comprendre l'origine des différences de tension de gap que nous avons observées.

La relative faiblesse de la tension de gap des fils usinant vite devrait ensuite être confrontée à des mesures de leur perte de masse. Nous inspirant de l'article de PEREZ⁶⁰, établissant un bilan énergétique de l'étincelage entre l'anode, la cathode, et le plasma, nous ferons alors des bilans de masse de l'érosion à fil.

4 ÉTUDE DES TENSIONS D'ARC

Nous avons trouvé au chapitre précédent que le fil jouant le rôle de cathode a une influence sur la chute de potentiel de l'étincelle. Nous avons recherché les chutes de potentiel cathodique des matériaux, mesurées en conditions d'arc électrique. Nous avons d'abord tenté de relier la chute cathodique des éléments à leur énergie d'ionisation, leur travail d'extraction électronique, et leur structure électronique, qui sont des paramètres importants de l'émission électronique. N'ayant pas abouti, nous résumons ces recherches en annexe, et présentons ci-après la corrélation entre la température et l'enthalpie de vaporisation des éléments, et leur tension d'arc.

4.1 Chutes de potentiel cathodique de matériaux lors d'arcs électriques

GRAKOV⁶¹ et BROWN, FEINBERG, GALVIN⁶², cités par LEFORT⁵⁹, ont publié les chutes de potentiel cathodique d'arc pour de nombreux éléments chimiques.

4.1.1 Tensions d'arc de GRAKOV

GRAKOV a mesuré les tensions d'arcs dans le vide, pour des courants de l'ordre de 25 A, et pour différents éléments chimiques constituant les électrodes. Travaillant dans un vide à 10^{-4} mmHg, il a assimilé les tensions d'arc mesurées aux chutes de potentiel cathodique. Les arcs étaient initiés par écartement des électrodes l'une de l'autre.

L'auteur met en avance l'importance du premier niveau métastable (d'énergie immédiatement supérieure) de l'atome, U_m , qui peut entrer en jeu dans un processus d'ionisation indirecte. Plus ce niveau métastable est élevé par rapport à l'énergie d'ionisation U_i , plus la chute cathodique U_c est faible. Quand le niveau métastable est inférieur à 0,43 fois l'énergie d'ionisation, le processus d'ionisation directe est le plus probable, et la chute anodique est élevée, c'est-à-dire supérieure à l'énergie d'ionisation. Au contraire, quand le niveau métastable est supérieur, le processus d'ionisation indirecte domine, et la chute cathodique est faible. GRAKOV publie un graphe corrélant U_c/U_i et U_m/U_i . Le choix du niveau métastable n'apparaît pas clairement.

Nos tentatives de corréler la tension d'arc avec l'énergie d'ionisation ou le travail d'extraction électronique se sont avérées vaines.

Sur la base des brevets d'origine ainsi que des publications sur les fils revêtus de zinc, mentionnant la faible température d'ébullition de ce métal, nous avons pensé que les vapeurs métalliques émises par les cathodes pouvaient déterminer leur chute de potentiel.

Nous reproduisons les valeurs moyennes de tensions d'arcs mesurées par GRAKOV dans le tableau suivant, en y ajoutant la température d'ébullition de chaque élément cité, ainsi que son enthalpie de vaporisation à 25°C, donnée dans l'article de synthèse de OLETTE et ANCEY-MORET⁶³. L'entropie de vaporisation a été calculée en divisant l'enthalpie de vaporisation par la température absolue de vaporisation.

Elément	Uc	Température d'ébullition	Enthalpie de vaporisation	Entropie de vaporisation
	V	°C	kJ/mol	J/mol/K
Li	11,40	1324	161	101
Na	8,85	883	108	93
K	7,05	758	90	87
Cs	6,20	690	78	81
Cu	15,05	2573	338	119
Ag	12,85	2164	285	117
Au	13,95	2828	368	119
Be	18,90	2483	326	118
Mg	12,30	1103	148	107
Ca	11,10	1483	177	101
Sr	8,80	1375	164	100
Zn	10,45	911	131	110
Cd	9,40	767	112	108
Hg	8,75	357	61	98
Er	13,55	2868	285	91
Al	17,90	2441	324	119
Ga	15,00	2403	288	108
In	10,70	2070	242	103
Tl	11,00	1490	180	102
Ti	17,20	3302	471	132
Zr	18,10	4415	609	130
Hf	17,15	4603	613	126
Sn	11,80	2623	302	104
Pb	9,50	1750	195	96
V	17,65	3379	515	141
Nb	20,75	4734	721	144
Ta	19,10	5365	781	139
Bi	8,55	1579	207	112
Cr	17,05	2665	396	135
Mo	16,90	4610	658	135
W	19,40	5555	849	146
Te	11,70	988	196	155
Fe	17,55	2875	416	132
Co	17,25	2901	424	134
Ni	16,80	2886	429	136
C	17,05	3827	716	175

Tableau 18 : Chutes de potentiel cathodique d'arc moyennes, mesurées par GRAKOV⁶¹ entre 5 et 30 A, et données thermodynamiques sur la vaporisation, citées par OLETTE et ANCEY-MORET⁶³.

4.1.2 Corrélation entre la température ou l'énergie de vaporisation et la chute cathodique

PEREZ⁶⁰ corrèle l'enlèvement de matière à l'anode à la température de vaporisation de la cathode. Pourrait-on appliquer cette idée aux chutes de potentiel mesurées par GRAKOV ? Pour le savoir, nous avons d'abord corrélé la chute cathodique U_c à la température de vaporisation des éléments étudiés. Puis nous avons trouvé une meilleure corrélation avec l'enthalpie de vaporisation des éléments, que nous présentons sur la figure suivante.

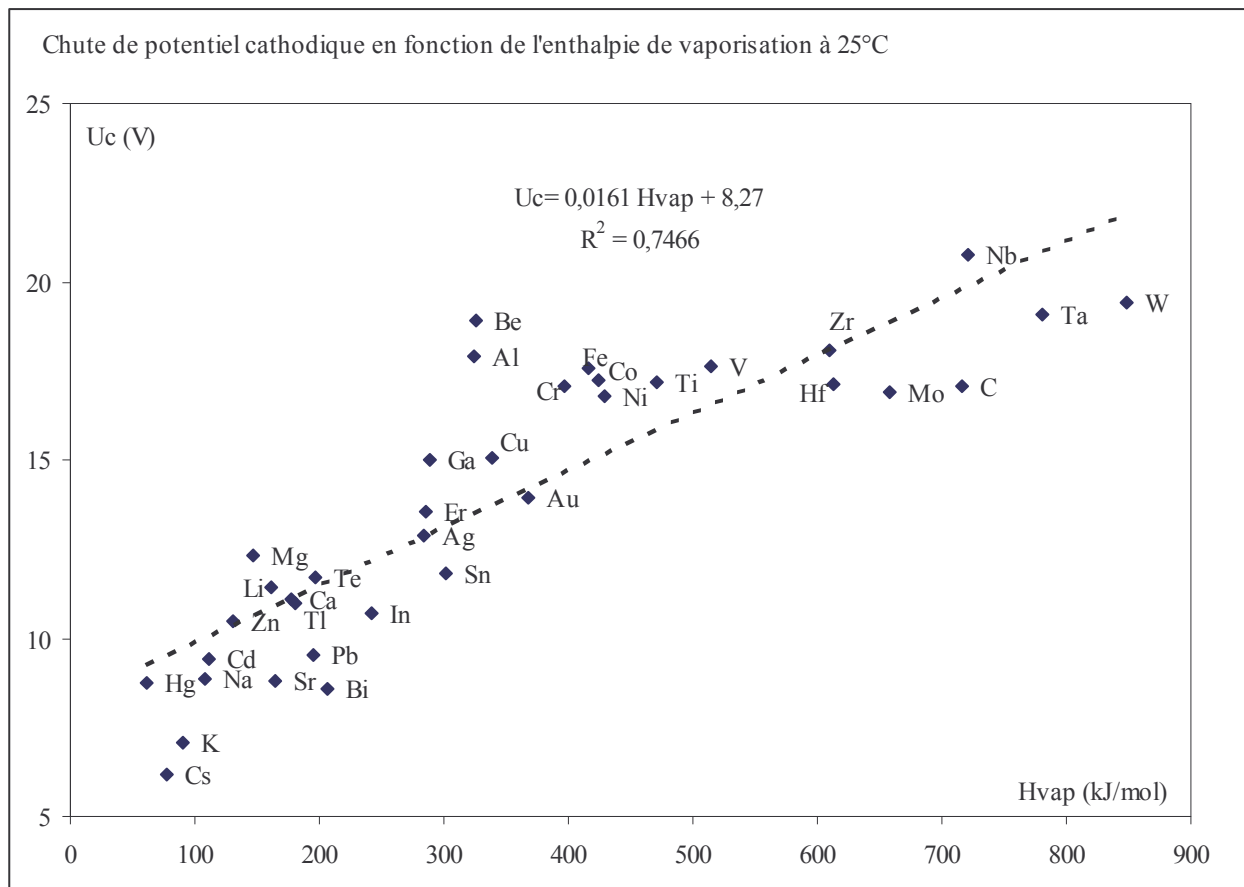


Figure 33 : Chute de potentiel cathodique et enthalpie de vaporisation, pour des arcs de 5 à 30 A.

La corrélation est relativement linéaire jusqu'à 400 kJ/mol et 15 V, puis elle s'infléchit pour les éléments à forte enthalpie de vaporisation.

Dans l'ouvrage de référence sur l'arc électrique⁵⁹, on trouve une autre liste de tensions d'arc dans le vide pour différents éléments chimiques, étudiés par BROWN et al⁶². Nous avons reproduit leurs valeurs, et les avons corrélées à l'enthalpie de vaporisation des éléments considérés.

4.1.3 Tensions d'arc de BROWN, FEINBERG, et GALVIN

Les auteurs recherchaient le spectre d'état de charge des espèces ionisées dans des arcs électriques réalisés à partir de cathodes de différentes natures. Les arcs étaient amorcés entre une électrode auxiliaire, et la cathode à étudier. L'anode principale était distante d'un centimètre environ de la cathode. L'arc était produit dans le vide. Seuls les matériaux constituant la cathode ont été changés. Le tableau suivant regroupe les valeurs de tension d'arc mesurées, ainsi que les températures d'ébullition et les enthalpies de vaporisation des éléments étudiés.

Element	Tension d'arc (V)	Température d'ébullition (°C)	Enthalpie de vaporisation (kJ/mol)	Entropie de vaporisation (J/mol/K)
Mg	16	1103	148	107
Al	20,5	2441	324	235
Co	20,5	2901	424	308
Ni	20	2886	429	312
Cu	20,5	2573	338	246
Zn	14	911	131	95
Zr	22	4415	609	443
Nb	25,5	4734	721	524
Mo	24,5	4610	658	478
Rh	24	5687	778	565
Pd	18	3050	378	275
Ag	19	2164	285	207
In	14	2070	242	176
Sn	14	2623	302	219
Gd	16,5	3233	400	291
Ta	24,5	5365	781	568
W	28	5555	849	617
Pt	20,5	3825	564	410
Au	18	2808	368	267
Pb	12,5	1750	194	141

Tableau 19: Tensions d'arc dans le vide pour des intensités de 200 A, d'après BROWN et al, et enthalpies de sublimation des éléments selon OLETTE et ANCEY-MORET.

La figure suivante montre la corrélation obtenue entre les tensions d'arc et les enthalpies de vaporisation des éléments.

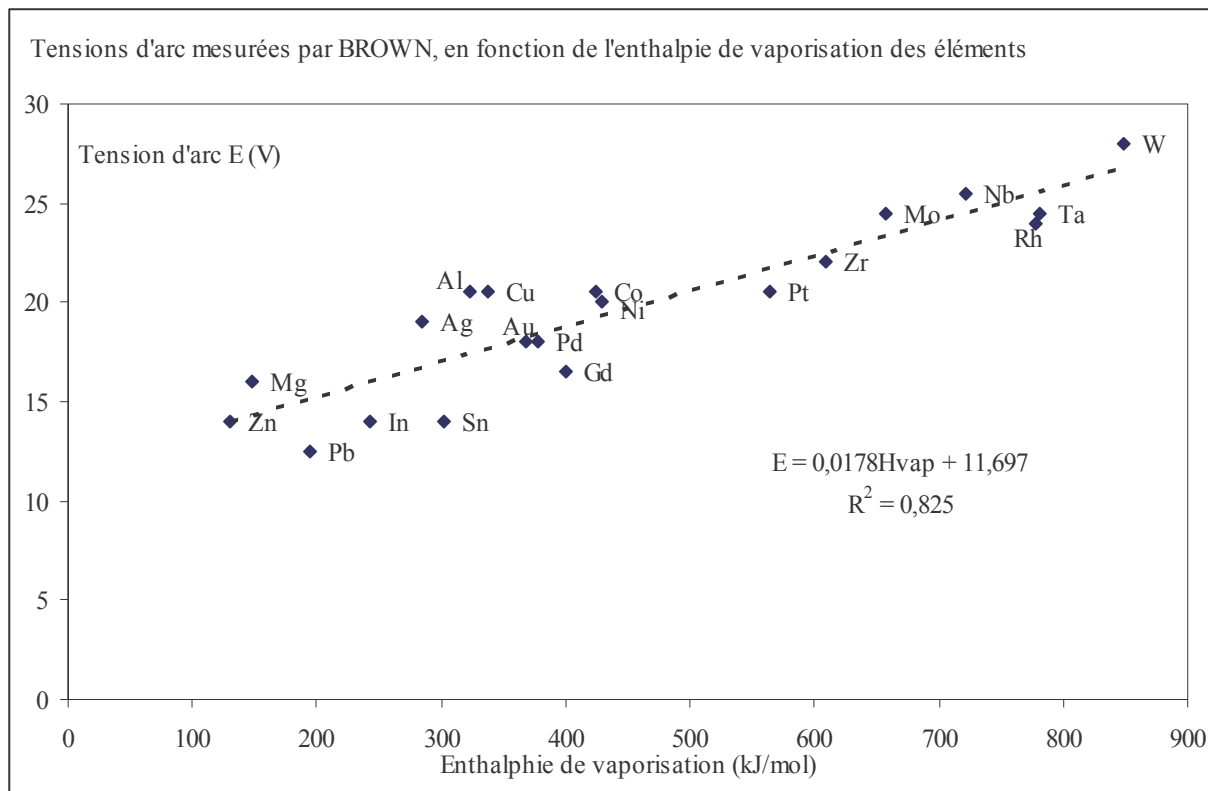


Figure 34: Tensions d'arc dans le vide mesurées par BROWN et al, corrélées à l'enthalpie d'évaporation des éléments chimiques.

La corrélation est cette fois linéaire, même pour les éléments à forte enthalpie d'évaporation. BROWN et al ont quant à eux corréliné l'état de charge moyen des ions du plasma à la température d'ébullition de la cathode.

Comme le montre la figure suivante, il existe une bonne corrélation entre les tensions d'arc mesurées par GRAKOV et celles de BROWN et al, pour les éléments étudiés dans les deux publications.

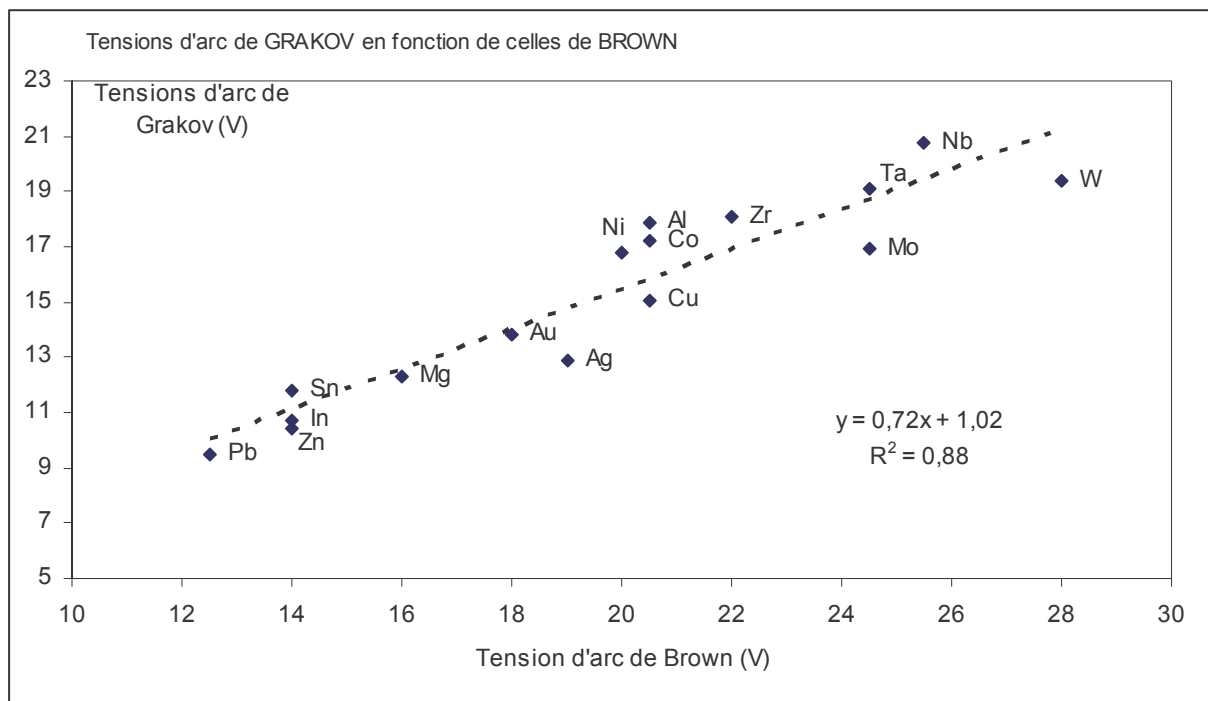


Figure 35 : Corrélation entre les valeurs de BROWN et al, et celles de GRAKOV

Les tensions d'arcs des deux publications sont corrélées, mais ne sont pas égales. La tension d'arc mesurée dépend du dispositif expérimental.

On remarque que les matériaux à faible enthalpie de vaporisation engendrent des tensions d'arc faibles, d'après les mesures des deux auteurs, et que ces mêmes matériaux sont recommandés dans la profession pour la fabrication de fils électrodes pour usinage par étincelage érosif. En particulier, le zinc engendre une tension d'arc plus faible que celle du cuivre. Cela concorde avec nos observations de tensions de gap, et nous incite à interpréter nos résultats d'usinage dans un cadre plus large que la simple comparaison des fils électrodes existants.

4.2 Interprétation thermodynamique des résultats de GRAKOV et de BROWN

Nous venons de voir que nous pouvions relier les mesures de tension d'arc à l'enthalpie de vaporisation des éléments étudiés, et cherchons une modélisation commune aux deux séries de mesures étudiées.

4.2.1 Estimation des tensions d'arc à partir de l'enthalpie de vaporisation seule

La tension d'arc E mesurée par l'un ou l'autre des auteurs, pourrait être estimée à partir d'une relation du type suivant :

$$E = E^\circ + k \cdot \Delta H_v \quad (6)$$

E° étant de l'ordre d'une dizaine de Volt, et k de l'ordre de 0,017 V/(kJ/mol) (pour des enthalpies de vaporisation ΔH_v exprimées en kJ/mol). Si une mole d'électrons circule dans l'arc, l'énergie dégagée sera $F \cdot E$, F étant le Faraday, c'est-à-dire la charge d'une mole d'électrons, ou 96 500 Coulombs. On a alors :

$$F \cdot E = F \cdot E^\circ + K \cdot \Delta H_v \quad (7)$$

Avec $K = F \cdot k$, K valant alors environ 1,6 mol.

En d'autres termes, l'écoulement d'une mole d'électrons dans le circuit produirait la vaporisation de 1,6 moles d'électrode, quel qu'en soit le matériau. La tension d'arc semble s'ajuster en fonction de l'enthalpie de vaporisation de la cathode. D'autres paramètres de l'arc dépendent-ils aussi des propriétés thermiques de la cathode ?

BROWN et al ont étudié la multiplicité de l'ionisation des vapeurs métalliques dans l'arc. Ces auteurs indiquent que la charge moyenne Q_p des ions du plasma croît avec la température d'ébullition T_v de la cathode :

$$Q_p = 0,38 \left(\frac{T_v}{1000} \right) + 0,6 \quad (8)$$

Les auteurs envisagent un mécanisme d'ionisation par impact d'électrons sur les atomes du plasma. La multiplicité de l'ionisation dépend des propriétés thermiques de la cathode, pour la plupart des éléments chimiques étudiés. À l'exception du carbone, du magnésium, de l'indium, et du platine, le coefficient de corrélation est de 0,84. C'est du même ordre de grandeur que ceux que nous avons trouvé en reliant la tension d'arc à l'enthalpie de vaporisation.

En prenant les valeurs de E° et k trouvées précédemment, l'équation (6) produit des erreurs types de l'ordre de 2,1 V pour la série de GRAKOV, et de 1,9 V pour celle de BROWN et al. Ces auteurs annonçant une précision de mesure meilleure que 1,5 V, nous allons tenter d'obtenir une meilleure modélisation.

4.2.1.1 Corrélation entre la tension d'arc et les propriétés thermodynamiques des cathodes

Nous avons procédé à de nombreuses tentatives de corrélation des tensions d'arc mesurées par BROWN et al, et par GRAKOV, avec les propriétés thermodynamiques des cathodes employées par ces auteurs. Celle que nous avons retenue a l'avantage d'être applicable aux deux séries de mesures, et aussi de conduire à des erreurs types inférieures à celles présentées au paragraphe précédent.

$$E.F = A.T_v + n.T.\Delta S_v \quad (9)$$

ΔS_v est l'entropie standard de vaporisation de l'élément chimique et T_v sa température de vaporisation. A est une constante déterminée par régression linéaire. Le produit $n.T$ est déterminé par la même méthode.

Nous présentons ci-après les résultats des calculs effectués sur les séries de mesures de BROWN et al, et de GRAKOV.

Auteur	$n.T$ mol.K	A J/K	Erreur sur E V
BROWN	11127	152	1,59
GRAKOV	7313	169	1,84

Tableau 20 : Résultats des régressions linéaires

Nous avons d'abord cherché à interpréter la formule (9) à partir d'un bilan d'énergie. Cependant, ce bilan n'était pas correct du point de vue thermodynamique.

Dans la suite du présent chapitre, nous proposons un système thermodynamique et un bilan d'entropie, qui pourraient d'après nous aider à comprendre la formule (9).

4.2.2 Importance de la vaporisation des électrodes

Si nous disposions d'une source de plasma, nous pourrions plonger dans celle-ci deux électrodes faites du même métal, et nous pourrions établir un courant électrique entre celles-ci grâce à un générateur de courant, ainsi que sur le schéma suivant :

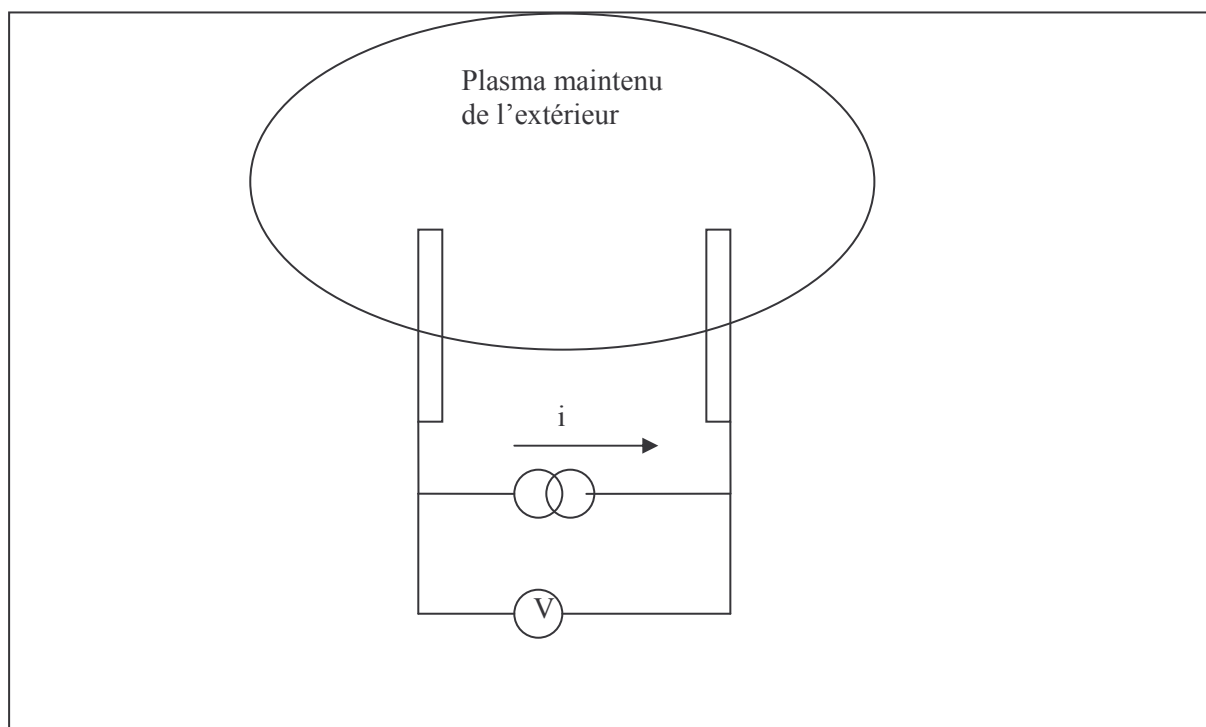


Figure 36 : Schéma d'un dispositif imaginaire permettant de mesurer la tension entre deux électrodes plongées dans un plasma entretenu de l'extérieur, tout en faisant circuler un courant i dans celui-ci.

La tension aux bornes des électrodes devrait être faible. On peut donc imaginer que la tension d'arc sert à maintenir l'existence d'un plasma entre les électrodes, quand celui-ci n'est pas entretenu de l'extérieur. Si l'arc se produit dans une enceinte sous vide, entretenir le plasma implique de produire des vapeurs métalliques à partir des matériaux des électrodes. Cela justifie à notre sens la prépondérance de la température d'évaporation T_v ou de l'enthalpie molaire d'évaporation ΔH_v des électrodes, dans l'estimation de leur tension d'arc.

L'exploitation de grandeurs thermodynamiques requiert la définition d'un système, dans lequel on puisse réaliser des bilans de matière et d'énergie. Nous allons en proposer un, qui bien que très simplifié, pourrait expliquer les corrélations trouvées entre la tension d'arc, l'entropie de vaporisation, et la température de vaporisation des éléments chimiques constituant les cathodes.

4.2.3 Proposition d'un système thermodynamique

Considérons un système isolé, composé lui-même de :

- Une source d'énergie, d'origine électrique, produisant une quantité de chaleur égale à la tension d'arc E multipliée par la charge F circulant dans celui-ci, correspondant à celle d'une mole d'électrons. Cette source d'énergie échange de la chaleur avec les phases suivantes :
- Une phase condensée, dont la température de la surface sous le pied d'arc est voisine de la température de vaporisation T_v de la cathode sous pression standard, et dont la température loin du pied d'arc est égale à la température initiale T_i . Cette phase condensée, soumise à l'arc, éjecte dans celui-ci des gouttelettes de métal en fusion.
- Une phase gazeuse (un plasma) dont la température est T , dont la pression est d'une atmosphère, et dans laquelle les gouttelettes de métal en fusion s'évaporent.

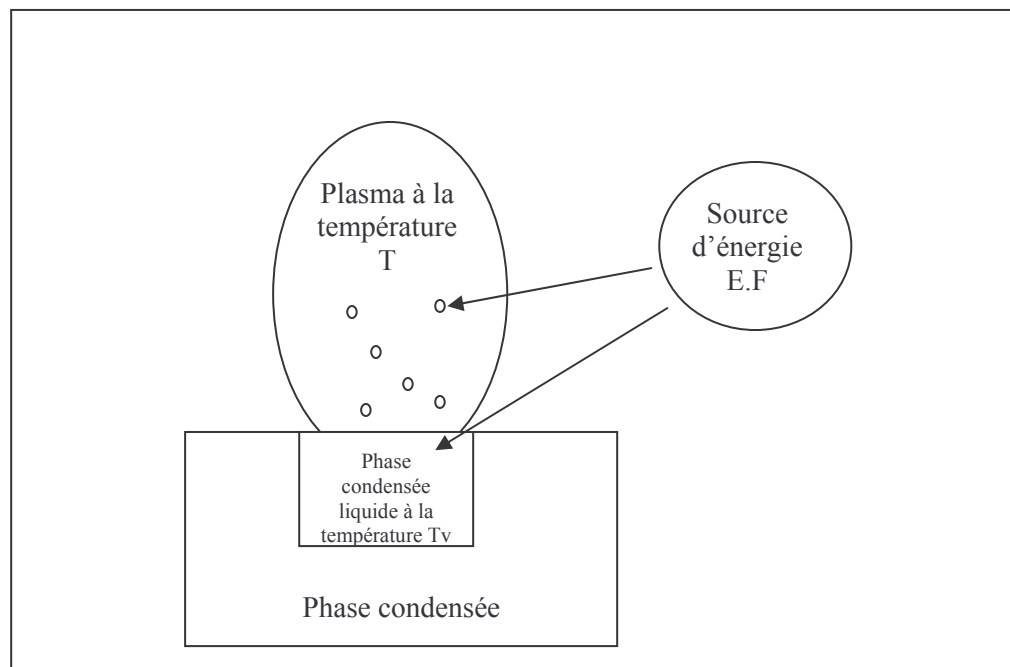


Figure 37 : Schéma du système proposé

Afin d'expliquer l'équation (9), nous devons considérer que :

L'énergie $F.E$ fournie par la source, se répartit dans deux sous-systèmes :

- Le premier est le plasma, dont la température est T . Il contient des gouttes de métal qui s'évaporent. Il reçoit la quantité de chaleur $a.F.E$ de la source, a étant une constante sans dimension. Il absorbe la chaleur en évaporant n moles de métal dont l'enthalpie molaire standard de vaporisation est ΔH_v et la température de vaporisation T_v . Si T est différent de T_v , ce système n'est pas à l'équilibre, et évolue de manière irréversible.

- Le second, dont la température de surface est T_v , correspond à l'électrode, dont la surface est liquide au voisinage du pied d'arc. Cette partie reçoit la quantité de chaleur $b.F.E$ de la source, b étant une autre constante sans dimension. Elle absorbe la chaleur en augmentant la température moyenne de m moles de la phase condensée de la température T_i à la température T_f , et aussi par la fusion de l moles de celle-ci. Pour que le système général puisse être stationnaire, il faut que l soit supérieur ou égal à n . Si T_v est différent de T_i et T_f , ce second système n'est pas à l'équilibre. Il évolue aussi de manière irréversible.

Ne connaissant pas la pression régnant dans le plasma d'un arc sous vide (elle n'est de toute manière certainement pas uniforme), nous avons choisi de la considérer égale à la pression standard d'une atmosphère.

Il est clair qu'en réalité une partie de l'énergie fournie par la source n'est pas transformée en chaleur, mais en énergie de surface (des gouttelettes) et en énergie cinétique. Une autre partie doit sortir du système, car celui-ci n'est pas adiabatique.

Étude du premier sous-système

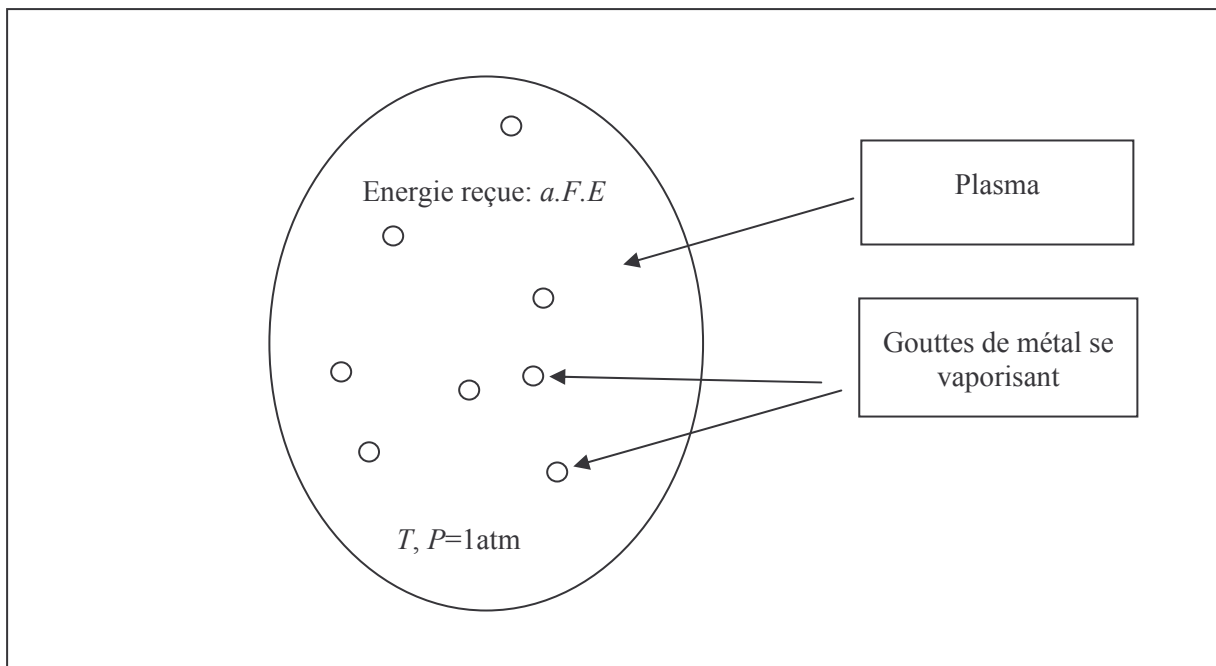


Figure 38: Schéma du premier sous-système

Si le premier sous-système fonctionnait de manière réversible, l'application du premier principe de la thermodynamique⁶⁴ donnerait :

$$a.F.E = n.\Delta H_v \quad (10)$$

et la température du plasma serait alors très proche de T_v .

Appliquons le second principe au système évoluant de manière irréversible:

L'entropie reçue par les gouttes de métal est émise par le plasma à la température T . Elle vaut :

$$S^r = \frac{a.F.E}{T} \quad (11)$$

La variation d'entropie des gouttes de métal lors de leur vaporisation est calculée en suivant un chemin réversible, et vaut :

$$\Delta S = n.\Delta S_v \quad (12)$$

ΔS_v étant l'entropie standard de vaporisation du métal de l'électrode, et valant $\Delta H_v/T_v$, supposée indépendante de la température.

La création d'entropie dans le premier sous-système est :

$$S^c = \Delta S - S^r \quad (13)$$

Cette quantité doit être positive (ou nulle si le processus est réversible), ce qui nous donne :

$$n.\Delta S_v - \frac{a.F.E}{T} \geq 0 \quad (14)$$

Ou encore

$$n.T.\Delta S_v \geq a.F.E \quad (15)$$

On note que la création d'entropie est minimale quand on a l'égalité entre les deux termes de l'équation précédente.

ÉTUDE du second sous-système

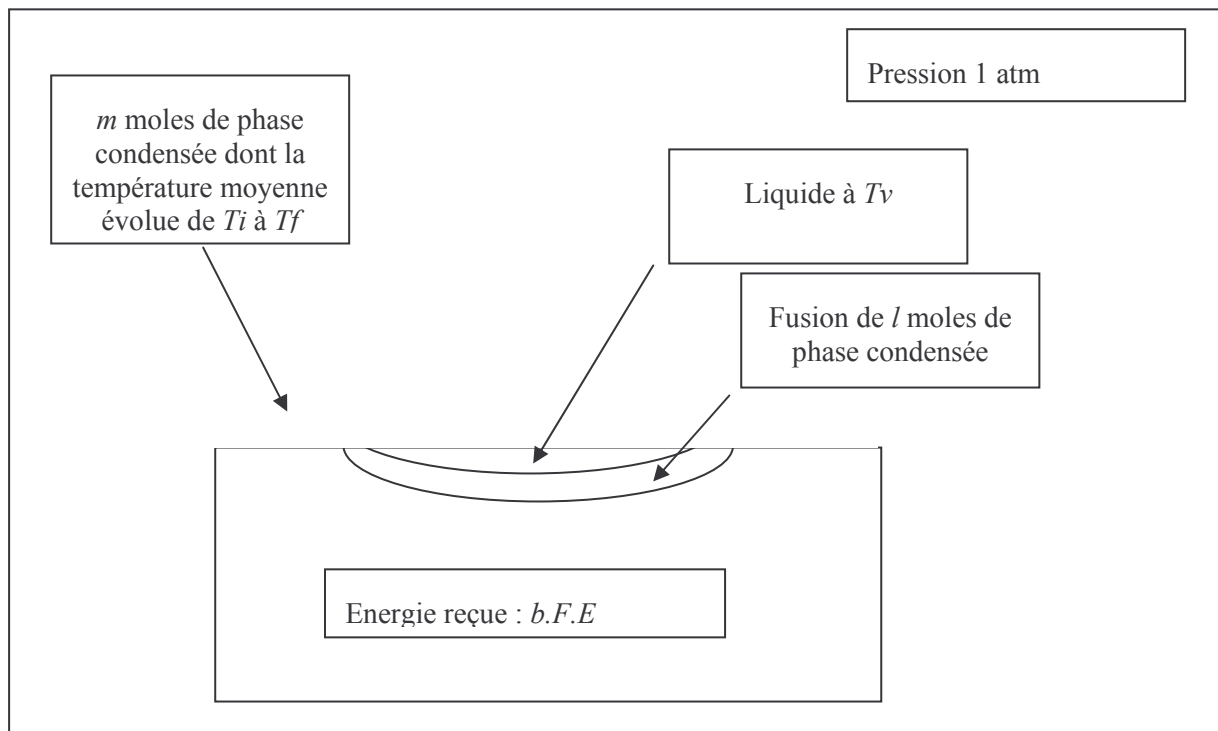


Figure 39 : Schéma du second sous-système

Si le second sous-système fonctionnait de manière réversible, on aurait le bilan d'énergie suivant :

$$b.F.E = m.C_p.(T_f - T_i) + l.\Delta H_f \quad (16)$$

C_p étant la capacité calorifique molaire de la phase condensée, et ΔH_f l'enthalpie molaire standard de fusion de celle-ci. Il faudrait alors que la température de la source T_v soit très proche que T_f et de T_i .

Appliquons le second principe au système évoluant de manière irréversible :

L'entropie reçue par la phase condensée a été émise par la source à la température T_v , et vaut :

$$S^r = \frac{b.F.E}{T_v} \quad (17)$$

La variation d'entropie de la phase condensée, calculée en suivant un chemin réversible vaut

$$\Delta S = m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) + l.\Delta S_f \quad (18)$$

en considérant C_p constant à toutes les températures comprises entre T_i et T_f . ΔS_f est l'entropie molaire de fusion de la phase condensée.

La création d'entropie dans le second sous-système est :

$$S^c = \Delta S - S^r \quad (19)$$

Cette quantité doit être positive (ou nulle si le processus est réversible), ce qui nous donne :

$$m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) + l.\Delta S_f - \frac{b.F.E}{T_v} \geq 0 \quad (20)$$

Ou encore:

$$\left\{ m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) + l.\Delta S_f \right\} . T_v \geq b.F.E \quad (21)$$

La création d'entropie est minimale quand on a l'égalité entre les deux termes de l'équation précédente.

ÉTUDE du système global

En considérant simultanément les équations (15) et (25), on doit avoir :

$$n.T.\Delta S_v + \left\{ l.\Delta S_f + m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) \right\} . T_v \geq a.FE + b.F.E \quad (22)$$

Si l'énergie fournie par la source était répartie sous forme de chaleur dans les deux sous-systèmes considérés, on aurait : $a+b=l$

On pourrait alors écrire :

$$n.T.\Delta S_v + \left\{ l.\Delta S_f + m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) \right\} . T_v \geq F.E \quad (23)$$

L'équation (9) correspondrait à une création minimale d'entropie dans le système thermodynamique irréversible que nous venons de décrire.

Le paramètre A s'identifierait ainsi :

$$A = m.C_p.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) + l.\Delta S_f \quad (24)$$

Nous sommes bien conscients qu'un tel système est éloigné de la réalité de l'arc électrique. Il a cependant le mérite d'orienter les recherches à venir vers la thermodynamique des processus irréversibles.

Le système justifie la présence d'une phase gazeuse au-dessus de l'électrode, mais pas son ionisation, car elle n'intervient pas dans nos bilans. Nous devons montrer que l'ionisation et le transfert de charge entre deux électrodes peuvent être proposés avec un bilan d'énergie nul.

4.2.4 Proposition d'un mécanisme d'ionisation et de transfert de charge compatible avec nos estimations de tension d'arc.

Nous proposons le cycle suivant de transfert de charge, incluant l'ionisation de vapeurs métalliques, et restituant au système toute l'énergie qu'il a absorbée. Les énergies absorbées figurent à gauche des flèches de réaction, et les énergies libérées à droite de celles-ci.



où Ei est l'énergie d'ionisation de la vapeur de l'élément M . BROWN et al proposent une ionisation par impacts d'électrons sur les atomes en phase vapeur. On pourrait aussi envisager une ionisation multiple, et corriger en conséquence (25) et (28).



où We est le travail d'extraction électronique à l'anode. L'équilibre électrique de cette réaction ne se réalise que si elle est couplée avec la réaction suivante. L'énergie We libérée à l'anode doit aussi être récupérée à la cathode. Cela ne peut se faire que si les électrodes sont proches l'une de l'autre.



We est supposé être le même à la cathode et à l'anode, ce qui est vrai quand les deux électrodes sont de même constitution (donc dans le cas de GRAKOV). L'ion M^+ excité d'une énergie We intervient ici dans le mécanisme d'extraction d'un électron de la cathode. L'ion M^+ peut être remplacé formellement par un atome M_v à l'état vapeur, lui aussi excité d'une énergie We . ROBSON et VON ENGEL⁶⁵ nous ont inspiré ce mécanisme d'émission électronique provoquée par l'impact d'un atome excité sur la cathode.



l'énergie Ei est restituée au plasma

Un tel mécanisme de transfert de charge restituerait globalement toute l'énergie qu'il a absorbée, et n'interviendrait pas dans le bilan global d'énergie. Celui-ci resterait contrôlé par la vaporisation d'un élément d'électrode. Les processus de vaporisation et de transfert de charge nous semblent couplés.

Pour une mole de vapeur métallique émise, le mécanisme envisagé ci-dessus pourrait en se répétant conduire à un transfert de charge global de $1/n$ Coulomb. On pourrait appeler $1/n$ le taux de transfert de charge de la vapeur d'électrode. Ce nombre inclut l'effet de la possible multiplicité de l'ionisation (évoquée dans le commentaire de la réaction 25), mais ne peut s'identifier à la charge moyenne des ions du plasma, telle que calculée par BROWN et al. Le mécanisme d'ionisation et de transfert de charge proposé est bien compatible avec le bilan d'entropie présenté précédemment:

On remarque que notre proposition d'estimation de la tension d'arc ne dépend pas de l'intensité. C'est qualitativement compatible avec les résultats de GRAKOV. Entre 10 et 25 V, les tensions d'arc croissent très peu avec le courant, sauf pour le tantale, le carbone, et le tungstène.

Dans notre modèle, on note que si les électrodes sont très proches l'une de l'autre, ce qui est le cas en électroérosion mais pas forcément pour BROWN ni pour GRAKOV, la vapeur peut être émise par l'une ou l'autre des électrodes. La tension d'arc pourrait alors être contrôlée par l'électrode ayant la plus faible enthalpie de vaporisation. Nous verrons ultérieurement que la nature de la pièce usinée (anodique) a bien une influence sur l'enlèvement de matière sur le fil (cathodique). Le sens de cette influence ne plaidera cependant pas en faveur du contrôle de la chute cathodique par la vaporisation de l'anode. Ce sera d'ailleurs compatible avec le fait que BROWN et GRAKOV assimilent les tensions d'arcs aux chutes de potentiel cathodiques. Notre modèle de transfert de charge devrait donc stipuler que les vapeurs métalliques ionisées sont issues de la cathode.

4.2.5 Identification des paramètres du modèle à partir des données de tension d'arc

Nous avons tenté de confronter notre modèle aux mesures de tension d'arc de BROWN et de GRAKOV, en considérant la température et l'entropie de vaporisation des cathodes étudiées, et la relation (9):

$$F \cdot E = A T_v + n.T.\Delta S_v$$

Pour cela, nous avons réalisé une régression linéaire par la méthode des moindres carrés, permettant d'estimer A et $n.T$, pour chacune des deux séries de mesures de E .

Auteur	$n.T$	A	Erreur sur E
	mol.K	J/K	V
BROWN	11127	152	1,59
GRAKOV	7313	169	1,84

Tableau 21 : Résultats des régressions linéaires (rappel)

On remarque que A vaut à peu près six fois la valeur de la capacité calorifique molaire moyenne des éléments étudiés, 25 J/(mol.K). L'entropie de fusion moyenne est quant à elle de 11 J/(mol.K). C'est compatible avec la condition de possibilité d'un état stationnaire, l devant être supérieur ou égal à n , dont les valeurs possibles sont discutées ci-après.

L'énergie captée par la phase condensée de l'électrode est importante. Dans notre modèle, elle représente entre 10% de l'énergie consommée dans l'arc pour les éléments à faible température de vaporisation, et 50% de celle-ci pour les éléments à température de vaporisation élevée.

On remarque aussi que les valeurs de A tirées des mesures de GRAKOV et de celles de BROWN et al sont proches.

Il serait très intéressant d'arriver à évaluer par l'expérience les valeurs de n et T , notre modélisation ne nous donnant accès qu'à $n.T$.

On remarque que la valeur numérique de $n.T$ est du même ordre de grandeur que les températures mesurées dans des arcs électriques érosifs, de l'ordre de 10^4 K. ALBINSKI et al⁶⁶ mesurent en effet entre 8 000 et 10 000 K. DECOEUDRES et al⁶⁷ mesurent 8 100 +/- 1 750 K. PILLIANS et al⁶⁸ mesurent quant à eux 9 000 à 30 000 K.

Si l'on veut donner une signification physique à T , il faut que T soit supérieur à la température de vaporisation de l'élément le plus réfractaire étudié dans chaque série de mesures. GRAKOV a étudié le tungstène ($T_v=5\ 828$ K), et cela conduit à la condition $n < 1,25$ mol. Pour la série de BROWN et al, cela conduit à $n < 1,86$ mol avec le rhodium.

Si l'on veut que T puisse correspondre à une température de plasma d'arc, il faut que T soit inférieur à 10^5 K. Cela pose la condition $n > 0,073$ mol pour la série de GRAKOV et $n > 0,11$ mol pour la série de BROWN et al.

Si l'on prend 10^4 K pour température d'arc, on trouve une valeur de n de 0,73 mol pour la série de GRAKOV, et de 1,1 mol pour la série de BROWN. Ces valeurs sont bien comprises entre les extrema cités ci-dessus.

Cependant, l'augmentation de la charge moyenne des ions du plasma avec la température d'évaporation de la cathode nous incite à penser que la température d'arc elle-même change. Dans le cas d'un élément à faible température de vaporisation, la température T serait relativement faible, la charge moyenne des ions aussi, mais le nombre n de moles d'électrode évaporées par Faraday serait relativement élevé. Notre corrélation ne donne accès qu'au produit $n.T$

On doit vérifier si l'équation (9) donne une bonne estimation de la tension d'arc des matériaux étudiés. Pour cela on calcule la tension d'arc E en introduisant les valeurs du tableau 20 dans l'équation (9).

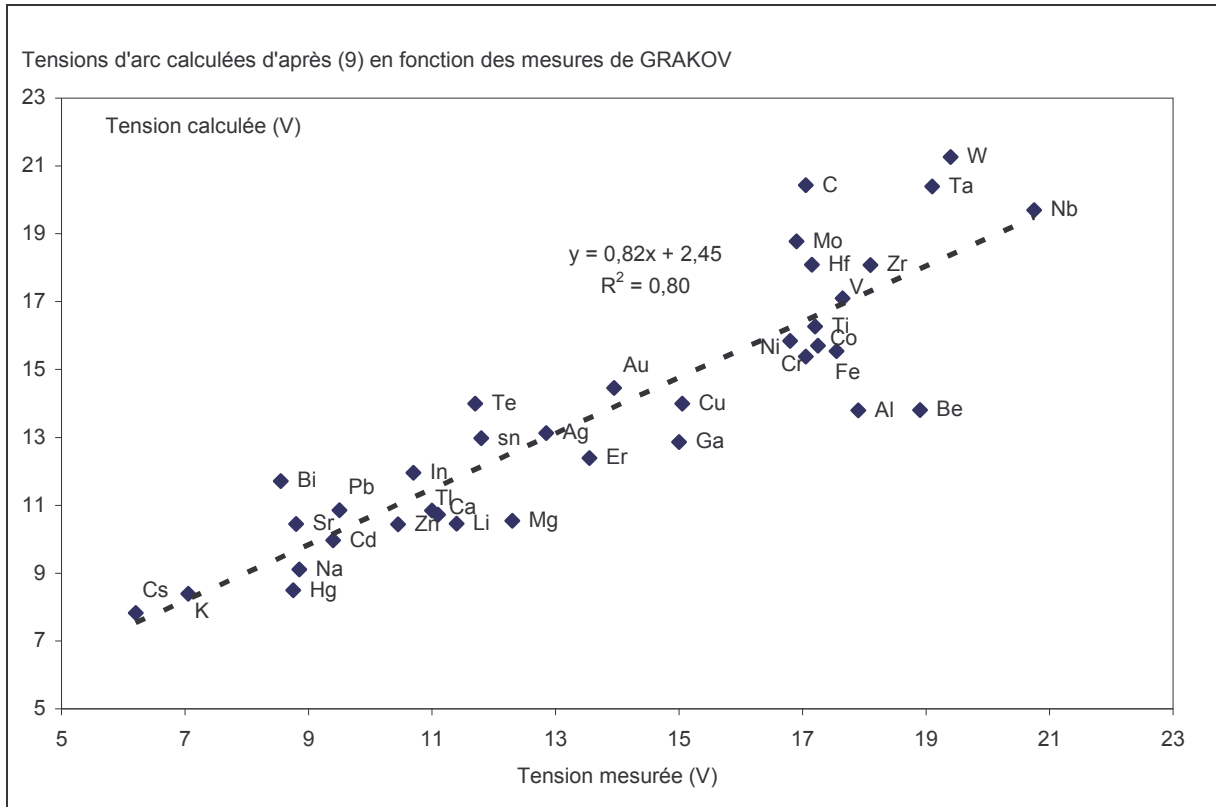


Figure 40 : Graphe de vérification du calcul, par rapport aux mesures de GRAKOV

La corrélation est linéaire, et contrairement à celle réalisée à partir de la seule enthalpie de vaporisation (cf Figure 33), elle ne s'infléchit pas. Le coefficient de régression passe de 0,75 à 0,80.

On note que les tensions d'arc des éléments C, Ta, W sont sensiblement différentes des prévisions. GRAKOV indique cependant des valeurs extrémales pour ses mesures. Nos prévisions sont comprises entre ces valeurs extrémales pour les éléments Ta et W. Le système que nous avons proposé incluait l'éjection de gouttelettes de métal en fusion dans la phase gazeuse. Il n'est pas applicable au graphite, qui n'a pas de phase liquide dans les conditions habituelles de pression.

Une interprétation complémentaire des paramètres du modèle figure en annexe.

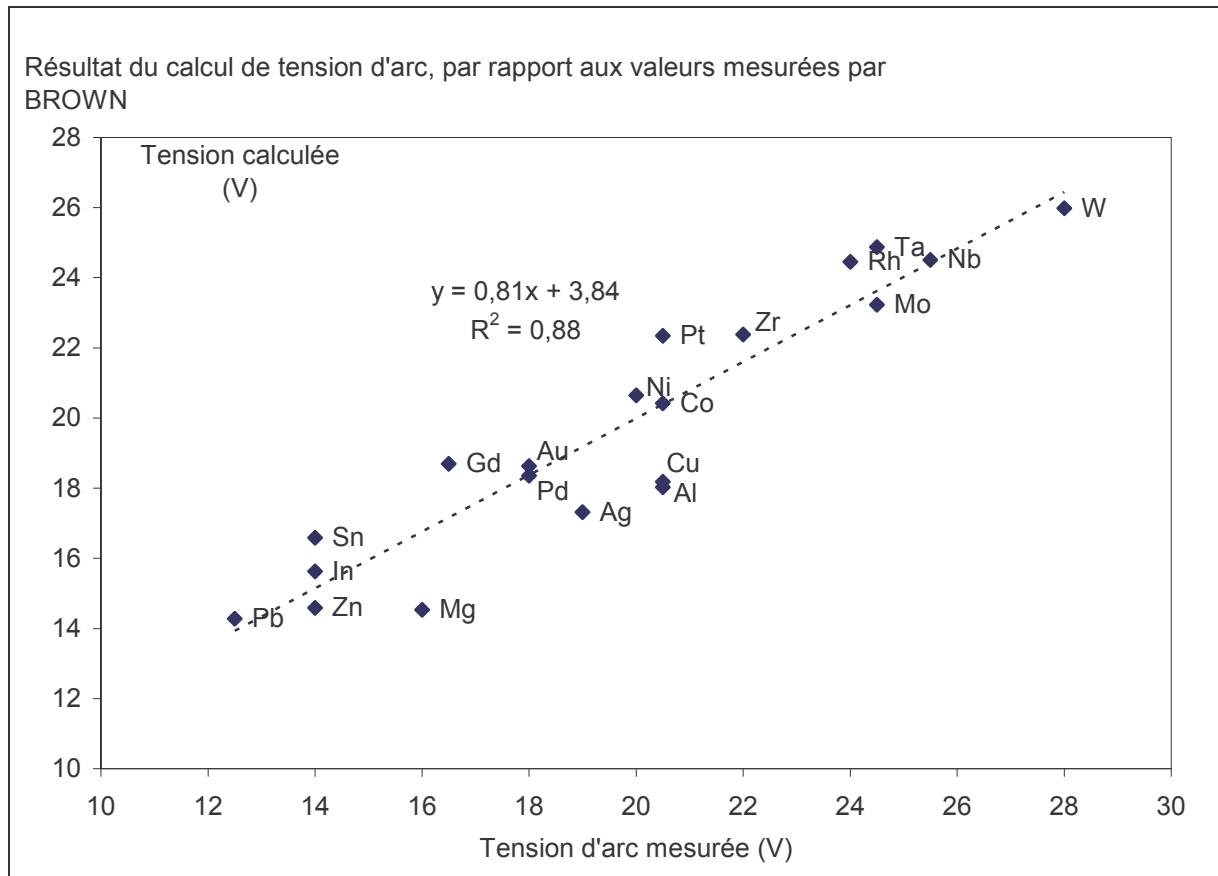


Figure 41 : Graphe de vérification du calcul par rapport aux mesures de BROWN et al

La régression est meilleure que celle obtenue en ne considérant que l'enthalpie de vaporisation (cf Figure 34), le coefficient de régression passant de 0,83 à 0,88.

On constate un bon accord entre nos prédictions et les mesures de BROWN et al, qui ont une précision de +/- 1,5 V selon les auteurs. L'erreur type de notre modèle est de 1,6 V, et est compatible avec la précision des mesures. Le tungstène et le tantale ne posent pas de problème ici, avec des courants de l'ordre de 200 A, du même ordre de grandeur que ceux utilisés en électroérosion.

4.2.6 Quelle serait la pression de la phase gazeuse ?

Dans notre modèle, la matière issue de l'électrode s'évapore en contact avec une source de chaleur à la température T , supérieure à T_v , sous une pression d'une atmosphère.

Dans un système à volume constant, la pression moyenne augmenterait d'autant plus vite que T_v est faible.

Ce raisonnement ne peut s'appliquer que partiellement dans une étincelle d'usinage, car la bulle créée dans le diélectrique croît en volume. Cependant, on peut penser que la pression dans la bulle sera d'autant plus élevée que la vaporisation des électrodes sera rapide, c'est-à-dire que leur température de vaporisation sera faible.

4.2.7 Rôle des vapeurs métalliques dans un arc amorcé dans de l'eau

On peut légitimement se demander quelle est la relation entre l'émission de vapeurs métalliques dans l'arc, et la chute de potentiel d'une étincelle érosive ayant été allumée dans de l'eau. En effet, l'eau se vaporise très vite et les gaz ne manquent donc pas. Cependant, il faut bien ioniser le milieu (cf réaction 25), et l'on constate que l'eau et les atomes qui la constituent ont des énergies d'ionisation sensiblement supérieures aux métaux qui pourraient se trouver vaporisés dans l'arc :

Atome ou molécule	Ionisation I (eV)
Hydrogène	13,6
Oxygène	13,6
Eau	12,6
Aluminium	5,99
Argent	7,6
Bismuth	7,3
Chrome	6,7
Cuivre	7,7
Fer	7,9
Molybdène	7,1
Tungstène	7,9
Zinc	9,4
Carbone	11,3
Monoxyde de carbone	14,0
Dioxyde de carbone	13,7

Tableau 22 : énergies d'ionisation d'atomes ou de molécules pouvant être présents dans le plasma, d'après la référence ⁶⁹. Le carbone et ses oxydes ont été ajoutés au cas où l'on usinerait du graphite.

On peut comparer les énergies d'ionisation des atomes pouvant être présents dans le plasma aux spectres d'émission des atomes du plasma, en particulier à ceux de l'hydrogène et de l'oxygène.

Élément	État	L (Å)	Énergie (eV)
H	1	1215	10,2
O	1	18021	0,7
	1	11302	1,1
	1	11297	1,1
	1	11286	1,1
	1	11286	1,1
	1	9266	1,3
	1	9262	1,3
	1	8446	1,5
	1	8446	1,5
	1	8446	1,5
	1	7775	1,6
	1	7774	1,6
	1	7771	1,6
	1	1304	9,5
	1	1302	9,5
	2	834	14,9
	2	718	17,3
	2	718	17,3
	3	1768	7,0
	3	1767	7,0
	3	835	14,8
	3	835	14,8
	3	833	14,9
	3	832	14,9
	3	703	17,6
	3	703	17,6
	3	703	17,6
	3	702	17,7
	3	600	20,7
	3	598	20,7
	3	525	23,6
	3	508	24,4
	3	507	24,5
	3	507	24,5

Tableau 23: Principales raies spectrographiques des éléments H(état neutre symbolisé par le chiffre 1) et O (état neutre : 1 , ionisé une fois : 2, ionisé deux fois :3). D'après la référence⁶⁹. Seules les raies les plus intenses ont été reprises ici. L'atome de carbone émet jusqu'à 10,7 eV.

On constate que les éléments H et O à l'état neutre émettent des photons d'énergies maximales respectives 10,2 eV et 9,5 eV. La plupart des éléments chimiques peuvent être directement ionisés par une telle énergie, à l'exception des suivants : H, He, C, N, O, F, Ne, P, S, Cl, Ar, Br, Kr, I, Xe, Hg, Rn.

Plutôt qu'une photo ionisation, on peut envisager une ionisation indirecte par chocs. Les vapeurs métalliques sont de toute manière de bonnes candidates pour la réaction (25). Cela peut expliquer nos mesures de tensions d'arc d'usinage (cf. paragraphe 3.3.2.2), qui diffèrent en fonction du fil employé, pour un même diélectrique (l'eau).

4.3 Synthèse de l'étude des tensions d'arc

Nous avons trouvé qu'il était possible qu'il existe une température T , et un taux de transfert de charge des vapeurs d'électrodes I/n , tels que $n.T$ soit constant à l'intérieur de chacune des deux séries de mesures étudiées. Une partie de l'énergie dégagée par l'arc nous paraît dissipée dans la cathode, tandis qu'une autre partie est dissipée lors de l'évaporation du métal.

Le phénomène nous semble transposable à des arcs amorcés dans l'eau, avec des électrodes métalliques. Si plusieurs électrodes étaient soumises à un arc, les plus volatiles engendreraient une plus grande pression dans le plasma, qui serait dans ce cas confiné par le diélectrique.

Nous devrions nous attendre à ce que les cathodes à faible enthalpie de vaporisation, donc à faible chute de potentiel d'arc, soient moins érodées que les autres. Mais comment expliquer que l'enlèvement de matière à l'anode soit alors supérieur, comme dans le cas de l'usinage avec un fil de type X décrit précédemment ?

Nous devrions aussi nous demander si les vapeurs métalliques qui ont une influence sur la tension d'arc peuvent être émises indifféremment par l'anode ou la cathode.

L'étude du bilan des masses érodées qui suit apportera quelques éléments de réponse.

5 BILANS DE MASSE

L'étude des pertes de masse aux électrodes peut être intéressante pour comprendre les mécanismes d'électroérosion. En effet, nous pouvons utiliser différents types de fils, et usiner des pièces en différentes matières. Les propriétés physiques et chimiques des électrodes pourront être corrélées aux bilans de masse, et l'on pourra en inférer la nature des mécanismes d'érosion.

5.1 Étude des pertes de masse des électrodes lors d'un usinage

5.1.1 Méthode

La perte de masse du fil peut être mesurée en pesant un mètre de fil neuf, et un mètre de fil usagé. Dans nos conditions opératoires, l'erreur peut être estimée à plus ou moins 1 mg de fil sur 400 mg. Connaissant sa vitesse de défilement, on calcule aisément sa perte de masse par unité de temps, avec une précision meilleure que 1%.

La perte de masse de la pièce peut être obtenue en mesurant sa vitesse d'érosion, la largeur de saignée réalisée, et en connaissant la densité du matériau usiné et sa hauteur. L'incertitude principale est sur la mesure de la largeur de saignée à plus ou moins deux microns près. Au global, l'incertitude sur la perte de masse d'une pièce est de l'ordre de 1 à 2%.

5.1.2 Usinage d'un alliage d'aluminium AU4G sur machine Agie

Nous ne disposons pas de mesure électrique de la tension de gap sur machine Agie. Aussi avons-nous tenté d'évaluer l'énergie dissipée à la cathode par l'intermédiaire de sa perte de masse. Dans l'épaisseur de fil érodée, la composition devait être à peu près la même pour un fil rapide et pour le fil de référence en laiton. Aussi avons-nous choisi de comparer un fil de laiton CuZn37, et un fil de laiton de même composition, oxydé en surface sur une faible épaisseur. Ces fils ont été décrits précédemment. Nous reprenons ci-après les données du Tableau 17, en les complétant avec les mesures de perte de masse des fils de laiton nu et de laiton oxydé utilisés.

Carré dans Aluminium	Laiton	Laiton oxydé	
Courant moyen d'usinage affiché (A)	3,9	3,9	
Tension moyenne affichée (V)	14	14	
Masse de la pièce (mg)	13,368	13,366	
Cote X (mm)	9,996	9,996	
Cote Y (mm)	9,998	9,994	
Cote Z (mm)	49,986	49,990	
Masse volumique de la pièce (g/cm ³)	2,676	2,676	
Décalage du fil programmé (mm)	0,172	0,172	
Volume enlevé sur la pièce (mm ³)	349,9	353,9	Ratio Oxydé / Nu
Vitesse d'usinage (mm ² /min)	105,0	114,4	1,090
Débit (mm ³ /min)	36,750	40,498	1,102
Perte de masse fil F (g/min)	0,1368	0,1282	0,937
Perte de masse pièce P(g/min)	0,0983	0,1084	1,102
Pièce / Fil	0,719	0,845	1,176
Pièce + Fil (g/min)	0,235	0,237	1,006
Perte de masse du fil (µg/C)	585	548	
Perte de masse de la pièce (µg/C)	420	463	

Tableau 24 : Pertes de masse du fil et de la pièce d'alliage d'aluminium sur machine AgieCut Evolution II SFF.

On constate que la perte de masse du fil le plus rapide, le laiton oxydé, est plus faible que celle du laiton nu de référence. La chute de tension cathodique du fil de laiton oxydé serait plus faible que celle du fil nu. Et en même temps, l'enlèvement de matière à l'anode est plus élevé. Nous avons tenté de savoir si les pertes de masse du fil électrode et de la pièce usinée variaient systématiquement dans des sens opposés.

5.1.3 Pertes de masses de fils de laitons de différentes compositions sur machine Charmilles

Le tableau suivant résume un essai fait sur notre machine Charmilles Robofil2020 avec un TA de 1,2 µs et un TB de 25 µs. La pièce usinée était en acier Z160CDV12 de hauteur 50 mm. La tête supérieure était à la hauteur Z=70 mm.

Les fils utilisés ont été réalisés à partir de cuivre et de laiton titrant de 10 à 37% de zinc, de diamètre 0,25 mm. Les fils oxydés l'ont été en diamètre 0,9 mm, puis ont été tréfilés en 0,25 mm. La couche d'oxyde formée sur le cuivre a été perdue lors du tréfilage. Le fil de laiton CuZn37 oxydé est celui dont nous avons présenté la composition de surface précédemment.

Les valeurs indiquées dans les colonnes P et F représentent les pertes de masses respectivement de la pièce et du fil, exprimées en mg/min. Les ratios de perte de masse de la pièce par rapport au fil se trouvent dans les colonnes P/F. Les sommes des pertes de masse de la pièce et du fil se trouvent dans les colonnes P+F, exprimées en mg/min.

Fils Nus	P	F	P+F	P/F	Fils Oxydés	P	F	P+F	P/F
Cu	84,4	328	412	0,26	Cu-Ox	85,8	327	413	0,26
CuZn10	81,7	323	405	0,25	CuZn10-Ox	92,6	259	352	0,36
CuZn20	89,9	290	380	0,31	CuZn20-Ox	91,2	258	349	0,35
CuZn37	100,8	238	339	0,42	CuZn37-Ox	107,6	208	316	0,52

Tableau 25 : Usinage d'une pièce d'acier avec des fils de laiton nus et oxydés

La figure suivante montre l'évolution des pertes de masses de fils base cuivre nus et oxydés, ramenées à celles d'un fil de cuivre.

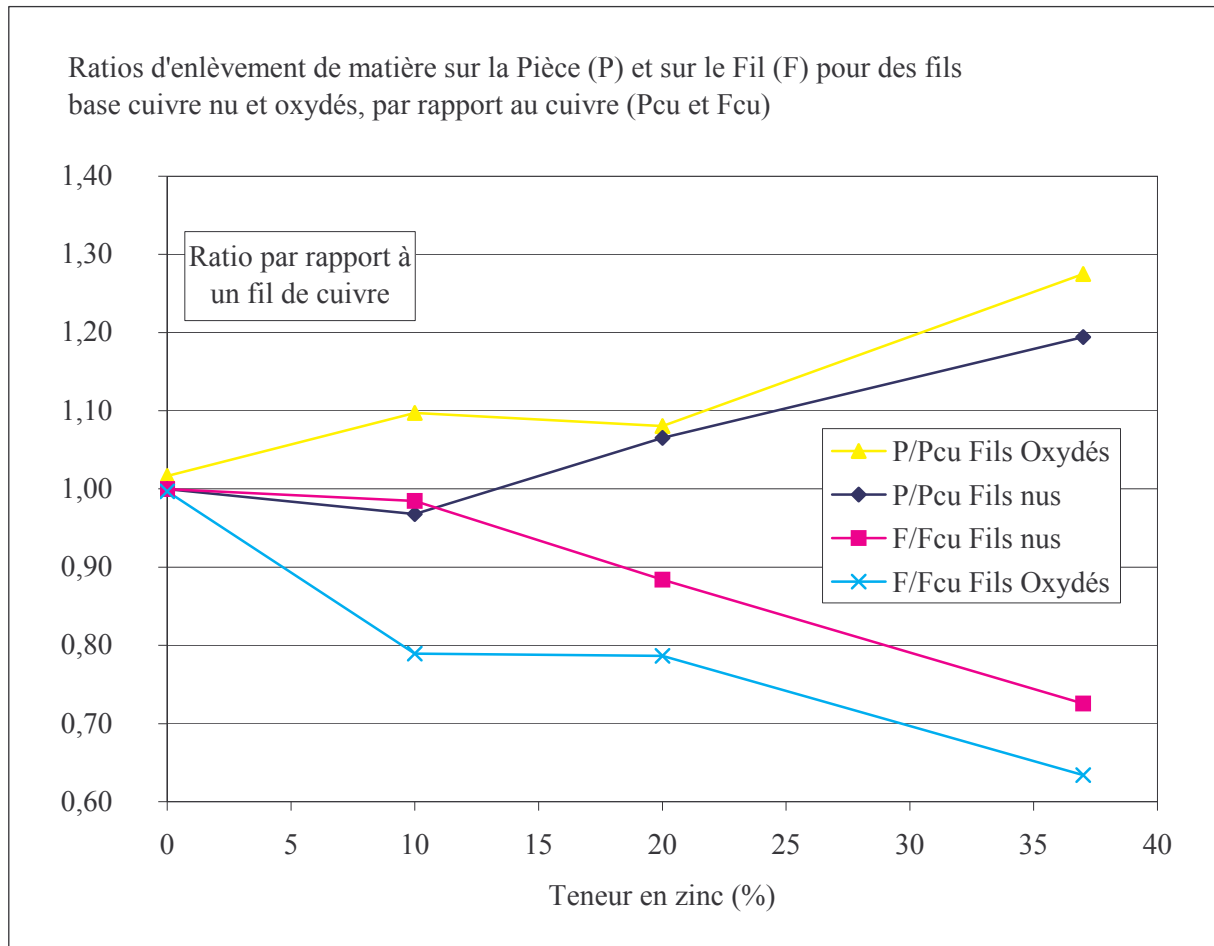


Figure 42 : Enlèvements de matière sur le fil et la pièce pour des fils base cuivre nus et oxydés

L'augmentation de la teneur en zinc d'un fil à base cuivre permet simultanément d'augmenter la vitesse de coupe, et de réduire plus sensiblement encore la consommation de fil. Globalement, la quantité totale de matière érodée décroît, tandis que le ratio P/F croît. Des effets similaires se produisent quand on oxyde les fils. On a tenté d'observer des cratères d'érosion pour confirmer les mesures macroscopiques de pertes de masses.

Pour référence nous avons calculé les taux d'érosion de la pièce d'acier en fonction du courant d'usinage moyen, pour les fils de laiton oxydés. Ces fils transforment en effet une bonne partie des courts-circuits en décharges érosives (cf §3.3). Le courant moyen affiché est plus proche du courant d'arc pour ces fils que pour des fils nus.

Fils oxydés	Erosion de l'acier ($\mu\text{g}/\text{C}$)
Cu	167
CuZn10	177
CuZn20	182
CuZn37	201

Tableau 26 : Érosion d'une pièce d'acier en fonction de la charge électrique ayant circulé dans les arcs érosifs.

5.1.3.1 Observations de cratères d'usinage

Les masses de pièce et de fil éjectées sont sensiblement affectées par la nature ce dernier. Gauthier D'AQUIN⁷⁰ a réalisé des photographies de cratères d'usinage, que nous reproduisons ci-après.

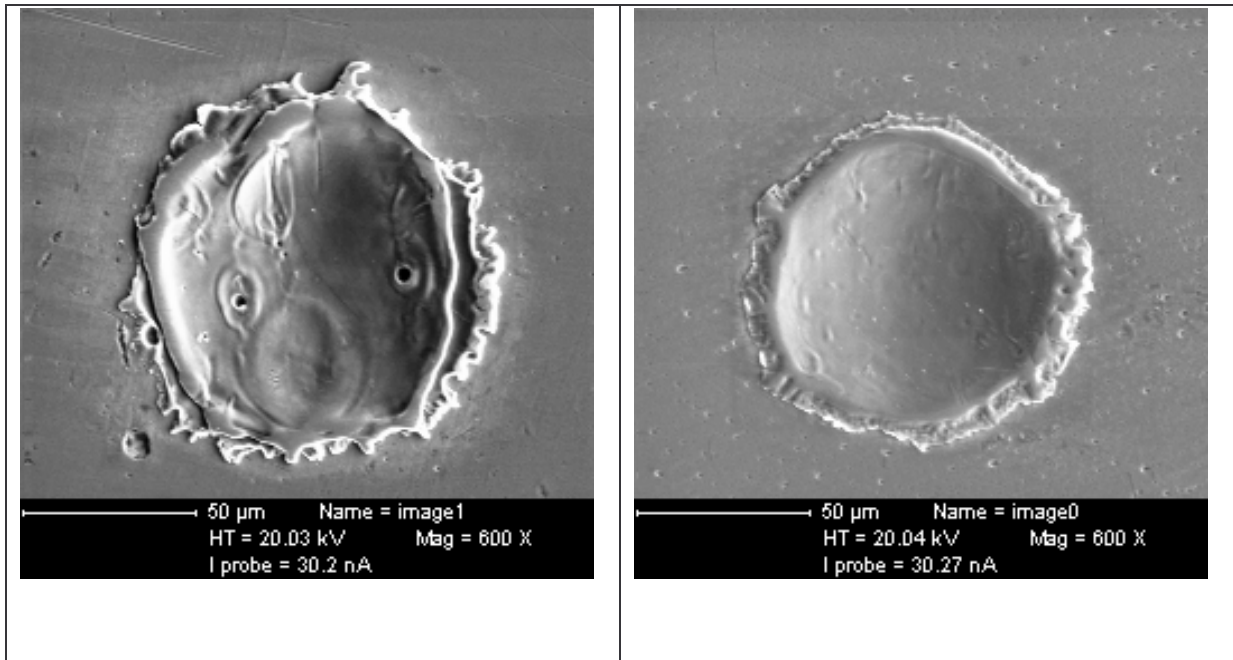


Figure 43 : Cratères d'érosion provoqués par des fils de laiton nu et de laiton oxydé sur une pièce de cuivre. Machine Charmilles Robofil2020, TA= 0,4 μs, correspondant à une décharge de 60 μC.

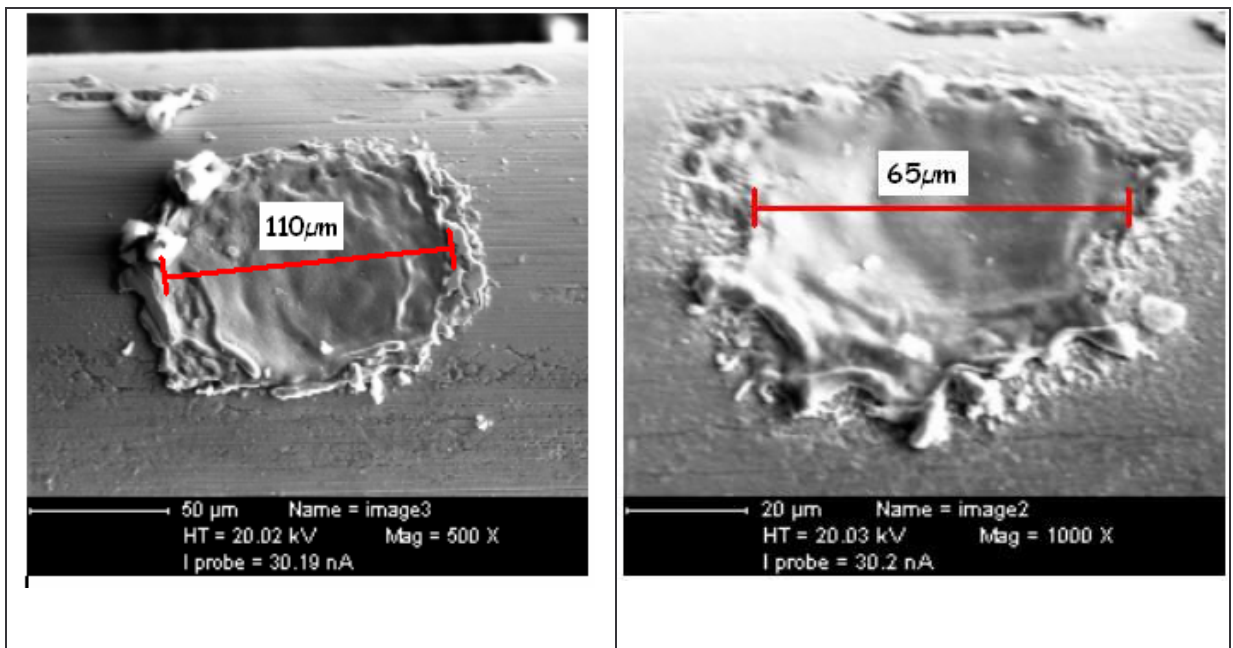


Figure 44 : Cratères d'érosion provoqués sur le fil par une pièce en cuivre sur une machine Charmilles Robofil2020 avec un TA de 0,4 μs (60 μC). À gauche, un fil de laiton nu, à droite un fil de laiton oxydé.

On constate que les cratères d'érosion apparaissent similaires sur la pièce de cuivre, et qu'ils sont sensiblement différents sur le fil. Le fil de laiton oxydé est en effet sensiblement moins érodé que le fil de laiton nu, tandis que les pertes de masse des pièces sont plus proches, rendant l'analyse de leurs tailles de cratères plus difficile.

5.1.4 ÉTUDE des pertes de masses de fils revêtus

On a constaté que l'effet du zinc est d'autant plus intéressant que sa teneur est élevée. Cependant, nous ne savons pas réaliser des fils de laiton contenant plus de 40% de zinc.

Les procédés de revêtement donnent plus de liberté pour choisir la teneur en zinc de la surface des fils. Aussi avons-nous mené une autre expérience de mesure de pertes de masse, en utilisant des fils nus, et des fils revêtus de composés cuivre – zinc. Nous avons utilisé des fils peu oxydés en surface.

La machine utilisée était la Charmilles Robofil2020, avec une technologie de base XS25A, et un régime E3 H50, modifié de sorte que $TA=1,2 \mu s$ et $TB=25 \mu s$. La pièce était en acier, de hauteur 50 mm. La tête supérieure était à la hauteur $Z=70$ mm.

Le tableau suivant montre les résultats de pertes de masse.

Surface	Cuivre	Laiton 80-20	Laiton α	Laiton β	Laiton γ	Laiton $\gamma+\eta$	Zinc
Zinc surface (%)	0%	20%	37%	45%	65%	Env.80%	100%
P (mg/min)	109,5	112,3	123,2	136,9	150,6	147,9	132,8
F (mg/min)	377,0	348,0	299,0	251,0	201,0	252,0	277,0
P / F	29%	32%	41%	55%	75%	59%	48%
P + F (mg/min)	487	460	422	388	352	400	410
P/Pcu	1,000	1,025	1,125	1,251	1,376	1,351	1,213
F/Fcu	1,000	0,923	0,793	0,666	0,533	0,668	0,735

Tableau 27 : Pertes de masses avec des fils de différentes teneurs en zinc en surface (la surface en laiton en phase γ était fracturée). P représente la perte de masse de la pièce par unité de temps, F, celle du fil. Sur les deux dernières lignes, P et F ont été rapportées aux pertes de masse respectives Pcu et Fcu de la pièce de cuivre et du fil de cuivre.

La figure suivante montre les pertes de masse du fil et de la pièce, ramenées à celles du cuivre.

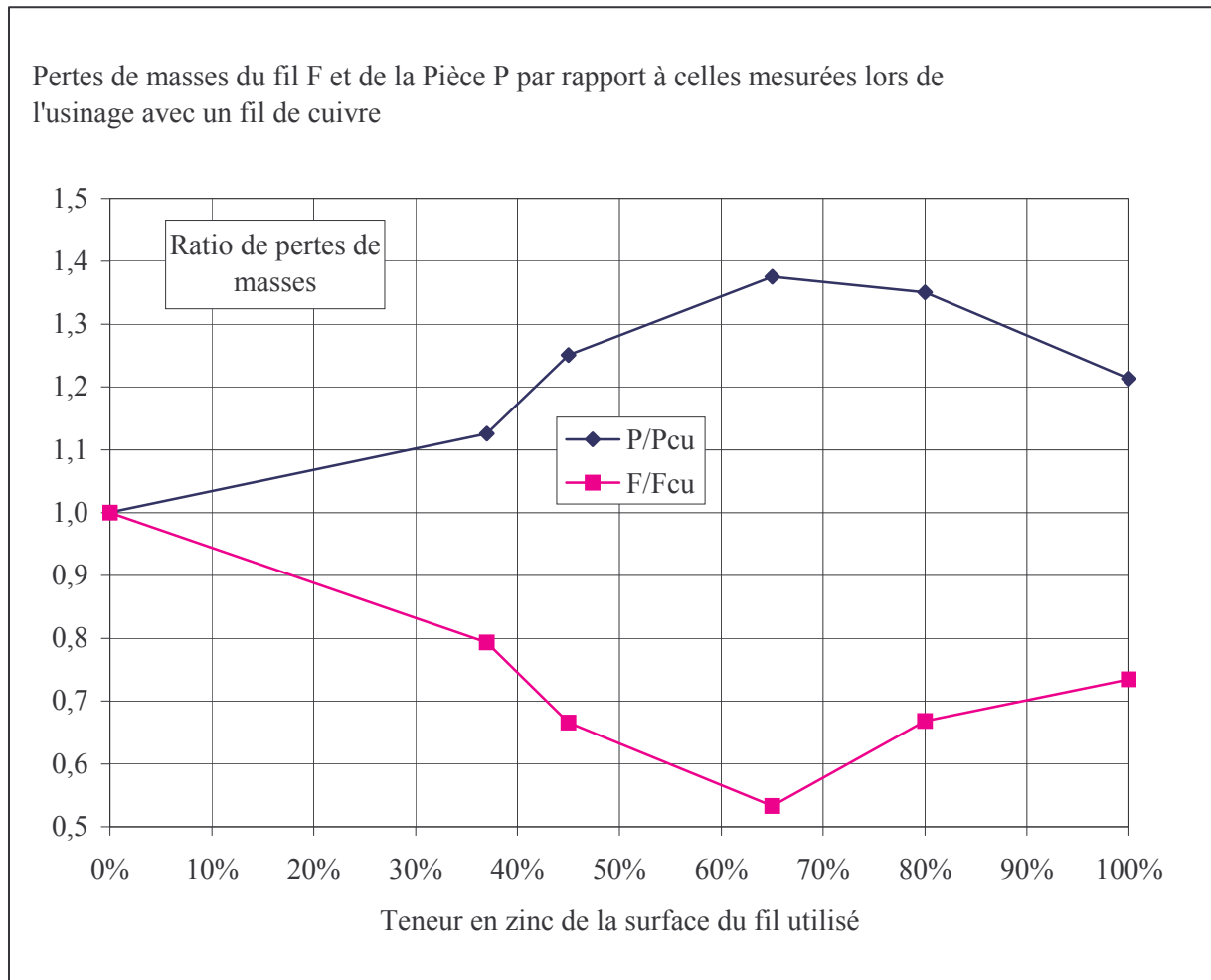


Figure 45: Pertes de masses mesurées avec des fils non oxydés à différentes teneurs en zinc de surface

La symétrie des courbes de la figure est frappante. À l'échelle près, l'évolution de l'érosion de la pièce est l'opposée de celle du fil. On constate que les fils dont la surface est en phase β ou en phase γ ont les meilleurs rendements érosifs, de même qu'un fil revêtu d'oxyde de zinc par rapport à un fil nu.

Cela correspond bien à un affaiblissement relatif de la chute de potentiel cathodique, et à une augmentation concomitante du volume érodé à l'anode. Les phénomènes dominants à l'anode et à la cathode ne sont forcément pas de même nature, sinon ils provoqueraient les mêmes effets et non des effets opposés, mais ils pourraient avoir une origine commune, par exemple l'émission de vapeurs métalliques. PEREZ⁶⁰ a réalisé des bilans de masses érodées avec des cathodes de différentes natures, en particulier hors du système cuivre-zinc-oxygène. Il est intéressant de les commenter.

5.1.5 Etude des bilans de masse de PEREZ

À partir des tailles des cratères d'érosions, PEREZ⁶⁰ a calculé des ratios de perte de masse, que nous reproduisons ci-après, en les complétant des mesures de chutes de tension cathodiques de GRAKOV et BROWN :

Elément	Uc Grakov	Uc Brown	A/C PEREZ
Unité	V	V	-
Cu	15,05	20,5	0,81
Ag	12,85	19,0	1,01
Zn	10,45	14,0	1,46
Bi	8,55		1,64
Mo	16,90	24,5	0,97
W	19,40	28,0	0,85

Tableau 28: Valeurs de chutes cathodiques, et rapport des aires des cratères anodiques et cathodiques A/C de PEREZ.

On constate sur les figures suivantes une bonne corrélation entre les chutes de potentiel cathodiques de GRAKOV et BROWN, et les rapports des aires de cratères anodiques et cathodiques de PEREZ : Le ratio d'enlèvement de matière Anode/Cathode est d'autant plus important que la chute en tension cathodique est faible.

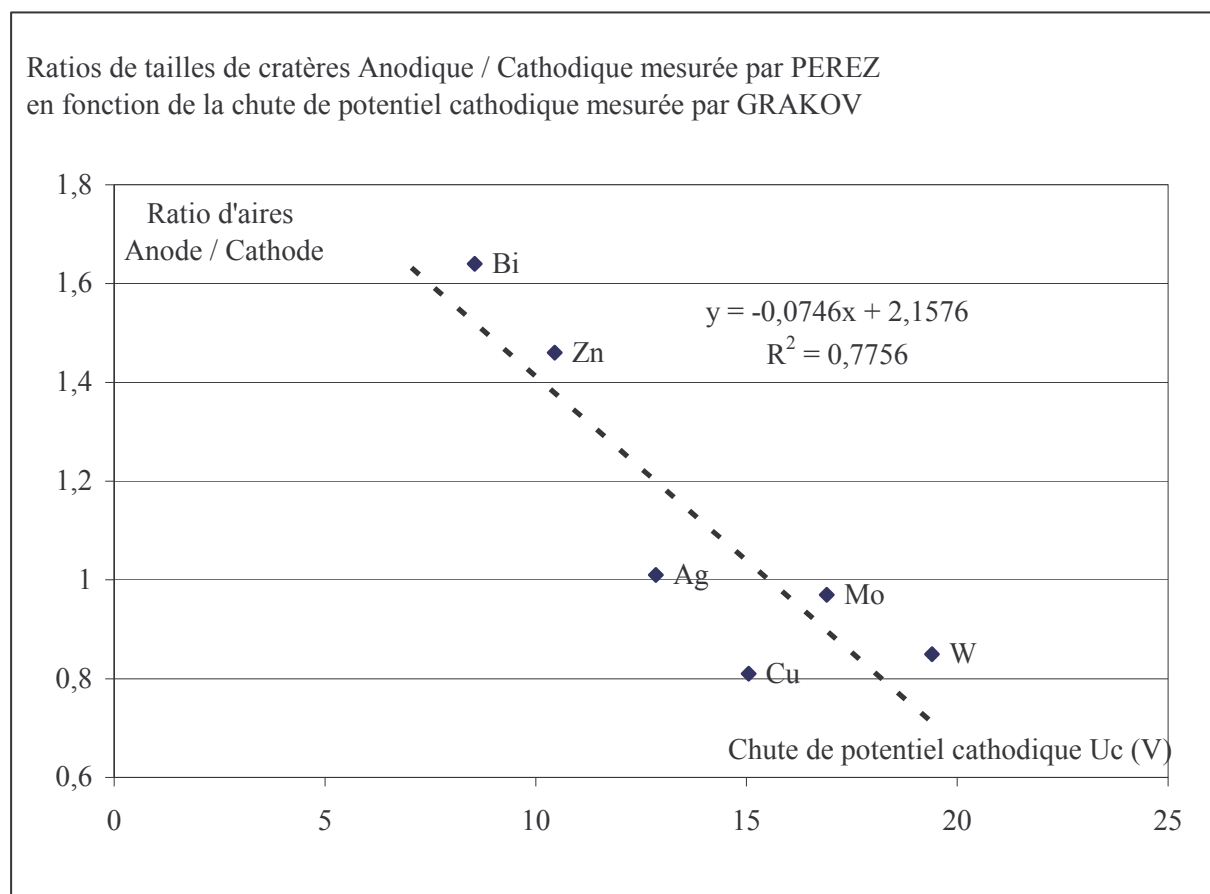


Figure 46 : Corrélation entre les enlèvements de matière et les chutes de potentiel cathodique de différents matériaux

Ratios de tailles de cratères Anodique / Cathodique mesurée par PEREZ
en fonction de la chute de potentiel cathodique mesurée par BROWN

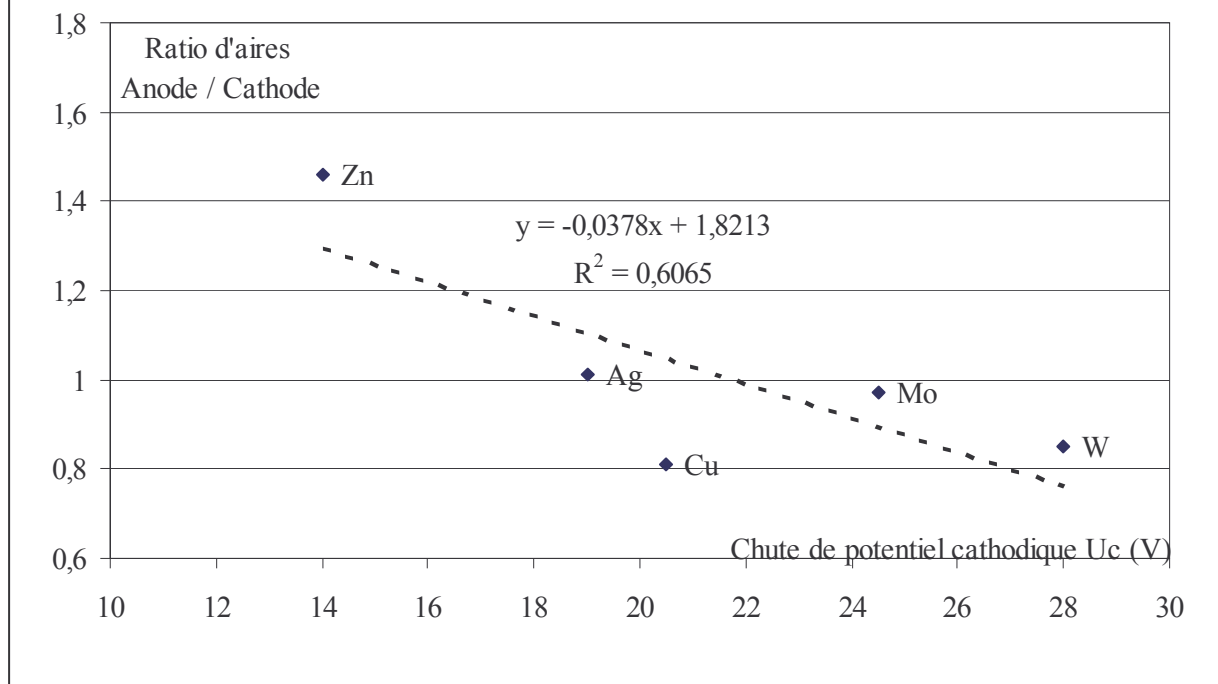


Figure 47: Ratios Anode/Cathode de PEREZ et tensions d'arc de BROWN

Une cathode à faible enthalpie de vaporisation, ayant une faible chute de tension d'arc, s'échaufferait peu, et finalement perdrait moins de masse qu'une cathode à forte enthalpie de vaporisation. Mais alors, comment expliquer que l'anode soit plus usée, alors que la tension d'arc globale est plus faible ?

Nous avons précédemment trouvé qu'il était possible qu'une électrode à faible enthalpie de vaporisation produise localement une pression plus élevée qu'une électrode à forte enthalpie de vaporisation.

On peut estimer que la pression est uniforme dans le plasma pour les échelles de dimensions (100 μm) et de temps (1 μs) considérées. Ainsi, les cathodes à faible enthalpie de vaporisation doivent induire une pression importante dans le plasma d'arc. Nous allons tenter de le vérifier indirectement.

5.1.6 Modèle d'échauffement de Gauthier d'AQUIN

Nous n'avons pas pu mesurer la pression dans l'arc électrique d'usinage. Cependant, Gauthier d'AQUIN⁷⁰ a pu simuler l'échauffement d'un matériau soumis à un flux de chaleur de durée finie, et calculer l'épaisseur vaporisée.

Le modèle est monodimensionnel. Le flux de chaleur est défini par sa puissance en fonction du temps, un pic triangulaire de valeur moyenne $1,5 \cdot 10^{11} \text{ W/m}^2$ et de durée 1,8 μs . Le matériau est défini par les grandeurs suivantes :

- Masse molaire
- Masse volumique
- Température de fusion
- Variation d'enthalpie du solide entre 298 K et la température de fusion (ou chaleur sensible)
- Chaleur latente de fusion
- Conductivité thermique à l'état solide
- Conductivité thermique à l'état liquide (en général, nous ne disposons pas de valeur de référence, et avons arbitrairement attribué la valeur marquée d'un point d'interrogation).
- Température d'ébullition

- Variation d'enthalpie du liquide de la température de fusion à la température d'ébullition
- Chaleur latente de vaporisation

Les données entrantes ainsi que les résultats du programme de Gauthier D'AQUIN figurent dans le tableau suivant.

Propriété	Cuivre	Zinc	Argent	Molybdène	Tungstène	Bismuth	CuZn40
Température de fusion T_f (°C)	1084	420	961	2623	3422	271	900
Chaleur sensible de 298 K à T_f (kJ/mol)	29,6	10,8	23,87	62,7	82,6	10,9	21,2
Chaleur latente de fusion (kJ/mol)	13,14	7,4	11,3	36	35	6,4	13
Température d'ébullition T_v (°C)	2570	907	2162	4639	5555	1564	979
Chaleur sensible de T_f à T_v (kJ/mol)	48,8	15,3	30,4	48,5	51,8	33	2,6
Chaleur latente de vaporisation (kJ/mol)	300,7	115,3	255	600	800	160	115
Conductivité thermique à l'état solide (W/cm/K)	4,01	1,13	4,3	1,39	1,74	0,08	1,2
Conductivité thermique à l'état liquide (W/cm/K)	3,15	0,57	3,6	1 ?	1 ?	0,08 ?	1 ?
Masse Molaire (g/mol)	63,54	65,4	107,87	95,94	183,84	208,98	64
Densité (g/cm ³)	8,92	7,14	10,5	10,2	19,3	9,78	8,4
Résultat de la simulation							
Épaisseur vaporisée (µm)	3	17	6	3	2	28	11
Épaisseur de liquide (µm)	11	2	11	4	4	2	2

Tableau 29 : Résultat de simulation d'effet de flux de chaleur sur une électrode réalisée à l'aide du programme de Gauthier D'AQUIN⁷⁰. Les données concernant le laiton ont été estimées.

Les simulations réalisées à l'aide du programme de Gauthier D'AQUIN montrent que face à un même flux de chaleur ($1,5 \cdot 10^{11}$ W/m², pendant 1,8 µs), un matériau monodimensionnel ayant les propriétés du cuivre s'évapore peu et fond beaucoup, comparativement à un matériau ayant les propriétés du zinc. D'autres métaux et alliages ont été ajoutés au tableau 29. Le laiton CuZn40, dont les données sont seulement estimées, émet de la vapeur de zinc. On peut corréler les épaisseurs de métal vaporisées avec les ratios d'enlèvement de matière publiés par PEREZ et mesurés lors de l'usinage d'une pièce d'acier. C'est l'objet du graphe suivant :

Rapports Anode/Cathode de PEREZ en fonction de l'épaisseur vaporisée à la cathode d'après la simulation de D'AQUIN

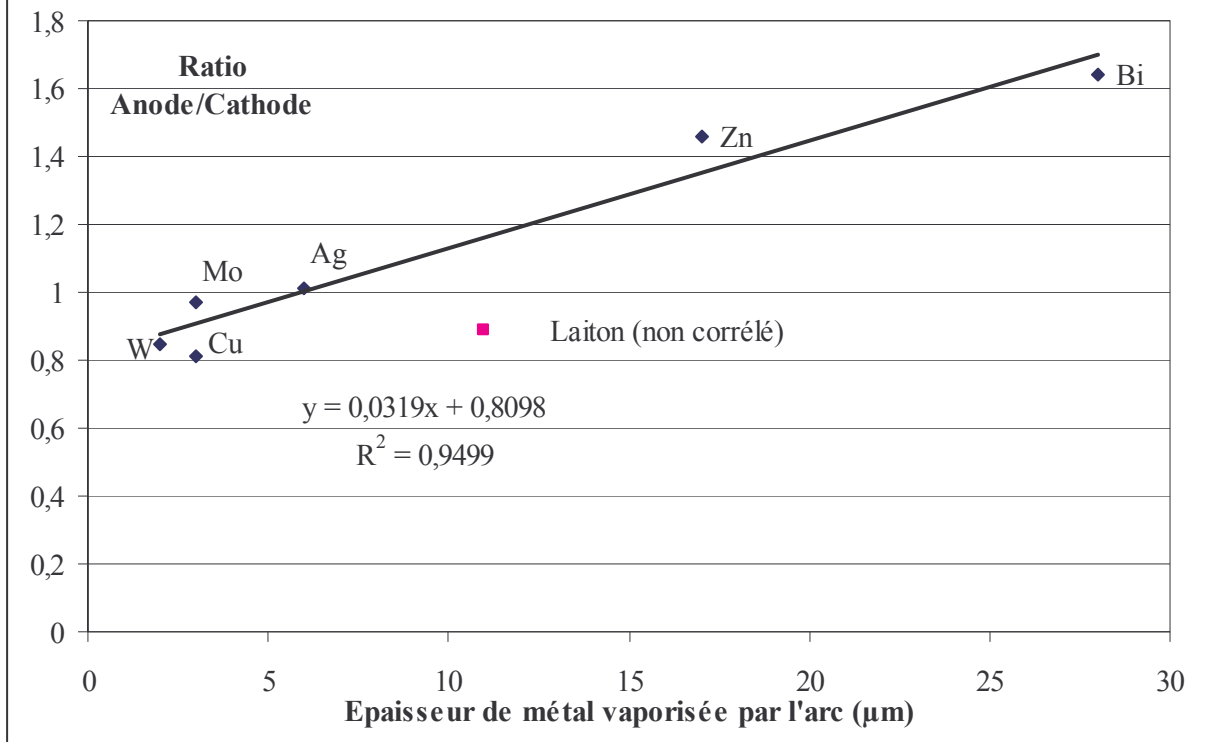


Figure 48 : Corrélation entre les épaisseurs de métal vaporisées, calculés à l'aide du simulateur de G. d'AQUIN à la cathode et les ratios anode/cathode de PEREZ

La corrélation est observée pour les éléments chimiques, mais pas pour le laiton. PEREZ⁶⁰ avait déjà noté le fait que ses mesures d'enlèvement de matière ne correspondaient pas à son modèle pour le laiton. La corrélation est correcte quand on exprime la quantité de métal vaporisée par l'arc en épaisseur, mais perd un peu de sa force si on l'exprime en unités molaires, le coefficient de corrélation n'étant plus que de 0,78 . On atteint probablement la limite de la simulation monodimensionnelle de D'AQUIN. D'autres simulations bidimensionnelles axisymétriques ont été réalisées^{8,9,71,72,73}.

Ainsi, plus l'épaisseur de cathode vaporisée est élevée, meilleur est le rendement érosif de celle-ci.

Remarquant que l'anode pouvait elle aussi se vaporiser, nous nous sommes demandés si la pression générée par l'anode pouvait avoir une influence sur l'usure de la cathode.

5.2 Étude de l'érosion de la cathode en fonction de la nature de l'anode

Nous avons découpé des prismes à base carrée de 7 mm de côté dans des lopins de différents matériaux. Nous avons employé pour cela notre machine Agie, avec un paramétrage commun permettant d'usiner tous les matériaux considérés sans rompre le fil de laiton nu, que nous avons choisi pour l'homogénéité de sa composition. Nous avons reporté sur le graphe suivant l'érosion du fil (la cathode) en fonction de l'enthalpie de vaporisation de la pièce (l'anode).

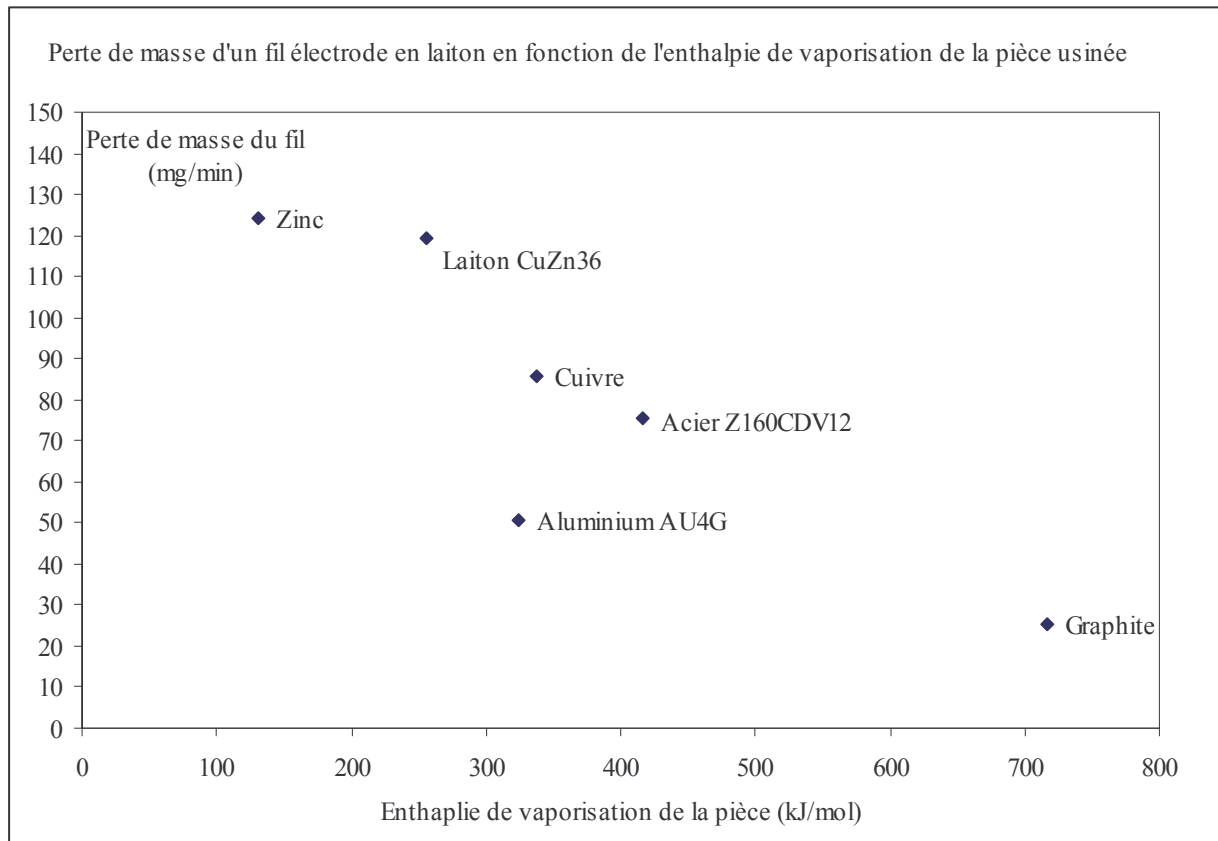


Figure 49: Perte de masse d'un fil électrode en fonction de l'enthalpie de vaporisation de la pièce usinée. Pour le laiton et l'acier, celle-ci a été estimée au prorata des constituants majeurs de l'alliage. Paramétrage de la machine Agie : I16, P14, Td57, ISH-1 (pour référence : technologie egrccd25nnn050d080050).

On remarque que le fil de laiton est généralement d'autant plus usé que l'enthalpie de vaporisation de la pièce est faible. À une forte pression de vapeurs métalliques dégagées par la pièce correspond une forte usure du fil. La pression d'arc a le même effet sur les deux électrodes. Si la cathode émet une grande quantité de vapeur, sa chute de tension sera plus faible, et elle sera moins usée. La pression de vapeur émise par l'anode ne sert apparemment pas à limiter l'usure du fil par la baisse de la chute de potentiel cathodique, mais au moment de l'étude, nous ne disposions plus d'un oscilloscope pour la mesurer.

L'alliage d'aluminium étudié présente une singularité par rapport aux autres matériaux. Nous tenterons d'expliquer celle-ci ultérieurement.

Nous nous demandons maintenant comment se fait-il que l'augmentation de la pression d'arc conduise à une augmentation des volumes érodés ?

5.3 Effet de la pression d'arc sur l'érosion

Nous réalisons qu'une augmentation de la pression d'arc augmente les volumes érodés. Cela est en contradiction apparente avec les mesures de LHIAUBET¹⁰, qui observe une diminution des volumes érodés avec l'augmentation de la pression hydrostatique. Remarquons cependant que cet auteur indique⁷⁴ que l'on peut au contraire augmenter les volumes érodés des deux électrodes en synchronisant de manière adéquate une variation de pression avec une impulsion d'usinage. Dans notre cas, la durée des impulsions est faible, et la synchronisation de la variation de pression due à l'évaporation des électrodes pourrait être naturelle et conduire à l'augmentation des volumes érodés. Ou bien, la pression augmentant, la température d'ébullition du matériau érodé augmenterait aussi, et l'épaisseur de métal liquide en fin d'impulsion serait plus élevée. Cela pourrait expliquer l'enlèvement de matière plus important sur l'anode, que nous avons observé avec des fils revêtus d'alliages d'éléments à faible enthalpie de vaporisation.

5.3.1 Dépendance de la température d'ébullition avec la pression

L'ébullition ou la sublimation d'un corps pur s'observe dès la température où sa pression de vapeur saturante P^{sat} égale la pression de l'environnement P^{tot} . La pression de vapeur saturante évolue avec la température selon la relation suivante, citée dans l'article de RIST et al⁷⁵ :

$$\ln \left[\frac{P^{sat}}{P^{tot}} \right] = - \frac{\Delta G^{0v}}{RT} \quad (29)$$

P^{sat} étant la pression de vapeur de l'élément à l'équilibre thermodynamique des phases

P^{tot} étant la pression totale

T étant la température, en Kelvin

R étant la constante des gaz parfaits 8,314 J/(mol.K)

ΔG^{0v} étant l'enthalpie libre standard de vaporisation de l'élément à la température T .

Si l'on néglige la variation de l'enthalpie de vaporisation ΔH_v dans l'intervalle de température considéré, la relation (29) se transforme en :

$$\Delta G^{0v} = \left(1 - \frac{T}{T_v} \right) \Delta H_v^0 \quad (30)$$

T_v étant la température d'ébullition de l'élément en Kelvin

ΔH_v^0 étant l'enthalpie de vaporisation de l'élément à sa température d'ébullition

On a donc :

$$P^{sat} = \exp \left[\frac{(T - T_v)}{T_v} \frac{\Delta H_v^0}{RT} \right] \quad (31)$$

Pour l'élément cuivre, on a par exemple⁷⁶ :

$T_v=2848$ K ; $\Delta H_v^0=304 \cdot 10^3$ J/mol

ce qui donne le graphe suivant :

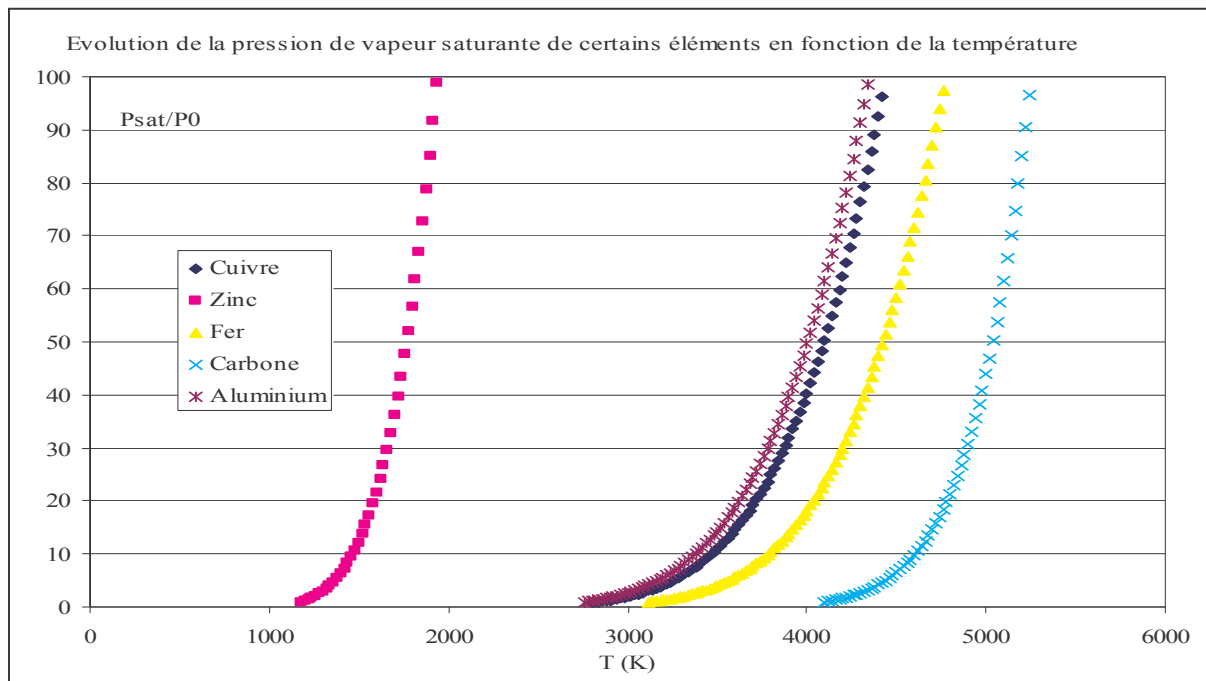


Figure 50 : Évolution de la pression de vapeur saturante de certains éléments en fonction de la température. Données de base issues des références^{75 et 76}

On constate qu'une élévation de la pression, par exemple due à la présence à l'état condensé d'un élément à forte pression de vapeur saturante en équilibre avec sa vapeur, peut augmenter de manière sensible la température d'ébullition d'un autre élément présent dans le même système fermé.

Nous avons alors calculé les épaisseurs de zones fondues et évaporées grâce au programme de simulation de Gauthier D'AQUIN, en augmentant arbitrairement la température d'ébullition de l'élément considéré (La variation d'enthalpie molaire entre la température de fusion et la nouvelle température d'ébullition a été prise en compte).

5.3.2 Simulation de l'effet d'une augmentation de la température d'ébullition, due à une augmentation de la pression, sur les épaisseurs de matière potentiellement érodables.

Les résultats du programme de simulation sont présentés ci-après :

Fer	Température d'ébullition (K)	Épaisseur vaporisée (µm)	Épaisseur fondue (µm)	Total (µm)
Sous 1 atm	3145	3	3,2	6,2
Sous 4 atm	3500	2,6	4	6,6
Sous 18 atm	4000	2,4	4,4	6,8
Aluminium	Température d'ébullition (K)	Épaisseur vaporisée (µm)	Épaisseur fondue (µm)	Total (µm)
Sous 1 atm	2767	5	13,5	18,5
Sous 7.7 atm	3300	4,5	15	19,5
Sous 31 atm	3800	3,5	16,5	20
Zinc	Température d'ébullition (K)	Épaisseur vaporisée (µm)	Épaisseur fondue (µm)	Total (µm)
Sous 1 atm	1180	16	2,5	18,5
Sous 33 atm	1680	14,5	3,5	18

Tableau 30: Épaisseurs fondues ou vaporisées en fonction de la pression d'étincelle

On constate bien une augmentation de la profondeur fondue en fonction de la pression d'étincelle. Cependant, cette augmentation semble trop faible pour expliquer les écarts de vitesses d'érosion relevés entre un fil de laiton et un fil de type D+ à couche externe composite en phases β et γ , tels qu'ils sont présentés ci-après.

5.3.3 Mesure de l'effet de la nature du fil sur la vitesse d'érosion dans différents matériaux.

La simulation précédente a montré que le volume potentiellement érodable d'un matériau augmentait avec la pression sous laquelle le transfert de chaleur était effectué. Cette augmentation devait être comparée à des mesures en conditions d'usinage. La figure suivante montre l'avantage relatif d'un fil rapide par rapport à un fil basique.

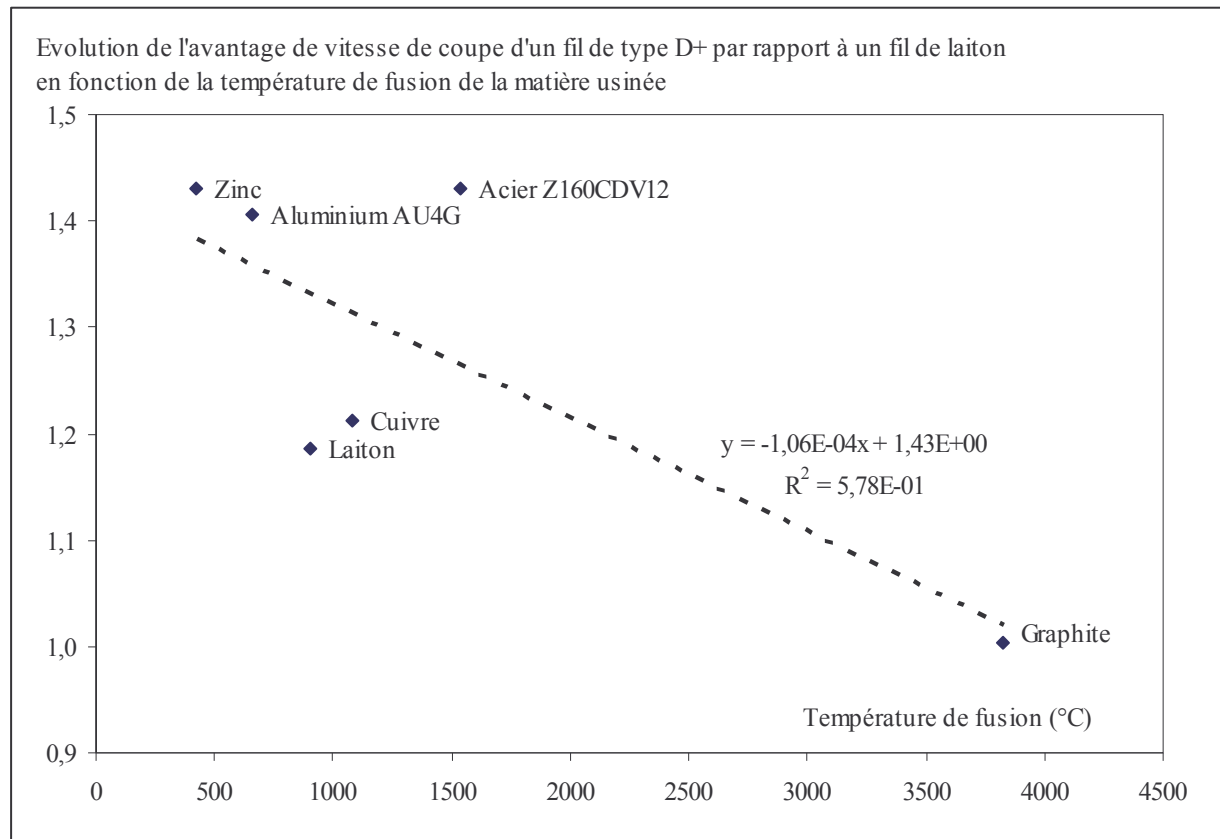


Figure 51 : Évolution du rapport entre la vitesse de coupe d'un fil de type D+ à couche composite β γ et celle d'un fil de laiton, en fonction de la température de fusion de l'élément majeur du matériau de la pièce (température de sublimation pour le graphite). Machine Agie. Paramètres déjà cités sur la Figure 49.

Les mesures présentées ci-dessus ne sont pas compatibles avec les données du Tableau 30. Ce n'est donc pas la pression hydrostatique qui influence l'enlèvement de matière – cela du reste aurait été en contradiction avec les mesures de LHIAUBET- mais ce serait plutôt sa variation dans le temps. C'est probablement le taux d'enlèvement de la matière de la pièce qui est en fusion à la fin de l'impulsion d'érosion qui détermine la vitesse d'usinage d'un fil. Ce taux d'enlèvement de matière semble influencé par la pression maximale atteinte durant l'impulsion d'usinage, c'est-à-dire par la pression de vapeur dégagée par le fil, principalement en raison de sa brutale décroissance finale. À ce moment, on peut imaginer une vaporisation de la couche en fusion, ou encore son éjection hydrodynamique. Nous penchons pour l'éjection hydrodynamique du matériau fondu pour la raison suivante : Les résidus d'usinage sont principalement constitués de petites sphères de métal, sauf dans le cas du graphite, qui est usiné pratiquement sans produire de boues de ce matériau. La matière enlevée sur les pièces semble l'avoir été à l'état liquide, comme le montre la figure suivante.

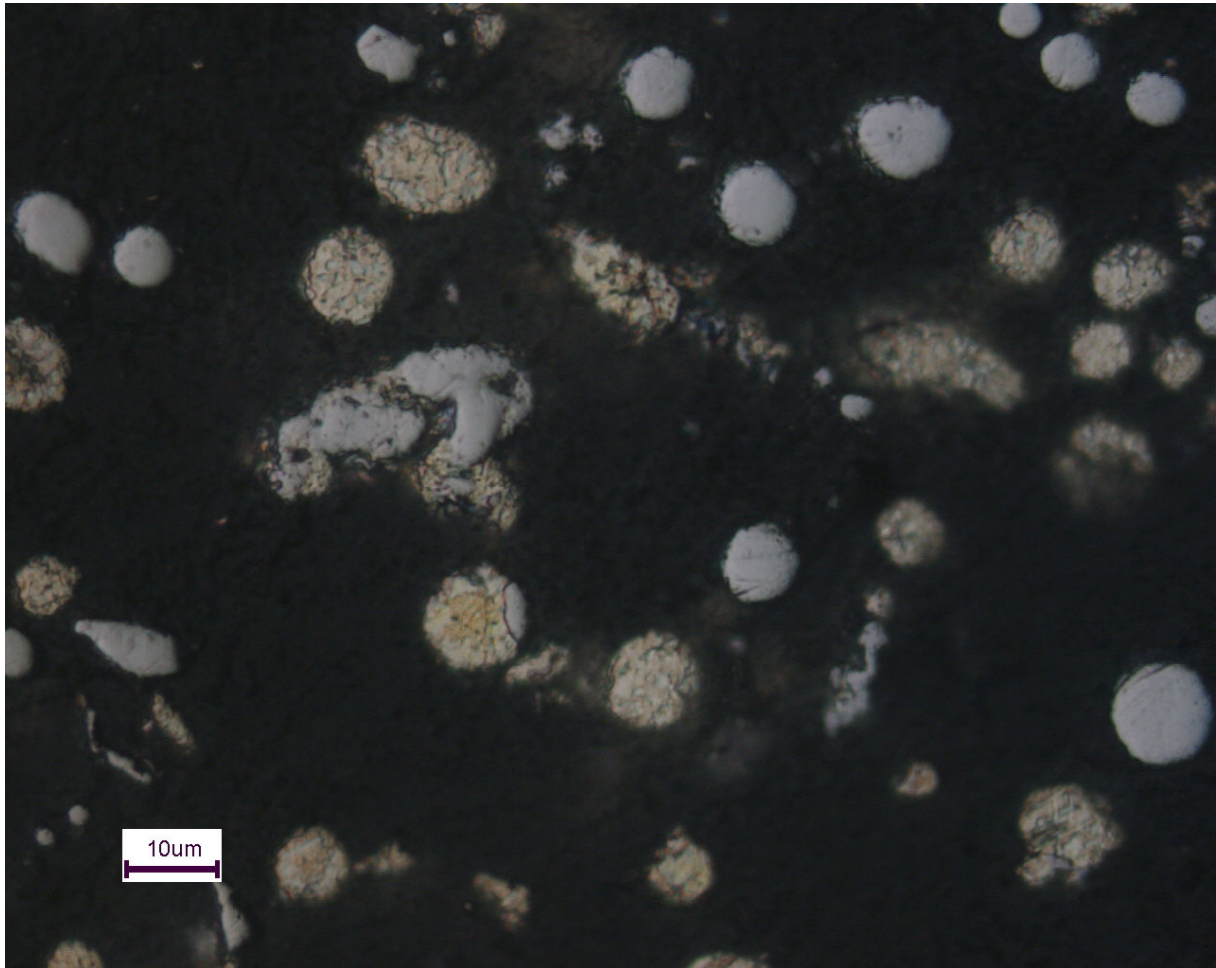


Figure 52: Micrographie de résidus de l'usinage d'une pièce d'acier par un fil de laiton. Certains globules sont constitués d'un mélange des deux métaux, qui s'est fait à l'état liquide.

Les fils revêtus sont inutiles pour l'usinage du graphite, qui se sublime.

Il nous reste à expliquer le comportement des fils revêtus d'oxyde de zinc, et celui des fils contenant la phase γ du laiton, qui ont de manière surprenante des performances meilleures que celles de fils revêtus de zinc pur.

5.4 Intérêt de certaines structures d'électrodes pour l'usinage par étincelage érosif

5.4.1 Comportement d'une couche d'oxyde de zinc

Nous avons mesuré l'intérêt de l'oxyde de zinc à la surface des fils pour électroérosion. Comment l'interpréter physiquement ?

La conductivité thermique des oxydes est généralement très faible par rapport à celle des métaux. En particulier la conductivité de l'oxyde de zinc à 200°C est de 0,17 W/(cm.K). A 800°C, elle est de 0,053 W/(cm.K), contre environ 0,57 W/(cm.K) pour le zinc métallique à l'état liquide. La température de l'oxyde à la surface de l'électrode exposée au plasma de l'étincelle érosive s'élèvera très rapidement au-delà de sa limite de décomposition. La température de décomposition de l'oxyde de zinc (de 2 325 K si l'on extrapole le diagramme d'Ellingham) peut être dépassée, et des vapeurs métalliques de zinc seront émises, pouvant conduire à l'abaissement de la tension d'électrode, et aussi à l'augmentation de la vitesse d'érosion du fil revêtu d'oxyde de zinc.

Sur un diagramme d'Ellingham, on constate qu'au-delà de 1 225 °C, la vapeur d'eau est plus stable que l'oxyde de zinc (à pression atmosphérique). Les éventuelles vapeurs de zinc émises par décomposition de l'oxyde ZnO ne seront pas ré-oxydées par l'eau pendant l'arc, mais peut-être seulement à la fin de celui-ci.

Nous avons constaté un phénomène semblable avec un fil de cuivre oxydé, qui usine légèrement plus vite qu'un fil de cuivre nu. La température de décomposition des oxydes de cuivre par l'hydrogène issu de la vapeur d'eau est inférieure à la température d'ébullition du cuivre. C'est seulement l'effet de conductivité thermique qui a joué.

En revanche, nous notons sur la Figure 49 le comportement particulier de l'aluminium. L'enlèvement de matière qu'une pièce d'aluminium provoque sur le fil est plus faible que prévu. Nous notons que jusqu'à sa température d'ébullition (3 000 °C environ), l'oxyde Al₂O₃ est stable (l'aluminium réduit la vapeur d'eau). La présence d'un oxyde stable à la surface de la pièce pourrait limiter l'évaporation de l'aluminium. Dans ces conditions, on ne doit pas s'attendre à un abaissement de la tension d'électrode lié à l'émission de vapeurs métalliques, ni à une forte érosion du fil.

5.4.2 Cas des alliages de cuivre et de zinc en phase γ

En électroérosion, l'hypothèse de la pression de vapeur est apparemment contredite par le comportement des alliages de cuivre et de zinc contenant de la phase γ , dont les enthalpies de vaporisation sont supérieures à celle du zinc pur et qui usinent pourtant plus vite que celui-ci.

Quelle serait la pression partielle de zinc P_{Zn} au-dessus d'un alliage de cuivre et de zinc, en fonction de sa température T et de sa fraction molaire en zinc X_{Zn} ? La connaissance de l'activité du zinc $a_{Zn}(X_{Zn}, T)$ dans l'alliage Cu-Zn est nécessaire, et nous a été fournie par la référence ⁷⁷ pour la température de 1200 K et pour différentes concentrations. La même référence donne aussi les pressions de zinc au-dessus du métal pur $P_{Zn}^0(T)$, en fonction de sa température. Pour notre calcul, nous utilisons la relation : $P_{Zn}(X_{Zn}, T) = P_{Zn}^0(T) \cdot a_{Zn}(X_{Zn}, T)$. Les résultats sont dans le tableau suivant.

Teneur en Zinc	100,0%	90,3%	80,5%	70,6%	60,7%	50,7%	40,7%	30,6%	0%	
Liquidus Cu-Zn (°C)	419	583	700	800	834	872	900	950	1084	
Liquidus Cu-Zn (K)	692	856	973	1073	1107	1145	1173	1223	1357	
Fraction molaire en Zinc	1,000	0,900	0,800	0,700	0,600	0,500	0,400	0,300	0,000	
Activité du Zinc (1200K)	1,000	0,900	0,789	0,657	0,505	0,347	0,207	0,132	0,000	
T (K)	Pressions de zinc en fonction de la température (par ligne) et de la composition (par colonne)									
	Teneur en Zinc	100,0%	90,3%	80,5%	70,6%	60,7%	50,7%	40,7%	30,6%	Cuivre
298		2,40E-17	2,16E-17	1,89E-17	1,58E-17	1,21E-17	8,33E-18	4,97E-18	3,17E-18	
400		1,54E-11	1,39E-11	1,22E-11	1,01E-11	7,78E-12	5,34E-12	3,19E-12	2,03E-12	
500		3,75E-08	3,38E-08	2,96E-08	2,46E-08	1,89E-08	1,30E-08	7,76E-09	4,95E-09	
600		6,60E-06	5,94E-06	5,21E-06	4,34E-06	3,33E-06	2,29E-06	1,37E-06	8,71E-07	
693		2,06E-04	1,85E-04	1,63E-04	1,35E-04	1,04E-04	7,15E-05	4,26E-05	2,72E-05	
700		2,56E-04	2,30E-04	2,02E-04	1,68E-04	1,29E-04	8,88E-05	5,30E-05	3,38E-05	
800		3,37E-03	3,03E-03	2,66E-03	2,21E-03	1,70E-03	1,17E-03	6,98E-04	4,45E-04	
900		2,45E-02	2,21E-02	1,93E-02	1,61E-02	1,24E-02	8,50E-03	5,07E-03	3,23E-03	
1000		1,18E-01	1,06E-01	9,31E-02	7,75E-02	5,96E-02	4,09E-02	2,44E-02	1,56E-02	
1100		4,24E-01	3,82E-01	3,35E-01	2,79E-01	2,14E-01	1,47E-01	8,78E-02	5,60E-02	
1180		1,00E+00	9,00E-01	7,89E-01	6,57E-01	5,05E-01	3,47E-01	2,07E-01	1,32E-01	
1200		1,22E+00	1,10E+00	9,63E-01	8,02E-01	6,16E-01	4,23E-01	2,53E-01	1,61E-01	
1300		2,95E+00	2,66E+00	2,33E+00	1,94E+00	1,49E+00	1,02E+00	6,11E-01	3,89E-01	
1400		6,23E+00	5,61E+00	4,92E+00	4,09E+00	3,15E+00	2,16E+00	1,29E+00	8,22E-01	
1500		1,19E+01	1,07E+01	9,37E+00	7,80E+00	5,99E+00	4,12E+00	2,46E+00	1,57E+00	
1600		2,08E+01	1,87E+01	1,64E+01	1,36E+01	1,05E+01	7,20E+00	4,30E+00	2,74E+00	
1700		3,38E+01	3,04E+01	2,67E+01	2,22E+01	1,71E+01	1,17E+01	7,00E+00	4,46E+00	T (P _{Cu} =1)
Température pour (P _{Zn} =1)		1,18E+03	1,19E+03	1,20E+03	1,22E+03	1,25E+03	1,29E+03	1,36E+03	1,43E+03	2,84E+03

Tableau 31: Pressions de zinc au-dessus d'alliages cuivre-zinc. La notation 2,40E-17 signifie 2,40 10⁻¹⁷

On constate que la pression partielle de zinc à une certaine température est d'autant plus élevée que la teneur en zinc dans l'alliage l'est. Cela ne peut pas expliquer pourquoi les fils à surface en phases β et γ sont plus efficaces que ceux dont la surface est en zinc pur. Cependant, la température de surface de ces types de fils pourrait elle-même être différente selon leur composition. La surface du fil soumis à l'arc est en effet liquide. Sa température doit être proche du liquidus de l'alliage (après étincelage,

nous n'avons pas remarqué de ségrégation dans les cratères). Aussi avons-nous tracé sur un même graphe la température du liquidus en fonction de la teneur en zinc, et la température pour laquelle la pression de zinc est de 1 atmosphère.

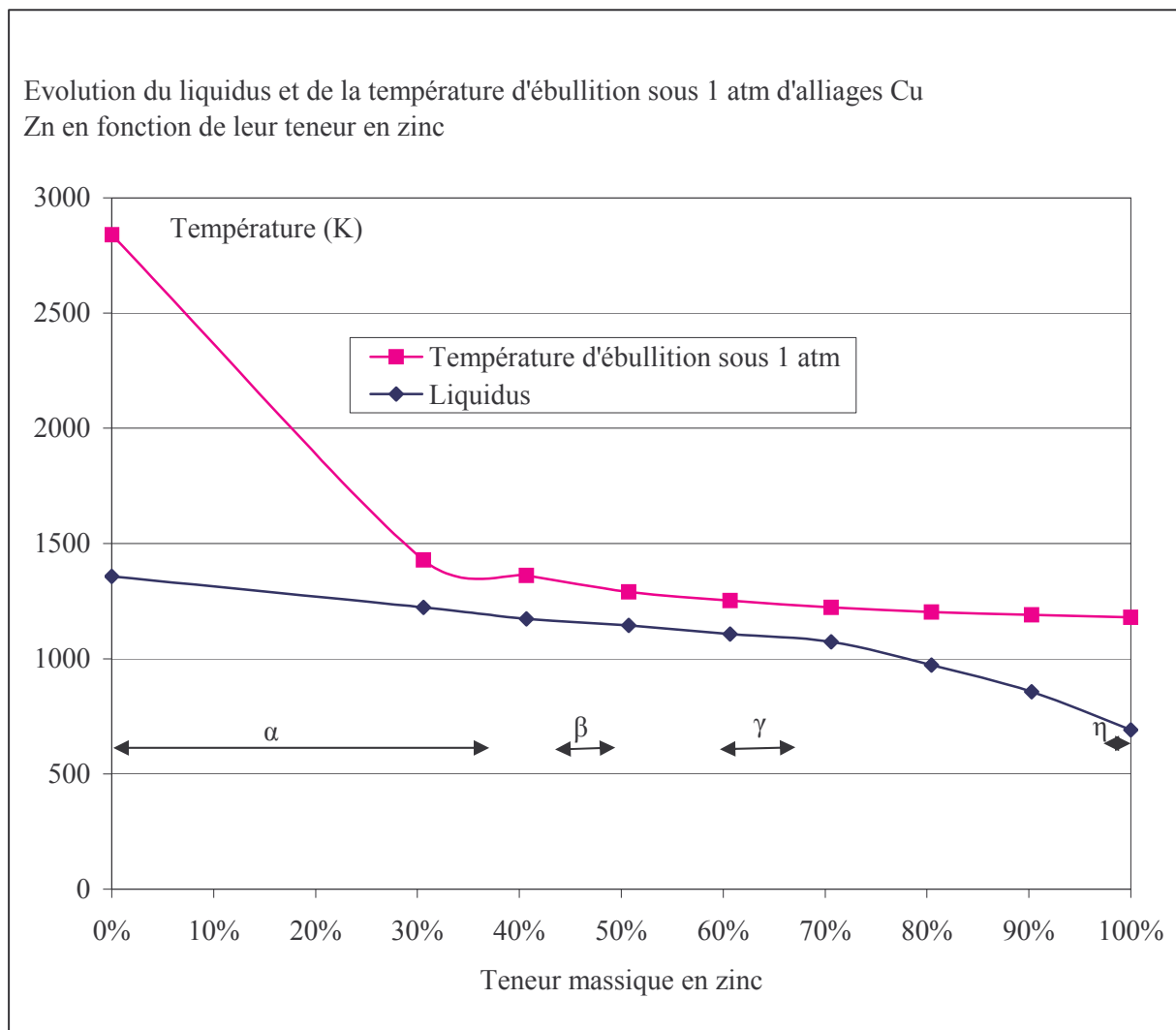


Figure 53 : Températures de liquidus et d'ébullition sous 1 atmosphère d'alliages de cuivre et de zinc

On constate que la gamme de compositions de 30 à 70% de zinc est celle où la température du liquidus est la plus proche de la température d'ébullition. Cela aurait pu être la raison pour laquelle les fils dont la surface contient de la phase γ sont les plus efficaces.

5.4.3 L'interprétation du comportement des alliages de cuivre et de zinc par la température de leur liquidus est-il transposable à d'autres natures de cathodes ?

Nous pouvons tracer le graphe des ratios d'aires Anodiques et Cathodiques mesurés par PEREZ en fonction de la différence entre les températures de vaporisation et de fusion des cathodes :

Ratio d'aires Anode/Cathode de PEREZ
 en fonction de la différence entre les températures de vaporisation et de fusion
 des cathodes utilisées Tv-Tf

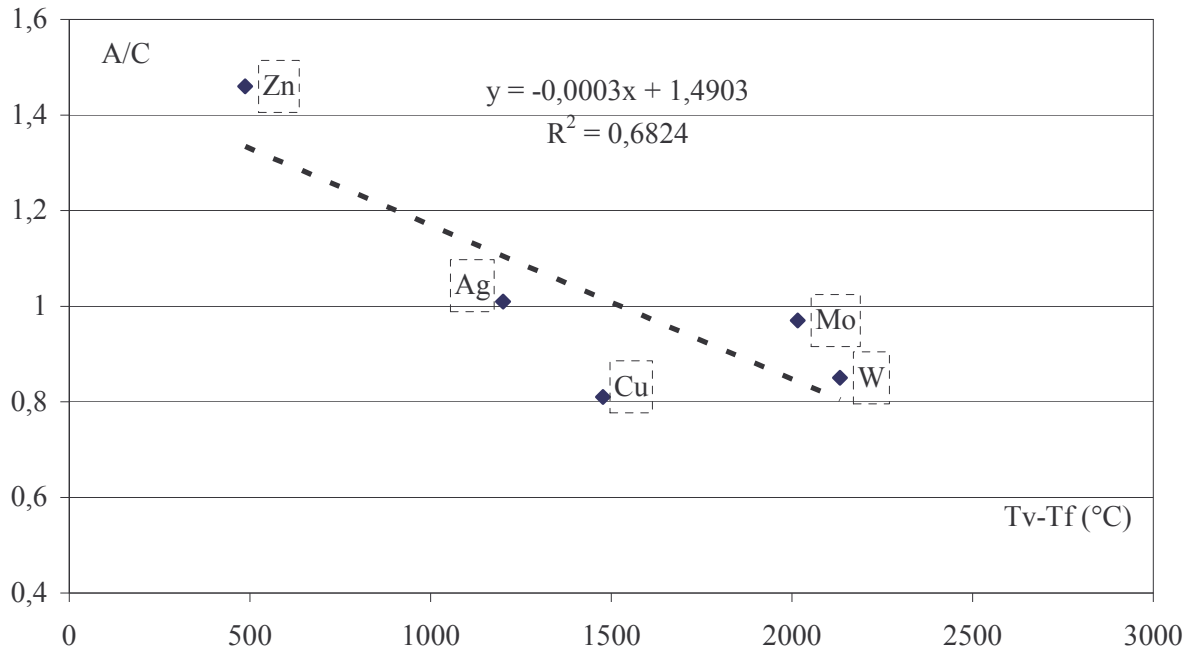


Figure 54 : Ratios d'aires Anodique / Cathodique en fonction de Tv-Tf

Cependant, on ne peut étendre cette corrélation à la mesure des tensions d'arc dans le vide, comme le montre la figure suivante :

Tensions d'arc de BROWN en fonction de la différence entre les températures de
 vaporisation et de fusion des cathodes utilisées Tv-Tf

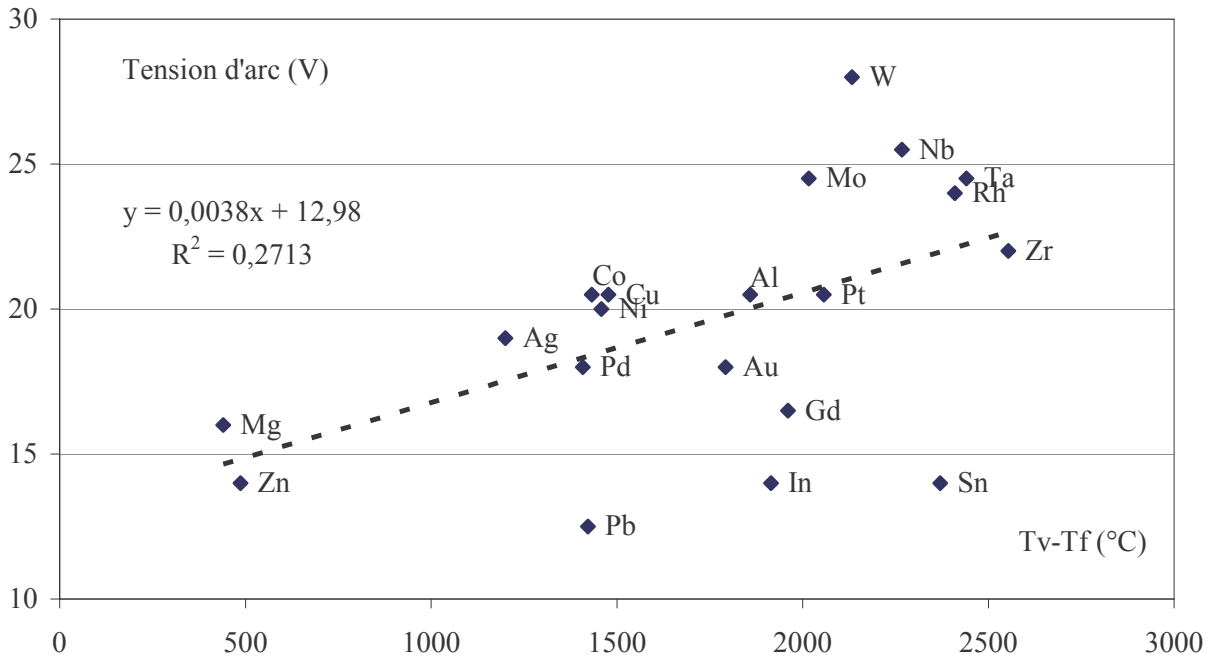


Figure 55 : Tensions d'arc dans le vide et différence de températures de vaporisation et de fusion. Il n'y a pas de corrélation forte.

Il nous semble qu'il faut rejeter l'hypothèse de la faible différence entre les températures de fusion et de vaporisation, pour expliquer l'effet de la phase γ du laiton. Cependant, nos procédés de fabrication de fils mettent en œuvre du tréfilage, et fracturent ainsi la phase γ , si celle-ci est apparue avant la mise en forme finale. Nous voulons donc étudier l'effet de la fracturation de la phase γ du laiton.

5.4.4 Intérêt d'une phase dispersée

Nous avons étudié l'intérêt de disperser la phase gamma du laiton à la surface du fil en usinant dans les mêmes conditions avec les fils suivants :

- A. Un fil de laiton revêtu de zinc, tréfilé, et porté à 177°C pendant 3H30. Une couche superficielle en phase γ s'est formée, de 3 μm d'épaisseur. Elle s'est recouverte d'une couche d'oxyde de zinc pendant le traitement
- B. Un fil de laiton revêtu de zinc, recuit pendant 6H à 177°C, puis tréfilé. L'extérieur du fil est en phase γ fracturée. Les pavés de phase γ sont épais de 2,5 μm environ. Le tréfilage a enlevé une grande partie de la couche d'oxyde, et le fil a l'éclat métallique.
- C. Un fil de laiton revêtu de zinc, tréfilé, non vieilli. La couche épaisse de 3 μm , est en phase η , non oxydée.
- D. Un fil de laiton revêtu de zinc, tréfilé, et laissé vieillir un an à température ambiante. La couche de zinc s'est presque totalement transformée en phase γ . La surface, encore partiellement en phase η , n'est pas sensiblement oxydée. L'épaisseur du revêtement est d'environ 5 μm .

5.4.4.1 Résultats d'usinage

Fil	A	B	C	D
Surface du fil	γ oxydée	γ fracturée	zinc pur η	γ continue
Avance du fil (mm/s)	240	240	240	240
Intensité, dans les conditions d'usinage I=18 P=1 (A)	1,8	1,7	1,7	1,7
Tension (V)	8	9	8	8
Vitesse d'usinage (mm/min)	0,292	0,350	0,250	0,270
Masse linéique du fil avant usinage (mg/m)	409,5	409,3	404,9	407,6
Masse linéique du fil après usinage (mg/m)	403,9	406,4	399,4	402,0
Perte de masse du fil par minute (mg/min)	80,6	41,8	79,2	80,6
Largeur de saignée (mm)	0,315	0,304	0,308	0,306
Hauteur de coupe (mm)	50,6	50,6	50,6	50,6
Perte de masse de la pièce par minute (mg/min)	35,5	41,0	29,7	31,9
Ratio de pertes de masse P/F	0,44	0,98	0,37	0,40

Tableau 32 : Résultats d'usinage de fils à couches gamma continue ou fracturée, sur une machine AgieCut Evolution II, dans de l'acier. La fréquence d'étincelage était faible (paramètre P réglé à 1), afin de mieux différencier les fils.

On mesure une vitesse d'usinage légèrement plus élevée pour la phase γ que pour la phase η . L'oxyde de zinc augmente la vitesse de coupe de la phase γ . La fracturation de la couche est ce qui apporte le plus en termes de performance d'usinage.

La fracturation de la couche est montrée sur les photos suivantes, sur lesquelles un cratère est présent :

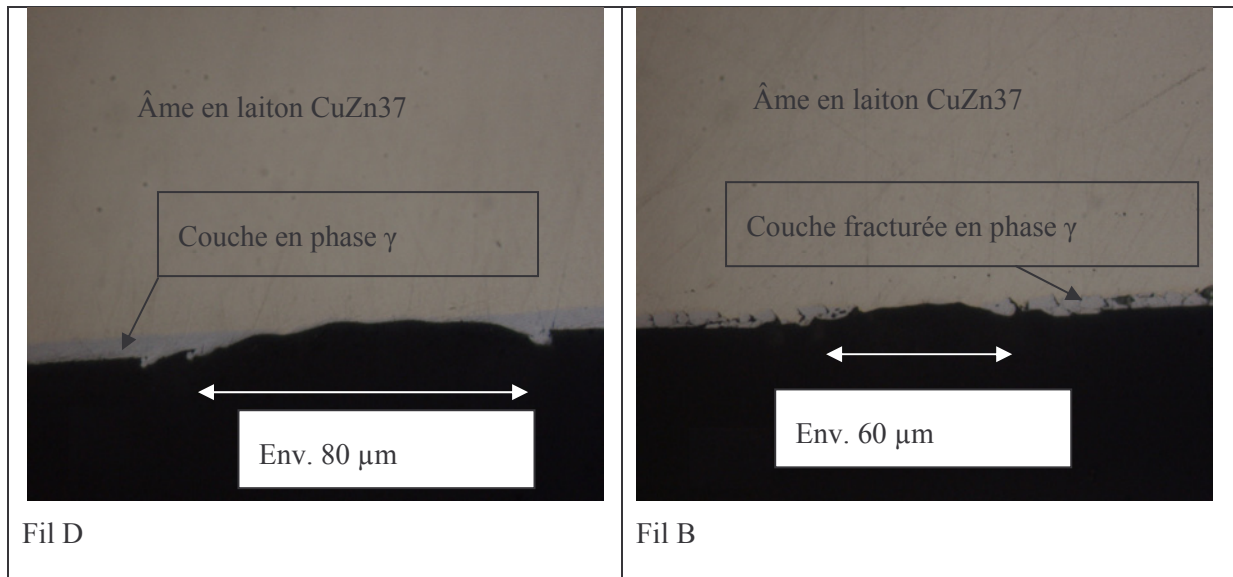


Figure 56: coupes de fils de laiton à couches en phase γ continue (fil D), et discontinue (fil B). Cratère d'érosion réalisé sur machine Charmilles avec une valeur de TA de $0,2 \mu\text{s}$ correspondant à une décharge de $23 \mu\text{C}$.

Un usinage à plus faible puissance a pu être réalisé sur notre machine Charmilles, dans le but d'observer les cratères d'érosion présents à la surface des fils à surface en phase γ sous η , et γ fracturée. Les images suivantes montrent ces cratères observés sous MEB en électrons secondaires.

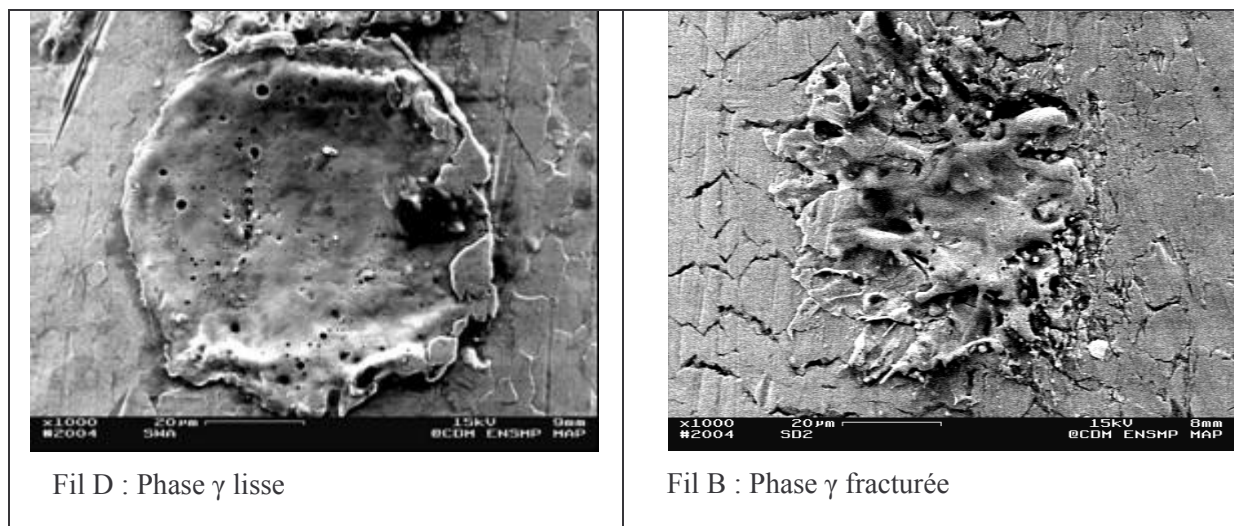


Figure 57: Images de cratères d'érosion sur des fils à surface en phase γ lisse, et fracturée, provoqués par des décharges de $23 \mu\text{C}$.

On constate que la fracturation de la phase gamma provoque une forte diminution de la taille des cratères laissés sur le fil par les étincelles. La perte de masse des fils à couche γ fracturée est sensiblement plus faible que celle des fils à couche γ continue.

TOMALIN²⁹ et SEONG³¹ avaient tous deux décrit l'intérêt d'une couche externe fracturée pour entraîner les résidus d'érosion, et pour mieux refroidir le fil (donc pour pouvoir augmenter la puissance d'érosion maximale supportée par le fil). TOMALIN n'a pas remarqué l'augmentation de vitesse liée à la fracturation de la couche en phase γ . Il avait cependant réalisé un essai d'usinage similaire au nôtre. On peut penser que dans son cas, la couche d'oxyde formée sur le fil à couche en phase γ non fracturée était importante, et a favorisé sa vitesse de coupe. SEONG ne publie pas de résultats d'érosion, mais s'attend à ce que la vitesse d'érosion de son fil à couche fissurée soit supérieure de 15% à celle d'un fil zingué à froid, en partie grâce à l'augmentation du refroidissement du fil, liée à la porosité de sa surface. Lors d'essais de vitesse maximale de fils, nous n'avons pas remarqué que des fils fabriqués par le procédé SEONG ou le procédé TOMALIN pouvaient admettre des courants d'usinages supérieurs aux autres. Au contraire, des essais d'échauffement de fils par effet

Joule ont montré qu'un fil à couche en phase γ fracturée pouvait admettre moins de courant qu'un fil à surface en phase γ lisse. (voir les essais de rupture de fils par effet Joule).

L'avantage de la couche fracturée pourrait se comprendre si l'on considérait que sa surface d'échange thermique avec le plasma était plus grande que celle d'une couche non fracturée. Cependant l'observation optique révèle une surface globalement lisse. On peut aussi penser que les fissures créées dans la couche lors du tréfilage de la phase γ isolent en partie les spots cathodiques et favorisent leur échauffement. L'échauffement et l'émission de vapeurs métalliques sont alors plus rapides.

5.4.5 Intérêt de disperser une phase dure dans une matrice de cuivre.

Bien avant l'invention de l'électroérosion à fil, BRUMA⁷⁸ s'était intéressé aux électrodes pour électroérosion par enfonçage. L'intérêt de ses brevets pour notre étude est qu'à cette époque, la polarité employée en enfonçage était la même que celle que nous utilisons aujourd'hui avec le fil, c'est-à-dire l'électrode outil négative par rapport à la pièce à usiner.

BRUMA a réalisé des électrodes composées d'une matrice de cuivre et d'une dispersion de poudre réfractaire, par frittage. Les poudres réfractaires utilisées étaient par exemple la zircone, l'oxyde de titane, l'oxyde de cuivre, le carbure de bore, le bore, le nitrure de bore, les borures de titane, de zirconium, et de molybdène. Les performances des électrodes étaient influencées par la teneur pondérale et par la granulométrie des poudres employées. Nous avons recherché si les poudres en question pouvaient se décomposer et émettre des vapeurs métalliques. Ce n'est pas le cas, certaines poudres telles que TiB_2 ayant une enthalpie libre de formation négative quelle que soit la température. Les poudres employées par l'auteur n'étaient donc pas systématiquement émettrices de vapeurs métalliques.

Un caractère commun aux électrodes inventées était qu'elles étaient réalisées par métallurgie des poudres : Mélange des poudres de cuivre et de matériau réfractaire, compression à froid, et frittage. On peut raisonnablement penser qu'elles contenaient une certaine porosité. Celle-ci, ayant pour effet d'abaisser la conductivité thermique du matériau, pourrait favoriser l'émission de vapeurs de cuivre. La conductivité thermique des matériaux cités étant très faible par rapport à celle du cuivre, le matériau lui-même pourrait jouer le rôle d'isolant.

L'enrichissement d'une matrice de cuivre par une céramique a un intérêt maximal pour une certaine teneur pondérale. Au-delà, la vitesse d'érosion baisse. On peut penser que la chute de tension cathodique d'une céramique est plus élevée que celle d'un métal. La chute cathodique du matériau composite augmenterait globalement avec la teneur en céramique.

5.5 Synthèse de l'étude des pertes de masses

Il nous semble qu'une partie importante de l'enlèvement de matière se fasse par éjection de gouttelettes de métal en fusion, à la fin de l'étincelle, quand il y a une brusque chute de la pression dans l'arc. Cette chute de pression est d'autant plus importante que la pression était initialement élevée. Les pressions élevées seraient générées par des électrodes dont l'enthalpie de vaporisation est faible, ou bien dont la conductivité thermique de surface est particulièrement faible, soit à cause de la présence d'une couche d'oxyde, soit encore parce que le matériau est fissuré.

On note que le diélectrique liquide qui est employé en électroérosion favorise l'augmentation de pression dans le plasma, par sa tension de surface.

6 CONCLUSIONS

6.1 Conclusions pour l'industrie des fils pour l'usinage par électroérosion

L'usinage par électroérosion est une technique relativement lente, pour laquelle un certain nombre de fils électrodes avaient été développés dans le but d'accroître sa productivité. Nous avons confirmé que les fils revêtus de phases complexes dans le système cuivre zinc oxygène présentaient des vitesses d'usinage plus élevées que celles des fils homogènes de laiton.

Nous avons confirmé qu'une surface d'oxyde de zinc contribue à convertir des microcontacts entre l'électrode et la pièce, en arcs érosifs.

Nous pensons avoir montré que les fils qui usinent vite sont ceux qui émettent de grandes quantités de vapeurs métalliques dans l'arc électrique. Comparativement aux simples fils de laiton, ils provoquent une augmentation de la pression dans le plasma, qui a deux effets : Le premier est l'abaissement de la chute de tension cathodique, qui limite leur propre érosion. Le second est l'amélioration de l'éjection de la matière en fusion présente à la surface de la pièce, à la fin de l'impulsion électrique d'usinage.

L'avantage qu'ont les fils revêtus par rapport aux fils de laiton homogènes est bien de nature physique, indépendamment du pilotage des machines. Il est de l'ordre de 30%.

Nous avons observé les performances des fils connus, et avons relié celles-ci à leur structure et à leur composition. Un intervalle de composition optimal de la surface des fils a été trouvé, correspondant aux phases β et γ du système cuivre zinc. L'effet de la fissuration de la surface d'un fil sur sa vitesse d'érosion a été mis en évidence. Aussi avons-nous encouragé le développement de fils ayant une âme de cuivre ou de laiton, recouverts d'une couche de laiton en phase β , et d'un revêtement en phase γ fracturée et oxydée. Cette structure nous a semblé propice à l'émission de grandes quantités de vapeurs de zinc. Une âme de cuivre est particulièrement intéressante pour sa conductivité électrique, qui permet d'usiner avec un courant efficace relativement élevé.

Selon notre étude, l'avantage des fils que nous avons développés est valide pour l'usinage de pièces constituées de matériaux pouvant fondre au moins en partie quand ils sont exposés à la chaleur émise par les étincelles d'usinage. Il est idéalement exploité quand le fil est polarisé négativement par rapport à la pièce, et quand le générateur provoque l'éclatement d'étincelles de courte durée (de l'ordre de la microseconde), à haute fréquence (de l'ordre de 70 kHz). Les machines actuelles exploitent de tels générateurs.

Nous avons remarqué la faiblesse des fils à âme de cuivre pur pour ce qui est de la préservation dans le temps de leur rectitude. Une piste de développement serait l'obtention à des coûts compétitifs, de micro-alliages de cuivre ne se relaxant pas aux températures ambiantes.

6.2 Conclusions pour la recherche scientifique

Après plusieurs tentatives d'explication des vitesses d'usinage des fils électrodes, en particulier à partir de leur structure électronique, nous avons étudié leurs propriétés thermodynamiques.

Les mécanismes que nous avons envisagés pour modéliser les tensions d'arc et interpréter les enlèvements de matière que nous avons mesurés, sont liés à l'évaporation des électrodes pour les arcs courts, et de la seule cathode pour les arcs longs. L'énergie nécessaire à la vaporisation de l'électrode est fournie par la circulation du courant électrique dans la chute de potentiel de l'arc.

La tension d'arc dans le vide peut être corrélée à l'enthalpie standard de vaporisation de la cathode. Une meilleure corrélation est obtenue en considérant la température et l'entropie standard de vaporisation de celle-ci. Nous avons tenté de justifier cette seconde corrélation par un bilan d'entropie. Nous remarquons que le bilan envisagé repose sur des processus thermiques irréversibles.

Aussi nous semble-t-il intéressant d'appliquer les concepts de la thermodynamique des processus irréversible à l'étude des arcs électriques. Nous comptons bien, avec l'aide des spécialistes de l'arc électrique, nous y intéresser.

7 ANNEXE : HYPOTHESES NON RETENUES

Au cours de nos travaux, nous avons été amenés à émettre des hypothèses sur l'origine des différences de performances d'érosion que nous avons observées entre différents fils. Il s'agissait d'expliquer le report d'une partie de l'énergie de l'arc électrique sur l'anode plutôt que sur la cathode. Certaines n'ont pas été retenues car elles ne pouvaient s'appliquer à tous les fils, d'autres parce que nous n'avons pas pu en calculer l'effet. En particulier, nous nous sommes demandés pourquoi la vitesse d'érosion croissait avec la teneur en zinc d'un laiton.

7.1 Position de la surface de Fermi par rapport à la première zone de Brillouin dans le système cuivre-zinc.

Le diagramme de phase du système cuivre zinc, présenté ci-après, peut être interprété en considérant la position de la surface de Fermi par rapport aux limites de la première zone de Brillouin du cristal considéré.

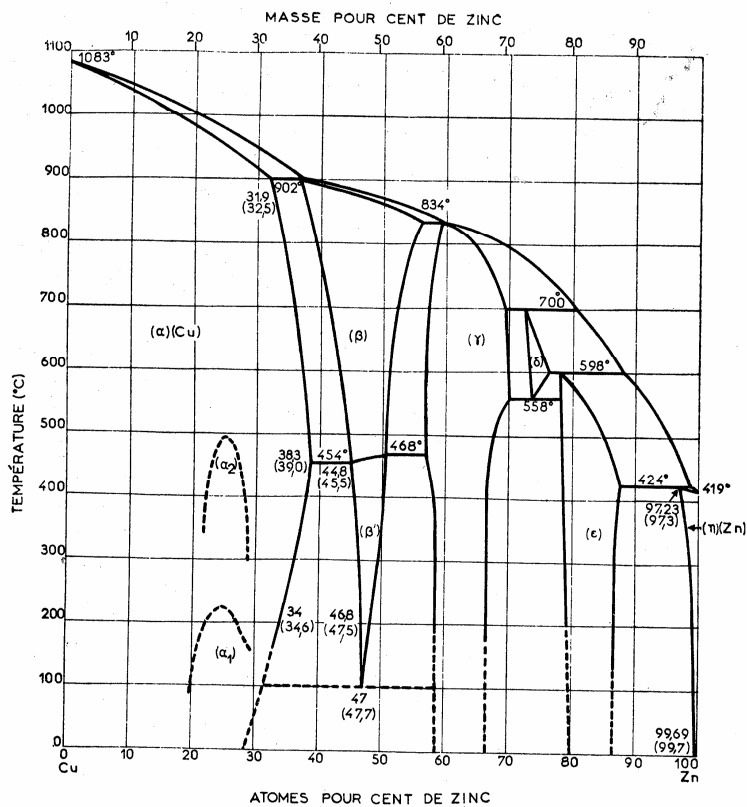


Figure 58 : Diagramme Cuivre Zinc, d'après les J. HERTZ, Techniques de l'Ingénieur, M70 (1987)

La succession des structures cristallographiques est la suivante : α , cubique faces centrées de type A1 ($a=3,613 \text{ \AA}$ pour le cuivre), β' cubique centrée ordonnée de type B2 ($a=2,959 \text{ \AA}$), γ cubique ordonnée complexe type D 8_2 ($a=8,859 \text{ \AA}$), ϵ hexagonale compacte type A3 ($a=2,718 \text{ \AA}$, $c/a=1,585$), et η hexagonale compacte type A3 ($a=2,665 \text{ \AA}$, $c/a=1,856$). La succession de ces structures correspond à celle prédite par les règles de Hume-Rothery.

COX⁷⁹ interprète les règles de Hume-Rothery sur la relation entre la structure cristallographique d'un mélange de deux métaux tels que le cuivre et le zinc, le premier monovalent, et le second divalent, en considérant le rapprochement (dans l'espace des vecteurs d'ondes k) entre la surface de Fermi (qui dépend du nombre d'électrons libre par unité de volume), et la première zone de Brillouin du réseau réciproque du cristal considéré. Ainsi, le cristal cubique à faces centrées de la phase α peut

accommoder au plus 1,4 électrons par atome, tandis que le cristal cubique centré de la phase β peut en accommoder jusqu'à 1,5, le cubique complexe de la phase γ , 1,6, et le cristal hexagonal de la phase ϵ , 1,8. Cela se justifie par l'énergie des électrons de conduction dans chaque structure, et par la variation brusque du niveau de Fermi à chaque valeur du nombre d'électrons par atome (1,4 pour le cristal α , 1,5 pour β , 1,6 pour la phase γ , 1,8 pour ϵ). Par exemple, pour le réseau cfc de la phase α , la surface de Fermi est une sphère déformée par ses interactions à l'approche des faces de la zone de Brillouin. À une valeur proche de 1,4 électrons par atome, il y a à la fois augmentation rapide de l'énergie des électrons du niveau de Fermi, et diminution de la densité d'états. Nous avons été tentés d'associer cette circonstance à une émission électronique aisée, bien que le niveau du vide et le niveau de Fermi soient séparés par plusieurs eV (le travail d'extraction électronique du cuivre est en effet de 4,6 eV, tandis que celui du zinc est de 4,3 eV).

Nous nous sommes demandés si dans le cas des cathodes outils pour l'étincelage érosif, nous avions intérêt à saturer la première zone de Brillouin. Les électrons thermiquement excités auraient dû se trouver dans des bandes de plus forte énergie mais de faible densité d'état, et cela aurait pu favoriser leur émission. Cela semblait cohérent avec l'accroissement de la performance des fils de laiton avec leur teneur en zinc.

Cela devait aussi être cohérent avec les performances des fils recouverts d'oxyde de zinc ZnO. Leur bande de valence est en effet pleine, et un gap existe entre celle-ci et la bande de conduction. POWELL et al⁸⁰ ont publié la structure de bandes de ZnO, que nous reproduisons ci-après.

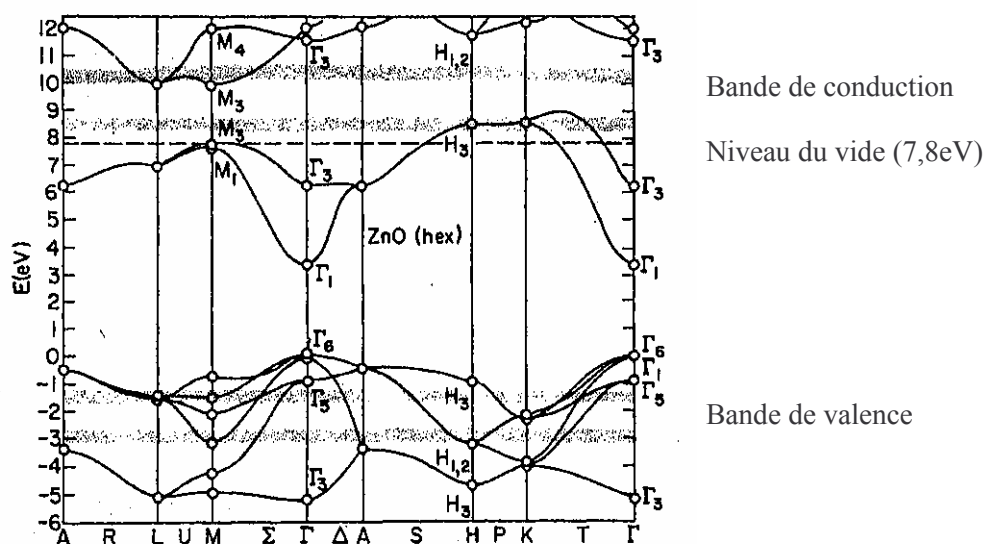


Figure 59 : Diagramme de bande de l'oxyde de zinc ZnO, reproduit par POWELL et al.

Sur ce diagramme, le niveau de Fermi est pris pour origine à 0eV. Le bas de la bande de conduction est à +3,3 eV, et le niveau du vide à +7,8 eV. Des électrons thermiquement excités (ou bien introduits par dopage) dans la bande de conduction de ZnO seraient encore à 4,3 eV du niveau du vide, et leur émission ne serait beaucoup favorisée par rapport à des électrons situés dans les bandes de conduction des alliages de cuivre et de zinc, dont l'énergie d'extraction est du même ordre de grandeur.

Nous avons tenté d'obtenir une image de la densité d'états (à température ambiante) de la surface de fils de laiton et de laiton oxydé à partir de spectres ESCA :

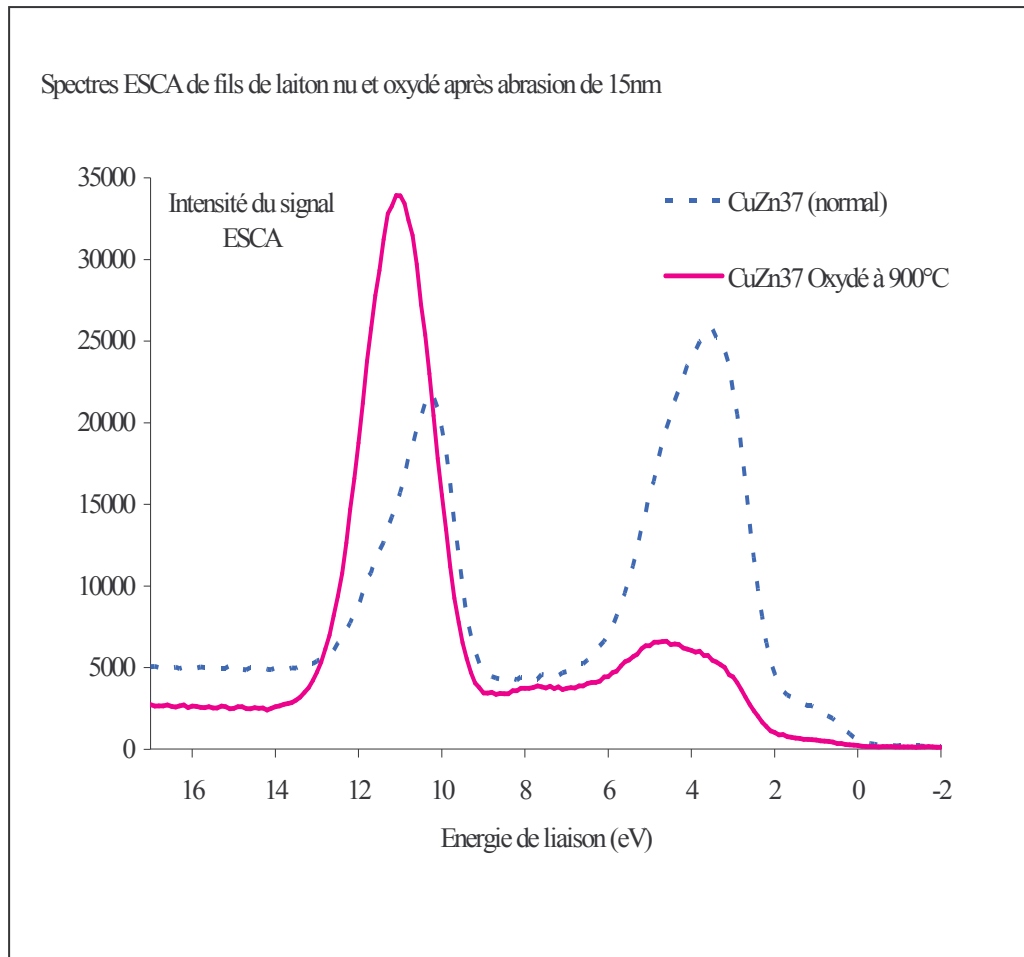


Figure 60 : Spectres ESCA d'un laiton nu et d'un laiton oxydé

On repère un maximum de signal vers 11 eV d'énergie de liaison. Il correspond à l'émission d'électrons issus de la bande 3d du laiton. Un second maximum est situé vers 4 eV d'énergie de liaison. Il correspond à l'émission d'électrons issus de la bande 4s du laiton. Ceux-ci sont moins nombreux dans le spectre du fil oxydé, car les électrons 4s sont en principe captés par l'orbitale 2p de l'oxygène. La surface du fil oxydé n'étant pas revêtu d'une couche continue, on observe quand même le signal issu des portions de surface non oxydées.

On constate que le fil le plus rapide en usinage, c'est-à-dire le fil de laiton CuZn37 oxydé, a une densité électronique plus faible que le fil de base, dans la région des faibles énergies de liaison. Il semble donc qu'il n'y ait pas d'intérêt à disposer à la surface de l'électrode d'électrons peu liés (à la température ambiante).

Pour vérifier cela, il aurait été souhaitable de réaliser des fils revêtus de matériaux à basse énergie d'extraction électronique, tels que LaB_6 (2,7 eV) ou bien BaO (1,0 eV), mais nous n'avons pu le faire. L'effet de l'énergie d'extraction sur la chute de tension cathodique en conditions d'arc est tout de même évoqué ci-après.

7.2 Travail d'extraction électronique et chute de potentiel cathodique

Si le mécanisme d'émission d'électrons de la cathode était directement relié à leur énergie de liaison, la chute cathodique devrait être d'autant plus faible que le travail d'extraction l'est. La Figure 61 ci-après montre que c'est loin d'être toujours le cas.

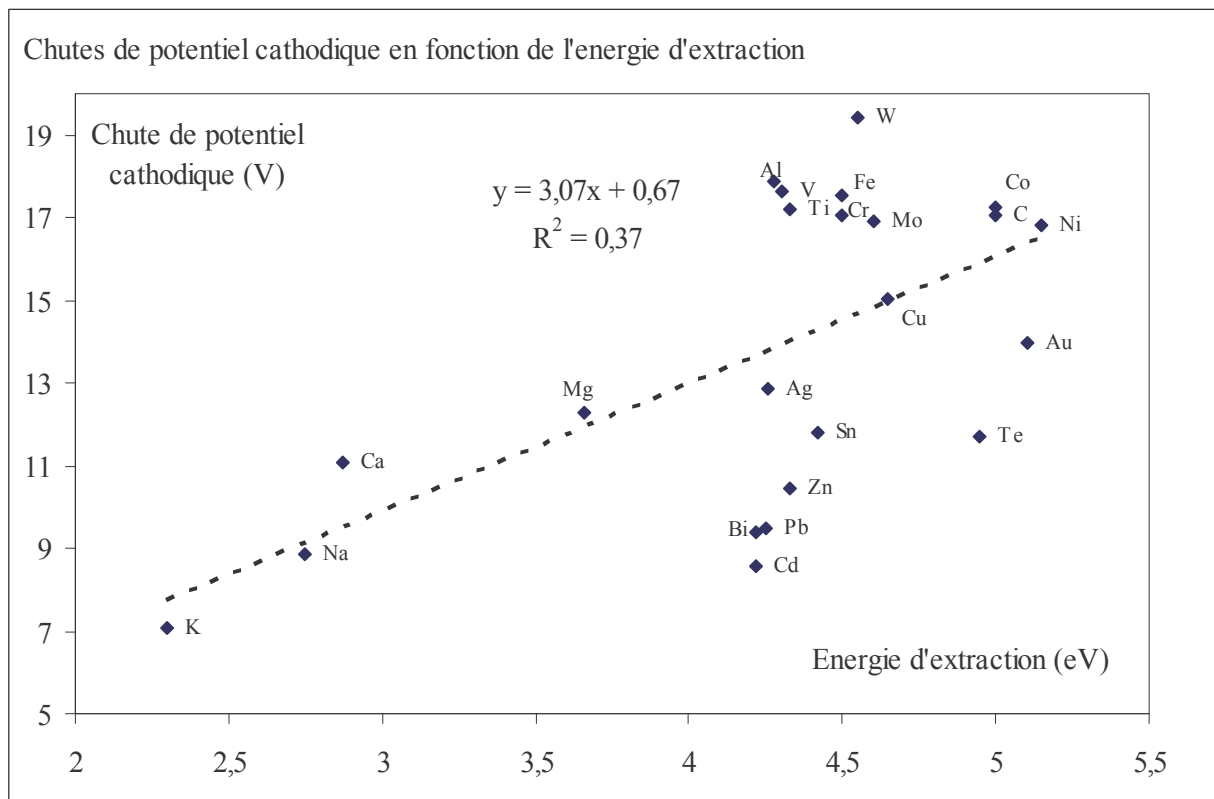


Figure 61 : Chute de potentiel cathodique en fonction du travail d'extraction W_e des matériaux de cathodes. Les valeurs du travail d'extraction sont issues de STÖCKER⁸¹. Les chutes de tension cathodiques sont celles de GRAKOV⁶¹.

Les énergies d'extraction sont généralement mesurées à la température ambiante, sur des matériaux propres, non oxydés, donc dans des conditions éloignées de celles des arcs électriques. Il est difficile de trouver une corrélation entre énergie d'extraction et chute de potentiel cathodique.

7.3 Énergies d'ionisation et chute de potentiel cathodique

Dans le paragraphe 4.2, nous avons supposé que l'énergie d'ionisation des vapeurs métalliques était récupérée dans le processus de transfert de charge. Si nous avons tenté d'incorporer l'énergie d'ionisation Ei dans l'équation 9, nous aurions écrit :

$$F \cdot E = k.Ei + A.T_v + n.T.S_v^0$$

Cependant, la valeur de k n'est pas correctement déterminée en effectuant une régression linéaire sur les valeurs mesurées : Pour un risque de 5%, elle est comprise entre -0,5 et +0,5, Ei étant exprimée en J/mol, dans la série de GRAKOV.

7.4 Émission Thermo Ionique

7.4.1 Références bibliographiques sur les mécanismes d'émission électronique

COULOMBE et MEUNIER⁸² ont récemment comparé les différents mécanismes d'émission électronique et leurs domaines de validité.

Avant eux, LEE^{83,84,85} avait appliqué la théorie d'émission électronique « Temperature and Field » aux arcs électriques, et écrit le bilan d'énergie à la cathode. Les équations utilisées ne peuvent permettre de calculer l'ensemble des paramètres de la zone cathodique (Température et rayon du spot, champ électrique, densité de courant, et fraction électronique), mais permettent de déterminer une limite de courant en deçà de laquelle l'arc s'éteint. L'extinction de l'arc dépend du matériau de la cathode.

ROBSON et VON ENGEL⁶⁵ ont émis l'hypothèse que l'émission électronique de cathodes de cuivre ou de mercure en conditions d'arc électrique pouvait être liée à l'impact d'atomes excités issus du plasma. Leur bilan d'énergie conduit à inclure l'énergie d'extraction dans la chute de potentiel cathodique. Nous avons tenté d'inclure le travail d'extraction dans l'équation 12, sans succès. Il nous a fallu imaginer un mécanisme rendant à l'arc l'énergie d'extraction utilisée à la cathode.

PEREZ⁸⁶ et son équipe ont appliqué les modèles d'émission à l'arc électrique érosif. Ils ont cependant dû fixer la chute de potentiel cathodique, ce que nous n'avons pas voulu faire.

7.4.2 Application des modèles au cas de l'étincelage érosif

Un mécanisme d'émission électronique envisagé était celui de l'émission thermo-ionique, décrit par

l'équation de Richardson Dushman ci-après : $J = AT^2 e^{-\frac{W_e}{kT}}$. J étant la densité de courant, A la constante de Richardson $6,10^{-3}$ A/m²/K, W_e le travail d'extraction, et T la température. Cette équation ne peut cependant donner aucune valeur de densité de courant comparable à celles que l'on peut observer dans un arc d'usinage, de l'ordre de 10^{10} A/m². Toute tentative de corrélation entre U_c et J serait vaine. Le champ électrique à la surface de la cathode doit jouer un grand rôle, tel que celui décrit dans les mécanismes d'émission TF (Temperature and Field). Nous n'avons cependant pas accès aux valeurs du champ électrique local. Le champ moyen pour une différence de 25 V sur un gap de 50 μ m serait de $5,10^5$ V/m. Cette valeur est notoirement inférieure à celles compatibles avec l'émission TF (de l'ordre de 10^8 V/m). Une première modélisation du champ électrique dans la zone cathodique peut être réalisée à partir du modèle de la double couche de Langmuir, présenté ci-après.

7.4.3 Modèle de la double couche de Langmuir

Nous reprenons ici le modèle présenté dans l'ouvrage de référence sur l'arc électrique⁵⁹.

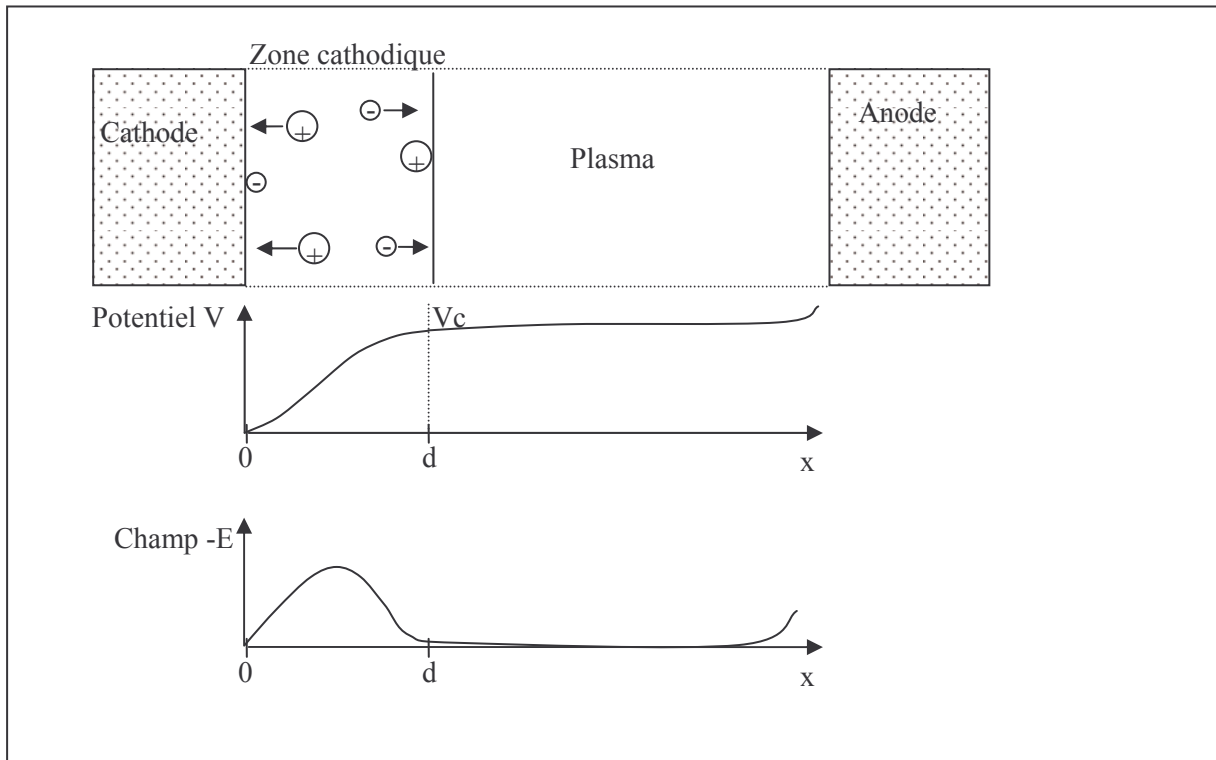


Figure 62 : Schéma de la double couche de Langmuir

Dans cette modélisation de la zone cathodique, on considère que :

- La zone cathodique est limitée par deux plans parallèles
- Le plan représentant la cathode émet des électrons à vitesse initiale nulle
- Le plan représentant la colonne de plasma émet des ions positifs à vitesse initiale nulle

Soient m_e et m_i les masses respectives des électrons et des ions.

Soient v_e et v_i leurs vitesses

Soient n_e et n_i les densités numériques des électrons et des ions

Soient j , j_e , et j_i les densités de courant totale, électronique, et ionique

Soit V le potentiel électrique, variant en fonction de la coordonnée x . On prendra $V_{(x=0)}=0$ et $V_{(x=d)}=V_c$.

Soit ϵ_0 la permittivité électrique du vide, et e la charge d'un électron.

On a les relations suivantes, exprimant les densités de courant en fonction de la vitesse des porteurs :

$$j_e = n_e \cdot e \cdot v_e \text{ et } j_i = n_i \cdot e \cdot v_i$$

La somme des densités de courants ioniques et électroniques est : $j = j_i + j_e$

La conservation de l'énergie totale (cinétique et potentielle) des électrons et des ions donne les relations suivantes :

$$\frac{1}{2} m_e \cdot v_e^2 = V \cdot e \text{ et } \frac{1}{2} m_i \cdot v_i^2 = (V_c - V) \cdot e, \text{ ce qui permet d'exprimer } v_e \text{ et } v_i$$

La formule de Poisson appliquée à la zone cathodique donne la dérivée seconde du potentiel en fonction de la densité de charge:

$$\frac{d^2V}{dx^2} = -\frac{e}{\varepsilon_0} \cdot (n_i - n_e)$$

Soit, en utilisant les relations précédentes :

$$\frac{d^2V}{dx^2} = -\frac{1}{\varepsilon_0} \left\{ \frac{j_i}{\left(\frac{2e}{m_i}\right)^{1/2} (V_c - V)^{1/2}} - \frac{j_e}{\left(\frac{2e}{m_e}\right)^{1/2} V^{1/2}} \right\}$$

Cette équation peut être intégrée une fois en remarquant que $\frac{d^2V}{dx^2} dV = \frac{1}{2} d\left(\frac{dV}{dx}\right)^2$ ce qui donne :

$$\frac{1}{2} \left(\frac{dV}{dx}\right)^2 = \frac{j_i}{\varepsilon_0} \left(\frac{2m_i}{e}\right)^{1/2} (V_c - V)^{1/2} + \frac{j_e}{\varepsilon_0} \left(\frac{2m_e}{e}\right)^{1/2} V^{1/2} + K$$

K étant une constante dépendant des conditions aux bornes de l'intégration.

En particulier, si l'on considère que le champ électrique E est nul à l'origine $x=0$ et à la limite de la colonne pour $x=d$, et que le potentiel V est nul en $x=0$, on obtient deux équations :

$$K = -\left(\frac{j_i}{\varepsilon_0}\right) \left(\frac{2m_i}{e}\right)^{1/2} V_c^{1/2} \text{ en } x=0, \text{ et } K = -\frac{j_e}{\varepsilon_0} \left(\frac{2m_e}{e}\right)^{1/2} V_c^{1/2} \text{ en } x=d$$

Ces conditions sont compatibles si :

$$\frac{j_i}{j_e} \left(\frac{m_i}{m_e}\right)^{1/2} = 1$$

Dans le cas d'un arc électrique créée entre des électrodes de zinc plongées dans de l'eau, les ions positifs peuvent être H^+ , O^+ , H_2O^+ , OH^+ , et Zn^+ . En appliquant la relation précédente à H^+ et à Zn^+ , on obtient les valeurs du rapport j_i/j_e suivantes :

$$\frac{j_{H^+}}{j_e} = 23 \cdot 10^{-3} \text{ et } \frac{j_{Zn^+}}{j_e} = 2,9 \cdot 10^{-3}$$

On constate que dans les conditions hypothétiques évoquées, le courant ionique est très faible. Une meilleure modélisation est possible en considérant un champ électrique E_c non nul à la surface de la cathode (modèle de Mac Keown). Les conditions aux bornes d'intégration donnent alors l'expression suivante :

$$\frac{1}{2} E_c^2 = \left(\frac{2V_c}{e \cdot \varepsilon_0^2}\right)^{1/2} (j_i m_i^{1/2} - j_e m_e^{1/2}), \text{ qui doit être positive, d'où :}$$

$$\frac{j_i}{j_e} \left(\frac{m_i}{m_e}\right)^{1/2} \geq 1, \text{ donc un courant ionique relativement plus fort que dans le modèle de Langmuir.}$$

Le modèle de Mac Keown s'applique avec différents modes d'émission électronique, en particulier l'émission thermo ionique, l'émission température et champ (TF), et l'émission de champ. Cependant, on remarque qu'il ne prédit pas directement la valeur de la chute de potentiel cathodique V_c . C'est pourquoi PEREZ⁸⁶ et son équipe ont dû fixer V_c à 10 V pour effectuer leurs calculs, en cohérence avec l'*apparente* constance de la tension de gap observée en électroérosion avec différentes cathodes.

Dans nos mesures et dans notre interprétation au contraire, la chute de potentiel cathodique V_c dépend de la cathode choisie, et contribue à l'érosion des électrodes.

7.5 Réflectivité

Les fils dont la surface est en phase γ sont nettement plus clairs que des fils de laiton. Aussi avons-nous imaginé que l'énergie émise par le plasma sous forme de rayonnement électromagnétique pouvait être réfléchi par la cathode, vers l'anode. Ce mécanisme était cohérent avec nos mesures de pertes de masse, qui indiquent que moins la cathode s'érode, plus l'anode est érodée. Aussi avons-nous étudié la réflectivité des surfaces métalliques dans le système cuivre-zinc.

Dans les métaux, la densité d'électrons libres fixe la limite de fréquence au-delà de laquelle le rayonnement incident n'est plus réfléchi. Cette fréquence est appelée « fréquence plasma ». COX⁷⁹ donne la formule de la fréquence plasma, ou plutôt de la pulsation ω_p associée :

$$\omega_p = \sqrt{\frac{Ne^2}{\epsilon_0 m}}$$

Où N est la densité numérique d'électrons dans le métal, e la charge de l'électron, et m sa masse, et ϵ_0 la permittivité du vide

Les énergies des photons associés aux fréquences plasma du cuivre (monovalent) et du zinc (divalent) sont respectivement 10,8 eV et 13,4 eV.

WOOTEN dresse dans son ouvrage⁸⁷ un panorama des propriétés optiques des solides. Le zinc a un spectre de réflexion qui s'étend plus dans l'ultraviolet que celui du cuivre. En particulier, on remarque que le rayonnement de l'atome d'hydrogène de 10,2 eV d'énergie peut être plus réfléchi par le zinc que par le cuivre.

SABINE⁸⁸ a mesuré les réflectivités de plusieurs métaux dans l'ultraviolet. PALIK⁸⁹ a publié les constantes optiques de nombreux éléments.

Les propriétés optiques des alliages de cuivre et de zinc sont décrites par LOWERY⁹⁰, et MULDAWER⁹¹ a mesuré la réflectivité de laitons à différentes températures. Nous avons repris les données de LOWERY, pour les présenter sous la forme d'un graphe représentant la réflectivité de différents laitons en fonction de la longueur d'onde.

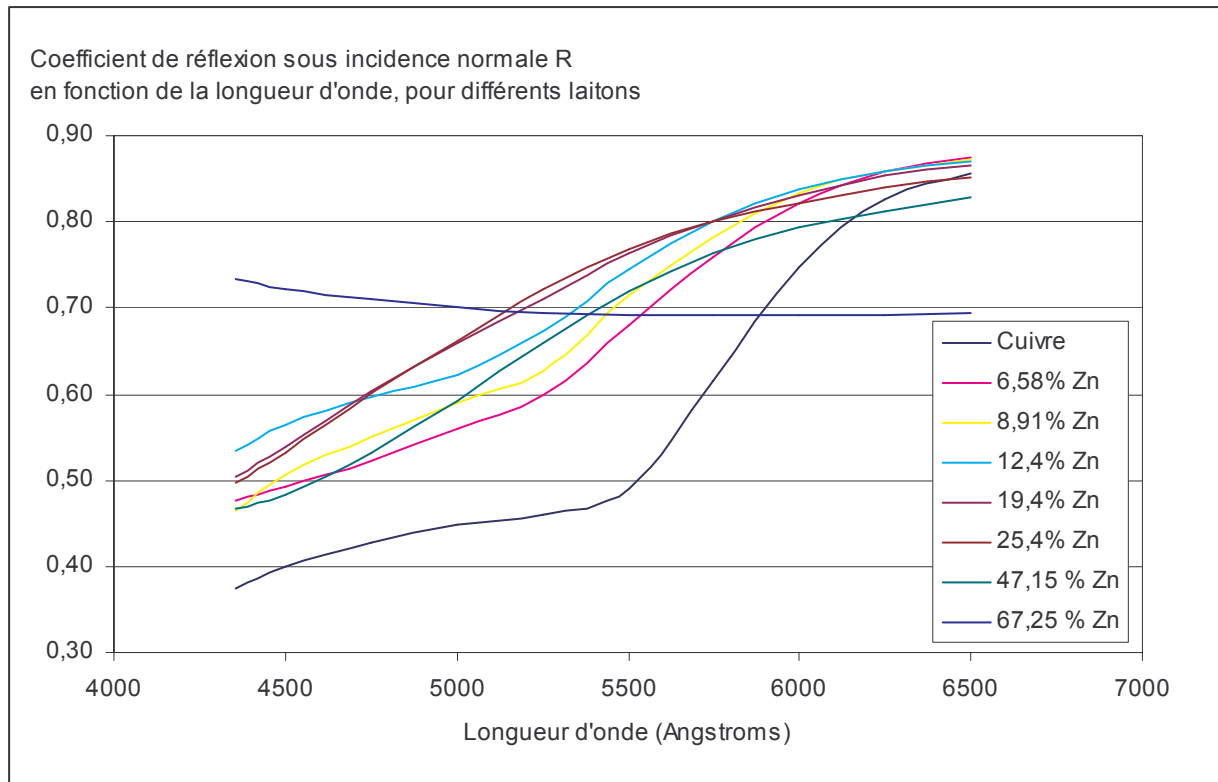


Figure 63 : Spectres de réflectivité de différents laitons, d'après les données de LOWERY et al.

Les données de LOWERY ont été interprétées par MOTT⁹². On distingue trois familles de spectres : celui du cuivre, la famille des spectres de laiton α et β , et le spectre du laiton γ . La famille de spectres des laitons α et β n'est pas ordonnée en fonction de la teneur en zinc. La réflectivité croît d'abord en fonction de la teneur en zinc du laiton considéré, mais la réflectivité du laiton β (47,15% Zn) est plus faible qu'attendue. Cela est en contradiction avec nos mesures de vitesses d'érosion, qui croissent régulièrement avec la teneur en zinc jusqu'à la phase γ .

L'hypothèse de la réflectivité n'était pas non plus cohérente avec les performances d'érosion de fils oxydés (c'est-à-dire revêtus d'oxyde de zinc) par rapport à celles de fils non oxydés. La réflectivité de l'oxyde de zinc a été mesurée par HENGELHOLD et al⁹³, elle est très inférieure à celle des laitons, dans la même gamme de longueur d'ondes.

L'hypothèse de la réflectivité a dû être abandonnée.

7.6 Interprétation complémentaire des paramètres du modèle thermodynamique

Le modèle thermodynamique présenté au quatrième chapitre aboutissait à l'équation suivante :

$$\left\{ m.Cp.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right) + l.\Delta S_f \right\} .Tv + n.\Delta Sv.T \geq F.E \quad (32)$$

Il est possible d'effectuer une régression linéaire différente de celle précédemment exposée, en regroupant les termes de l'équation de la manière suivante :

$$m.Ln\left(\frac{T_f}{T_i}\right).Cp.Tv + l.\Delta S_f.Tv + n.T.\Delta Sv \geq .F.E \quad (33)$$

On cherche alors à identifier séparément les termes $m.Ln(T_f/T_i)$, l , et $n.T$, en considérant l'égalité que suivrait un système réversible.

Les données utiles à l'identification des termes, sont les suivantes :

Element	Tension d'arc (V)	Capacité calorifique (J/mol/K)	Température de fusion (°C)	Enthalpie de fusion (kJ/mol)	Température d'ébullition (°C)	Entalpie de vaporisation (kJ/mol)
Mg	16	24,87	650	8,48	1103	148
Al	20,5	24,20	660	10,71	2441	324
Co	20,5	24,80	1495	16,2	2901	424
Ni	20	26,07	1455	17,48	2886	429
Cu	20,5	24,44	1085	13,26	2573	338
Zn	14	25,39	420	7,32	911	131
Zr	22	25,36	1855	21	4415	609
Nb	25,5	24,60	2477	30	4734	721
Mo	24,5	24,06	2623	37,48	4610	658
Rh	24	24,98	3186	26,59	5687	778
Pd	18	25,98	1555	16,74	3050	378
Ag	19	25,35	962	11,3	2164	285
In	14	26,74	157	3,28	2070	242
Sn	14	27,11	232	7,03	2623	302
Gd	16,5	37,03	1313	10	3233	400
Ta	24,5	25,36	3017	36,57	5365	781
W	28	24,27	3422	52,31	5555	849
Pt	20,5	25,86	1768	22,17	3825	564
Au	18	25,42	1064	12,55	2808	368
Pb	12,5	26,65	327	4,77	1750	194

Tableau 33: Données pour l'identification des paramètres, d'après les résultats de BROWN.

L'entropie molaire standard de fusion a été obtenue en divisant l'enthalpie de fusion par la température absolue de fusion. Il en a été de même pour la vaporisation.

Elément	Uc max	Capacité calorifique	Température de fusion	Enthalpie de fusion	Température d'ébullition	Enthalpie de vaporisation
	V	J/mol/K	°C	kJ/mol	°C	kJ/mol
Li	11,70	24,86	180	3	1324	161
Na	9,00	28,23	98	2,6	883	108
K	7,40	29,6	64	2,33	758	90
Cs	6,20	32,21	29	2,09	690	78
Cu	15,40	24,44	1085	13,26	2573	338
Ag	13,60	25,35	962	11,3	2164	285
Au	14,80	25,42	1064	12,65	2828	368
Be	19,20	16,44	1287	7,895	2483	326
Mg	13,00	24,87	650	8,48	1103	148
Ca	11,40	25,93	842	8,54	1483	177
Sr	9,20	26,4	777	7,43	1375	164
Zn	11,10	25,39	420	7,32	911	131
Cd	10,20	26,02	321	6,19	767	112
Hg	9,50	27,98	-39	2,29	356,7	61
Er	14,00	28,12	1529	19,9	2868	285
Al	18,60	24,2	660	10,71	2441	324
Ga	15,00	25,86	30	5,59	2403	288
In	11,90	26,74	157	3,28	2070	242
Tl	11,50	26,32	304	4,14	1490	180
Ti	17,60	25,06	1668	14,15	3302	471
Zr	18,50	25,36	1855	21	4415	609
Hf	17,40	25,73	2233	27,2	4603	613
Sn	13,00	27,11	232	7,03	2623	302
Pb	10,20	26,65	327	4,77	1750	195
V	18,00	24,89	1910	21,5	3379	515
Nb	21,60	24,6	2477	30	4734	721
Ta	21,40	25,36	3017	36,57	5365	781
Bi	8,70	25,52	271	11,3	1579	207
Cr	17,40	23,35	1907	21	2665	396
Mo	17,20	24,06	2623	37,48	4610	658
W	22,60	24,27	3422	52,31	5555	849
Te	12,40	25,73	450	17,49	988	196
Fe	18,00	25,1	1538	13,81	2875	416
Co	17,70	24,81	1495	16,2	2901	424
Ni	17,30	26,07	1455	17,48	2886	429

Tableau 34: Données issues des mesures de GRAKOV. On a pris les tensions maximales, plus représentatives d'un régime stationnaire

Les corrélations linéaires réalisées à partir des données ci-dessus donnent les résultats suivants :

	$m.Ln(T_f/T_i)$ (mol)	l (mol)	nT (mol.K)	Erreur sur Uc (V)
BROWN	0,73	10,1	11952	1,6
GRAKOV	5,66	2,01	8146	2,0

Tableau 35: Identification des paramètres de l'équation (33)

Le premier paramètre $m.Ln(T_f/T_i)$ est relatif à l'échauffement global de la phase condensée, le second, l est relatif à la fusion de celle-ci, et le troisième, $n.T$, à la vaporisation de gouttes de métal en fusion, dans l'arc. Si l'on retient une valeur proche de l'unité pour n , on a bien $l > n$. Le régime stationnaire, dans lequel il faut fondre et éjecter dans le plasma au moins la quantité de matière qui se vaporise, semble possible. Idéalement, il faudrait aussi considérer qu'une fraction p du métal évaporé est portée à la température T .

8 BIBLIOGRAPHIE

De nombreux brevets sont cités. Sauf indication contraire, leur numéro et leur date correspondent à ceux de leur publication.

¹ **Collectif**

Manuel de Formation Charmilles Robofil x020/x030 SI
Charmilles Technologies S.A. (2000)

² **J. PFAU, F. BALLEYS, D. CONVERS**

Electrode pour l'usinage par étincelage érosif
Brevet FR 2 418 699 (1979)

³ **J. PFAU, B.BOMMELI, D. SCHNELLMANN**

Electrode en forme de fil pour le découpage d'une pièce métallique par étincelage érosif.
Brevet CH 633 739 (1982)

⁴ **J.P. BRIFFOD, R. MARTIN**

Générateur d'impulsions pour l'usinage par électroérosion
Brevet CH 644 290 (1984)

⁵ **A. GAMBONI**

Process and Apparatus for electric discharge machining
Brevet EP1234630 (2002)

⁶ **E. BUD GUITRAU**

EDM HANDBOOK
Hanser Gardner Publications
ISBN 1-56990-242-9 (1997)

⁷ **D. KREMER**

Les principes et les techniques d'usinage par électroérosion

Journées d'études ENSEE Grenoble. Procédés d'usinage des matériaux par électroérosion. p1-13 (1996)

⁸ **F. VAN DIJCK**

Physico-mathematical analysis of the electro discharge machining process

Thèse de l'Université Catholique de Louvain, Belgique (1973)

⁹ **M. LARACINE**

Contribution à l'étude de l'usinage par électroérosion. Etude thermocinétique du processus d'enlèvement de matière

Thèse de l'Université Claude Bernard - Lyon I (1979)

¹⁰ **C. LHIAUBET**

Etude théorique et expérimentale des processus hydrodynamiques d'une décharge électrique dans un diélectrique liquide. Application à l'électroérosion.

Thèse de l'Université Pais Sud Orsay (1991)

¹¹ **V.A. Nevroskii and V.N. Yarolavskii**

Dependence of the beta coefficient from microscopic cathode projections on the width of the electrode gap

Sov. Phys. Tech. Phys. 27(2) p180-3 (1982)

¹² **K. SHODA, Y. KANEKO, H. NISHIMURA, M. KUNIEDA, M.X. FAN**

Development of adaptative control system to prevent Edm wire breakage

EDM Technology Tranfer, Vol.3, p.17-22 (1995)

¹³ **M. JEANDIN, O. LECOMTE, M. FRAINAIS**

Surface modification of a conventional steel by electro-discharge machining.

Adances in material and processes. Editor P. Ramakrishnan, Oxford & IBH Publishing Co PVT Ltd; New Dehli, Bombay, Calcutta. P. 525-536 (1993)

¹⁴ **AGIE**

Anti Electrolysis in wire-cut EDM

EDM Technology, vol.4, p.28-30 (1996)

¹⁵ **C. PIANTCHENKO, F. BALLEYS**

Surface integrity of materials machined by wire EDM machines

EDM Technology, vol. 4, p.3-6 (1996)

¹⁶ **R. SNOEYS, W.L. DEKEYSER**

Geometrical Accuracy of wire EDM

EDM Technology, vol. 1, p.17-24 (1993)

¹⁷ **F. BALLEY**

Taper Expert system for wire EDM

EDM Technology, vol.3, p.31-33 (1995)

¹⁸ **J. PFAU, J. DUPRAZ**

Wire electrode for erosive electrical discharge machining

Brevet CH 646 083 (1984)

¹⁹ **M.NEGRERIE, P.LETERRIBLE, A.VOIRIN**

Electrode en alliage de cuivre à hautes performances pour usinage par électroérosion et procédé de fabrication

Brevet EP 0 526 361 A1 (1993)

²⁰ **H. TOMINAGA & al.**

Electrode wire for use in electric discharge machining and process for preparing same.

Brevet EP 0 185 492 B1 (1986)

²¹ **M.BANZAI, Y.SHIBATA**

Electrode for wire cut electric discharge machining

Brevet EP 0 348 594 (1990)

²² **H. GROOS, H. HERMANI**

Eroding electrode, in particular a wire electrode for the sparkerosive working

Brevet US 4 935 594 (1990)

²³ **H. HERMANI**

Drahtelektrode zum funkerosiven Schneiden

Brevet EP 0 334 971 B1 (1991)

²⁴ **B. BARTHEL, H. GROOS, H. HERMANNI**

Fil électrode et méthode de fabrication de l'électrode fil utilisé notamment pour usinage par décharges électriques

Brevet EP 0 733 431 (1999)

²⁵ **L. LACOURCELLE, P.DEROBERT**

Electrode filiforme à revêtement électrolytique d'alliage pour étincelage érosif, et procédé pour sa fabrication

Brevet FR 2 642 350 (1990)

²⁶ **L. LACOURCELLE, P .DEROBERT**

Electrode filiforme à revêtement métallique pour étincelage érosif, et procédé pour sa réalisation.

Brevet EP 0 381 595 B1 (1993)

²⁷ **J.P. BRIFFOD**

Fil électrode multicouches

Brevet EP 0 415 501 A1 (1991)

²⁸ **J. PFAU, J. DUPRAZ**

Wire electrode for erosive electrical discharge machining

Brevet CH 646 083 (1984)

²⁹ **D.S. TOMALIN**

Electrode wire for use in electric discharge machining and process for preparing same

Brevet US 5 945 010 (1999)

³⁰ **N. CHIRIOTTI, R. FLÜCKIGER, R.P. PEREZ**

Electrode for wire electric discharge machining, and manufacturing method thereof

Brevet EP1 106 293 (2001)

³¹ **.C. SEONG**

Method of manufacturing porous electrode wire for electric discharge machining and structure of the electrode wire

Brevet EP 0 930 131 A1 (1999)

³² **L. LACOURCELLE**

Structure de fil électrode pour électroérosion, procédé pour sa fabrication, et application à l'électroérosion

Brevet EP 0 800 886 B1 (2000)

³³ **M. LY**

Fil pour électroérosion à couche superficielle optimisée

Brevet FR 2 811 598 (2002)

³⁴ **H. ABBAD**

Evaluation comparative de fils pour usinage par étincelage érosif

Rapport de stage effectué chez Thermocompact pour l' ENSAM Mèknès. (2002)

³⁵ **J.P. BRIFFOD**

Zinc or cadmium coated, surface oxydized electrode wire for EDM cutting of a workpiece; and method for forming such a wire

Brevet US 4 977 303 (1990)

³⁶ **E. DOMMER, H. GROOS**

Wire electrode for spark-eroding systems

Brevet US 4 631 237 (1986)

³⁷ **H.GROOS**

Wire electrode for the spark erosive cutting

Brevet US 4 766 280 (1988)

³⁸ **K. SHIMOJIMA & al.**

Electrode wire for electrical discharge machining

Brevet US 2001 050 269 (2001)

³⁹ **B. BARTHEL, H. GROOS, H. HERMANI, K. TAUBLER**

High strength erosion electrode

Brevet EP0 925138 (1999)

⁴⁰ **B. BARTHEL, B. NEUSER**

Wire electrode

Brevet EP 1 038 625 (2000)

⁴¹ **M. LY**

Fil pour électroérosion à grande vitesse d'usinage

Brevet FR 2 833 874 (2001)

⁴² **Anonymes**

Les propriétés du cuivre et de ses alliages

Publié par le Centre d' Information du Cuivre, Laitons et Alliages (1992)

⁴³ **Anonymes**

Les Laitons

Centre d'Information du Cuivre, Laitons et Alliages (1992)

⁴⁴ **L. LACOURCELLE**

Traité de Galvanotechnique

Galva-Conseil Edition. ISBN 2-9509209-0-X (1996)

⁴⁵ **H. GROOS, H. HERMANI**

Erodierielektrode, insbesondere Drahtelektrode für die funkenerosive Bearbeitung.

Demande de brevet EP 0 312 674 A1 (1989)

⁴⁶ **L. LACOURCELLE**

Procédé et dispositif de zingage d'un fil d'électroérosion, et fil ainsi obtenu

Brevet EP 0 811 701 B1 (2001)

⁴⁷ **L. LACOURCELLE**

Procédé et dispositif pour la fabrication de fil électrode pour étincelage érosif

Brevet EP 0 734 805 B1 (1999)

⁴⁸ **L. LACOURCELLE**

Procédé et dispositif pour la fabrication d'un fil électrode pour électroérosion.

Brevet EP 0 955 396 B1 (2002)

⁴⁹ **M. EYRAUD**

Electrocristallisation de l'alliage zinc-manganèse. Etude cinétique. Influence des paramètres d'électrolyse.

Thèse de l'Université de Provence - Aix-Marseille I (1993)

⁵⁰ **M. SAGIYAMA, T. URAKAWA, T. ADANIYA, T. HARA, Y. FUKUDA**

Electrodeposition of zinc-manganese on steel strip

Plating and surface finishing, november 1987, P.77-82 (1987)

⁵¹ **B. BOZZINI, F. PAVAN G. BOLLINI, P.L. CAVALLOTTI**

Zn-Mn Alloy Electrodeposition on Steel

Tans. IMF,75(5) P.175-180, (1997)

⁵² **B. BOZZINI, F. PAVAN, P.L. CAVALLOTTI**

Experience with a pilot plant for the electrodeposition of Zn - Mn on wire

Trans. IMF, 76(5) p.171-179, (1998)

⁵³ **Y. SUGIMOTO, T. URAKAWA, M. SAGIYAMA**

The Electrodeposition behavior of zinc-manganese alloys from the fluoborate bath.

Extd. Abs. 179th Electrochem. Soc. Meeting, Washington DC, USA, 5-10 May 1991, 91-1, 821 (abstract No 550)

⁵⁴ **P. BERTHET**

Le dépôt électrolytique de zinc-manganèse et de manganèse pur

Rapport de stage ENSEEG pour THERMOCOMPACT (2001)

⁵⁵ **Norme Francaise Homologuée**

Essais microscopiques, grossissements et réactifs

NF A 05-102 (1947)

⁵⁶ **M.LY**

Fil pour électroérosion à âme en laiton et couche superficielle en cuivre

Demande de brevet publiée sous le numéro FR 2 850 045 (2004).

⁵⁷ **M.F. MEHL, C.F. LUTZ**

Diffusion in gamma brass

Trans. Met. Soc. AIME, vol.221 (1961), p.561-567

⁵⁸ **M.LY, G.SANCHEZ, P.BLANC**

Fil composite pour électroérosion

Demande de brevet Français N° 05 01547 du 11/02/2005

⁵⁹ **Ouvrage collectif de: M.AUBES, J.CHAPELLE, J.F. COUDERT, A.GLEIZES, R.HAUG, B.JUTTNER, A.LEFORT, P.PROULX, S.VACQUIER, J.C.VERITE**

L'Arc Electrique

CNRS Editions (2000)

⁶⁰ **R. PEREZ. N. CHIRIOTTI. R. DEMELLAYER. R. FLÜCKIGER. A. ZRYD**

Investigation of physical processes in wire-edm by means of single and multiple discharge measurements and analysis

Proc; ISEM XIII; vol. I; p.473 (2001)

⁶¹ **V.E.GRAKOV**

Cathode fall of an arc discharge in a pure metal. I

Soviet Physics - Technical Physics Vol.12, p.286, (1967).

⁶² **I.G. BROWN, B. FEINBERG, J.E. GALVIN**

Multiply Stripped Ion Generation in the Metal Vapor Vacuum Arc

J.Appl.Phys. Vol.63,p.4889-4898 (1988)

⁶³ **M. OLETTE, M.F. ANCEY-MORET**

Présentation graphique de données relatives à la pression de vapeur et à l'enthalpie de vaporisation des éléments.

Le Vide, 22 N° 130 (1967) p.213-225

⁶⁴ **J.P.PEREZ**

Thermodynamique. Fondements et applications, 3ème edition

DUNOD (2001)

-
- ⁶⁵ **A. VON ENGEL, A.E. ROBSON**
The excitation theory of arcs with evaporation cathodes
Proc. Roy. Soc. Vol. A242 (1957) p.217-236
- ⁶⁶ **K. ALBINSKI, K. MUSIOL, A. MIERNIKIEWICZ, S. LABUZ, M. MALOTA**
The temperature of a plasma used in electrical discharge machining
Plasma Sources Sci. Technol. vol 5 (1996) p.736-742
- ⁶⁷ **A. DESCOEUDRES, C. HOLLENSTEIN, R. DELLEMEYER, G. WÄLDER**
Optical emission spectroscopy of electrical discharge machining plasma
J.Phys. D: Appl. Phys. Vol 37 (2004) p.875-882
- ⁶⁸ **B.W. PILLANS, M.H. EVENSEN, H.F. TAYLOR, P.T. EUBANK, LIANXI MA**
Fiber optic diagnostic techniques applied to electrical discharge machining sparks
J. Appl. Phys. vol. 91, N.4, p.1780-1786 (2002)
- ⁶⁹ **D. R. LIDE (Editor in Chief)**
Handbook of chemistry and physics, 80th edition (1999-2000)
- ⁷⁰ **G. D'AQUIN**
L'usinage par étincelage érosif à fil : Etude et modélisation du processus d'enlèvement de matière
Rapports de stage Ingénieur ENSSEG et DEA Science et Génie des Matériaux INPG (2003)
- ⁷¹ **M.R. PATEL, M.A. BARRUFET, P.T. EUBANK, D.D. DIBITONDO**
Theoretical models of the electrical discharge machining process. I. A simple cathode erosion model.
J. Appl. Phys. vol.66 (9), p. 4095-4103, (1989)
- ⁷² **M.R. PATEL, M.A. BARRUFET, P.T. EUBANK, D.D. DIBITONDO**
Theoretical models of the electrical discharge machining process. II. The anode erosion model.
J. Appl. Phys. vol.66 (9), p. 4104-4111, (1989)

⁷³ **P.T. EUBANK, M.R. PATEL, M.A. BARRUFET, B. BOZKURT**

Theoretical models of the electrical discharge machining process. III. The variable mass, cylindrical plasma model.

J. Appl. Phys. vol.73 (11), p.7900-7909, (1993)

⁷⁴ **D. KREMER, C. LHIAUBET, A. MOISAN**

A study of the effect of synchronizing ultrasonic vibrations with pulses in EDM

Annals of the CIRP, vol. 40 (janvier 1991)

⁷⁵ **A. RIST, M.F. ANCEY-MORET, C. GATELLIER, P.V. RIBOUD**

Equilibres thermodynamiques dans l'élaboration de la fonte et de l'acier

Les Techniques de l'Ingénieur, M1730 (1974) , M1731 (1975), M1733(1974), M1734 (1973)

⁷⁶ **P.V. RIBOUD, J.M.STEILER**

Données thermochimiques nécessaires à l'établissement des bilans thermiques en sidérurgie

Les Techniques de l'Ingénieur, M1726 (1980)

⁷⁷ **R. HULTGREN, P.D. DESAI, D.T. HAWKINS, M. GLEISER, K.K. KELLEY**

Selected values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys

ASM, Metals Park, OH (1973)

⁷⁸ **M. BRUMA**

Perfectionnements apportés aux électrodes utilisées pour l'usinage par décharges électriques intermittentes

Brevet FR 1.256.576 demandé le 9 février 1960

Brevet FR 1.266.582 demandé le 1er juin 1960

Brevet FR 1.256.576, demandé le 1er juin 1960

Brevet FR 1.280.044 demandé le 16 novembre 1960

⁷⁹ **P.A. COX**

The Electronic Structure and Chemistry of Solids

Oxford University Press (1987)

⁸⁰ **R.A. POWELL, W.E. SPICER, J.C. McMENAMIN**

Photoemission studies of Wurtzite zinc oxide

Phys. Rev. B vol.6, N.8, p.3056-3065 (1972)

⁸¹ **H.STÖCKER, F.JUNDT, G.GUILLAUME**

Toute la physique, 2^{ème} tirage corrigé

DUNOD (1999)

⁸² **S. COULOMBE, J.L. MEUNIER**

Thermo-field emission: a comparative study

J. Phys. D: Appl. Phys. vol.30 p.776-780, (1997)

⁸³ **T.H. LEE**

T-F Theory of Electron Emission in High Current Arcs

J. Appl. Phys., vol. 30 N.2 , p.166-171, (1959)

⁸⁴ **T.H. LEE**

Energy Distribution and Cooling Effect of Electrons Emitted from an Arc Cathode

J. Appl. Phys., vol. 31 N.5 , p.924-927, (1960)

⁸⁵ **T.H. LEE, A. GREENWOOD**

Theory for the cathode mechanism in metal vapor arcs

J. Appl. Phys., vol. 32, N. 5, p.916-923, (1961)

⁸⁶ **R. PEREZ, H. ROJAS, G. WÄLDER, R. FLÜCKIGER**

Theoretical modelling of energy balance in electroerosion

Journal of Material Processing Technology. Vol 149 (2004) p.198-203

⁸⁷ **F. WOOTEN**

Optical properties of solids

Academic Press (disponible au CEA Saclay) (1972)

⁸⁸ **G.B. SABINE**

Reflectivities of evaporated metal films in the near and far ultraviolet

Phys. Rev. vol.55, p.1064-1069, (1939)

⁸⁹ **E.D. PALIK**

Handbook of optical constants of solids

Academic Press (1985)

⁹⁰ **H. LOWERY, H. WILKINSON, D.L. SMARE**

On the optical constants of alloys of the copper-zinc system

Proc. Phys. Soc. vol.49, p.345-353 (1937)

⁹¹ **L. MULDAWER**

Spectral reflectivity as a function of temperature of beta brass type alloys

Phys. Rev. vol.127 N.5, p.1551-1559 (1962)

⁹² **N.F. MOTT**

The theoretical interpretation of the optical constants of copper-zinc alloys

Proc. Phys. Soc. vol. 49, p.354-356 (1937)

⁹³ **R.L. HENGEHOLD, R.J. ALMASSY, R.J. PEDROTTI**

Electron energy-loss and ultraviolet spectra of crystalline ZnO

Phys. Rev. B vol.1 N.12, p4784-4791 (1970)