



**HAL**  
open science

# Etude de la contribution des flux activants en soudage A-TIG : application de la silice au soudage de différents métaux et alliages

Guillaume Rückert

► **To cite this version:**

Guillaume Rückert. Etude de la contribution des flux activants en soudage A-TIG : application de la silice au soudage de différents métaux et alliages. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Centrale de Nantes (ECN), 2005. Français. NNT: . tel-00011434v1

**HAL Id: tel-00011434**

**<https://theses.hal.science/tel-00011434v1>**

Submitted on 20 Jan 2006 (v1), last revised 20 Mar 2006 (v2)

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

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

*École Centrale de Nantes*

*Université de Nantes*

ÉCOLE DOCTORALE  
MÉCANIQUE, THERMIQUE ET GÉNIE CIVIL

*Année 2005*

Thèse de DOCTORAT

*Diplôme délivré conjointement par  
l'École Centrale de Nantes et l'Université de Nantes*

Spécialité: GÉNIE MÉCANIQUE

Présentée et soutenue publiquement par

Guillaume RÜCKERT

le 8 décembre 2005  
à l'École Centrale de Nantes

TITRE

ÉTUDE DE LA CONTRIBUTION DES FLUX ACTIVANTS EN SOUDAGE A-TIG :  
APPLICATION DE LA SILICE AU SOUDAGE DE DIFFÉRENTS MÉTAUX ET ALLIAGES

JURY

Président :	M. SUERY	Directeur de Recherche, INPG Grenoble
Rapporteurs :	H.P. LIEURADE	Responsable Recherche et Développement Matériaux, CETIM
	R. TAILLARD	Professeur des Universités, Université de Lille
Examineurs :	B. HUNEAU	Maître de Conférences, École Centrale de Nantes
	J.C. JOURNEE	Directeur du département Recherche et Développement, Vallourec
	S.K. MARYA	Professeur des Universités, École Centrale de Nantes

---

Directeur de thèse : S.K. MARYA  
Examineurs : B. HUNEAU  
Laboratoire : Institut GeM - UMR CNRS 6183

---

Professeur des Universités, École Centrale de Nantes  
Maître de Conférences, École Centrale de Nantes



# Avant-propos

Cette étude a été menée au sein de l'Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique, UMR CNRS 6183 de l'École Centrale de Nantes et de l'Université de Nantes, dans l'équipe Dynamique, Polymères et Procédés. Je tiens à remercier M. Pierre-Yves HICHER, Directeur du laboratoire et M. Arnaud POITOU, Responsable de l'équipe de recherche de m'avoir accueilli au sein de leur entité respective.

Je voudrais d'autre part exprimer toute ma gratitude à M. Surendar MARYA, Professeur des Universités à l'École Centrale de Nantes, qui m'a proposé ce sujet de thèse et qui m'a encadré pendant les trois années de thèse.

Je remercie également Bertrand HUNEAU, Maître de Conférences à l'École Centrale de Nantes, qui a participé à l'encadrement de cette thèse et qui a su me faire profiter de ses connaissances.

Je remercie tout particulièrement MM. Henri-Paul LIEURADE, Responsable Recherche et Développement Matériaux du CETIM, et Roland TAILLARD, Professeur à l'Université de Lille, qui ont accepté la lourde tâche d'être les rapporteurs de ce mémoire.

Mes remerciements vont également à M. Michel SUERY, Directeur de Recherche à l'INPG de Grenoble, qui a accepté d'être le président de ce jury.

M. Jean-Claude JOURNÉE, Directeur du département Recherche et Développement de la société Vallourec, a également accepté de juger ce travail. Je l'en remercie.

Bien qu'ils n'aient pas directement participé à l'encadrement de cette thèse, MM. Steven LE CORRE et Laurent GORNET, Maîtres de Conférences à l'École Centrale de Nantes, ont apporté leur contribution dans le domaine de la simulation numérique et je leur en suis sincèrement reconnaissant.

La réalisation technique de ce travail n'aurait pas été possible sans l'implication et les connaissances pratiques de MM. Marc SCHABA et Didier PRIEM. Je tiens ici à leur exprimer toute ma reconnaissance pour leur participation active au travail réalisé. Merci à tous les deux.

Parmi les autres membres du laboratoire qui ont apporté leur contribution à ce travail, je tiens à remercier en particulier M. Robert MAILLARD pour ses connaissances en microscopie, MM. Pierrick GUEGAN, Franck PASCO et Daniel LEBRETON pour leur aide lors de la campagne d'essais mécaniques et M. Guillaume RACINEUX pour ses précieux conseils.

Je remercie également Melle Mireia FERNANDEZ CASTAÑE, MM. Jérémy BERNAUDEAU et Matthieu FORTUN qui ont apporté leur contribution à la réalisation de ce travail lors de leur travail de stage.

Enfin, je voudrais remercier l'ensemble du personnel du laboratoire, enseignants-chercheurs, personnels techniques, doctorants et stagiaires pour ces trois années passées dans une ambiance agréable et chaleureuse.



# Table des matières

<b>Avant-propos</b>	<b>3</b>
<b>Introduction générale</b>	<b>9</b>
<b>Étude bibliographique</b>	<b>13</b>
<b>1 État de l'art en soudage TIG</b>	<b>13</b>
1.1 Introduction au soudage TIG	13
1.2 L'arc électrique en soudage	14
1.2.1 Existence de l'arc électrique	14
1.2.1.1 Ionisation et dissociation	14
1.2.1.2 Claquage dans les gaz	15
1.2.1.3 Amorçage de l'arc électrique	16
1.2.2 Description de l'arc électrique	16
1.2.3 Chute cathodique	17
1.2.3.1 Émission thermoïonique	17
1.2.3.2 Émission de champ	18
1.2.3.3 Ionisation thermique	18
1.2.4 Chute anodique	18
1.2.5 Colonne d'arc	19
1.2.6 Bilan dans l'arc	19
1.3 Formation du bain de fusion	20
1.3.1 Pression de l'arc	20
1.3.2 Cisaillement aérodynamique	21
1.3.3 Forces de flottabilité	21
1.3.4 Forces électromagnétiques	22
1.3.5 Tension de surface	22
1.3.6 Bilan dans le bain de fusion	23
1.4 Conclusion	25
<b>2 Contribution des flux activateurs</b>	<b>27</b>
2.1 Les flux en soudage	27
2.1.1 Introduction	27
2.1.2 Définition	28
2.1.3 Applications	28
2.1.3.1 Le brasage et le soudo-brasage	29
2.1.3.2 Soudage à l'arc submergé	29

2.1.3.3	Soudage à l'arc avec électrode enrobée . . . . .	30
2.1.3.4	Soudage MIG-MAG . . . . .	30
2.1.3.5	Soudage LASER . . . . .	31
2.2	Les flux activateurs en soudage . . . . .	31
2.2.1	Définition . . . . .	31
2.2.2	Rôle des flux activateurs . . . . .	31
2.2.2.1	Dans l'arc électrique . . . . .	32
2.2.2.2	Dans le bain de fusion . . . . .	34
2.2.2.3	À l'interface arc/bain . . . . .	35
2.2.3	Applications des flux activateurs . . . . .	35
2.2.3.1	Développement du procédé A-TIG . . . . .	35
2.2.3.2	LASER et Faisceau d'électrons . . . . .	38
2.2.3.3	Le procédé Flux-Bounded TIG (FB-TIG) . . . . .	39
2.2.3.4	Nouvelles techniques alternatives . . . . .	40
2.3	Conclusion . . . . .	41

## Étude expérimentale 45

### 3 Optimisation du procédé A-TIG 45

3.1	Introduction . . . . .	45
3.2	Protocole expérimental . . . . .	46
3.3	Choix du flux activateur . . . . .	46
3.3.1	Introduction . . . . .	46
3.3.2	Critères de sélection des flux activateurs . . . . .	47
3.3.3	Validation expérimentale du choix des flux activateurs . . . . .	49
3.4	Application du flux activateur . . . . .	55
3.4.1	Introduction . . . . .	55
3.4.2	Solvant . . . . .	56
3.4.3	Épaisseur du dépôt de flux . . . . .	57
3.4.3.1	Configuration A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ ) . . . . .	59
3.4.3.2	Configuration A-TIG avec écartement des bandes de flux activateur ( $x = 2\text{ mm}$ ) . . . . .	63
3.4.3.3	Comparaison des deux configurations . . . . .	66
3.4.3.4	Conclusion . . . . .	70
3.4.4	Écartement des bandes de flux . . . . .	72
3.4.4.1	Modification du bain de fusion . . . . .	73
3.4.4.2	Modification de l'arc électrique . . . . .	75
3.5	Conclusion . . . . .	81

### 4 Caractérisation des joints soudés 83

4.1	Introduction . . . . .	83
4.2	Protocole expérimental . . . . .	84
4.3	Analyse métallographique des joints soudés . . . . .	86
4.4	Essais mécaniques . . . . .	94
4.4.1	Filiation de dureté . . . . .	94
4.4.2	Traction des joints soudés . . . . .	95
4.4.2.1	Expérimentation . . . . .	95

4.4.2.2	Validation numérique de l'essai de traction . . . . .	98
4.5	Analyse de la rupture . . . . .	102
4.6	Bilan . . . . .	105
<b>5</b>	<b>Contribution de la silice au soudage TIG de différents alliages métalliques</b>	<b>107</b>
5.1	Introduction . . . . .	107
5.2	Protocole expérimental . . . . .	108
5.3	Résultats . . . . .	111
5.3.1	Modifications géométriques . . . . .	111
5.3.2	Évolution des paramètres électriques . . . . .	115
5.4	Interprétations . . . . .	116
5.4.1	Influence de l'écartement " $x$ " sur la contribution de la silice . . . . .	116
5.4.2	Action de la silice . . . . .	117
5.4.2.1	Action dans l'arc électrique . . . . .	117
5.4.2.2	Action dans le bain de fusion . . . . .	119
5.4.3	Bilan . . . . .	120
5.5	Analyse de la zone fondue . . . . .	120
5.5.1	Résultats . . . . .	121
5.5.2	Interprétations . . . . .	126
5.6	Simulation numérique de la formation du bain de fusion . . . . .	127
5.6.1	Introduction . . . . .	127
5.6.2	Formulation du problème . . . . .	127
5.6.2.1	Conservation de la quantité de mouvement . . . . .	128
5.6.2.2	Conservation de la chaleur . . . . .	128
5.6.3	Lois de comportement . . . . .	129
5.6.3.1	Mécanique . . . . .	129
5.6.3.2	Thermique . . . . .	130
5.6.4	Conditions aux limites . . . . .	130
5.6.4.1	Mécanique . . . . .	130
5.6.4.2	Thermique . . . . .	131
5.6.4.3	Tension de surface . . . . .	132
5.6.5	Constantes . . . . .	132
5.6.6	Résultats . . . . .	133
5.6.6.1	Résolution numérique . . . . .	133
5.6.6.2	Formation du bain de fusion en soudage TIG . . . . .	133
5.6.6.3	Contribution du flux activant . . . . .	136
5.6.7	Bilan . . . . .	139
5.7	Conclusion . . . . .	140
	<b>Conclusions générales</b>	<b>145</b>
	<b>Annexes</b>	<b>149</b>
<b>A</b>	<b>Structure de la silice</b>	<b>151</b>
A.1	Introduction . . . . .	151
A.2	États et variétés de la silice . . . . .	151
A.2.1	Silice anhydre . . . . .	152
A.2.1.1	Silice cristallisée . . . . .	152
A.2.1.2	Silice amorphe . . . . .	152

A.2.2 Silice hydratée . . . . .	153
<b>B La tension de surface en soudage</b>	<b>155</b>
B.1 Définition . . . . .	155
B.2 Effet Marangoni . . . . .	156
B.3 Influence des éléments tensioactifs . . . . .	157
B.4 Bilan sur l'effet Marangoni en soudage . . . . .	158
<b>C Modélisation de la source thermique en soudage A-TIG</b>	<b>161</b>
C.1 Introduction . . . . .	161
C.2 Définition de la source thermique . . . . .	162
C.2.1 Définition générale . . . . .	162
C.2.2 Définition de la source thermique dans le plan . . . . .	162
C.3 Contribution du flux activant . . . . .	163
C.3.1 Hypothèses . . . . .	163
C.3.2 Détermination du coefficient de constriction de l'arc électrique . . . . .	164
C.3.3 Détermination du coefficient de forme de la gaussienne . . . . .	165
C.4 Conclusion . . . . .	167
<b>Références Bibliographiques</b>	<b>167</b>
<b>Table des figures</b>	<b>177</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>183</b>
<b>Index</b>	<b>185</b>

# Introduction générale

Parmi les procédés d'assemblage, le soudage tient une place de premier choix pour ses multiples applications dans des secteurs industriels aussi nombreux que variés (aéronautique, nucléaire, cryogénie, naval, plates-formes offshore). La compréhension de ce procédé requiert un investissement à la fois scientifique et technologique. Le développement de la technique est ancien mais la technologie est en constante évolution et ouvre régulièrement de nouveaux champs d'application.

De nombreux développements récents sont orientés vers des procédés de soudage à l'état solide tels que le Friction Stir Welding. Pour autant, la plupart des soudures réalisées encore aujourd'hui sont obtenues par fusion et, en particulier, à l'aide d'un arc électrique. Parmi les procédés de soudage à l'arc, on distingue le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), très employé en industrie afin de réaliser des cordons d'excellente qualité pour un coût d'investissement et d'utilisation réduit.

Sa grande flexibilité lui permet de s'adapter aussi bien dans une chaîne de production que sur des sites de chantier difficiles d'accès. Sa polyvalence lui permet de souder, en une seule passe, tous les matériaux de 0,1 jusqu'à 3 mm d'épaisseur avec une facilité d'utilisation et des précautions d'usage réduites.

Au delà de 3 mm, on a recourt à un soudage multi-passe avec métal d'apport pour assembler les bords préalablement chanfreinés. Alors, la phase de préparation en usinage ainsi que les différentes passes font chuter la productivité du procédé. Par ailleurs, il subsiste des contraintes résiduelles importantes provoquées par les retraits différentiels dans la zone fondue.

Le développement des procédés à haute densité d'énergie offre des solutions alternatives pour améliorer le profil des soudures. Aussi, au-delà même du lourd investissement qu'ils représentent, leur technologie les confrontent à de nouvelles difficultés. Pour le LASER, le pouvoir réfléchissant de l'aluminium, par exemple, fait chuter le rendement énergétique, le faisceau d'électrons sous vide requiert des installations particulières et le soudage plasma n'est pas adapté pour les soudures en position.

Au vu de ces différents constats, il apparaît que ces procédés ne conviennent pas en PMI pour leur caractère onéreux et leur flexibilité réduite. Une voie alternative et prometteuse est apparue avec le soudage A-TIG (Activated-TIG) dérivant du soudage TIG auquel on a adjoint l'utilisation de flux activateurs. Cette technique autorise le soudage de tôles d'épaisseur comprise entre 6 et 8 mm en une seule passe sans préparation de bord ni modification de matériel.

Cependant, malgré un fort potentiel des flux activateurs pour la plupart des métaux et alliages, les applications industrielles du soudage A-TIG sont rares. Les limitations du développement de cette méthode peuvent être admises pour trois raisons majeures :

- les performances du procédé sont irrégulières à cause d'un dépôt du flux activateur mal contrôlé ;

- peu d’informations sont disponibles sur les caractéristiques mécaniques des joints soudés par cette méthode ;
- les mécanismes d’activation du flux sont mal connus.

Les récents travaux de recherche menés à l’École Centrale de Nantes concernant l’application des flux activants au soudage TIG ont été orientés vers la formulation de mélanges pour le soudage des aciers bas carbone, aciers inoxydables, titane et alliages ainsi que aluminium et alliages. L’application de la silice au soudage des alliages d’aluminium a par ailleurs donné lieu à une technique de dépôt originale à l’origine d’un nouveau procédé appelé FB-TIG (Flux-Bounded TIG).

Dans la continuité de ces recherches, l’objectif de ce travail de thèse est d’apporter une contribution au développement de la méthode. Il s’agit donc de développer chacun des trois axes de recherche évoqués dans les limitations du procédé.

Cette étude est motivée par deux finalités :

- d’un point de vue industriel : il s’agit d’apporter des solutions techniques aux limitations du procédé TIG sans modification majeure du protocole et en garantissant des caractéristiques au moins identiques à celles obtenues traditionnellement ;
- d’un point de vue scientifique : l’enjeu est de proposer des modèles simples pour représenter l’action du flux activant.

La démarche de ce travail est essentiellement expérimentale pour réaliser des joints soudés acceptables, d’une part, et identifier les mécanismes d’activation du flux, d’autre part.

A partir des interprétations des résultats expérimentaux, nous proposons d’introduire des modèles simples dans la simulation numérique de la formation du bain de fusion.

Le présent document traite de l’application de la silice au soudage A-TIG de différents métaux et alliages. Il se décompose en deux parties.

La partie bibliographique est constituée de deux chapitres. Le chapitre 1 rappelle les principes physiques qui régissent le soudage TIG. La formation de l’arc électrique et celle du bain de fusion sont détaillées afin d’identifier les causes physiques des limitations du procédé. Le chapitre 2 dresse un état de l’art de la contribution des flux activants en soudage. En effet, il n’existe pas dans la bibliographie de présentation exhaustive sur ces éléments et les informations à leur égard sont parfois contradictoires.

La partie expérimentale est articulée en trois volets. Le premier volet constitue le chapitre 3 au cours duquel le dépôt du flux activant est étudié et optimisé pour le cas d’un acier inoxydable austénitique 304L. Cette première étape conduit à deux axes développés respectivement dans les deux chapitres suivants.

Le chapitre 4 présente une étude de caractérisation métallurgique et mécanique des joints soudés par le procédé A-TIG pour l’acier inoxydable 304L à partir des paramètres optimisés.

L’application de la silice en procédé A-TIG est étendue à différents métaux et alliages d’usage courant dans le chapitre 5. Cette partie a pour objectif de mettre en évidence les mécanismes d’activation du flux associés aux propriétés du matériau soudé et de présenter un modèle simple de leur action.

# Étude bibliographique



## Chapitre 1

# État de l'art en soudage TIG

### 1.1 Introduction au soudage TIG

Le mot TIG est un acronyme qui signifie "Tungsten Inert Gas". Il définit un procédé de soudage également appelé "Gas Tungsten Arc Welding" (GTAW) en langue anglo-américaine, pour lequel la fusion des bords à assembler est obtenue par la création d'un arc électrique.

L'arc électrique est initié à partir d'une électrode réfractaire en tungstène dans un confinement de gaz inerte (Figure 1.1). Malgré un faible rendement de l'arc, cette source thermique d'origine électrique fournit suffisamment d'énergie aux pièces pour fondre leur bord. Lors du refroidissement, la liaison se solidifie et assure ainsi une continuité mécanique et métallurgique entre les deux pièces.

Parmi les procédés de soudage à l'arc électrique, le procédé TIG est le plus rudimentaire puisqu'il n'apporte que des calories à la pièce à souder. Éventuellement, un métal d'apport peut être ajouté mais son introduction est totalement indépendante de la source thermique. La simplicité de ce procédé permet d'obtenir des joints soudés d'excellente qualité pour la plupart des matériaux métalliques.

Le matériel de soudage est constitué d'une source de courant, d'une source de gaz de protection et d'une torche de soudage. La flexibilité et la simplicité de cet équipement permettent une utilisation manuelle. Pour augmenter la productivité et la régularité des joints soudés, le procédé peut être automatisé.

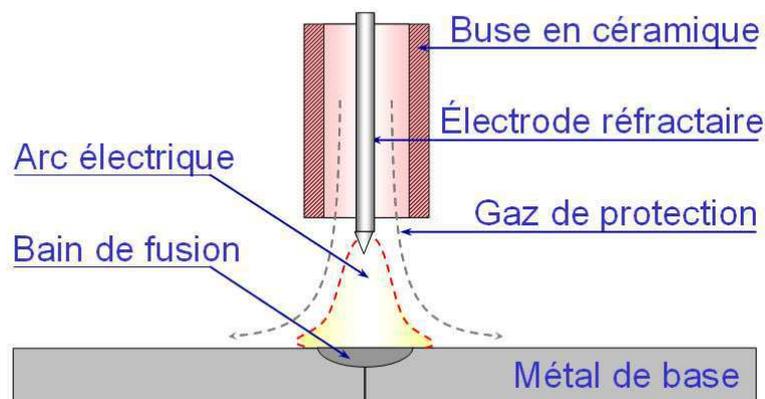


FIG. 1.1 – Schéma de principe du soudage TIG

La formation d'un joint soudé par le procédé TIG peut être résumée en deux étapes :

- création d'une source thermique par l'établissement d'un arc électrique entre une électrode réfractaire et les pièces à souder ;
- formation d'un bain de fusion aux bords des pièces à souder.

Ces deux actions qui peuvent être considérées comme indépendantes sont détaillées l'une après l'autre, afin de mettre en évidence les mécanismes physiques à l'origine de chacune d'entre elles.

## 1.2 L'arc électrique en soudage

Un arc électrique est une décharge électrique à travers un milieu gazeux. Il s'établit entre une électrode négative appelée cathode et une électrode positive appelée anode, les électrons circulant de la cathode vers l'anode. Cette conduction gazeuse établie entre les deux électrodes est accompagnée d'une température et d'une lumière intense.

Cette source thermique d'origine électrique est à l'origine des procédés de soudage dits "à l'arc". Pour le procédé TIG, le soudage de la plupart des métaux et alliages est réalisé en courant continu et polarité directe (DC-EN) ; c'est à dire que l'électrode en tungstène est négative (cathode) et que les électrons sont bombardés vers les pièces à souder (anode).

### 1.2.1 Existence de l'arc électrique

#### 1.2.1.1 Ionisation et dissociation

Lorsque des corps sont portés à haute température, ils sont susceptibles de former des ions. Le degré d'ionisation  $\alpha_i$  défini par l'équation 1.1 est relié à la température par l'équation de Saha (Équation 1.2 d'après [Lancaster, 1984]).

$$\alpha_i = \frac{n}{n_0 + n} \quad (1.1)$$

avec  $n_0$  le nombre de particules neutres par unité de volume et  $n$  le nombre de particules chargées par unité de volume.

$$\frac{\alpha_i^2}{1 - \alpha_i^2} = C_i \frac{T^{5/2}}{p} \exp \frac{-E_i}{kT} \quad (1.2)$$

avec  $C_i$  une constante,  $p$  la pression,  $E_i$  l'énergie d'ionisation,  $k$  la constante de Boltzmann et  $\alpha_i$  défini par l'équation 1.1.

Pour maintenir un degré d'ionisation suffisamment important, la température de plasma doit être supérieure à environ  $10000K$  avec un gaz inerte et environ  $5000K$  pour des vapeurs métalliques dans l'arc. L'énergie d'ionisation  $E_i$  joue également un rôle important. Le tableau 1.1 donne des valeurs pour quelques molécules et atomes.

D'après les valeurs de ce tableau, les éléments métalliques tels que le fer sont généralement plus facilement ionisables que les non-métalliques du fait de leur faible énergie d'ionisation. La présence de vapeurs métalliques ionisées dans le plasma affecte, par conséquent, les propriétés de l'arc électrique.

À haute température, les gaz moléculaires peuvent être dissociés. Le degré de dissociation  $\alpha_d$  est également défini par l'équation de Saha (Équation 1.3).

Éléments	Énergie d'ionisation (eV)
He	24,6
Ar	15,8
O	13,6
O <sub>2</sub>	12,5
Si	8,1
Fe	7,9

TAB. 1.1 – Énergie d'ionisation de quelques molécules et atomes

$$\frac{\alpha_d^2}{1 - \alpha_d^2} = C_d \frac{T^{5/2}}{p} \exp\left(-\frac{E_d}{kT}\right) \quad (1.3)$$

avec  $C_d$  une constante,  $p$  la pression,  $E_d$  l'énergie de dissociation et  $k$  la constante de Boltzmann. L'énergie de dissociation  $E_d$  de quelques gaz moléculaires est donnée dans le tableau 1.2.

Éléments	Énergie de dissociation (eV)
H <sub>2</sub>	4,48
O <sub>2</sub>	5,08
CO <sub>2</sub>	4,30

TAB. 1.2 – Énergie de dissociation de quelques molécules

### 1.2.1.2 Claquage dans les gaz

La conductivité électrique d'un gaz dépend de son degré d'ionisation. A température ambiante, un gaz tel que l'argon est mauvais conducteur alors qu'à des températures très élevées, sous forme de plasma, c'est un excellent conducteur. Le claquage d'un gaz a lieu lors du passage de l'état non conducteur à l'état conducteur.

Le principe du claquage peut être illustré dans un espace délimité par deux plaques métalliques parallèles espacées d'une distance  $d$  dans un gaz à une pression  $P$  et une température  $T$ . En considérant la différence de potentiel  $V$  entre ces deux plaques, l'expression du champ électrique peut être exprimée comme suit dans l'équation 1.4 :

$$E = -V/d \quad (1.4)$$

Lorsqu'un électron est engendré dans cet espace, il se déplace dans la direction de l'anode et le champ électrique lui confère une énergie moyenne  $\bar{W}$  exprimée dans l'équation 1.5.

$$\bar{W} = e.E.L \quad (1.5)$$

avec la charge électrique de l'électron  $e = 1,6.10^{-19}C$  et  $L$  le libre parcours de l'électron dans le gaz.

Si cette énergie est suffisamment grande, l'électron peut ioniser un atome de gaz. Ce processus produit un électron et un ion supplémentaires et évolue rapidement vers une réaction en chaîne produisant une avalanche d'électrons. Les ions positifs issus de l'ionisation du gaz se déplacent

vers la cathode et sont susceptibles d'engendrer, au même titre que les photons, des électrons secondaires, ce qui conduit à de nouvelles avalanches.

Le claquage se produit quand chaque électron atteignant l'anode est remplacé, en moyenne, par un électron secondaire émis par la cathode sous l'effet des bombardements ioniques et photoniques. Lorsque l'espace entre les électrodes est suffisamment chargé, c'est à dire entre  $10^8$  et  $10^9$  électrons [Den Ouden, 1971], un canal conducteur se forme et donne naissance à l'arc électrique.

La tension de claquage  $V_d$  peut être exprimée par l'équation 1.6.

$$V_d = -ln\gamma/\eta \quad (1.6)$$

avec  $\gamma$  la probabilité totale qu'un électron soit engendré par le heurt d'un ion ou d'un photon sur la cathode et  $\eta$  le nombre d'ionisation par électron et par volt.

Les deux quantités sont fonction de  $\frac{E}{P}$ , donc du produit  $d.P$ . Ces paramètres sont dépendants du milieu gazeux et du matériau constituant la cathode.

### 1.2.1.3 Amorçage de l'arc électrique

La tension de claquage est fonction du produit de la pression gazeuse et de la distance entre électrodes. Les tensions de claquage des gaz de protection en soudage sont de l'ordre de quelques centaines de volts. Elles sont bien supérieures à la tension à vide de la source de courant (50 à 100 V). Cela signifie qu'il n'est pas possible d'amorcer l'arc simplement en mettant en circuit la tension à vide entre les deux électrodes séparées d'une certaine distance. Dans la pratique du soudage, deux méthodes d'amorçage sont employées :

- *Mise en court-circuit*: un contact électrique est établi pendant un temps très court entre les deux électrodes. Il en résulte un courant très élevé qui chauffe rapidement la zone de contact. Le métal fond et s'évapore localement. Grâce à leur faible énergie d'ionisation, les atomes métalliques évaporés dans le gaz ambiant, abaissent la tension de claquage vers une valeur voisine de la tension à vide de la source de courant.
- *Tension de crête*: une tension de crête est superposée à la tension de soudage. La valeur de la tension de crête est choisie pour dépasser la tension de claquage.
- *Allumage haute fréquence*: une tension (1 à 5 kV) à haute fréquence (de 0,2 à 4 MHz) est superposée à la tension de soudage. En raison de la haute fréquence, les électrons oscillent entre l'électrode et la pièce sans pouvoir atteindre l'anode. Cela entraîne la formation d'un grand nombre de porteurs de charge, qui à leur tour, donnent naissance à une décharge courte (sous haute tension). Cette décharge produit finalement une quantité suffisante de porteurs de charge pour amorcer un arc véritable sous basse tension.

Les sources de courant actuelles destinées au soudage sont équipées d'un système haute-fréquence pour l'amorçage.

### 1.2.2 Description de l'arc électrique

L'arc électrique est représenté schématiquement par la figure 1.2 correspondant, en soudage, au mode de courant continu en polarité directe. Il se décompose en trois domaines, chacun possédant ses propres propriétés physiques :

- la chute cathodique ;
- la chute anodique ;
- la colonne d'arc.

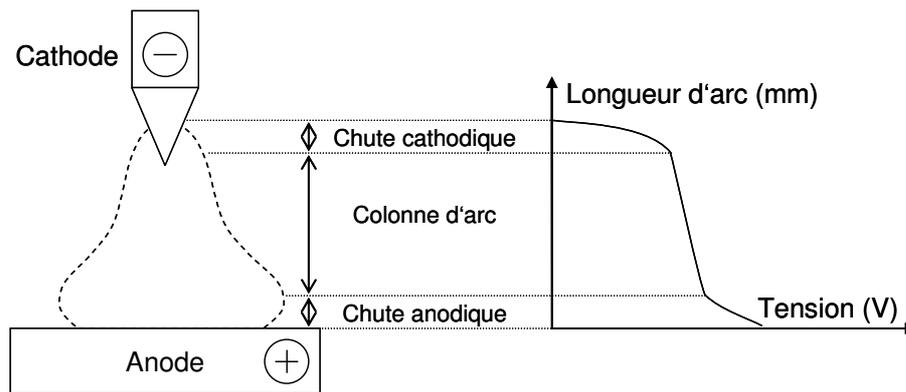


FIG. 1.2 – Représentation schématique des trois régions de l'arc électrique

### 1.2.3 Chute cathodique

La chute cathodique est définie par une couche très mince ( $\sim 10^{-8}m$ ) située à proximité de la cathode et caractérisée par une charge d'espace positive [Marya *et al.*, 2001] et une chute de tension variant entre 10 et 20 V selon la matériau constituant la cathode et le milieu gazeux. Elle relie la cathode relativement froide à la colonne relativement chaude. Il s'agit donc d'une zone de transition possédant un fort gradient de température ( $\sim 10^9 K/cm$ ). La cathode est le lieu de production de porteurs de charges selon trois mécanismes distincts :

- Émission thermoïonique
- Émission de champs
- Ionisation thermique

#### 1.2.3.1 Émission thermoïonique

L'émission thermoïonique est un flux d'électrons provenant d'une surface métallique ou d'oxyde métallique, provoquée par l'énergie vibratoire thermique surmontant les forces électrostatiques qui tiennent les électrons au filament [Key, 1993]. L'effet augmente considérablement avec l'augmentation de la température, mais existe toujours pour les températures supérieures au zéro absolu. Les particules chargées s'appellent les thermions.

Les liaisons métalliques, caractérisant la cohésion des métaux, sont définies par la mise en commun des électrons de valence. Dans cette périphérie du réseau atomique parfois désignée sous le nom de "mer d'électrons", ces électrons se déplacent librement d'atome en atome. Leurs vitesses ne sont pas uniformes et suivent une distribution statistique. De temps en temps, un électron aura assez de vitesse pour être arraché du métal. La quantité minimum d'énergie requise pour qu'un électron laisse la surface s'appelle la *fonction de travail*, et change d'un métal à l'autre. La densité de courant émise  $j$  est liée à la température  $T$  par l'équation de Richardson-Dushman (Équation 1.7 d'après [Lancaster, 1984]).

$$j = A.T^2 \exp\left(-\frac{e\phi}{kT}\right) \quad (1.7)$$

où  $T$  est la température du métal en Kelvin,  $\phi$  la fonction de travail du métal constituant la cathode,  $k$  la constante de Boltzmann et  $A$  est la constante de Richardson ( $A = 6.10^{-5} A/m^2 K^2$ ).

L'évolution parabolique de la densité de courant avec la température indique une forte influence de ce dernier paramètre.

L'addition d'oxydes dans les électrodes métalliques favorise l'émission thermoïonique puisque leur fonction de travail est inférieure à celle de la plupart des métaux [Middel *et al.*, 2000; Marya *et al.*, 2001]. Le tableau 1.3 donne la fonction de travail de quelques éléments métalliques et oxydes. Pour les électrodes en tungstène pur, il faut atteindre la fusion du tungstène pour obtenir une émission thermoïonique. Le dopage de ces électrodes par des oxydes tels que l'oxyde de thorium ( $ThO_2$ ) évite la fusion de la pointe de l'électrode. Les électrodes sont affûtées pour concentrer l'émission thermoïonique et limiter la taille de la tache cathodique [Cornu, 1986] 1.3.

Éléments	Fonction de travail (eV)
W	4,54
Fe	4,49
Al	4,2
ThO <sub>2</sub>	3,9 (à 1120°C)
ThO <sub>2</sub>	2,6 (à 1620°C)
La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,8

TAB. 1.3 – Fonction de travail de différents métaux et oxydes [Debuigne, 1996]

Lorsque le champ électrique est relativement faible, l'émission thermoïonique est le mécanisme principal de production d'électrons.

### 1.2.3.2 Émission de champ

Lorsque la température de la cathode est faible, le nombre d'électrons requis ne peut pas être produit uniquement par l'émission thermoïonique. Dans un champ électrique extrêmement intense (supérieure à  $10^9 V/cm$ ), une émission de champ est susceptible de se produire. Le champ très intense arrache les électrons de la cathode "froide". La densité de courant donnée par l'équation 1.8 devient importante.

$$j = 1,55 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{E^2}{e\phi} \exp\left(-\frac{(e\phi)^{3/2}}{E}\right) \quad (1.8)$$

Cette méthode s'applique uniquement en polarité indirecte et rend l'arc plus instable. Elle ne doit donc être utilisée que lorsqu'un décapage de la pièce est nécessaire mais au détriment de la qualité du cordon.

### 1.2.3.3 Ionisation thermique

Avec l'existence d'une tache cathodique, la couche de liaison entre la zone de chute cathodique et la colonne d'arc laisse passer des ions positifs vers la cathode et des électrons vers la colonne. Cette ionisation thermique demande une certaine quantité d'énergie dont la plus grande partie est fournie par les électrons accélérés dans la zone de chute cathodique.

### 1.2.4 Chute anodique

La chute anodique est définie par une couche très mince ( $\sim 10^{-7} m$ ) à la frontière entre l'anode et la colonne d'arc. Cette couche est le siège d'un champ électrique très puissant ( $10^7 V/m$ ) causé par une charge d'espace négative. La chute de tension varie entre 1 et 10 V, selon la nature du gaz de protection et la composition chimique de l'anode.

Bien que le courant de la colonne d'arc soit constitué essentiellement par des électrons et dans une faible mesure seulement par des ions positifs, le courant existant immédiatement devant l'anode doit nécessairement être un courant purement électronique, car l'anode n'est pas capable de produire des ions positifs. Il faut nécessairement que cette discontinuité du courant soit comblée par la zone de chute anodique. Deux mécanismes sont à l'origine de la production de porteurs de charge dans ce domaine :

- *Ionisation de champ* : les électrons qui se déplacent de la colonne vers la zone de chute subissent une accélération telle qu'ils acquièrent une énergie suffisamment grande pour ioniser un atome neutre.
- *Ionisation thermique* : dans la plupart des cas, son rôle est plus important ; la température de la zone de chute s'élève par suite de la contraction de l'arc du côté de l'anode, ce qui provoque un accroissement de l'ionisation.

Les ions produits sont transmis à la colonne tandis que les électrons sont dirigés vers l'anode.

### 1.2.5 Colonne d'arc

La colonne d'arc est, par définition, la partie située entre la chute cathodique et la chute anodique. Elle est composée de particules neutres (atomes, molécules) et chargées (ions, électrons) qui constituent un plasma.

Dans l'équation 1.9, la loi de Poisson définit le potentiel électrostatique  $V$  dérivant du champ électrique  $E$  en fonction de la charge d'espace par unité de volume  $\rho$  et la permittivité (ou constante diélectrique)  $\epsilon$ .

$$\nabla^2 V = -\vec{\nabla} \cdot \vec{E} = \frac{\rho}{\epsilon_0} \quad (1.9)$$

La colonne d'arc est électriquement neutre [Key, 1993]. Chaque unité de volume contient des nombres égaux de porteurs de charge électrique positive et de porteurs de charge négative. Cette neutralité électrique conduit à la présence d'un champ électrique constant dans la colonne d'arc (Équation 1.10), de l'ordre de  $10 \text{ V/cm}$  [Den Ouden, 1971].

$$\text{div} E = \vec{\nabla} \cdot \vec{E} = 0 \quad (1.10)$$

L'énergie électrique dissipée dans la colonne, déterminée à partir du champ électrique ( $E^2 \cdot \sigma$ ), peut être reliée en négligeant les perturbations, à l'énergie thermique produite par la relation de l'équation 1.11.

$$E^2 \cdot \sigma(T) = -\vec{\nabla} \cdot (\kappa \vec{\nabla} T) + S(T) \quad (1.11)$$

avec  $\kappa$  la conductivité thermique et  $S$  l'énergie perdue par rayonnement.

### 1.2.6 Bilan dans l'arc

L'arc électrique est le lieu de nombreuses transformations et interactions des éléments en présence dont le bilan énergétique est fortement exothermique. Une partie seulement de l'énergie générée dans l'arc sert à fondre les bords des pièces à assembler et éventuellement le métal d'apport (Figure 1.3). Le rendement du procédé  $\eta_p$  défini par l'équation 1.12 est de l'ordre de 40% pour le procédé TIG [Cornu, 1986].

$$\eta_p = \frac{Q}{UI} \quad (1.12)$$

Une grande majorité de l'énergie apportée à l'anode (85%) provient de la contribution des électrons, le complément étant d'origine thermique [Key, 1993].

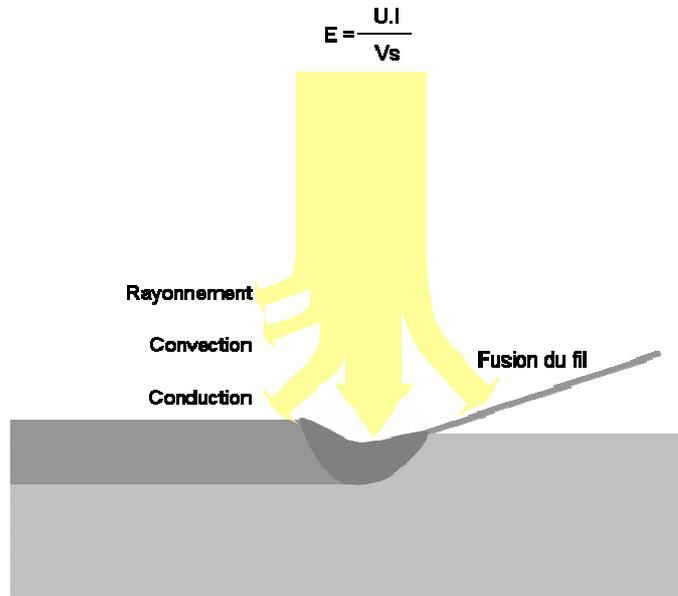


FIG. 1.3 – Schéma de la répartition énergétique de l'énergie de l'arc électrique [Cornu, 1986]

### 1.3 Formation du bain de fusion

Le bain de fusion est le volume qui définit la géométrie du joint soudé. Il dépend de nombreux facteurs dont les plus importants sont :

- l'arc, sa forme, sa température ;
- les mouvements du bain.

La description de l'arc électrique a fait l'objet du paragraphe 1.2. Cette partie est consacrée à l'étude détaillée des mouvements dans le bain. Ces mouvements sont animés par des forces d'origines physiques différentes qui conditionnent, selon leur orientation, l'allure mouillante ou pénétrante du joint soudé ; les courants sont respectivement centrifuges ou centripètes (Figure 1.4).

#### 1.3.1 Pression de l'arc

La pression de l'arc sur le bain de fusion est principalement régie par le flux du gaz plasmagène. Elle dépend fortement de l'intensité de soudage (Équation 1.13). Pour des courants de soudage élevés ( $> 200 A$ ), la pression de l'arc engendre une dépression de la surface libre du bain [Rokhlin et Guu, 1993]. Cette dépression favorise la formation d'un bain pénétré en chassant le film liquide en surface qui joue le rôle d'isolant thermique entre la source thermique et le bain de fusion.

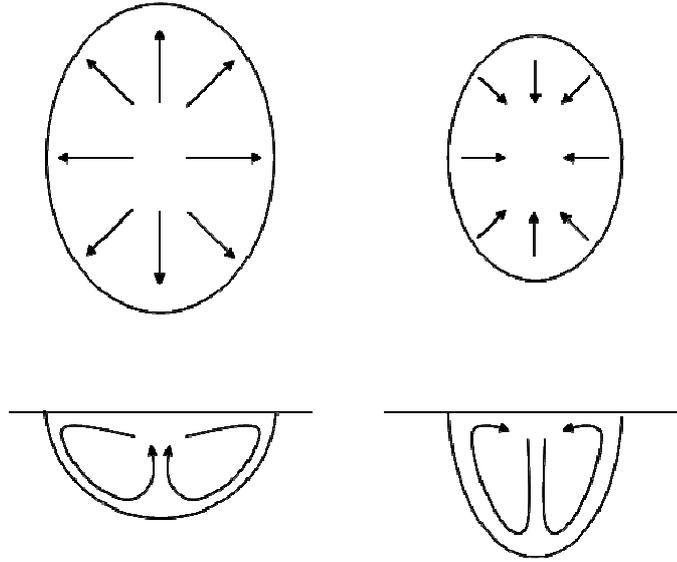


FIG. 1.4 – Deux types de mouvement du fluide dans le bain de fusion: écoulements radiaux centrifuges (gauche) et écoulements radiaux centripètes (droite)

$$P_r = kI^2 \exp^{-ar} \quad (1.13)$$

avec  $a$  et  $k$  des constantes qui sont fonction de la longueur d'arc, du diamètre et de géométrie de l'électrode.

### 1.3.2 Cisaillement aérodynamique

Le passage du gaz de protection au niveau de l'anode crée un cisaillement aérodynamique. La contrainte de cisaillement en surface du liquide peut être représentée par l'équation 1.14 définie par Choo et Szekely [1991].

$$\tau_{liq} = -\mu_{liq} \left( \frac{\partial u}{\partial z} \right)_{liq} \quad (1.14)$$

Cette contrainte en surface engendre des mouvements centrifuges qui élargissent le bain. Cependant, l'influence du cisaillement aérodynamique est faible devant celle de la tension de surface. Par exemple, les vitesses surfaciques maximales calculées par Choo et Szekely [1991] varient de  $0,495$  à  $0,515 \text{ m.s}^{-1}$  avec ou sans la prise en compte de cet effet.

### 1.3.3 Forces de flottabilité

Le bain de fusion est un lieu dans lequel règne un fort gradient de température. La masse volumique du métal liquide qui dépend de la température est donc variable dans le volume fondu. Le déplacement des particules suit le sens de la convection naturelle. Cet effet induit des forces de flottabilité dans le bain de fusion. À partir de l'approximation de Boussinesq, l'expression des forces de flottabilité  $F_{Fl}$  est donnée par l'équation 1.15.

$$\vec{F}_{Fl} = \rho \beta \vec{g} (T - T_0) \quad (1.15)$$

avec  $\rho$  la masse volumique du métal liquide,  $g$  l'accélération de la pesanteur,  $\beta$  le coefficient de dilatation volumique,  $T$  la température du liquide et  $T_0$  la température de référence.

Les mouvements dus aux forces de flottabilité ont des vitesses de quelques millimètres par seconde et sont, par conséquent, souvent négligés.

### 1.3.4 Forces électromagnétiques

Le champ magnétique induit par l'arc électrique est la source de forces électromagnétiques dans le bain de fusion [Tsai et Tso, 1993]. Ces forces notées  $F_{EM}$  sont appelées forces de Lorentz et sont définies par l'équation 1.16. La figure 1.5 illustre la distribution des forces de Lorentz dans la pièce.

$$\vec{F}_{EM} = \vec{j} \wedge \vec{B} \quad (1.16)$$

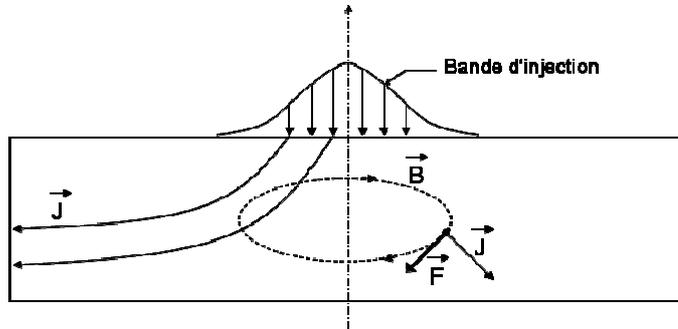


FIG. 1.5 – Distribution des forces de Lorentz en géométrie de révolution

avec  $\vec{j}$  la distribution de la densité de courants électriques et  $\vec{B}$  le champ magnétique.

Les forces de Lorentz occasionnent un brassage centripète du bain de quelques centimètres par seconde selon l'intensité de soudage [Fautrelle, 1985]. Perry [2000] indique des vitesses de l'ordre de 1 à 8  $cm.s^{-1}$  entre 60 A et 100 A pour le soudage de l'acier. Le sens de ces courants favorise la pénétration du bain de fusion.

### 1.3.5 Tension de surface

Les tensions de surface ont une place prépondérante dans la formation du bain de fusion. Cette notion incontournable en soudage fait l'objet d'un développement détaillé dans l'annexe B.

L'état de tension en surface s'oppose, d'une part, à la déformation de la surface libre et induit, d'autre part, des courants volumiques appelés courants de Marangoni. Ces courants conditionnent un brassage dominant dans le volume fondu. Les vitesses de particule mesurées par Heiple et Roper [1982] sont comprises entre 0,1 et 1,4  $m.s^{-1}$  selon la chimie du bain. Lowke et al. [2004] confirment cet ordre de grandeur par la simulation numérique des écoulements dans le bain de fusion.

Le cisaillement  $\tau_{TS}$  agissant sur un élément de surface provenant d'un gradient de tension de surface peut être décrit par l'équation 1.17 définie par Olson et Edwards [1998] dans un problème axisymétrique ;  $r$  représente alors l'écartement par rapport à l'axe de l'électrode.

$$\tau_{TS} = \frac{\partial \gamma}{\partial r} = \left( \frac{\partial \gamma}{\partial T} \right) \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \left( \frac{\partial \gamma}{\partial c} \right) \cdot \left( \frac{\partial c}{\partial r} \right) \quad (1.17)$$

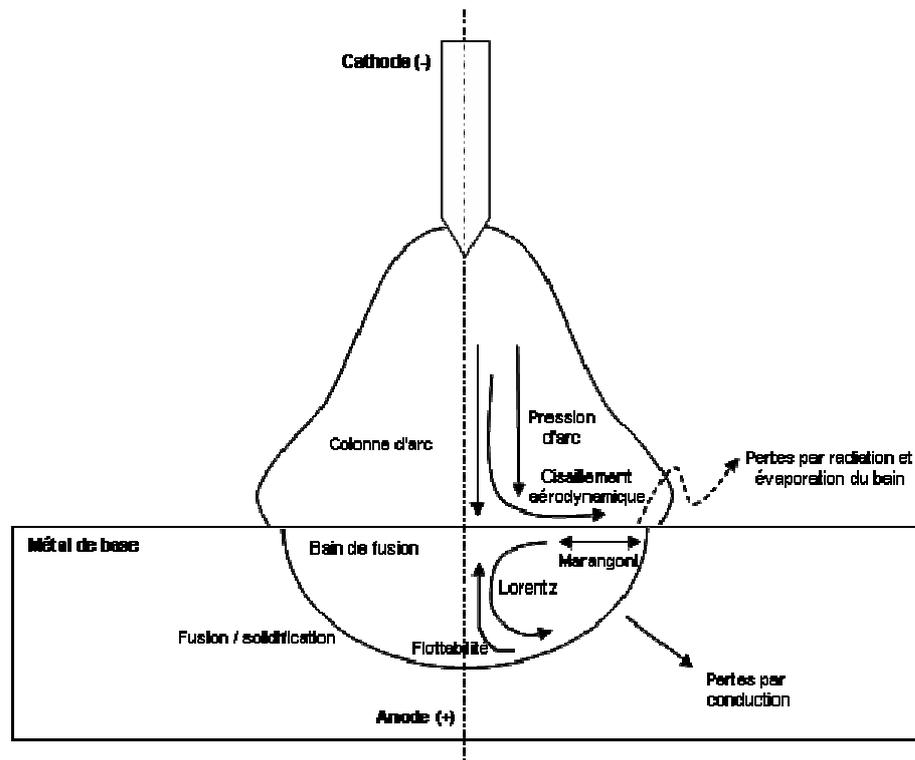


FIG. 1.6 – Schéma de l'équilibre du bain de fusion en soudage (D'après Choo et Szekely [1991])

La variation de la tension de surface par rapport à la température  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  est, par définition, négative pour les éléments purs. De plus, le champ de température à l'anode peut être décrit par  $\frac{\partial T}{\partial r} < 0$ . Par conséquent,  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} > 0$ .

D'autre part, la présence d'un élément tensioactif dans le bain de fusion diminue d'autant plus la tension de surface que la concentration de cet élément est élevée :  $\frac{\partial\gamma}{\partial c} < 0$ . Dans le cas d'un élément non soluble, le gradient de concentration  $\frac{\partial c}{\partial r}$  est  $> 0$ . Ainsi,  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} < 0$ .

Finalement, le sens de brassage dépend du signe de  $\tau_{TS}$ . Lorsque les éléments mineurs tensioactifs sont négligeables dans le bain, les courants de Marangoni sont centrifuges et favorisent la formation d'un bain mouillant donc peu pénétré. La condition pour inverser les courants dans le bain de fusion ( $\tau_{TS} > 0$ ) est donnée, d'après Marya et Araki [2004], par l'équation 1.18.

$$\left(\frac{\partial\gamma}{\partial T}\right) \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial r}\right) < \left(\frac{\partial\gamma}{\partial c}\right) \cdot \left(\frac{\partial c}{\partial r}\right) \quad (1.18)$$

### 1.3.6 Bilan dans le bain de fusion

Le recensement des forces en présence dans le bain de fusion a mis en évidence des actions d'origines physiques très différentes. La formation du bain de fusion est régie par l'équilibre de ces forces dans le bain. La figure 1.6 illustre les principaux mécanismes et leur contribution dans le bain.

En fonction des vitesses de brassage engendrées par les différents mécanismes, les actions dans le bain peuvent être classées par ordre d'importance [Mills et Keene, 1990], du plus important au moins important :

*Courants de Marangoni > Forces de Lorentz > Action de l'arc > Forces de flottabilité.*

Selon qu'elles favorisent la création de courants centrifuges ou centripètes (Figure 1.4), les actions dans le bain peuvent être considérées comme favorables à la formation d'un bain de fusion respectivement mouillant ou pénétrant :

- Courants mouillants :
  - Courants de Marangoni ( $\frac{\partial\gamma}{\partial T} < 0$ );
  - Cisaillement aérodynamique;
  - Forces de flottabilité;
- Courants pénétrants :
  - Courants de Marangoni ( $\frac{\partial\gamma}{\partial T} > 0$ );
  - Forces de Lorentz;
  - Pression de l'arc.

La prise en compte des actions de l'arc a peu d'incidence sur la formation du bain de fusion. Pour la simulation numérique, elles sont très souvent négligées.

Les mouvements dans le bain de fusion peuvent être décrits par les équations de *Navier – Stokes* [Lancaster, 1984; Fan et al., 2001b]. C'est un ensemble d'équations partielles non-linéaires qui décrivent l'écoulement des fluides dans lesquelles toutes les variables sont considérées comme des fonctions continues des coordonnées spatiales et du temps.

Les quatre variables indépendantes sont donc les trois variables d'espace  $x$ ,  $y$  et  $z$  ainsi que la variable de temps  $t$ . Six variables sont dépendantes; la pression  $p$ , la densité  $\rho$ , la température  $T$ , et les trois composantes du vecteur vitesse  $\vec{u}$ .

Équation de mouvement dans la pièce :

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u \cdot \nabla)u = -\nabla p + \rho F + \mu \nabla^2 u \quad (1.19)$$

Équation de conservation de la masse :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla(\rho \cdot u) = 0 \quad (1.20)$$

Équation de conservation de l'énergie :

$$\rho \left( \frac{\partial \epsilon}{\partial t} + u \cdot \nabla \epsilon \right) - \nabla \cdot (\kappa \cdot \nabla T) + p \nabla \cdot u = 0 \quad (1.21)$$

avec  $\epsilon$ , l'énergie thermodynamique interne,  $\mu$  la viscosité dynamique,  $\kappa$  le coefficient de conductivité thermique et  $F$  les forces extérieures par unité de masse telles que  $F = F_{EM} + F_{TS} + F_{Fl} + F_{Arc}$ .

Le bain de fusion peut être considéré comme un fluide incompressible (Équation 1.22).

$$\nabla \cdot u = 0 \quad (1.22)$$

La résolution de ces quatre équations ainsi que des deux équations d'états permet de définir les six paramètres dépendants et de décrire ainsi les mouvements dans le bain de fusion à chaque instant  $t$ .

## 1.4 Conclusion

Le procédé de soudage TIG est le plus élémentaire des procédés de soudage à l'arc électrique. La source thermique résulte de l'établissement d'un arc électrique entre une électrode réfractaire et les pièces à souder dans un confinement gazeux qui assure une protection du bain de fusion.

Ce procédé permet d'obtenir des cordons d'excellente qualité pour la plupart des matériaux métalliques et dans toutes les positions [CETIM, 1983]. La source thermique est totalement indépendante du métal d'apport. Il n'y a donc pas de projection et les cordons obtenus sont très réguliers, ce d'autant plus que le procédé est complètement automatisable.

Ces nombreux avantages lui confèrent des applications dans des secteurs aussi exigeants que l'aéronautique, le nucléaire, la cryogénie ou l'alimentaire.

La simplicité et la flexibilité de l'équipement en font un procédé facilement transportable. Cette propriété est particulièrement appréciée pour des applications dans les chantiers navals par exemple. Son coût réduit et une maintenance limitée en font un procédé de faible investissement accessible aux PMI pour des applications diverses et variées.

Cependant, le faible rendement de l'arc électrique associé à des courants majoritairement mouillants dans le bain de fusion sont à l'origine de cordons larges et peu pénétrés. Les épaisseurs soudables en une seule passe sont limitées à  $3mm$ . Au-delà, les pièces à souder doivent être chanfreinées et le chanfrein doit être comblé par un métal d'apport en de multiples passes, en soudage MIG par exemple.

Par conséquent, cette limitation diminue fortement la productivité et occasionne un coût de production élevé. Par ailleurs, le soudage multipasse et l'emploi d'un métal d'apport augmentent le risque de défaut.

Malgré sa lenteur, le procédé TIG est largement utilisé grâce à la grande qualité des joints soudés. Les développements s'orientent donc naturellement vers une optimisation de ce procédé.

En particulier, une solution immédiate est d'augmenter la densité d'énergie en concentrant l'arc électrique. Les développements de la buse ont donné lieu à de nouvelles techniques connexes au procédé TIG :

- Procédé plasma ;
- Procédé à l'arc double flux.

Cependant ces techniques sont coûteuses et requièrent des compétences spécifiques. Le chapitre suivant propose une méthode alternative d'optimisation du procédé TIG par l'application de flux activateurs.



## Chapitre 2

# Contribution des flux activateurs

### Sommaire

---

<b>1.1 Introduction au soudage TIG</b> . . . . .	<b>13</b>
<b>1.2 L'arc électrique en soudage</b> . . . . .	<b>14</b>
1.2.1 Existence de l'arc électrique . . . . .	14
1.2.2 Description de l'arc électrique . . . . .	16
1.2.3 Chute cathodique . . . . .	17
1.2.4 Chute anodique . . . . .	18
1.2.5 Colonne d'arc . . . . .	19
1.2.6 Bilan dans l'arc . . . . .	19
<b>1.3 Formation du bain de fusion</b> . . . . .	<b>20</b>
1.3.1 Pression de l'arc . . . . .	20
1.3.2 Cisaillement aérodynamique . . . . .	21
1.3.3 Forces de flottabilité . . . . .	21
1.3.4 Forces électromagnétiques . . . . .	22
1.3.5 Tension de surface . . . . .	22
1.3.6 Bilan dans le bain de fusion . . . . .	23
<b>1.4 Conclusion</b> . . . . .	<b>25</b>

---

## 2.1 Les flux en soudage

### 2.1.1 Introduction

En soudage, l'énergie mise en oeuvre pour constituer la liaison entre deux matériaux se présente sous forme de chaleur. L'augmentation de température s'accompagne, au delà d'une certaine limite, de modifications métallurgiques ou physico-chimiques nuisibles à l'intégrité du matériau. Ce principe de base est élémentaire et pourtant il est à l'origine des nombreuses difficultés rencontrées lors de l'assemblage de pièces par ce procédé. Parmi les développements apportés depuis de nombreuses années pour pallier ces limitations inhérentes au soudage, l'utilisation de flux est une solution appliquée à de nombreux procédés.

Cette contribution repose sur des principes thermodynamiques ou électriques variés. Un grand nombre d'éléments ou de composés, très souvent d'origine minérale, sont recensés et regroupés sous le nom de flux (ou flux-pâtes) [Olson *et al.*, 1993].

La participation de ces éléments lors du soudage est une contrainte supplémentaire qui nécessite une étude approfondie des flux et de leur action.

### 2.1.2 Définition

Une définition du "British Standard" décrit le flux de manière tout à fait générale [Davis, 1981]:

" Le flux est un matériau utilisé au cours du soudage, brasage ou soudobrasage pour décaper chimiquement les surfaces du joint, pour prévenir de l'oxydation atmosphérique et pour réduire les impuretés ou les dégager du bain. Dans le cas du soudage à l'arc, d'autres substances qui remplissent des fonctions spécifiques sont ajoutées à la composition du flux."

Cette interprétation est volontairement non-restrictive de manière à englober les différentes fonctions qu'un flux est susceptible de remplir. Selon les procédés pour lesquels il intervient, on peut lui attribuer un rôle métallurgique, électrique ou mécanique [Perry, 2000]:

◊ *rôle métallurgique sur le cordon*: le bain de fusion est confiné dans une atmosphère protectrice en oxygène et en azote pour assurer l'intégrité du matériau et une bonne tenue mécanique par l'absence de porosités ou de ségrégations dans le cordon. On distingue deux types de protection, la plus représentée industriellement est solide; le bain de fusion est recouvert d'un laitier, souvent à base de rutile (oxyde de titane), de silice (oxyde de silicium), de talc ou d'oxydes de fer. Ces éléments organiques créent une barrière physique inaltérable par les éléments de l'air ambiant mais aussi jouent le rôle d'un isolant thermique qui ralentit le refroidissement post-opératoire, favorisant ainsi la formation d'une structure stable et le dégagement des gaz. D'autres éléments tels que les carbonates ou les fluorures forment une protection gazeuse en se décomposant, leur effet thermique est alors moins prépondérant. Dans certains cas, les flux ont également une fonction d'agent décapant ou désoxydant; des éléments interviennent dans la chimie du bain pour réduire les impuretés, d'une part, et éviter la dissolution de l'oxygène, d'autre part.

◊ *rôle électrique sur l'arc*: les flux doivent assurer l'initiation et/ou la stabilisation de l'arc; lors de leur dissociation, des composés ioniques interviennent dans "l'entrefer" pour favoriser la circulation électrique. En effet, l'échange entre l'électrode et la tôle est de nature thermoionique, la contribution du milieu est d'autant plus forte que celui-ci est chargé.

◊ *rôle mécanique sur le bain de fusion*: l'apport d'éléments extérieurs contribue à la variation des propriétés volumiques et surfaciques du matériau. Certains composés tels que les oxydes de manganèse, de magnésium, le rutile, la silice et l'alumine s'associent avec le fluorure de calcium afin de modifier la température de fusion de l'alliage, l'intervalle de solidification ou la fluidité du métal liquide. Les éléments interviennent sur la tension de surface du bain de fusion qui caractérise le profil de la zone fondue. On note, enfin, l'importance de la solidification d'un éventuel laitier qui est directement liée à l'aspect en surface du cordon. Un laitier lisse évite la formation de protubérances ou de discontinuités marquées qui sont nuisibles pour des sollicitations mécaniques futures.

Il n'existe pas de flux universel pour lequel chacun des rôles est accompli. Suivant les propriétés du matériau et les paramètres opératoires, des mélanges sont développés afin de répondre pleinement à une ou plusieurs fonctions.

### 2.1.3 Applications

Historiquement, la première utilisation des flux concerne des revêtements de protection en brasage dans les années 1920 [Sapp, 1987]. Depuis, les flux ont contribué au développement de

nombreux procédés de soudage. En particulier, ils sont à l'origine du procédé de soudage à l'arc submergé dans les années 1930. Ils peuvent également être disposés sous forme d'enrobage ou de fourrage du métal d'apport respectivement pour les procédés de soudage à l'arc avec électrode enrobée et MIG-MAG (Fil fourré).

Leur fonction est détaillée spécifiquement pour chacun des procédés dans les paragraphes suivants.

### 2.1.3.1 Le brasage et le soudo-brasage

En brasage, les flux sont destinés à favoriser la formation du joint [Fenton, 1966]. Ils interviennent principalement au niveau de la zone de brasage pour protéger de l'oxydation. Pour faciliter l'action d'un flux, celui-ci doit présenter une viscosité faible à la température de brasage afin de faciliter son déplacement par le métal fondu. De même, la tension superficielle du flux modifie la mouillabilité du métal de base et l'écoulement du métal d'apport dans le bain. Enfin, l'action principale des flux n'est pas de se substituer aux agents nettoyants utilisés avant l'opération de soudage mais certains constituants présentent un effet décapant.

Les principaux éléments que l'on retrouve dans la composition de ces flux sont des halogénures actifs qui agissent particulièrement favorablement avec les métaux fortement électropositifs tels que l'aluminium. En particulier, les fluorures réagissent avec la plupart des oxydes métalliques à haute température. Ils sont notamment employés pour réduire les oxydes réfractaires comme l'alumine. Quant aux chlorures, leur action est identique à un intervalle de températures inférieur du fait de leur tendance à oxyder les pièces à des températures élevées.

De la même manière, le soudo-brasage a recouru aux flux principalement pour améliorer la mouillabilité du produit d'apport mais aussi pour augmenter sa capillarité, modifier la tension superficielle des métaux de base et d'apport. Il s'agit, dans tous les cas, de favoriser l'échange entre deux surfaces et ainsi de renforcer la liaison. Ces flux se présentent sous forme de poudres, baguettes, pâtes ou flux gazeux. Les plus couramment utilisés sont le *borax* ( $B_4O_7Na_2$ ), et l'*acide borique* ( $H_3BO_3$ ).

### 2.1.3.2 Soudage à l'arc submergé

Le procédé de soudage à l'arc submergé est également appelé soudage sous flux. Le flux est disposé dans l'entrefer sous forme de granulés fusibles à base d'éléments silico-manganeux ou silico-alumino-calciques [CETIM, 1983; Olson *et al.*, 1993]. Le caractère électro-résistant du flux à l'état granulaire devient électro-conducteur à l'état fondu; cela permet une bonne stabilité de l'arc et une circulation de courants de forte intensité due à la "fluidification du plasma". En plus de l'effet électrique, les granulés placés abondamment sur la tôle à souder protègent le bain de fusion de l'environnement. Suivant la composition du mélange, le rôle métallurgique est varié; certains éléments tels que le molybdène, le chrome ou encore le nickel sont apportés au bain de fusion pour modifier la composition du métal de base, d'autres comme les oxydes de calcium ou de magnésium purifient le métal fondu. Enfin, la tension de surface du flux confère au cordon sa géométrie finale; la mouillabilité du laitier agit directement sur la forme et l'aspect du cordon [Schwemmer *et al.*, 1979].

Dans le cas particulier du titane pour lequel de nombreux travaux sont consacrés, l'utilisation d'oxygène est proscrite. Le flux est donc constitué de fluorures réfractaires de métaux alcalino-terreux tels que le fluorure de calcium ( $CaF_2$ ) pour lequel les températures de fusion et de vaporisation sont très élevées; respectivement  $T_f \simeq 1400^\circ C$  et  $T_v \simeq 2500^\circ C$  [Gurevitch *et al.*, 1965]. Son affinité avec les vapeurs métalliques pour former un fluorure d'hydrogène en fait un excellent "absorbeur d'humidité" et permet d'éviter les porosités [Gurevitch *et al.*, 1973].

### 2.1.3.3 Soudage à l'arc avec électrode enrobée

Le cordon est obtenu à partir d'un arc électrique s'établissant entre les pièces à souder et une électrode fusible. Le montage est réalisé de telle manière que les électrons circulent de la tôle vers l'électrode, c'est à dire en polarité indirecte [CETIM, 1983]. Il y a alors consommation de l'anode qui est constituée d'une âme métallique et d'un enrobage (Figure 2.1). L'âme, sous forme de gouttelettes, intervient en tant que métal d'apport et l'enrobage participe à la protection du bain de fusion de la pollution par l'oxygène et l'azote contenus dans l'air ambiant en générant une atmosphère gazeuse entourant le métal en fusion.



FIG. 2.1 – Schéma d'une électrode enrobée

L'enrobage dépose, lors de sa fusion, un laitier protecteur sur le dessus du cordon de soudure. Ce laitier protège le bain de fusion de l'oxydation et d'un refroidissement trop rapide. L'enrobage a aussi un rôle électrique. Il assure l'amorçage et la stabilité de l'arc par son action ionisante. Il peut éventuellement avoir un rôle métallurgique en apportant les éléments d'addition au métal de base. Enfin, au même titre que pour le soudage sous flux, le rôle mécanique est basé sur les interactions surfaciques entre le laitier et le cordon qui dépendent de la viscosité du laitier et de la tension de surface entre ce laitier et le cordon.

L'enrobage est un mélange complexe de trois agents distincts :

- produit de support :
  - rutile : oxyde de titane ;
  - basique : carbonate de chaux ;
  - cellulosique : cellulose ;
  - oxydant : oxyde de fer et de manganèse ;
  - acide : silicates ;
- produit actif : ferro-alliage... ;
- liants : silicates.

Les électrodes enrobées utilisées dépendent du type d'applications :

- Rutiles pour les travaux courants ;
- Basiques pour tous les travaux de sécurité (appareils à pression) ;
- Cellulosiques pour les soudures à forte pénétration en position descendante.

### 2.1.3.4 Soudage MIG-MAG

Le flux intervient dans les procédés de soudage MIG ou MAG au sein d'un fil fourré. Son utilisation est comparable à celle des électrodes enrobées pour le soudage à l'arc manuel [Davis, 1981; Fenton, 1966]. Cependant, pour des raisons pratiques, il est préférable de disposer les granulés à l'intérieur d'un fil creux pour éviter la décohésion des granulés lors du débobinage du fil. La poudre est répartie de différentes manières dans le fil selon le mode d'obtention du fourrage (Figure 2.2). Le taux de remplissage peut varier de 15 à 40% suivant cette répartition. Dans la plupart des cas, le fourrage est composé de rutile ou de flux basiques. Ainsi, le laitier formé crée une atmosphère protectrice pour le bain de fusion.

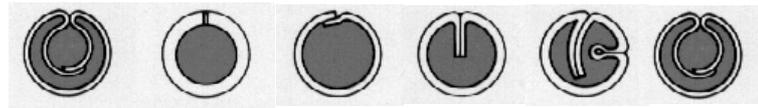


FIG. 2.2 – Exemples de répartition du flux dans les fils fourrés

### 2.1.3.5 Soudage LASER

Une application particulière du flux a été développée par [Cretteur \[1998\]](#) pour le soudage LASER des alliages d'aluminium. Afin d'éviter l'effondrement du bain de fusion causé par une forte densité d'énergie, des bandes de flux sont positionnées en envers des tôles à assembler. Les forces de gravité qui favorisent l'effondrement du bain sont compensées par des forces de maintien induites par la tension de surface en envers de la tôle (Figure 2.3). Le flux protège également le bain de fusion de l'oxydation et limite la formation d'inclusions.

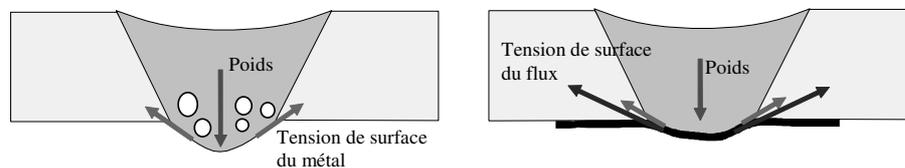


FIG. 2.3 – Équilibre des forces dans la bain de fusion

## 2.2 Les flux activants en soudage

### 2.2.1 Définition

Le caractère activant d'un flux est déterminé par son potentiel à augmenter la pénétration des joints soudés. Pour autant, cette performance ne doit pas être atteinte au dépend de la qualité du joint soudé. Il s'agit d'une fonction supplémentaire que le flux doit remplir et qui rend d'autant plus délicat le développement de ces produits.

Le principal procédé ayant recourt à ces "flux activants" ("activating fluxes" en anglais) est le procédé TIG ; cette technique alternative est appelée "soudage TIG activé" qui se traduit par "activated-TIG" en anglais, souvent simplifié par l'acronyme "A-TIG" [[Paton et al., 1998](#)].

Historiquement, on attribue la mise au point du procédé A-TIG à l'Institut de Soudure Paton de Kiev en Ukraine dans les années 1960 [[Gurevitch et al., 1965](#)]. Cet institut de soudure était déjà à l'origine du développement d'un laitier électroconducteur pour le soudage à l'arc submergé du titane et de ses alliages en 1958 [[Cary, 1998](#)]. La transposition des flux initialement destinés à protéger le bain de fusion au soudage TIG des alliages de titane a mis en évidence une modification du profil des joints soudés.

### 2.2.2 Rôle des flux activants

La mise en évidence empirique de la contribution des flux activants étendue aux différents alliages métalliques d'usage courant s'appuie sur des principes physiques d'origine très différente. Bien que la bibliographie soit variée et parfois contradictoire, l'influence de ces flux activants peut être décomposée en trois principales actions :

- une augmentation de la densité de courant dans l'arc électrique par la présence d'éléments dissociés provenant du flux activant et notamment par des ions négatifs [[Simonik, 1976](#)] ;

- une inversion des courants de Marangoni dans le bain de fusion par la présence d'éléments mineurs [Heiple et Roper, 1982] ;
- une forte dépression de la surface libre du bain de fusion provoquée par la pression de l'arc électrique et une diminution de tension de surface du bain de fusion [Savitskii et al., 1981].

Enfin, un autre mécanisme d'activation est proposé par Sire et Marya [2002b] et illustré numériquement par Lowke et al. [2004]. La résistivité électrique des flux, et en particulier des oxydes, à hautes température est significativement supérieure à celle du métal en fusion. Le principe consiste à déposer deux bandes de flux activant séparées d'un espace réduit au niveau du plan de joint. Ainsi, dans la zone exempte de flux activant, la densité de courant augmente. Ce mécanisme particulier à l'origine du procédé FB-TIG sera détaillé dans la partie réservée à ce procédé (Paragraphe 2.2.3.3).

Afin d'identifier complètement la contribution du flux activant, son action est détaillée pour chaque zone dans laquelle il intervient.

### 2.2.2.1 Dans l'arc électrique

Initialement, les observations de l'arc électrique font apparaître une forte modification de la forme de la colonne d'arc avec la présence de flux activant [Kazakov, 1985]. En particulier, la section de l'arc et la taille de la tache anodique sont réduites [Dong et Katayama, 2004] (Figure 2.4). Ainsi, pour Chunli et al. [2000a], le rétrécissement de l'arc est un critère de choix du flux activant pour un matériau.

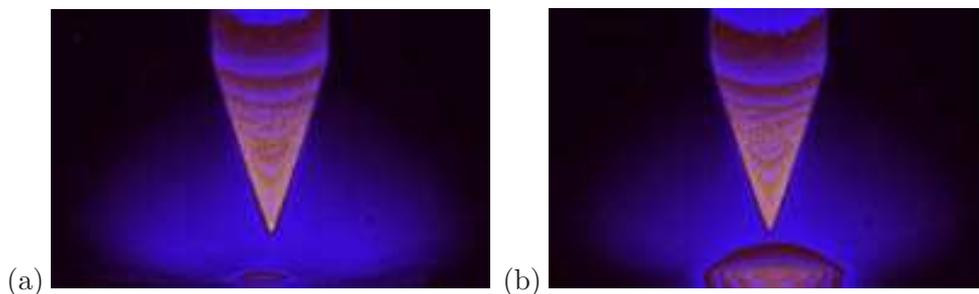


FIG. 2.4 – Photographies (filtre 680nm) recolorisées de l'arc électrique en soudage TIG (a) et A-TIG (b) d'un acier inoxydable 304 [Ogawa, 2004]

Dans un premier temps, de nombreux auteurs [Gurevitch et al., 1973; Middel et Den Ouden, 1998; Chunli et al., 2000a; Yang et al., 2003] associent l'augmentation de la tension d'arc mesurée lors de l'opération de soudage à cet effet de constriction. Mais la seule augmentation de tension ne justifie pas l'efficacité d'un flux activant. Il n'existe pas de relation simple entre ces deux paramètres [Modenesi et al., 2000]; la tension d'arc ne peut donc pas être considérée comme un critère de choix du flux activant en soudage A-TIG.

Des mesures de températures dans l'arc électrique indiquent des modifications du champ de températures dans la colonne d'arc pour deux études menées sur des matériaux différents; un titane commercialement pur [Eroshenko et al., 2001] et acier inoxydable 304 [Ogawa, 2004]. La figure 2.5 illustre les différences de distribution thermique entre TIG et A-TIG pour l'acier inoxydable. La température est fixée à partir de la brillance des cristaux de tungstène pour un longueur d'onde de la lumière émise à 950nm.

La présence de flux activant influence peu la température à la cathode. Par exemple pour le titane, la température est d'environ 14000K en TIG comme en A-TIG avec le flux activant

$MgF_2$ . Par contre l'augmentation de température à proximité de l'anode est importante avec le flux activateur. Elle varie de 12600 K en TIG à 13100K en A-TIG avec  $MgF_2$  pour le soudage du titane .

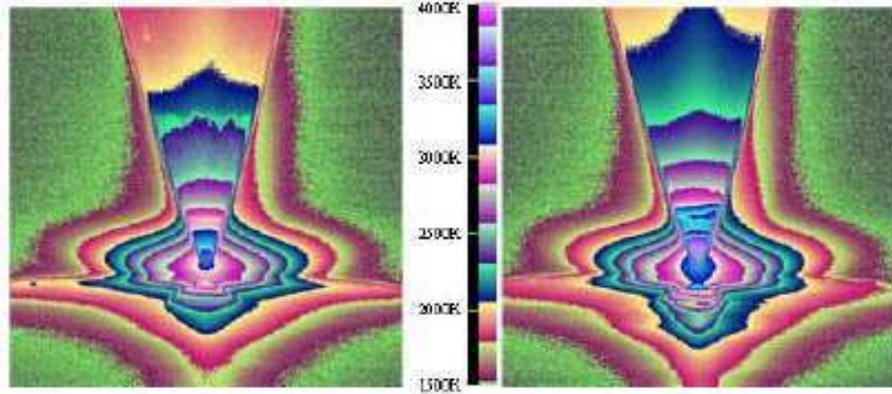


FIG. 2.5 – Distribution thermique dans l'arc électrique en soudage TIG (gauche) et A-TIG (droite) d'un acier inoxydable 304 [Ogawa, 2004]

En complément, des mesures de densité de courant sont effectuées par Paton *et al.* [1998] sur un titane commercialement pur (Figure C.1 de l'annexe C) et indiquent une concentration de la densité de courant confirmée par Fan *et al.* [2001a] pour les aciers bas carbone. L'émission thermoionique n'est pas sensible à la présence de flux activateur. Le flux d'électrons émis est inchangé, il n'y a donc pas d'écart de température à la cathode. Par contre, avec le flux activateur, les électrons sont confinés dans une colonne étroite. Cela explique l'augmentation de température relevée précédemment (Équation 1.7 de Richardson-Dushman développée dans le paragraphe 1.2.3).

La distribution de densité de courant est modélisée par une gaussienne définie par l'équation 2.1 [Berezovsky, 2002] où le coefficient de constriction  $K_a$  représente l'action du flux activateur.

$$j_{(r)} = j_0 \cdot e^{(-K_a \cdot R^2)} \quad (2.1)$$

Par ailleurs, des études d'analyse spectroscopique du plasma [Puybouffat *et al.*, 2000] révèlent, pour le soudage A-TIG de l'acier inoxydable 304 avec  $TiO_2$ , la présence dominante d'ions de titane par rapport aux ions d'argon.

Les éléments ionisés ont une mobilité réduite par rapport aux électrons, mais leur présence dans l'entrefer contribue à améliorer la conductivité électrique  $\sigma$  de l'arc. Ainsi, d'après l'équation 2.2 [Lancaster, 1984] et malgré un champ électrique constant, la densité de courant augmente [Dong et Katayama, 2004].

$$\sigma = \frac{J}{E} \quad (2.2)$$

Les molécules dissociées situées en périphérie de l'arc électrique qui ont une affinité électronique positive tentent de capter un électron pour former un ion négatif. L'ion formé cause localement une baisse de densité de courant [Middel, 2000]. Afin de minimiser la tension de soudage, l'arc se resserre [Fan *et al.*, 2001a]; ce principe de constriction de l'arc électrique est illustré par la figure 2.6.

Les ions négatifs d'oxygène et de fluor sont les principaux éléments ionisés qui participent à cet effet de constriction [Simonik, 1976; Lowke *et al.*, 2004].

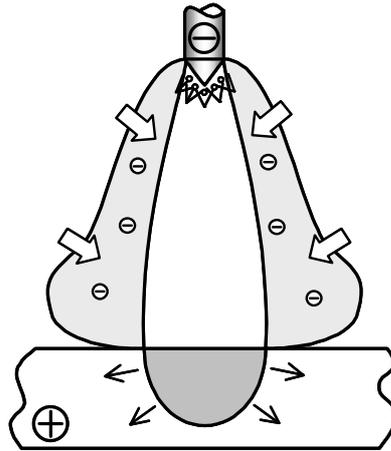


FIG. 2.6 – Schéma de principe de la constriction de l'arc électrique  
(D'après [Lucas et Howse \[1996\]](#))

### 2.2.2.2 Dans le bain de fusion

L'annexe [B](#) rappelle l'importance des éléments mineurs dans le bain de fusion. En particulier, certains éléments tels que le soufre, l'aluminium, le sélénium ou l'oxygène modifient le sens des courants de Marangoni du bain ferreux [[Heiple et Roper, 1982](#); [Binard et Chabenat, 1985](#)]. Ainsi, leur présence favorise l'établissement de courants centripètes à l'origine de l'augmentation de pénétration des joints soudés (Voir paragraphe [1.3.5](#)).

Les éléments issus de la dissociation du flux activant en contact avec la surface libre du bain de fusion sont donc potentiellement des éléments tensioactifs du métal liquide.

Par exemple pour l'acier inoxydable 304L, les inversions de courant de convection dues à la présence de flux activants ( $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ) sont mises en évidence à partir du suivi de particules [[Yang et al., 2003](#); [Dong et Katayama, 2004](#)].

L'effet de l'oxygène provenant de la décomposition du flux activant est notamment très significatif dans le bain ferreux. Il altère la variation de tension de surface avec la température  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  du bain de fusion et définit le profil du joint soudé. L'influence de sa teneur est étudiée pour l'acier inoxydable 304 [[Zhao et al., 2004](#); [Lu et al., 2002](#)]. Les auteurs montrent que, entre 50 et 200 ppm d'oxygène dans le bain, le rapport pénétration sur largeur noté  $P/L$  augmente jusqu'à deux fois avec le taux d'oxygène. Dans ce domaine,  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  est négatif. Entre 200 et 300 ppm, le taux d'oxygène n'affecte pas la taille et la forme du bain de fusion, des gradients de tension de surface positifs et négatifs coexistent. Quand le taux d'oxygène est supérieur à 300 ppm,  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} > 0$ .

Les gradients de tension de surface sont estimés par [Lowke et al. \[2004\]](#) entre  $-0,6 \cdot 10^{-5}$  et  $0,6 \cdot 10^{-5} N/m.K$ . Cela occasionne, en surface du bain de fusion, des vitesses de déplacement des particules pouvant atteindre  $1 m.s^{-1}$  entre 100 et 200 ppm d'oxygène au lieu de  $0,5 m.s^{-1}$  pour 50 ppm.

La présence de ces éléments mineurs dans le bain de fusion est une source de pollution à la solidification de l'alliage qu'il faut contrôler pour la bonne tenue en service de l'ensemble mécano-soudé. Par exemple, le soudage A-TIG de l'alliage de magnésium AZ31B avec  $TiO_2$  [[Zhang et al., 2004](#)] permet de doubler la pénétration du joint soudé par rapport au procédé TIG. Mais l'analyse chimique (EDSX) révèle la présence de titane dans le joints soudé (0,98 %m), absent dans le métal de base. Et le taux d'oxygène augmente de 4,71 %m à 12,46 %m. Les auteurs ne quantifient cependant pas l'influence de la pollution de la zone fondue par ces éléments sur

le comportement mécanique.

### 2.2.2.3 À l'interface arc/bain

L'effet de tension de surface du flux activateur dans le bain de fusion provoque une augmentation de la dépression de la surface libre du bain de fusion [Lowke *et al.*, 2004]. Cela entraîne une augmentation du rayon de courbure de la surface pour compenser la pression d'arc. Ainsi, la fusion atteint des épaisseurs de tôle plus importantes. L'augmentation de la dépression en surface facilite donc l'augmentation de pénétration.

D'autre part, la taille de la tache anodique est influencée par les éléments présents en surface [Hirata *et al.*, 1999; Tanaka *et al.*, 2000; Ogawa, 2004]. Les éléments tensioactifs issus du flux activateur réduisent la tache anodique bombardée par les électrons. Cet effet permet d'augmenter la densité d'énergie dans l'axe de la cathode.

## 2.2.3 Applications des flux activateurs

### 2.2.3.1 Développement du procédé A-TIG

Les flux activateurs ont initialement été développés pour le soudage A-TIG du titane et de ses alliages dans les années 1960 par l'institut Paton [Gurevitch *et al.*, 1965]. Malgré l'efficacité de ce procédé, son développement a été limité par les contraintes de la confidentialité exercées par l'ancien bloc de l'est. Les premiers articles scientifiques traitant du sujet sont apparus au milieu des années 1990 grâce à la considérable ouverture scientifique créée par l'effondrement du bloc de l'est. Ainsi l'application des flux activateurs a été étendue à la plupart des nuances métalliques d'usage courant et notamment aux aciers inoxydables [Eriksson *et al.*, 1997; Paskell et Castner, 1997].

Le tableau 2.1 résume les principaux travaux de recherche menés sur les différentes familles de matériaux métalliques et consacrés au choix d'un flux activateur. La préconisation des oxydes et halogénures (chlorures et fluorures) est justifiée pour chaque famille par les travaux expérimentaux des différents auteurs référencés correspondants.

Pour la majorité des métaux et alliages, la pénétration des joints soudés limitée à 2 – 3 mm avec le procédé TIG peut atteindre jusqu'à 7 – 8 mm en une seule passe et sans préparation des bords à assembler avec la contribution des flux activateurs. De plus, l'action d'inversion des courants de Marangoni dans le bain de fusion conduit à une diminution de largeur des joints soudés. En l'occurrence, le profil étiré des joints soudés par le procédé A-TIG limite les déformations induites par le retrait différentiel. La figure 2.7 illustre les variations de sections fondues pour un acier inoxydable 304 avec l'utilisation d'un flux activateur.

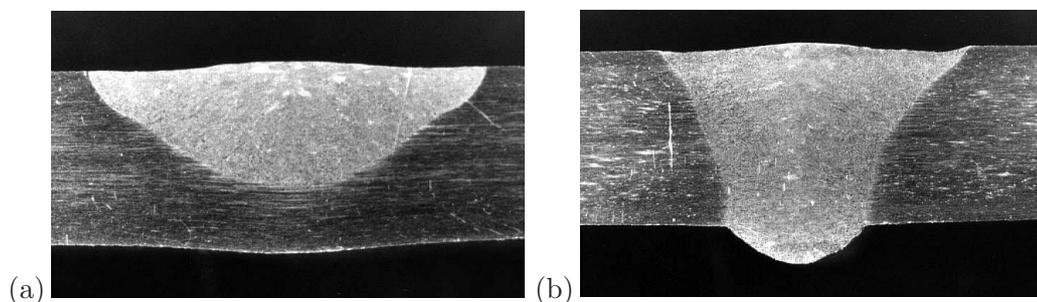


FIG. 2.7 – Coupes transversales de lignes de fusion réalisées par le procédé TIG (a) et le procédé A-TIG (b) sur un acier inoxydable 304

Matériaux	Flux activateurs	Références
Aciers bas carbone	$SiO_2^{(1),(2),(3),(4)}, TiO_2^{(1),(4)}, Cr_2O_3^{(1),(4)}, NaF^{(1)}, Ti^{(1)}$	(1)Lucas <i>et al.</i> [1996], (2)Middel et Den Ouden [1998], (3)Sire <i>et al.</i> [2001], (4)Zhang <i>et al.</i> [2003]
Aciers inoxydables	$SiO_2^{(5),(6),(7),(10),(11),(12)}, CaF_2^{(5)}, TiO_2^{(5),(6),(8),(9),(10),(11),(12)}, AlF_3^{(5),(12)}, Fe_2O_3^{(5)}, Al_2O_3^{(5)}, Cr_2O_3^{(7),(10)}, CaO^{(10)}, MgO^{(10)}, ZrO_2^{(12)}$	(5)Modenesi <i>et al.</i> [2000], (6)Chunli <i>et al.</i> [2000b], (7)Kanayama <i>et al.</i> [2000], (8)Puybouffat <i>et al.</i> [2000], (9)Tanaka <i>et al.</i> [2000], (10)Fan <i>et al.</i> [2001a], (11)Yang <i>et al.</i> [2003], (12)Dong et Katayama [2004]
Aluminium et alliages	$SiO_2^{(13),(14),(15)}, AlF_3^{(13),(14)}, TiF_3^{(14)}, CaF_2^{(15)}, TiO_2^{(15)}, MgF_2^{(16)}, MgCl_2^{(16)}$	(13)Sire et Marya [2001], (14)Rückert [2002], (15)Hunag <i>et al.</i> [2004], (16) Saidov <i>et al.</i> [2003b]
Cuivre et alliages	$SiO_2^{(17)}, B_2O_3^{(17)}, MgO^{(17)}, MgF_2^{(17)}, AlF_3^{(17)}, CaO^{(17)}$	(17)Fortun [2004]
Titane et alliages	$CaF_2^{(18),(19),(20)}, MgF_2^{(19)}, SrF_2^{(19)}, AlF_3^{(20)}, NaF^{(20)}, CaCl_2^{(20)}, NaCl^{(20)}$	(18)Gurevitch <i>et al.</i> [1973], (19)Paton <i>et al.</i> [1998], (20)Liu <i>et al.</i> [2003]
Magnesium et alliages	$LiCl^{(21)}, CaCl_2^{(21)}, CdCl_2^{(21)}, PbCl_2^{(21)}, CeCl_3^{(21)}, TiO_2^{(22)}$	(21)Marya [2002], (22)Zhang <i>et al.</i> [2004]
Alliages base nickel	$SiO_2^{(23)}, TiO_2^{(23)}, Cr_2O_3^{(23)}$	(23)Asai <i>et al.</i> [2004]
Alliages base cobalt	$SiO_2^{(23)}, TiO_2^{(23)}, Cr_2O_3^{(23)}, WO_3^{(23)}, Mn_2O_3^{(23)}$	(22)Asai <i>et al.</i> [2004]

TAB. 2.1 – Sélection de flux activateurs employés pour le soudage ATIG de différents métaux et alliages

L'optimisation du flux activateur conduit à des formulations complexes établies principalement à partir des composés du tableau 2.1. Ces formulations font l'objet de nombreux brevets en vue d'applications commerciales destinées aux différentes familles de matériaux métalliques d'usage courant :

- aciers bas carbone : [Kurokawa *et al.*, 2002] ;

- aciers inoxydables : [Kanayama *et al.*, 2000; Okaniwa *et al.*, 2000];
- alliages légers : [Abraiov *et al.*, 1991] dont aluminium et alliages : [Saidov, 1998].

C'est principalement ce caractère confidentiel lié aux enjeux commerciaux mais également la complexité des composés mis en jeu qui ont freiné la compréhension des phénomènes du procédé A-TIG.

Les travaux de recherche ont plutôt été orientés vers la caractérisation des joints soudés pour les aciers faiblement alliés et aciers inoxydables [Marchand, 1997; Ames *et al.*, 2002a], les alliages de titane [Paton *et al.*, 1998] et les alliages d'aluminium [Saidov *et al.*, 2003b]. En effet, l'introduction d'éléments mineurs dans le bain de fusion est une cause de pollution potentielle qui peut entraîner des modifications métallurgiques et mécaniques.

Peu d'informations sont consacrées, dans la bibliographie, à l'analyse chimique du bain de fusion. Les rares études qui mentionnent une analyse concluent généralement que le flux activateur n'affecte pas significativement la composition chimique de la zone fondue (Paskell et Castner [1997] pour les aciers inoxydables 304).

En effet, pour le soudage des aciers inoxydables par exemple, le taux d'oxygène peut varier de 7 ppm dans le métal de base à environ 50 ppm dans le joint soudé (TIG et A-TIG) [Ames *et al.*, 2002b; Famo *et al.*, 2004a]. Mais les écarts induits par la présence de flux activateur sont infimes et ces modifications n'occasionnent pas d'incidence préjudiciable sur l'intégrité du matériau en deçà de 200 ppm d'après [Lu *et al.*, 2002].

Toutefois, selon la nature du flux activateur, il subsiste dans certains cas des traces non négligeables d'éléments provenant de ce flux activateur dans le bain de fusion. Par exemple, l'analyse du joint soudé d'un acier inoxydable 316L indique une augmentation du taux de chrome de 500 ppm avec l'ajout de  $Cr_2O_3$  [Ames *et al.*, 2002b], n'influençant que très peu les propriétés mécaniques du joint soudé en statique. De même, le cas du soudage de l'alliage de magnésium AZ31B révèle la présence de titane absent dans le métal de base ainsi qu'une augmentation du taux d'oxygène dans la zone fondue [Zhang *et al.*, 2004] mais aucune information n'est communiquée sur l'évolution des propriétés mécaniques.

Parfois, les éléments d'un flux activateur peuvent compenser la perte d'un élément d'alliage. C'est le cas du fluorure et du chlorure de magnésium pour le soudage de l'alliage d'aluminium-magnésium 5083 [Saidov *et al.*, 2003a,b] dont la présence diminue la perte de magnésium par évaporation et limite par conséquent la formation de porosités.

Les modifications métallurgiques consécutives à l'application de flux activateur sont principalement réduites à une variation de la taille de grain. L'augmentation de quantité de chaleur en soudage A-TIG se traduit dans le bain de fusion par une surfusion plus grande. Cette conséquence associée à une augmentation de la vitesse de refroidissement entraîne, lors de la solidification, un grossissement de grain pour le titane par exemple [Liu *et al.*, 2003].

Pour les matériaux biphasiques tels que les aciers inoxydables superduplex, la taille de grain peut selon la nuance avoir une influence sur le taux des phases [Ames *et al.*, 2002b; Saidov *et al.*, 1999]. Ainsi, le taux de ferrite  $\delta$  dans la zone fondue chute de 64 à 44 % avec l'utilisation de flux activateur pour le superduplex SAF2507 [Ames *et al.*, 2002b].

La contribution des flux activateurs n'a pas d'incidence préjudiciable sur le comportement mécanique de la structure en statique. Les tableaux 2.2 et 2.3 présentent la résistance mécanique  $R_m$  du métal de base (MB) et des joints soudés avec ou sans flux, respectivement pour un acier inoxydable 304 et un alliage de titane TA6V.

Les essais mécaniques effectués sur les deux matériaux confirment que la résistance mécanique

du joint soudé est inférieure à celle du métal de base. Mais pour la plupart des flux activateurs, la résistance mécanique augmente par rapport à celle du procédé TIG.

Flux activateurs	<i>MB</i>	<i>sans flux</i>	<i>CaF<sub>2</sub></i>	<i>SiO<sub>2</sub></i>	<i>TiO<sub>2</sub></i>	<i>Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub></i>	<i>NaF</i>
$R_m$ (MPa)	720	610	626	602	612	676	626

TAB. 2.2 – Résistance mécanique des joints soudés A-TIG selon la nature du flux activateur pour un acier inoxydable 304 d'après [Lin et al., 2001]

Flux activateurs	<i>MB</i>	<i>sans flux</i>	<i>NaF</i>	<i>CaF<sub>2</sub></i>	<i>AlF<sub>3</sub></i>	<i>NaCl</i>	<i>CaCl<sub>2</sub></i>
$R_m$ (MPa)	1130	924	1111	1106	1094	976	1090

TAB. 2.3 – Résistance mécanique des joints soudés A-TIG selon la nature du flux activateur pour un alliage de titane TA6V d'après [Liu et al., 2003]

Les applications industrielles des flux activateurs concernent des secteurs de pointes tels que le nucléaire ou l'industrie pétrochimique. Elles représentent des opérations spécifiques sur des matériaux de forte épaisseur qui demandent une préparation importante en procédé TIG. Les exemples sont rares et atypiques :

- assemblage de tuyaux de refroidissement pour les réacteurs d'une centrale nucléaire [Famo et al., 2004a] ;
- réparations sous-marines de fissures en centrale nucléaire [Asai et al., 2004]
- assemblage tube sur plaque pour colonne chimique (BSL Industrie) [Perry, 2000]

### 2.2.3.2 LASER et Faisceau d'électrons

Les flux activateurs développés pour le soudage TIG sont également utilisés pour les procédés à haute densité d'énergie.

Quelle que soit la technologie,  $CO_2$  [Liu et al., 2004] ou  $YAG$  [Fan et al., 2003], le procédé de soudage LASER perd une partie non négligeable de l'énergie incidente par des effets de réflexion, d'éparpillement, d'absorption ou de réfraction. Les molécules évaporées de flux activateur participent à la formation du plasma, l'enrichissent et favorisent de ce fait l'augmentation de la puissance spécifique. De plus, l'effet tensioactif du flux activateur, indépendant de la source thermique, s'applique également dans ce cas. Par exemple pour les aciers inoxydables, cet effet est illustré par Perry [2000] lors du soudage d'éprouvettes "sandwich" pour lesquelles le flux activateur est disposé entre deux tôles. Bien qu'il n'y ait pas de contact avec la source thermique, la morphologie des lignes de fusion est fortement modifiée par la présence de flux activateur. Cette observation permet d'affirmer que la modification des courants de Marangoni est la cause principale de l'action du flux activateur en soudage LASER.

L'application des flux activateurs au soudage par faisceau d'électrons favorisent l'augmentation de pénétration des joints soudés [Zhang et Fan, 2004]. Pour les aciers inoxydables, par exemple, les flux activateurs employés pour le soudage A-TIG ( $SiO_2$ ,  $TiO_2$  et  $Cr_2O_3$ ) permettent d'augmenter la pénétration dans un rapport supérieur à 2. Les deux raisons principales évoquées par les auteurs sont les changements de tension de surface et la différence de température de fusion entre le flux et le métal. Le flux non fondu situé dans les régions les plus froides de la surface du bain de fusion diminue la taille de la zone fondue.

### 2.2.3.3 Le procédé Flux-Bounded TIG (FB-TIG)

Une technique alternative au soudage A-TIG a été mise au point par Sire [2002] à partir d'observations de l'arc électrique. La silice employée pour le soudage A-TIG des aciers bas carbone présente une résistivité électrique élevée [Sire *et al.*, 2001]. Le principe du procédé FB-TIG (Flux Bounded-TIG) consiste à utiliser cette propriété pour diriger l'arc électrique vers l'endroit de moindre résistance (Figure 2.8). Ainsi, en disposant deux bandes de flux résistif, de part et d'autre du plan de joint, l'arc électrique est incité à s'établir dans l'espace central exempt de flux (Figure 2.9).

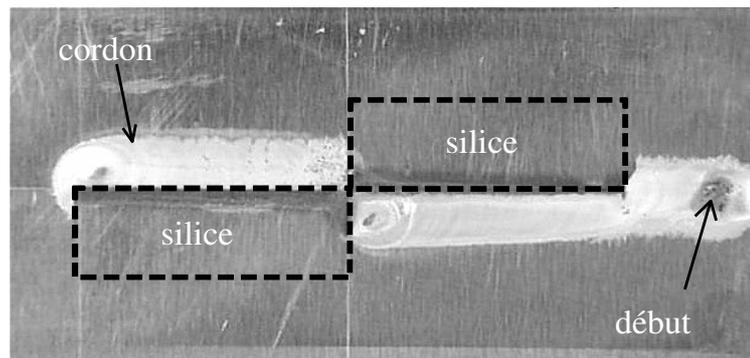


FIG. 2.8 – Effet résistif de la silice sur la trajectoire de l'arc électrique [Sire, 2002]

La simulation numérique du procédé avec une isolation électrique des bandes de flux effectuée par Lowke *et al.* [2004] confirme l'augmentation de la densité de courant induite au centre du bain de fusion. Cela favorise la création de courant de convection vers le fond du bain et augmente ainsi la pénétration des joints soudés. L'écartement entre les deux bandes de flux est défini par le paramètre  $x$ . Il est fixé à  $2\text{ mm}$  afin de limiter la taille de la tache anodique.

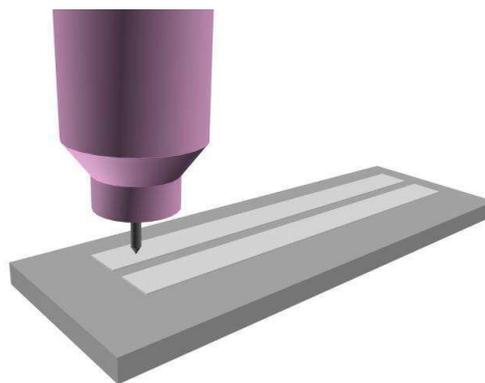


FIG. 2.9 – Principe de disposition des bandes de flux activant en procédé FB-TIG

Cette technique a été développée pour le soudage des alliages d'aluminium, en courant alternatif [Sire et Marya, 2001] et permet d'augmenter la pénétration des joints soudés de plus du double (Figure 2.10).

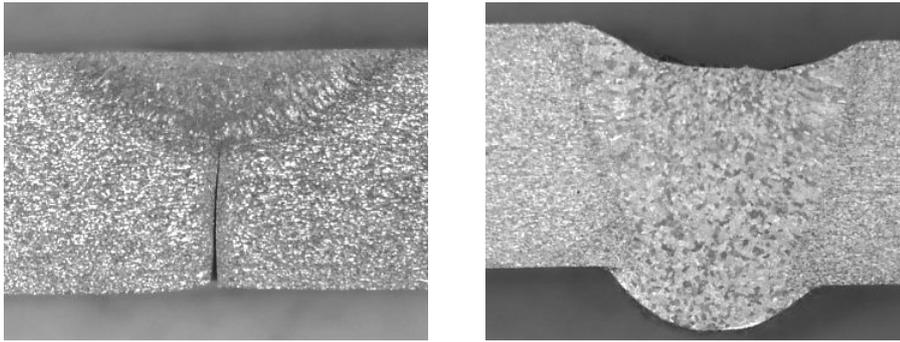


FIG. 2.10 – Coupes transversales de cordons TIG (gauche) et FBTIG (droite) pour un alliage d'aluminium 5086 (Mode AC)

### 2.2.3.4 Nouvelles techniques alternatives

De récents développements ont mis en évidence une application originale des flux activants basée sur l'effet tensioactif de l'oxygène dans le fer. D'après [Lu et al. \[2004c\]](#), il peut être introduit par l'addition de faibles quantités de  $O_2$  et  $CO_2$  dans le gaz de protection (Figure 2.11).

La forme des joints soudés dépend fortement des courants de Marangoni qui sont contrôlés par la combinaison du taux d'oxygène dans le bain de fusion et du gradient de température en surface (Figure 2.12).

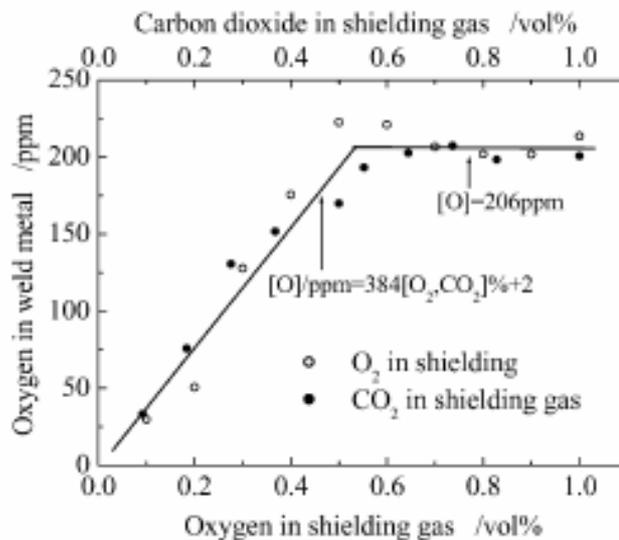


FIG. 2.11 – Taux d'oxygène dans le métal fondu en fonction du taux de  $O_2$  et  $CO_2$  dans le gaz de protection [[Lu et al., 2004b](#)] pour un acier inoxydable 304

Pour l'acier inoxydable 304, au-delà de 200ppm d'oxygène, le risque de former des oxydes en surface est important. [Lu et al. \[2004a\]](#) définissent un intervalle entre 0,3 et 0,5 %vol. de  $O_2$  et de  $CO_2$ .

Cette nouvelle technique est, pour l'instant, limitée au soudage des aciers inoxydables. La transposition à d'autres nuances est envisageable mais elle doit tenir compte des risques de

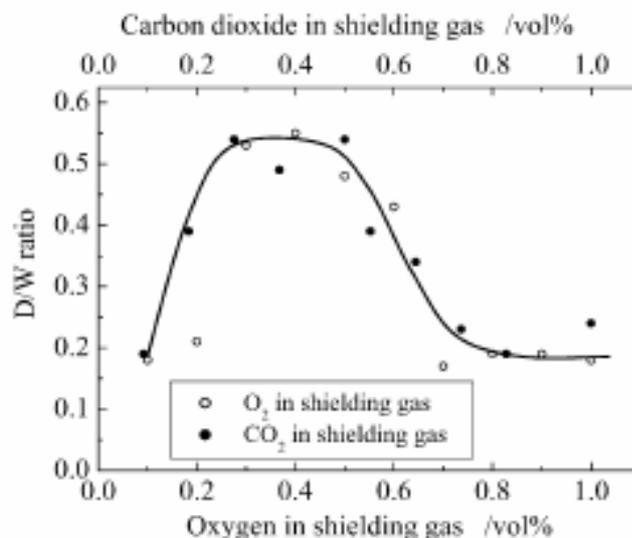


FIG. 2.12 – Rapport P/L de joints soudés en fonction du taux d'oxygène dans le gaz de protection pour un acier inoxydable 304 [Lu et al., 2004b]

pollution préjudiciables pour certains matériaux tels que le titane.

## 2.3 Conclusion

Les flux participent au développement et à l'optimisation de nombreux procédés de soudage par fusion. Ils sont parfois même à l'origine de la mise au point de certains procédés tels que le soudage à l'arc submergé. Ce sont donc des acteurs importants dans la formation des joints soudés. La connaissance de leur action est un atout majeur pour la réalisation de soudures de qualité.

Les flux ont un rôle multiple au niveau de l'arc électrique comme dans le bain de fusion. Les différentes fonctions de maintien de l'arc électrique, de protection du bain de fusion et de soutien à la formation du bain de fusion, conduisent à des formulations complexes de composés qui répondent chacun à l'une de ces fonctions.

En particulier, les flux activateurs sont quasi-exclusivement destinés au procédé A-TIG. Ils sont parfois transposés aux procédés à haute densité d'énergie pour des applications spécifiques. Leur fonction est de favoriser la pénétration des joints soudés en conservant les vertus de protection des flux.

La contribution des flux activateurs se décompose principalement en deux actions dans l'arc électrique et dans le bain de fusion. Dans l'arc électrique, l'action du flux activateur se résume à un effet de constriction de l'arc. Dans le bain de fusion, les éléments tensioactifs issus du flux activateur participent à la création de courant de Marangoni centripètes.

Pour des cas spécifiques, la température de fusion ainsi que la résistivité du flux activateur sont utilisées pour localiser ou diminuer la tache anodique.

Bien que l'efficacité des flux activateurs soit unanimement reconnue, les conditions d'application de ces produits limitent leur développement à des cas industriels.

La partie expérimentale qui suit est une contribution au développement des flux activateurs pour les métaux et alliages d'usage courant. Le premier volet est consacré au choix du flux activateur et à l'optimisation de son dépôt. Le second volet traite de la caractérisation métallurgique et mécanique des joints soudés. Enfin, le troisième et dernier volet est mené dans le but de mettre en évidence l'action d'un flux activateur selon le matériau à souder.

# Étude expérimentale



## Chapitre 3

# Optimisation du procédé A-TIG

### Sommaire

---

<b>2.1 Les flux en soudage</b> . . . . .	<b>27</b>
2.1.1 Introduction . . . . .	27
2.1.2 Définition . . . . .	28
2.1.3 Applications . . . . .	28
<b>2.2 Les flux activateurs en soudage</b> . . . . .	<b>31</b>
2.2.1 Définition . . . . .	31
2.2.2 Rôle des flux activateurs . . . . .	31
2.2.3 Applications des flux activateurs . . . . .	35
<b>2.3 Conclusion</b> . . . . .	<b>41</b>

---

### 3.1 Introduction

La partie précédente rappelle les limitations du procédé TIG qui ont amené à développer de nouvelles techniques telles que le procédé Activated-TIG (A-TIG) dont la principale distinction est l'utilisation de flux activateurs. La participation de ces éléments a pour objectifs de :

- protéger le bain de fusion de l'atmosphère environnante ;
- favoriser la pénétration des joints soudés ;
- produire des cordons exempt de défauts.

L'efficacité d'un flux activateur est donc validée par l'association de ces trois fonctions. Ce sont par conséquent les propriétés physico-chimiques des sels minéraux ainsi que leur affinité avec le matériau à souder qui déterminent le choix d'un flux activateur.

Ce chapitre propose, dans une première partie, une évaluation expérimentale du potentiel de différents sels minéraux appliqués à l'acier inoxydable 304L pour lequel de nombreux travaux sur l'application de flux activateurs ont déjà été effectués.

La seconde partie de ce chapitre est consacrée au dépôt et à la configuration des bandes de flux activateur. Dans l'environnement du bain de fusion, la présence d'éléments extérieurs doit être prise en compte et paramétrée afin d'optimiser leur contribution. En particulier, la quantité du dépôt et sa disposition sont étudiées.

Enfin, d'un point de vue technologique, le mode de dépôt du flux activateur ne doit pas être un obstacle à l'utilisation des flux activateurs. Le protocole expérimental de cette manipulation délicate fait donc l'objet d'une explication détaillée dans le paragraphe suivant.

## 3.2 Protocole expérimental

Il s'agit de présenter les conditions expérimentales qui définissent le cadre de l'étude. Cette partie se décline, d'une part, en un recensement du matériel utilisé et, d'autre part, en un descriptif des différentes étapes de l'expérimentation.

Un poste de soudage automatique *POLYSOUDE 350 PC* est employé comme générateur de courant pour la formation de l'arc électrique. La torche de soudage est disposée sur un banc linéaire asservi en vitesse par la commande du poste. En parallèle, un système d'acquisition permet de mesurer en temps réel les paramètres de soudage suivants :

- Intensité de soudage :  $I$  en  $A$  ;
- Tension de l'arc électrique :  $U$  en  $V$  ;
- Vitesse de soudage :  $V_s$  en  $m.s^{-1}$ .

Un mélangeur de gaz est relié à ce dispositif pour assurer la formation de l'arc électrique et la protection du bain de fusion. Il permet de produire des mélanges gazeux de composition variable à partir de bouteilles d'argon *ARCAL 1* (99,998 % Ar) et d'hélium *LASAL 4* (99,996 % He). Le débit du gaz est commandé et contrôlé par le poste de soudage à la pression atmosphérique.

Le matériau de l'étude est un acier inoxydable austénitique *304L* dont la composition est détaillée dans le tableau 3.1. Cet alliage est l'un des aciers inoxydables les plus utilisés. Il est employé dans de nombreux secteurs industriels tels que l'industrie chimique et le secteur alimentaire grâce à d'excellentes propriétés de résistance à la corrosion. Ses multiples applications expliquent les nombreux travaux de développement des flux activants sur ce matériau [Lucas *et al.*, 1996; Saidov *et al.*, 1999; Dong et Katayama, 2004].

Elements	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>	<i>N</i>
Taux (%)	0,016	0,44	1,01	0,025	0,001	18,26	10,11	0,11	0,042

TAB. 3.1 – Composition de la tôle d'acier inoxydable *AISI 304L (X2CrNi18–9 d'après NF EN 10088 – 2)* utilisée pour la réalisation des lignes de fusion

Pour éviter des problèmes d'accostage entre les bords de tôles à assembler, des lignes de fusion sont réalisées en pleine tôle. Les dimensions des tôles sont optimisées de manière à limiter l'échauffement local qui conduit à des variations de pénétration le long de la ligne de fusion.

Le flux activant se présente sous forme de poudre. Il est mélangé à un solvant volatil ; en l'occurrence l'acétone. La solution sursaturée en soluté est appliquée à l'aide d'un pinceau brosse sur la surface de la tôle avant l'opération de soudage. Après évaporation du solvant, une croûte se forme à partir de la floculation des colloïdes et adhère à la surface des tôles par électrostatisme. Le dispositif permettant de contrôler l'épaisseur du dépôt ainsi que la largeur de l'espace centrale entre les bandes de flux est détaillé dans le paragraphe 3.4

Le tableau 3.2 résume les principaux paramètres expérimentaux de l'étude.

## 3.3 Choix du flux activant

### 3.3.1 Introduction

Un flux activant n'est pas universel ; pour chaque matériau métallique, il existe un flux activant dont les propriétés sont adaptées à celle du matériau afin d'améliorer la soudabilité

Mode	<i>DC – EN</i>
Intensité de soudage	150 A
Vitesse de soudage	125 mm.min <sup>-1</sup>
Hauteur d'arc	2mm
Type d'électrode	<i>W + 2% ThO<sub>2</sub></i>
Diamètre d'électrode	2,4 mm
Angle d'affûtage	30°
Protection gazeuse	<i>Argon</i>
Débit de gaz	12 l.min <sup>-1</sup>

TAB. 3.2 – Paramètres opératoires pour la réalisation des lignes de fusion

du matériau. Le choix du flux activant doit s'appuyer sur des critères de performance mais également tenir compte de l'environnement de soudage. La définition de ces critères permet d'établir, dans un premier temps, une liste de candidats potentiels à partir de leurs propriétés et, dans un second temps, une sélection expérimentale des meilleurs candidats.

De nombreux travaux proposent une étude expérimentale comparative de l'efficacité des flux activants appliqués au soudage de l'acier inoxydable [Lucas et Howse, 1996; Modenesi *et al.*, 2000; Liu *et al.*, 2002a; Lin *et al.*, 2002]. Les flux testés sont principalement des oxydes et, en particulier  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ , et  $Cr_2O_3$  sont définis unanimement comme les plus efficaces pour augmenter la soudabilité des aciers inoxydables. Cependant la liste des flux utilisés n'est pas exhaustive et les critères de sélection ne sont pas explicitement détaillés et divergent parfois d'un expérimentateur à l'autre.

Le paragraphe suivant propose un choix de sels minéraux s'appuyant sur des critères définis à partir des quelques résultats convergents de la bibliographie. Par la suite, le choix des flux activants les plus efficaces est validé expérimentalement.

### 3.3.2 Critères de sélection des flux activants

L'objectif du procédé A-TIG est d'optimiser les performances du procédé TIG en conservant un matériel de soudage identique (torche, générateur). L'utilisation de flux activants doit répondre aux limitations inhérentes au procédé TIG sans négliger les nombreux avantages qui conduisent à des applications industrielles très variées. En particulier, la fonction principale de ces éléments est d'augmenter la pénétration des joints soudés limitée à 2 – 3mm. Mais leur application ne doit pas engendrer de détérioration de la qualité des joints soudés et de l'environnement.

La liste des différents critères à intégrer dans le choix d'un flux activant est résumée sous forme d'un algorithme dans la figure 3.1 qui est validé pour le cas de l'acier inoxydable 304L de l'étude.

Pour des raisons de sécurité, certains sels minéraux à caractère dangereux doivent être écartés afin d'éviter tout risque d'explosion ou d'inflammation. Les précautions doivent être d'autant plus importantes que ces éléments sont introduits dans un environnement à haute température où règne un champ électrique intense. Pour préserver l'environnement ainsi que la santé de l'opérateur, les produits toxiques ou nocifs sont systématiquement éliminés. Bien que certains tels que  $BaO$ ,  $BeO$ ,  $CdO$  ou  $CrO_2$  peuvent présenter des dispositions, leur caractère cancérigène les rend inapplicables.

D'autre part, pour faciliter l'application du flux activant et obtenir un dépôt le plus régulier

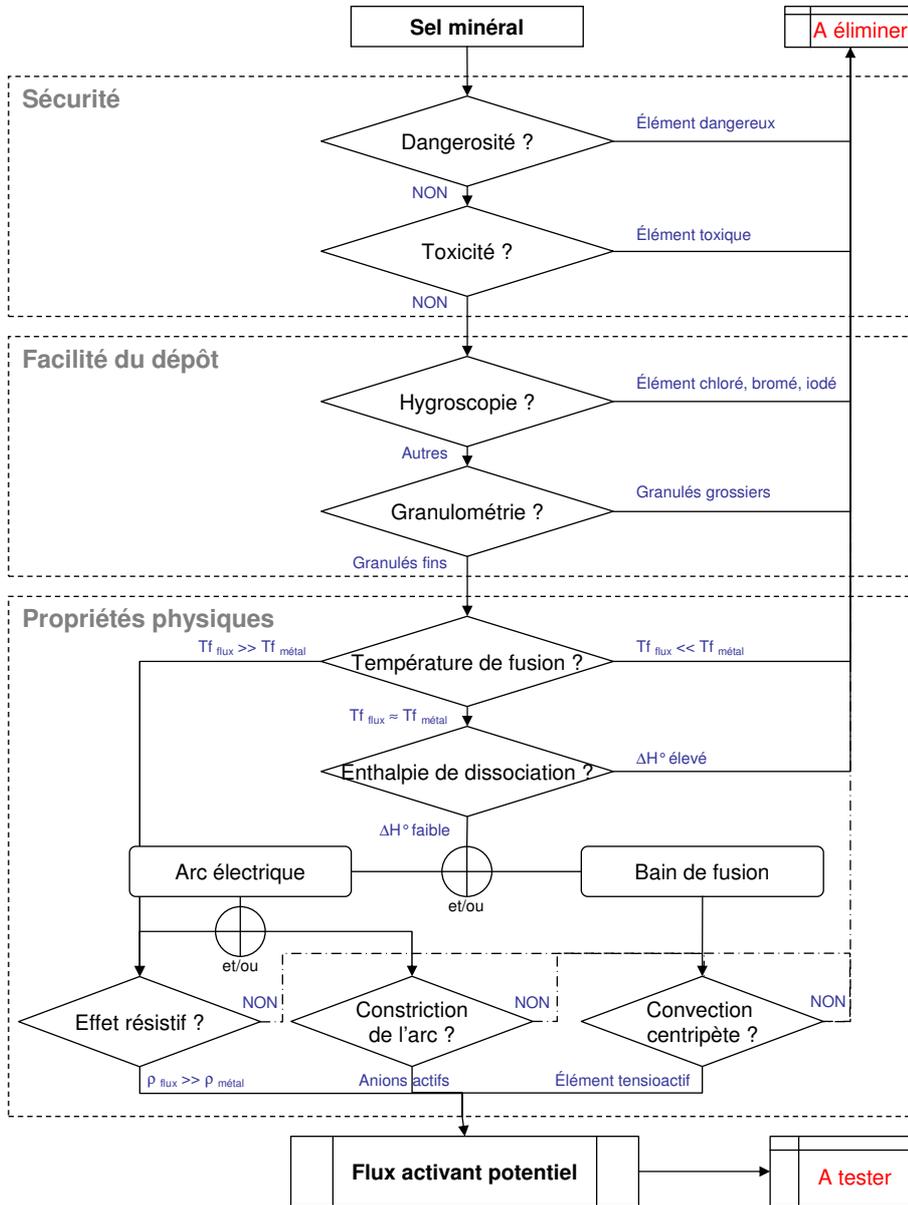


FIG. 3.1 – Algorithme de sélection a priori de flux activant

possible, le flux activant doit se présenter sous forme de granulés fins [Lu *et al.*, 2002]. De plus, les éléments chlorés, iodés ou bromés ne sont pas adaptés parce qu'ils sont fortement hydrophiles et forment un dépôt irrégulier avec l'humidité de l'air ambiant.

Enfin, les propriétés physiques des sels minéraux sont prises en compte en fonction du matériau à souder. D'après Perry [2000], la température de fusion du flux activant doit être proche de celle du matériau. Si sa température de fusion est grande devant celle du matériau à souder, le flux activant n'est pas suffisamment transformé pour agir. Si sa température de vaporisation est trop faible, le flux activant est complètement vaporisé au passage de l'arc électrique et son action est annihilée. De même, l'énergie de dissociation du flux activant doit être limitée sans quoi la contribution devient inutile. En effet, la part d'énergie consacrée à la dissociation du flux activant doit rester négligeable devant la quantité de chaleur fournie au bain de fusion. Perry [2000] propose de choisir le flux activant d'après son enthalpie libre de dissociation. L'étude des diagrammes d'Ellingham qui renseignent sur l'énergie libre de formation en fonction de la température est une méthode alternative pour pré-sélectionner des flux activateurs potentiels d'après Lu *et al.* [2002].

L'action des flux activateurs au niveau de l'arc électrique et du bain de fusion peut également être qualifiée à partir de leurs propriétés physiques. La constriction de l'arc électrique est associée, d'après Middel [2000], à la présence d'anions en périphérie de l'arc. Les sels minéraux qui ont la possibilité de former des anions sont sélectionnés. Dans le bain de fusion, les éléments mineurs issus de la dissociation du flux activant peuvent modifier les courants de Marangoni par effet tensioactif [Binard et Chabenat, 1985; Burgardt et Heiple, 1986]. Les sels minéraux qui se dissocient en éléments tensioactifs d'un matériau sont également sélectionnés.

Par ailleurs, Sire [2002] évoque une action résistive des flux activateurs dans le cas du soudage FB-TIG des alliages d'aluminium qui peut être représentée par une température de fusion élevée et une grande résistivité électrique à haute température.

Pour le cas de l'acier inoxydable 304L, cette démarche aboutit au choix de quelques oxydes pour lesquels Middel [2000] indique la possibilité de former des anions ( $TiO_2$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $MgO$ ...) et Marya et Olson [1989], une affinité tensioactive dans le bain de fusion ferreux ( $TiO_2$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $CaO$ ,  $MgO$ ...).

### 3.3.3 Validation expérimentale du choix des flux activateurs

Les dix oxydes pré-sélectionnés à partir des critères *a priori* sont testés sur des lignes de fusion. La sélection finale des flux activateurs pour l'acier inoxydable est réalisée en appliquant une démarche expérimentale résumée dans l'algorithme de la figure 3.2. Deux configurations sont adoptées pour le dépôt du flux activant :

- un dépôt en deux bandes séparées d'un écartement  $x = 2\text{ mm}$ ;
- un dépôt en une bande unique ( $x = 0\text{ mm}$ ).

Lors de la réalisation de la ligne de fusion, peu d'informations sont disponibles. L'observation de l'arc électrique suffit toutefois à qualifier en partie le procédé; la présence d'un dépôt de flux activant peut conduire à de grosses instabilités de l'arc électrique préjudiciables pour la formation du bain de fusion.

A la suite de l'essai, des observations du matériau sont nécessaires pour qualifier la ligne de fusion. L'application du flux activant ne doit pas entraîner de défaut en surface (oxydation, nitruration) ou à cœur (fissures, criques, porosités) pour que celui-ci soit sélectionné. La plupart des flux activateurs forment un résidu de fumée de couleur sombre qui peut être chassée de la surface par un simple brossage. Cela n'est donc pas un critère de rejet.

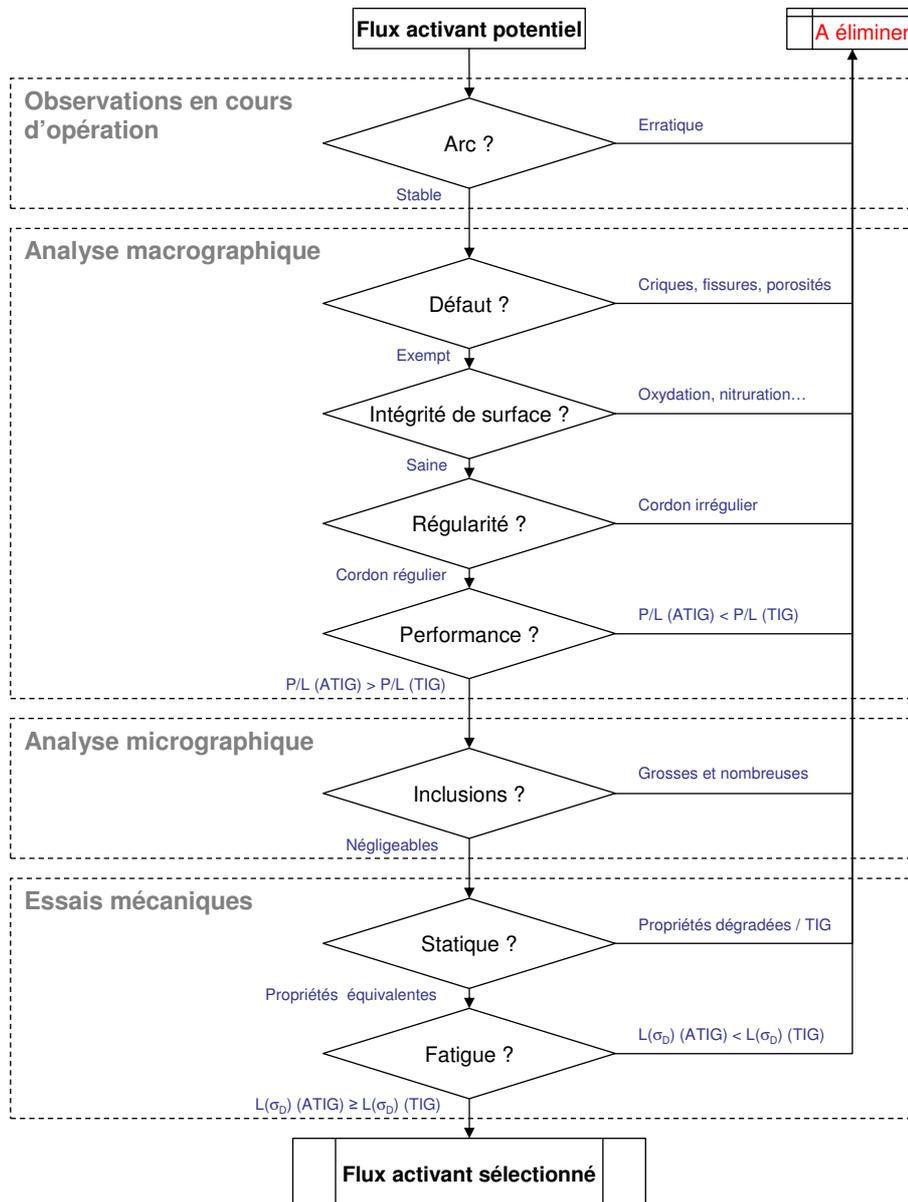


FIG. 3.2 – *Algorithme de sélection expérimentale des flux activateurs*

Lorsque le flux activant a rempli toutes les conditions qui définissent une ligne de fusion saine et exempte de défaut, son efficacité est mesurée à partir des paramètres géométriques qui caractérisent la ligne de fusion. Pour l'acier inoxydable 304L, dix oxydes ont été sélectionnés en respectant ces critères ;  $B_2O_3$ ,  $V_2O_5$ ,  $SiO_2$ ,  $MnO$ ,  $TiO_2$ ,  $NiO$ ,  $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $CaO$  et  $MgO$ . Le tableau 3.3 rappelle la température de fusion et l'enthalpie libre de formation de ces dix oxydes sélectionnés. Les pénétrations (P) et largeurs (L) des lignes de fusion correspondantes sont comparées.

Flux activateurs	$B_2O_3$	$V_2O_5$	$SiO_2$	$MnO$	$TiO_2$	$NiO$	$Al_2O_3$	$Cr_2O_3$	$CaO$	$MgO$
$T_f$ ( $^{\circ}C$ )	450	670	1626	1875	1892	1955	2054	2330	2615	2826
$\Delta_d H^0$ ( $kJ/mol$ )	1273,5	1550,6	910,7	385,2	944,0	239,7	1675,7	1139,7	634,9	601,6

TAB. 3.3 – Propriétés physiques des oxydes sélectionnés

La figure 3.3 affiche le résultat des pénétrations mesurées pour les lignes de fusion réalisées par le procédé A-TIG dont le flux activant est défini parmi dix oxydes. Une ligne de fusion est réalisée par le procédé TIG comme référence. Sa pénétration est de  $1,4 \pm 0,1$  mm. Les dix oxydes permettent d'augmenter la pénétration, en particulier  $SiO_2$ ,  $B_2O_3$  et  $Cr_2O_3$ . Par exemple,  $P = 4,9 \pm 0,1$  mm avec  $SiO_2$  et  $x = 0$  mm. La contribution du flux activant est très limitée avec  $Al_2O_3$  ; l'augmentation de pénétration est inférieure à 0,6 mm. Pour les dix oxydes, les pénétrations des lignes de fusion réalisées avec un écartement nul ( $x = 0$  mm) sont supérieures ou égales, à l'incertitude de mesure près, à celles pour un écartement de 2 mm.

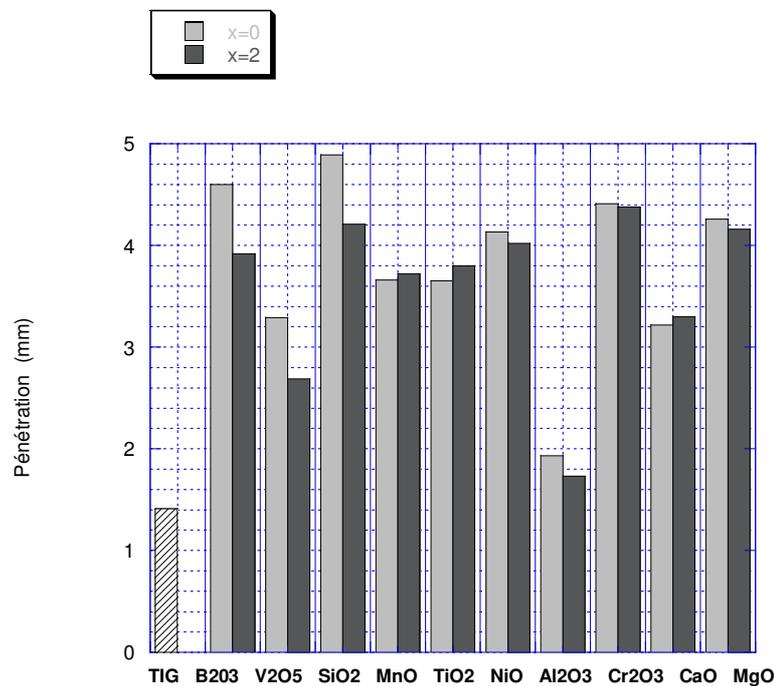


FIG. 3.3 – Pénétration des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant

Dans l'algorithme du tableau 3.1, la température de fusion et l'enthalpie de dissociation sont des propriétés physiques du flux activant qui sont définis comme critères de choix a priori de candidats. Afin de vérifier la corrélation entre l'efficacité du flux activant et ses deux propriétés,

les figures 3.4 et 3.5 représentent la pénétration des lignes de fusion A-TIG, respectivement en fonction de l'enthalpie de dissociation et de la température de fusion de chaque oxyde.

La pénétration n'est pas directement proportionnelle à l'enthalpie de dissociation des différents composés. Cependant, au-delà de  $1500 \text{ kJ.mol}^{-1}$ , les faibles pénétrations obtenues avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et  $\text{V}_2\text{O}_5$  sont dues, en partie, à la part d'énergie importante consacrée à la dissociation de l'oxyde. Bien qu'il n'influence pas directement l'efficacité du procédé, ce critère doit être pris en compte pour écarter les candidats les plus consommateurs d'énergie.

De même, la température de fusion n'est pas un critère pour définir l'efficacité des oxydes sélectionnés. Cette propriété ne permet pas non plus d'exclure de candidats. En effet, les deux oxydes dont la température de fusion est très inférieure à celle du 304L ( $\text{B}_2\text{O}_3$  et  $\text{V}_2\text{O}_5$ ), ont une température de vaporisation très élevée (respectivement  $1860^\circ\text{C}$  et  $1690^\circ\text{C}$ ). Leur gamme d'utilisation à l'état liquide est donc étendue jusqu'aux températures régnantes dans le bain de fusion. La température de vaporisation semble un critère de choix plus judicieux que la température de fusion.

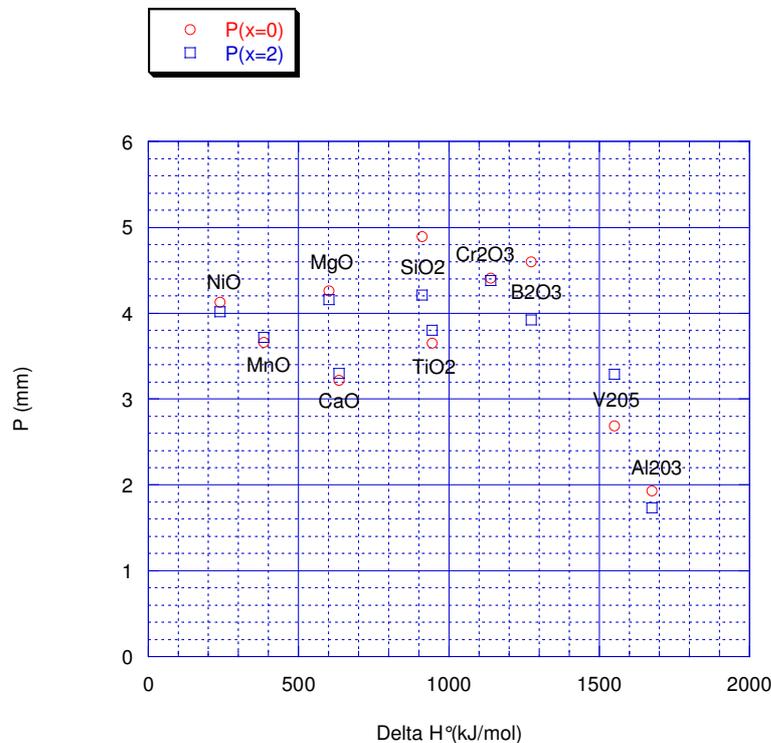


FIG. 3.4 – Pénétration des lignes de fusion A-TIG en fonction de l'enthalpie de dissociation de chaque oxyde

Les largeurs des mêmes lignes de fusion diminuent avec la présence d'oxyde en surface (Figure 3.5).  $\text{SiO}_2$  et  $\text{MgO}$  sont les oxydes pour lesquels la contraction de la ligne de fusion est la plus importante. Par exemple,  $L = 9,3 \pm 0,1 \text{ mm}$  en TIG et  $L = 5,5 \pm 0,1 \text{ mm}$  en A-TIG avec  $\text{SiO}_2$  et  $x = 0 \text{ mm}$ . Alors que la présence de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  a peu d'influence sur la diminution de largeur ( $L = 8,0 \pm 0,1 \text{ mm}$  pour  $x = 0 \text{ mm}$ ). Les écarts de largeur entre  $x = 0 \text{ mm}$  et  $x = 2 \text{ mm}$  sont faibles et peu significatifs.

Avec la présence de flux activant, l'augmentation de pénétration associée à la diminution de largeur confère aux lignes de fusion un profil très étiré qui peut être représenté par le rapport  $P/L$

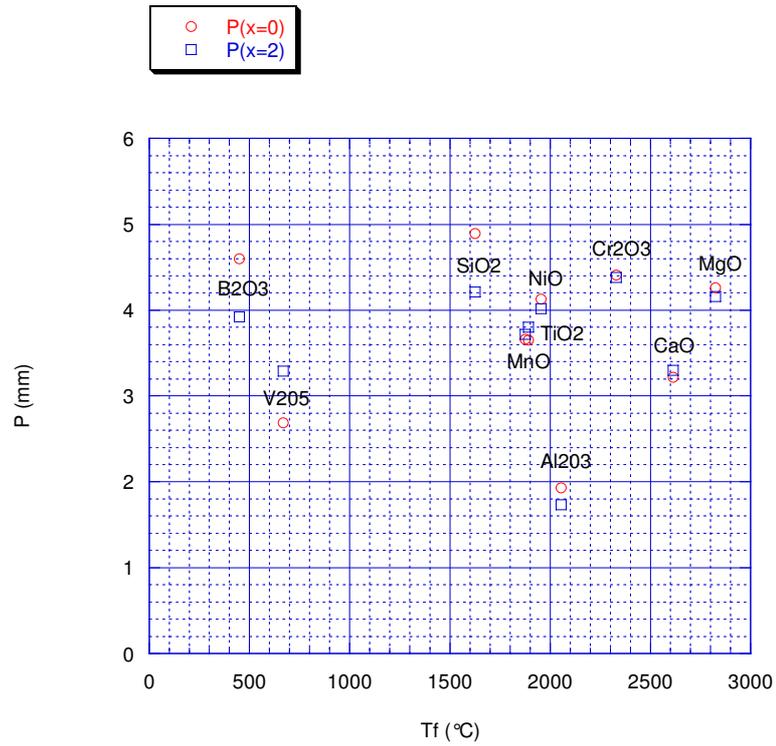


FIG. 3.5 – Pénétration des lignes de fusion A-TIG en fonction de la température de fusion de chaque oxyde

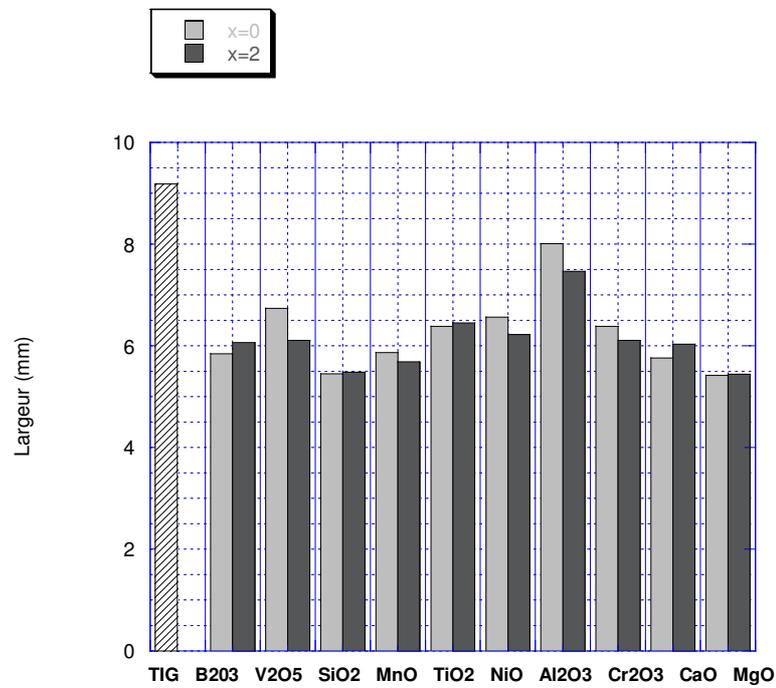


FIG. 3.6 – Largeur des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant

(Figure 3.7). Le rapport de 0,15 pour le procédé TIG constitue une limitation importante pour ce procédé; la ligne de fusion présente un profil très étalé. Les dix oxydes sélectionnés contribuent à l'augmentation de ce rapport. Hormis  $Al_2O_3$  ( $P/L = 0,24 \pm 0,05$ ), leur contribution est très importante.  $SiO_2$ ,  $MgO$  et  $B_2O_3$  sont les oxydes les plus efficaces. Par exemple avec  $SiO_2$ ,  $P/L = 0,89 \pm 0,05$ . Pour  $SiO_2$  et  $B_2O_3$ , le rapport  $P/L$  quand  $x = 0 mm$  est supérieur au même rapport quand  $x = 2 mm$ . Pour les autres oxydes, l'écartement  $x$  a peu d'influence.

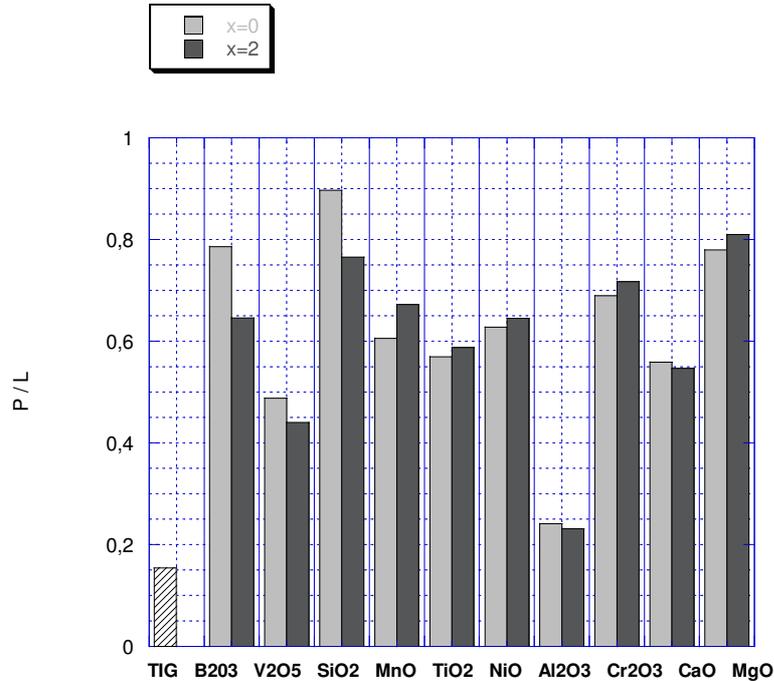


FIG. 3.7 – Rapport  $P/L$  des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant

Les essais expérimentaux aboutissent à la sélection de trois flux activants,  $SiO_2$ ,  $MgO$  et  $B_2O_3$ , pour lesquels les lignes de fusion réalisées sont exemptes de défaut et leur rapport  $P/L$  est très supérieur à celui du procédé TIG. Parmi les trois flux activants,  $SiO_2$  est très nettement l'oxyde le plus efficace. Il est donc naturellement choisi pour être appliqué en tant que flux activant de l'acier inoxydable 304L pour la suite des essais. Ce choix est confirmé par d'autres travaux [Middel *et al.*, 2000; Modenesi *et al.*, 2000].

Pour la sélection expérimentale des flux activants, l'influence de l'écartement  $x$  n'a pas été déterminante. Hormis  $SiO_2$  et  $B_2O_3$ , les performances des flux activants sont voisines pour  $x = 0 mm$  et  $x = 2 mm$ . Pour les deux exceptions, les meilleurs résultats sont obtenus avec un écartement nul. La constriction de l'arc électrique par effet résistif des bandes de flux activant, évoquée par Sire et Marya [2002b] pour le procédé FB-TIG des alliages d'aluminium n'a pas été mise en évidence par ces essais. Une étude plus détaillée de l'influence de ce paramètre est décrite dans la partie 3.4.4.

Cette étude préliminaire des différents oxydes n'est pas suffisante pour tirer des conclusions sur les phénomènes prépondérant à l'origine de l'action d'un flux activant. Par exemple, l'observation de la tension d'arc (Figure 3.8) ne permet pas d'illustrer la contribution des flux activants. Les augmentations de tension les plus importantes, de près de 1 V, sont relevées pour  $SiO_2$  et  $MgO$  dont l'efficacité a été mentionnée précédemment. Mais la baisse de tension observée avec

l'utilisation de  $B_2O_3$  réfute toute relation simple entre l'efficacité et la tension d'arc. De même, les variations d'aire de sections fondues en fonction de la tension d'arc illustrées par la figure 3.9 pour les dix oxydes montrent une grande dispersion des résultats. Le volume fondu représenté dans une coupe transversale par l'aire de la section fondu est proportionnelle à l'énergie incidente. Cette énergie fournie à la tôle n'est donc pas proportionnelle à l'énergie nominale calculée à partir de la tension d'arc selon le flux activant employé. Le rendement de l'arc est par conséquent dépendant de la nature du flux activant. Une analyse de l'influence de  $SiO_2$  est menée dans le chapitre 5 pour justifier le choix de cet oxyde et illustrer les mécanismes du soudage A-TIG avec ce flux activant.

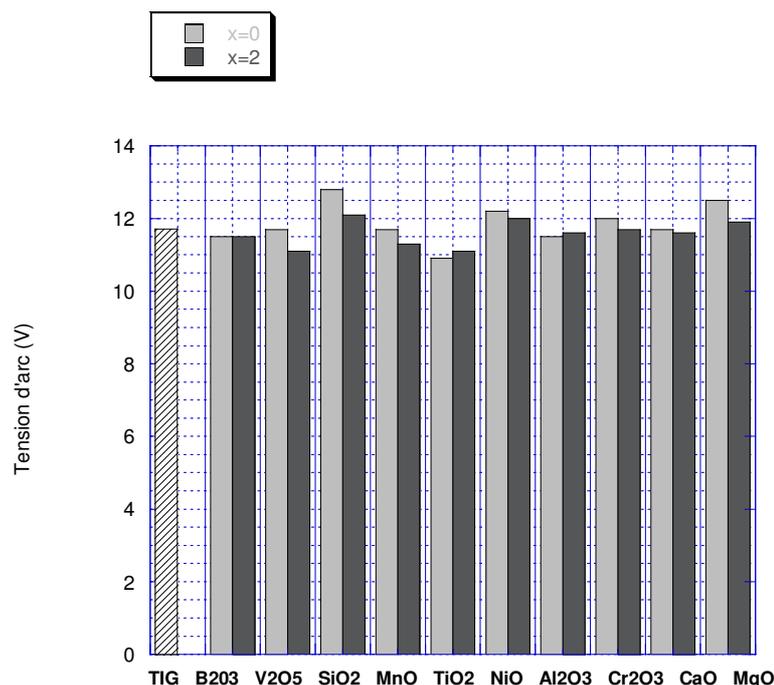


FIG. 3.8 – Relevé des tensions d'arc pour différents oxydes utilisés comme flux activant

## 3.4 Application du flux activant

### 3.4.1 Introduction

La difficulté de déposer le flux activant est un frein au développement industriel du procédé A-TIG. Bien que des mélanges conditionnés en aérosols soient proposés, le mode de dépôt demeure néanmoins manuel, tout comme l'application au pinceau. La qualité du dépôt dépend donc de la dextérité de l'opérateur.

L'objectif de cette partie est d'illustrer les modifications géométriques ou cosmétiques du cordon de soudure engendrées par les variations des paramètres de dépôt. Il s'agit ensuite de définir un domaine d'application du flux activant dans lequel sa participation est optimisée mais également des faibles variations des paramètres de dépôt ne perturbent pas notablement la formation du cordon de soudure.

Cette étude expérimentale présente deux intérêts distincts ; d'un point de vue scientifique, l'influence d'un paramètre contribue à la compréhension des phénomènes qui caractérisent le

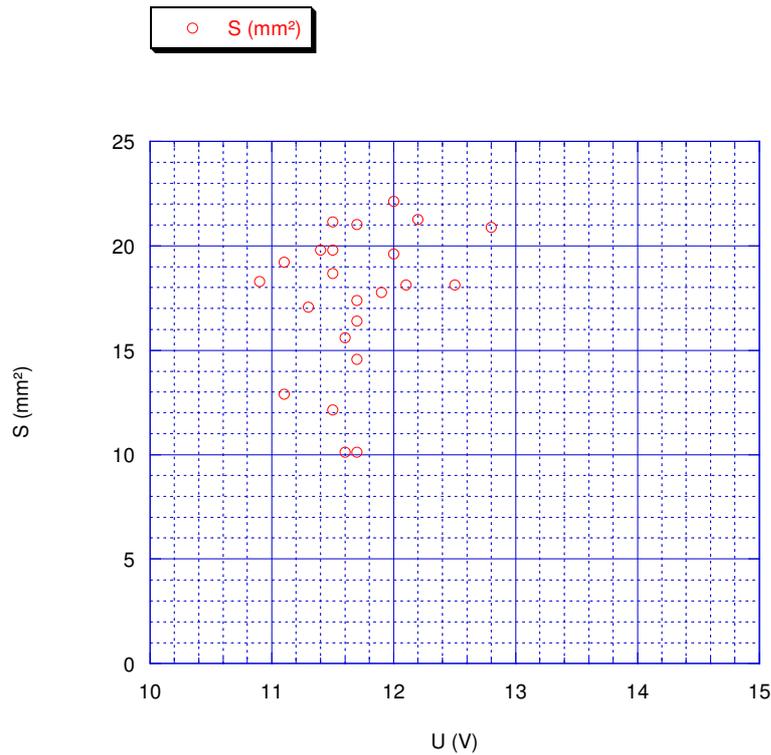


FIG. 3.9 – Evolution de la section fondue des lignes de fusion en fonction de la tension d'arc pour les dix oxydes utilisés comme flux activant

procédé, et d'un point de vue industriel, l'instauration d'une procédure doit permettre de guider l'intervention de l'opérateur et peut être la première étape d'une automatisation du dépôt.

En dehors de la composition du flux activant traitée dans le paragraphe 3.3, les paramètres influençant le dépôt du flux sont la granulométrie des sels minéraux et la nature du solvant. Le dépôt peut également être caractérisé par son épaisseur ainsi que l'écartement des bandes de flux activant.

La granulométrie est imposée lors du conditionnement par le fournisseur de sels minéraux. Pour un dépôt régulier et homogène, le choix doit se diriger vers des granulats les plus fins possible (entre  $0,8$  et  $4 \mu\text{m}$  d'après [Lu et al. \[2002\]](#)). Le choix du solvant doit se faire selon deux axes ; faciliter le dépôt et ne pas occasionner de perturbation sur la formation du cordon.

### 3.4.2 Solvant

Pour faciliter son dépôt, le flux activant est mis en solution. La plupart des solvants employés sont volatils de sorte qu'il ne reste que la bande de flux lors du passage de la torche. Parmi les solvants volatils, l'acétone ( $C_3H_6O$ ) et le méthanol ( $CH_3OH$ ) sont couramment employés [[Lucas et Howse, 1996](#)]. Cependant les concentrations de soluté sont très variables dans le temps du fait de la volatilité de ces solvant. Cela conduit à la formation d'un dépôt irrégulier et non répétable. Pour vérifier l'influence de la quantité de flux apportée, il est indispensable de maîtriser le protocole de dépôt. Le choix du flux doit alors se porter vers une solvant moins volatil tel que l'eau déminéralisée déjà employée par [Marya et Edwards \[2002\]](#) pour le soudage A-TIG des alliages de magnésium.

Par ailleurs, pour une industrialisation éventuelle, le solvant employé ne doit pas présenter de danger potentiel. Or les deux solvants volatils (acétone, méthanol) ont des points-éclair très bas. Le stockage et la circulation de ces produits à proximité d'une source de chaleur doivent être évités. De plus, le méthanol présente des risques de toxicité. De ce point de vue, la dangerosité de l'eau est nulle mais certaines précautions doivent être prises pour l'isoler des circuits électriques.

Les résidus ( $C, H, O$ ) de solvant, quels qu'ils soient, ne peuvent pas être décelés par une étude EDSX du fait de leur faible masse atomique mais il est raisonnable de penser que ces éléments organiques sont, au plus tard, vaporisés au passage du front chaud précédent l'arc électrique. Des précautions doivent cependant être prises par rapport à l'affinité chimique de certains alliages avec ces éléments. En particulier, pour le cas du titane sensible à l'oxydation ainsi qu'à la nitruration, le choix de l'eau déminéralisée comme solvant doit être proscrit. Pour cette partie, l'eau n'affecte pas l'intégrité chimique de l'acier inoxydable 304L dans les conditions d'étude.

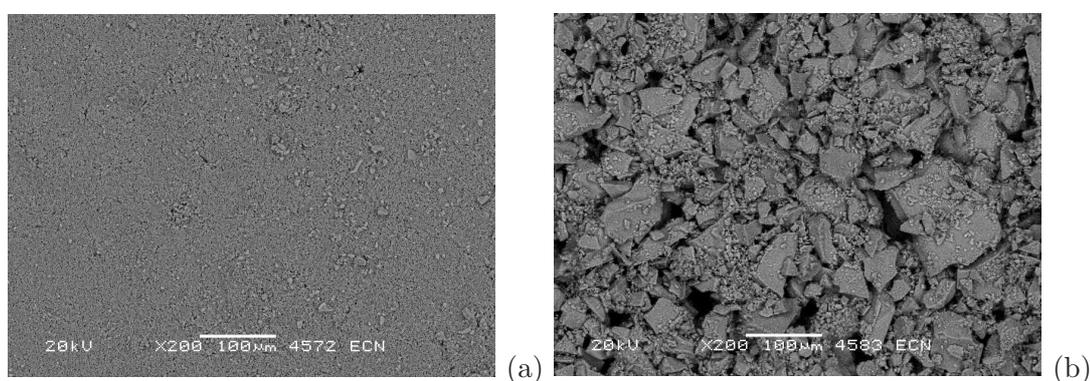


FIG. 3.10 – Clichés MEB d'un dépôt sec de silice obtenu à partir d'une solution dans (a) l'eau déminéralisée (b) l'acétone

L'interaction avec le flux activant doit aussi être prise en compte. La solubilité de la silice amorphe dans l'eau est de  $120 \text{ mg.l}^{-1}$  à température ambiante. Pour cette étude, les concentrations de la silice dans l'eau sont bien supérieures. L'ensemble forme une solution sursaturée dans laquelle le soluté en saturation s'organise sous forme de colloïdes (Annexe A). La coalescence de ces particules est réduite dans l'eau par rapport à l'acétone. En effet, le dépôt solide formé après séchage présente une surface uniforme dans le cas de l'eau (Figure 3.10 (a)). Au contraire, avec l'acétone, des amas de l'ordre de  $100 \mu\text{m}$  forment un dépôt très irrégulier qui risque de perturber la formation de l'arc électrique (Figure 3.10 (b)).

### 3.4.3 Épaisseur du dépôt de flux

Le choix de l'eau déminéralisée en tant que solvant de la silice permet de faire varier précisément le taux massique de poudre dans l'eau. Pour des raisons pratiques, ce taux ne dépasse pas 60%. Au delà, le mélange devient pâteux et est difficilement applicable avec un pinceau-brosse.

L'épaisseur de la couche de solution déposée dépend essentiellement des tensions de surface entre l'eau déminéralisée et la tôle d'acier inoxydable. Les particules en suspension dans cette couche occupent un volume plus ou moins important selon leur taux massique dans la solution. Après un séchage en étuve, l'épaisseur de la croûte formée est donc directement liée au taux

massique de poudre initialement introduit dans l'eau déminéralisée.

La mesure de l'épaisseur du dépôt est effectuée à l'aide d'un microscope optique. Il s'agit de faire correspondre le plan focal de la lentille avec la surface recouverte de flux activant et de répéter la procédure pour la surface exempte de flux activant. La différence d'altitude entre les deux réglages correspond à l'épaisseur du dépôt. Cette technique présente l'avantage d'être précise; les mesures sont évaluées à  $\pm 10 \mu m$ , c'est à dire la sensibilité de l'oeil à la netteté. De plus, comme elle est indirecte, cette mesure ne perturbe pas le mesurande.

Des mesures d'épaisseur sont effectuées pour cinq teneurs différentes. La figure 3.11 illustre une évolution proportionnelle de l'épaisseur du dépôt  $e$  avec le taux massique de poudre  $M_p$  jusqu'à  $220 \mu m$ . Le comportement linéaire est décrit par l'équation 3.1 dans cette gamme d'épaisseurs. "The Welding Institute" (TWI) définit une limite supérieure d'environ  $200 \mu m$  pour l'épaisseur du dépôt [Marchand, 1997]. Notre campagne d'essais balaye complètement la plage des épaisseurs recommandées.

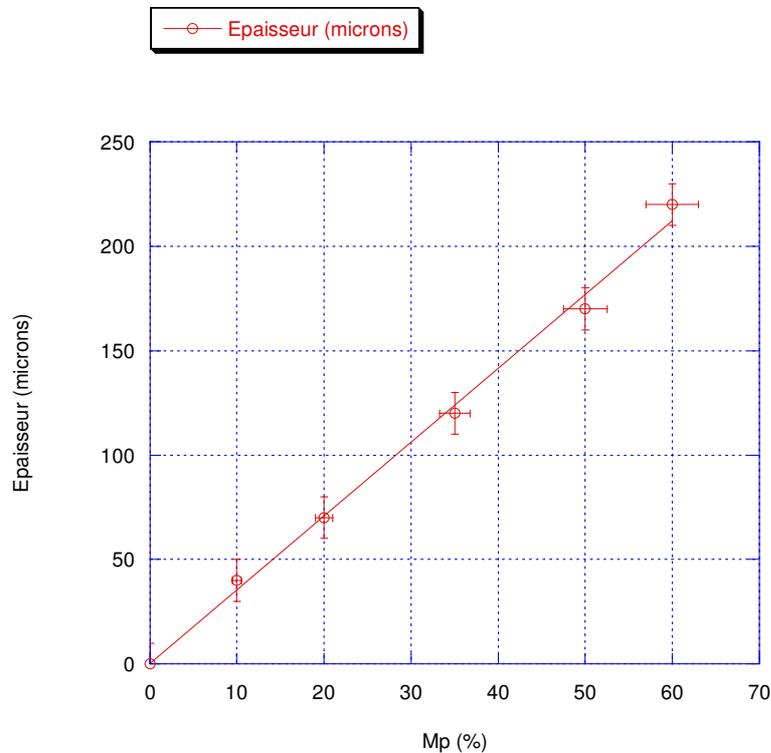


FIG. 3.11 – Variation de l'épaisseur du dépôt de flux en fonction du taux massique de poudre dans la solution sursaturée

$$e = \alpha \cdot M_p \quad \text{avec :} \quad \alpha_{inox/eau} = 3,5 \pm 0,5 \mu m/\% \quad (3.1)$$

Afin de caractériser complètement l'influence de l'épaisseur du dépôt, des essais sont effectués pour 5 épaisseurs de dépôt ( $e = 40; 70; 120; 170; 220 \mu m$ ), 3 niveaux d'intensité ( $I = 100; 125; 150 A$ ) et 2 écartements des bandes de dépôt ( $x = 0; 2 mm$ ). Pour tous les essais, les lignes de fusion réalisées sont exemptes de défaut de taille macrographique, en surface comme dans le volume fondu. Pour des épaisseurs importantes de dépôt (au delà de  $120 \mu m$ ), l'excédent de flux activant est présent sur les bord de la zone fondue sous forme vitrifiée mais ne perturbe pas la formation du bain de fusion. Un brossage après l'opération de soudage permet d'évacuer ce dépôt.

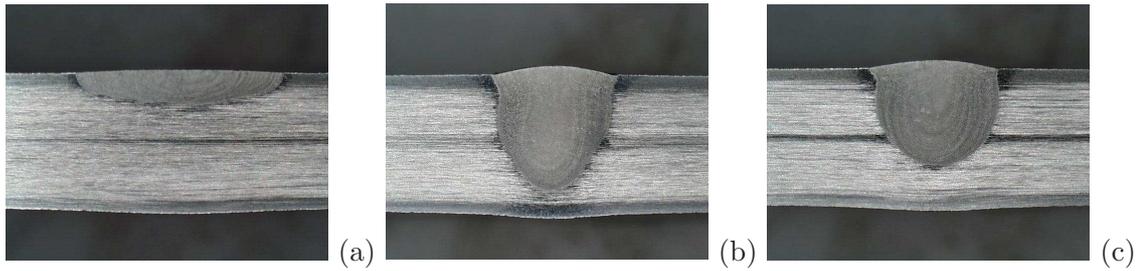


FIG. 3.12 – Coupes transversales de lignes de fusion réalisées à 150A : (a) procédé TIG, (b) A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ ;  $e = 40\ \mu\text{m}$ ) (c) A-TIG ( $x = 2\text{ mm}$ ;  $e = 40\ \mu\text{m}$ )

Comme l'épaisseur du dépôt de flux activant n'affecte pas la qualité de la ligne de fusion, l'interprétation de son influence est donc limitée à l'évolution des variables géométriques qui caractérisent la morphologie des lignes de fusion. Les coupes transversales des tôles soudées mettent en évidence les profils de section fondue pour les différentes configurations (Figures 3.12). A partir de ces profils, la pénétration ( $P$ ) et la largeur ( $L$ ) des lignes de fusion sont mesurées et représentées en fonction de l'épaisseur du dépôt, pour chacun des cas. L'aire de la section fondue peut être assimilée, en première approximation, à celle d'une demi-ellipse définie par l'équation 3.2. En complément, l'acquisition électrique renseigne sur l'évolution de la tension d'arc ( $U$ ) correspondante à ces essais.

$$S = \pi.P.L/4 \quad (3.2)$$

#### 3.4.3.1 Configuration A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ )

La première partie de l'étude est consacrée au cas d'un écartement nul entre les bandes de flux activant ( $x = 0\text{ mm}$ ). Cette configuration correspond à la méthode unique employée industriellement.

La pénétration des lignes de fusion dépend de l'épaisseur du dépôt. Pour les trois niveaux d'intensité de soudage ( $I$ ), son évolution peut être décomposée en deux parties (Figure 3.13);

- pour un dépôt fin ( $e \approx 40\ \mu\text{m}$ ): une augmentation importante de la pénétration avec la contribution du flux activant ;
- pour un dépôt épais ( $70 < e < 220\ \mu\text{m}$ ): une diminution des pénétrations lorsque l'épaisseur augmente.

La présence de flux activant permet d'augmenter la pénétration jusqu'à environ 150 % ( $P = 4,7 \pm 0,1\text{ mm}$  en A-TIG au lieu de  $1,9 \pm 0,1\text{ mm}$  en TIG pour  $I = 150\text{ A}$ ). Le maximum de pénétration est atteint pour un dépôt dont l'épaisseur varie entre 40 et 70  $\mu\text{m}$  selon la valeur de  $I$ . Pour  $I = 150\text{ A}$ , l'incertitude de mesure ne permet pas de définir avec précision une valeur optimale de l'épaisseur dans cet intervalle. Par contre, pour des intensités plus faibles, les écarts de pénétration dans le même intervalle sont plus significatifs. En effet,  $P_{(e=40\ \mu\text{m})}$  est supérieure à  $P_{(e=70\ \mu\text{m})}$  pour  $I = 100\text{ A}$  et  $I = 125\text{ A}$ . Ces premiers résultats indiquent une proportionnalité entre l'épaisseur de dépôt optimale et l'intensité de soudage.

Au-delà de 70  $\mu\text{m}$ , l'augmentation de l'épaisseur du dépôt provoque une diminution de pénétration jusqu'à rejoindre une valeur proche voire inférieure de celle obtenue en TIG. Pour

$I = 150 A$ ,  $P_{(e=220 \mu m)} \approx P_{TIG}$ . Pour  $I = 100 A$  et  $I = 125 A$ ,  $P_{(e \geq 120 \mu m)} > P_{TIG}$ . La contribution du flux activant devient alors négligeable voire négative lorsque l'épaisseur du dépôt augmente, ce d'autant plus que l'intensité de soudage est faible.

L'augmentation de pénétration provoquée par la présence de flux activant s'accompagne d'une contraction de la ligne de fusion (Figure 3.14). Cette contraction est maximale pour des épaisseurs de dépôt comprises entre 40 et 70  $\mu m$ . Par exemple à 150 A,  $L$  vaut  $4,7 \pm 0,1 mm$  en A-TIG ( $e = 70 \mu m$ ) au lieu de  $6,9 \pm 0,1 mm$  en TIG. A partir de 70  $\mu m$ , la contraction de la ligne de fusion est réduite. Lorsque l'épaisseur du dépôt augmente jusqu'à 220  $\mu m$ , la largeur des lignes de fusion augmente également. Mais la largeur est toujours inférieure à celle d'une ligne de fusion réalisée par le procédé TIG. Par exemple à 150 A,  $L_{(e=220 \mu m)} = 6,4 \pm 0,1 mm$  et  $L_{TIG} = 6,9 \pm 0,1 mm$

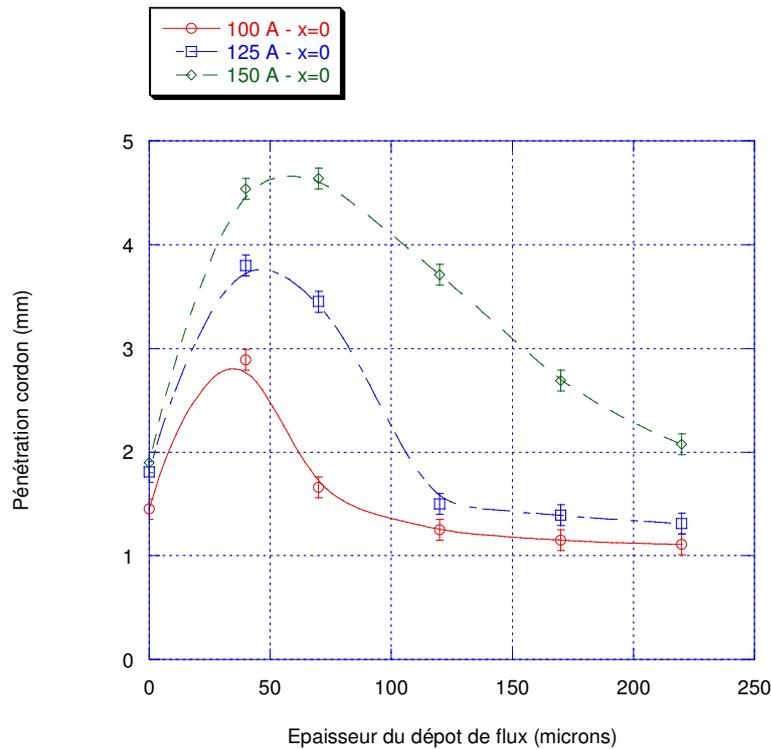


FIG. 3.13 – Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0 mm$ )

L'aire de la section fondue  $S$ , calculée à partir des deux précédentes variables géométriques ( $P$  et  $L$ ) est fortement dépendante de l'épaisseur du dépôt de flux activant (Figure 3.15). Cette aire est maximale lorsque le dépôt est comprise entre 40 et 70  $\mu m$  et proportionnelle à l'intensité de courant. Pour  $I = 150 A$ ,  $S_{(e=40 \mu m)} = 17,6 \pm 0,7 mm^2$  et  $S_{TIG} = 10,3 \pm 0,1 mm^2$ . C'est à dire que dans ces conditions optimales, l'aire de la section fondue d'une ligne de fusion TIG augmente d'environ 70 % avec la contribution du flux activant. Entre 70 et 120  $\mu m$ , l'aire de la section fondue diminue. Elle peut parfois être inférieure à l'aire de la section fondue par le procédé TIG quand  $I = 100$  ou  $125 A$  et que  $e \geq 100 \mu m$ . Dans ce cas, l'utilisation du flux activant peut être remise en cause.

Par ailleurs, l'acquisition de tension lors de la réalisation des lignes de fusion révèle une augmentation systématique de la tension d'arc avec la présence de flux (Figure 3.16). Cette variation de tension par rapport au procédé TIG est comprise entre 1,5 et 2 V selon l'intensité

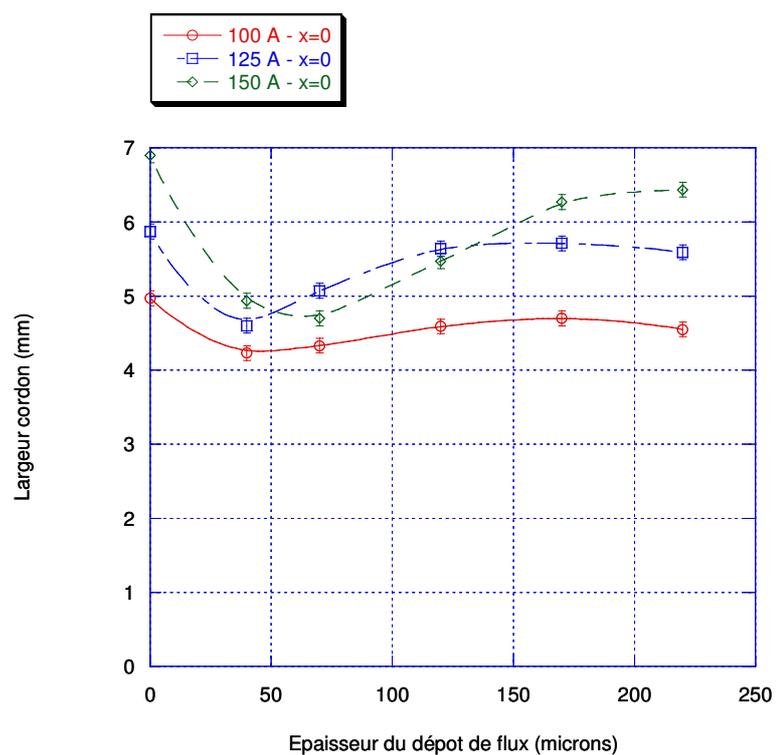


FIG. 3.14 – Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0$  mm)

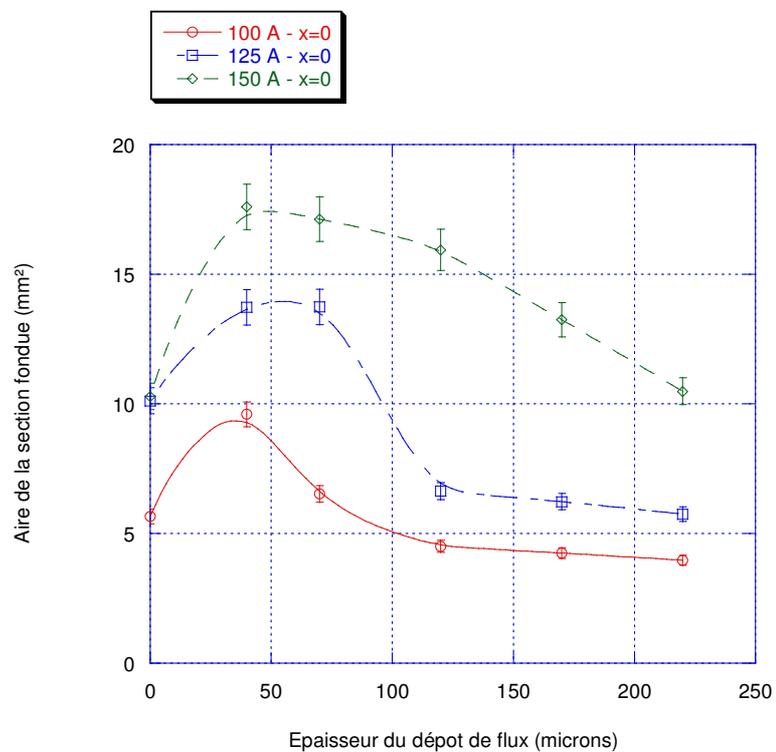


FIG. 3.15 – Variation de l'aire de la section fondue en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0$  mm)

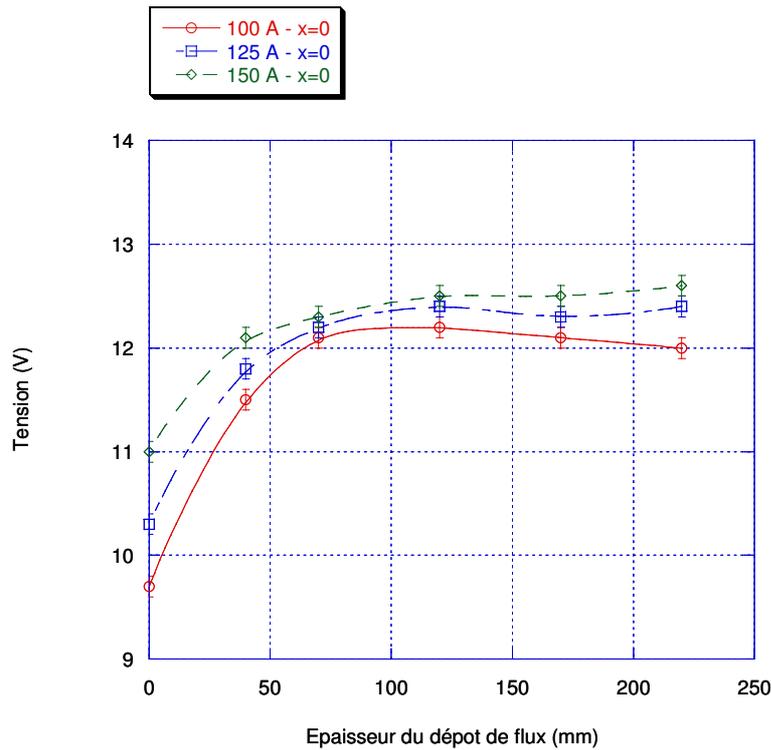


FIG. 3.16 – Variation de la tension d’arc en fonction de l’épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0 \text{ mm}$ )

de soudage et l’épaisseur du dépôt. L’écart est d’autant plus important que l’intensité de soudage est faible et que le dépôt est épais. Lorsque le dépôt est épais (entre 120 et 220  $\mu\text{m}$ ), la tension d’arc est peu sensible à la variation d’épaisseur (de l’ordre de l’incertitude de mesure). Toutefois dans cette gamme d’épaisseur, le risque d’accrochage de l’arc électrique est augmenté, d’autant plus que l’énergie de soudage est faible. Lorsque cet incident survient, l’arc erratique provoque de grosses variations de tension et par conséquent de pénétration. Dans ces conditions, l’application du flux activant complique la réalisation des cordons.

Pour le procédé A-TIG, la contribution du flux activant en un dépôt continu ( $x = 0 \text{ mm}$ ) est une action conjuguée sur la pénétration et sur la largeur de la ligne de fusion causée par deux mécanismes (Voir partie 2.2.2) :

- une modification de la distribution d’énergie dans l’arc électrique;
- une modification du sens des courants de convection dans le bain de fusion.

Au niveau de l’arc électrique, la présence des ions  $SiO^-$  [Middel, 2000] en périphérie de l’arc électrique conduit à une constriction mécanique de celui-ci. Cet étranglement de l’arc entraîne une diminution de la taille de la tache anodique et une augmentation de la densité d’énergie. La combinaison de ces deux actions a pour effet une augmentation de la section fondue.

Dans le bain de fusion, la présence des éléments  $O$  et  $Si$  rend les courants de convection centripètes. Cette circulation dans le bain, des bords vers le centre favorise la formation des lignes de fusion plus pénétrées et plus étroites [Liu et al., 2002b; Lu et al., 2002].

Dans un premier temps, l’efficacité du flux activant peut donc être supposée proportionnelle à sa quantité. Cependant au delà d’une quantité équivalente à un dépôt d’épaisseur 70  $\mu\text{m}$ , la

contribution est limitée par des effets secondaires indésirables de deux types :

- une diminution de l'énergie incidente ;
- un retour à une circulation centrifuge des courants de convection dans le bain de fusion.

En effet, la bande de flux est un obstacle que doivent franchir les électrons pour établir un arc électrique avec la tôle à l'anode. Une partie de l'énergie incidente est consommée pour fondre, dissocier ou ioniser ces éléments. Par exemple, lorsque le dépôt de flux activant est épais, le flux activant en excès est vitrifié sur les bords de la ligne de fusion. Cette quantité d'énergie n'est pas restituée à la tôle pour être fondue, elle doit donc rester parcimonieuse. Dans le cas contraire, l'aire de la section fondue diminue. L'épaisseur du dépôt de flux activant doit donc être optimisée en fonction de l'énergie incidente.

D'après Pollard [1988], lorsque la quantité d'éléments tensioactifs devient trop importante dans le bain de fusion, les courants de Marangoni redeviennent centrifuges. Cet effet est illustré par l'augmentation de largeur des lignes de fusion pour des épaisseurs de dépôt supérieures à  $70 \mu m$ . Ainsi, l'épaisseur de flux doit également être optimisée en fonction de la taille de la zone fondue.

Finalement, l'application d'une bande unique de flux activant permet d'obtenir des lignes de fusion étroites et pénétrées. Cependant, cette contribution est limitée à une gamme d'épaisseur de dépôt restreinte qui dépend de l'énergie incidente et de l'épaisseur de tôle à souder. Cette restriction complique le développement du procédé qui doit s'appliquer au soudage de tôles de différentes épaisseurs. La suite de l'étude est donc portée sur le développement d'une configuration du dépôt de flux activant dont l'objectif est d'étendre le domaine d'application du procédé ATIG.

### 3.4.3.2 Configuration A-TIG avec écartement des bandes de flux activant ( $x = 2 mm$ )

Sire et Marya [2001] propose, pour le cas particulier du soudage des alliages d'aluminium, de disposer le flux activant en deux bandes écartées par rapport à l'axe de soudage afin d'éviter l'accrochage de l'arc électrique. Le paramètre définissant l'écartement des bandes de flux est noté  $x$ . Cette technique est transposée, pour la suite de l'étude, au cas de l'acier inoxydable 304L. Dans cette partie, le paramètre  $x$  est fixé, d'après les résultats de Sire, à  $2 mm$ . Il fera l'objet d'une étude plus précise dans le paragraphe 3.4.4.

Dans cette configuration, la présence de flux activant permet d'augmenter la pénétration des lignes de fusion par rapport au procédé TIG (Figure 3.17). La pénétration croît avec l'épaisseur du dépôt :

- jusqu'à  $120 \mu m$  pour  $I = 150 A$ ;
- jusqu'à  $70 \mu m$  pour  $I = 125 A$ ;
- jusqu'à  $40 \mu m$  pour  $I = 100 A$ .

Pour des dépôt plus épais, jusqu'à  $220 \mu m$ , la pénétration diminue lorsque l'épaisseur augmente quelle que soit l'intensité de soudage. Elle est toutefois bien supérieure à celle d'une ligne de fusion obtenue par le procédé TIG. Par exemple à  $150 A$ ,  $P_{(e=220 \mu m)} = 4,2 \pm 0,1 mm$  et  $P_{TIG} = 1,9 \pm 0,1 mm$ .

De plus, la largeur des lignes de fusion diminue avec la présence de flux activant lorsque  $x = 2 mm$  (Figure 3.18). La contraction maximale des lignes de fusion est obtenue pour des dépôts dont l'épaisseur varie entre  $70$  et  $120 \mu m$  en fonction de l'intensité de soudage. Pour

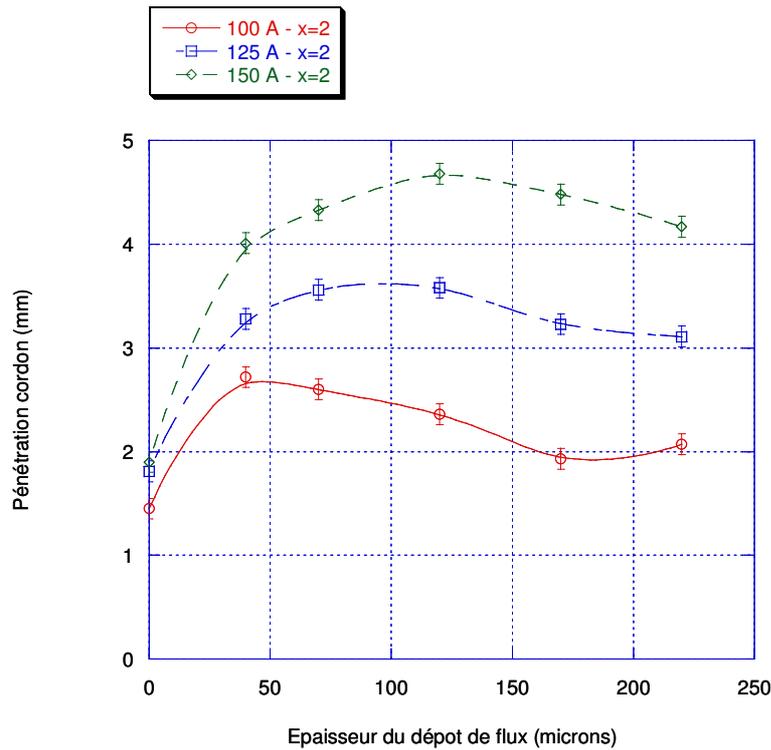


FIG. 3.17 – Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2 \text{ mm}$ )

$I = 150 \text{ A}$ ,  $L_{(e=120\mu\text{m})} = 4,7 \pm 0,1 \text{ mm}$  et  $P_{TIG} = 6,9 \pm 0,1 \text{ mm}$ . Pour des épaisseurs de dépôt comprises entre 120 et 220  $\mu\text{m}$ , la largeur des lignes de fusion augmente avec l'épaisseur du dépôt.

L'aire des sections fondues correspondante à cette configuration à deux bandes de flux activant ( $x = 2 \text{ mm}$ ) augmente quelles que soient l'intensité de soudage et l'épaisseur du dépôt par rapport à l'aire des sections fondues par le procédé TIG (Figure 3.19). Mais entre 40 et 220  $\mu\text{m}$ , l'aire varie peu en fonction de l'épaisseur du dépôt. L'incertitude de mesure ne permet pas de conclure sur l'évolution des sections fondues dans ce domaine quand  $I = 125 \text{ A}$  et  $I = 150 \text{ A}$ . Pour  $I = 100 \text{ A}$ , l'aire des sections fondues diminue légèrement avec l'épaisseur du dépôt jusqu'à 220  $\mu\text{m}$ .

Dans la figure 3.20, la tension d'arc mesurée lorsque deux bandes de flux sont disposées de part et d'autre du plan de joint ( $x = 2 \text{ mm}$ ) est supérieure à la tension correspondante en procédé TIG, pour les trois niveaux d'intensité (100, 125, 150 A). Cependant, entre 40 et 120  $\mu\text{m}$ , la tension d'arc n'est pas sensible à l'évolution de l'épaisseur du dépôt. Par exemple à 150 A,  $U = 11,2 \pm 0,1 \text{ V}$  ( $\forall e$ ).

Finalement, quelles que soient l'intensité de soudage et l'épaisseur du dépôt, la configuration du dépôt de flux en deux bandes écartées conduit à la formation de lignes de fusion étroites et pénétrées en comparaison du procédé TIG. Par contre, l'aire de la section fondue est peu sensible à l'évolution de l'épaisseur du dépôt. L'épaisseur optimale varie entre 40 et 120  $\mu\text{m}$  selon l'intensité de soudage.

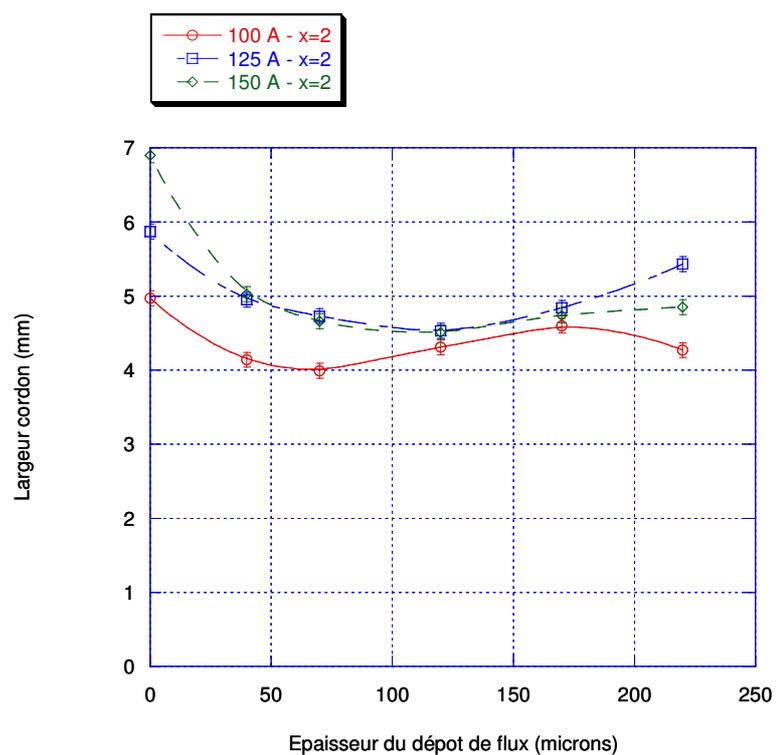


FIG. 3.18 – Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2 \text{ mm}$ )

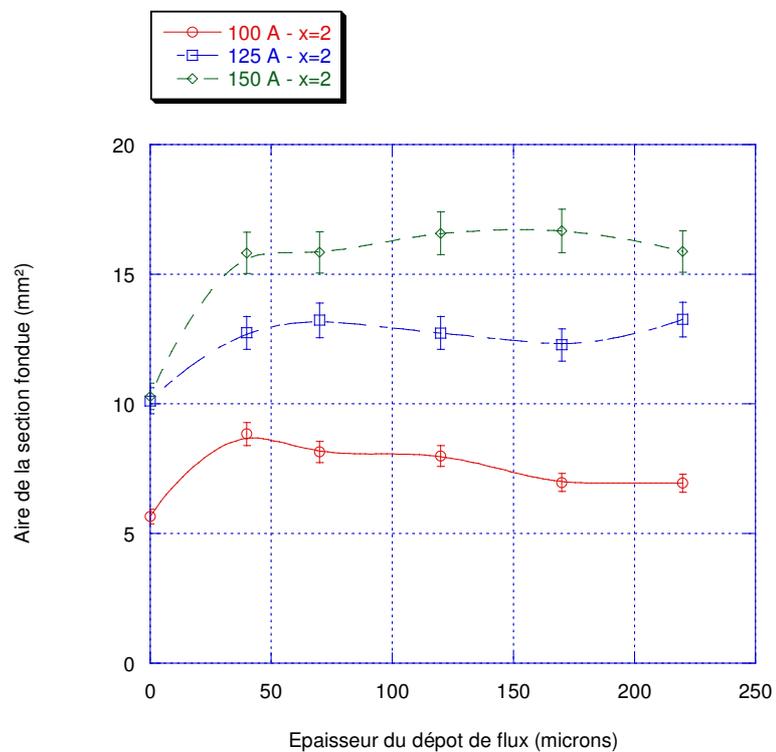


FIG. 3.19 – Variation de l'aire de la section fondue en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2 \text{ mm}$ )

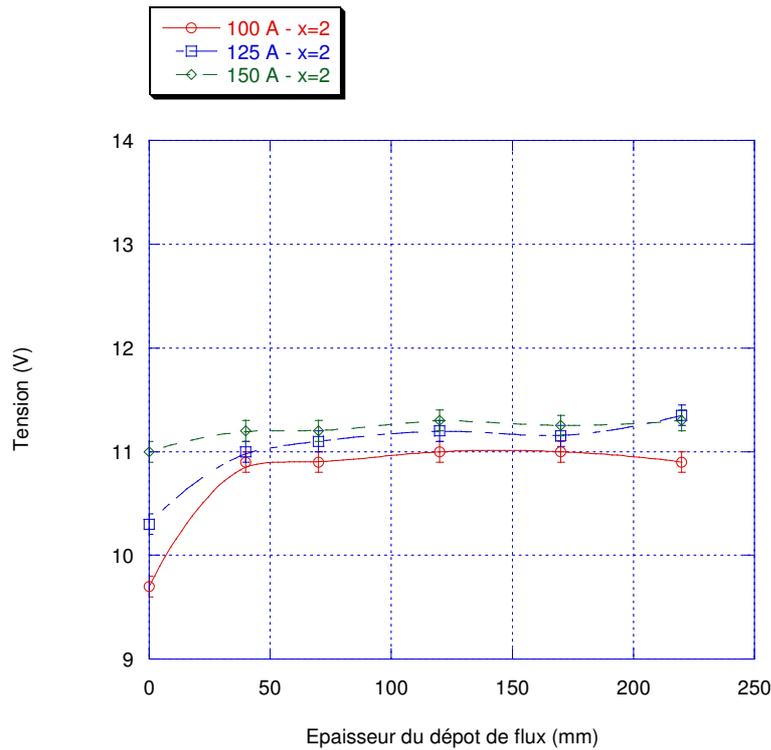


FIG. 3.20 – Variation de la tension d’arc en fonction de l’épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2 \text{ mm}$ )

### 3.4.3.3 Comparaison des deux configurations

Les deux configurations de dépôt en procédé A-TIG ( $x = 0 \text{ mm}$  et  $x = 2 \text{ mm}$ ) conduisent à une amélioration du procédé TIG. Mais l’écartement des bandes de flux est un paramètre qui influence significativement les résultats de profils géométriques des lignes de fusion. L’objectif est de mettre en évidence les intérêts et limitations de chaque configuration mais également d’en expliquer les mécanismes.

Afin d’illustrer clairement la comparaison des deux configurations, les résultats précédents de  $P$ ,  $L$ ,  $S$  et  $U$  sont repris pour les deux valeurs de  $x$  (0 et 2) pour une intensité de soudage de 150 A.

Les valeurs des pénétrations optimales obtenues pour les deux configurations ( $x = 0 \text{ mm}$  et  $x = 2 \text{ mm}$ ) sont, à l’incertitude de mesure près, identiques ( $P = 4,7 \pm 0,1 \text{ mm}$ ) (Figure 3.21). La disposition du flux activant en une ou deux bandes écartées n’a pas d’incidence sur la contribution du flux activant. Par contre, la valeur optimale de  $P$  obtenue dans chacun des cas correspond à une épaisseur différente. Pour  $x = 0 \text{ mm}$ , l’épaisseur optimale est de  $70 \mu\text{m}$  alors que pour  $x = 2 \text{ mm}$ , elle est de  $120 \mu\text{m}$ . De plus la configuration  $x = 2 \text{ mm}$  augmente le domaine d’application du flux activant. En effet, la pénétration des lignes de fusion est supérieure à  $4 \text{ mm}$  pour des épaisseurs de dépôt comprises entre 40 et  $220 \mu\text{m}$  avec  $x = 2 \text{ mm}$  au lieu de  $40 < e < 100 \mu\text{m}$  avec  $x = 0 \text{ mm}$ .

De même que pour la pénétration, la largeur optimale des lignes de fusion obtenue en A-TIG est identique pour les deux valeurs de  $x$ , soit  $4,6 \pm 0,1 \text{ mm}$  (Figure 3.22). Cette largeur est également obtenue avec des épaisseurs de dépôt différentes selon que  $x = 0 \text{ mm}$  ou  $x = 2 \text{ mm}$ , c’est à dire respectivement 70 et  $120 \mu\text{m}$ . Pour des épaisseurs plus importantes, l’évolution de la largeur des lignes de fusion est assez différente selon l’écartement des bandes de flux activant.

Pour  $x = 0 \text{ mm}$ , la largeur augmente très significativement avec l'épaisseur du dépôt tandis que pour  $x = 2 \text{ mm}$ , la largeur des lignes de fusion évolue peu jusqu'à une épaisseur de dépôt de  $220 \mu\text{m}$ .

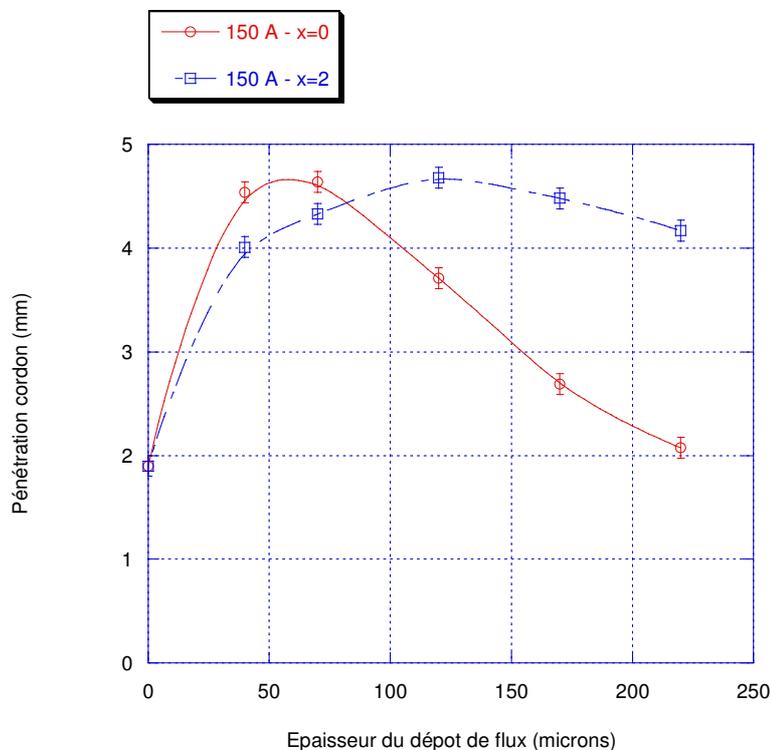


FIG. 3.21 – Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150 \text{ A}$ )

Consécutivement, les aires des sections fondues optimales sont comparables pour les deux valeurs de  $x$  (Figure 3.23). Ces valeurs sont obtenues pour des épaisseurs de dépôt de l'ordre de  $40$  à  $70 \mu\text{m}$  pour  $x = 0 \text{ mm}$ . Pour  $x = 2 \text{ mm}$ , les épaisseurs correspondantes varient entre  $120$  à  $170 \mu\text{m}$ . Dans ce cas, la variation d'épaisseur a une faible influence sur l'aire des sections fondues au contraire du cas où  $x = 0 \text{ mm}$ .

La présence de flux activant provoque une augmentation de la tension d'arc, qu'il y ait ou non un écartement entre les bandes de dépôt (Figure 3.24). Cependant la configuration sans écartement ( $x = 0 \text{ mm}$ ) conduit à des écarts de tension supérieurs d'au moins  $1 \text{ V}$  à la configuration avec un écartement ( $x = 2 \text{ mm}$ ) quelle que soit l'épaisseur du dépôt.

L'espace exempt de flux au niveau de la tâche anodique facilite le passage des électrons. Pour des épaisseurs de dépôt importantes ( $> 120 \mu\text{m}$ ), la perte d'électrons utilisé pour fondre le flux activant excédentaire est limitée. L'écartement de  $2 \text{ mm}$  conduit, dans tous les cas, à une décroissance moins brutale de l'efficacité du flux activant pour de fortes épaisseurs de dépôt. Du fait des faibles variations de pénétration avec l'épaisseur du dépôt, la plage d'utilisation du flux activant est fortement augmentée dans cette configuration. Par ailleurs, la stabilité de l'arc électrique est meilleure lorsqu'il y a un espace exempt de flux au niveau de la tâche anodique. La tension d'arc est réduite et le risque d'accrochage est limité (Figure 3.25). Cette configuration a d'autant plus d'intérêt que l'épaisseur du dépôt est grande et que l'énergie de soudage est faible.

Finalement, la comparaison des deux configurations laisse supposer qu'il existe un volume optimal de flux activant permettant d'obtenir une pénétration maximale quel que soit l'écartement

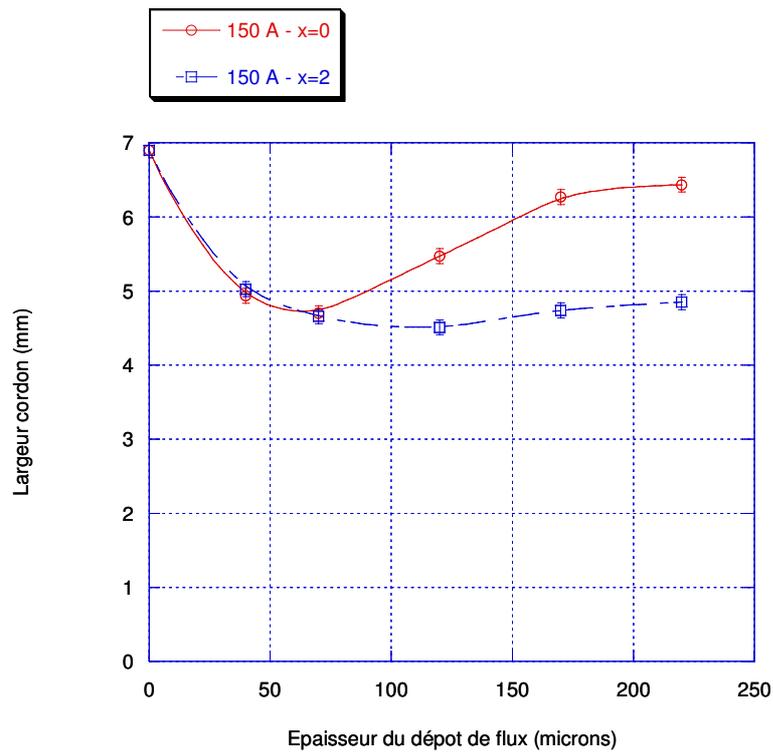


FIG. 3.22 – Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150 A$ )

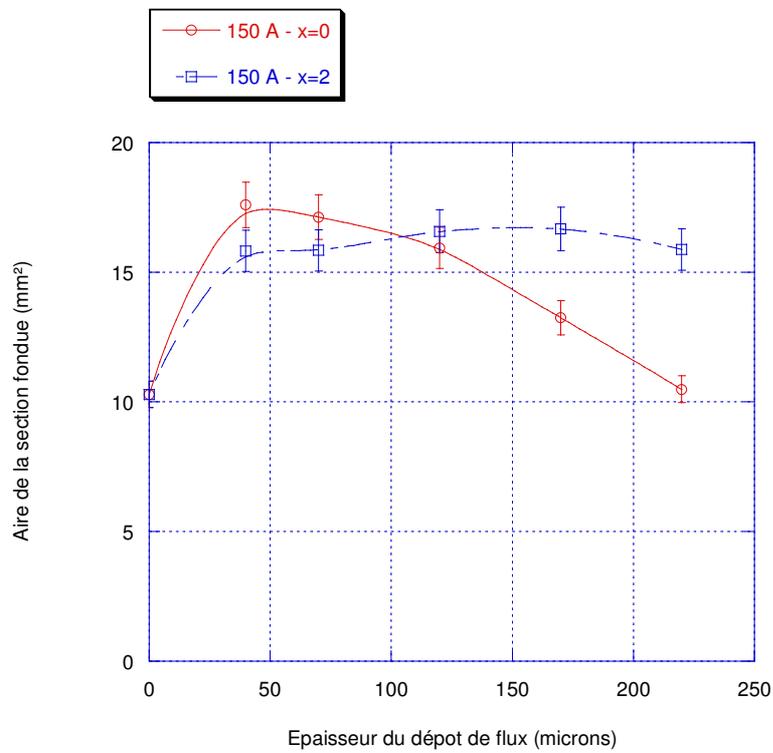


FIG. 3.23 – Variation de l'aire des sections fondues en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150 A$ )

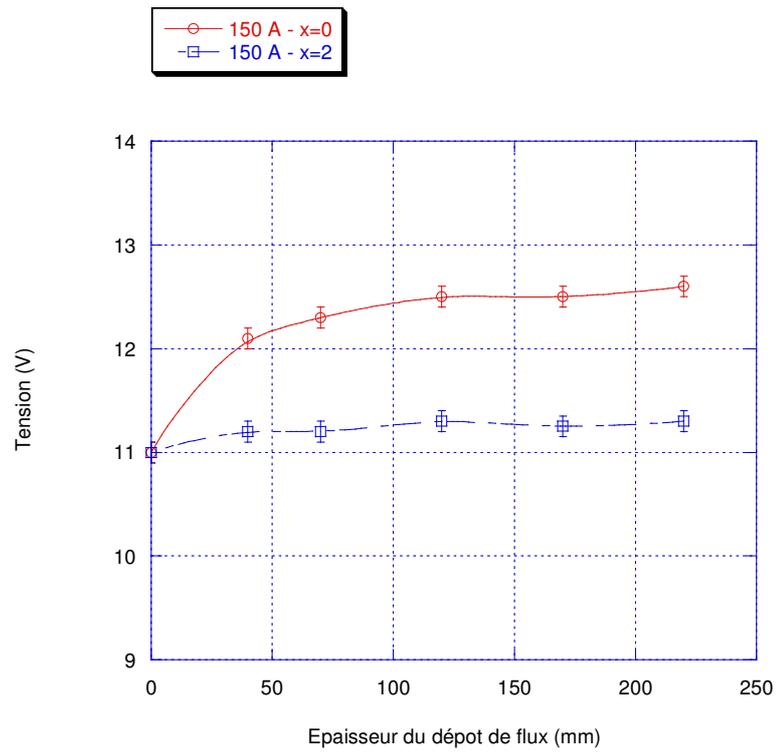


FIG. 3.24 – Variation de la tension d'arc en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150 A$ )

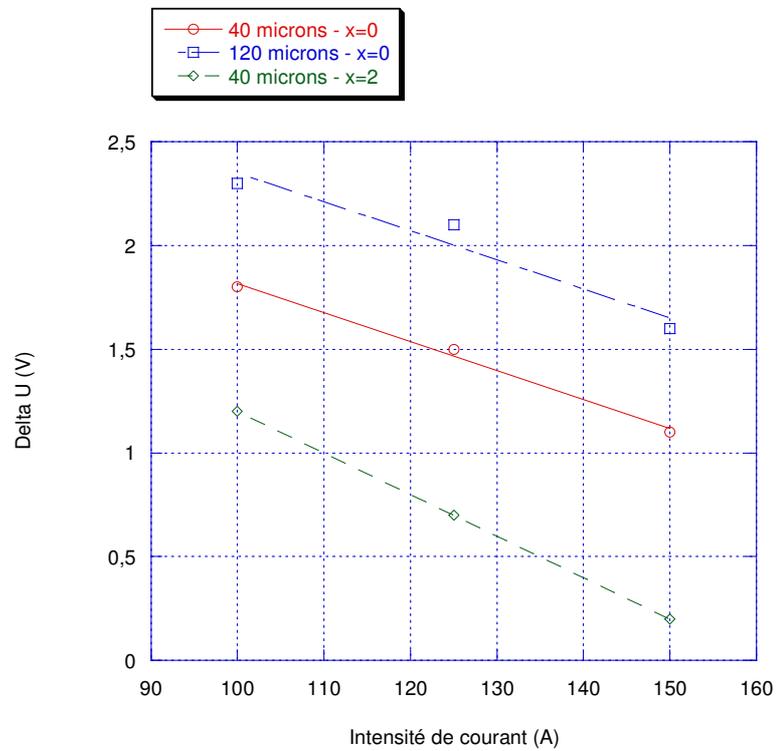


FIG. 3.25 – Variation de tension ( $\Delta U$ ) en fonction de l'intensité de soudage selon l'épaisseur du dépôt et l'écartement des bandes de flux

des bandes [Rückert *et al.*, 2004a]. Posons l'hypothèse que les valeurs optimales de pénétrations obtenues pour  $x = 0 \text{ mm}$  et  $x = 2 \text{ mm}$  aient été atteintes pour une même quantité de flux. En supposant que la largeur du dépôt de flux consommée est constante, cette hypothèse peut être transcrite algébriquement par l'équation 3.3 avec chacun des termes correspondant aux grandeurs représentées dans la figure 3.26.

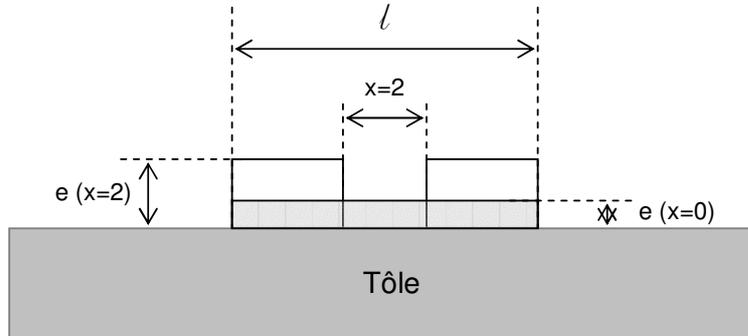


FIG. 3.26 – Configuration géométrique du dépôt de flux activant avec ou sans écartement des bandes

$$\ell \cdot e_{x=0} = (\ell - x) \cdot e_{x=2} \quad (3.3)$$

La largeur de flux consommé  $\ell$  que l'on cherche à déterminer peut alors s'écrire comme indiquée dans l'équation 3.4

$$\ell = (x \cdot e_{x=2}) / (e_{x=2} - e_{x=0}) \quad (3.4)$$

En remplaçant chacun des termes par les valeurs obtenues expérimentalement,  $\ell$  vaut  $3,4 \pm 0,5 \text{ mm}$ . Cette largeur correspond approximativement au diamètre de la tâche anodique. Ce résultat signifie que la quantité de flux bombardée par les électrons contribue intégralement à l'augmentation de pénétration. Ce résultat vérifie donc l'hypothèse initiale. Finalement, quelle que soit la disposition des bandes, il existe un volume optimal de flux activant ( $V = 0,17 \pm 0,06 \text{ mm}^3/\text{mm}$  pour  $I = 150 \text{ A}$ , soit environ 5% du volume fondu) qui permet d'atteindre une pénétration maximale.

#### 3.4.3.4 Conclusion

La contribution du flux activant est importante quelle que soit la configuration du dépôt en une bande ( $x = 0 \text{ mm}$ ) ou deux bandes ( $x = 2 \text{ mm}$ ). Dans les deux cas, la participation de la silice conduit généralement à une augmentation de la pénétration et une réduction de la largeur des lignes de fusion.

Selon l'épaisseur du dépôt, les variables géométriques évoluent fortement. L'influence de ce paramètre peut être décomposée en deux parties. Dans un premier temps, la présence de flux activant conduit à une amélioration significative des performances. Au-delà d'une épaisseur variable selon l'énergie de soudage, la contribution du flux activant diminue lorsque l'épaisseur du dépôt augmente. Il existe donc une valeur optimale à définir en fonction des conditions d'essais pour un matériau et une épaisseur soudable donnés mais également en fonction du paramètre  $x$ .

Bien que les épaisseurs correspondantes soient différentes, les deux configurations  $x = 0 \text{ mm}$  et  $x = 2 \text{ mm}$  conduisent à des résultats similaires. Cette partie tente de démontrer que les effets prédominants à l'origine de la contribution des flux activants sont identiques dans les deux cas,

pour ce matériau et qu'il existe un volume de flux optimal à définir en fonction de l'aire de la section fondue.

De plus, l'écartement des bandes de flux activant de  $x = 2\text{ mm}$  présente l'avantage d'augmenter le domaine d'application des flux activants. En effet, dans cette configuration, de faibles variations dans l'épaisseur du dépôt n'engendrent pas de modifications importantes de la section fondue. Cependant la disposition des bandes de flux avec un écartement contrôlé est délicate. La partie suivante propose donc une étude détaillée du paramètre  $x$  pour une épaisseur de dépôt optimisée.

### 3.4.4 Écartement des bandes de flux

Dans le paragraphe précédent consacré à l'étude de l'épaisseur, le paramètre  $x$  était fixé à 0 ou 2 mm. Au-delà de l'interprétation de l'influence de l'épaisseur, ces premiers résultats ont mis en évidence l'importance de l'écartement des bandes de flux. En effet, dans des conditions extrêmes avec une énergie de soudage faible et un dépôt épais, le flux activant devient un obstacle à franchir par le passage des électrons. La configuration avec les deux bandes écartées de 2 mm confère à l'arc un espace qui facilite l'établissement de la tache anodique. Le choix de cette valeur de 2 mm est empirique et s'appuie sur les interprétations de Sire et Marya [2002b] pour le soudage des alliages d'aluminium qui préconise un écartement minimum. Le protocole expérimental rend délicat le dépôt de bandes de flux activant dont l'écartement est inférieur à 2 mm. L'objet de cette partie est de vérifier l'influence de ce paramètre  $x$  pour le cas de l'acier inoxydable 304L. Il s'agit également de mettre en place un dispositif qui permet de visualiser avec précision l'influence de ce paramètre pour un écartement réduit, c'est à dire inférieur à 2 mm.

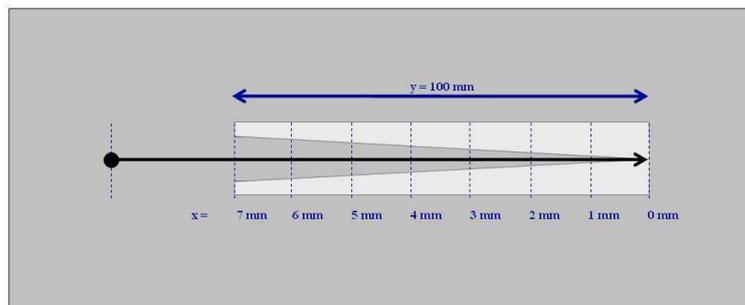


FIG. 3.27 – Schéma de principe de la disposition des bandes de flux activant en configuration "Delta"

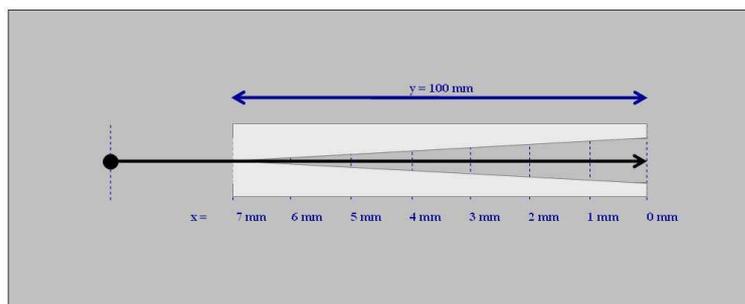


FIG. 3.28 – Schéma de principe de la disposition des bandes de flux activant en configuration "Vé"

Le protocole expérimental spécifique à cette partie fait référence à la disposition particulière des bandes de flux activant. La solution de disposer deux bandes de flux dont l'écartement est variable permet d'obtenir une évolution continue de ce paramètre. Cette méthode présente également l'avantage de limiter le nombre d'essais. Cependant, l'inertie thermique dans la tôle conduit à un décalage entre la géométrie des lignes de fusion et l'écartement correspondant. Pour observer l'hysteresis de pénétration, la variation de  $x$  est étudiée dans les deux sens, croissant et décroissant. Ainsi, la solution exacte est définie dans l'intervalle délimité par ces deux courbes. Les figures 3.27 et 3.28 illustrent respectivement la disposition des bandes de flux activant

en configuration “Delta” (entrée dans le flux activant) et “Vé” (sortie du flux activant). Ces notations arbitraires correspondent schématiquement à la géométrie de l’espace exempt de flux activant. Enfin, l’épaisseur du dépôt de flux activant est fixée à  $50\ \mu\text{m}$ . Cette valeur correspond à l’épaisseur optimisée définie pour l’énergie de soudage de l’essai.

#### 3.4.4.1 Modification du bain de fusion

À la suite de l’opération de soudage, des coupes longitudinales des lignes de fusion sont réalisées afin d’observer l’évolution de pénétration (Figures 3.29 et 3.30). Dans les deux cas, le début la ligne de fusion est exempt de flux activant sur une longueur de  $30\ \text{mm}$  afin d’obtenir un bain de fusion stable pour l’étude du paramètre  $x$ . Les oscillations de pénétration observées sur les coupes longitudinales sont dues au brassage important dans le bain de fusion.



FIG. 3.29 – Coupe longitudinale d’une ligne de fusion A-TIG avec un dépôt de flux activant en configuration “ $\Delta$ ”



FIG. 3.30 – Coupe longitudinale d’une ligne de fusion A-TIG avec un dépôt de flux activant en configuration “Vé”

Des mesures de pénétration sont effectuées sur ces coupes macrographiques et reportées dans la figure 3.31 pour les configurations “Delta” et “Vé”.

L’évolution de la pénétration des lignes de fusion en fonction de l’écartement des bandes de flux activant peut être décomposée en deux parties. Entre  $x = 0\ \text{mm}$  et  $x = 6\ \text{mm}$ , l’augmentation de  $x$  conduit à une diminution de  $P$ . Au delà de  $x = 6\ \text{mm}$ , la pénétration est constante et correspond au cas du procédé TIG. Pour cette énergie de soudage, la contribution du flux activant est nulle à partir d’un écartement de  $6\ \text{mm}$ .

L’allure des courbes est identique pour les configurations “Delta” et “Vé” ; les faibles écarts de pénétration confirment une faible inertie thermique dans la tôle due à une faible conductivité thermique de l’acier inoxydable. L’écart le plus important se situe aux alentours de  $5\ \text{mm}$ , c’est à dire la valeur autour de laquelle la contribution du flux activant est effective.

La confrontation des résultats de pénétration de lignes de fusion de la figure 3.31 aux tensions d’arc équivalentes (Figure 3.32) révèle trois cas de figure :

- $0 < x < 4\ \text{mm}$  : l’augmentation de pénétration par rapport au procédé TIG est inversement proportionnelle à  $x$  et est accompagnée d’une augmentation de tension d’arc ;
- $4 < x < 6\ \text{mm}$  : l’augmentation de pénétration par rapport au procédé TIG est faible et l’augmentation de tension d’arc correspondante est nulle ;
- $6\ \text{mm} < x < \infty$  : les augmentations de pénétration et de tension d’arc sont nulles par rapport au procédé TIG.

La valeur de  $4\ \text{mm}$  correspond approximativement au diamètre de la tache anodique  $\phi_a$  dans les conditions de l’essai. En conséquence, lorsque l’espace exempt de flux est inférieur au diamètre de la tache anodique, les électrons bombardent une partie de la couche d’oxyde

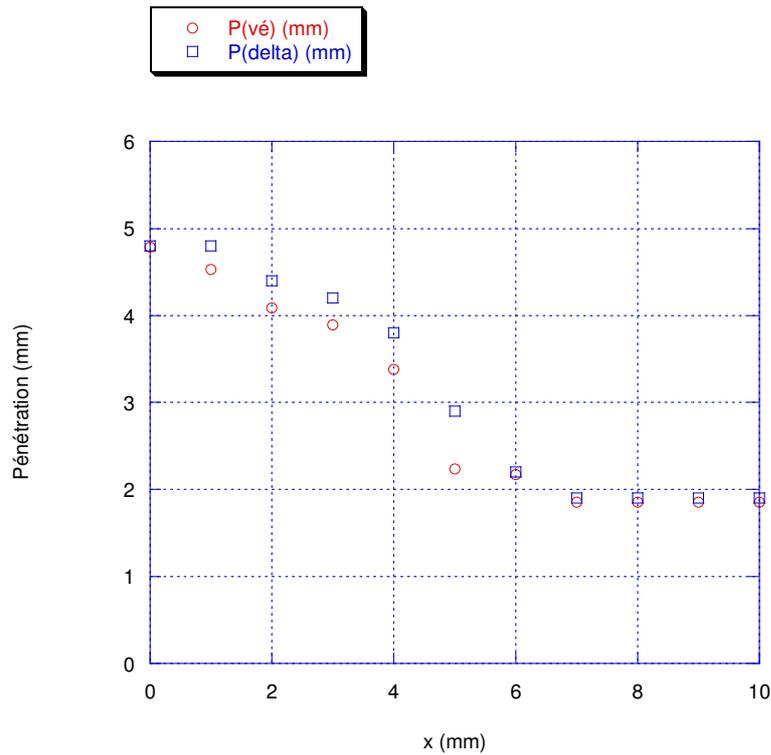


FIG. 3.31 – Variation de la pénétration des lignes de fusion en fonction de l'écartement des bandes de flux activant

recouvrant partiellement l'anode. L'énergie apportée au flux activant conduit à la dissociation et l'ionisation à l'origine de la contribution de ce composé. Pour une énergie de soudage constante, la contribution du flux activant est proportionnelle à la quantité d'oxyde dissocié. Ainsi, la pénétration des lignes de fusion est inversement proportionnelle à l'écartement des bandes de flux activant [Rückert *et al.*, 2004b]. Cependant, pour un rapport "énergie de soudage / épaisseur de dépôt" faible, cette contribution est d'autant plus limitée que l'écartement entre les bandes de flux activant est réduit. Par extrapolation des résultats sur l'influence de l'épaisseur du dépôt (Paragraphe 3.4.3.3), une baisse de pénétration peut être observée pour des valeurs de  $x$  proches de 0. Dans ce cas, la contribution du flux activant est optimisée avec un espace exempt de flux.

La largeur  $L_{TIG}$  d'une ligne de fusion réalisée par le procédé TIG vaut environ 6 mm dans les conditions de l'essai. Ainsi, un écartement des bandes de flux activant supérieur à cette valeur n'a aucune incidence sur la formation de la ligne de fusion.

Lorsque l'écartement des bandes de flux activant est compris entre  $\phi_a$  et  $L_{TIG}$ , les électrons ne bombardent pas directement le dépôt de flux activant et donc aucun élément ne contribue à la constriction de l'arc électrique. De ce fait, la tension d'arc est identique à celle mesurée pour le procédé TIG. Pour autant, une légère augmentation de la pénétration est observée laissant supposer une intervention du flux activant au sein du bain de fusion. Le dépôt de flux activant situé en surface du bain de fusion peut vraisemblablement être mélangé, par gravité, au métal liquide et participer aux mouvements de circulation des particules dans le bain. Cependant aucun essai complémentaire ne permet de confirmer ces hypothèses.

### 3.4.4.2 Modification de l'arc électrique

La contribution des flux activants au niveau de l'arc électrique est illustrée par une augmentation de la tension d'arc qui dépend des paramètres opératoires. La figure 3.32 renseigne sur l'évolution de la tension d'arc avec la variation de l'écartement des bandes de flux activant où  $\Delta U$  est définie par l'équation 3.5.

$$\Delta U = U_{A-TIG} - U_{TIG}; \forall x \quad (3.5)$$

L'augmentation de tension due à la présence de flux activant en surface de la tôle diminue lorsque les bandes de flux activant s'écartent. Pour  $x = 0 \text{ mm}$ , la variation de tension correspondante est de  $1,1 \pm 0,1 \text{ V}$ . Selon la configuration "Delta" ou "Vé", la variation de tension  $\Delta U$  induite par la présence de flux activant devient nulle respectivement pour  $x = 4 \text{ mm}$  et  $x = 6 \text{ mm}$ . Cet écart entre les deux configurations provient de l'étirement vers l'arrière de l'arc électrique plus prononcé en configuration "Vé" du fait de l'accrochage de celui-ci pour de faibles valeurs de  $x$ . Pour l'augmentation de tension d'arc, la configuration "Delta" est donc plus réaliste de l'influence de  $x$ .

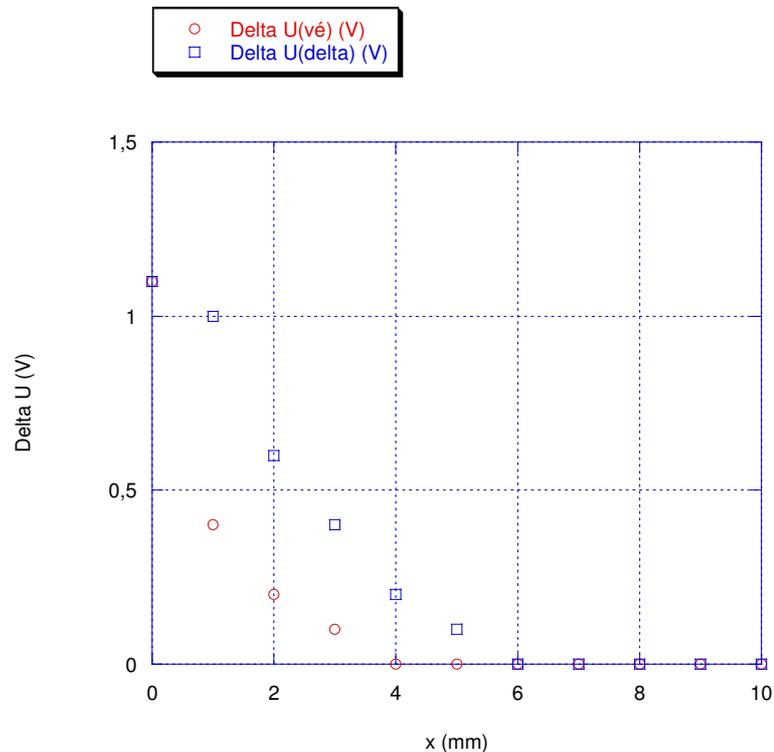


FIG. 3.32 – Variation de la tension d'arc en fonction de l'écartement des bandes de flux activant

Les modifications de géométrie de l'arc électrique relevées par acquisitions vidéo sont détaillées, dans les paragraphes suivants ; en vue de côté, l'arc s'étire vers l'arrière et en vue de face, l'arc subit une constriction avec la présence de flux activant.

**3.4.4.2.1 Étirement vers l'arrière de l'arc électrique** La présence de flux sur la tôle augmente la résistivité de l'anode. Les électrons émis par la cathode se dirigent préférentiellement vers un potentiel de moindre résistance. Lors du passage de la buse de soudage, le dépôt de flux

activant en amont de l'arc électrique se présente comme une "barrière" qui décale de ce fait la tache anodique par rapport à l'axe de la cathode. Cet effet est caractérisé sur les observations en vue de côté par un étirement de l'arc électrique vers l'arrière.

Cet étirement est d'autant plus prononcé que les conditions d'établissement de l'arc électrique sont délicates, c'est à dire quand l'espace  $x$  entre les bandes de flux activant est étroit et que l'épaisseur de dépôt augmente. Par ailleurs, les propriétés intrinsèques des flux activants (température de fusion, résistivité électrique...) influencent également ce phénomène.

Le choix du flux et de l'épaisseur du dépôt étant fixé pour optimiser la géométrie du bain de fusion, l'influence de l'écartement des bandes de flux activant sur l'étirement de l'arc électrique est observée (Figure 3.33).

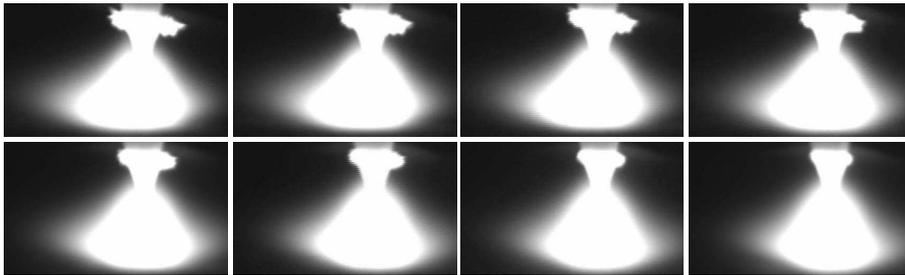


FIG. 3.33 – Vue de cote de l'arc électrique lors du soudage A-TIG respectivement pour  $x = 0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7$  mm

L'étirement vers l'arrière observé en vue de côté augmente la longueur d'arc. Afin de quantifier l'influence de  $x$ , la longueur de l'arc  $\ell$  est mesurée selon le principe représenté schématiquement en figure 3.34 puis tracée en fonction de  $x$  sur la figure 3.35.

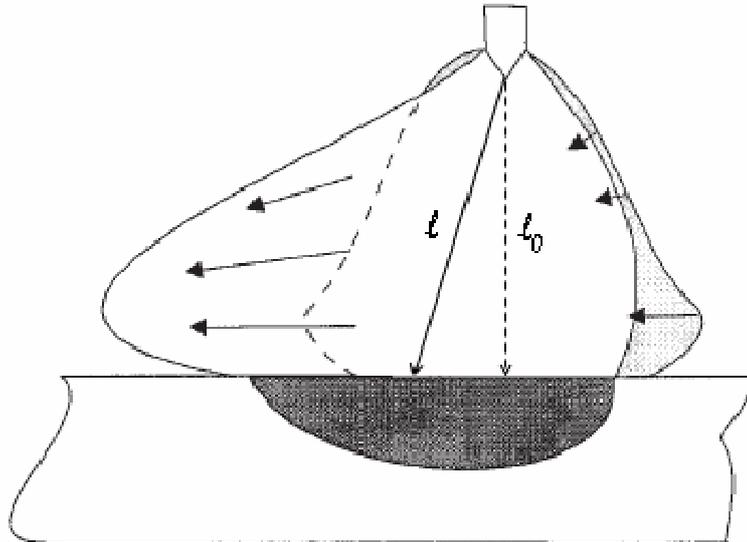


FIG. 3.34 – Schéma de principe de l'étirement de l'arc électrique (Vue de côté)

Pour des valeurs de  $x$  supérieures à  $4$  mm la longueur d'arc est constante et correspond à la valeur obtenue pour le procédé TIG :  $2,2$  mm. La hauteur de l'électrode de tungstène par rapport à la tôle est de  $2$  mm. La justification de l'écart de  $0,2$  mm est double. D'une part, les

électrons ne sont pas émis à l'extrémité de la pointe donc la hauteur est légèrement supérieure à  $2\text{ mm}$ . D'autre part, l'arc est légèrement incliné à cause du déplacement de la torche. Dans cette configuration, l'écartement des bandes de flux activant est supérieur à la taille de la tache anodique. Il n'y donc pas d'interaction entre l'arc électrique et le flux activant qui puisse provoquer un étirement prononcé de l'arc vers l'arrière.

Quand  $0 < x < 4\text{ mm}$ , la longueur d'arc augmente par rapport au procédé TIG. L'augmentation est d'autant plus forte que  $x$  est petit. La longueur d'arc croît exponentiellement lorsque  $x$  tend vers 0. L'étirement maximal pour  $x = 0\text{ mm}$  induit un angle de près de  $10^\circ$  entre  $\ell_0$  et  $\ell$ .

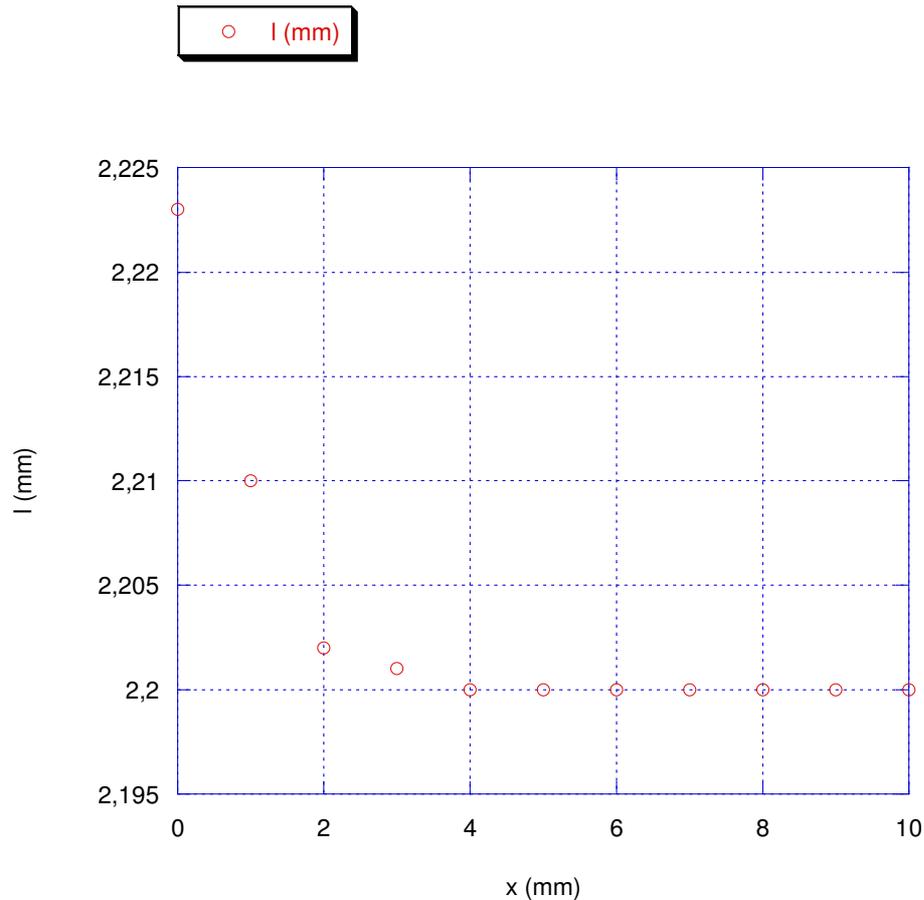


FIG. 3.35 – Évolution de la longueur d'arc en fonction de l'écartement des bandes de flux activant

La tension d'arc peut être décomposée comme indiqué dans l'équation 3.6.

$$U = V_A + V_C + \ell.E \quad (3.6)$$

où  $V_A$  et  $V_C$  représentent respectivement le potentiel à la chute anodique et à la chute cathodique et  $E$  le champ électrique de la colonne d'arc.

L'étirement vers l'arrière de l'arc électrique est une cause de l'augmentation de la tension d'arc représentée en figure 3.32. L'augmentation de tension  $\Delta U$  est représentée en fonction de l'augmentation de longueur d'arc  $\Delta \ell$  dans la figure 3.36.

La relation de proportionnalité entre  $\Delta U$  et  $\Delta \ell$  (Équation 3.7) est conforme à la relation établie dans l'équation 3.6. Le coefficient de proportionnalité  $\xi$  vaut  $45\text{ V/mm}$ . Cette valeur ne

correspond pas à un ordre de grandeur réaliste du champs électrique  $E$ .

$$\Delta U = \xi \cdot \Delta \ell \quad (3.7)$$

Cette remarque semble indiquer que l'étirement de l'arc électrique n'est pas la seule cause de l'augmentation de tension d'arc. Dans le cas du soudage A-TIG ( $x = 0 \text{ mm}$ ) de l'acier inoxydable, [Middel \*et al.\* \[2000\]](#) estime que l'augmentation de tension d'arc calculée à partir de l'étirement de l'arc correspond environ à 10 % selon la vitesse de soudage. Dans ce cas, le champ électrique prend une valeur de  $4,5 \text{ V/mm}$  plus conforme aux attentes.

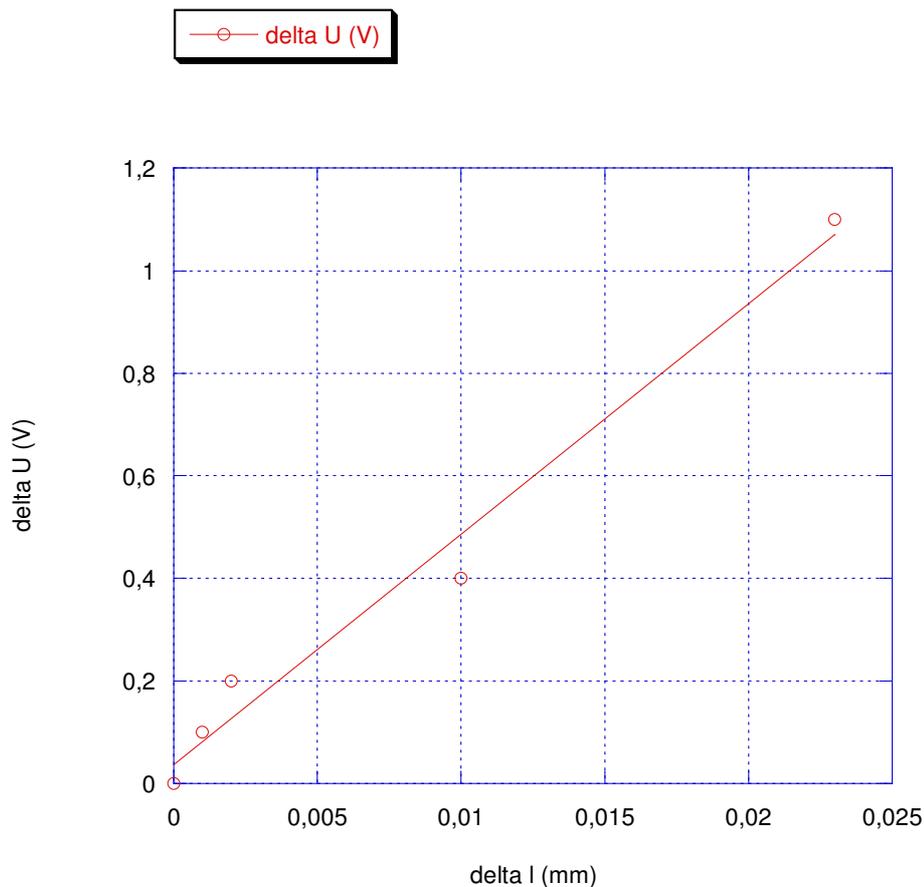


FIG. 3.36 – Évolution de l'augmentation de tension d'arc en fonction de l'augmentation de la longueur d'arc

L'étirement de l'arc électrique est la cause d'une augmentation de la tension d'arc qui représente une part minimale de l'augmentation totale. Par ailleurs, l'étirement conduit à la formation d'un arc erratique nuisible au procédé. L'optimisation de l'écartement des bandes de flux permet d'éviter ce phénomène néfaste tout en garantissant une action maximale du flux activant.

**3.4.4.2.2 Constriction de l'arc électrique** La constriction de l'arc électrique est l'action principale des éléments issus du flux activant évoquée dans la bibliographie [[Gurevitch \*et al.\*, 1965](#); [Simonik, 1976](#); [Middel \*et al.\*, 2000](#)]. Par définition, la constriction est une diminution du diamètre de l'arc électrique représentée schématiquement par la figure 3.37.

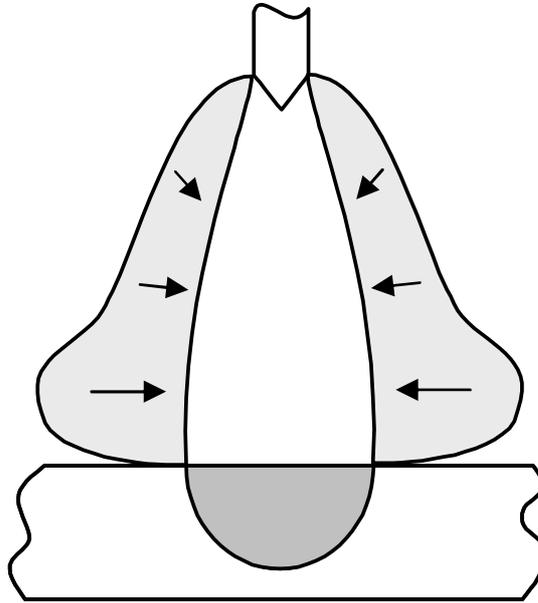


FIG. 3.37 – Schéma de principe de la constriction de l'arc électrique (Vue de face)

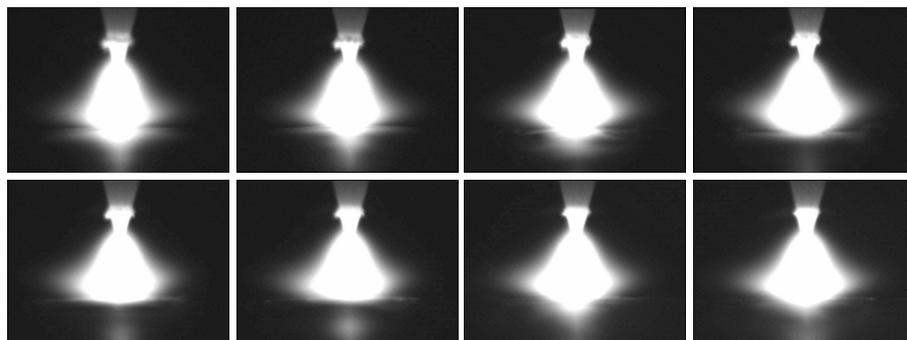


FIG. 3.38 – Vue de face de l'arc électrique lors du soudage A-TIG respectivement pour  $x = 0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7$  mm

Les clichés de la figure 3.38 illustrent les variations de géométrie de l'arc électrique, en vue de face, en fonction de l'écartement des bandes de flux.

La tache anodique est difficilement mesurable à cause de la réflexion de lumière sur la tôle. Donc, pour quantifier les évolutions de géométrie de l'arc électrique, le diamètre de l'arc  $\phi(z)$  est mesuré à une hauteur  $z$  pour les différentes valeurs de  $x$ . La frontière définissant la limite de l'arc électrique n'apparaissant pas explicitement sur les clichés, l'arc est défini par la zone saturée (en blanc sur les clichés). Pour définir la constriction provoquée par la présence de flux activant, le coefficient  $c$  est défini dans l'annexe C comme le rapport au carré du diamètre de l'arc en procédé A-TIG ( $\forall x$ ) sur le diamètre de l'arc en procédé TIG (Équation 3.8). L'évolution de ce coefficient de constriction  $c$  est tracée, dans la figure 3.39, en fonction de l'écartement des bandes de flux activant.

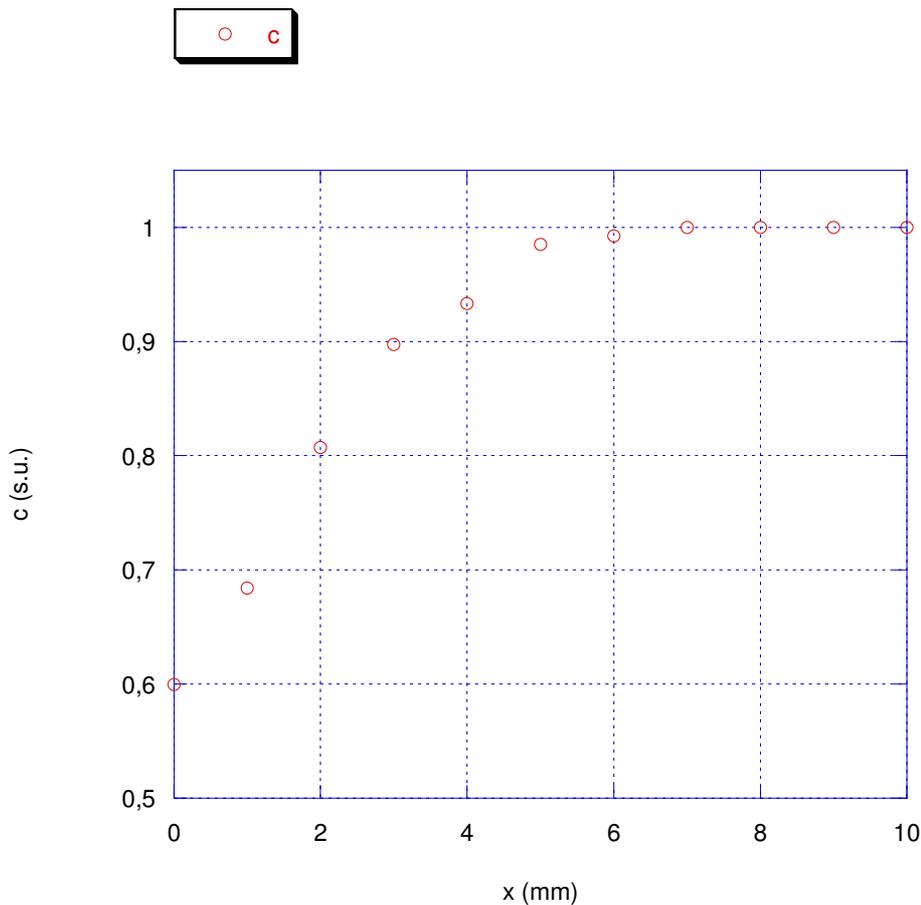


FIG. 3.39 – Constriction de l'arc électrique en fonction de l'écartement des bandes de flux activant

$$c = \left( \frac{\phi_{A-TIG}}{\phi_{TIG}} \right)^2 \quad (3.8)$$

Quand  $0 < x < 4 \text{ mm}$ ,  $c$  augmente linéairement avec  $x$ . Cela signifie que la constriction est maximale pour  $x = 0 \text{ mm}$  et qu'elle est directement liée au positionnement des bandes de flux activant.

Au delà de  $4 \text{ mm}$ , l'écartement  $x$  n'a pas d'incidence sur la constriction de l'arc électrique puisqu'il n'y a pas d'interaction entre le flux activant et l'arc électrique. Dans ce cas, le coefficient

$c$  vaut 1, c'est à dire la valeur correspondante au diamètre de l'arc électrique en soudage TIG.

Ce coefficient de constriction  $c$  déterminé à partir des mesures expérimentales est intégré dans la modélisation de la source thermique en annexe C pour représenter la contribution du flux activant dans l'arc électrique.

**3.4.4.2.3 Bilan** Pour qu'il y ait une action de constriction de l'arc électrique, l'écartement  $x$  doit être inférieur au diamètre de la tache anodique  $\phi_a$ . Cependant, lorsque  $x$  tend vers 0, un étirement vers l'arrière de l'arc survient et occasionne un risque de défaut pour le procédé. La valeur de  $x$  peut être bornée dans le domaine défini par l'équation 3.9.

$$0 < x < \phi_a \quad (3.9)$$

Pour s'affranchir de ces limitations inhérentes au flux activant en garantissant une contribution maximale, un écartement optimal  $x_{opti}$  est proposé dans l'équation 3.10 pour le soudage A-TIG de l'acier inoxydable 304L. La transposition à d'autres matériaux n'a pas été étudiée mais elle semble raisonnable.

$$x_{opti} = \frac{\phi_a}{2} \quad (3.10)$$

## 3.5 Conclusion

Ce chapitre constitue un recueil de résultats expérimentaux sur l'optimisation du procédé A-TIG de l'acier inoxydable 304L. Hormis l'illustration du fort potentiel des flux activateurs, l'interprétation de ces résultats avait deux objectifs principaux :

- apporter une contribution au développement industriel de cette technique alternative et prometteuse en proposant un protocole de dépôt et un domaine d'application pour les paramètres du dépôt;
- mettre en évidence les phénomènes à l'origine de l'action du flux activant et participer à la compréhension de ces phénomènes.

Dans la première partie, l'application des critères définis à partir de la bibliographie aboutit à la sélection de dix candidats et les essais expérimentaux mettent en évidence le candidat le plus efficace. Le choix du flux activant pour le soudage de cet acier inoxydable se porte alors sur  $SiO_2$ . En complément, les lignes de fusion réalisées dans la configuration avec un écartement entre les bandes de flux activant ( $x = 2\text{ mm}$ ) ne font apparaître aucun effet de barrière résistive, à l'origine du procédé FBTIG, pour les oxydes sélectionnés.

Dans la seconde partie, le protocole expérimental de dépôt du flux activant est détaillé et les paramètres de dépôt sont optimisés. Le choix de l'eau comme solvant permet de faire varier avec précision l'épaisseur du dépôt. Ainsi, une épaisseur optimale est définie. En fonction des conditions de soudage, elle varie entre 40 et 70  $\mu\text{m}$ . Cela permet d'améliorer la pénétration des lignes de fusion de plus de 150%. En écartant les bandes de flux activant de 2 mm, les performances du flux activant sont conservées jusqu'à des épaisseurs supérieures à 200  $\mu\text{m}$ . Une quantité de flux activant optimale est définie quel que soit l'écartement des bandes de flux activant  $x$ .

Le paramètre d'écartement  $x$  est également optimisé. Pour obtenir une constriction de l'arc importante en évitant un étirement vers l'arrière nuisible, ce paramètre  $x$  est fixé empiriquement

à la moitié du diamètre de la tache anodique. Pour des valeurs de  $x$  supérieures au diamètre de la tache anodique, un effet néfaste du flux activant dans le bain de fusion est vérifié.

La contribution de  $SiO_2$  a été illustrée pour l'acier inoxydable 304L. L'application de ce flux activant à d'autres nuances de matériaux métalliques est abordée dans le chapitre 5. Auparavant, pour valider complètement l'usage du flux activant, les joints soudés correspondant sont caractérisés par une étude métallographique et des essais mécaniques (Chapitre 4).

## Chapitre 4

# Caractérisation des joints soudés

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>45</b>
<b>3.2</b>	<b>Protocole expérimental</b>	<b>46</b>
<b>3.3</b>	<b>Choix du flux activant</b>	<b>46</b>
3.3.1	Introduction	46
3.3.2	Critères de sélection des flux activateurs	47
3.3.3	Validation expérimentale du choix des flux activateurs	49
<b>3.4</b>	<b>Application du flux activant</b>	<b>55</b>
3.4.1	Introduction	55
3.4.2	Solvant	56
3.4.3	Épaisseur du dépôt de flux	57
3.4.4	Écartement des bandes de flux	72
<b>3.5</b>	<b>Conclusion</b>	<b>81</b>

---

### 4.1 Introduction

Le chapitre 3 a illustré la contribution de  $SiO_2$  en tant que flux activant dans l'optimisation du soudage TIG de l'acier inoxydable 304L. L'application d'éléments extérieurs en surface des tôles à assembler améliore le profil des joints soudés et augmente de ce fait considérablement le rendement du procédé.

En particulier, l'action du flux activant sur l'arc électrique modifie fortement la source thermique ; la distribution de quantité de chaleur est focalisée au niveau du plan de joint par l'effet de constriction de l'arc.

D'autre part, la présence de ces éléments mineurs dans le bain de fusion modifie la chimie du bain.

Ces deux modifications ont une influence importante sur la microstructure de la zone fondue ainsi que celle de la zone affectée thermiquement. L'objectif de l'étude est, dans un premier temps, de caractériser métallurgiquement les joints soudés.

Les essais mécaniques qui suivent ont pour but de définir les conséquences de ces modifications métallurgiques sur le comportement mécanique de l'ensemble mécano-soudé.

Les résultats des études métallurgique et mécanique sont comparés avec ceux du métal de base ainsi que ceux obtenus pour le procédé TIG. La caractérisation des joints soudés est menée dans le but de qualifier le procédé A-TIG pour des applications industrielles potentielles.

## 4.2 Protocole expérimental

Les observations macrographiques et micrographiques sont effectuées sur des lignes de fusion optimisées réalisées dans le cadre du chapitre 3. Les paramètres de soudage sont identiques pour les deux procédés TIG et ATIG de manière à n'observer que les modifications métallurgiques induites par la contribution du flux activant.

Les échantillons sont tronçonnés, polis et attaqués chimiquement afin d'observer les sections fondues en coupe transversale. Pour l'étude macrographique, les échantillons sont soumis à une attaque électrolytique à base de  $HNO_3$  dilué à 50 % pendant 60 s avec un courant d'intensité de 1,2 mA. Les échantillons sont observés à l'aide d'une loupe binoculaire à un grossissement " $\times 10$ ". Pour les observations microscopiques, l'attaque électrolytique avec le même acide se déroule pendant 30 s sans la contribution d'une source de courant. Les observations sont effectuées à l'aide d'un microscope optique en utilisant les grossissements " $\times 50$ " et " $\times 400$ ".

En complément, des filiations de microdureté sont réalisées sur les échantillons préparés à une distance de 0,2 mm de la surface supérieure de la tôle. L'indenteur est introduit à intervalles réguliers (0,5 mm) selon les spécifications de l'essai Vickers avec une charge statique de 200 g.

Pour les éprouvettes de traction, des lignes de fusion sont réalisées selon les conditions rapportées dans le tableau 4.1. L'énergie de soudage est fixée de manière à obtenir une pénétration d'au moins 3 mm en soudage TIG ; ce qui correspond à l'épaisseur de l'éprouvette de traction.

Mode	<i>DC – EN</i>
Intensité de soudage	175 A
Vitesse de soudage	150 mm.min <sup>-1</sup>
Hauteur d'arc	2 mm
Type d'électrode	<i>W + 2 % ThO<sub>2</sub></i>
Diamètre d'électrode	2,4 mm
Angle d'affûtage	30°
Protection gazeuse	<i>Argon</i>
Débit de gaz	12 l.min <sup>-1</sup>

TAB. 4.1 – Paramètres opératoires pour la réalisation des lignes de fusion

Les tôles sont usinées selon les conditions géométriques imposées dans la figure 4.1 afin d'obtenir des éprouvettes haltères plates de zone utile  $l_0 = 33$  mm, prélevées perpendiculairement à la ligne de fusion. Au préalable, les tôles sont surfacées sur les deux faces. Le surfacage de la face supérieure, d'une épaisseur de 0,2 mm, élimine les défauts de surface de la ligne de fusion (protubérances, caniveaux, criques...). Le surfacage de la face inférieure est réalisé jusqu'à obtenir des tôles d'épaisseur  $3 \pm 0,05$  mm. Ainsi, quel que soit le procédé adopté pour obtenir la ligne de fusion, la section centrale de l'éprouvette est totalement fondue. Lors de l'essai de traction, la distribution des contraintes peut donc être considérée homogène dans ce domaine.

Les éprouvettes sont sollicitées en traction uniaxiale quasi-statique ( $10^{-2} s^{-1}$ ) à l'aide d'une machine d'essai Instron 5584 munie d'un capteur de force de 150 kN. La mesure des déformations est effectuée à partir d'un équipement d'extensométrie optique composé d'une caméra rapide FastCam et du logiciel de corrélation d'images Vic2D.

Un mouchetis de peinture est déposé sur la tranche des éprouvettes avant l'essai de traction. Pour obtenir une corrélation d'image satisfaisante, les points du mouchetis doivent être suffi-

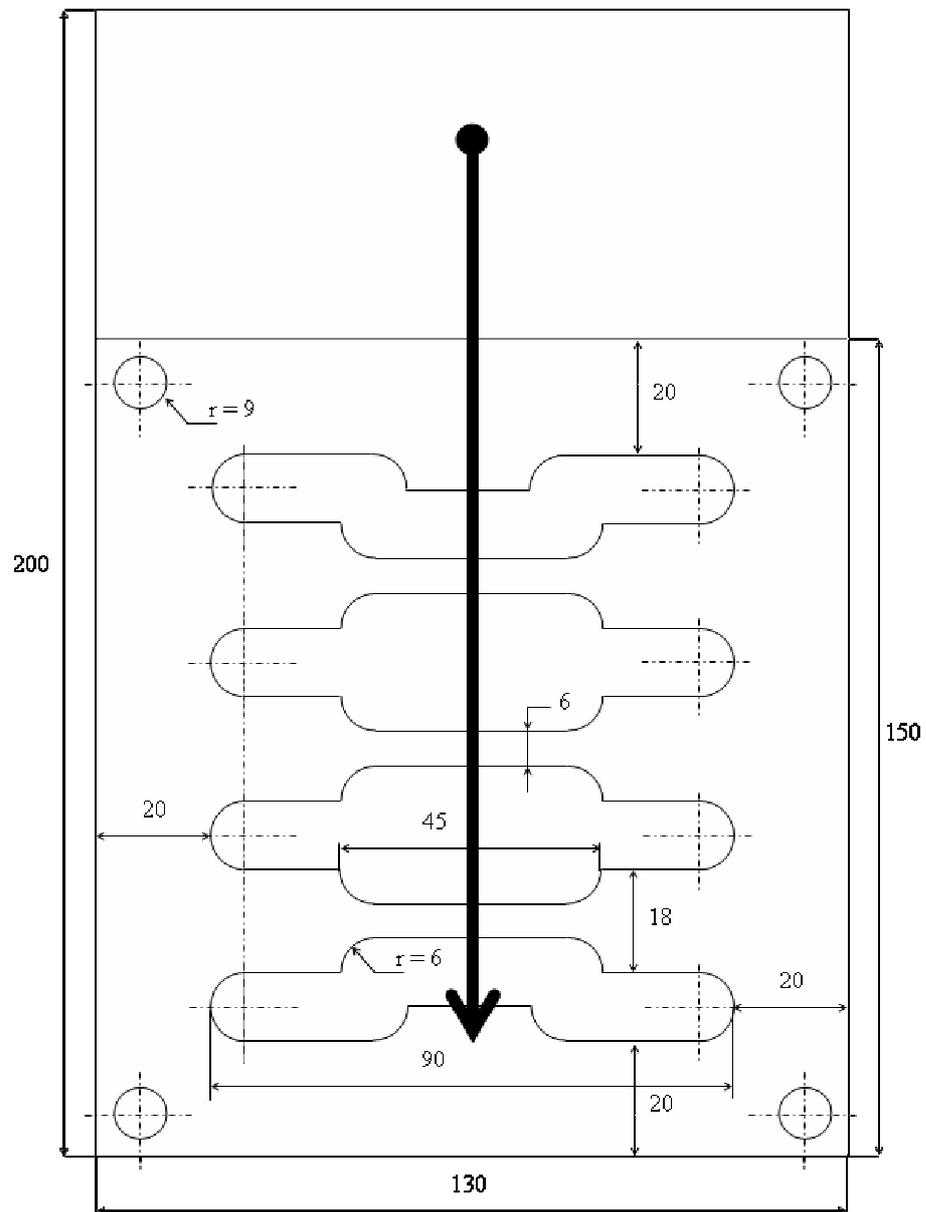


FIG. 4.1 – Plan d'usinage des éprouvettes de traction

samment fins et nombreux et le contraste doit être important. Une acquisition vidéo est réalisée par une caméra rapide à une fréquence  $f = 60 \text{ Hz}$  pendant l'essai de traction.

En post-traitement, le logiciel établit les déplacements relatifs entre deux zones de la surface à partir de la corrélation des images constituant le film de l'essai. La figure 4.2 représente schématiquement l'allongement de l'extensomètre optique (en rouge) entre deux images.

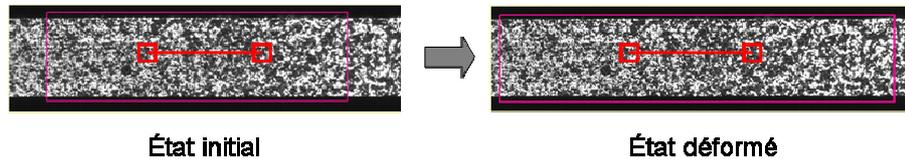


FIG. 4.2 – Principe de mesure des déformations en extensométrie optique

Cette technique offre la possibilité de localiser les champs de déformation dans un domaine restreint de l'éprouvette. En particulier en ce qui concerne les joints soudés, la zone fondue (ZF) ainsi que la zone affectée thermiquement (ZAT) peuvent être identifiées et caractérisées indépendamment par cette méthode (Figure 4.3). Ces deux zones sont localisées visuellement grâce à une attaque électrolytique légère réalisée avant l'essai de traction sur la tranche de l'éprouvette.

Cependant, comme le présente la figure 4.3, la précision des résultats est dépendante de la qualité du mouchetis. Un contraste trop faible conduit à des difficultés de corrélation locales qui se traduisent par des hétérogénéités dans le domaine de corrélation.

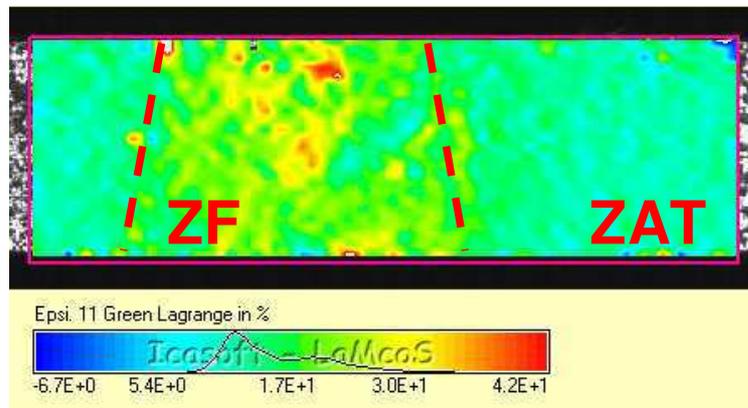


FIG. 4.3 – Champ de déformations dans l'éprouvette 304L soudée par le procédé A-TIG

Afin de déterminer les limites d'élasticité ( $R_e$ ) et les résistances mécaniques ( $R_m$ ) des différentes éprouvettes, les résultats des essais de traction sont présentés sous forme de courbes conventionnelles [Ashby et Jones, 1998; Barralis et Maeder, 1997].

Enfin, les faciès des éprouvettes rompues sont observés à l'aide d'un Microscope Électronique à Balayage (MEB). En complément, une étude d'analyse EDSX (Energy Dispersive Spectrometry of X-rays) est menée pour caractériser la nature des éléments constituant les inclusions.

### 4.3 Analyse métallographique des joints soudés

Les observations macrographiques font clairement apparaître des différences de géométrie entre les lignes de fusion réalisées respectivement à l'aide du procédé TIG en figure 4.4-a et du

procédé A-TIG en figure 4.4-b.

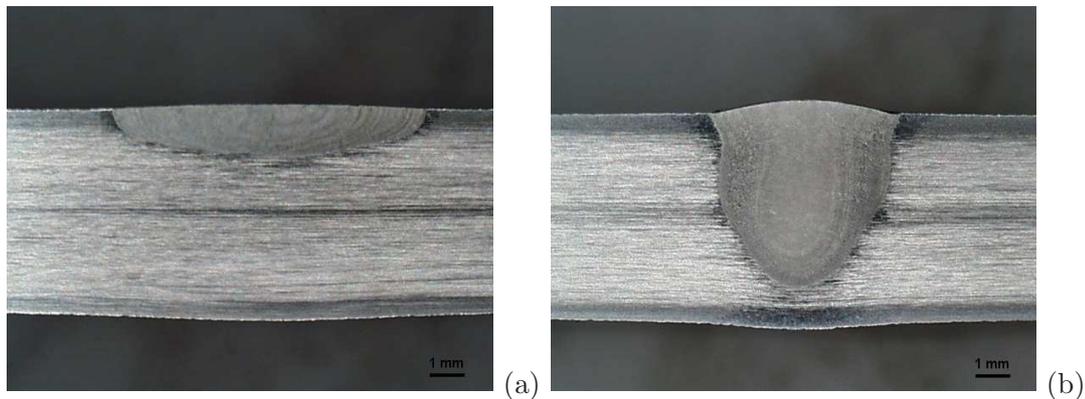


FIG. 4.4 – Coupes transversales des lignes de fusion obtenues par le procédé TIG (a) et le procédé A-TIG (b)

Dans chaque zone fondue, des lignes assimilées aux isothermes de refroidissement sont concentriques, leur profil coïncide avec la frontière du domaine. La ligne de fusion TIG représente le cas typique d'un bain mouillant (rapport pénétration / largeur, noté  $P/L$ , faible). Au centre de la zone fondue, ces lignes peuvent être considérées comme parallèles à la surface libre.

Au contraire, la ligne de fusion A-TIG est l'illustration d'un bain pénétrant ( $P/L \approx 1$ ). Au centre de la zone fondue, les lignes de refroidissement sont pratiquement perpendiculaires à la surface libre.

Lors de la fusion du domaine, ces lignes de refroidissement sont des isothermes suivant lesquelles la solidification s'organise. La taille, la forme et l'orientation des grains sont donc affectées par la contribution des flux activants. L'étude micrographique qui suit illustre ces modifications métallurgiques.

Au préalable, il est important de noter que cette comparaison de microstructures entre les deux procédés TIG et A-TIG est faite pour des conditions expérimentales identiques mais correspond à des épaisseurs soudées différentes. D'un point de vue pratique, pour des pièces industrielles d'épaisseur comprise entre 3 et 8 mm, le procédé TIG requiert le dépôt d'un métal d'apport en de multiples passes au lieu d'une seule passe en soudage autogène pour le procédé A-TIG. Ces limitations technologiques du procédé TIG induisent de fortes modifications métallurgiques qui sont dues à l'apport de matière extérieure et à des cycles thermiques prolongés dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement. Ces conditions de soudage sont très défavorables à la tenue en service de l'ensemble mécano-soudé. La comparaison des deux procédés à épaisseur soudée égale serait alors plus objective.

La microstructure d'une ligne de fusion réalisée à l'aide du procédé TIG évolue en fonction des conditions thermiques variables dans la pièce métallique. En particulier, quatre domaines sont clairement identifiables sur la figure 4.5 en fonction de l'histoire thermique de la région et d'après le diagramme ternaire  $Fe - Cr - Ni$  (Figure 4.6) :

- la zone fondue (ZF) : la zone fondue est délimitée par l'isotherme correspondant au liquidus de l'alliage ( $T \simeq 1460^\circ C$ ) ;
- la zone de fusion partielle : Entre  $1430^\circ C$  et  $1460^\circ C$ , l'alliage est partiellement fondu ;

- la zone affectée thermiquement (ZAT): la température maximale dans le domaine est comprise entre la température de transformation "austénite  $\rightarrow$  austénite + ferrite  $\delta$ " et le solidus de l'alliage ( $1410^{\circ}\text{C} < T < 1430^{\circ}\text{C}$ );
- le métal de base (MB): la température maximale dans le domaine ne dépasse pas la température de transformation "austénite + ferrite  $\delta \rightarrow$  austénite" de l'alliage ( $T < 1410^{\circ}\text{C}$ ).

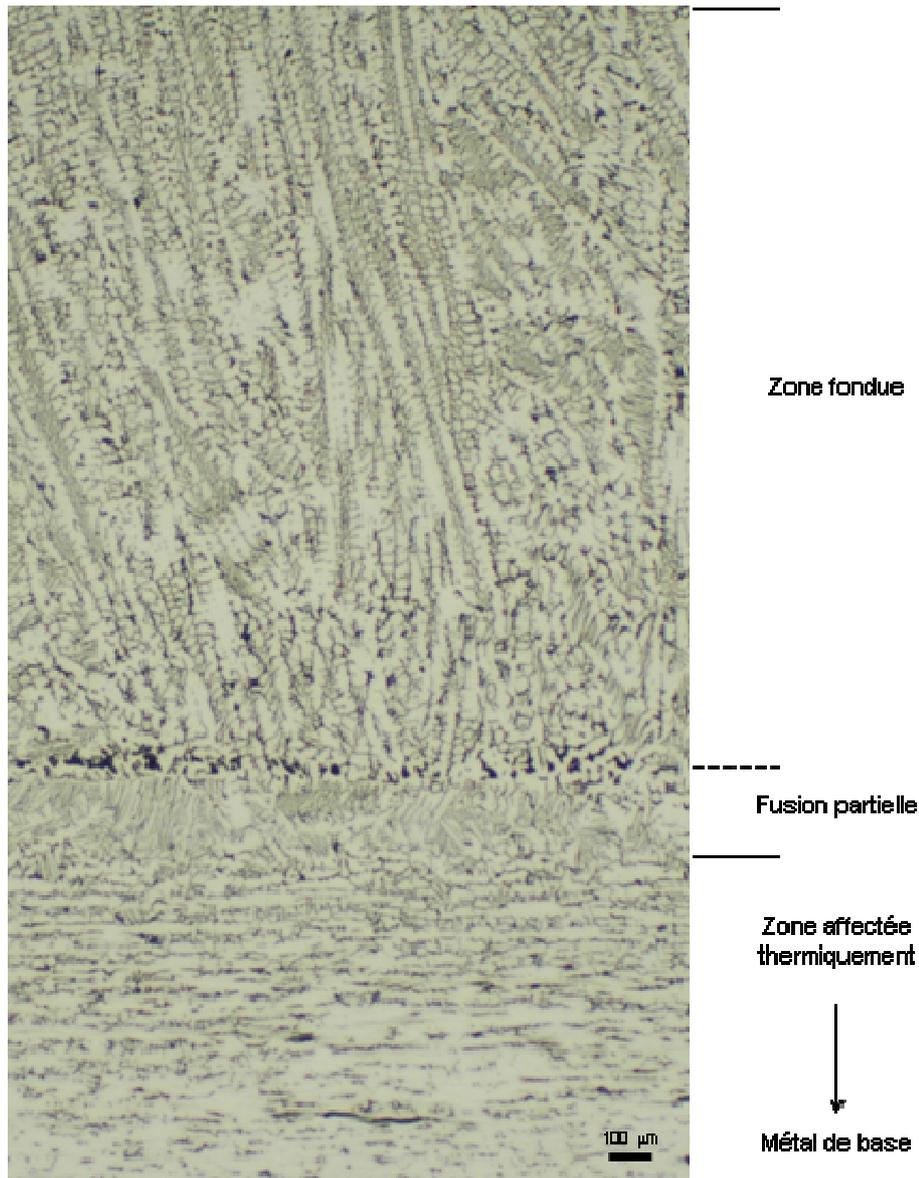


FIG. 4.5 – Microstructure d'une tôle d'acier inoxydable 304L soudée par le procédé TIG ( $\times 50$ )

La zone fondue est constituée principalement d'un domaine colonnaire; la croissance des grains s'organise sous forme de dendrites perpendiculairement aux isothermes. La taille des dendrites est variable mais importante par rapport à la taille du domaine; les plus grandes traversent verticalement la zone fondue.

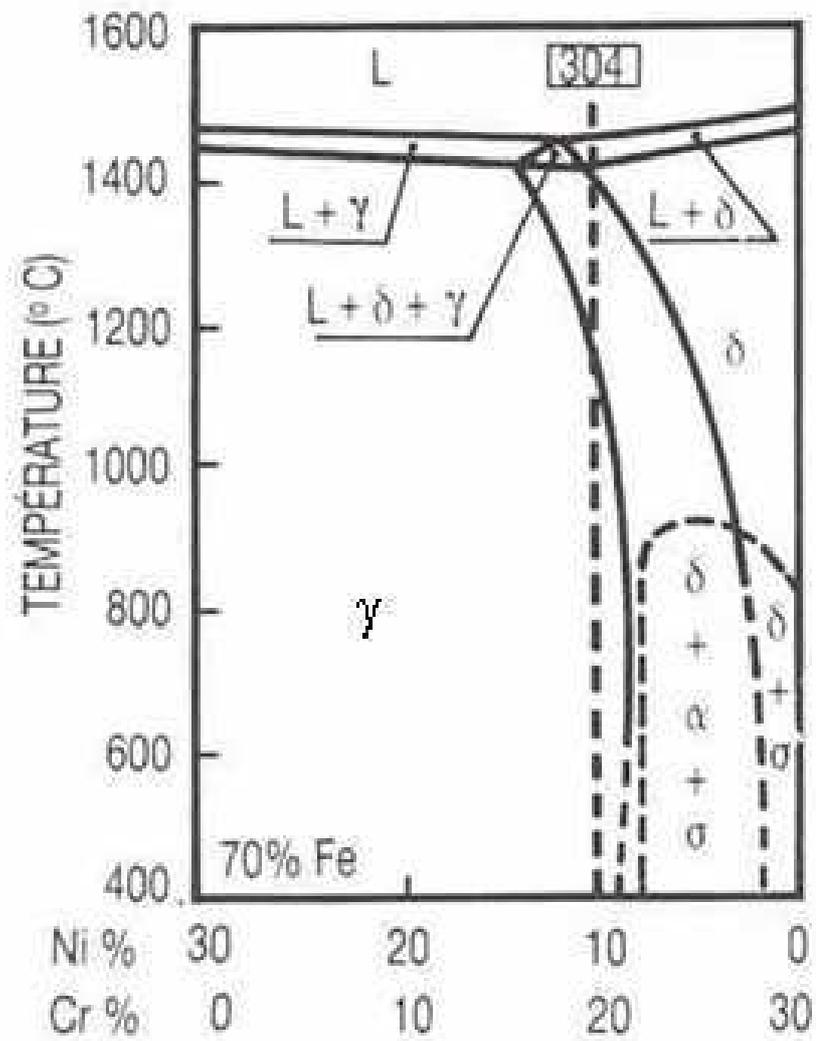


FIG. 4.6 – Coupe pseudo-binaire à 70% Fe du diagramme d'équilibre ternaire Fe – Cr – Ni [Lacombe et al., 1990]

La zone affectée thermiquement constituée de grains allongés, à la frontière de la zone fondue, évolue progressivement vers la structure du métal de base.

Dans le métal de base, il n'y a pas de modifications de structure. L'orientation horizontale de l'arrangement des grains provient du laminage des tôles. Cet effet diminue dans l'épaisseur de la tôle jusqu'à être inexistant au niveau de la fibre neutre.

Pour le procédé A-TIG, la microstructure peut être décrite identiquement à l'exception de l'orientation et de la taille des dendrites dans la zone fondue. En effet, la croissance dendritique qui se produit perpendiculairement aux isothermes conduit à une zone fondue étoilée constituée de branches dendritiques de 2 à 3 mm et illustrée par la figure 4.7.

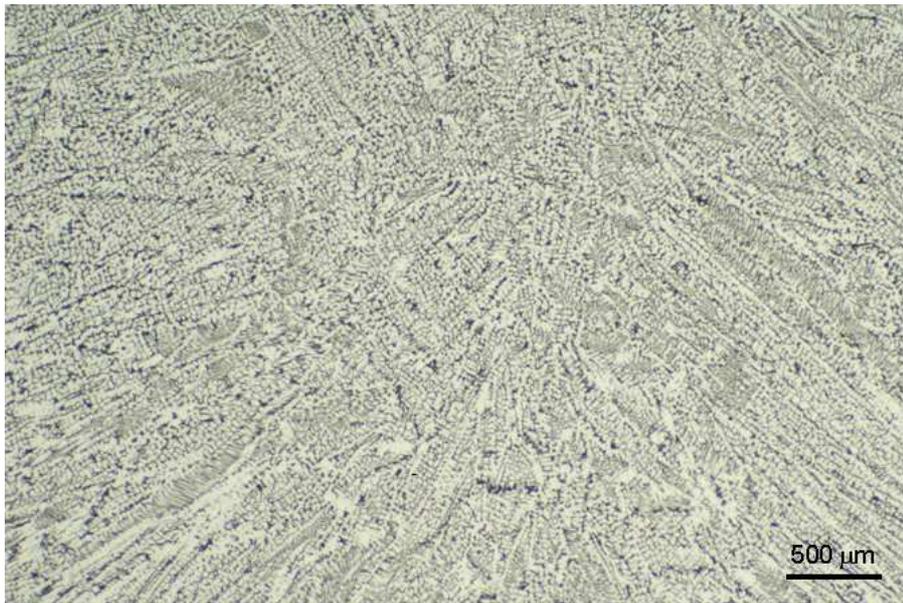


FIG. 4.7 – Microstructure de la zone fondue par le procédé A-TIG ( $\times 50$ )

Quel que soit le procédé de soudage, la structure de la zone fondue est constituée de deux phases (Figures 4.8-b et 4.8-c) :

- une phase majoritaire austénitique organisée en grains appelée austénite de Widmanstätten ;
- des résidus de phase ferritique aux joints de grains issus de la transformation primaire.

En effet, d'après le diagramme pseudo-binaire de la figure 4.6, la solidification primaire de la zone fondue est totalement ferritique (Figure 4.9-b). La phase liquide se transforme en ferrite  $\delta$  riche en chrome qui est métastable à température ambiante. Après solidification totale, la ferrite se transforme en austénite. Cependant, la température de fin de solidification est proche de la température de début de transformation et la transformation ferritique est lente. Pour des vitesses de soudage supérieures à  $15 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$ , de l'austénite " $\gamma$ " peut également se former directement par solidification à partir des dernières traces de liquide [Habchi, 1986] selon le mode austénitique (Figure 4.9-a). La ferrite résiduelle est dite squelettique ou vermiculaire. D'après le diagramme de Schaeffler (Figure 4.10), le taux de ferrite est estimé à 3% pour l'acier inoxydable 304L.

Les courants qui animent les mouvements du bain sont plus véloces en A-TIG qu'en TIG ; ils incitent ainsi la naissance d'embryons favorables à des structures équiaxes par fragmentation des

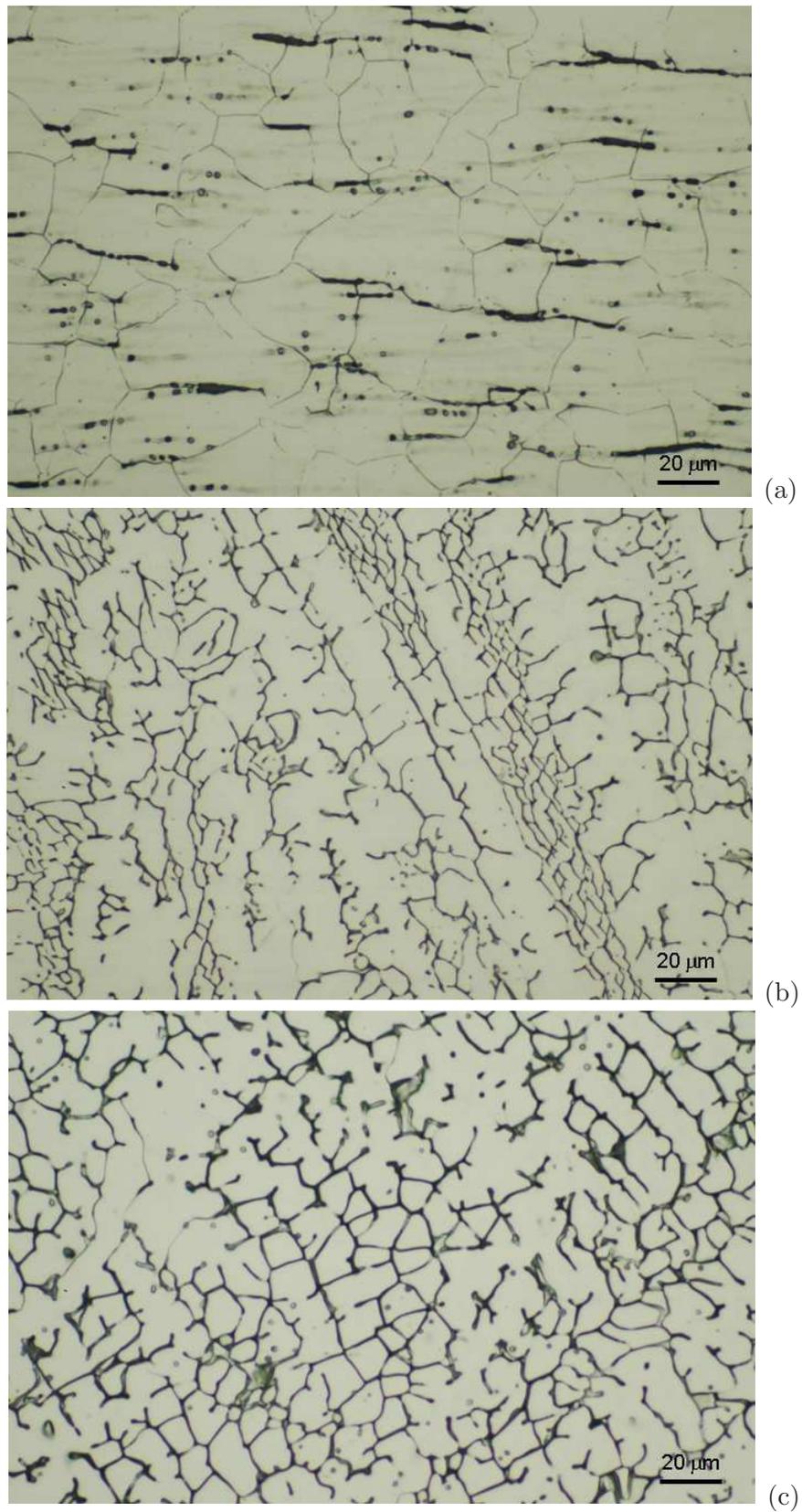


FIG. 4.8 – Microstructure du métal de base (a) et des zones fondues en procédé TIG (b) et procédé A-TIG (c) ( $\times 400$ )

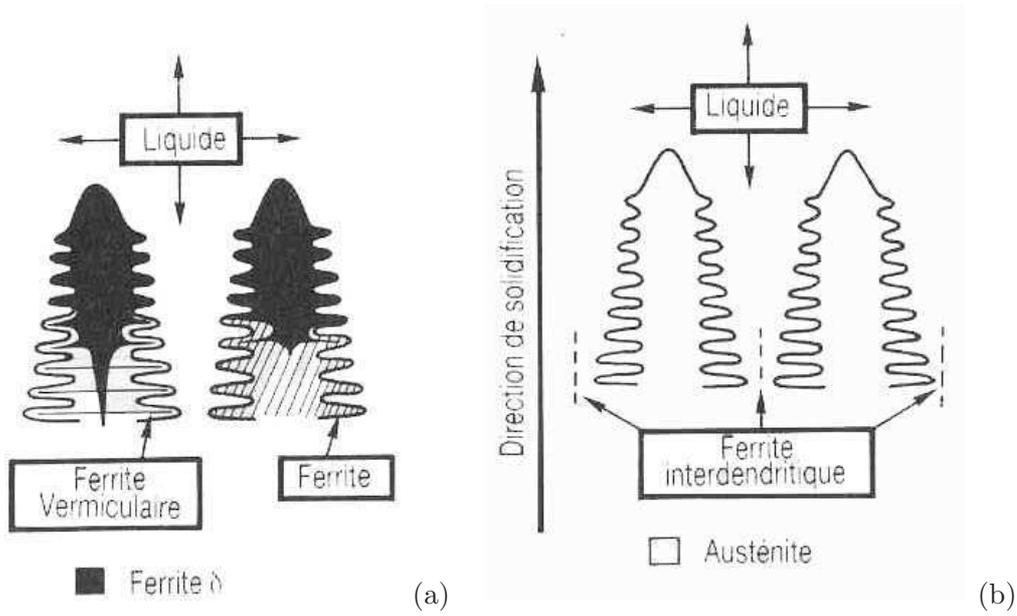


FIG. 4.9 – Schéma de principe des modes de solidification des aciers inoxydables austénitiques : (a) solidification austénitique (b) solidification ferritique [Lacombe et al., 1990]

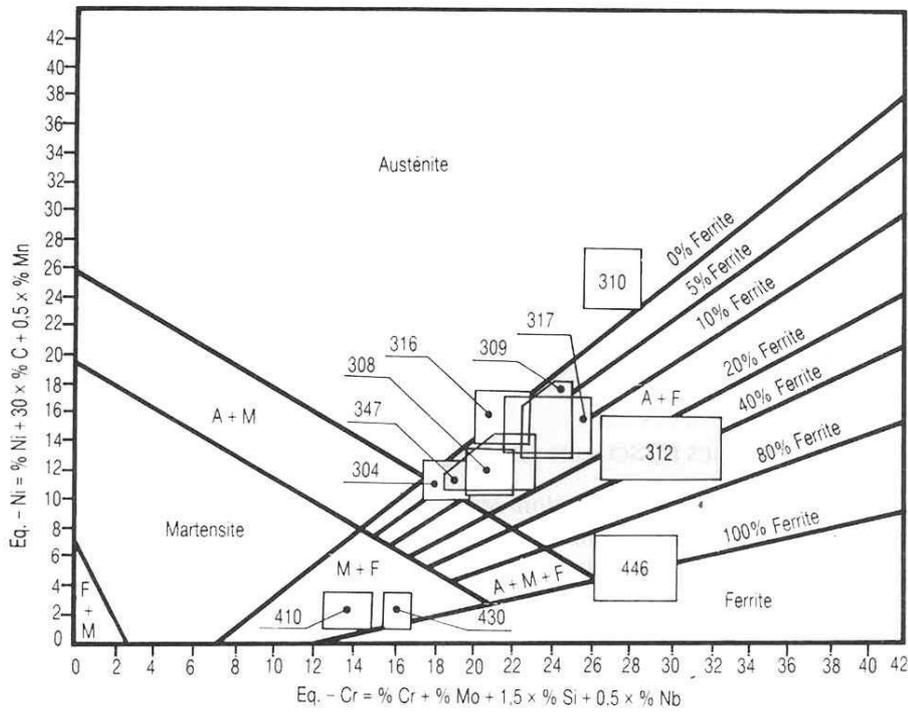


FIG. 4.10 – Diagramme de Schaeffler - Position de quelques nuances courantes d'aciers inoxydables [Lacombe et al., 1990]

branches dendritiques primaires (Figure 4.11). La présence en grand nombre de ces embryons est à l'origine de la nucléation hétérogène.

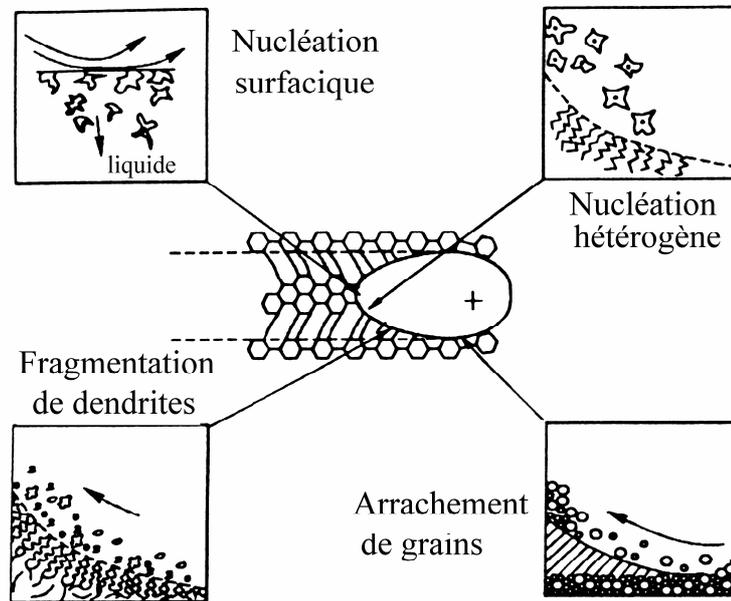


FIG. 4.11 – Mécanismes favorisant la germination des grains propices à un grossissement équiaxe [Domergue, 1997]

La structure austéno-ferritique de la zone fondue évolue vers une structure austénitique avec des traces de ferrite dans la ZAT pour retrouver la structure austénitique du métal de base. La figure 4.8-a présente les grains d'austénite qui constituent le métal de base. Leur taille varie de 10 à 50  $\mu m$ . Il peut éventuellement y avoir un grossissement de grain à la frontière de la ZAT provenant d'un chauffage prolongé. Mais, grâce à la structure cubique face centrée (CFC) de l'austénite, la ductilité est conservée ; la croissance de grains n'entraîne donc aucune fragilisation.

Aux joints des grains austénitiques, des carbures de chrome sont formés par précipitation lors du laminage des tôles. La résistance à la corrosion intergranulaire est diminuée par la présence de ces précipités. Pour améliorer cette propriété, les carbures peuvent être mis en solution en effectuant une hypertrempe à 1100°C.

Enfin, la microscopie optique révèle la présence d'inclusions, intra et intergranulaires, représentées par des points noirs de quelques microns dans la figure 4.8-c. Bien que certains travaux [Ames *et al.*, 2002a; Famo *et al.*, 2004b] présentent de faibles variations de la teneur de certains éléments mineurs, aucune étude, à notre connaissance, n'a jusqu'à présent mis en évidence ces inclusions.

L'attaque chimique qui révèle les phases en présence provoque un déchaussement partiel des inclusions qui deviennent, de ce fait, difficilement identifiables. Leur identification et leur formation sont détaillées dans le chapitre 5 en prenant les précautions adéquates lors de la préparation.

## 4.4 Essais mécaniques

La phase de caractérisation mécanique s'organise en deux étapes. La première relie le comportement mécanique local à la microstructure de l'ensemble mécano-soudé par l'intermédiaire de filiations de microdureté. La seconde étape consiste à étudier le comportement local jusqu'à la rupture de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement lors d'un essai de traction uniaxiale. L'objectif de cette partie est non seulement de qualifier le comportement mécanique du joint soudé mais également de quantifier l'influence du flux activant.

### 4.4.1 Filiation de dureté

L'essai de dureté est une manipulation simple qui permet de caractériser rapidement les différents domaines du joints soudé. Bien que cet essai statistique soit de fait dispersif, il donne un ordre de grandeur acceptable de l'état mécanique dans la zone testée et, dans le cas de structures hétérogènes, la filiation délimite approximativement les différents domaines qui constituent la structure.

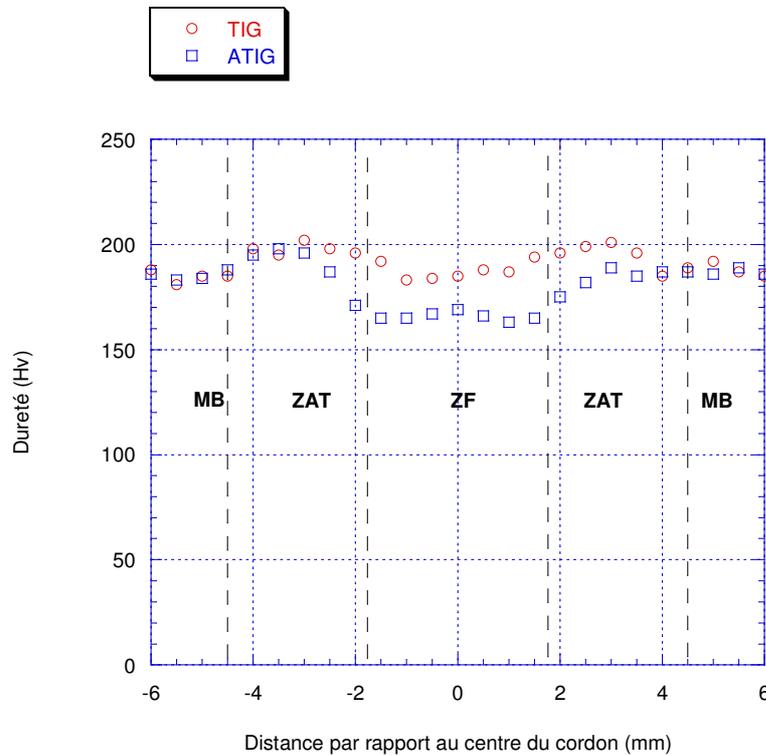


FIG. 4.12 – Filiations de dureté des joints soudés

Les valeurs de dureté du métal de base semblent relativement importantes par rapport aux valeurs théoriques à l'état recuit. Expérimentalement,  $H_v = 185 \pm 5$  dans le métal de base alors que, d'après les données des fournisseurs, la valeur attendue est approximativement  $H_v = 160$ .

La micrographie de la figure 4.5 fait apparaître des traces du laminage. Or, le durcissement des aciers inoxydables par écrouissage est important. Comme les filiations ont été effectuées à  $0,2 \text{ mm}$  de la surface supérieure, les empreintes sont mesurées dans une zone fortement écrouie. Des écarts de l'ordre de 30 à 35 unités sont donc cohérents par rapport à une mesure expérimentale de  $H_v = 155$  au niveau de la fibre neutre.

Dans la zone fondue, les valeurs de dureté sont quasiment constantes dans l'épaisseur. Pour le procédé TIG,  $H_v = 185 \pm 5$  et pour le procédé A-TIG,  $H_v = 165 \pm 5$ . Dans les deux cas, la dureté dans la ZAT augmente linéairement jusqu'à  $H_v = 195 \pm 5$  puis diminue pour rejoindre la valeur de la dureté du métal de base.

D'après [Dagallier \[1977\]](#), les propriétés mécaniques (résistance, ténacité) de la phase austéno-ferritique sont excellentes par rapport à celle de la phase austénitique du métal de base. En particulier, la dureté de la phase austéno-ferritique dans la zone fondue doit être supérieure à celle de l'austénite du métal de base, l'écart varie selon le taux de ferrite.

Le pic de dureté dans la ZAT est dû à des vitesses de refroidissement élevées dans ce domaine, pour lesquelles le taux de ferrite  $\delta$  augmente. En périphérie de la zone fondue, les vitesses de refroidissement dans la ZAT sont proches de celles de la zone fondue ; la constitution des phases et, par conséquent la dureté sont semblables dans les deux domaines. A l'opposé, la partie excentrée de la ZAT subit un échauffement qui affecte peu la métallurgie ; quelques traces de ferrite complètent la matrice essentiellement austénitique. Les duretés dans cette partie s'approchent de la dureté du métal de base écroui.

Les écarts de dureté entre les zones fondues par les procédés TIG et A-TIG peuvent être justifiés par des vitesses de refroidissement plus faibles dans le cas du soudage A-TIG. En effet, le volume fondu étant plus important que dans le cas du soudage TIG, l'inertie thermique induit un refroidissement plus lent, réduisant le taux de ferrite  $\delta$ . La présence des inclusions peut également être mis en cause pour expliquer cette baisse de dureté. Pour confirmer ces premières remarques, des essais de traction sont effectués et commentés dans la partie suivante.

## 4.4.2 Traction des joints soudés

### 4.4.2.1 Expérimentation

La courbe de traction conventionnelle du métal de base obtenue par extensométrie à couteaux est tracée dans la figure [4.13](#).

Pour les éprouvettes TIG et A-TIG, la zone fondue et la ZAT sont identifiées au préalable par une attaque chimique. L'extensométrie optique permet de définir les déplacements relatifs dans chacune des deux zones. Dans les figures [4.14](#) et [4.15](#), les courbes conventionnelles de la zone fondue et de la ZAT sont donc présentées conjointement [[Rückert et al., 2005](#)].

Les ruptures des joints soudés ayant systématiquement lieu dans la zone fondue, le comportement des ZAT respectives est décrit partiellement jusqu'à la résistance mécanique de la zone fondue puisque les résultats sont issus de l'interprétation des mêmes images.

En complément, les courbes de traction du métal de base, des zones fondues des éprouvettes TIG et A-TIG sont comparées dans la figure [4.16](#) afin d'illustrer clairement les modifications des propriétés mécaniques.

Les propriétés mécaniques de chaque domaine homogène sont déterminées à partir de l'interprétation de la courbe conventionnelle correspondante, conformément à la norme *NFA03 – 151* [[Barralis et Maeder, 1997](#)], et rangées dans le tableau récapitulatif [4.2](#).

	MB	ZF (TIG)	ZAT (TIG)	ZF (A-TIG)	ZAT (A-TIG)
$R_{e0,2}(MPa)$	284	344	344	339	335
$R_m(MPa)$	628	635	> 635	585	> 585

TAB. 4.2 – Limite d'élasticité et résistance mécanique des différents domaines d'un joint soudé réalisé sur un acier inoxydable 304L

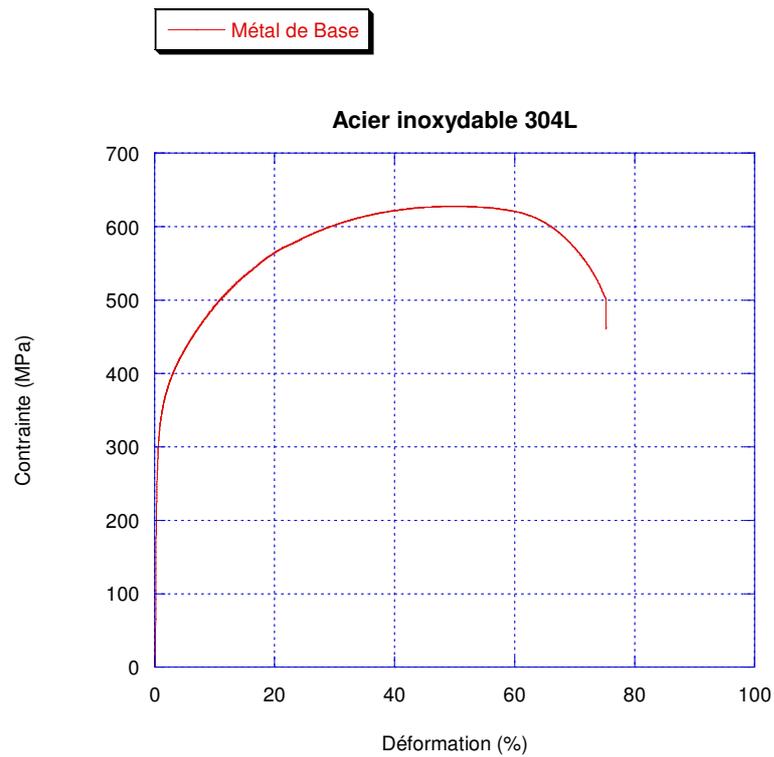


FIG. 4.13 – Courbe de traction conventionnelle du métal de base

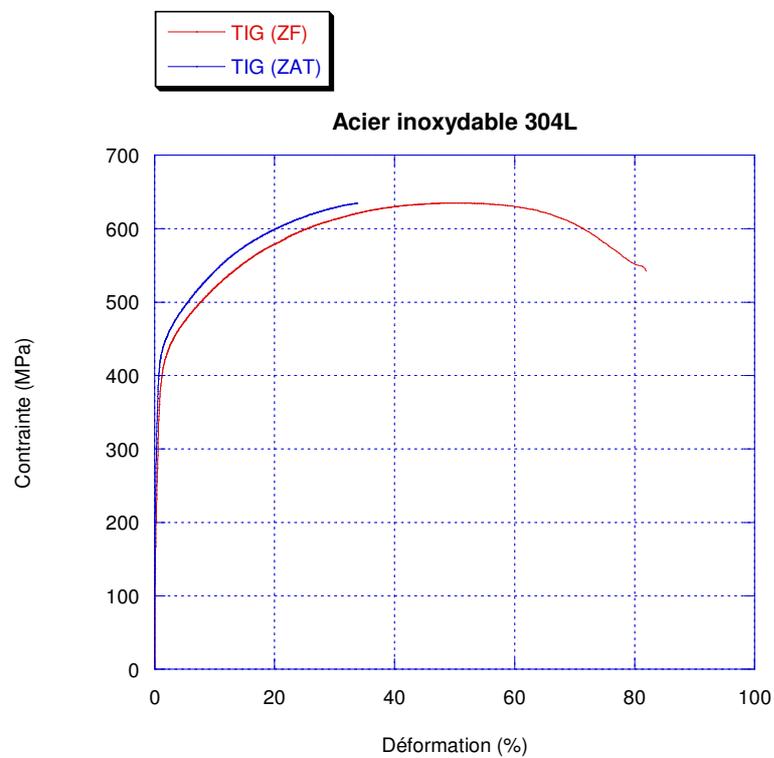


FIG. 4.14 – Courbes de traction conventionnelles de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement (partielle) pour le procédé TIG

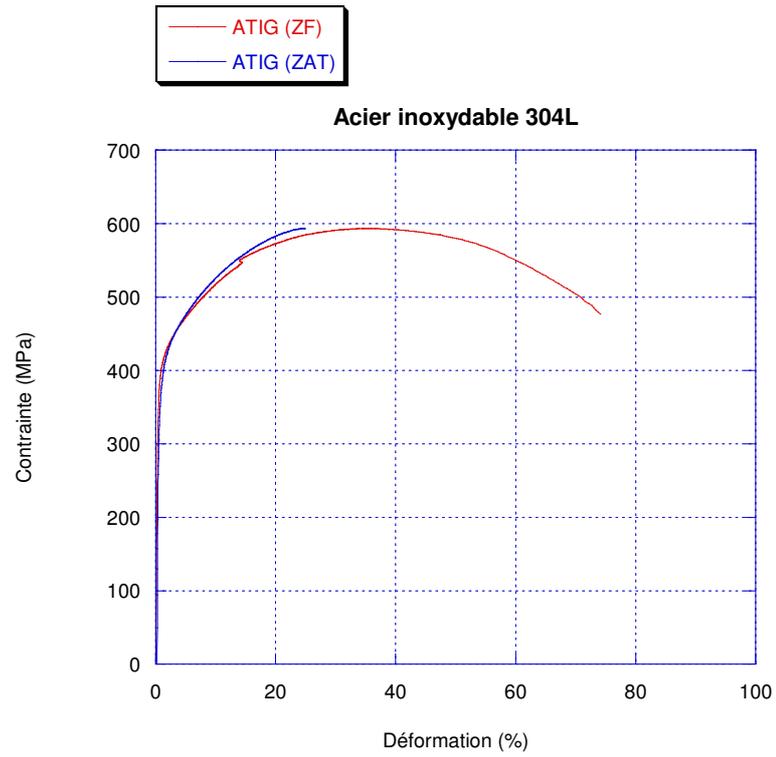


FIG. 4.15 – Courbes de traction conventionnelles de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement (partielle) pour le procédé A-TIG

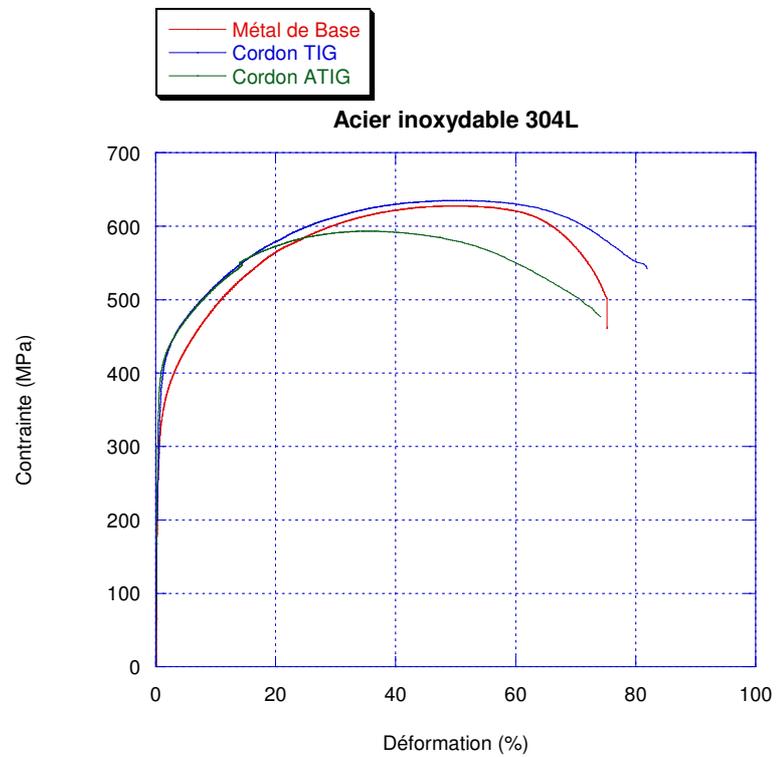


FIG. 4.16 – Bilan des courbes de traction conventionnelles

La limite d'élasticité du métal de base est déterminée expérimentalement à  $284 \text{ MPa}$ . L'écart positif de l'ordre de  $70 \text{ MPa}$  par rapport à la valeur théorique [Matweb, 2005] est justifié par l'écrouissage induit lors du laminage des tôles. Pour les deux procédés de soudage (TIG ou A-TIG), la limite d'élasticité de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement du cordon réalisé est supérieure d'environ  $60 \text{ MPa}$  par rapport au métal de base. En effet, la présence de la phase  $\delta$  fait augmenter la limite d'élasticité de l'acier inoxydable par rapport à la phase austénitique constituant le métal de base.

L'écart de limite d'élasticité de  $5 \text{ MPa}$  entre les procédés TIG et A-TIG est de l'ordre de grandeur de l'incertitude de mesure. La présence d'inclusions dans la zone fondue n'a donc pas d'incidence sur la valeur de  $Re_{0,2}$ . Pour l'acier inoxydable 304, Lin *et al.* [2001] indique une baisse du même ordre de grandeur ( $8 \text{ MPa}$ ) entre le procédé TIG et le procédé A-TIG avec  $SiO_2$ .

Les dimensionnement en statique des ensembles mécano-soudés prennent en compte cette valeur. Dans ce cas, le procédé A-TIG présente l'avantage de multiplier par trois les épaisseurs soudables par rapport au procédé TIG, sans diminuer la limite d'élasticité.

La résistance mécanique du métal de base est également sensible à l'écrouissage. Elle est mesurée à  $628 \text{ MPa}$  au lieu de  $564 \text{ MPa}$  à l'état recuit théorique [Matweb, 2005]. Dans la zone fondue par le procédé TIG, la résistance mécanique est très proche de celle du métal de base.

Pour le procédé A-TIG, la valeur de  $R_m$  chute de  $50 \text{ MPa}$ , soit environ 8 % comparative-ment au procédé TIG. Les faibles modifications métallurgiques ne sont pas la seule cause de tels écarts. La présence d'inclusions permet également de justifier la baisse de  $R_m$ , cette partie est détaillée dans le paragraphe 4.4. Néanmoins, la baisse de résistance mécanique doit être comparée à la valeur normalisée du métal de base. Ainsi, la baisse relative de résistance mécanique des joints soudés par le procédé A-TIG principalement due à l'influence des inclusions n'est pas préjudiciable.

Pour les aciers au carbone et aciers faiblement alliés, il existe des corrélations empiriques entre la dureté et la résistance à la traction présentées par une relation simplifiée dans l'équation 4.1 [Ashby et Jones, 1998].

$$R_m(\text{MPa}) = 3 H_v \quad (4.1)$$

Dans cette étude, il est également possible d'établir la même relation linéaire entre  $R_m$  et  $H_v$  pour le cas de l'acier inoxydable 304L. Cette relation vérifie la cohérence mutuelle des résultats expérimentaux issus des filiations de dureté et des courbes de traction pour les différentes zones du joint soudé réalisé par les procédés TIG et A-TIG.

#### 4.4.2.2 Validation numérique de l'essai de traction

**4.4.2.2.1 Introduction** L'opération de soudage induit dans la structure soudée un fort gradient thermique. L'histoire thermique locale confère en chaque point des propriétés mécaniques propres. Ainsi, l'ensemble mécano-soudé est une structure dont le comportement devient hétérogène.

En première approximation, l'ensemble mécano-soudé est généralement modélisé par trois sous-domaines distinctifs ; la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB). Chaque sous-domaine est considéré homogène. En pratique, les limites des sous-domaines sont identifiés approximativement par des mesures de microdureté.

Pour identifier le comportement de chaque zone, et en particulier l'influence des inclusions dans la zone fondue, des essais de traction avec extensométrie optique ont été réalisés.

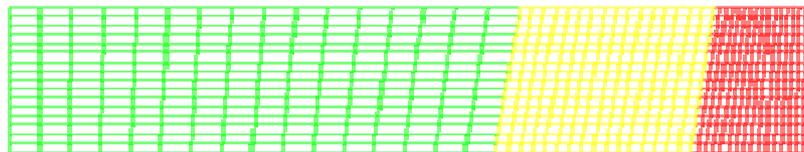
Dans cette manipulation, la fenêtre de corrélation doit être suffisamment petite pour considérer le domaine homogène. Or, dans le cas du joint soudé, la taille de la zone observée est suffisamment importante pour représenter un domaine hétérogène. Le comportement moyen décrit par cette méthode est donc dépendant de l'appréciation des limites géométriques du domaine mais aussi du choix d'une valeur moyenne représentative.

Par ailleurs, dans la méthode d'extensométrie optique, les défauts du mouchetis perturbent la corrélation d'images. Ces défauts sont dilatés pour des déformations importantes et peuvent engendrer localement des erreurs de corrélation qui apparaissent, dans les résultats, sous forme de petites hétérogénéités. Ces artefacts peuvent également affecter l'interprétation du champ de déformations dans la zone de corrélation.

L'objectif de cette partie est donc de valider l'identification du comportement des différentes zones à partir de la simulation numérique. Il s'agit de vérifier que l'hypothèse des domaines homogènes convienne pour représenter le comportement de chaque domaine et que la structure composée des différents domaines soit modélisée fidèlement.

**4.4.2.2 Formulation du problème** La simulation de l'essai de traction est réalisée à l'aide du code de calcul éléments finis *Cast3M*, développé par le CEA. Les travaux de [Genevois \[2004\]](#) présente un cas similaire pour le procédé Friction Stir Welding dont nous nous sommes inspirés.

Le joint soudé est modélisé dans un plan symétrique par une structure composée de trois domaines qui sont représentés dans la figure 4.17 ; le métal de base (MB) en vert, la zone affectée thermiquement (ZAT) en jaune et la zone fondue (ZF) en rouge.



©2012011 Université de Bordeaux - OUI REPT

FIG. 4.17 – Schéma de principe des trois domaines homogènes assemblés modélisant un joint soudé

Chaque domaine est considéré homogène. Il peut être décrit par une loi de comportement élasto-plastique issue de l'expérimentation. L'érouissage est décrit jusqu'à la résistance mécanique du domaine, le modèle ne prend pas en compte de lois d'endommagement.

Les conditions aux limites sont, d'une part, un encastrement au niveau du métal de base (à gauche de la structure de la figure 4.17) et, d'autre part, un déplacement imposé au niveau de la zone fondue (à droite de la structure de la figure 4.17). Le déplacement maximal est déduit de l'allongement de la zone utile de l'éprouvette de traction.

Le problème mécanique est résolu en déformations planes par interpolation quadratique. Le maillage est constitué de 256 éléments par domaine.

**4.4.2.2.3 Résultats** La cartographie du champ de déformations est représentée par la figure 4.18 pour une déformation globale de 27,3%. Cette valeur correspond à la limite imposée par la détermination partielle de la loi de comportement jusqu'à la contrainte équivalente à la résistance mécanique du domaine le plus faible. La simulation fait apparaître une localisation des déformations dans la zone fondue. La valeur moyenne des déformations dans ce domaine est évaluée autour de 32%. Expérimentalement, la localisation à ce taux de déformation conduit irrémédiablement à la striction puis la rupture dans ce domaine. Par la suite, il serait souhaitable d'introduire une loi de type écrouissage avec endommagement pour décrire cette phase de ruine de la structure.

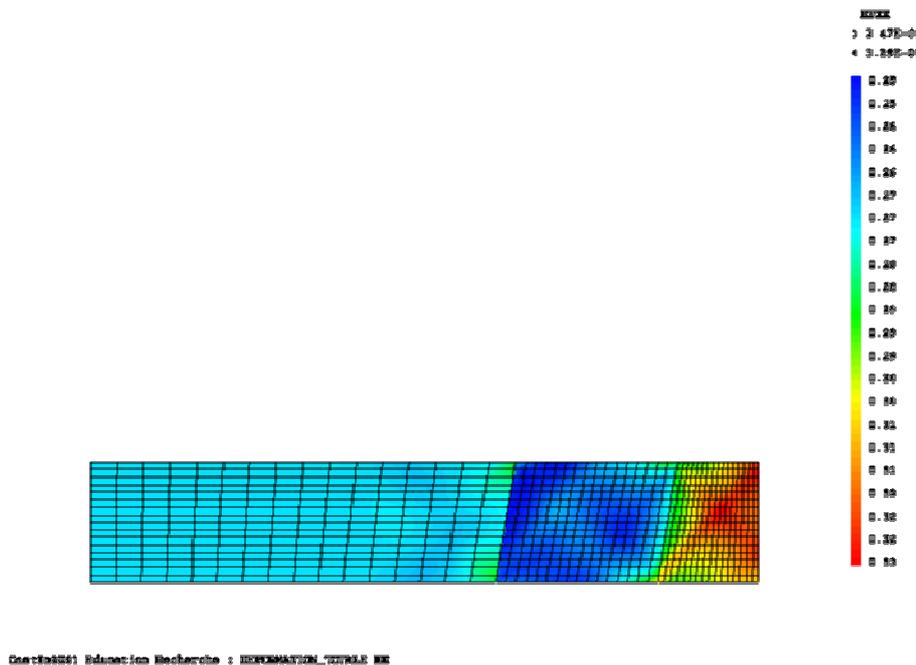
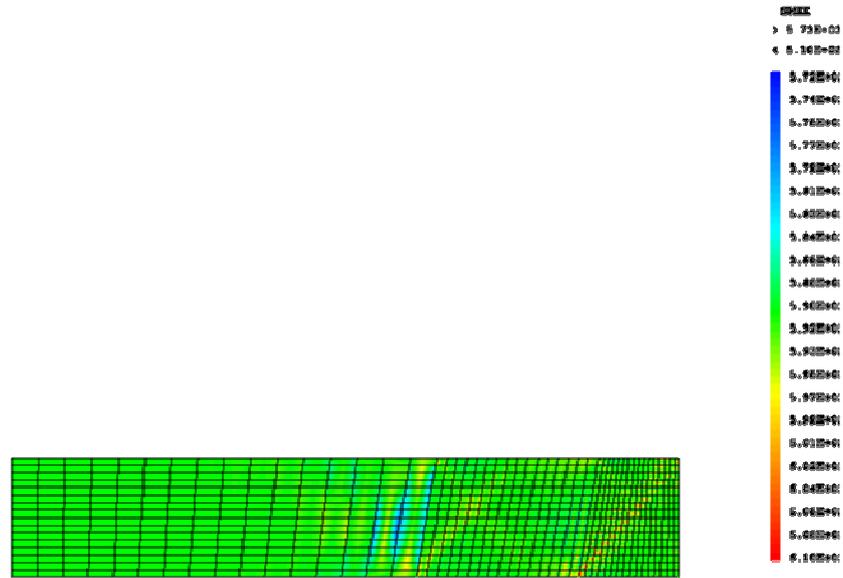


FIG. 4.18 – *Champ de déformations dans l'éprouvette soudée*

La simulation de l'essai de traction vérifie la continuité des efforts dans l'éprouvette. Cela se traduit pour une section normale homogène par la continuité des contraintes (Figure 4.19). Les faibles oscillations autour de la valeur de  $590\text{ MPa}$  sont dues à des problèmes numériques de localisation aux frontières des domaines et ne représentent en aucun cas une cause physique.

Le comportement global de la structure est décrit dans la figure 4.20. Pour déterminer la courbe expérimentale, le déplacement dans la zone utile est assimilé au déplacement de la traverse. Cette hypothèse est raisonnable compte-tenu de la taille des éprouvettes. En effet, les efforts associés sont faibles et limitent la déformation du bâti de la machine de traction. La comparaison avec la courbe issue de la simulation numérique indique une estimation approximative de la structure composée par les trois domaines homogènes. L'écart de l'ordre de 7% dans le domaine non linéaire est toutefois convenable compte tenu de l'incertitude sur la taille des domaines et la mesure moyenne des déformations.

**4.4.2.2.4 Bilan** La simulation numérique d'une structure constituée de trois domaines homogènes valide l'essai de traction du joint soudé. Le comportement global est sous-estimé par la simulation numérique à cause d'une description approximative de la géométrie et des propriétés de chaque domaine. Mais l'écart est acceptable. Ce modèle simple donne donc des résultats



Castem2021 Mission Recherche à CENTRALE SUJ

FIG. 4.19 – Répartition des contraintes de von Mises dans l'éprouvette

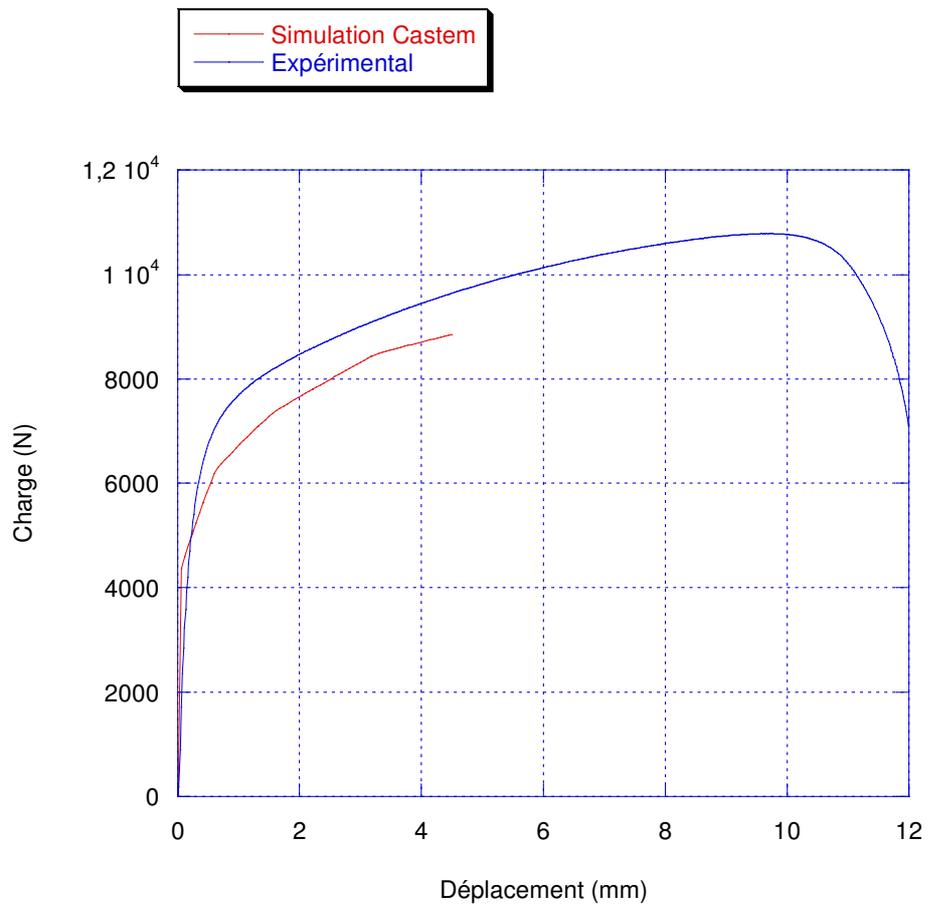


FIG. 4.20 – Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique

satisfaisants en accord avec l'expérimental pour représenter le comportement d'une structure hétérogène complexe.

## 4.5 Analyse de la rupture

Les figures 4.21, 4.22 et 4.23 représentent respectivement les faciès de rupture observés au MEB pour les éprouvettes du métal de base, TIG et A-TIG (pour un grossissement identique). Pour les deux derniers cas, la rupture survient systématiquement dans la zone fondue.

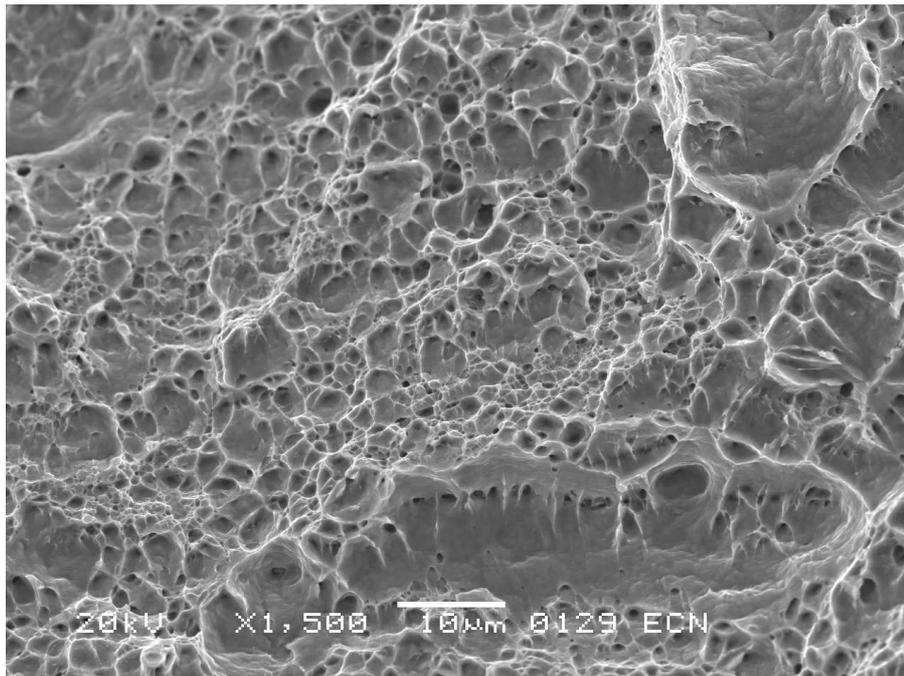


FIG. 4.21 – *Faciès de rupture dans le métal de base*

Pour la rupture ductile des matériaux métalliques, une cavitation apparaît généralement à partir de défauts de taille cristallographique. La croissance puis la coalescence de ces cavités aboutissent à un faciès de rupture dit “à cupules”. Cette description phénoménologique proposée par [Gurland et Plateau \[1963\]](#) est illustrée par la figure 4.24.

Pour les trois cas de l'étude, la présence de cupules suppose donc une rupture ductile du matériau évidente au vu des courbes de traction. La taille de ces cupules est cependant variable selon le type d'éprouvettes. En particulier, pour la ligne de fusion A-TIG, les cupules sont de 5 à 10 fois plus grandes que dans les deux autres cas.

Le comportement ductile des ruptures est confirmé par des essais de résilience Charpy effectués par [Perry \[2000\]](#) dans les différents domaines du joint soudé A-TIG du même acier inoxydable 304L. Le tableau 4.3 donne les énergies de rupture correspondantes à chacun de ces domaines. Les faibles écarts entre les différents domaines ne sont pas significatifs .

De plus, des inclusions de forme sphérique et dont la taille varie entre 1 à 2  $\mu\text{m}$  sont retrouvées au fond d'une majorité de cupules. Ces inclusions ont préalablement été observées dans la figure 4.8 de l'étude microscopique de la zone fondue. Une étude détaillée est consacrée à l'analyse complète de ces inclusions dans le chapitre 5.

Lors de l'endommagement, les inclusions présentes dans la zone fondue A-TIG provoquent

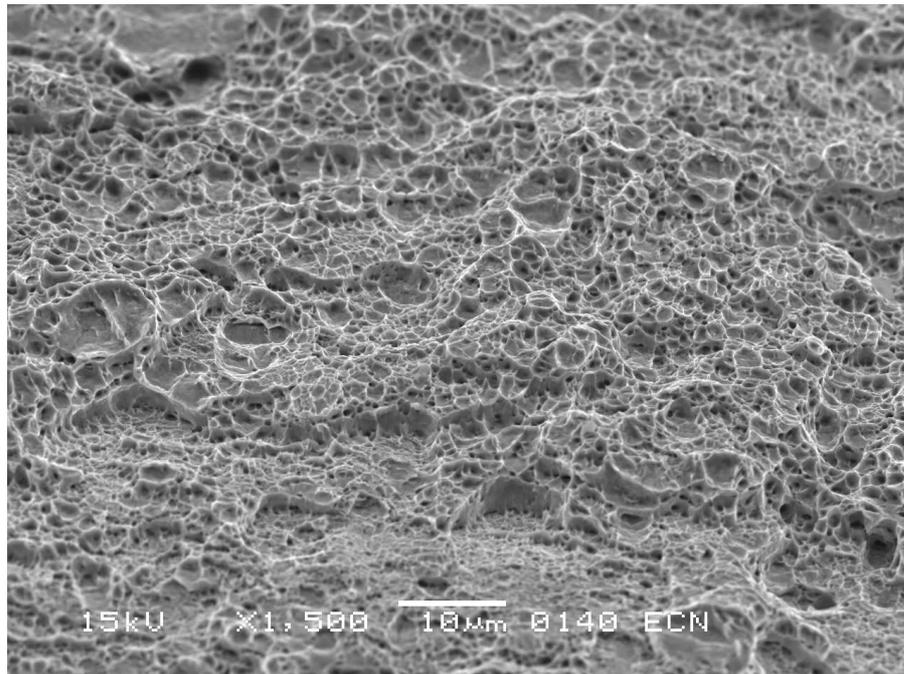


FIG. 4.22 – *Faciès de rupture dans la zone fondue par le procédé TIG*

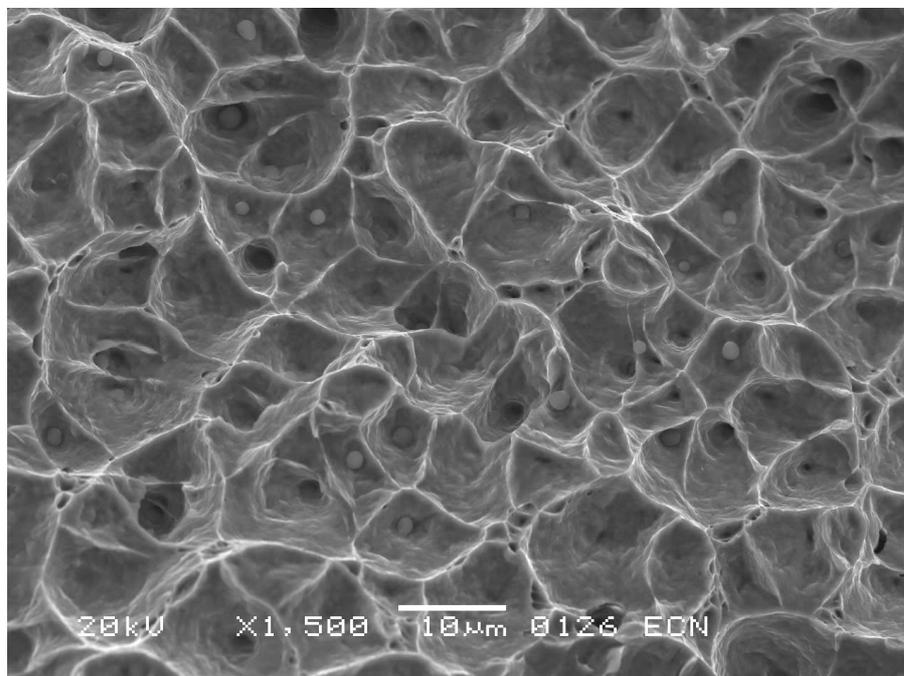


FIG. 4.23 – *Faciès de rupture dans la zone fondue par le procédé A-TIG*

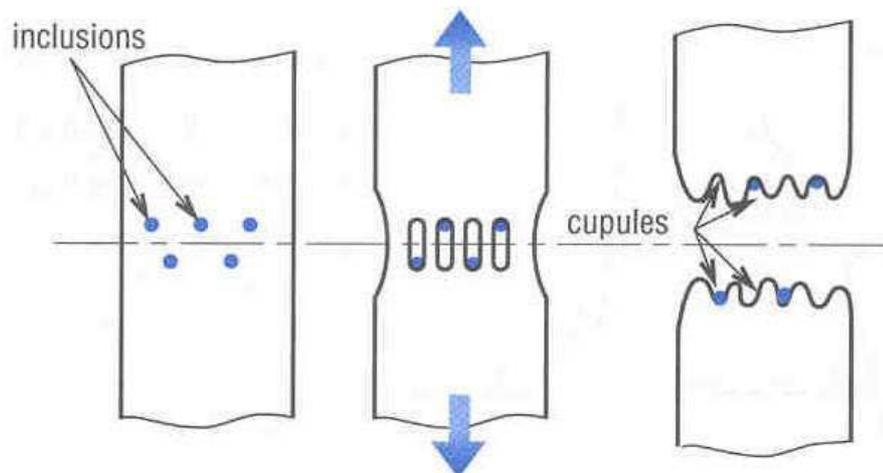


FIG. 4.24 – Schéma de principe de la formation des cupules en rupture ductile [Barralis et Maeder, 1997]

Métal de base	198 $J/cm^2$
Zone affectée thermiquement	218 $J/cm^2$
Zone fondue	195 $J/cm^2$

TAB. 4.3 – Énergies de rupture des différents domaines d'un cordon A-TIG pour un acier inoxydable 304L

une cavitation à un stade précoce de la plastification du métal. La cavitation intervient donc pour des contraintes inférieures en présence de ces inclusions de taille importante par rapport à celle du métal de base.

L'accélération du mécanisme de la rupture ductile permet d'expliquer la baisse de la résistance mécanique dans la section fondue du procédé A-TIG par rapport au procédé TIG.

## 4.6 Bilan

Lors du soudage A-TIG de l'acier inoxydable 304L, la contribution de la silice conduit à des modifications géométriques importantes à cause d'une distribution thermique différente de celle du procédé TIG et des vitesses de brassage importantes dans la zone fondue. Cela engendre non seulement des variations de profil de la ligne de fusion mais également une cinétique de refroidissement différente par rapport au procédé TIG. La structure de l'ensemble mécano-soudé est donc affectée par la contribution du flux activant.

L'orientation des axes de solidification des grains est différente en procédé A-TIG par rapport au procédé TIG du fait du profil très différent. De plus, les vitesses de brassage importantes en soudage A-TIG favorisent également la formation de grains équiaxes. Enfin, des inclusions sont observées dans la zone fondue en soudage A-TIG, elles seront identifiées dans le chapitre 5.

Une méthode d'extensométrie optique est mise au point pour caractériser chaque zone du joint soudé. Pour ce faire, l'ensemble est considéré comme une structure composée de trois domaines homogènes. Cette hypothèse est validée par la simulation numérique de l'essai de traction avec le code de calcul *Cast3M*.

Le comportement mécanique de la zone fondue est influencé par les modifications métallurgiques inhérentes au procédé A-TIG. Bien que la limite d'élasticité soit inchangée, la présence d'inclusions conduit à une rupture ductile prématurée de cette zone. La résistance mécanique baisse d'environ 50 MPa entre les procédés TIG et A-TIG.

Cependant, l'analyse de la baisse relative de résistance mécanique des joints soudés par le procédé A-TIG doit être nuancée. En effet, pour des épaisseurs soudées supérieures à 3 mm, la technologie TIG requiert un chanfrein qui doit être comblé par un métal d'apport lors de multiples passes. Ce protocole occasionne une chute des propriétés mécaniques. La comparaison objective de la résistance mécanique des structures obtenues par les deux procédés devrait être étudiée pour des épaisseurs soudées identiques.

En complément de ces travaux, une étude en fatigue des joints soudés semble nécessaire dans le but d'illustrer l'influence des inclusions sur la limite d'endurance de ces joints. Une étude de corrosion des joints soudés par le procédé A-TIG paraît également judicieuse afin de vérifier l'influence des inclusions sur la dégradation de la zone fondue au cours du temps.



## Chapitre 5

# Contribution de la silice au soudage TIG de différents alliages métalliques

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b>	83
<b>4.2</b>	<b>Protocole expérimental</b>	84
<b>4.3</b>	<b>Analyse métallographique des joints soudés</b>	86
<b>4.4</b>	<b>Essais mécaniques</b>	94
4.4.1	Filiation de dureté	94
4.4.2	Traction des joints soudés	95
<b>4.5</b>	<b>Analyse de la rupture</b>	102
<b>4.6</b>	<b>Bilan</b>	105

---

### 5.1 Introduction

Le développement des flux activants a conduit à des formulations complexes de sels minéraux permettant d'obtenir des joints soudés de qualité et fortement pénétrés. Ces applications concernent essentiellement le soudage des aciers bas carbone [Sire et Marya, 2002a; Fan *et al.*, 2001a] et inoxydables [Modenesi *et al.*, 2000; Lu *et al.*, 2002]. Parmi les flux activants les plus efficaces (Tableau 2.1), la silice ( $SiO_2$ ) est citée comme le meilleur candidat pour le soudage ATIG des alliages ferreux. Les auteurs relèvent l'intervention de la silice à deux niveaux :

- action de constriction de l'arc par les ions  $SiO^-$  [Middel, 2000];
- action tensioactive de  $O$  dans le bain de fusion [Middel, 2000; Lu *et al.*, 2004b].

Une autre propriété de la silice a été récemment mise à profit pour le développement d'une nouvelle technique. En effet, la résistivité électrique de la silice a été mise en évidence par Sire et Marya [2002a] sur un acier bas carbone. Afin de bénéficier de cette propriété physique du flux, la méthode consiste à déposer deux bandes de flux séparées par un espace noté  $x$ . Dans cette configuration, les électrons sont dirigés dans l'espace de moindre résistance entre les deux bandes de flux. Ainsi, la réduction de la tache anodique provoque une augmentation de la densité d'énergie qui conduit à une augmentation de la pénétration et une réduction de la largeur du joint soudé. Ce nouveau procédé est appelé *Flux Bounded-TIG* (FB-TIG).

Actuellement, le procédé FB-TIG est uniquement utilisé pour le soudage en mode alternatif (AC) de l'aluminium et de ses alliages avec un dépôt de silice [Sire *et al.*, 2002].

Au travers de ces deux applications, A-TIG ou FB-TIG, la silice présente des propriétés physiques qui favorisent, pour différentes raisons, la formation de joints soudés pénétrés. L'objectif de ce chapitre est donc de discerner le rôle exact de ce flux activant, selon le matériau et la disposition du flux en un dépôt d'une bande unique ou de deux bandes séparées.

En outre, il s'agit d'évaluer les différences entre les deux procédés A-TIG et FB-TIG et de définir ainsi les propriétés physiques de la silice à l'origine de l'efficacité de ce flux activant.

De plus, l'emploi de métaux et alliages dont les propriétés sont très différentes a pour but de relier l'efficacité du procédé de soudage avec les propriétés physiques du matériau soudé. Pour compléter l'interprétation, le  $SiO_2$  est comparé à l'oxyde de magnésium ( $MgO$ ) qui a été choisi pour sa résistivité électrique particulièrement élevée à haute température [Benard, 1962].

Enfin, l'intervention des flux activateurs définie dans cette partie est modélisée à partir des interprétations expérimentales. Le modèle est présenté dans une simulation numérique de la formation du bain de fusion. Le but de cette modélisation est de qualifier la prépondérance de l'action des flux activateurs dans l'arc ou dans le bain de fusion. Ce modèle est appliqué au cas du soudage de l'acier inoxydable 304L.

## 5.2 Protocole expérimental

Des lignes de fusion sont réalisées sur cinq métaux et alliages de nature différente ; un cuivre électrolytique ( $Cu99.99$ ), un aluminium commercialement pur ( $A1050$ ), un acier bas carbone ( $S235$ ), un acier inoxydable austénitique ( $304L$ ) ainsi qu'un titane commercialement pur ( $T40$ ). La composition de chacun des métaux et alliages est récapitulée dans le tableau 5.1.

<b>Cu99.99</b>	<i>O</i>	<i>Cu</i>							
Taux (%)	< 0,01	<i>Bal.</i>							
<b>A1050</b>	<i>Cu</i>	<i>Mg</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	
Taux (%)	0,05	0,05	0,25	0,4	0,05	0,07	0,05	<i>Bal.</i>	
<b>S235</b>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>			
Taux (%)	< 0,17	1,4	0,04	0,04	–	<i>Bal.</i>			
<b>304L</b>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>	<i>N</i>
Taux (%)	0,016	0,44	1,01	0,025	0,001	18,26	10,11	0,11	0,042
<b>T40</b>	<i>N</i>	<i>C</i>	<i>H</i>	<i>F</i>	<i>O</i>	<i>Ti</i>			
Taux (%)	0,03	0,06	0,002	0,038	0,06	<i>Bal.</i>			

TAB. 5.1 – Éléments constituant les métaux et alliages de l'étude

Les alliages sont sélectionnés pour leur usage courant en industrie ainsi que pour la diversité de leurs propriétés physiques dont les plus importantes sont reportées dans le tableau 5.2.

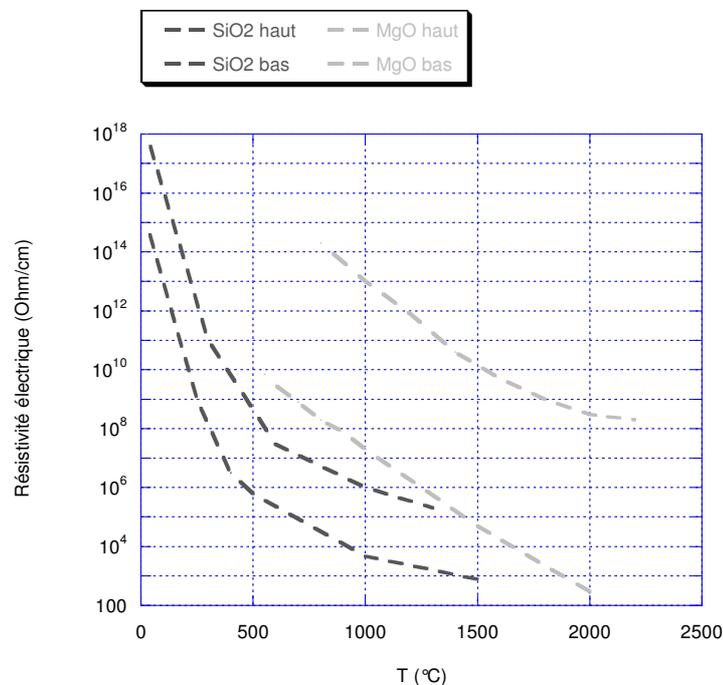
Pour tous ces matériaux, des lignes de fusion sont effectuées selon trois configurations :

- TIG : sans flux activant ;
- A-TIG ( $x = 0$ ) : avec un dépôt de flux activant en une bande unique ;

	<i>Cu99.99</i>	<i>A1050</i>	<i>S235</i>	<i>304L</i>	<i>T40</i>
$\rho(\text{g/cm}^3)$	8,9	2,7	7,8	8,0	4,5
$T_f(^\circ\text{C})$	1083	657	1535	1421	1665
$\kappa(\text{J/m.s.}^\circ\text{C})$	383	231	40	16,3	16,4
$c_p(\text{J/g.}^\circ\text{C})$	0,39	0,90	0,48	0,50	0,52
$L_f(\text{J/g})$	205	390	272	272	325
$\alpha(\mu\text{m/m.}^\circ\text{C})$	17,7	25,5	14,2	18,7	9,7

TAB. 5.2 – Principales propriétés physiques des métaux et alliages de l'étude

- A-TIG ( $x = 2$ ): avec un dépôt de flux activant en deux bandes séparées d'un espace "x" de 2mm qui correspond à la configuration proposée par Sire *et al.* [2002] et choisie pour le soudage FB-TIG.

FIG. 5.1 – Résistivité électrique de  $\text{SiO}_2$  vitreux et de  $\text{MgO}$  en fonction de la température, d'après Benard [1962]

Pour le procédé ATIG, deux flux sont utilisés ; il s'agit de la silice ( $\text{SiO}_2$ ) et de la magnésie ( $\text{MgO}$ ). La silice est utilisée pour son influence prépondérante dans la formation du bain de fusion. La magnésie est choisie afin d'évaluer l'influence de la résistivité électrique. En effet, Benard [1962] indique que la résistivité électrique de  $\text{MgO}$  est supérieure à celle de  $\text{SiO}_2$  à haute température. Son évolution en fonction de la température est reportée en figure 5.1. Les valeurs obtenues à partir de la collecte de différents résultats de la bibliographie sont situées dans l'intervalle défini par les lignes pointillées pour chaque oxyde.

De manière à garantir des résultats comparables, les conditions expérimentales de soudage sont identiques pour toutes les lignes de fusion quels que soient le matériau et le flux utilisés. Ainsi, les seules différences observées sont dues aux actions du flux activant et du matériau au niveau de l'arc électrique et entre eux. Les paramètres opératoires choisis pour réaliser les lignes

de fusion sont indiqués dans le tableau 5.3. En complément, les paramètres spécifiques de dépôt du flux activant sont recensés dans le tableau 5.4.

Paramètres	Valeurs
Dimensions des tôles	100 * 40 * 10 mm
Longueur de la ligne de fusion	80 mm
Mode de courant	DC – EN
Courant de soudage	150 A
Vitesse de soudage	200 mm.min <sup>-1</sup>
Longueur d'arc	2 mm
Composition de l'électrode	W + 2% ThO <sub>2</sub>
Diamètre de l'électrode	2,4 mm
Angle d'affûtage	30°
Gaz de protection	Argon
Débit du gaz	12 l.min <sup>-1</sup>

TAB. 5.3 – Paramètres opératoires de réalisation des lignes de fusion

Paramètres	Valeurs
Flux activant	SiO <sub>2</sub> /MgO
Solvant	Acetone
Épaisseur de dépôt	50 μm
Écartement des bandes de flux activant	0/2 mm

TAB. 5.4 – Paramètres de dépôt du flux activant

Certains choix des conditions expérimentales peuvent paraître discutables, en particulier, de souder l'aluminium sous une protection Argon en courant continu. Cependant, l'objectif de cette étude n'est pas d'optimiser un procédé pour un matériau donné mais d'obtenir des résultats comparables. De plus, l'hélium utilisé comme gaz de protection limite l'influence du flux activant [Anderson, 1995; Rückert, 2002].

Lorsque les lignes de fusion sont réalisées, chaque éprouvette est découpée, polie et attaquée chimiquement afin de mettre en évidence les sections fondues en coupe transversale à l'aide d'une loupe binoculaire. Les pénétrations  $P$  et largeurs  $L$  des lignes de fusion sont mesurées à partir des observations macrographiques. En complément, les tensions d'arc  $U$  sont contrôlées afin de mettre en évidence les variations des paramètres électriques en fonction de la présence, de la nature et de la configuration du flux.

Enfin, les sections fondues sont observées au Microscope Électronique à Balayage (MEB) afin de mettre en évidence une éventuelle pollution des lignes de fusion. En complément, l'analyse EDSX (Energy Dispersive Spectrometry of X-rays) permet d'identifier les éléments présents dans la zone fondue, constituant une phase ou sous forme d'inclusions.

## 5.3 Résultats

### 5.3.1 Modifications géométriques

La présence de flux activant ( $SiO_2$  ou  $MgO$ ) modifie fortement les profils géométriques des lignes de fusion. La figure 5.2 met en évidence les pénétrations des lignes de fusion des cinq matériaux obtenues selon les trois configurations TIG, A-TIG ( $x = 2\text{ mm}$ ) et A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ ); le  $SiO_2$  étant utilisé comme flux activant pour les deux dernières configurations.

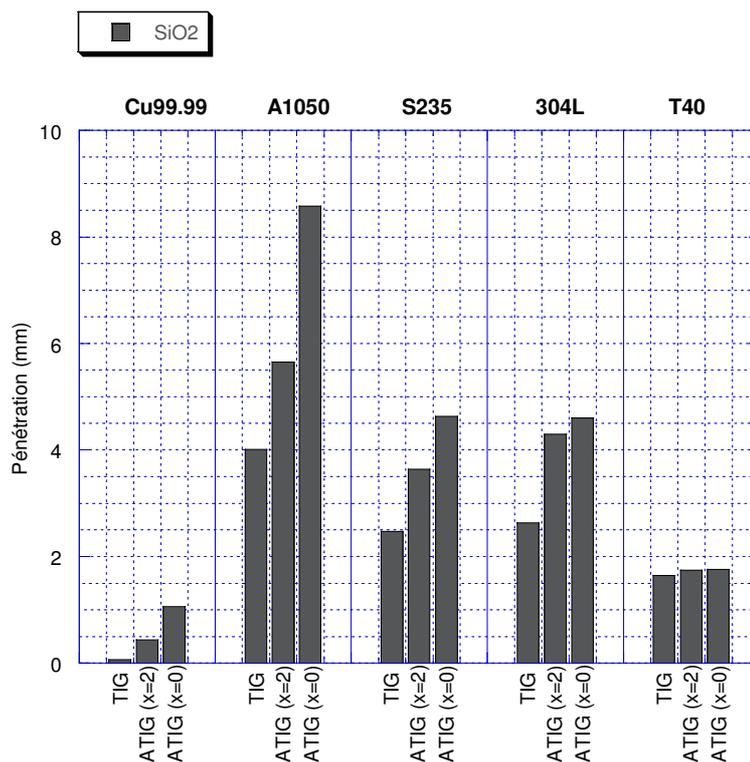


FIG. 5.2 – Pénétration des joints soudés en TIG et A-TIG ( $x = 0$ ) avec  $SiO_2$

En complément, les pénétrations des lignes de fusion réalisées avec  $SiO_2$  et  $MgO$  (en configuration A-TIG,  $x = 2\text{ mm}$ ) sont comparées afin de mettre en évidence leur efficacité respective (Figure 5.3). La comparaison est menée dans une configuration avec un écartement entre les deux bandes de flux activant ( $x = 2\text{ mm}$ ) dans le but de déceler un éventuel effet résistif en fonction de la résistivité électrique du flux activant.

Au regard des résultats expérimentaux, les deux flux activateurs contribuent à l'augmentation de pénétration quels que soient le matériau et la configuration. L'exemple le plus significatif est certainement celui du  $Cu99.99$  pour lequel la pénétration de la ligne de fusion croît jusqu'à  $1,1\text{ mm}$  en soudage A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ ) avec  $SiO_2$  alors que le procédé TIG ne produisait qu'une brûlure superficielle ( $< 0,1\text{ mm}$ ). La pénétration est multipliée par 15. Pour tous les autres matériaux hormis le T40 (S235, 304L, A1050), la pénétration en A-TIG avec  $SiO_2$  correspond en moyenne au double de la pénétration obtenue en procédé TIG. Pour le titane T40, la variation de pénétration avec flux est négligeable par rapport à la ligne de fusion initiale sans flux.  $SiO_2$  et  $MgO$  n'ont pas d'effet significatif sur les paramètres géométriques pour le soudage du titane.

De plus, un écartement des bandes de flux activant nul ( $x = 0\text{ mm}$ ) conduit toujours à des lignes de fusion plus pénétrées qu'un écartement  $x = 2\text{ mm}$ . Dans le cas de l'aluminium

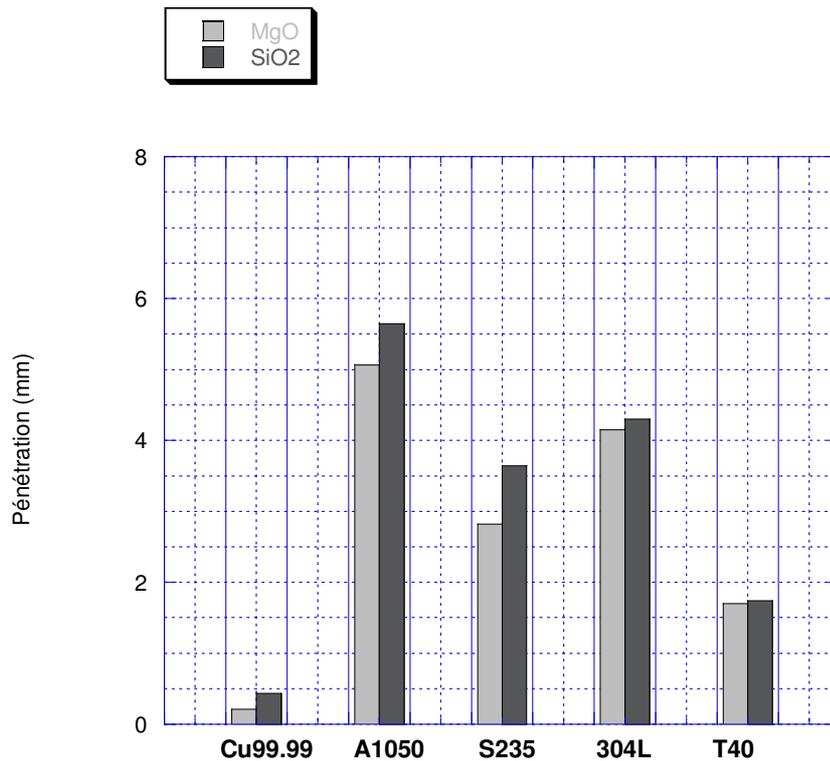


FIG. 5.3 – Pénétration des joints soudés en A-TIG ( $x = 2$ ) avec  $SiO_2$  et  $MgO$

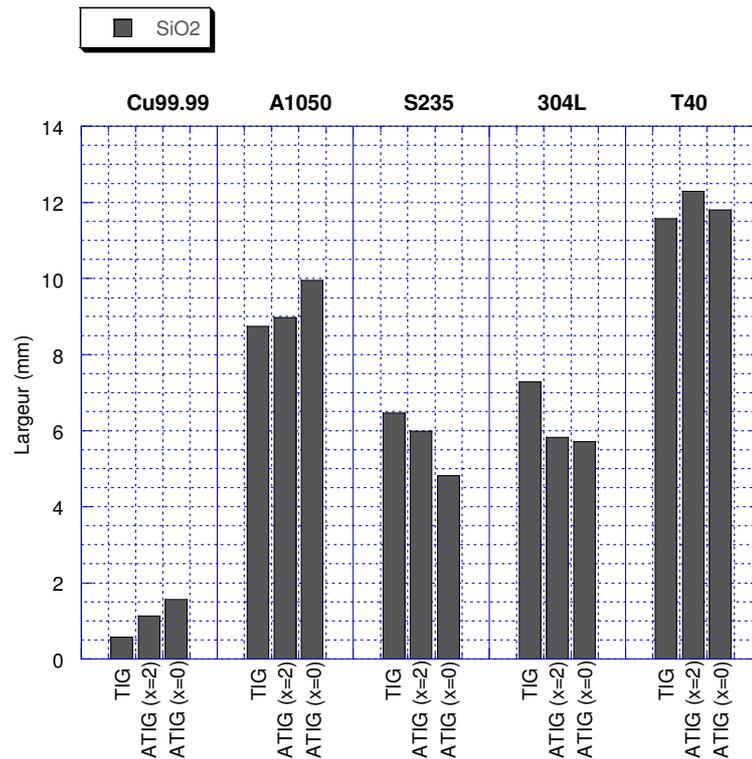
par exemple, le procédé A-TIG avec  $SiO_2$  permet d'atteindre des pénétrations de 8,6 mm avec  $x = 0$  mm au lieu de 5,6 mm avec  $x = 2$  mm. La différence entre les deux configurations est moins prononcée pour les alliages ferreux mais n'est pas négligeable pour autant. Les valeurs de pénétration obtenues pour le cuivre sont faibles pour les deux configurations. Mais la pénétration obtenue avec deux bandes de flux activant ( $x = 2$  mm) représente néanmoins la moitié de celle avec  $x = 0$  mm.

D'après la figure 5.3, l'utilisation de  $SiO_2$  permet d'obtenir systématiquement des pénétrations plus importantes qu'avec  $MgO$  quel que soit le matériau testé. Pour le S235 par exemple,  $P = 3,6$  mm avec  $SiO_2$  au lieu de 2,8 mm avec  $MgO$ . Cependant, cette différence est quasiment négligeable dans le cas de T40 et 304L.

En complément des informations sur les valeurs de pénétration, la figure 5.4 présente les largeurs des lignes de fusion obtenues pour les trois configurations TIG, A-TIG ( $x = 2$  mm) et A-TIG ( $x = 0$  mm) avec l'utilisation du flux  $SiO_2$  pour les deux derniers. Les faibles variations de largeur pour le T40 ne sont pas commentées du fait de la faible influence des flux sur la pénétration des cordons. Pour les autres matériaux, deux cas distincts apparaissent :

- la largeur des cordons augmente avec l'application de  $SiO_2$  pour le Cu99.99 et le A1050;
- la largeur des cordons diminue avec l'application de  $SiO_2$  pour le 304L et le S235.

En A-TIG ( $x = 0$  mm), l'augmentation de la largeur des cordons, par rapport au procédé TIG, est quasiment égale à 1 mm pour le Cu99.99 et le A1050 alors que la contraction des cordons observée pour le S235 et le 304L est d'environ 1,5 mm, soit 20 à 25% de la largeur initiale en TIG. Quand  $x = 2$  mm, le phénomène de contraction ou d'élargissement, selon le matériau,

FIG. 5.4 – Largueur des joints soudés en TIG et A-TIG ( $x = 0$ ) avec  $SiO_2$ 

est toujours moins important qu'avec un écartement nul ( $x = 0$  mm).

Le rapport pénétration sur largeur ( $P/L$ ), sans unité, représente l'efficacité du procédé. Ce rapport est très souvent utilisé par les soudeurs pour qualifier le profils des joints soudés.

Globalement,  $P/L$  ne dépasse pas 0,45 en soudage TIG (Figure 5.5). Pour le T40 et le Cu99.99 qui ont une soudabilité médiocre,  $P/L$  vaut environ 0,1. Cette valeur représente un bain de fusion très mouillant, c'est-à-dire très étalé; ce qui représente un inconvénient majeur du procédé TIG. Pour résoudre ce problème, le procédé TIG est optimisé par la contribution des flux activants.

Le flux activant  $SiO_2$  permet d'atteindre des valeurs de  $P/L$  remarquables, d'environ 0,7 pour le Cu99.99 jusqu'à 0,95 pour le S235 avec  $x = 0$  mm. Des résultats intermédiaires sont obtenus pour  $x = 2$  mm, compris entre 0,35 et 0,75.

Enfin, la surface des sections fondues renseigne sur l'énergie incidente consacrée à la fusion. Elle peut être calculée approximativement comme une demi-ellipse à partir des paramètres géométriques présentés précédemment (Équation 5.1).

$$S = \pi.P.L/4 \quad (5.1)$$

La figure 5.6 présente les valeurs de ces sections calculées à partir des valeurs de pénétration et de largeur de lignes de fusion représentées dans les figures 5.2 et 5.4. Les surfaces de section fondue des cinq matériaux de l'étude sont toujours augmentées avec l'utilisation de  $SiO_2$ , quel que soit  $x$ . Cette augmentation de surface en procédé A-TIG, comparativement au procédé TIG, est considérable pour le Cu99.99 (+450%) ainsi que le A1050 (+150%), remarquable pour le

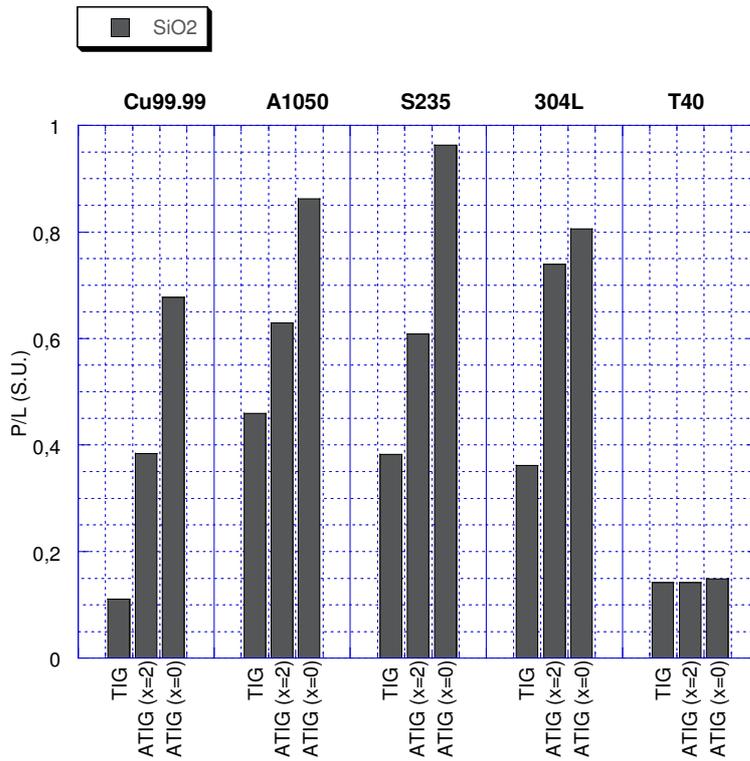


FIG. 5.5 – Rapport P/L des joints soudés en TIG et A-TIG avec SiO<sub>2</sub>

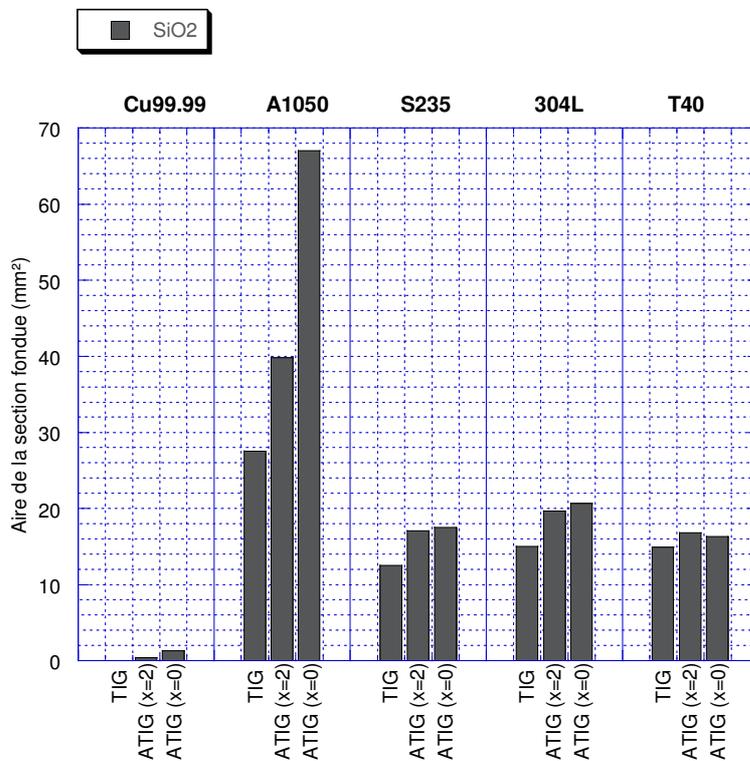


FIG. 5.6 – Aire des sections fondues en TIG et A-TIG avec SiO<sub>2</sub>

*S235* et le *304L* (+40% dans les deux cas) et, enfin, négligeable pour le *T40* ( $\approx 10\%$ , soit à peu près l'erreur de mesure). Pour l'exemple du *Cu99.99*, la grande augmentation de surface est principalement due à la faible valeur initiale obtenue en soudage TIG ; la contribution du flux est, de ce fait, fortement amplifiée.

### 5.3.2 Évolution des paramètres électriques

En soudage, les paramètres électriques acquis se limitent à l'intensité de soudage et à la tension d'arc. L'intensité de soudage est pilotée par le poste de soudage ; la source de courant est suffisamment robuste pour fournir un courant stable. Les variations d'intensité sont donc négligeables.

Par contre, la tension d'arc dépend des conditions de soudage. Les paramètres opératoires, résumés dans le tableau 5.3, ont été fixés pour tous les essais. Seule la nature de l'anode a une influence sur la tension de l'arc. La chute anodique augmente, en particulier, avec la conductivité thermique de la tôle [Lancaster, 1984]. Ainsi, les tensions d'arc mesurées pour le procédé TIG sont variables selon le matériau soudé. La présence de flux activant sur le bord des tôles perturbe également l'arc électrique. Son influence peut être caractérisée par une mesure de la tension d'arc. La figure 5.7 présente les tensions d'arc mesurées pour les procédés TIG et A-TIG ( $x = 0 \text{ mm}$ ).

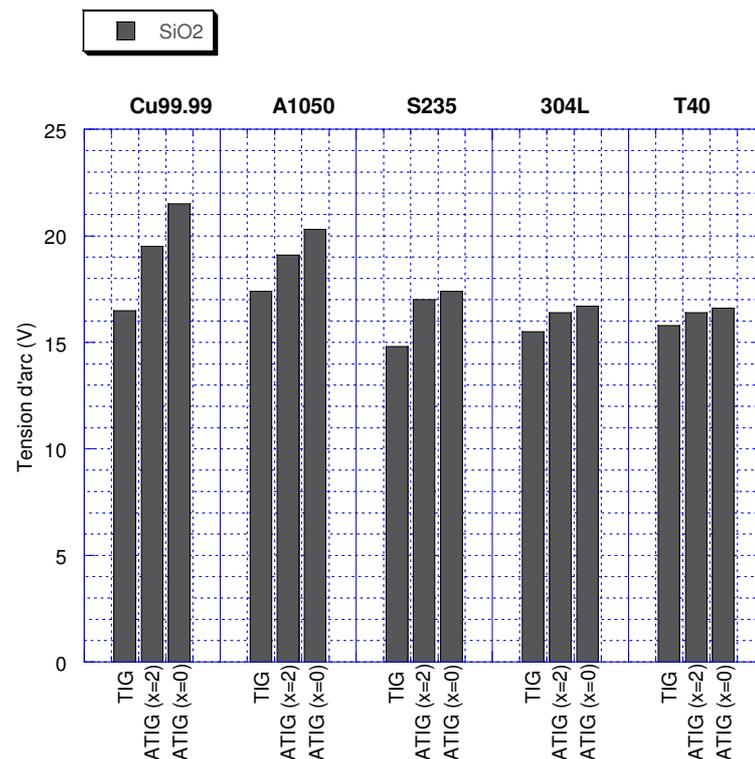


FIG. 5.7 – Tensions d'arc en procédé TIG et A-TIG avec  $SiO_2$

L'application de  $SiO_2$  implique systématiquement une augmentation de la tension d'arc. Par exemple, la tension mesurée lors du soudage du cuivre vaut  $16,5 \text{ V}$  en procédé TIG et  $21,5 \text{ V}$  en A-TIG. Cette variation de  $5 \text{ V}$  (+30%) est uniquement due à la présence du dépôt de  $SiO_2$ . D'autre part, la configuration A-TIG avec une bande de flux unique, implique, de manière générale, une variation de tension plus grande que la configuration avec deux bandes de flux. Dans le cas du *A1050*, l'écart est d'environ  $1 \text{ V}$ . Cet écart est d'autant plus grand que la tension

d'arc pour  $x = 0 \text{ mm}$  est grande.

Par ailleurs, l'influence du flux activant sur la variation de tension est étudiée et présentée en figure 5.8. Pour les deux flux  $MgO$  et  $SiO_2$ , la différence de tension  $\Delta U$ , définie par l'équation 5.2, représente l'intervention du flux activant.

$$\Delta U = U_{A-TIG} - U_{TIG} \quad (5.2)$$

Quel que soit le matériau, l'utilisation de  $MgO$  conduit à une augmentation de la tension d'arc. Mais elle est inférieure à celle correspondant à l'utilisation de  $SiO_2$ . Par exemple, le soudage du  $Cu99.99$  est accompagné d'un saut de tension de  $3 \text{ V}$  avec l'application d'un dépôt de  $SiO_2$  et de seulement  $1,8 \text{ V}$  avec  $MgO$ .

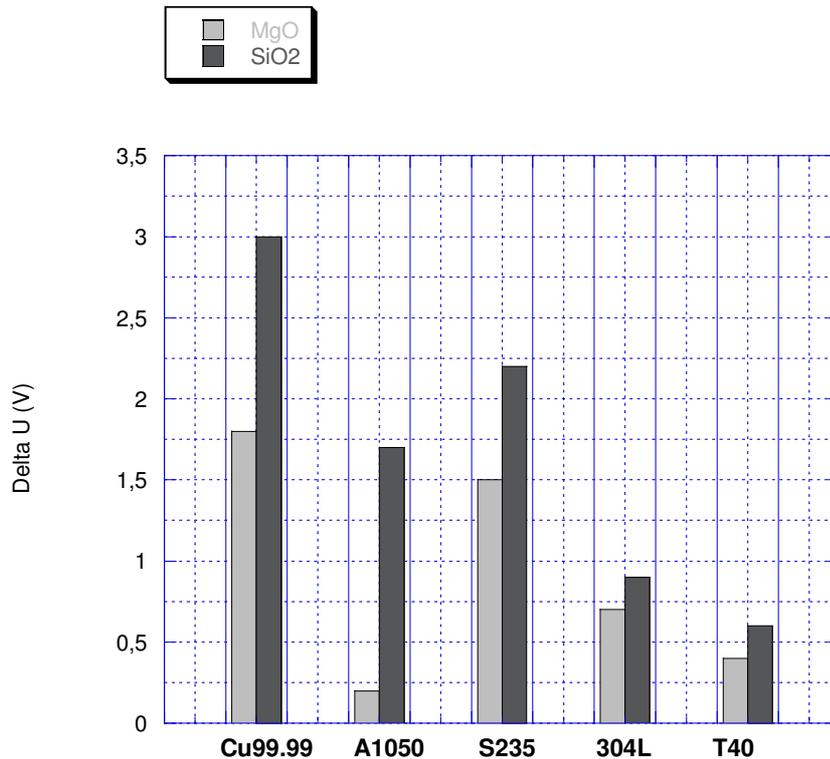


FIG. 5.8 – Différence de tensions d'arc entre le procédé A-TIG ( $x = 2$ ) et le procédé TIG avec  $SiO_2$  et  $MgO$

## 5.4 Interprétations

### 5.4.1 Influence de l'écartement " $x$ " sur la contribution de la silice

Cette étude est menée dans le but d'étendre l'application de  $SiO_2$  et de mettre en évidence les mécanismes qui contribuent à l'amélioration du procédé TIG par utilisation de ce flux activant. En particulier, l'effet "flux bounded" évoqué dans la partie bibliographique (Paragraphe 2.2.3.3) doit être vérifié et spécifié.

Le procédé FB-TIG a été développé pour les alliages d'aluminium. En particulier, Sire [2002] a montré une constriction importante de l'arc électrique provoquée par la disposition des bandes de flux activant de part et d'autre du plan de joint. Les exemples les plus flagrants ont été réalisées en mode alternatif (AC) avec des intensités de soudage faibles ( $< 125 \text{ A}$ ). Pour ces

énergies d'arc relativement modestes, la rigidification de la colonne d'arc est limitée et l'arc électrique peut être déformé aisément. Mais l'augmentation d'intensité qui rigidifie la colonne d'arc, rend difficile la constriction de sa tache anodique. L'effet FB-TIG semble donc limité à des énergies de soudage faibles.

Pour des intensités de soudage supérieures à  $150A$  en mode alternatif (ou environ  $100A$  en mode continu), le dispositif expérimental des deux bandes séparées ne suffit donc plus à canaliser les électrons dans l'espace situé entre ces deux bandes. La seule résistivité électrique n'est donc pas suffisante pour expliquer la contribution de  $SiO_2$  dans cette configuration particulière.

L'observation des résultats expérimentaux de cette étude n'indique pas de tendance particulière lors du soudage avec un dépôt de flux activant en deux bandes séparées par rapport au procédé A-TIG avec une bande unique. La contribution du flux activant conduit à des résultats similaires quel que soit l'écartement ;  $x = 0\text{ mm}$  ou  $x = 2\text{ mm}$ . L'influence du flux activant sur les paramètres géométriques relevés pour  $x = 2\text{ mm}$  est d'ailleurs généralement amplifiée quand  $x = 0\text{ mm}$ .

En particulier, la pénétration des lignes de fusion augmente pour tous les matériaux avec  $x = 2\text{ mm}$  mais augmente d'autant plus avec  $x = 0\text{ mm}$ . De la même manière, le sens de variation de la largeur du bain de fusion par rapport au procédé TIG est identique pour les deux valeurs de  $x$  ; selon le matériau, il s'agit soit d'une contraction soit d'un élargissement de la ligne de fusion. Ainsi, ces observations confirment que les modifications géométriques des lignes de fusion ne proviennent pas spécifiquement du dispositif en deux bandes séparées.

D'autre part, la comparaison avec  $MgO$  dont la résistivité électrique est supérieure à celle de  $SiO_2$  à haute température (Figure 5.1) montre que cette propriété n'influence pas énormément l'action du flux activant sur la géométrie des lignes de fusion. Les performances établies en procédé A-TIG ( $x = 2$ ) sont effectivement toujours inférieures avec  $MgO$  par rapport à  $SiO_2$ . Par exemple, les pénétrations des lignes de fusion obtenues avec  $MgO$  sont plus faibles que celles avec  $SiO_2$ . De ce fait, l'effet "flux bounded" qui peut être expliqué par une grande résistance électrique des bandes de flux déposées n'est pas mis en évidence par l'étude comparative de cet oxyde dans les conditions d'essais.

D'après ces premières observations et remarques concernant les résultats expérimentaux de cette partie, les mécanismes du procédé FB-TIG mettant en œuvre la résistance électrique du flux ne sont pas prépondérants pour le soudage en continu de ces cinq matériaux.

Dans le chapitre 3, un mécanisme unique indépendant de  $x$  est proposé dans le cas du 304L, pour définir l'action de  $SiO_2$  à partir de la quantité de dépôt. Par hypothèse, ce mécanisme peut être étendu aux autres matériaux.

## 5.4.2 Action de la silice

### 5.4.2.1 Action dans l'arc électrique

La présence de flux activant ( $SiO_2$  ou  $MgO$ ) sur les tôles à souder engendre pour tous les matériaux une augmentation de la tension d'arc. En soudage, la tension d'arc peut être définie, d'après la partie 1.2, comme l'addition de trois potentiels (Équation 5.3) ; la chute anodique ( $V_a$ ), la chute cathodique ( $V_c$ ) et la chute de la colonne d'arc ( $\ell.E$ ).

$$U(V) = V_a + V_c + \ell.E \quad (5.3)$$

Lorsque le choix de la cathode est fixé, en particulier la nature, le diamètre et l'angle d'affûtage de la cathode, la chute cathodique est constante. La contribution du flux ne peut avoir lieu qu'au niveau des deux autres termes de l'expression.

D'une part, la présence de flux sur les tôles à souder augmente fortement la résistance de la tache anodique. L'amorçage de l'arc électrique est alors délicat et le risque d'accrochage de l'arc est augmenté. Lorsque l'accrochage de l'arc survient (Figure 5.9(b)), cela implique une augmentation de la longueur de la colonne d'arc qui occasionne une élévation de la tension et une instabilité de la tache anodique. C'est un effet nuisible de l'application de flux qui doit être évité. Quand l'étirement de l'arc survient, en particulier sur les matériaux à bas point de fusion tels que l'aluminium A1050, un écartement des bandes de flux activant est une solution judicieuse afin de stabiliser l'arc électrique (Voir paragraphe 3.4.4).

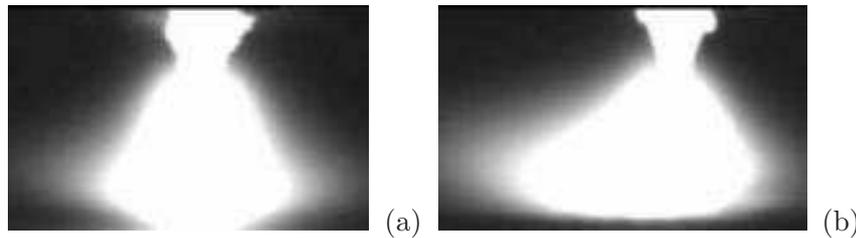


FIG. 5.9 – Vue de côté de l'arc électrique en soudage TIG (a) et soudage A-TIG ( $SiO_2$ ) (b) de l'aluminium A1050

D'autre part, les éléments constituant le flux sont dissociés et enrichissent le plasma d'arc [Gurevitch *et al.*, 1973; Simonik, 1976]. Pour le soudage de l'acier inoxydable 304L avec  $SiO_2$ , Middel et Den Ouden [1998] décrivent une action principale des ions négatifs  $SiO^-$ . La rigidification de la colonne d'arc par ces éléments électriquement actifs induit une augmentation du champ électrique et par conséquent de la tension d'arc. Comme l'énergie nominale  $E_n$  est directement liée à la tension d'arc (Équation 5.4), cette modification électrique conduit à l'obtention de cordons plus pénétrés. De plus, la colonne d'arc étant plus resserrée, la densité d'énergie augmente également avec la participation des éléments issus du flux activant dans l'arc électrique.

$$E_n = \frac{U \cdot I}{V_s} \quad (5.4)$$

L'action des ions  $SiO^-$  dans l'arc électrique est totalement indépendante de l'anode. Elle peut donc être étendue au soudage des différents matériaux de l'étude. Cependant, la tension d'arc est variable selon la nature de l'anode. En particulier, la variation de tension  $\Delta U$  due à la présence de flux activant est croissante avec le rapport de la conductivité thermique ( $\kappa$ ) sur la température de fusion ( $T_f$ ) du matériau (Figure 5.10). Dans ce cas, l'énergie de soudage associée favorise la formation des ions négatifs dans l'arc.

La comparaison avec  $MgO$  fait apparaître des écarts de tension d'arc et de pénétration entre les deux flux activants. La formation d'ions négatifs à partir de cet oxyde n'est pas démontrée mais semble plausible du fait de l'augmentation de pénétration associée à l'augmentation de tension d'arc. L'action de constriction est quoi qu'il en soit inférieure à celle occasionnée par les composés ionisés provenant de  $SiO_2$  puisque la variation de  $P$  et  $U$  est réduite pour  $MgO$ . Deux raisons principales peuvent expliquer ces différences entre les flux activants. Pour qu'un flux activant soit efficace, il doit nécessairement respecter deux critères :

- l'enthalpie de dissociation et d'ionisation du composé doit être réduite ;

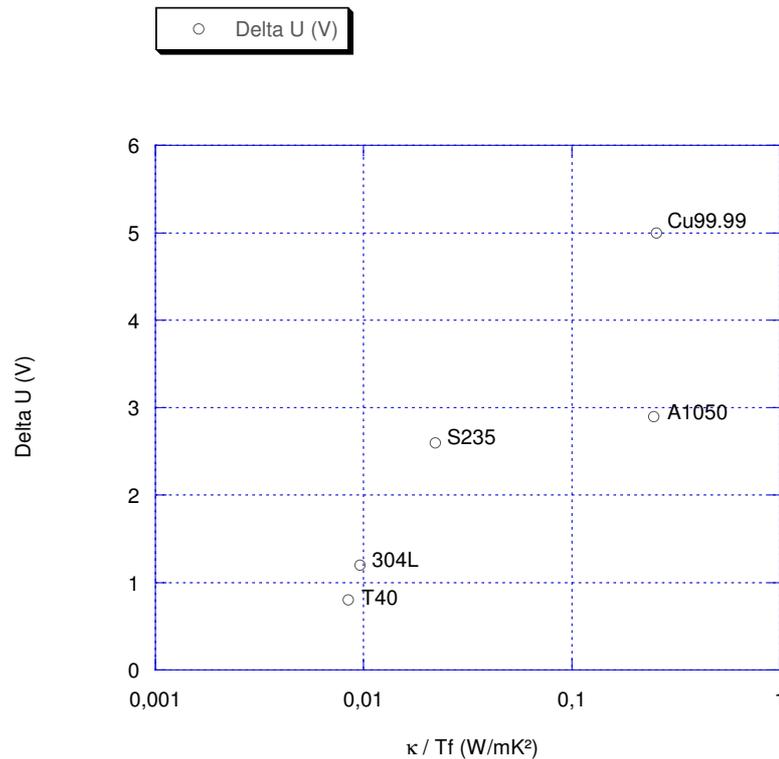


FIG. 5.10 – Variation de la tension d'arc due la présence de  $SiO_2$  en soudage A-TIG ( $x = 0$ ) en fonction du rapport  $\kappa/T$

- l'affinité électronique des corps chargés issus du flux activant doit être grande avec les corps composant le plasma.

Selon ces deux critères,  $SiO_2$  est un meilleur flux activant que  $MgO$  (d'après Perry [2000] pour le premier critère et Middel [2000] pour le second).

#### 5.4.2.2 Action dans le bain de fusion

La participation d'éléments mineurs dans le bain de fusion influence fortement les mouvements de brassage par effet Marangoni (Paragraphe 2.2.2.2). En particulier, de nombreux travaux ont mis en évidence ce phénomène pour le soudage des aciers inoxydables [Modenesi *et al.*, 2000; Lu *et al.*, 2002] et aciers bas carbone [Marya et Olson, 1989; Sire, 2000; Fan *et al.*, 2001a] avec l'utilisation de  $SiO_2$  comme flux activant.

Dans cette étude, la contribution du flux activant est confirmée par une forte augmentation de la pénétration accompagnée d'une contraction de la largeur des lignes de fusion des alliages ferreux (S235 et 304L). Pour les autres matériaux (A1050, Cu99.99 et T40), l'effet tensioactif des éléments provenant de la dissociation de  $SiO_2$  n'a jamais été démontré à notre connaissance. Ceci semble confirmé par notre étude puisqu'aucune contraction du bain de fusion n'est observée pour ces matériaux. D'autre part, la présence de  $SiO_2$  n'a aucune influence significative sur la géométrie du bain de fusion du T40. Finalement, l'oxygène comme le silicium n'apparaissent donc pas comme des éléments tensioactifs de l'aluminium, du cuivre et du titane.

La comparaison avec  $MgO$  indique une action évidente de l'oxygène dissocié provenant du flux, quel qu'il soit, dans le bain de fusion des alliages ferreux. En effet, une contraction de la largeur du bain est observée avec la présence de ce flux, pour le S235 et le 304L. Cependant

l'élanement de la ligne de fusion, représenté par le rapport  $P/L$  est moins prononcé avec  $MgO$  qu'avec  $SiO_2$ . Conformément à l'équation 5.5, cela peut être expliqué par deux raisons :

$$\tau_{TS} = \frac{\partial \gamma}{\partial r} = \left(\frac{\partial \gamma}{\partial T}\right) \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \left(\frac{\partial \gamma}{\partial c}\right) \cdot \left(\frac{\partial c}{\partial r}\right) \quad (5.5)$$

- la quantité d'oxygène apportée dans le bain de fusion est réduite avec  $MgO$  par rapport à  $SiO_2$  car la dissociation de  $MgO$  requiert une énergie supérieure à celle de  $SiO_2$ ;
- le gradient thermique en surface du bain est réduit avec l'utilisation de  $MgO$  par rapport à  $SiO_2$  puisque l'énergie incidente est plus faible.

### 5.4.3 Bilan

Le travail expérimental de cette partie illustre la contribution de  $SiO_2$  au soudage TIG de cinq matériaux métalliques d'usage courant. La comparaison avec  $MgO$  permet de révéler les propriétés physiques qui définissent le rôle d'un flux activant en soudage A-TIG.

La configuration du dépôt de flux avec deux bandes séparées ne met en évidence aucun mécanisme différent de ceux déterminés pour le procédé A-TIG. En particulier, l'effet résistif du dépôt de flux n'est pas suffisant pour canaliser les électrons dans l'espace exempt de flux. Le procédé "Flux-Bounded TIG" n'est pas applicable aux énergies mises en jeu pour le soudage de pièces d'épaisseur moyenne ou forte. Il est actuellement limité au soudage des alliages d'aluminium en mode alternatif pour des énergies de soudage faibles. Cependant, un espace exempt de flux activant au droit du plan de joint peut être bénéfique afin d'optimiser la contribution du flux en évitant l'accrochage de l'arc électrique, dans ce cas l'épaisseur du dépôt doit être adaptée (Voir paragraphe 3.4.4.2).

L'utilisation de  $MgO$  ne montre aucun effet significatif de la résistivité électrique en soudage A-TIG. Par contre, la participation de cette oxyde confirme d'une part, la justification de critères sévères pour définir l'action des corps chargés dans l'arc électrique et, d'autre part, l'affinité de l'oxygène dans le bain ferreux.

Les deux principales actions du flux activant en soudage A-TIG sont mises en évidences :

- la constriction de l'arc électrique par les ions négatifs est observée principalement pour le A1050 et le Cu99.99 du fait de leur bonne conductivité thermique et de leur bas point de fusion respectifs. Pour le 304L et le S235, cette action est réduite. Dans le cas du T40, elle est négligeable à cause de la température de fusion élevée du matériau ;
- l'effet tensioactif des éléments du flux activant dans le bain de fusion est seulement observé pour le S235 et le 304L. Ce constat confirme une affinité tensioactive de l'oxygène ( $O$ ) avec le fer ( $Fe$ ). Pour le Cu99.99 et le A1050 aucun effet significatif des éléments du flux activant n'apparaît dans le bain de fusion par rapport à la contribution importante au niveau de la constriction de l'arc électrique. Pour le T40, aucune modification géométrique due à la présence de  $SiO_2$  n'est observée.

## 5.5 Analyse de la zone fondue

L'analyse micrographique des lignes de fusion est menée à l'aide du microscope électronique à balayage pour les cinq matériaux de l'étude. L'intégrité chimique du matériau doit être garantie pour la bonne tenue en service de l'ensemble mécano-soudé. Or la pollution du bain est une cause d'abaissement des propriétés mécaniques et de la résistance à la corrosion qui doivent

être caractérisés pour la conception. Le but de cette manipulation est donc d'examiner la zone fondue afin de déceler d'éventuelles traces des éléments constituant le flux.

De plus, l'identification de traces de ces éléments, en solution solide ou sous forme d'inclusions, est un indice a posteriori de leur participation aux mouvements dans le bain.

### 5.5.1 Résultats

Les zones fondues de l'aluminium A1050, du cuivre Cu99.99 et du titane T40 ne sont pas affectées chimiquement par la présence du flux activant. Les premières interprétations formulées à partir de l'observation macrographique des lignes de fusion sont donc confirmées par l'analyse micrographique ; les éléments dissociés du flux activant ne participent pas aux mouvements de convection dans le bain de ces trois métaux.

C'est pourquoi la suite de l'étude est consacrée uniquement aux cas de l'acier S235 et de l'acier inoxydable 304L pour lesquels des changements mineurs de composition sont notés en soudage A-TIG.

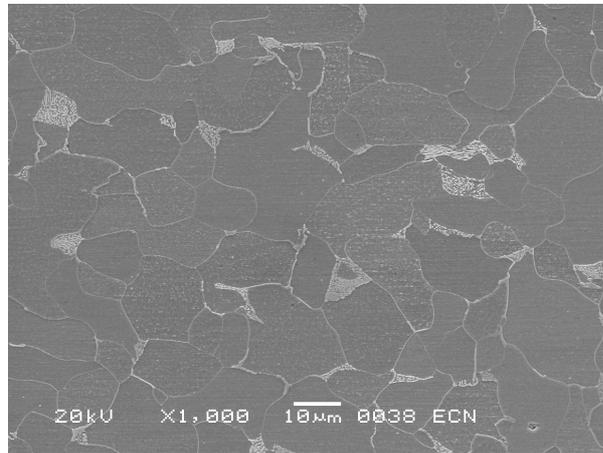


FIG. 5.11 – Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) du métal de base de l'acier S235

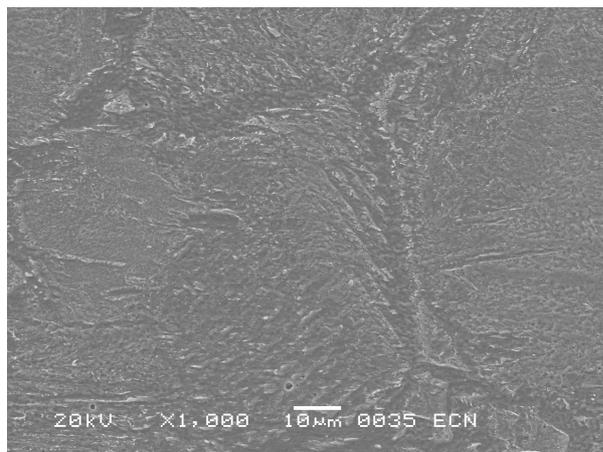


FIG. 5.12 – Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier S235 en procédé TIG

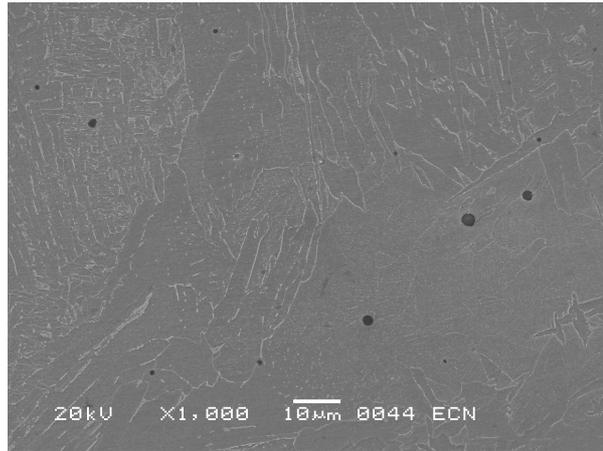


FIG. 5.13 – Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier S235 en procédé A-TIG avec  $SiO_2$

Dans le cas de l'acier bas carbone S235, la structure initiale ferrito-perlitique représentée par la figure 5.11 est transformée, dans la zone fondue, du fait de la faible teneur en carbone de l'alliage (Figures 5.12 et 5.13).

D'autre part, la figure 5.13 fait apparaître la présence d'inclusions sphériques dans le cas du procédé A-TIG alors que la zone fondue en procédé TIG en est totalement exempte. La taille des inclusions varie entre 1 et  $3\mu m$  selon la nature du flux activant ( $SiO_2$  ou  $MgO$ ). Leur taux est estimé aux alentours de 1300 particules par  $mm^2$  pour un dépôt en une bande unique ( $x = 0$ ). Avec un écartement  $x = 2mm$ , le taux d'inclusions est d'environ 900 particules par  $mm^2$ . Ces informations sont résumées dans le tableau 5.5.

L'étude EDSX menée sur les échantillons d'acier S235 permet d'identifier les éléments constituant les inclusions dans la zone fondue en procédé A-TIG. Pour un dépôt de  $SiO_2$ , l'analyse cartographique illustrée par la figure 5.14 fait clairement apparaître la présence de silicium, d'oxygène, de manganèse et d'aluminium au niveau de l'inclusion sphérique. L'absence totale de fer dans cette région confirme qu'il s'agit bien d'une inclusion et que ces éléments ne sont pas présents en solution solide dans la matrice ferreuse. Il s'agit vraisemblablement d'un oxyde complexe de type  $SiO_2 - MnO - Al_2O_3$ . Lorsque le  $MgO$  est utilisé à la place du  $SiO_2$ , les éléments précédemment cités à l'exception du silicium sont retrouvés avec les mêmes proportions dans la constitution des inclusions. Au vu de ces résultats, il apparaît que le silicium formant les inclusions est issu du flux activant ; il est introduit dans le bain de fusion du fait du brassage important. L'absence de magnésium dans les inclusions ne signifie pas que cet élément n'est pas introduit dans le bain de fusion mais seulement que les atomes d'oxygène s'arrangent préférentiellement avec des atomes d'autre nature pour former des oxydes complexes.

Par ailleurs, des traces de soufre sont identifiées dans la zone localisée de l'inclusion. A cause de la taille de la sonde, l'analyse cartographique ne permet pas de mettre en évidence cet élément. Du fait de la présence en quantité importante de manganèse à cette localisation, il est fortement probable que les deux éléments forment un composé de type  $MnS$  qui enrobe l'inclusion.

Pour l'acier inoxydable 304L, les échantillons observés ne sont pas attaqués chimiquement. En effet, l'attaque chimique qui permet de révéler les phases de cet alliage est plus sévère que celle correspondant à l'attaque de l'acier S235 et conduit au déchaussement de quelques inclusions. De plus, comme l'étude métallurgique de ce matériau fait l'objet de la partie 4.3,

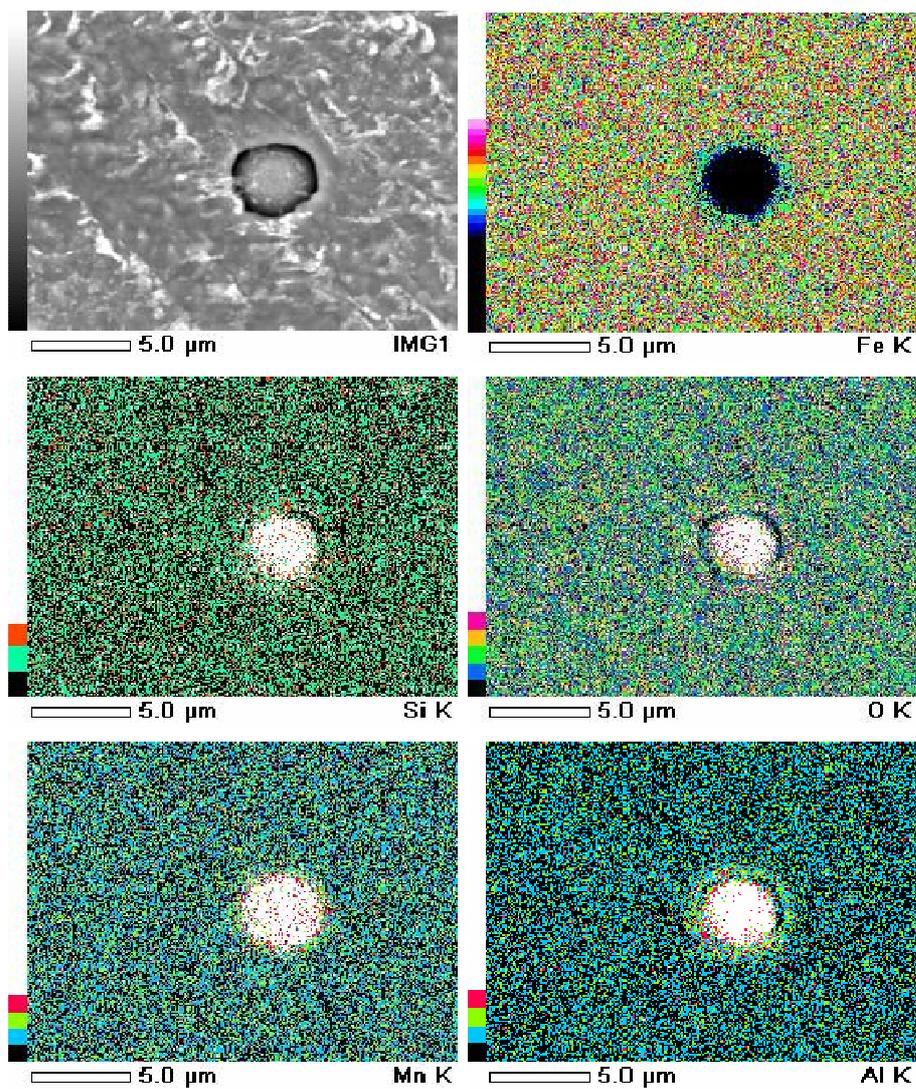


FIG. 5.14 – Analyse cartographique dans la zone fondue de l'acier S235 en procédé A-TIG avec  $\text{SiO}_2$

l'interprétation des micrographies ne concerne donc, dans cette partie, que la caractérisation chimique des inclusions.

L'observation isolée de la zone fondue en procédé TIG (Figure 5.15) présente alors peu d'intérêt. La micrographie monochrome indique seulement l'absence totale d'inclusions déjà connue pour le procédé TIG. Cependant la comparaison avec la zone fondue obtenue avec un dépôt de  $SiO_2$  en procédé A-TIG (Figure 5.16) est flagrante ; la présence de nombreuses inclusions sphériques distingue la zone fondue A-TIG. La taille de ces inclusions varie entre 0,5 et  $1,5\mu m$  selon la nature du flux activant et l'écartement des bandes. Le taux d'inclusions dans la zone fondue est estimé aux alentours de 3400 particules par  $mm^2$  pour un dépôt de  $SiO_2$  et de 4300 particules par  $mm^2$  pour un dépôt de  $MgO$ . Bien que ce taux semble élevé, la surface occupée par les inclusions est bien inférieure à 1% de la zone fondue. La synthèse de ces résultats apparaît dans le tableau 5.5.

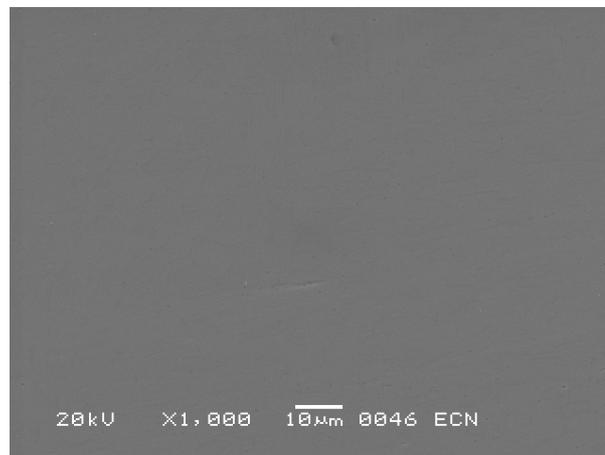


FIG. 5.15 – Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé TIG

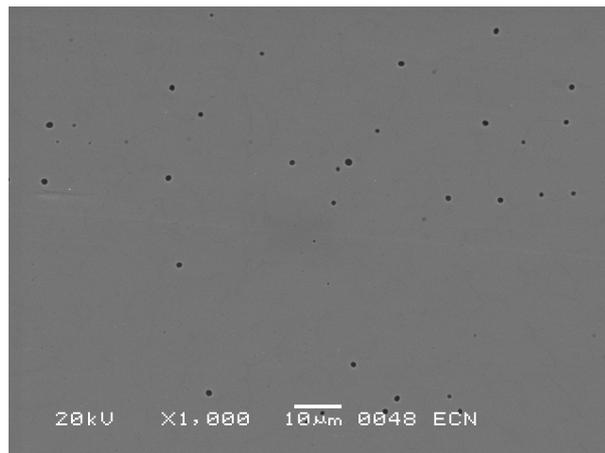


FIG. 5.16 – Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé A-TIG avec  $SiO_2$

D'après l'analyse EDSX effectuée dans la zone fondue (Figure 5.17), les trois principaux éléments composant les inclusions sont le silicium, l'oxygène et le manganèse. Ces résultats illustrés pour le soudage A-TIG avec  $SiO_2$  sont également vérifiés pour l'utilisation de  $MgO$  en

tant que flux activant. L'identification de silicium avec l'utilisation de  $MgO$  est expliquée par la présence de cet élément dans la composition du 304L.

De même que pour l'acier S235, des traces de soufre sont décelées à proximité des inclusions laissant supposer la formation d'un enrobage ( $MnS$ ) de l'inclusion.

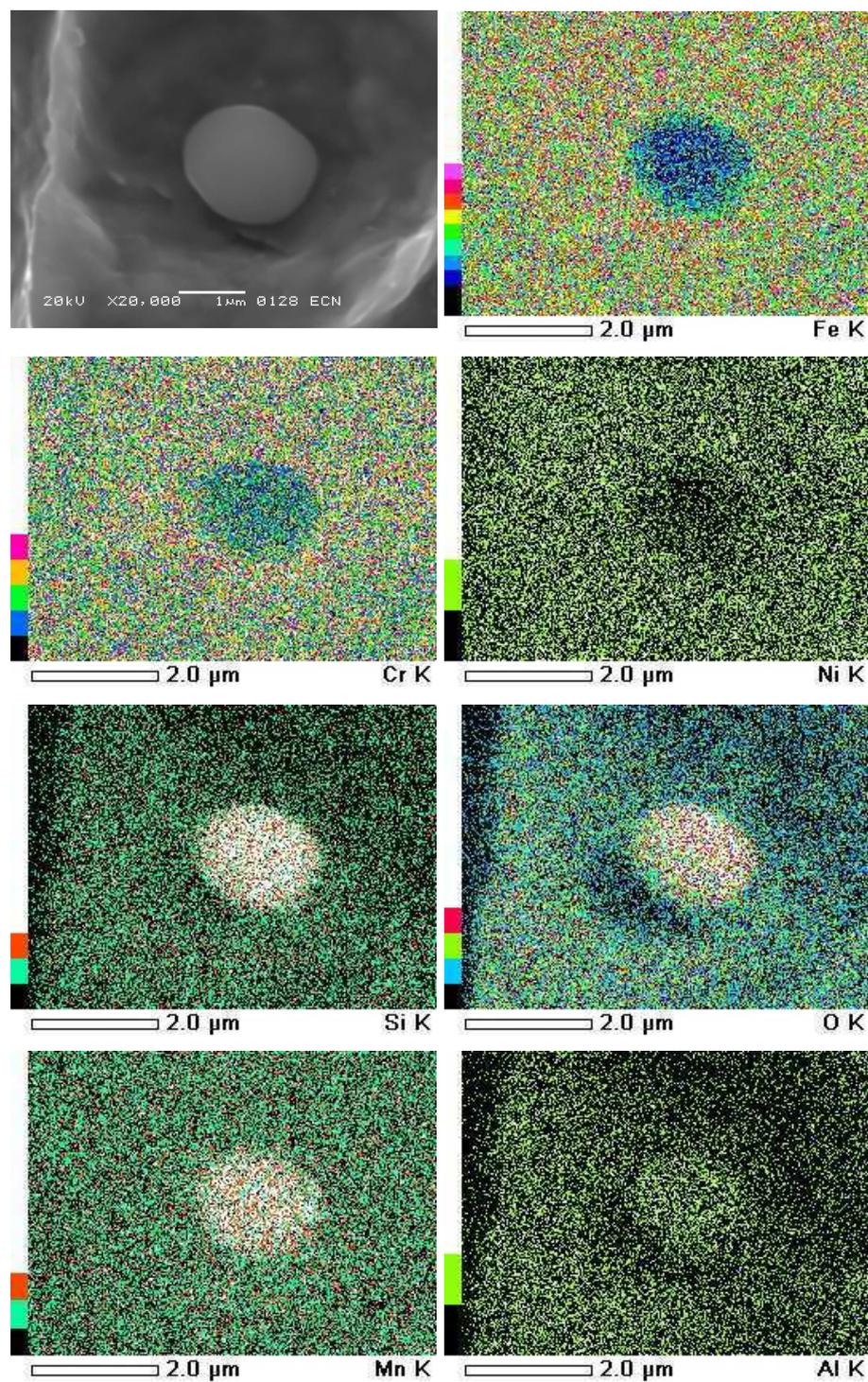


FIG. 5.17 – Analyse cartographique dans la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé A-TIG avec  $SiO_2$

Matériaux	S235				304L			
	SiO <sub>2</sub>		MgO		SiO <sub>2</sub>		MgO	
Flux activant	SiO <sub>2</sub>		MgO		SiO <sub>2</sub>		MgO	
Écartement $x(mm)$	0	2	0	2	0	2	0	2
Constituants des inclusions	Al, Si, O, Mn, S		Al, O, Mn, S		Si, O, Mn, S			
Forme des inclusions <sup>a</sup>	S	S	S	S	S	S	S	S
Taille des inclusions <sup>b</sup> ( $\mu m$ )	3	2	1	1	1,5	0,8	0,5	0,5
Taux d'inclusions <sup>c</sup> ( $p/mm^2$ )	1300	900	1300	900	3400	3400	4300	4300

TAB. 5.5 – Bilan de l'analyse des inclusions dans la zone fondue en procédé A-TIG

<sup>a</sup> S : Sphérique

<sup>b</sup> taille maxi  $\pm 0,2\mu m$

<sup>c</sup> taux moyen  $\pm 400p/mm^2$

### 5.5.2 Interprétations

En raison de la bonne protection gazeuse du bain de fusion, la provenance des éléments constituant les inclusions de la zone fondue ne peut être expliquée que par deux situations :

- ces éléments mineurs proviennent du métal de base, ils sont présents en solution solide ou sous forme d'inclusions en combinaison avec d'autres éléments ;
- ces éléments sont issus du flux activant déposé en surface de la tôle avant la passe de soudage.

Bien que la plupart des éléments identifiés dans les inclusions soient présents initialement dans la composition des deux alliages S235 et 304L, la synthèse des résultats du tableau 5.5 conduit à deux constats immédiats sur la contribution du flux activant :

- la présence d'oxygène dans la composition des inclusions est spécifiquement issue du flux activant ; l'oxygène dissocié participe au brassage et se trouve piégé dans la matrice au cours du refroidissement ;
- la présence ou l'absence de silicium selon le type de flux activant utilisé pour le soudage de l'acier S235 indique une participation du flux activant pour fournir cet élément lors de la formation des inclusions ; cet élément issu de la dissociation de SiO<sub>2</sub> est emporté au coeur du bain par des courants très véloces.

L'oxygène est l'élément chimique le plus important dans le contrôle de la composition de la zone fondue, affectant la microstructure et les propriétés du joint soudé. En effet, il réagit directement avec les éléments de l'alliage pour altérer leur rôle effectif en formant des inclusions.

La formation des oxydes primaires est définie thermodynamiquement par Olson *et al.* [1993] suivant cet ordre ; d'abord Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> puis SiO<sub>2</sub> et enfin MnO.

Bien qu'elles soient indécélables en solution par les moyens d'analyse à disposition, des traces mineures d'aluminium sont présentes dans l'acier S235. A cause de leur grande affinité avec l'oxygène, elles se combinent en priorité avec celui-ci pour former Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Ensuite, l'oxygène réagit avec le silicium et le manganèse pour former respectivement SiO<sub>2</sub> et MnO.

Le mécanisme de formation des oxydes est identique lors du refroidissement du bain de fusion de l'acier inoxydable 304L. L'absence d'aluminium dans la composition de cet alliage conduit

directement à la formation de  $SiO_2$  et de  $MnO$ .

La taille et le taux des inclusions dépendent de la concentration locale de chaque élément ainsi que de l'équilibre thermodynamique local. Il est donc délicat de conclure sur l'influence du flux activant à partir de ces résultats élémentaires.

## 5.6 Simulation numérique de la formation du bain de fusion

### 5.6.1 Introduction

Les résultats expérimentaux ont mis en évidence une évolution importante de la morphologie de la zone fondue avec la contribution de la silice en soudage A-TIG de l'acier inoxydable 304L. Les lignes de fusion larges et peu pénétrées obtenues par le procédé TIG deviennent contractées et fortement pénétrées avec la présence de ce flux activant en surface de la tôle.

À partir des interprétations formulées dans le paragraphe 5.5.2, la contribution de la silice peut être définie par deux actions distinctes :

- une constriction de la source thermique ;
- une inversion des courants de Marangoni.

L'effet de constriction est déterminé expérimentalement à partir d'observations de l'arc électrique (Paragraphe 5.3). La modélisation de la source thermique en A-TIG à partir de ce coefficient de constriction fait l'objet de l'annexe C.

L'effet Marangoni, dont l'influence est prépondérante dans le bain de fusion, est développé dans l'annexe B consacrée aux tensions de surface en soudage. Un modèle analytique issu de la bibliographie [Choo et Szekely, 1991] décrit l'effet Marangoni comme une contrainte en surface qui s'oppose au cisaillement dynamique.

Cette partie est consacrée à l'implémentation de ces deux modèles analytiques représentant les deux actions dissociées du flux activant dans un code de calcul éléments finis.

L'objet de cette partie numérique est d'intégrer la contribution du flux activant dans la simulation du procédé de soudage TIG pour le cas de l'acier inoxydable 304L. Pour simplifier la modélisation, le procédé de soudage est limité au cas simple d'un point de fusion dans un système bidimensionnel symétrique (2D). Le problème est résolu en déformations planes.

La simulation numérique du procédé de soudage A-TIG est menée dans le but de représenter le plus fidèlement possible la dépendance de la morphologie du bain de fusion à la double action du flux activant. En complément, la simulation permet de quantifier l'influence respective de chacune des deux actions.

### 5.6.2 Formulation du problème

Le procédé de soudage TIG implique, de toute évidence, de nombreux couplages multiphysiques qui feraient sans aucun doute l'objet d'un travail de thèse à part entière. Toutefois, dans l'objectif de dégager les effets physiques principaux, nous proposons d'en aborder la modélisation numérique sous l'optique d'une formulation thermo-mécanique assez simple.

### 5.6.2.1 Conservation de la quantité de mouvement

Afin de décrire les mouvements dans le bain liquide en fusion, le matériau de la zone fondue est considéré comme un fluide newtonien incompressible. Sa loi de comportement est décrite ci-dessous par le système d'équations 5.6.

$$\underline{\underline{\sigma}} = -p\underline{\underline{I}} + 2\mu\underline{\underline{D}} \quad (5.6a)$$

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{v} = \text{trace}(\underline{\underline{D}}) = 0 \quad (5.6b)$$

où  $\vec{v}$  désigne le champ de vitesse,  $\underline{\underline{D}} = \frac{1}{2}(\underline{\underline{\nabla}}v + {}^t\underline{\underline{\nabla}})$  le tenseur des taux de déformations et  $p$  la pression hydrostatique, arbitraire dans une telle modélisation.

Dans l'intervalle de solidification, la phase liquide et la phase solide coexistent. Leurs fractions volumiques respectives sont notées  $g_l = \frac{V_l}{V}$  et  $g_s = \frac{V_s}{V}$ . Dans l'hypothèse d'un milieu saturé (absence d'air), ce qui est le cas de notre problème, ces grandeurs sont liées par la relation de l'équation 5.7.

$$g_l + g_s = 1 \quad (5.7)$$

En toute rigueur, un tel problème implique, à l'échelle macroscopique, une formulation bi-phasique décrivant le comportement de la phase liquide, de la phase solide et de leur interaction. Toutefois, pour éviter une trop grande complexité, nous choisissons de nous placer ici dans l'hypothèse d'une phase solide fixe et rigide. Ceci revient à considérer que la fraction solide a une vitesse nulle. Cette hypothèse a déjà été largement utilisée dans les problèmes de solidification [Rappaz *et al.*, 1998]. Bien entendu, elle n'est pas valable au-delà de la fraction de cohérence ( $g_l > 0,5$ ) où la phase solide peut être constituée de grains isolés. Mais elle est tout à fait raisonnable aux faibles fractions, en particulier dans la zone entièrement solide, du fait du rapport très élevé entre la consistance du solide et celle du liquide.

Dans ce cadre, le bilan de quantité de mouvement intervient seulement sur la phase liquide et peut se mettre sous la forme du système d'équations 5.8 [Fautrelle, 1985; Rappaz *et al.*, 1998].

$$\rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \rho \vec{v} \cdot \vec{\nabla} \vec{v} - 2\mu \nabla \cdot \underline{\underline{D}} + \vec{\nabla} p - \rho \vec{g} - \vec{\Pi} = \vec{0} \quad (5.8a)$$

$$\vec{\nabla} \vec{v} = 0 \quad (5.8b)$$

où  $\vec{\nabla}(\cdot)$  désigne l'opérateur gradient et  $\nabla \cdot (\cdot)$  l'opérateur divergence.

L'équation 5.8a, issue des équations usuelles de Navier-Stokes, fait apparaître le terme  $\vec{\Pi}$  qui caractérise la force d'interaction entre le liquide et le solide. L'expression de  $\vec{\Pi}$  sera précisée par la suite (Paragraphe 5.6.3.1.1).

### 5.6.2.2 Conservation de la chaleur

Dans l'hypothèse d'équilibre thermique local du mélange ( $T_{solide} = T_{liquide} = T$ ) et en présence d'un changement de phase *solide*  $\rightarrow$  *liquide*, le bilan d'énergie peut se mettre sous la forme de l'équation de la chaleur usuelle (Équation 5.9).

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho v \nabla T - \lambda \Delta T = -\rho L \frac{\partial g_l}{\partial t} \quad (5.9)$$

où le terme de dissipation visqueuse est négligé ( $\underline{\sigma} : \underline{D} = 0$ ) et  $L$  représente la chaleur latente de fusion.

La forme résolue numériquement est exprimée dans l'équation 5.10.

$$\rho[c + L \frac{\partial g_l}{\partial T}] \frac{\partial T}{\partial t} + \rho v \cdot \nabla T - \lambda \Delta T = 0 \quad (5.10)$$

Cette équation nécessite la donnée d'une loi donnant l'évolution de la fraction liquide  $g_l$  en fonction de la température.

### 5.6.3 Lois de comportement

#### 5.6.3.1 Mécanique

La phase liquide du domaine est considérée comme un fluide newtonien incompressible. La viscosité des métaux est mal connue pour les températures élevées. Elle est généralement fixée à  $6.10^{-3} \text{ kg.m}^{-1}.\text{s}^{-1}$  pour les bains ferreux [Lowke *et al.*, 2000; Fan *et al.*, 2001b], c'est à dire de l'ordre de grandeur de la viscosité de l'eau.

Des forces extérieures de différente nature participent au brassage dans le bain de fusion. Dans le modèle que nous proposons, uniquement les forces de filtration et de flottabilité sont prises en compte. Elles sont détaillées séparément ci-dessous.

**5.6.3.1.1 Force de filtration** Dans l'hypothèse d'une phase solide fixe, la force d'interaction liquide / solide  $\vec{\Pi}$  peut être interprétée comme l'effort de filtration du liquide à travers la phase solide. Elle s'oppose, comme un frein, à la circulation des particules liquides proportionnellement à la vitesse du liquide. Cette force de filtration  $\vec{\Pi}$  est décrite par l'équation 5.11.

$$\vec{\Pi} = -K_f \vec{v} \quad (5.11)$$

Cette modélisation, de type loi de Darcy, est fréquemment retenue dans la modélisation des procédés impliquant des mélanges biphasés [Ni et Beckermann, 1991].

Le coefficient de filtration  $K_f$  peut prendre différentes formes. Il dépend de la morphologie de la microstructure et des proportions de chaque phase [Le Corre, 2001; Dumont *et al.*, 2005]. Dans le cadre de ce travail, nous adoptons la loi Carman-Kozeny [Carman, 1937] dans laquelle  $K_f$  dépend fortement de  $g_l$  [Rappaz *et al.*, 1998] (Équation 5.12). Le rapport  $\frac{1}{K_f}$  représente la perméabilité du milieu.

$$K_f = \frac{180 (1 - g_l)^2}{\lambda_2^2 g_l^3} \quad (5.12)$$

La grandeur représentative dans le terme de filtration est la distance interdendritique secondaire  $\lambda_2$  présentée dans la figure 5.18.

Afin d'éviter les problèmes numériques de singularité au voisinage de  $g_l = 0$ , une valeur minimale de la fraction liquide  $g_l$  est fixée pour le calcul du coefficient de filtration. Elle vaut  $g_{l(\min)} = 0,01$ .

**5.6.3.1.2 Force de flottabilité** Du fait du fort gradient thermique qui règne dans le bain de fusion, les modifications de masse volumique avec la température entraînent des mouvements de convection. La force motrice de ces mouvements, définie à partir de l'approximation de Boussinesq (Équations 5.13), est appelée force de flottabilité.

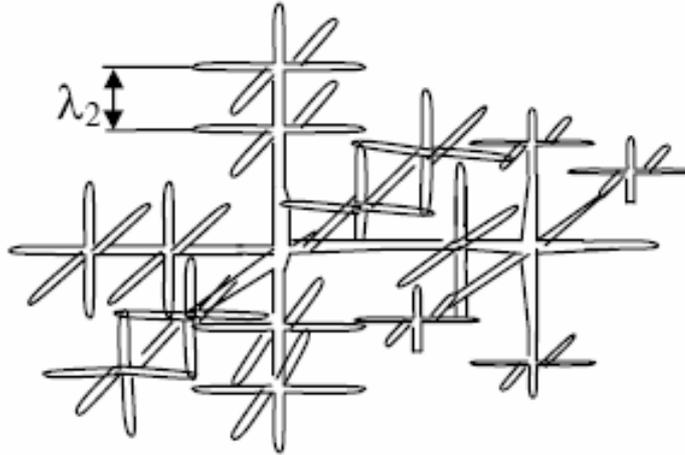


FIG. 5.18 – Représentation schématique d'une structure dendritique

$$\overrightarrow{F_{grav}} = \rho(T) \overrightarrow{g} = \rho_0(1 - \alpha(T - T_0)) \overrightarrow{g} \quad (5.13)$$

où  $\alpha$  désigne le coefficient de dilatation volumique.

### 5.6.3.2 Thermique

Les propriétés physiques du matériau sont considérées constantes à l'exception de la masse volumique  $\rho(T)$  dans le terme de gravité  $\overrightarrow{F_{grav}}$  pour décrire les effets de convection naturelle.

Pour décrire le changement de phase, la fraction volumique de liquide  $g_l$  est définie en fonction de la température dans l'équation 5.14. Cette loi, représentée dans la figure 5.19, est déduite intuitivement de la loi des mélanges utilisée pour la lecture des diagrammes d'équilibre. Bien qu'elle ne soit pas rigoureusement justifiée physiquement, elle donne une première approximation assez juste du changement de phase dans l'intervalle de solidification. La fonction "tangente hyperbolique" représente une variation linéaire de la fraction liquide entre 0 et 1 et facilite l'intégration au voisinage de ces deux bornes.

$$g_l(T) = \frac{1}{2} \left( \tanh\left(\frac{T - T_f}{\Delta T}\right) + 1 \right) \quad (5.14)$$

## 5.6.4 Conditions aux limites

### 5.6.4.1 Mécanique

Le calcul est résolu dans un formalisme eulérien pour lequel les frontières sont fixes par définition. Cette condition simplifie fortement le problème puisque le déplacement des surfaces libres peut avoir une grande incidence sur la formation du bain de fusion.

Dans la résolution de l'équation de quantité de mouvement, deux types de conditions sont imposées aux limites du domaine :

- des conditions de glissement pour les frontières ① et ③ de la figure 5.20 ( $\overrightarrow{v} \cdot \overrightarrow{n} = 0$ );

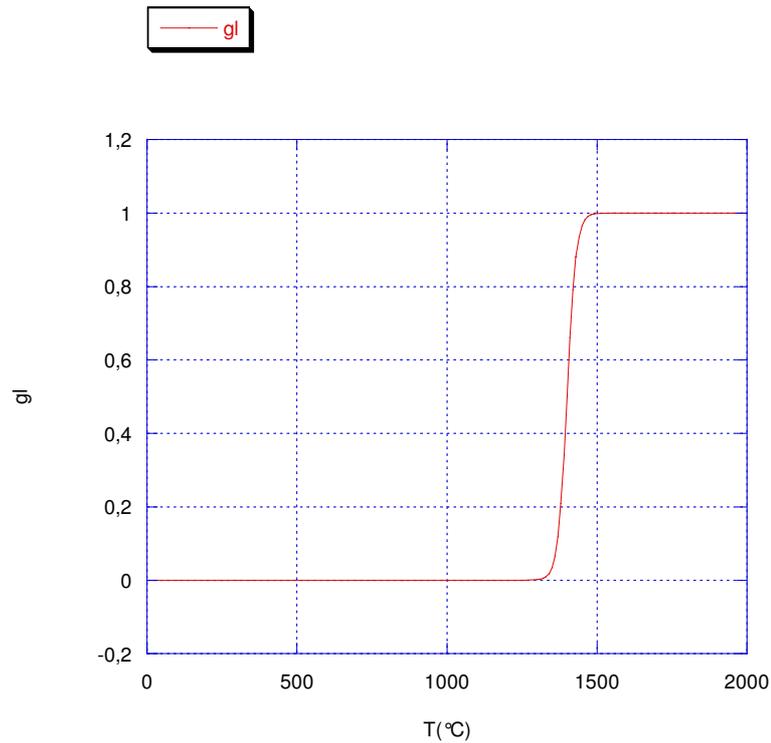


FIG. 5.19 – Évolution de la fraction liquide avec la température

– des conditions de non-glissement pour les frontières ② et ④ de la figure 5.20 ( $\vec{v} = 0$ ).

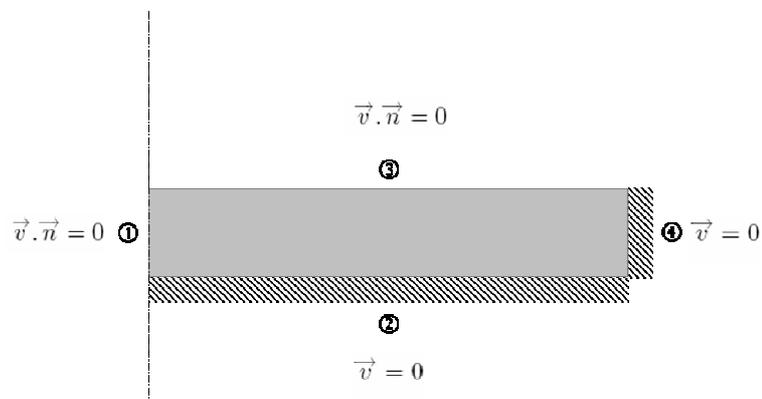


FIG. 5.20 – Représentation schématique des conditions aux limites en mécanique des fluides

#### 5.6.4.2 Thermique

L'arc électrique est modélisé par une source thermique de distribution gaussienne (Voir annexe C). La quantité de chaleur  $Q$  transmise à la pièce par la frontière supérieure (frontière ③ de la figure 5.21) est exprimée dans l'équation 5.15.

$$Q = \sqrt{\frac{k}{c}} \cdot q_{max} \cdot e^{-\frac{k}{c} \cdot x^2} \quad (5.15)$$

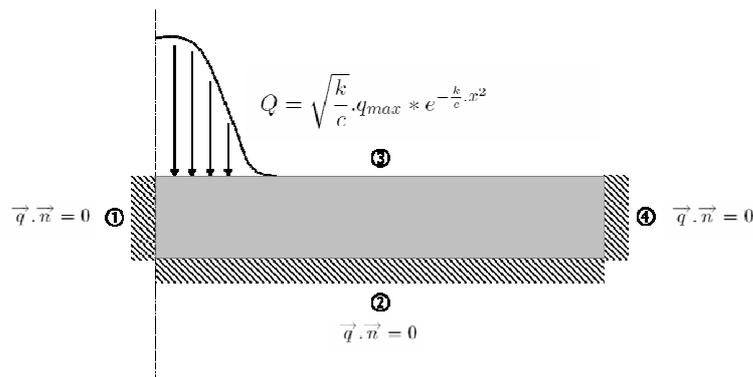


FIG. 5.21 – Représentation schématique des conditions aux limites en thermique

avec  $q_{max}$  le pic de quantité de chaleur,  $k$  le coefficient de forme de la gaussienne et  $c$  le coefficient de constriction.

Le coefficient de forme de la gaussienne  $k$  est fixé pour que la largeur de la gaussienne corresponde avec la taille de la tache anodique de l'arc électrique. Le coefficient de constriction  $c$  est déterminé expérimentalement à partir d'observation de l'arc électrique en soudage ATIG.

Les trois autres frontières du domaine (frontières ①, ② et ④ de la figure 5.21) sont isolées thermiquement. Cette condition est formulée algébriquement dans l'équation 5.16.

$$\vec{q} \cdot \vec{n} = 0 \quad (5.16)$$

### 5.6.4.3 Tension de surface

L'évolution de la tension de surface induite par le fort gradient de température sur la surface libre du bain de fusion provoque une contrainte de cisaillement en surface. Cette contrainte  $\tau_{t.s.}$  est une condition supplémentaire qui est imposée sur la surface supérieure de la pièce et qui s'oppose au cisaillement dynamique [Choo et Szekely, 1991].

$$\tau_{t.s.} = -\mu_{liq} \left( \frac{\partial u}{\partial y} \right)_{liq} = \left( \frac{\partial \gamma}{\partial T} \right) \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (5.17)$$

où  $\gamma$  représente la tension de surface.

Cette condition imposée sur la surface ③ implique donc un couplage fort entre les problèmes thermique et mécanique.

### 5.6.5 Constantes

Les valeurs des propriétés physiques choisies pour le matériau de l'étude, c'est à dire l'acier inoxydable 304L ainsi que celles des termes décrivant la source thermique sont classées dans le tableau 5.6.

Grandeur	Symbole	Valeur	Unité
Coefficient de constriction	$c$	0,59	—
Chaleur spécifique	$c_p$	500	$J.kg^{-1}.K^{-1}$
Gravité	$g$	9,81	$m.s^{-2}$
Chaleur latente de fusion	$L_f$	272	$kJ.kg$
Pic de quantité de chaleur	$q_{max}$	35	$kJ$
Température de fusion	$T_f$	1440	$^{\circ}C$
Température de référence	$T_{ref}$	20	$^{\circ}C$
Coefficient de dilatation linéique	$\alpha$	0,75	$mm.m^{-1}.^{\circ}C^{-1}$
Gradient de tension de surface	$\frac{\partial \gamma}{\partial T}$	$-0,6.10^{-5}$	$N.m^{-1}.K^{-1}$
Intervalle de solidification	$\Delta T$	30	$^{\circ}C$
Viscosité cinématique	$\eta$	$6.10^{-3}$	$kg.m^{-1}.s^{-1}$
Conductivité thermique	$\lambda$	16,3	$W.m^{-1}.K^{-1}$
Masse volumique	$\rho$	7800	$kg.m^{-3}$

TAB. 5.6 – Paramètres de la simulation numérique

## 5.6.6 Résultats

### 5.6.6.1 Résolution numérique

La résolution du calcul par éléments finis dans *Femlab 3.1i* implique les quatre inconnues du problème suivantes :

- les composantes du champ de vitesse :  $u(x,y)$  et  $v(x,y)$  ;
- la pression :  $p(x,y)$  ;
- la température :  $T(x,y)$ .

L'interpolation de la température et des vitesses est choisie quadratique, celle de la pression est, en revanche, prise linéaire afin de satisfaire les conditions de Babuska-Brezzi [Babuska, 1973; Brezzi, 1974] relatives aux problèmes de mécanique (formulation mixte vitesse/pression).

Ce problème implique de fortes non linéarités liées au changement de phase, ainsi que des fonctions présentant de fortes variations locales ( $g_l(T)$  et  $\Pi(g_l)$ ). La résolution numérique implique donc un raffinement de maillage assez important et une discrétisation temporelle adaptative telle que celle proposée dans *Femlab 3.1i*. Cependant, pour réduire le temps de calcul, le raffinement du maillage est limité (Figure 5.22). Le domaine est donc divisé en 825 éléments correspondant à 11169 degrés de liberté.

### 5.6.6.2 Formation du bain de fusion en soudage TIG

Le premier cas d'étude est la formation d'un bain de fusion dans une configuration pour laquelle la source thermique est équivalente à un arc électrique en procédé TIG.

Le rendement de l'arc étant mal connu en procédé TIG, le calcul de l'énergie incidente à partir des paramètres électriques du poste de soudage est très approximatif.

C'est pourquoi la quantité de chaleur apportée à la pièce est calculée afin d'obtenir une aire de la section fondue proche de celle mesurée expérimentalement. La figure 5.23 propose une comparaison des résultats expérimentaux et numériques sur la morphologie de la section fondue pour un pic de chaleur  $q_{max}$  optimisé.

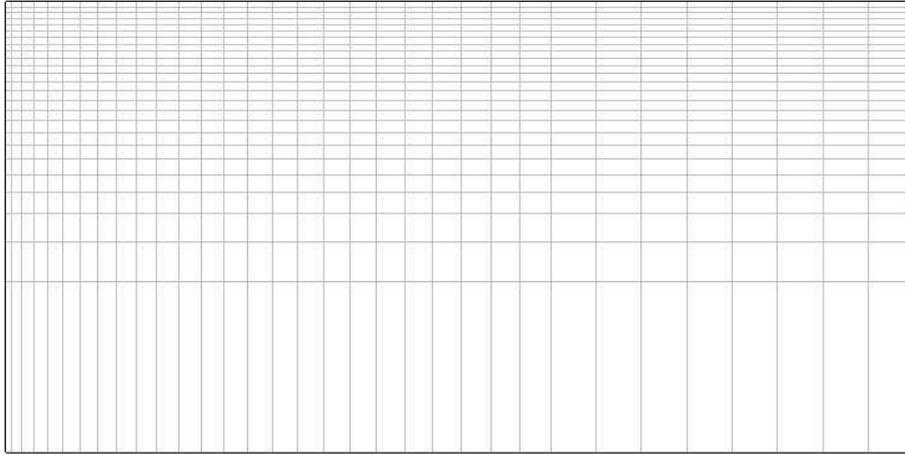


FIG. 5.22 – *Maillage utilisé pour la simulation numérique*

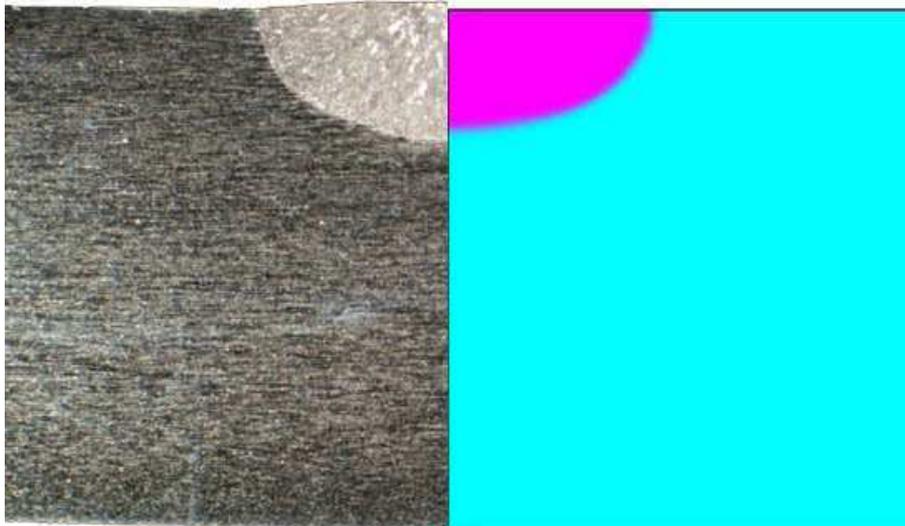


FIG. 5.23 – *Demi-coupes transversales du bain de fusion d'un acier inoxydable 304L en procédé TIG, résultats expérimental (gauche) et numérique (droite)*

Les surfaces de la section fondue provenant de la simulation et de l'expérimentation sont approximativement identiques. La pénétration et la largeur de la section fondue issues de la simulation valent respectivement  $P = 2,3 \text{ mm}$  et  $L = 7,8 \text{ mm}$ . Les valeurs expérimentales équivalentes de la partie 5.3 sont  $P = 2,6 \text{ mm}$  et  $L = 7,2 \text{ mm}$ .

La simulation conduit à formation du bain de fusion plus "mouillant" (c'est à dire plus large et moins pénétré) qu'il ne l'est expérimentalement. Dans le bain de fusion, l'effet Marangoni et, dans une moindre mesure, les forces de flottabilité favorisent la création de courants mouillants. Les forces de flottabilité, calculées à partir de l'hypothèse de Boussinesq, ne sont pas prépondérantes dans l'animation du métal liquide. Les écarts géométriques ( $P$  et  $L$ ) ne peuvent valablement être justifiés que par une valeur approximative du terme définissant l'effet Marangoni. La valeur de  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  proposée par Lowke *et al.* [2000] pour le soudage de l'acier inoxydable peut donc être remise en cause. Cependant, aucun moyen expérimental à notre disposition ne nous permet de corriger objectivement cette valeur.

Le champ de température issu du même calcul est affiché dans la figure 5.24. Les températures supérieures à  $3000^\circ\text{C}$  dans la région définissant l'anode confirment une vaporisation locale de l'alliage. Les vapeurs métalliques participent à l'enrichissement du plasma d'arc mais le modèle simplifié de la source thermique ne prend pas en compte cette contribution.

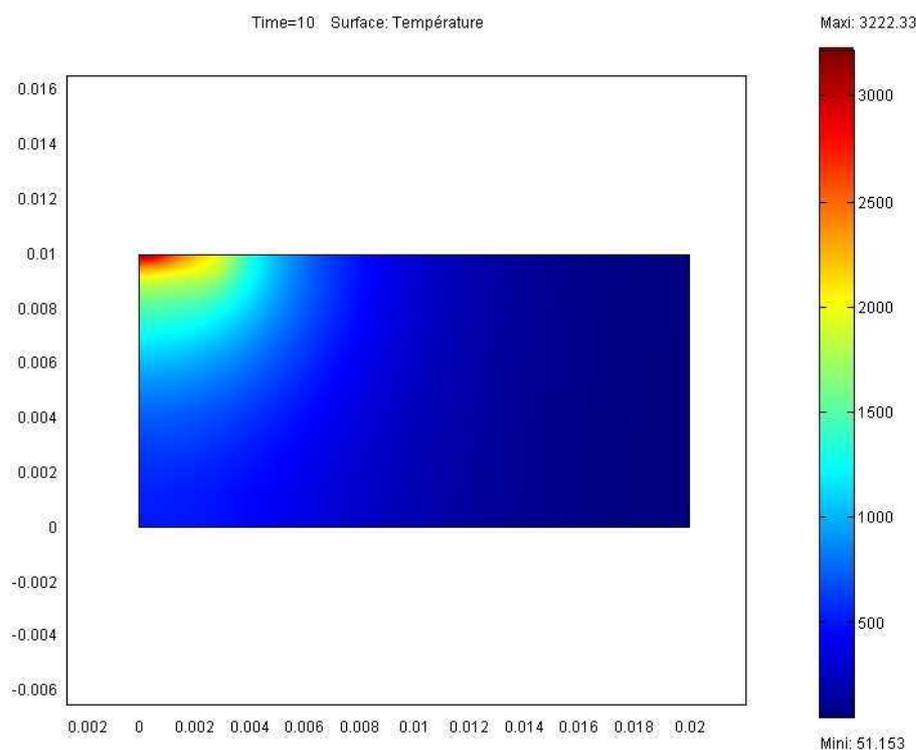


FIG. 5.24 – Distribution du champ de températures dans le domaine pour  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = -0,6.10^{-5} \text{ N.m}^{-1} . \text{K}^{-1}$

Les mouvements dans le bain de fusion sont représentés dans la figure 5.25. Le brassage centrifuge est un résultat attendu qui indique que le modèle représente fidèlement les phénomènes physiques moteurs dans le bain de fusion.

Les vitesses calculées sont de l'ordre de  $10 \text{ cm.s}^{-1}$  et correspondent à l'ordre de grandeur des valeurs de la bibliographie [Fautrelle, 1985]. La vitesse maximale est atteinte en surface du bain

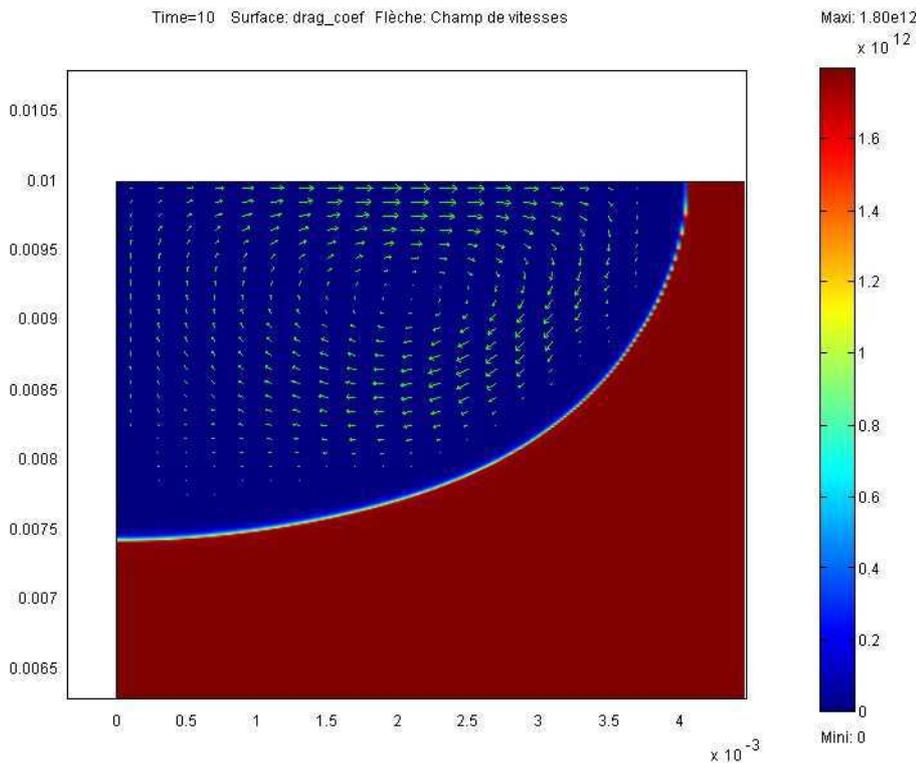


FIG. 5.25 – Illustration des mouvements de brassage et de la force de traînée en simulation numérique du soudage TIG

et vaut  $24,2 \text{ cm.s}^{-1}$ . Cette valeur excessive est expliquée par une condition de cisaillement très sévère à la surface libre et n'est pas représentative de l'écoulement dans le bain.

Le coefficient de traînée calculé dans la zone solide est très fort. Il fonctionne comme un frein à la frontière "liquide/ solide" et incite les particules à se déplacer le long de la frontière. Il bloque totalement le mouvement des particules dans la zone encore solide.

Finalement, compte-tenu des hypothèses simplificatrices, les faibles écarts géométriques des zones fondues associés à des vitesses raisonnables dans le bain justifient la validation du modèle pour la simulation du procédé TIG.

### 5.6.6.3 Contribution du flux activant

**5.6.6.3.1 Inversion des courants de Marangoni** Les courants de Marangoni engendrés par les changements de tension de surface représentent le mécanisme principal à l'origine du brassage du bain de fusion. Selon le signe de  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ , les mouvements dans le bain de fusion sont inversés.

D'après Keene [1988], l'ajout d'une faible quantité d'oxygène dans le bain ferreux ( $< 0,1\%$ ) modifie le sens de variation de la tension de surface  $\gamma$  avec la température  $T$ .

Dans cette partie, l'influence de la silice comme flux activant est donc réduite au changement du signe de  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ , comme dans les travaux de Lowke *et al.* [2004].

Les résultats de la simulation sont fortement dépendants de la valeur de  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ . Pour une valeur positive de  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$  et supérieure à  $10^{-6} \text{ N.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ , les courants dans le bain de fusion deviennent centripètes (Figure 5.26). L'ordre de grandeur des vitesses est le même que dans le cas d'une

circulation centrifuge, c'est à dire environ  $10 \text{ cm.s}^{-1}$ .

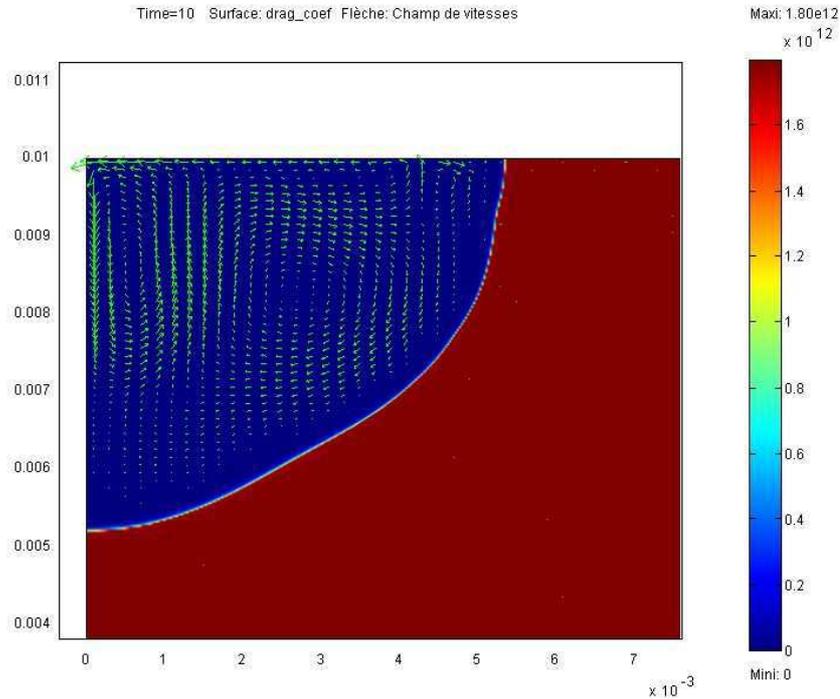


FIG. 5.26 – Illustration des mouvements de brassage et de la force de traînée avec l'inversion des courants de Marangoni  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} \text{ N.m}^{-1}.K^{-1}$

La taille de la zone fondue issue de la simulation est déterminée à partir de la mesure du domaine liquide délimité par  $g_l = 0$  dans la figure 5.27. La pénétration de la zone fondue est égale à  $4,5 \text{ mm}$  pour  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} \text{ N.m}^{-1}.K^{-1}$ . Le seul changement de signe dans la valeur de  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  conduit à une forte augmentation de la pénétration. Les mouvements centripètes dans le bain de fusion favorise le transport de la chaleur vers le cœur du domaine.

La largeur de la zone fondue est de  $10,4 \text{ mm}$ . C'est à dire que la zone fondue est élargie par rapport au cas dans lequel  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} < 0$ . L'effet Marangoni, modélisé dans ce cas simple par  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} > 0$ , n'est pas suffisant pour représenter la contraction observée expérimentalement avec l'utilisation de flux activant.

D'autre part, bien qu'il n'y ait pas de modification de la source thermique, deux conséquences majeures apparaissent lors du passage de  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} < 0$  à  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} > 0$ :

- la température maximale, située au niveau de l'axe de la source, augmente de près de  $300^\circ\text{C}$ ;
- l'aire de la section fondue augmente très fortement (+140 %).

L'augmentation de ces deux paramètres laisse supposer une modification de la chaleur fournie à la pièce. Aucune cause physique ne permet d'expliquer cette augmentation de la chaleur à partir de la seule modification de  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$ .

Les limitations du modèles peuvent être expliquées, en partie, par une mauvaise représentation de l'échange thermique dans la largeur de la pièce. Le problème typiquement axisymétrique n'est pas convenablement résolu dans un espace bidimensionnel simple.

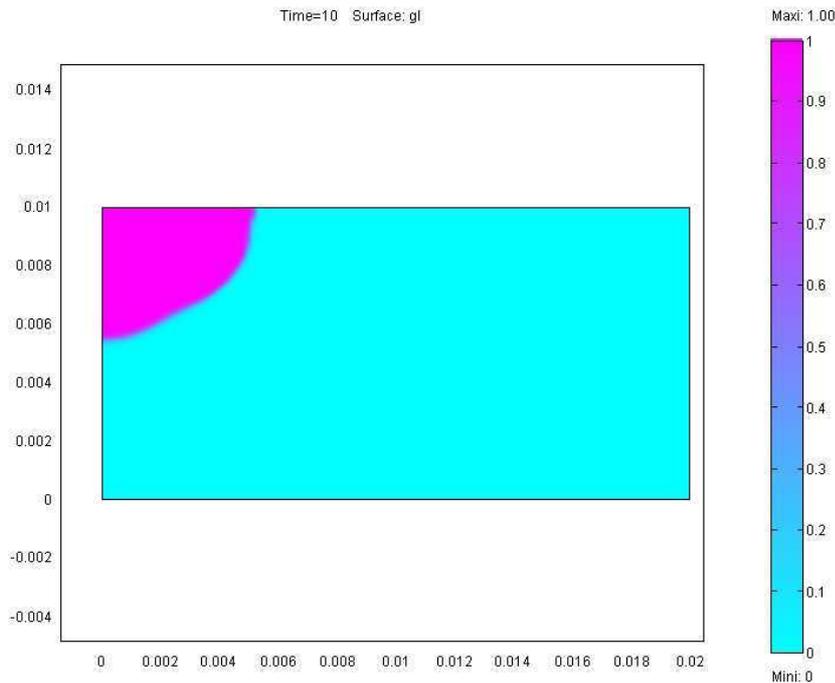


FIG. 5.27 – Représentation du taux de fraction liquide  $g_l$  dans le domaine pour  $\frac{\partial \gamma}{\partial T} = 0,6 \cdot 10^{-5} N \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$

**5.6.6.3.2 Constriction de l'arc électrique** La définition de la source thermique fait l'objet de l'annexe C. Dans cette partie, l'effet du flux activant sur l'arc électrique est modélisé par une constriction de la source thermique. Le coefficient de constriction, déterminé pour le soudage A-TIG de l'acier inoxydable avec apport de silice, vaut  $c = 0,59$  pour la simulation.

La prise en compte de la constriction de la source thermique sans inversion des courants de convection ne modifie pas la morphologie de la zone fondue. Le bain de fusion étant beaucoup plus large que la tache anodique, l'effet de constriction, à énergie constante, est négligeable.

L'effet de constriction de la source thermique est donc étudié de façon couplée avec l'inversion des courants de convection par effet Marangoni.

Les problèmes inhérents à la simulation dans un domaine bidimensionnel conduisent à une représentation physiquement inexplicée de la largeur de la zone fondue. La mesure issue de la figure 5.28 est identique au cas sans constriction de la source thermique, c'est à dire  $L = 10,4 \text{ mm}$ . Cette largeur excessive a déjà été commentée précédemment et constitue une limitation importante du modèle que nous présentons.

Nonobstant la mauvaise appréciation de la modélisation sur la largeur de la zone fondue, les résultats de la simulation sont discutés pour l'évolution de la pénétration.

La pénétration de la zone fondue obtenue par la simulation est influencée par l'effet de constriction. Pour  $c = 0,59$ , la pénétration vaut  $P = 4,8 \text{ mm}$  au lieu de  $P = 4,5 \text{ mm}$  pour  $c = 1$ .

Dans le modèle couplé que nous présentons, l'effet de la constriction de la source thermique à énergie constante est un mécanisme mineur par rapport à l'effet Marangoni. L'augmentation de pénétration due à la modification de la source représente 12% de l'augmentation totale.

La faible valeur de la conductivité thermique de l'acier inoxydable 304L peut expliquer la faible influence de l'effet de constriction. La simulation numérique du soudage de matériaux bons conducteurs, tels que l'aluminium, semble une voie à explorer afin d'illustrer la sensibilité

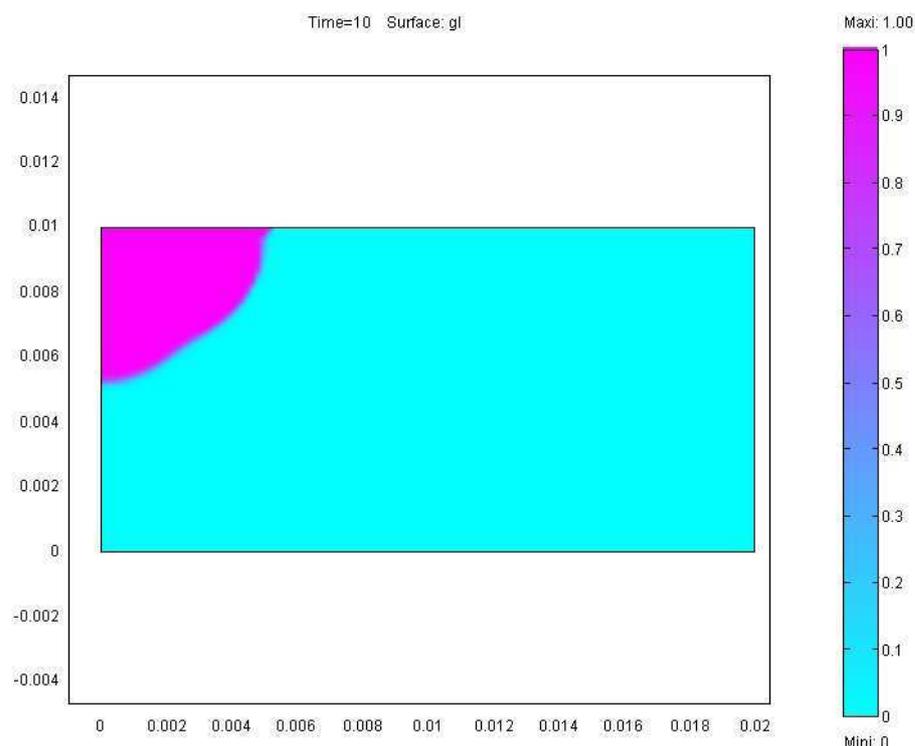


FIG. 5.28 – Représentation du taux de fraction liquide  $g_l$  dans le domaine pour  $c = 0,59$  et  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$

des matériaux à l'effet de constriction.

La comparaison du résultat issu de la simulation avec la zone fondue obtenue expérimentalement en soudage A-TIG est présentée dans la figure 5.29. Pour l'expérimentation, la largeur et la pénétration du bain de fusion valent respectivement  $L = 5,7 mm$  et  $P = 4,6 mm$ . Du fait des hypothèses simplificatrices du modèle, les écarts entre la simulation et les résultats expérimentaux, bien qu'ils soient quantitativement importants, sont satisfaisants d'un point de vue qualitatif. Au vu de ces résultats, le modèle de la contribution du flux activant permet de prédire raisonnablement la pénétration de la zone fondue à partir de l'action couplée de la constriction de la source thermique et de l'inversion des courants de convection.

### 5.6.7 Bilan

La formation du bain de fusion est représentée par un modèle simple. La simulation numérique permet d'obtenir pour le procédé TIG une morphologie de la zone fondue proche des résultats expérimentaux malgré des hypothèses simplificatrices fortes.

La contribution du flux activant est représentée dans ce modèle par deux actions :

- une action de constriction de la source thermique ;
- une inversion du gradient de tension de surface qui modifie le sens des courants de Marangoni dans le bain de fusion.

L'inversion du gradient de tension de surface est l'action prépondérante qui confère au bain de fusion des modifications géométriques importantes. En particulier, la pénétration du bain de fusion est fortement influencée par le sens de  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$ . Pour une valeur approximative fixée à partir de la

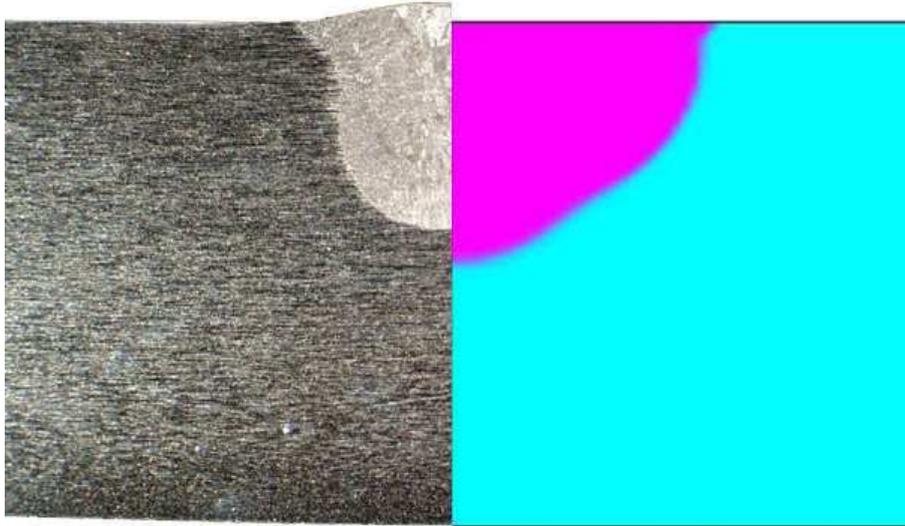


FIG. 5.29 – Demi-coupes transversales du bain de fusion d'un acier inoxydable 304L en procédé A-TIG, résultats expérimental (gauche) et numérique (droite) avec  $c = 0,59$  et  $\frac{\partial \gamma}{\partial T} = 0,6 \cdot 10^{-5} \text{ N.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

bibliographie, les résultats numériques sont proches des résultats expérimentaux et relativement satisfaisants. D'autre part, la constriction de l'arc électrique couplée à l'inversion du gradient de tension de surface se traduit par une légère augmentation de la pénétration de la zone fondue.

Les écarts importants entre les valeurs expérimentales et numériques de la largeur du bain de fusion peuvent être expliqués par la représentation inadaptée du problème thermique en mode  $2D$ . En perspective de ces travaux, un passage en mode  $2D$  axisymétrique (ou  $3D$ ) semble judicieux pour mieux apprécier la diffusion dans la largeur de la pièce.

Dans un modèle plus réaliste, le formalisme Lagrangien-Eulérien arbitraire (ALE) mériterait également d'être employé pour prendre en compte les modifications géométriques du bain de fusion, tels que le bombé de la surface libre ou l'effondrement pour des cordons débouchants.

Enfin, bien que l'investissement soit encore important, la transposition du modèle présenté dans cette partie pour l'acier inoxydable 304L aux autres matériaux de l'étude est une voie prometteuse. Elle permettrait d'analyser l'effet du coefficient de constriction  $c$  sur des matériaux fortement conducteurs pour lesquels l'effet tensioactif de l'oxygène n'est pas vérifié.

## 5.7 Conclusion

Ce chapitre traite de l'application de la silice au soudage de différents métaux et alliages. L'objectif était de mettre en évidence les mécanismes prépondérants dans la contribution du flux activant en fonction du matériau à souder et de ses propriétés physiques.

Dans la première partie expérimentale, les résultats indiquent une augmentation de la pénétration des lignes de fusion avec l'ajout de silice pour quatre des cinq matériaux de l'étude ; l'acier bas carbone *S235*, l'acier inoxydable 304L, l'aluminium 1050A et le cuivre *Cu99.99*. L'influence de la silice n'est pas significative pour le soudage du titane *T40*.

A partir des interprétations sur les tensions de l'arc électrique et de la forme du bain de

fusion, deux tendances se dégagent :

- l'effet Marangoni domine les mouvements de brassage dans le bain de fusion. L'oxygène qui est reconnu comme un élément tensioactif du fer inverse le sens de l'écoulement dans les bains ferreux (*S235* et *304L*). Les trois autres matériaux ne sont pas affectés significativement par cette action.
- l'action des charges négatives dans l'arc électrique dépend de la nature de l'anode. Les matériaux bons conducteurs thermiques (*1050A* et *Cu99.99*) favorisent la dissociation et l'ionisation du flux activant à cause d'une tension d'arc élevée.

La comparaison avec l'oxyde de magnésium *MgO* confirme que l'effet résistif du flux activant, lorsqu'il est disposé en deux bandes écartées, n'est pas un mécanisme prépondérant du procédé ATIG pour le soudage en courant continu.

L'analyse micrographique des joints soudés fait apparaître des inclusions dans la zone fondue des aciers bas carbone *S235* et inoxydable *304L*. La présence d'oxygène et de silicium dans la constitution des inclusions confirment la participation de ces éléments issus du flux activant au brassage du bain de fusion pour ces matériaux.

Enfin, la modélisation du soudage A-TIG est menée dans le but de mettre en évidence les principaux mécanismes de ce procédé. La participation du flux activant est intégrée dans la simulation numérique de la formation du bain de fusion par un modèle simple. Pour l'acier inoxydable *304L*, l'action prédominante est l'intervention du flux activant sur l'effet Marangoni. L'action de l'arc électrique représentée par une constriction de la source thermique est très minoritaire pour cet exemple.



## **Conclusions générales**



# Conclusions générales

Le présent document s'inscrit dans le cadre de l'utilisation des flux activateurs en soudage A-TIG.

Cette étude a été menée dans le but d'apporter une contribution au développement du procédé de soudage A-TIG. Bien que la méthode s'applique à la plupart des métaux et alliages, de nombreuses difficultés subsistent et freinent son développement industriel. Pour apporter des solutions à ces limitations, les objectifs de ce travail de thèse ont été orientés vers les points suivants :

- optimiser le procédé A-TIG, c'est à dire favoriser la contribution du flux activateur ;
- caractériser mécaniquement et métallurgiquement les joints soudés par cette méthode ;
- analyser et interpréter les mécanismes d'activation du flux à l'origine du procédé A-TIG.

Au préalable, une étude bibliographique est proposée, elle est composée de deux parties.

La première partie traite des mécanismes physiques dans l'arc électrique et dans le bain de fusion. Cette approche classique est menée dans le but d'identifier les mécanismes les plus importants à retenir pour la modélisation de la formation du bain de fusion en soudage TIG.

La seconde partie dresse un état de l'art complet de la contribution des flux activateurs en soudage. À notre connaissance, aucun recensement exhaustif n'apparaît dans la littérature. Ce chapitre constitue un recueil important de résultats sur le procédé A-TIG et les autres techniques recourant aux flux activateurs.

Chacun des points des objectifs est abordé et constitue une partie de l'étude expérimentale.

La première partie de l'étude expérimentale est consacrée à l'optimisation du procédé A-TIG. L'expérimentation est développée pour l'exemple de l'acier inoxydable 304L.

Dans un premier temps, nous proposons une méthode de choix du flux activateur qui donne lieu à la sélection de la silice pour cet alliage.

Dans un second temps, les paramètres de dépôt de la silice sont optimisés dans le but d'augmenter les performances du procédé et de garantir des résultats stables et réguliers. L'épaisseur du dépôt et l'écartement éventuel entre deux bandes du dépôt sont identifiés comme deux paramètres primordiaux dont la maîtrise permet de prévoir la morphologie des joints soudés :

- Une quantité optimale de flux activateur est fixée en fonction de l'énergie de soudage, l'épaisseur de dépôt doit donc être située dans un intervalle restreint. Pour des épaisseurs soudables comprises entre 2 et 5 mm, l'épaisseur de dépôt optimisée se situe entre 50 et 100  $\mu m$  ;

- Un écartement des bandes de flux permet d'éviter les risques d'instabilités de l'arc électrique et d'augmenter la gamme d'épaisseur de dépôt optimale. Nous proposons que la valeur de l'écartement soit fixée à peu près à la moitié de la taille de la tache anodique.

L'évolution de l'écartement des bandes de flux permet également d'illustrer les modifications de l'arc électrique. L'observation de l'arc électrique est à l'origine de la définition du coefficient de constriction qui représente l'action du flux activant sur l'arc.

Dans la seconde partie de l'étude, des joints soudés sont réalisés sur des tôles d'acier inoxydable 304L à partir de la méthode A-TIG avec une épaisseur de dépôt optimisée. Ces joints soudés sont caractérisés métallurgiquement et mécaniquement.

La caractérisation métallographique présente une orientation et une morphologie des grains différentes de celle des joints soudés par le procédé TIG à cause de la cinétique modifiée dans le bain de fusion. Elle révèle également la présence d'inclusions sphériques qui suggère une participation des éléments issus du flux activant.

Les essais mécaniques de la structure sont limités à des essais de traction uniaxiale avec extensométrie optique. Le principe de l'essai est validé par une simulation numérique utilisant le logiciel *Cast3m*. Les résultats de l'essai de traction indiquent que la limite d'élasticité de la zone fondue n'est pas affectée par la présence des inclusions. Par contre, la baisse relative de résistance mécanique dans la zone fondue est expliquée par la présence de ces inclusions. Les faciès de rupture confirment une rupture ductile prématurée initiée par la cavitation autour de ces inclusions.

Dans la troisième partie, l'application de la silice est étendue à différents métaux et alliages d'usage courant. L'originalité de cette approche réside dans le fait d'aborder la contribution d'un flux activant pour différents matériaux. Au contraire, les travaux classiques traitent plutôt de la sélection de flux activant pour un matériau donné.

Les résultats expérimentaux indiquent que l'efficacité de la silice en tant que flux activant est variable selon les propriétés physiques du matériaux et son affinité tensioactive avec le flux activant. En particulier, le flux activant est plus facilement dissocié et ionisé quand la conductivité thermique du matériau à souder est élevée et sa température de fusion est faible ; son action est donc d'autant plus importante puisqu'elle est proportionnelle à la quantité d'éléments chargés autour de l'arc électrique.

La comparaison de la silice avec l'oxyde de magnésium, dont la résistivité électrique est supérieure à haute température, indique que l'effet de constriction de l'arc électrique par effet résistif est négligeable. Le principe du soudage FB-TIG n'est donc pas directement transposable au soudage en courant continu des métaux et alliages de l'étude.

L'analyse de la zone fondue fait apparaître la présence d'inclusions uniquement pour l'acier bas carbone *S235* et l'acier inoxydable 304L. La détection de l'oxygène dans cette zone, sous forme d'inclusion, confirme la participation de cet élément aux mouvements de brassage du bain de fusion par effet Marangoni.

Enfin, la simulation numérique de la formation du bain de fusion permet d'obtenir des résultats raisonnables à partir d'un modèle simple. La comparaison avec les résultats expérimentaux indique que la morphologie du bain de fusion est convenablement prédite pour le procédé TIG. La modélisation de l'action du flux activant est plus grossière. L'augmentation de pénétration provoquée par l'action conjuguée de constriction de l'arc et de l'inversion des courants de Marangoni est décrite approximativement. Le modèle ne permet pas de représenter la contraction du bain de fusion à cause des hypothèses simplificatrices. Il justifie toutefois qualitativement la

prépondérance de l'effet Marangoni devant l'effet de constriction pour l'acier inoxydable 304L.

Cette étude aborde le procédé A-TIG sous l'aspect technologique, métallurgique, mécanique et de modélisation. Cette pluridisciplinarité implique évidemment que chacun des thèmes n'a pu être développé pleinement. En perspective de ce travail, les différentes voies explorées mériteraient d'être approfondies, en particulier l'étude mécanique ainsi que la simulation numérique.

Les pièces mécano-soudées sont destinées à former des structures dont l'usage les confrontent à des sollicitations cycliques. Des essais de fatigue semblent essentiels pour définir la tenue en service d'ensembles mécano-soudés réalisés par le procédé A-TIG. Il est raisonnable d'envisager que la limite d'endurance soit affectée par la présence des inclusions.

Par ailleurs, la simulation numérique de la formation du bain de fusion en soudage A-TIG a été présentée à partir d'un modèle simple. De nombreuses voies d'optimisation du modèle peuvent être explorées pour décrire plus justement la physique du cas d'étude. De plus, l'extension de la modélisation à d'autres nuances est une perspective à suivre pour généraliser le modèle que nous présentons.

D'un point de vue industriel, le développement d'un système de dépôt automatique est envisagé pour s'affranchir de la manipulation délicate lors de la préparation. Cette solution technologique est une véritable attente industrielle qu'il conviendrait de proposer.



# **Annexes**



## Annexe A

# Structure de la silice

### A.1 Introduction

La silice est un oxyde libre ou associé sous forme de silicates qui représente environ 75 % de l'écorce terrestre.

La silice libre existe sous deux états, amorphe (Figure A.1.b) ou cristallin (Figure A.1.c). Dans le second cas, les atomes de silicium et d'oxygène s'organisent régulièrement dans l'espace, le même motif d'un certain nombre d'atomes se répétant de façon périodique et ordonnée.

Quelle que soit la structure adoptée, l'atome de silicium, dans les formes courantes de la silice, est toujours disposé au centre d'un tétraèdre dont les quatre sommets sont occupés par des atomes d'oxygène (Figure A.1.a). Chaque atome d'oxygène étant commun à deux tétraèdres, la formule globale de la silice s'écrit  $SiO_2$  (dioxyde de silicium).

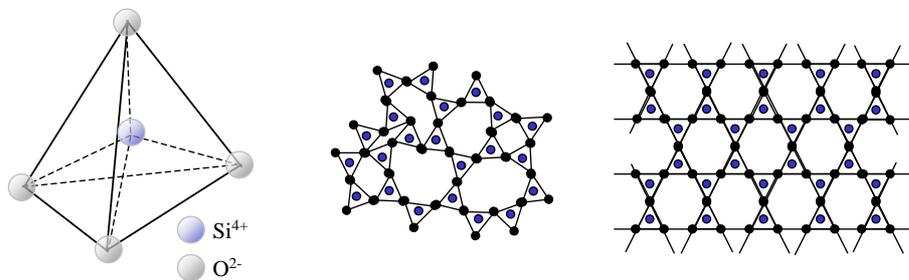


FIG. A.1 – (a) tétraèdre de base de la silice  $(SiO_4)^{4-}$ ; (b) représentation bidimensionnelle de la silice  $SiO_2$  à l'état amorphe ou vitreux; (c) représentation bidimensionnelle de la silice  $SiO_2$  à l'état cristallin [Baïlon et Dorlot, 2000]

Les propriétés originales et le rôle géochimique important de la silice expliquent les nombreuses applications industrielles en optique, électronique, production de matériaux réfractaires... de cette famille minérale.

### A.2 États et variétés de la silice

La silice se présente sous un grand nombre d'états différents, tant à l'état anhydre qu'à l'état hydraté; certains d'entre eux constituent des variétés allotropiques nettement caractérisées, d'autres moins bien connus, ne diffèrent peut-être de quelques unes des variétés précédentes que

par des caractères accidentels de forme, de grosseur des grains, n'ayant rien à voir avec la constitution proprement dite du corps.

### A.2.1 Silice anhydre

L'état de la structure atomique définit les groupes principaux de la silice anhydre [Le Chatelier, 1914]:

- *Silice cristallisée à haute densité*: Ce groupe comprend notamment le quartz, de densité 2,65 de forme cristalline en prismes hexagonaux pyramidés;
- *Silice cristallisée à faible densité*: Ce groupe comprend la tridymite et la cristobalite;
- *Silices amorphes*: Ce groupe comprend la silice vitreuse, obtenue par fusion vers 1800°C d'une quelconque des autres variétés de silice et la silice calcinée provenant de la déshydratation des silices hydratées

#### A.2.1.1 Silice cristallisée

Huit formes cristallisées de silice anhydre ont actuellement été recensées: le quartz, la tridymite, la cristobalite, la coésite, la kéatite, la stishovite, la mélanophlogite, la silice fibreuse *W*.

Les diverses modifications structurales de ces formes de silice correspondent à des modifications de la dispositions des tétraèdres les uns par rapport aux autres.

Chacune des formes cristallisées possède plusieurs variétés. La transition d'une espèce à une autre se traduit par des variations dimensionnelles dont certaines sont importantes à l'échelle des matériaux céramiques. Cela se traduit souvent par une fragilité au choc thermique, du tréssaillage et autres phénomènes dus aux tensions de dilation.

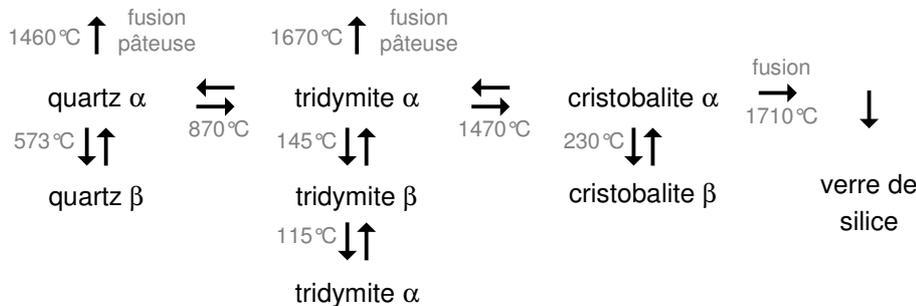


FIG. A.2 – Principales transformations des variétés de la silice

Les principales transformations déterminées par Fenner en 1913 sont représentées dans la figure A.2. Les transformations secondaires des formes principales (représentées verticalement) sont réversibles et très rapides alors que les transformations réciproques des formes principales (représentées horizontalement) ont lieu en présence d'un fondant avec un chauffage prolongé.

#### A.2.1.2 Silice amorphe

La principale variété de silice amorphe est la silice vitreuse (ou verre de silice). Elle résulte de la fusion des espèces cristallines quartz, trydimite ou cristobalite avec respectivement des températures de fusion de 1460°C, 1670°C et 1710°C.

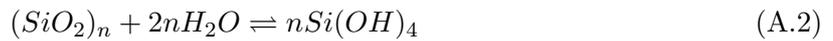
La silice calcinée (ou pyrogénée) provient de la déshydratation de gels de silice ou d'halogénures de silicium par hydrolyse en phase vapeur. Par exemple, la pyrohydrolyse de  $SiCl_4$  à  $1000^\circ C$  est décrite dans l'équation A.1



### A.2.2 Silice hydratée

La silice hydratée ne présente aucune composition définie ( $SiO_2, xH_2O$ ). Il existe dans la nature de nombreuses variétés de silice hydratée telle que l'opale, la calcédoine (dans le silex), et le tripoli (utilisé dans la fabrication des isolants thermiques). Certaines de ces variétés contiennent jusqu'à 12 à 13 % d'eau (moins de 10 % pour l'opale et la calcédoine).

La silice est parmi les éléments les moins insolubles. En effet, elle s'hydrate pour former l'acide orthosilicique  $Si(OH)_4$  qui est sa forme prédominante en solution aqueuse (Équation A.2). Si la concentration augmente (au delà de  $100\text{ mg/L}$ ), des dimères apparaissent par déshydratation :  $(OH)_3SiOSi(OH)_3$  et évoluent rapidement vers de longues chaînes colloïdales qui précipitent en gel par réticulation.



Le gel de silice est fortement hygroscopique et sert de desséchants. Il se comporte comme un amas poreux de grains extrêmement fins de silice anhydre vitreuse, formant avec l'eau une pâte de consistance gélatineuse, par un simple effet de fixation superficielle, d'adsorption [Lafuma, 1962].



## Annexe B

# La tension de surface en soudage

### Sommaire

---

<b>A.1 Introduction</b> .....	151
<b>A.2 États et variétés de la silice</b> .....	151
A.2.1 Silice anhydre .....	152
A.2.2 Silice hydratée .....	153

---

### B.1 Définition

La tension de surface, ou tension superficielle notée  $\gamma$ , caractérise un phénomène d'équilibre de particules en surface d'un fluide. On la représente comme une force de cohésion par unité de longueur s'exerçant sur une courbe tracée à la surface d'un fluide et tendant à minimiser sa surface libre. Par exemple, c'est la tension superficielle qui confère aux porosités, bulles et gouttes leur forme sphérique.

On peut ainsi définir l'état d'équilibre d'un atome selon qu'il se trouve à cœur ou en surface du matériau en représentant par des interactions directement périphériques les efforts extérieurs de nature électrostatique, tout en négligeant la gravité (Figure B.1).

Lorsqu'on se situe suffisamment loin de la surface libre, la résultante des efforts est nulle ; la particule est donc en équilibre comme indiqué dans l'équation B.1.

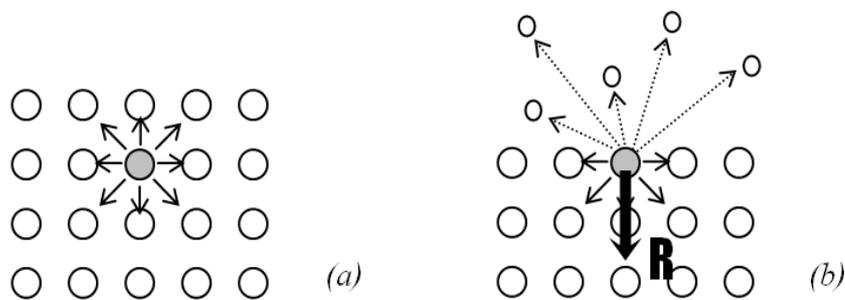


FIG. B.1 – Interactions électrostatiques des particules au sein du matériau (a) et en surface (b)

$$R = \sum F_i = 0 \quad (\text{B.1})$$

Dans le cas d'une particule en surface, les interactions sont de deux types :

- avec les atomes dans le fluide ;
- avec des molécules du gaz atmosphérique.

Par définition, les molécules gazeuses occupent l'espace libre ; la distance interatomique  $a$  est alors plus grande que dans le liquide et, par conséquent, les forces électrostatiques exercées par ces molécules ( $\sim 1/a^2$ ) sont réduites. De cette manière, un élément périphérique subit une attraction vers l'intérieur du matériau. La résultante caractérise la tension superficielle du liquide en  $N/m$  (Équation B.2). Si l'on souhaite amener une particule en surface, il faut fournir un travail afin de s'opposer à cette résultante.

$$R = \sum F_i \neq 0 \quad (\text{B.2})$$

Tout système tend à évoluer spontanément de façon à avoir une énergie libre minimale. Dans le cas du soudage, la surface libre du bain de fusion s'oppose à la déformation due à la poussée de l'arc.

## B.2 Effet Marangoni

En première approximation,  $\gamma$  est une mesure de la cohésion ; si l'énergie de cohésion augmente alors  $\gamma$  augmente. Or cette même énergie de cohésion chute avec l'augmentation de température liée à l'agitation moléculaire.

Dans un intervalle de température, la valeur de la tension de surface  $\gamma_T$  décroît donc linéairement en fonction de la température par l'équation B.3 [Le Neindre, 1992].

$$\gamma_T = \gamma_{T_f} - \frac{\partial \gamma}{\partial T}(T - T_f) \quad (\text{B.3})$$

avec  $\gamma_{T_f}$  représentant la tension de surface à la température de fusion  $T_f$ .

Cette relation est satisfaisante dans un domaine de quelques dizaines de degrés autour du point de fusion. L'équation généralisée introduite par Van der Waals (Equation B.4) a été testée avec satisfaction entre le point triple et le point critique.

$$\gamma_T = \gamma_0 \left(1 - \frac{T}{T_c}\right)^n \quad (\text{B.4})$$

avec  $n$  une constante souvent prise égale à  $\frac{11}{9}$  et  $\gamma_0$  définie à partir des température et pression critiques.

L'existence d'un gradient thermique dans un bain métallique donne donc lieu à la création de courants de surface. Ils sont dirigés des zones de tension superficielle faible vers les zones où la tension de surface est la plus forte [Matsunawa et Ohji, 1982, 1983, 1984]. Le mouvement de ces particules ainsi créé est appelé courant de Marangoni (Figure B.2).

Selon le signe du gradient thermique de tension superficielle  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$  en  $N.m^{-1}.K^{-1}$ , positif ou négatif, les courants induits seront respectivement centripètes ou centrifuges.

Dans le bain de fusion, l'existence d'un gradient thermique de tension de surface induit une contrainte de cisaillement en surface notée  $\tau_{t.s.}$  et qui s'oppose au cisaillement dynamique [Choo et Szekely, 1991] (Equation B.5).

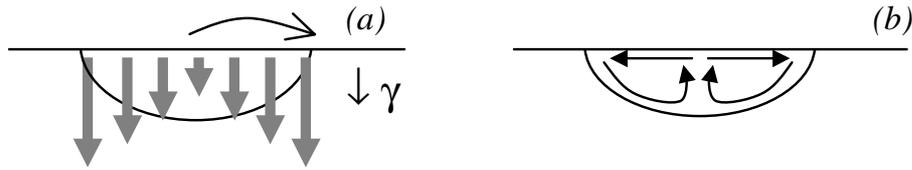


FIG. B.2 – Schémas de principe de l'effet Marangoni appliqué au soudage TIG : (a) gradient de tension de surface (b) courants de Marangoni dans le bain de fusion

$$\tau_{t.s.} = -\mu_{liq} \left( \frac{\partial u}{\partial z} \right)_{liq} = \left( \frac{\partial \gamma}{\partial T} \right) \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right) \tag{B.5}$$

Par définition, un courant de Marangoni est un courant créé par le gradient de tension de surface. Il est supérieur en intensité aux courants de convection naturelle [Marya et Olson, 1989]. En effet, la vitesse principale dans le bain de fusion est donnée par Bless [Lancaster, 1984] en prenant en compte la tension de surface (Équation B.6).

$$v_p \cong \frac{\alpha \Delta T}{(13 - L/P)\gamma} \tag{B.6}$$

avec  $\alpha = \frac{\partial \gamma}{\partial T}$  pour un matériau donné dont le gradient de tension de surface peut être considéré constant.

Selon le matériau considéré, la vitesse induite par la tension de surface peut varier de 0,1 à 1,4 m.s<sup>-1</sup> au lieu de quelques mm.s<sup>-1</sup> pour les mouvements de convection naturelle [Heiple et Roper, 1982; ?].

### B.3 Influence des éléments tensioactifs

Les alliages métalliques d'usage courant, et notamment ceux utilisés pour la fabrication d'ensembles mécano-soudés ont des formulations complexes. La présence de certains éléments, même en faible proportion, perturbe notablement la chimie du bain, en particulier par des changements de la tension de surface. Ces éléments sont dits tensioactifs. Le paragraphe suivant décrit leur influence.

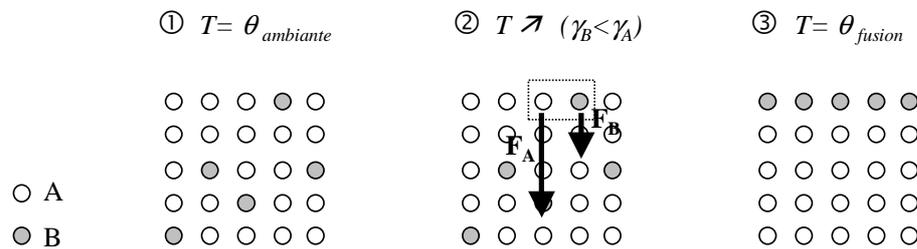


FIG. B.3 – Diffusivité des éléments tensioactifs dans un métal pur

Pour un métal A pur, considérons que des atomes d'un élément B soient dissous dans A tels que  $\gamma_B < \gamma_A$ . À la température ambiante, on peut schématiser la répartition de A et de B selon la configuration représentée par la Figure B.3. Lorsque la température augmente, les atomes deviennent de plus en plus mobiles jusqu'à la fusion où ils acquièrent une totale liberté. Les atomes A en surface subissent des "forces attractives" provenant de l'intérieur du matériau

plus grande que pour  $B$  ( $\gamma_B < \gamma_A$ ); afin de minimiser l'énergie de surface du métal liquide, les atomes du métal de base ont tendance à migrer au cœur du matériau tandis que ceux de l'élément d'addition ségrègent à la surface aux dépens de l'entropie du mélange [Walsh et Savage, 1985]. L'équation B.7 appelée équation de Gibbs donne l'adsorption<sup>1</sup> de surface  $\Gamma_s$  en fonction de la concentration  $c$  d'un soluté tensioactif.

$$\Gamma_s = -\frac{1}{RT} \frac{d\gamma}{d \ln c} \quad (\text{B.7})$$

L'augmentation de température après fusion génère une agitation atomique telle qu'elle permet la diffusion de  $B$  [Rodwell, 1985]. À partir de la température critique  $\theta_c$ , dépendante de la concentration en éléments tensioactifs, l'absence d'atome  $B$  en surface conduit la tension de surface du mélange à rejoindre celle du métal pur  $A$ .

Matsunawa et Ohji [1984] proposent une loi d'évolution de la tension de surface  $\gamma$  d'un mélange avec la température qui tient compte de la teneur des différentes espèces en solution (Équation B.8).

$$\gamma_T = \gamma_{T_f} - \frac{\partial \gamma}{\partial T}(T - T_f) - RT \Gamma_s \ln[1 + k a_i \exp \frac{-\Delta H^\circ}{RT}] \quad (\text{B.8})$$

avec  $k$  un paramètre fonction de l'entropie de ségrégation,  $a_i$  l'activité de l'espèce  $i$  dans la solution et  $\Delta H^\circ$  est la chaleur d'adsorption considérée comme indépendante de la température.

L'évolution de tension de surface du mélange A-B en fonction de la température peut donc être représentée approximativement par la figure B.4.

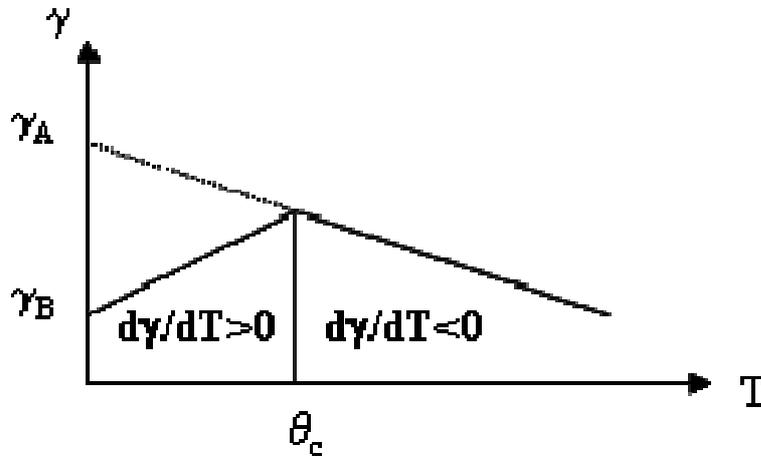


FIG. B.4 – Évolution de la tension de surface d'un mélange avec la température

Pour une faible teneur en soluté telle que  $\frac{\partial \gamma}{\partial T} > 0$ , les courants de Marangoni dans le bain de fusion sont centripètes. Ce type de brassage dans le bain de fusion favorise la formation d'une zone fondue pénétrée (Figure B.5).

## B.4 Bilan sur l'effet Marangoni en soudage

Les éléments mineurs ont une influence notoire sur les écoulements dans le bain de fusion. Dans le cas des aciers bas carbone et aciers inoxydables [Heiple et Roper, 1982; Pollard, 1988],

1. Adsorption : Phénomène par lequel des solides ou des solutions retiennent à leur surface des molécules, des ions en phase gazeuse ou liquide

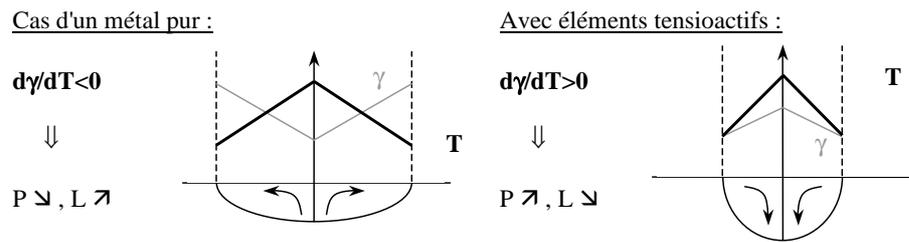


FIG. B.5 – Inversion des courants de Marangoni et influence sur le bain de fusion

le soufre, l'aluminium, le sélénium et l'oxygène, par exemple, sont des éléments dont la teneur modifie la géométrie des cordons de soudure de l'alliage à cause d'une variation de quelques dizaines de ppm.

Depuis une vingtaine d'années, les conséquences industrielles de cet effet sont un raffinement des nuances ainsi qu'un suivi de la composition des coulées pour les alliages destinés à des applications soudables afin d'obtenir des joints soudés de pénétration régulière.

Une application potentielle de l'effet Marangoni en soudage est l'application de flux activant en soudage A-TIG. Les éléments issus du flux activant participent à l'inversion des courants de Marangoni. Le principe de cette technique est développée dans le chapitre 2.



## Annexe C

# Modélisation de la source thermique en soudage A-TIG

### Sommaire

---

<b>B.1 Définition</b> . . . . .	155
<b>B.2 Effet Marangoni</b> . . . . .	156
<b>B.3 Influence des éléments tensioactifs</b> . . . . .	157
<b>B.4 Bilan sur l'effet Marangoni en soudage</b> . . . . .	158

---

### C.1 Introduction

En procédé de soudage à l'arc, la fusion des bords à assembler est obtenue par une source thermique d'origine électrique. L'énergie fournie à l'anode par les électrons incidents se compose d'après [Lancaster \[1984\]](#) de :

- l'énergie cinétique et, dans une moindre mesure, l'énergie thermique des électrons ;
- l'énergie potentielle des électrons.

Une partie de la chaleur transmise à la tôle en surface provient également de la convection du plasma d'arc.

Le bilan énergétique à l'anode doit, d'autre part, prendre en compte les pertes par conduction, convection, et radiation ainsi que l'énergie utilisée pour la dissociation, l'ionisation ou la vaporisation des atomes métalliques.

Finalement, la quantité de chaleur fournie à la tôle pour la formation du bain de fusion est difficilement calculable immédiatement à partir des paramètres électriques de la source de soudage. En particulier l'étude du plasma est délicate du fait de la complexité des éléments qui le constituent.

L'intérêt de cette étude n'est pas de décrire avec précision la physique de l'arc. Il s'agit au contraire de simplifier la formulation de la source thermique afin d'y ajouter un terme définissant la contribution du flux activant. Le modèle élémentaire de la source thermique en soudage A-TIG doit pouvoir être implémenter simplement dans un code de calcul pour représenter le rôle de l'arc électrique sur la formation du bain de fusion.

## C.2 Définition de la source thermique

### C.2.1 Définition générale

L'apport de chaleur est représenté par une source thermique de distribution gaussienne. La surface de la tôle sur laquelle s'applique l'énergie est un disque de surface  $S$  dont le diamètre correspond physiquement à la tache anodique.

Dans un problème axisymétrique, la distribution de chaleur transmise à la tôle peut être décrite par l'équation C.1 avec  $q_0$  représentant le pic de chaleur et  $k$  le coefficient de forme.

$$q_{(r)} = q_0 \cdot e^{-k \cdot r^2} \quad (\text{C.1})$$

La quantité de chaleur totale apportée à la tôle est alors définie comme l'intégrale sur la surface  $S$  de l'équation C.1 (Équation C.2).

$$Q = \int \int_S q_0 \cdot e^{-k \cdot r^2} r dr d\theta \quad (\text{C.2})$$

$$Q = \int_0^{2\pi} \int_0^\infty q_0 \cdot e^{-k \cdot r^2} r dr d\theta \quad (\text{C.3})$$

Après intégration, l'équation C.3 devient l'équation C.4.

$$Q = 2\pi \left[ -\frac{q_0}{2k} \cdot e^{-k \cdot r^2} \right]_0^\infty \quad (\text{C.4})$$

Finalement, la quantité de chaleur  $Q$  apportée par la source thermique de distribution gaussienne peut être définie simplement par l'équation C.5.

$$Q = q_0 \frac{\pi}{k} \quad (\text{C.5})$$

### C.2.2 Définition de la source thermique dans le plan

Dans un problème plan, la quantité de chaleur fournie par la source thermique est décrite par l'équation C.6.

$$Q' = \int_0^\infty q_0 \cdot e^{-k \cdot x^2} dx \quad (\text{C.6})$$

Après intégration, l'équation C.6 devient l'équation C.7.

$$Q' = \left[ \sqrt{\frac{\pi}{2k}} \operatorname{erf}(\sqrt{k} \cdot x) \right]_0^\infty \quad (\text{C.7})$$

La fonction  $\operatorname{erf}(x)$  est appelée *fonction d'erreur*, elle est définie par l'équation C.8.

$$\operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-t^2} dt \quad (\text{C.8})$$

avec  $\operatorname{erf}(\infty) = 1$  et  $\operatorname{erf}(0) = 0$ .

Finalement, dans un problème plan, la quantité de chaleur  $Q'$  fournie par une source thermique de distribution gaussienne est exprimée par l'équation C.9.

$$Q' = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \frac{q_0}{\sqrt{k}} \quad (\text{C.9})$$

## C.3 Contribution du flux activant

### C.3.1 Hypothèses

Les auteurs à l'origine du développement du soudage A-TIG décrivent l'action du flux activant comme une constriction de l'arc électrique (Partie 2.2.2.1). Des mesures de densité de courant (Figure C.1) confirment une distribution de l'énergie plus confinée en procédé A-TIG [Paton *et al.*, 1998; Berezovsky, 2002].

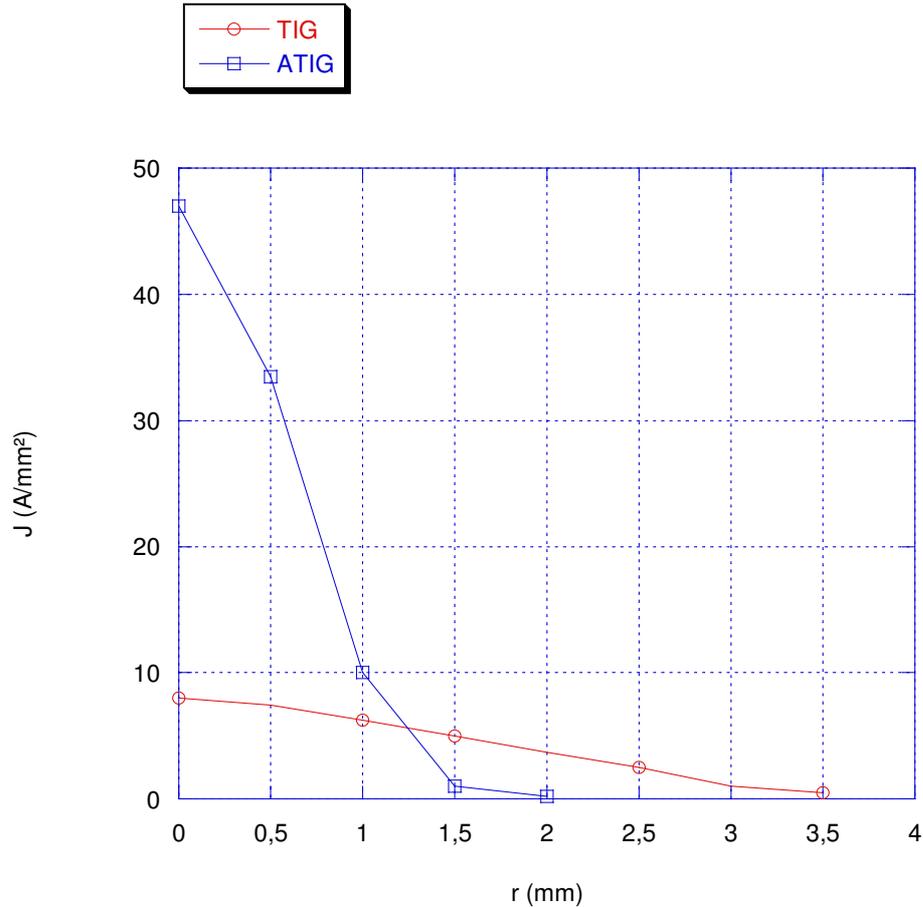


FIG. C.1 – Comparaison des densités de courant mesurées lors du soudage TIG et A-TIG d'un titane T40 [Paton *et al.*, 1998]

Dans cette étude, la contribution des flux activant est considérée comme une modification du gradient de quantité de chaleur apportée à l'anode. Par hypothèse, la quantité de chaleur  $Q_T$  en procédé TIG est inchangée en procédé A-TIG ( $Q_A$ ) (Équation C.10). En effet, une partie de l'énergie consacrée à la dissociation et à l'ionisation du flux activant est restituée dans le plasma par les éléments chargés issus de ce flux activant. Pour simplifier l'étude, la différence est considéré comme négligeable.

$$Q_T = Q_A \quad (\text{C.10})$$

À partir de cette hypothèse, il est possible de retrouver le pic d'énergie en soudage A-TIG  $q_A$  en fonction du coefficient de contraction  $k_A$  en combinant l'équation C.5 du cas général avec l'équation C.10 :

$$\frac{q_T}{k_T} = \frac{q_A}{k_A} \quad (\text{C.11})$$

Pour le cas simplifié du problème plan, le coefficient  $q_A$  est exprimé en fonction de  $k_A$  dans l'équation C.12 établie à partir de l'équation C.9.

$$\frac{q_T}{\sqrt{k_T}} = \frac{q_A}{\sqrt{k_A}} \quad (\text{C.12})$$

### C.3.2 Détermination du coefficient de constriction de l'arc électrique

Pour illustrer la contribution du flux activant, il s'agit de faire correspondre les coefficients de l'équation C.11 à des paramètres qui représentent physiquement les modifications dans l'arc électrique.

Expérimentalement, les observations de l'arc électrique (Paragraphe 3.4.4.2.2) font apparaître une constriction de l'arc électrique dans le cas de l'application de flux activant.

Pour quantifier cette constriction, la géométrie de l'arc peut être considérée approximativement comme une gaussienne (Figure C.2) définie par l'équation C.13.

$$z = z_0 e^{-\alpha \cdot r^2} \quad (\text{C.13})$$

Pour une altitude de référence  $z_{ref}$ , le coefficient de forme de la gaussienne  $\alpha_{ref}$  est défini par l'équation C.14 à partir de la mesure du rayon de référence  $R_{ref}$  représenté dans la figure C.2.

$$\alpha_{ref} = -\frac{1}{R_{ref}^2} \ln\left(\frac{z_{ref}}{z_0}\right) \quad (\text{C.14})$$

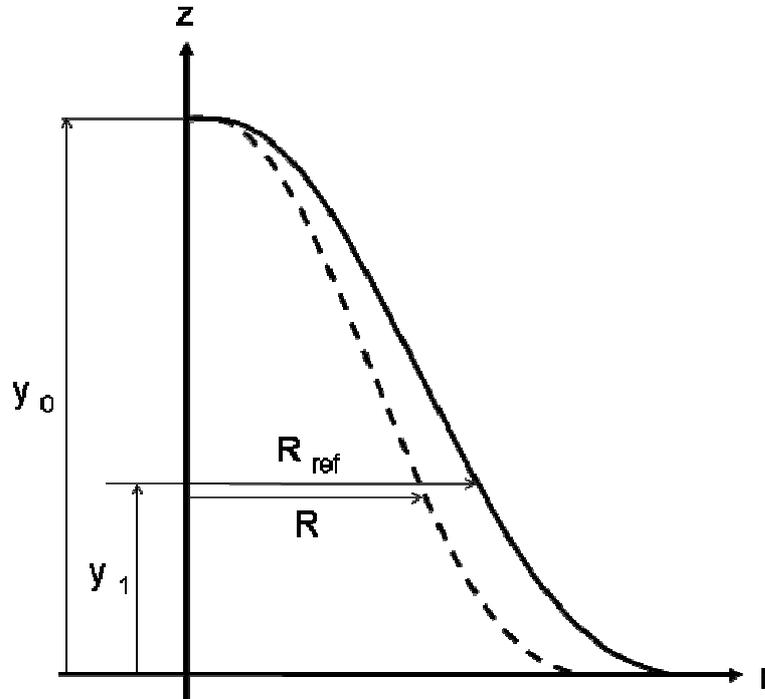


FIG. C.2 – Représentation gaussienne axisymétrique de la géométrie de l'arc électrique

Ainsi le coefficient de constriction  $c$  défini par l'équation C.15 représente la contribution du flux activant sur la géométrie de l'arc électrique assimilé à une gaussienne.

$$c = \frac{\alpha_{ref}}{\alpha} \quad (\text{C.15})$$

Finalement, en combinant les équations C.14 et C.15, le coefficient de constriction peut être présenté en fonction des diamètres respectifs des arc électriques mesurés expérimentalement (Équation C.16).

$$c = \left( \frac{\phi_{A-TIG}}{\phi_{TIG}} \right)^2 \quad (\text{C.16})$$

### C.3.3 Détermination du coefficient de forme de la gaussienne

Le coefficient  $c$  représente la constriction de l'arc électrique. La diminution de diamètre  $\phi$  est mesurée à partir d'une zone lumineuse saturée. L'intensité lumineuse du signal vidéo peut être assimilée à la luminance monochromatique définie par la Loi de Stefan-Boltzmann (Équation C.17).

$$L^0 = \frac{\sigma}{\pi} T^4 \quad (\text{C.17})$$

où  $\sigma$  est la constante de Stefan-Boltzmann :  $\sigma = 5,67.10^{-8} W.m^{-2}.K^{-4}$ .

L'application de cette loi à l'observation de clichés de l'arc électrique délimite la zone saturée par une isotherme à l'intérieure de laquelle se trouve une part importante de la quantité de chaleur fournie à l'anode. La constriction de la zone saturée est donc associée à un étranglement du pic d'énergie.

Dans la modélisation de la source thermique, la contribution du flux activant est définie par le coefficient de forme  $k$ . Par hypothèse, une relation de proportionnalité est établie entre  $c$  et  $k$  (Équation C.18).

$$c = \frac{k_{A-TIG}}{k_{TIG}} \quad (\text{C.18})$$

L'acier inoxydable est choisi pour illustrer les modifications de la source thermique. L'étude de l'arc électrique, menée pour le soudage de ce matériau dans le paragraphe 3.4.4.2, indique que la constriction maximale de l'arc électrique vaut  $c = 0,59$  en A-TIG. La figure C.3 illustre la modification de répartition de la chaleur sur la tache anodique pour un pic de chaleur  $q_T$  unitaire dans le cas général. Pour le problème plan, la modification de distribution de chaleur est représentée par la figure C.4.

L'augmentation de densité d'énergie ainsi que la réduction de la taille de la tache anodique en soudage A-TIG représentent une cause de la modification de géométrie des cordons avec l'utilisation de flux activateurs. La contribution de ces éléments peut, dans un premier temps, être quantifiée approximativement à partir d'observations de l'arc électrique.

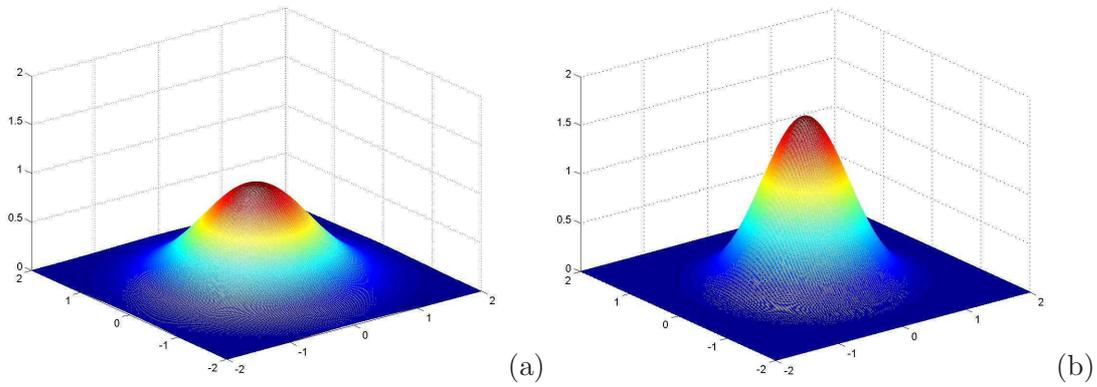


FIG. C.3 – Distribution gaussienne de la quantité d'énergie fournie en soudage TIG (a) et en soudage A-TIG (b)

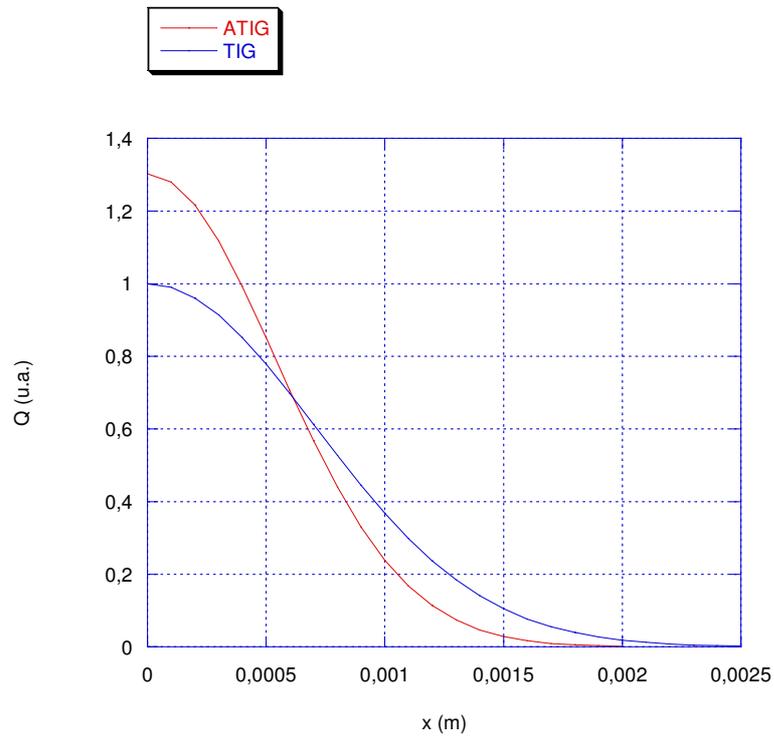


FIG. C.4 – Représentation de la quantité de chaleur  $q$  fournie à l'anode en fonction de l'éloignement de l'axe de l'électrode  $x$  pour le problème plan

## C.4 Conclusion

À partir d'hypothèses fortes mais réalistes, l'observation de l'arc électrique conduit à la détermination d'un modèle analytique de la source thermique. La contribution des flux activants illustrée physiquement par une constriction de l'arc électrique est intégrée dans le modèle par l'intermédiaire d'un coefficient de constriction  $c$ . Ce coefficient est déterminé à partir de résultats expérimentaux. Il dépend des conditions expérimentales (matériau, flux, énergie de soudage...).

L'implémentation de ce modèle analytique dans un code de calcul permet de prendre en compte l'influence des modifications de géométrie de l'arc électrique sur la formation du bain de fusion.



# Bibliographie

- Abralov, M., Abdurakhmanov, R., Saidov, R., et Abdurakhimov, A. (1991). Flux for welding of light alloys. [37](#)
- Ames, N., Johnson, M., et Lippold, J. (2002a). Effect of gtaw flux on microstructure and properties of austenitic super austenitic and super duplex stainless steel welds. *ASM Proceedings of the International Conference: Trends in welding research*, 29–34, Pine Mountain, GA. ASM International. [37](#), [93](#)
- Ames, N., Johnson, M., et Lippold, J. (2002b). Effect of gtaw flux on microstructure and properties of austenitic, super austenitic and super duplex stainless steel welds. *ASM Proceedings of the International Conference: Trends in welding research*, 29–34, Pine Mountain, GA. ASM International. [37](#)
- Anderson, P.C.J. and Wiktorowicz, R. (1995). Improving productivity with a-tig welding. *Welding and Metal Fabrication*, **64**, 108–109. [110](#)
- Asai, S., Tsuboi, R., et Kamimura, K. (2004). Application of a-tig process to repair welding in power plants. *IIW Commission XII Workshop, DocXII-1803-04*, Osaka, Japan. [36](#), [38](#)
- Ashby, M. et Jones, D. (1998). *Matériaux - Tome 1 - Propriétés et applications*. [86](#), [98](#)
- Babuska, I. (1973). The finite element method with lagrangian multipliers. *Numerical Mathematics*, **20**, 179–192. [133](#)
- Baïlon, J. et Dorlot, J. (2000). *Des Matériaux*. Presses internationales Polytechniques. [151](#), [181](#)
- Barralis, J. et Maeder, G. (1997). *Précis de Métallurgie*. AFNOR. [86](#), [95](#), [104](#), [179](#)
- Benard, J. (1962). *L'oxydation des Métaux*, volume Tome I. Imp. Louis Jean, Gap. [108](#), [109](#), [180](#)
- Berezovsky, B. (2002). *The mathematical models of arc welding*, volume Vol. 1 de ISBN 5-696-02217-0. SUSU Publishing. [33](#), [163](#)
- Binard, J. et Chabenat, A. (1985). Etude expérimentale des paramètres influençant le bain de fusion. *Soudage et Techniques Connexes*, 20–36. [34](#), [49](#)
- Brezzi, F. (1974). On the existence uniqueness and approximation of saddle-point problems arising from lagrangian multipliers. *RAIRO*, **R2**, 129–151. [133](#)
- Burgardt, P. et Heiple, C. (1986). Interaction between impurities and welding variables in determining gta weld shape. *Welding Journal*, 150s–155s. [49](#)
- Carman, P. C. (1937). Fluid flow through a granular bed. *Transactions of the Institution of Chemical Engineers*, **15**, 150–167. [129](#)
- Cary, H. (1998). *Modern Welding Technology*. Prentice-Hall, 4th édition. [31](#)
- CETIM (1983). *Mecanosoudage - fabrication*. [25](#), [29](#), [30](#)
- Choo, R. et Szekely, J. (1991). The effect of gas shear stress on marangoni flows in arc welding. *Welding Journal, Welding research supplement*, 223s–233s. [21](#), [23](#), [127](#), [132](#), [156](#), [177](#)

- Chunli, Y., U., M., et Manabu, T. (2000a). Detection of surface tension and effect of surface active flux in tig welding. *Jixie Gongcheng Xuebao/Chinese Journal of Mechanical Engineering*, **36**, 59–63. [32](#)
- Chunli, Y., Masao, U., et Manabu, T. (2000b). Effect of surface active flux on welding pool depth and arc phenomenon in tig welding. *Jixie Gongcheng Xuebao/Chinese Journal of Mechanical Engineering*, **36**, 43–46. [36](#)
- Cornu, J. (1986). *Le soudage par fusion en continu, Procédés*, volume 2. [18](#), [19](#), [20](#), [177](#)
- Cretteur, L. (1998). *Etude du soudage des alliages d'aluminium par Laser CO2 de forte puissance*. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Nantes. [31](#)
- Dagallier, B. Maroy, M. (1977). *Manuel technique des aciers inoxydables*. Pyc edition édition. [95](#)
- Davis, L. (1981). An introduction to welding fluxes. Welding Institute. [28](#), [30](#)
- Debuigne, A. (1996). Caractéristiques de l'électrode de tungstène en soudage tig. *Soudage et techniques connexes*, 9–33. [18](#), [183](#)
- Den Ouden, G. (1971). L'arc électrique. volume 1, 3–12. Philips welding reporter. [16](#), [19](#)
- Domergue, L. (1997). *Etude de la convection capillaire lors de la fusion-solidification d'alliages industriels par bombardement électronique défocalisé. Application au soudage*. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Nantes. [93](#), [179](#)
- Dong, C. et Katayama, S. (2004). Basic understanding of a-tig welding process. *IIW Commision XII Workshop, DocXII-1802-04*, Osaka, Japan. [32](#), [33](#), [34](#), [36](#), [46](#)
- Dumont, P., Le Corre, S., Orgéas, L., Favier, D., Gaborit, C., et Lory, P. (2005). Finite element implementation of a two-phase model for compression molding of composites. *Revue Européenne des Elements Finis, Composite forming simulations*, **14**, 883–900. [129](#)
- Eriksson, J., Limu, H., et Hannerz, N. (1997). Welding test on stainless steel with the paton a-tig method. *Duplex Stainless Steels, 5th World Conference*, 369–375. [35](#)
- Eroshenko, L., Prilutskij, V., Belous, V., et Zamkov, V. (2001). Effect of fluxes on the temperature and current density in arc column during argon-arc tungsten electrode welding. *Avt. Svarka*, 3–6. [32](#)
- Famo, K., Toyada, M., et Ito, S. (2004a). Application of gta welding with activating flux to nuclear power plant. *IIW Commision XII Workshop, DocXII-1796-04*, Osaka, Japan. [37](#), [38](#)
- Famo, K., Toyada, M., et Ito, S. (2004b). Application of gta welding with activating flux to nuclear power plant. Osaka, Japan. IIW Commision XII Workshop, Doc XII-1796-04. [93](#)
- Fan, D., Zhang, R., Gu, Y., et Ushio, M. (2001a). Study on a-tig welding of mild steels. *Proc. of the 7th International Welding Symposium*, 119–124, Kobe, Japan. [33](#), [36](#), [107](#), [119](#)
- Fan, D., Zhang, R., Nakata, M., et Ushio, M. (2003). Yag laser welding with surface activating flux. *China welding (English Edition)*, **12**, 83–86. [38](#)
- Fan, H., Tsai, H., et Na, S. (2001b). Heat transfer and fluid flow in partially or fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **44**, 417–428. [24](#), [129](#)
- Fautrelle, Y. (1985). Ecoulement dans les bains métalliques en procédé de soudage tig. *Soudage et Techniques Connexes*, 12–19. [22](#), [128](#), [135](#)
- Fenton, E. (1966). *Manuel du brasage*. American Welding Society, dunod édition. [29](#), [30](#)
- Fortun, M. (2004). *Application des flux activants au soudage TIG du cuivre*. Master's thesis, IUT de Nantes, Université de Nantes. [36](#)

- Genevois, C. (2004). *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant*. Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble. [99](#)
- Gurevitch, S., Zamkov, V., et Kushnirenko, N. (1965). Improving the penetration of titanium alloys when they are welded by argon tungsten arc process. *Avt. Svarka*, 1–4. [29](#), [31](#), [35](#), [78](#)
- Gurevitch, S., Zamkov, V., et Kushnirenko, N. (1973). *Metallurgical and technological features of titanium alloy welding hen using fluxes*, *Titanium Science and Technology*, volume 1. Plenum Press. [29](#), [32](#), [36](#), [118](#)
- Gurland, J. et Plateau, J. (1963). The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions. *Transactions of ASM*, **56**, 442–456. [102](#)
- Habchi, G. (1986). *Etude métallurgique de la fissuration de solidification de quelques aciers inoxydables et de quelques alliages d'aluminium en relation avec les paramètres de soudage TIG*. Thèse de Doctorat, Université de Nantes. [90](#)
- Heiple, C. et Roper, J. (1982). Mechanism for minor element effect on gta fusion zone geometry. *Welding Journal, Welding Research Supplement*, 97s–102s. [22](#), [32](#), [34](#), [157](#), [158](#)
- Hirata, H., Ogawa, K., Taka, T., et Honda, T. (1999). Effect of chemical compositions on anode area formation in tig arc welding - effect of chemical compositions on weldability in fabrication in high alloyed steel. *Welding Research Abroad*, **45**, 40–41. [35](#)
- Hunag, Y., Fan, D., et Fan, Q. (2004). Effect of activating flux on welding penetration of a-tig welding with dcsp mode of aluminium alloy. *Transactions of the China Welding Institution*, **25**, 60–62. [36](#)
- Kanayama, K., Murakami, T., et Nakamura, M. (2000). Tig welding flux of stainless steel. [36](#), [37](#)
- Kazakov, Y. (1985). Effect of activating fluxes on the structure of the welding arc in argon. *Welding Production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo)*, **32**, 40–42. [32](#)
- Keene, B. (1988). Review of data for the surface tension of iron and its binary alloys. *International Materials Reviews*, **33**, 1–37. [136](#)
- Key, J. (1993). *Welding brazing and soldering*, volume 6 de *ASM Handbook*, chapter Arc Physics of gas tungsten arc welding, 30–35. [17](#), [19](#), [20](#)
- Kurokawa, T., Hosoi, K., Okaniwa, T., et Tani, M. (2002). Flux composition for tig welding. [36](#)
- Lacombe, P., Baroux, B., et Béranger, G. (1990). *Les aciers inoxydables*. [89](#), [92](#), [179](#)
- Lafuma, . (1962). *Chimie appliquée aux matériaux de construction : chaux et ciment, céramiques et verrerie*, volume VI. Masson édition. [153](#)
- Lancaster, J. (1984). *The Physics of welding*. Pergamon Press. [14](#), [17](#), [24](#), [33](#), [115](#), [157](#), [161](#)
- Le Chatelier, H. (1914). *La silice et les silicates*. [152](#)
- Le Corre, S. (2001). *Etude de la mise en forme par compression des Sheet Molding Compounds*. Thèse de Doctorat, Université Joseph Fourier - Grenoble I. [129](#)
- Le Neindre, B. (1992). *Tension superficielle des composés inorganiques et des mélanges*, volume K475 de *Techniques de l'Ingénieur*. [156](#)
- Lin, S., Yang, C., Liu, F., Wu, L., et Su, S. (2001). Effect of activating fluxes on weld mechanical properties in tig welding. *China Welding (English Edition)*, **10**, 170–174. [38](#), [98](#), [183](#)
- Lin, S., Yang, C., Liu, F., et Wu, L. (2002). Effect of activating fluxes on weld properties during tig welding of stainless steel. *Harbin Gongye Daxue Xuebao/Journal of Harbin Institute of Technology*, **34**, 308–311. [47](#)

- Liu, F., Lin, S., Yang, C., et Wu, L. (2002a). Effect of activating fluxes and welding parameters on weld depth to width ratio in a-tig welding. *Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution*, **23**, 5–8. [47](#)
- Liu, F., Lin, S., Yang, C., et Wu, L. (2002b). Effect of activating fluxes on weld form in tig welding of stainless steel and titanium alloy. *Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution*, **23**, 1–4. [62](#)
- Liu, F., Yang, C., Lin, S., Wu, L., et Su, S. (2003). Effect of weld microstructure on weld properties in a-tig welding of titanium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, **13**, 876–880. [36](#), [37](#), [38](#), [183](#)
- Liu, J., Ma, L., Zhang, F., et Lei, D. (2004). Effect of activating flux on plasma during co2 laser welding. *Proceedings of SPIE - The international Societ for optical engineering*, **5629**, 202–208. [38](#)
- Lowke, J., Tanaka, M., et Ushio, M. (2000). Modelling tig arcs and the weldpool in a unified system. *IIW/IIS Florence Proceedings*, Florence, Italia. IIW Commission 212. [129](#), [135](#)
- Lowke, J., Tanaka, M., et Ushio, M. (2004). Insulation effects of flux layer in producing greater weld depth. *IIW Commision XII Workshop, DocXII-1800-04*, Osaka, Japan. [22](#), [32](#), [33](#), [34](#), [35](#), [39](#), [136](#)
- Lu, S., Fujii, H., Sugiyama, H., Tanaka, M., et Nogi, K. (2002). Weld penetration and marangoni convection with oxide fluxes in gta welding. *Materials Transactions*, **43**, 2926–2931. [34](#), [37](#), [49](#), [56](#), [62](#), [107](#), [119](#)
- Lu, S., Fujii, H., Tanaka, M., et Nogi, K. (2004a). Effects of welding parameters on the weld shape in ar-o2 and ar-co2 shielded gta welding. *IIW Commision XII Workshop, Doc XII-1796-04*, Osaka, Japan. [40](#)
- Lu, S., Fujii, H., et Nogi, K. (2004b). Marangoni convection and weld shpae variations in ar-o2 and ar-co2 shielded gta welding. *Materials Science and Engineering A*, **380**, 290–297. [40](#), [41](#), [107](#), [177](#)
- Lu, S., Fujii, H., et Nogi, K. (2004c). Sensitivity of marangoni convection and weld shape variations to welding paramters in o2-ar shieded gta welding. *Scripta Materiala*, **51**, 271–277. [40](#)
- Lucas, W. et Howse, D. (1996). Activating flux - increasing the performance and productivity of the tig and plasma processes. *Welding and Metal Fabrication*, **64**, 5. [34](#), [47](#), [56](#), [177](#)
- Lucas, W., Howse, D., Savistky, M., et Kovalenko, I. (1996). A-tig flux for increasing the performance and productivity of welding processes. *IIW/IIS Budapest Proceedings*, 257–274, Budapest, Romania. IIW Commission XII. [36](#), [46](#)
- Marchand, D. and Bonnet, C. (1997). Augmentation du pouvoir pénétrant du soudage tig : le soudage atig. *Souder*, 27–30. [37](#), [58](#)
- Marya, M. (2002). Theoretical and experimental assessment of chloride effects in the a-tlg welding of magnesium. *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde*, **46**, 7–21. [36](#)
- Marya, M. et Edwards, G. (2002). Chloride contributions in flux-assisted gta welding of magnesium alloys. *Welding Journal*, **81**, 291s–298s. [56](#)
- Marya, M., Olson, D., Kaydanov, V., et Liu, S. (2001). Semi-empirical correlations and electronic model for themoelectron enhancing particles in gtaw cathodes. *Proceedng of the International Conference on Joining of Advanced and Specialty Materials*, Indianapolis, IN. ASM. [17](#), [18](#)
- Marya, S. et Araki, T. (2004). Underlining surface tension effects inwelding and joining technologies. *IIW International Congress on Welding and Allied Processes*, B10 1–10. [23](#)

- Marya, S. et Olson, D. (1989). Effect of minor elements and process parameters on gta weld bead variances in steels. *Mémoires et Etudes Scientifiques - Revue de Métallurgie*, 25–34. **49**, **119**, **157**
- Matsunawa, A. et Ohji, T. (1982). Role of surface tension in fusion welding (part 1). *Transactions of JWRI*, **11**, 145–154. **156**
- Matsunawa, A. et Ohji, T. (1983). Role of surface tension in fusion welding (part 2). *Transactions of JWRI*, **12**, 123–130. **156**
- Matsunawa, A. et Ohji, T. (1984). Role of surface tension in fusion welding (part 3). *Transactions of JWRI*, **13**, 147–156. **156**, **158**
- Matweb (2005). <http://www.matweb.com/search/SearchProperty.asp>. **98**
- Middel, W. (2000). *Additives in GTA Welding*. Thèse de Doctorat, Delft University of Technology. **33**, **49**, **62**, **107**, **119**
- Middel, W. et Den Ouden, G. (1998). The effect of additives on arc characteristics in gta welding. *5th Int. Conf. On trends in welding research, Proc. Conf.*, 394–399, Pine Mountain, GA. ASM 98. **32**, **36**, **118**
- Middel, W., Pieters, R., et Den Ouden, G. (2000). Influence of additives on arc properties. *IIW/IIS Florence Proceedings*, 1–9, Florence, Italia. IIW Commission XII. **18**, **54**, **78**
- Mills, K. et Keene, B. (1990). Factor affecting variable weld penetration. *International Materials Reviews*, **35**, 185–216. **23**
- Modenesi, P., Apolinario, E., et Pereira, I. (2000). Tig welding with single-component fluxes. *Journal of Materials Processing Technology*, **99**, 260–265. **32**, **36**, **47**, **54**, **107**, **119**
- Ni, J. et Beckermann, C. (1991). A volume-averaged two-phase model for transport phenomena during solidification. *Metallurgical and Material Transaction B*, **22**, 349–361. **129**
- Ogawa, Y. (2004). Effect of active flux on anode reaction. *IIW Commision XII Workshop, DocXII-1797-04*, Osaka, Japan. **32**, **33**, **35**, **177**
- Okaniwa, T., Tani, M., et Nakano, M. Okazaki, T. (2000). Active flux composition for tig welding. **37**
- Olson, D. et Edwards, G. (1998). Interfacially driven mass transport in joining and coaing technologies. *Philosophical Transaction of the Royal Society, Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 927–940. **22**
- Olson, D., Liu, S., Frost, R., Edwards, G., et Fleming, D. (1993). *Welding brazing and soldering*, volume 6, chapter Nature and Behavior of Fluxes Used for Welding, 55–63. Asm handbook édition. **27**, **29**, **126**
- Paskell, T. and Lundin, C. et Castner, H. (1997). Gtaw flux increases weld joint penetration. 57–62. **35**, **37**
- Paton, B., Zamkov, V., et V.P., P. (1998). Le soudage a-tig du titane et de ses alliages. *Soudage et techniques connexes*, 23–26. **31**, **33**, **36**, **37**, **163**, **181**
- Perry, N. (2000). *Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables*. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Nantes. **22**, **28**, **38**, **49**, **102**, **119**
- Pollard, B. (1988). The effects of minor elements on the welding characteristics of stainless steel. *Welding Journal*, 202s–213s. **63**, **158**
- Puybouffat, S., Chabenat, A., Boudot, C., Lacroix, D., Jeandel, G., et Marya, S. (2000). Spectroscopic study of arc plasma in atig welding of a stainless steel 304 with tio2 as a flux cover. *IIW/IIS Florence Proceedings*, Florence, Italia. IIW Commision XII. **33**, **36**

- Rappaz, M., Bellet, M., et Deville, M. (1998). *Modélisation Numérique en science et génie des matériaux*. Presses Polytechniques et Universitaire Romande. 128, 129
- Rodwell, M. (1985). Surface tension effects in welding. *The welding institute research bulletin*, 192–200. 158
- Rokhlin, S. et Guu, A. (1993). A study of arc force, pool depression and weld penetration during gas tungsten arc welding. *Welding Journal*, 72, 381–390. 20
- Rückert, G. (2002). *Contribution des flux activants au soudage ATIG et FBTIG en courant continu - Applications aux alliages d'aluminium*. Master's thesis, Ecole Centrale Nantes. 36, 110
- Rückert, G., Huneau, B., et Marya, S. (2004a). Influence of silica deposit thickness on penetration of gta welds of austenitic stainless steels. *ESAFORM 2004 Proceedings*, 383–386, Trondheim, Norway. 70
- Rückert, G., Huneau, B., et Marya, S. (2004b). Optimization of flux coatings on atig welding performance; case study of silica on stainless steels. J. Osaka, éditeur, *IIW/IIS Osaka Proceedings*, 1–10. IIW Commission XII. 74
- Rückert, G., Huneau, B., et Marya, S. (2005). Caractérisation micrographique et mécanique des joints par la méthode atig. *Actes du Congrès Français de Mécanique*, 1–6. Association Française de Mécanique. 95
- Saidov, R. (1998). Welding flux. 37
- Saidov, R., Mourton, H., Le Gall, R., et Saindrenan, G. (1999). Le soudage a-tig de l'acier inoxydable superduplex ur52n+. *Soudage et Techniques Connexes*, 3–8. 37, 46
- Saidov, R., Semmler, U., Matthes, K., et Bohr, A. (2003a). Improving the weldability of al alloys by using fluxes - part 1: Weld shape and weld irregularities. *Schweissen und Schneiden/Welding and Cutting*, 55, 196–203. 37
- Saidov, R., Semmler, U., Matthes, K., et Bohr, A. (2003b). Improving the weldability of al alloys by using fluxes - part 2: Microstructures, chemical and mechanical properties and weld preparation. *Schweissen und Schneiden/Welding and Cutting*, 55, 282–285. 36, 37
- Sapp, M. (1987). A history of welding. 28
- Savitskii, M., Kushnirenko, B., et Lupan, A. (1981). Special features of the formation of welds made with activating fluxes. *Automatic welding*, 34, 23–25. 32
- Schwemmer, D., Olson, D., et Williamson, D. (1979). Relationship of weld penetration to the welding flux. *Welding Journal*, 58, 153–160. 29
- Simonik, A. (1976). Effect of contraction of the arc discharge upon the introduction of electro-negative elements. *Svar. Proiz.*, 68–71. 31, 33, 78, 118
- Sire, S. (2002). *Etude de la formation du bain de fusion en soudage TIG en présence d'un depot de silice - Application au soudage ATIG des aciers au carbone et FBTIG des alliages d'aluminium*. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Nantes. 39, 49, 116, 177
- Sire, S. et Marya, S. (2001). New perspectives in tig welding of aluminium through flux application, fbtig process. *Proc. of the 7th International Welding Symposium*, 113–118, Kobe, Japan. 36, 39, 63
- Sire, S. et Marya, S. (2002a). On the development of a new flux bounded tig process (fbtig) to enhance weld penetrations in aluminium 5086. *International Journal of Forming Processes*, 5, 39–51. 107
- Sire, S. et Marya, S. (2002b). On the selective silica application to improve welding performance of tungsten arc process for a plain carbon steel and aluminium. *CR Mécanique - Académie des sciences*, 330, 83–89. 32, 54, 72

- Sire, S., Perry, N., et Marya, S. (2001). New fluxes for enhanced gta welding in steels. *International Welding Conference 2001 on Advances in Welding and Cutting Technology*, New Dehli, India. **36, 39**
- Sire, S., Ruckert, G., et Marya, S. (2002). Flux optimisation for enhanced weld penetration in aluminium contribution to fbtig process. *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde*, **46**, 207–217. **108, 109**
- Sire, S. and Marya, S. (2000). New perspectives in gta welding of carbon steels by the use of silica. *International Journal of Forming Processes*, **3**, 279–301. **119**
- Tanaka, M., Shimizu, T., Terasaki, H., Ushio, M., Koshi Shi, F., et Yang, C. (2000). Effects of activating flux on arc phenomena in tig arc welding. *IIW/IIS Florence Proceedings*, Florence, Italia. IIW Commision XII. **35, 36**
- Tsai, C. et Tso, C. (1993). *Welding brazing and soldering*, volume 6 de *ASM Handbook*, chapter Heat Flow in Fusion Welding, 7–18. **22**
- Walsh, D. W. et Savage, W. F. (1985). Autogenous gta weldments - bead geometry variations due to minor elements. *Welding Journal*, 59s–62s. **158**
- Yang, C., Lin, S., Liu, F., Wu, L., et Zhang, Q. (2003). Research on the mechanism of penetration increase by flux in a-tig welding. *Journal of Materials Science and Technology*, **19**, 225–227. **32, 34, 36**
- Zhang, R. et Fan, D. (2004). Activating electron beam welding. *Jixie Gongcheng Xuebao/Chinese Journal of Mechanical Engineering*, **40**, 132–135. **38**
- Zhang, R., Fan, D., et S., Y. (2003). Study activating flux for mild steel. *Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution*, **24**, 16–18. **36**
- Zhang, Z., Dong, L., Li, M., et Wang, L. (2004). Microstruture feature analysis activating tig welde joint. *Transactions of the China welding Institution*, **25**, 55–58. **34, 36, 37**
- Zhao, Y., Lei, Y., et Y., S. (2004). Modelling of the effect of oxygen content on flow patterns in a-tig welding. *Acta Metallurgica Sinica*, **40**, 1085–1092. **34**



# Table des figures

1.1	Schéma de principe du soudage TIG . . . . .	13
1.2	Représentation schématique des trois régions de l'arc électrique . . . . .	17
1.3	Schéma de la répartition énergétique de l'énergie de l'arc électrique [Cornu, 1986] . . . . .	20
1.4	Deux types de mouvement du fluide dans le bain de fusion : écoulements radiaux centrifuges (gauche) et écoulements radiaux centripètes (droite) . . . . .	21
1.5	Distribution des forces de Lorentz en géométrie de révolution . . . . .	22
1.6	Schéma de l'équilibre du bain de fusion en soudage (D'après Choo et Szekely [1991]) . . . . .	23
2.1	Schéma d'une électrode enrobée . . . . .	30
2.2	Exemples de répartition du flux dans les fils fourrés . . . . .	31
2.3	Équilibre des forces dans le bain de fusion . . . . .	31
2.4	Photographies (filtre 680nm) recolorisées de l'arc électrique en soudage TIG (a) et A-TIG (b) d'un acier inoxydable 304 [Ogawa, 2004] . . . . .	32
2.5	Distribution thermique dans l'arc électrique en soudage TIG (gauche) et A-TIG (droite) d'un acier inoxydable 304 [Ogawa, 2004] . . . . .	33
2.6	Schéma de principe de la constriction de l'arc électrique (D'après Lucas et Howse [1996]) . . . . .	34
2.7	Coupes transversales de lignes de fusion réalisées par le procédé TIG (a) et le procédé A-TIG (b) sur un acier inoxydable 304 . . . . .	35
2.8	Effet résistif de la silice sur la trajectoire de l'arc électrique [Sire, 2002] . . . . .	39
2.9	Principe de disposition des bandes de flux activant en procédé FBTIG . . . . .	39
2.10	Coupes transversales de cordons TIG (gauche) et FBTIG (droite) pour un alliage d'aluminium 5086 (Mode AC) . . . . .	40
2.11	Taux d'oxygène dans le métal fondu en fonction du taux de $O_2$ et $CO_2$ dans le gaz de protection [Lu et al., 2004b] pour un acier inoxydable 304 . . . . .	40
2.12	Rapport $P/L$ de joints soudés en fonction du taux d'oxygène dans le gaz de protection pour un acier inoxydable 304 [Lu et al., 2004b] . . . . .	41
3.1	Algorithme de sélection a priori de flux activant . . . . .	48
3.2	Algorithme de sélection expérimentale des flux activants . . . . .	50
3.3	Pénétration des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant . . . . .	51
3.4	Pénétration des lignes de fusion A-TIG en fonction de l'enthalpie de dissociation de chaque oxyde . . . . .	52
3.5	Pénétration des lignes de fusion A-TIG en fonction de la température de fusion de chaque oxyde . . . . .	53
3.6	Largeur des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant . . . . .	53

3.7	Rapport $P/L$ des lignes de fusion A-TIG pour différents oxydes utilisés comme flux activant . . . . .	54
3.8	Relevé des tensions d'arc pour différents oxydes utilisés comme flux activant . . . . .	55
3.9	Evolution de la section fondue des lignes de fusion en fonction de la tension d'arc pour les dix oxydes utilisés comme flux activant . . . . .	56
3.10	Clichés MEB d'un dépôt sec de silice obtenu à partir d'une solution dans (a) l'eau déminéralisée (b) l'acétone . . . . .	57
3.11	Variation de l'épaisseur du dépôt de flux en fonction du taux massique de poudre dans la solution sursaturée . . . . .	58
3.12	Coupes transversales de lignes de fusion réalisées à 150A: (a) procédé TIG, (b) A-TIG ( $x = 0\text{ mm}$ ; $e = 40\text{ }\mu\text{m}$ ) (c) A-TIG ( $x = 2\text{ mm}$ ; $e = 40\text{ }\mu\text{m}$ ) . . . . .	59
3.13	Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0\text{ mm}$ ) . . . . .	60
3.14	Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0\text{ mm}$ ) . . . . .	61
3.15	Variation de l'aire de la section fondue en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0\text{ mm}$ ) . . . . .	61
3.16	Variation de la tension d'arc en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 0\text{ mm}$ ) . . . . .	62
3.17	Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2\text{ mm}$ ) . . . . .	64
3.18	Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2\text{ mm}$ ) . . . . .	65
3.19	Variation de l'aire de la section fondue en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2\text{ mm}$ ) . . . . .	65
3.20	Variation de la tension d'arc en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $x = 2\text{ mm}$ ) . . . . .	66
3.21	Variation de la pénétration des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150\text{ A}$ ) . . . . .	67
3.22	Variation de la largeur des cordons en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150\text{ A}$ ) . . . . .	68
3.23	Variation de l'aire des sections fondues en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150\text{ A}$ ) . . . . .	68
3.24	Variation de la tension d'arc en fonction de l'épaisseur du dépôt de flux ( $I = 150\text{ A}$ ) . . . . .	69
3.25	Variation de tension ( $\Delta U$ ) en fonction de l'intensité de soudage selon l'épaisseur du dépôt et l'écartement des bandes de flux . . . . .	69
3.26	Configuration géométrique du dépôt de flux activant avec ou sans écartement des bandes . . . . .	70
3.27	Schéma de principe de la disposition des bandes de flux activant en configuration "Delta" . . . . .	72
3.28	Schéma de principe de la disposition des bandes de flux activant en configuration "Vé" . . . . .	72
3.29	Coupe longitudinale d'une ligne de fusion A-TIG avec un dépôt de flux activant en configuration " $\Delta$ " . . . . .	73
3.30	Coupe longitudinale d'une ligne de fusion A-TIG avec un dépôt de flux activant en configuration "Vé" . . . . .	73
3.31	Variation de la pénétration des lignes de fusion en fonction de l'écartement des bandes de flux activant . . . . .	74
3.32	Variation de la tension d'arc en fonction de l'écartement des bandes de flux activant . . . . .	75

3.33	Vue de cote de l'arc électrique lors du soudage A-TIG respectivement pour $x = 0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7 \text{ mm}$ . . . . .	76
3.34	Schéma de principe de l'étirement de l'arc électrique (Vue de côté) . . . . .	76
3.35	Évolution de la longueur d'arc en fonction de l'écartement des bandes de flux activant . . . . .	77
3.36	Évolution de l'augmentation de tension d'arc en fonction de l'augmentation de la longueur d'arc . . . . .	78
3.37	Schéma de principe de la constriction de l'arc électrique (Vue de face) . . . . .	79
3.38	Vue de face de l'arc électrique lors du soudage A-TIG respectivement pour $x = 0; 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7 \text{ mm}$ . . . . .	79
3.39	Constriction de l'arc électrique en fonction de l'écartement des bandes de flux activant . . . . .	80
4.1	Plan d'usinage des éprouvettes de traction . . . . .	85
4.2	Principe de mesure des déformations en extensométrie optique . . . . .	86
4.3	Champ de déformations dans l'éprouvette 304L soudée par le procédé A-TIG . . . . .	86
4.4	Coupes transversales des lignes de fusion obtenues par le procédé TIG (a) et le procédé A-TIG (b) . . . . .	87
4.5	Microstructure d'une tôle d'acier inoxydable 304L soudée par le procédé TIG ( $\times 50$ ) . . . . .	88
4.6	Coupe pseudo-binaire à 70% Fe du diagramme d'équilibre ternaire $Fe - Cr - Ni$ [Lacombe <i>et al.</i> , 1990] . . . . .	89
4.7	Microstructure de la zone fondue par le procédé A-TIG ( $\times 50$ ) . . . . .	90
4.8	Microstructure du métal de base (a) et des zones fondues en procédé TIG (b) et procédé A-TIG (c) ( $\times 400$ ) . . . . .	91
4.9	Schéma de principe des modes de solidification des aciers inoxydables austénitiques : (a) solidification austénitique (b) solidification ferritique [Lacombe <i>et al.</i> , 1990] . . . . .	92
4.10	Diagramme de Schaeffler - Position de quelques nuances courantes d'aciers inoxydables [Lacombe <i>et al.</i> , 1990] . . . . .	92
4.11	Mécanismes favorisant la germination des grains propices à un grossissement équiaxe [Domergue, 1997] . . . . .	93
4.12	Filiations de dureté des joints soudés . . . . .	94
4.13	Courbe de traction conventionnelle du métal de base . . . . .	96
4.14	Courbes de traction conventionnelles de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement (partielle) pour le procédé TIG . . . . .	96
4.15	Courbes de traction conventionnelles de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement (partielle) pour le procédé A-TIG . . . . .	97
4.16	Bilan des courbes de traction conventionnelles . . . . .	97
4.17	Schéma de principe des trois domaines homogènes assemblés modélisant un joint soudé . . . . .	99
4.18	Champ de déformations dans l'éprouvette soudée . . . . .	100
4.19	Répartition des contraintes de von Mises dans l'éprouvette . . . . .	101
4.20	Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique . . . . .	101
4.21	Faciès de rupture dans le métal de base . . . . .	102
4.22	Faciès de rupture dans la zone fondue par le procédé TIG . . . . .	103
4.23	Faciès de rupture dans la zone fondue par le procédé A-TIG . . . . .	103
4.24	Schéma de principe de la formation des cupules en rupture ductile [Barralis <i>et Maeder</i> , 1997] . . . . .	104

5.1	Résistivité électrique de $SiO_2$ vitreux et de $MgO$ en fonction de la température, d'après Benard [1962] . . . . .	109
5.2	Pénétration des joints soudés en TIG et A-TIG ( $x = 0$ ) avec $SiO_2$ . . . . .	111
5.3	Pénétration des joints soudés en A-TIG ( $x = 2$ ) avec $SiO_2$ et $MgO$ . . . . .	112
5.4	Largeur des joints soudés en TIG et A-TIG ( $x = 0$ ) avec $SiO_2$ . . . . .	113
5.5	Rapport $P/L$ des joints soudés en TIG et A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	114
5.6	Aire des sections fondues en TIG et A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	114
5.7	Tensions d'arc en procédé TIG et A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	115
5.8	Différence de tensions d'arc entre le procédé A-TIG ( $x = 2$ ) et le procédé TIG avec $SiO_2$ et $MgO$ . . . . .	116
5.9	Vue de côté de l'arc électrique en soudage TIG (a) et soudage A-TIG ( $SiO_2$ ) (b) de l'aluminium A1050 . . . . .	118
5.10	Variation de la tension d'arc due la présence de $SiO_2$ en soudage A-TIG ( $x = 0$ ) en fonction du rapport $\kappa/T$ . . . . .	119
5.11	Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) du métal de base de l'acier S235 . . . . .	121
5.12	Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier S235 en procédé TIG . . . . .	121
5.13	Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier S235 en procédé A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	122
5.14	Analyse cartographique dans la zone fondue de l'acier S235 en procédé A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	123
5.15	Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé TIG . . . . .	124
5.16	Micrographie électronique ( $\times 1000$ ) de la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	124
5.17	Analyse cartographique dans la zone fondue de l'acier inoxydable 304L en procédé A-TIG avec $SiO_2$ . . . . .	125
5.18	Représentation schématique d'une structure dendritique . . . . .	130
5.19	Évolution de la fraction liquide avec la température . . . . .	131
5.20	Représentation schématique des conditions aux limites en mécanique des fluides . . . . .	131
5.21	Représentation schématique des conditions aux limites en thermique . . . . .	132
5.22	Maillage utilisé pour la simulation numérique . . . . .	134
5.23	Demi-coupes transversales du bain de fusion d'un acier inoxydable 304L en procédé TIG, résultats expérimental (gauche) et numérique (droite) . . . . .	134
5.24	Distribution du champ de températures dans le domaine pour $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = -0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$ . . . . .	135
5.25	Illustration des mouvements de brassage et de la force de traînée en simulation numérique du soudage TIG . . . . .	136
5.26	Illustration des mouvements de brassage et de la force de traînée avec l'inversion des courants de Marangoni $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$ . . . . .	137
5.27	Représentation du taux de fraction liquide $g_l$ dans le domaine pour $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$ . . . . .	138
5.28	Représentation du taux de fraction liquide $g_l$ dans le domaine pour $c = 0,59$ et $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$ . . . . .	139
5.29	Demi-coupes transversales du bain de fusion d'un acier inoxydable 304L en procédé A-TIG, résultats expérimental (gauche) et numérique (droite) avec $c = 0,59$ et $\frac{\partial\gamma}{\partial T} = 0,6.10^{-5} N.m^{-1}.K^{-1}$ . . . . .	140

A.1	(a) tétraèdre de base de la silice $(SiO_4)^{4-}$ ; (b) représentation bidimensionnelle de la silice $SiO_2$ à l'état amorphe ou vitreux; (c) représentation bidimensionnelle de la silice $SiO_2$ à l'état cristallin [Baïlon et Dorlot, 2000] . . . . .	151
A.2	Principales transformations des variétés de la silice . . . . .	152
B.1	Interactions électrostatiques des particules au sein du matériau (a) et en surface (b) . . . . .	155
B.2	Schémas de principe de l'effet Marangoni appliqué au soudage TIG : (a) gradient de tension de surface (b) courants de Marangoni dans le bain de fusion . . . . .	157
B.3	Diffusivité des éléments tensioactifs dans un métal pur . . . . .	157
B.4	Évolution de la tension de surface d'un mélange avec la température . . . . .	158
B.5	Inversion des courants de Marangoni et influence sur le bain de fusion . . . . .	159
C.1	Comparaison des densités de courant mesurées lors du soudage TIG et A-TIG d'un titane T40 [Paton <i>et al.</i> , 1998] . . . . .	163
C.2	Représentation gaussienne axisymétrique de la géométrie de l'arc électrique . . . . .	164
C.3	Distribution gaussienne de la quantité d'énergie fournie en soudage TIG (a) et en soudage A-TIG (b) . . . . .	166
C.4	Représentation de la quantité de chaleur $q$ fournie à l'anode en fonction de l'éloignement de l'axe de l'électrode $x$ pour le problème plan . . . . .	166



# Liste des tableaux

1.1	Énergie d'ionisation de quelques molécules et atomes . . . . .	15
1.2	Énergie de dissociation de quelques molécules . . . . .	15
1.3	Fonction de travail de différents métaux et oxydes [Debuigne, 1996] . . . . .	18
2.1	Sélection de flux activateurs employés pour le soudage ATIG de différents métaux et alliages . . . . .	36
2.2	Résistance mécanique des joints soudés A-TIG selon la nature du flux activateur pour un acier inoxydable 304 d'après [Lin <i>et al.</i> , 2001] . . . . .	38
2.3	Résistance mécanique des joints soudés A-TIG selon la nature du flux activateur pour un alliage de titane TA6V d'après [Liu <i>et al.</i> , 2003] . . . . .	38
3.1	Composition de la tôle d'acier inoxydable AISI 304L (X2CrNi18-9 d'après NF EN 10088 - 2) utilisée pour la réalisation des lignes de fusion . . . . .	46
3.2	Paramètres opératoires pour la réalisation des lignes de fusion . . . . .	47
3.3	Propriétés physiques des oxydes sélectionnés . . . . .	51
4.1	Paramètres opératoires pour la réalisation des lignes de fusion . . . . .	84
4.2	Limite d'élasticité et résistance mécanique des différents domaines d'un joint soudé réalisé sur un acier inoxydable 304L . . . . .	95
4.3	Énergies de rupture des différents domaines d'un cordon A-TIG pour un acier inoxydable 304L . . . . .	104
5.1	Éléments constituant les métaux et alliages de l'étude . . . . .	108
5.2	Principales propriétés physiques des métaux et alliages de l'étude . . . . .	109
5.3	Paramètres opératoires de réalisation des lignes de fusion . . . . .	110
5.4	Paramètres de dépôt du flux activateur . . . . .	110
5.5	Bilan de l'analyse des inclusions dans la zone fondue en procédé A-TIG . . . . .	126
5.6	Paramètres de la simulation numérique . . . . .	133



# Index

- écartement des bandes de flux, 72
- électrode enrobée, 30
- électrostatique, 155
- épaisseur de dépôt, 57
- étirement de l'arc, 75
  
- acier inoxydable, 46
- anode, 18
- arc électrique, 16, 32, 75
- arc submergé, 29
- ATIG, 31, 35
- austénite, 87
  
- bain de fusion, 20, 34, 73
- brasage, 29
  
- Cast3m ©, 98
- cathode, 17
- colonne d'arc, 19
- constriction de l'arc, 78
- corrélation d'images, 86
  
- diagramme pseudo-binaire, 89
- dissociation, 14
- dureté Vickers, 94, 100
  
- EDSX, 120
- effet marangoni, 156
- essai Charpy, 102
- essais mécaniques, 94
- extensométrie optique, 84, 86
  
- faisceau d'électrons, 38
- FBTIG, 39
- Femlab ©, 133
- ferrite, 37, 87
- flux, 27
- flux activant, 31, 46
- fonction de travail, 17
- forces de Lorentz, 22
  
- gaz de protection, 40, 46
  
- GTAW, 13
  
- ionisation, 14, 19
  
- LASER, 31, 38
  
- métallographie, 84
- MAG, 30
- masse volumique, 21
- MEB, 102
- MIG, 30
  
- plasma, 15, 19
- poisson, loi de, 19
  
- résilience, 102
- rupture, 102
  
- silice, 151
- simulation, 98, 127
- solvant, 56
- soudo-brasage, 29
- source thermique, 161
  
- tensioactif, 157
- tension de surface, 22, 155
- thermions, 17
- thermoïonique, 17
- TIG, 13
- traction, 86, 95