



HAL
open science

Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables

Nicolas Perry

► **To cite this version:**

Nicolas Perry. Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. Autre. Ecole Centrale de Nantes (ECN), 2000. Français. NNT: . tel-00003487

HAL Id: tel-00003487

<https://theses.hal.science/tel-00003487>

Submitted on 6 Oct 2003

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.

UNIVERSITE DE NANTES

ECOLE DOCTORALE

SCIENCES POUR L'INGÉNIEUR

DE NANTES

Année 2000

Thèse de **DOCTORAT**

Discipline : Sciences de l'Ingénieur

Spécialité : Génie Mécanique

présentée et soutenue publiquement par

Monsieur PERRY Nicolas

le 15 Juin 2000

à l'Ecole Centrale de NANTES

Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables

Jury :

| | | |
|-----------------------------|----------------|---|
| <i>Président :</i> | D. Le HOUEDÉC | Professeur, Ecole Centrale de Nantes |
| <i>Rapporteurs :</i> | F. MONTHEILLET | Directeur de recherche CNRS, St Etienne |
| | H.P. LIEURADE | Directeur Dpt. Matériaux, CETIM - Senlis |
| <i>Examineurs :</i> | F. PIERRON | Professeur, ENSAM Châlons en Champagne |
| | M. FRANCOIS | Maître de Conférence, LAMM St NAZAIRE |
| <i>Invité :</i> | E. SOUTIF | Directeur Technique B.S.L.i, Soissons |
| | C. DUBOIS | Dr., Resp. Service Brasure CASTOLIN EUTECTIC, Lausanne, SUISSE |
| <i>Directeur de Thèse :</i> | S. MARYA | Professeur, Ecole Centrale de Nantes |

Laboratoire : Lab. Mécanique et Matériaux

Adresse : Ecole Centrale de Nantes

B.P. 92101 - 44321 NANTES CEDEX 3

N° ED. 82-452

Remerciements

Ce travail a été mené au sein du Laboratoire Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de NANTES, sous la direction de Monsieur Surendar MARYA à qui je tiens à exprimer toute ma gratitude, pour m'avoir accueilli dans son équipe, fait profiter de ses compétences pour mener à bien ce projet au cours de ces trois années.

Je remercie tout particulièrement Messieurs Frank MONTHEILLET, Directeur de recherche CNRS, Ecole des Mines de St-Etienne et Henri Paul LIEURADE, Directeur du Département Matériaux au CETIM de Senlis, qui ont accepté la lourde tâche d'être les rapporteurs de ce mémoire.

Mes sincères remerciements vont également à Monsieur Etienne SOUTIF, Directeur Technique de B.S.L.i, ainsi que plus largement à l'ensemble des personnes qui, au sein de la société B.S.L.industries, ont participé au succès de cette étude. J'ai pu apprécier les connaissances, l'intelligence, la rigueur et le savoir-faire de tout mes interlocuteurs.

Je tiens à remercier Mademoiselle Corinne DUBOIS, Messieurs Avo ALLISTE et Bruno GIOVANOLA, qui au sein de la société CASTOLIN S.A. ont permis l'aboutissement commercial du travail réalisé.

Monsieur Donatien Le HOUEDDEC, Professeur à l'Ecole Centrale de Nantes et Monsieur Manuel FRANCOIS, Maître de Conférence à l'IUT de St Nazaire ont également accepté de juger ce travail, je les en remercie.

Malgré l'éloignement, Messieurs Muneharu KUTSUNA, Professeur à l'Université de Nagoya (Japon), Glen EDWARDS, Professeur au Colorado School of Mines (U.S.A.) et Takao ARAKI, Professeur à l'université d'Ehime (Japon), qui ont suivi l'évolution de ce travail. Je leur exprime ma plus profonde gratitude pour les attentions qu'ils ont bien voulu y porter.

La réalisation technique de ce travail n'aurait pas été possible sans l'implication et les connaissances pratiques et le soutien de Monsieur Marc SCHABA. Je tiens ici à lui exprimer toute ma reconnaissance pour sa participation active au travail réalisé.

Parmi les autres membres du laboratoire qui ont apporté leur contribution à ce travail, je tiens à remercier en particulier Monsieur Gérard MALLARD pour son savoir faire en soudage et Monsieur Robert MAILLARD pour ses connaissances en microscopie.

Je remercie d'autre part Monsieur Laurent CRETTEUR qui a su me montrer la rigueur et la patience nécessaires à une étude expérimentale ; ces échanges, riches de nos différences, ont permis de garder la foi durant ces trois années.

Je remercierai d'autre part Monsieur Stéphane SIRE, garde ta bonne humeur pour arriver jusqu'au bout, Messieurs Thomas Le HETTET, David DORGE et Maxime FRITZ qui ont apporté leur contribution à la réalisation de ce travail.

Enfin, je remercie l'ensemble des personnes qui ont contribué à la correction de mon manuscrit, Joël, Laurent, Marc, mais surtout Sophie, qui m'a toujours soutenu durant ces trois années et qui me comble par le plus beau des cadeaux.

Sommaire

| | |
|---|-----------|
| Introduction | 9 |
| 1^{ère} partie : Etat de l'art | 15 |
| I. Le soudage | 17 |
| I.1. Généralités | 18 |
| I.2. Le soudage TIG | 19 |
| I.3. Formation du bain de fusion | 20 |
| I.3.1. L'arc électrique | 21 |
| I.3.2. Morphologie de cordon recherchée | 23 |
| I.3.3. Comportement du bain liquide | 24 |
| I.3.4. Microchimie et morphologie de bain - courants de Marangoni | 27 |
| I.3.5. Le gaz d'assistance | 37 |
| I.4. Bilan | 39 |
| II. Problématique du soudage TIG | 41 |
| II.1. Soudabilité | 41 |
| II.1.1. Les aciers inoxydables | 41 |
| II.1.2. Les alliages de titane | 42 |
| II.2. Optimisation du soudage TIG - solutions existantes | 43 |
| II.2.1. L'électrode | 43 |
| II.2.2. Gaz de protection | 48 |
| II.2.3. Energie incidente | 49 |
| II.3. Alternatives au soudage TIG | 50 |
| II.3.1. La torche double flux | 50 |
| II.3.2. Le soudage plasma | 51 |
| II.4. Le soudage ATIG | 54 |
| II.4.1. Les flux en soudage | 55 |
| II.4.2. Historique du soudage ATIG | 57 |
| II.4.3. Interprétations des phénomènes intervenants | 58 |
| II.4.4. Flux ATIG - composition et produits commerciaux | 62 |
| II.5. Bilan | 62 |
| 2nd partie : Etude expérimentale | 65 |
| Préambule | 67 |
| III. Présentation du matériel | 68 |
| III.1. Présentation des postes TIG | 68 |
| III.1.1. Poste semi-automatique | 68 |
| III.1.2. Poste « Laser » | 69 |
| III.2. Acquisitions électriques | 69 |
| III.3. Acquisitions vidéo | 71 |
| III.4. Configuration d'essais | 74 |
| III.4.1. Paramètres d'expérimentation | 74 |
| III.4.2. Cordons et lignes de fusions TIG - ATIG | 75 |
| III.4.3. Points de fusion | 77 |
| III.5. Matériaux utilisés | 78 |

| | |
|---|------------|
| IV. Formulation des flux ATIG | 79 |
| IV.1. Soudage ATIG, limites et contraintes | 80 |
| IV.2. Démarche de sélection des produits - approche intuitive | 80 |
| IV.3. Les alliages de titane | 84 |
| IV.3.1. Flux purs | 84 |
| IV.3.2. Combinaisons de produits | 88 |
| IV.3.3. Domaine d'utilisation | 90 |
| IV.3.4. Caractérisation des cordons titane | 100 |
| IV.4. Les aciers inoxydables | 110 |
| IV.4.1. Formulation | 110 |
| IV.4.2. Domaine d'utilisation | 113 |
| IV.4.3. Caractérisation des cordons d'acier inoxydable | 120 |
| IV.5. Conclusions | 125 |
| V. Mécanismes d'activation ATIG | 131 |
| V.1. Visualisation des phénomènes | 132 |
| V.1.1. Illustration du soudage ATIG du titane | 133 |
| V.1.2. Illustration du soudage ATIG d'acier inoxydable | 137 |
| V.1.3. Comportement commun | 142 |
| V.2. L'arc électrique | 143 |
| V.2.1. Analyse de l'arc | 143 |
| V.2.2. La tension d'arc | 145 |
| V.2.3. L'électrode ATIG | 150 |
| V.3. Le bain de fusion | 153 |
| V.3.1. La section fondue | 153 |
| V.3.2. Simulation de source thermique | 155 |
| V.3.3. Préparations « sandwich » | 161 |
| V.4. Modèle de comportement d'activation ATIG | 165 |
| V.4.1. Le bain de fusion | 165 |
| V.4.2. Mécanique d'activation | 167 |
| V.5. Conclusion | 169 |
| VI. Applications industrielles | 171 |
| VI.1. Utilisations diverses | 172 |
| VI.1.1. Matériaux hybrides | 172 |
| VI.1.2. Elimination des défauts | 174 |
| VI.2. Réalisations de prototypes | 178 |
| VI.2.1. Procédé classique | 178 |
| VI.2.2. Assemblages ATIG de tôles | 180 |
| VI.2.3. Assemblages ATIG circulaires tube sur plaque | 182 |
| VI.3. Application B.S.L. industries | 186 |
| VI.4. Comparaison technico-économique | 189 |
| VI.5. La corrosion | 191 |
| VI.6. Conclusion | 192 |
| Conclusions générales | 193 |
| Références bibliographiques | 201 |
| Lexique - Index des figures et tableaux | 211 |

| | |
|--|------------|
| Annexes | 221 |
| A. Tensions et gradients de surface | 223 |
| VIII. Métallurgie et soudabilité | 226 |
| VIII.1. Zone affectée thermiquement | 226 |
| VIII.1.1. Fissuration à froid | 227 |
| VIII.1.2. Fissuration à chaud | 227 |
| VIII.1.3. Corrosion intergranulaire | 227 |
| VIII.2. Les aciers inoxydables | 228 |
| VIII.2.1. Les aciers inoxydables martensitiques | 229 |
| VIII.2.2. Les aciers inoxydables ferritiques | 230 |
| VIII.2.3. Les aciers inoxydables austénitiques | 230 |
| VIII.2.4. Les aciers austéno-ferritiques | 231 |
| VIII.2.5. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables | 232 |
| VIII.3. Le titane et ses alliages | 232 |
| VIII.3.1. Propriétés du titane | 232 |
| VIII.3.2. Classification des alliages de titane | 234 |
| VIII.3.3. Le soudage du titane | 236 |
| VIII.4. Bilan | 240 |

Introduction

Introduction

Contrairement aux idées reçues, les techniques de soudage sont en pleine évolution, pour ne pas dire révolution. Si les premières réalisations soudées ou brasées remontent à l'âge de bronze, ce n'est que depuis le début du 20^{ième} siècle que la maîtrise d'un arc électrique permet de réaliser la fusion puis solidification de matériaux pour constituer un assemblage dit par soudage. Il faut pourtant attendre la fin de la seconde guerre mondiale pour que des constructions soudées soient utilisées dans la réalisation de structures ou bâtis.

On commence alors à parler de mécano-soudage. Or, les seuls procédés industrialisés de façon importante sont la soudure oxyacétylénique et la soudure à l'arc à l'électrode enrobée. Au fur et à mesure de la maîtrise des sources thermiques (arc électrique, Laser, plasma d'arc, faisceau d'électrons) et des systèmes automatisés, les différents procédés ont gagné en fiabilité et en qualité de réalisation. Les ensembles mécano-soudés sont maintenant devenus irremplaçables dans de nombreuses applications.

Mais, il n'en demeure pas moins indispensable de continuer à faire évoluer ces techniques, et surtout, de mieux appréhender l'ensemble des phénomènes, nombreux et complexes, qui interviennent au cours du soudage.

Ainsi, bien que les robots de soudage et autres systèmes de réalisations automatisées soient de plus en plus performants, les soudeurs restent irremplaçables, car seuls capables de s'adapter à l'ensemble des facteurs qui viennent perturber la bonne réalisation d'une soudure. En effet, les systèmes de calculs et de prédiction des paramètres opératoires servent d'aide à la décision mais ne peuvent remplacer l'expérience et la dextérité d'opérateurs manuels.

Parmi l'ensemble des procédés, le soudage TIG est utilisé pour des réalisations délicates qui requièrent des qualités d'assemblage optimales. Il met en jeu un arc électrique entre une électrode réfractaire de tungstène et les pièces à souder dans une veine d'argon. L'électrode et la zone fondue sont protégées contre la pollution ambiante par l'atmosphère inertante. Le soudage TIG est ainsi un procédé de prédilection dans des secteurs aussi variés que le nucléaire, l'aéronautique, les industries chimiques et agro-alimentaires.

Nonobstant ces qualités, ce procédé souffre d'un lourd handicap : sa faible productivité, tout particulièrement dans le cas des pièces de fortes épaisseurs. En effet, au-delà de 3mm, il est nécessaire de réaliser une préparation des bords à assembler (chanfreins) et d'utiliser du métal d'apport en soudage multi-passes. Ceci est principalement dû au faible rendement d'arc résultant de l'absence de transfert de métal, ainsi qu'à la formation au sein du bain métallique de courants de convections centrifuges, défavorables à une forte pénétration des soudures.

L'accroissement du nombre de passes multiplie les risques de défauts, augmente les déformations, accroît la zone thermiquement affectée et rend ce procédé lent et peu productif, non compétitif par rapport à d'autres procédés à l'arc comme le MIG. Rendre le soudage TIG plus concurrentiel passe inévitablement par une augmentation des épaisseurs soudables en une seule passe. *Il paraît alors intéressant de disposer d'un procédé simple permettant d'étendre la gamme des pénétrations accessibles en soudage TIG.*

Cette amélioration du procédé TIG peut être obtenue en intensifiant la densité d'énergie au sein de l'arc ou utilisant des éléments d'addition dans les pièces à souder favorable à une bonne soudabilité. Une solution utilise une seconde veine gazeuse qui vient refroidir la périphérie de la colonne d'arc pour créer une constriction de l'arc et augmenter l'énergie spécifique pour réaliser un gain de pénétration ne dépassant pas 20%. Quant aux micro-éléments favorables à une bonne soudabilité comme le soufre, leurs taux sont réduits pour n'être plus présent que sous forme de traces dans le matériaux d'apport.

Ainsi, le principal objectif de ce travail est d'améliorer les possibilités du soudage TIG pour les assemblages de fortes épaisseurs (supérieures à 3mm). Pour ce faire, nous avons développé une technique appelée soudage ATIG, une évolution du procédé TIG initié au Paton Electric Welding Institute à Kiev (Ukraine). Le soudage ATIG utilise le même matériel que le soudage TIG (générateur, torche, électrode, gaz). Il utilise un flux solide, déposé avant soudure, qui sera actif tant sur l'arc que sur le bain, dans le but de favoriser la pénétration des volumes fondus et de réaliser de plus fortes épaisseurs soudées.

La formulation et la mise au point de compositions appliquées aux aciers inoxydables et aux alliages de titane constitue l'objectif technique de cette recherche. Le développement des compositions, en partenariat avec la société B.S.L. industries, a nécessité l'étude des phénomènes activants des flux solides. Nous nous sommes tout particulièrement intéressés aux interactions entre le flux et l'arc électrique ainsi qu'entre le flux et le métal en fusion, ce qui nous a conduit à mettre en évidence l'importance des effets tensioactifs de ces flux.

Au final, l'utilisation de produits optimaux (au sens des critères que nous nous sommes fixés) permet la réalisation d'assemblages d'épaisseurs allant jusqu'à 7mm en soudage manuel et automatique. Concrètement, et comme exposé en dernière partie de ce travail, cette technique a donné lieu à des réalisations de maquettes industrielles ainsi qu'à la production, suivant ce procédé, d'une colonne chimique. La facile mise en œuvre en conditions de production nous a ainsi permis d'entrevoir de nouvelles utilisations pour le soudage ATIG.

Ces produits sont en phase de commercialisation avec la Société CASTOLIN EUTECTIC. En raison de la confidentialité des compositions finales de ces produits, les informations concernant les formulation de ces flux solides ne seront pas révélées dans ce document.

Ce rapport présentera dans une première partie l'état de l'art et la problématique propre au soudage TIG, les origines des faibles pénétrations accessibles, les influences des variations en micro éléments d'alliages du métal de base sur la soudabilité et les solutions existantes pour améliorer ce procédé.

Puis, après avoir fixé un cahier des charges concernant les objectifs du procédé ATIG, nous présenterons la démarche de formulation des compositions appliquées aux alliages de titane et aux aciers inoxydables en essayant de retirer une méthodologie globale pour la détermination de flux d'activation en soudage ATIG.

Suivra la partie concernant la mise en évidence des différents phénomènes intervenant au cours du soudage ATIG, les actions du flux sur l'arc électrique (modification des densités d'énergie, de la tension d'arc et de l'usure de l'électrode) et sur les modifications de comportement du bain de fusion (inversion des courants de convection par modification

spatiale des tensions de surface). Nous aurons à cœur de dissocier ces deux mécanismes en simulant une source thermique par faisceau Laser ou en plaquant du flux entre une fine tôle et une pièce à souder pour éviter l'interaction avec l'arc électrique. Ceci conduira à mettre en évidence les effets importants des modifications des tensions de surface sur la morphologie finale du cordon soudé.

Enfin, nous présenterons les assemblages et réalisations industrielles exécutées en collaboration avec la société B.S.L.i, balayant l'ensemble des possibilités du soudage ATIG. Une comparaison technico-économique entre les procédés TIG, ATIG et plasma permettra de situer le soudage ATIG en terme de gains de production et de gamme de fabrication accessibles.

Etat de l'art

I. Le soudage

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques. Au fur et à mesure de la diversification et de l'évolution des procédés, on a peu à peu utilisé le terme de soudage, désignant l'ensemble des techniques mises en œuvre pour la réalisation de soudures, plutôt que celui de soudure, désignant alors le joint par lui-même.

Le champ d'application du soudage ne se limite pas aux matériaux métalliques puisque l'on soude du verre, des céramiques ou des matières plastiques. Dans le cas particulièrement important des matériaux métalliques, on distingue le soudage autogène du brasage, ainsi que le métal de base (matériau constituant les pièces à assembler) du métal d'apport (matériau étranger qui intervient dans l'opération d'assemblage). On distingue ainsi le soudage dont « *les pièces à assembler participent à la construction du joint* » du brasage dont « *la constitution du joint est réalisée par l'intervention du seul métal d'apport* » [Sou 1]. Trois techniques d'assemblages peuvent être ainsi clairement définies :

Le soudage : opération qui consiste à provoquer la fusion de proche en proche des bords des pièces à assembler, généralement de natures très voisines. L'emploi d'un métal d'apport peut être utilisé¹.

Le brasage : opération qui consiste à assembler deux pièces métalliques de natures identiques ou différentes par capillarité d'un métal d'apport dans un joint à recouvrement. Ce dernier a un point de fusion toujours inférieur à ceux des métaux de base qui ne fondent pas durant l'opération.

Le soudobrasage : technique qui se rapproche du soudage par son mode opératoire (joint réalisé de proche en proche) et du brasage (utilisation de métal d'apport dont le point de fusion est inférieur à ceux des deux métaux de base).

Le brasage et le soudobrasage cherchent à bénéficier des effets de mouillage du métal d'apport sur les pièces. Nous verrons que de tels effets existent en soudage mais sont préjudiciables à la morphologie optimale des joints soudés et ne sont pas systématiquement recherchés.

Nous nous contenterons ici de présenter les différentes techniques de soudage, par le biais des sources thermiques, en détaillant particulièrement le procédé TIG (Tungstène Inert Gas) qui fait l'objet de cette étude.

Nous porterons un intérêt tout particulier à la formation du bain de fusion, aux différentes actions internes et externes au volume fondu qui régissent la morphologie finale du cordon, et notamment les effets de quelques micro-éléments d'alliages sur la soudabilité. Nous serons alors amené à décrire les origines et les conséquences des courants surfaciques thermo-capillaires autrement appelés courants de Marangoni.

Mais présentons tout d'abord les grandes familles de techniques de soudage.

¹ Il est à noter que cette définition du soudage ne peut pas s'appliquer aux techniques de soudures en phase solide.

I.1. Généralités

Il existe de nombreux procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. Pour les uns l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres la continuité métallique est obtenue sans fusion par effets purement mécaniques. On peut aisément classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre comme présenté sur la Figure I.1.

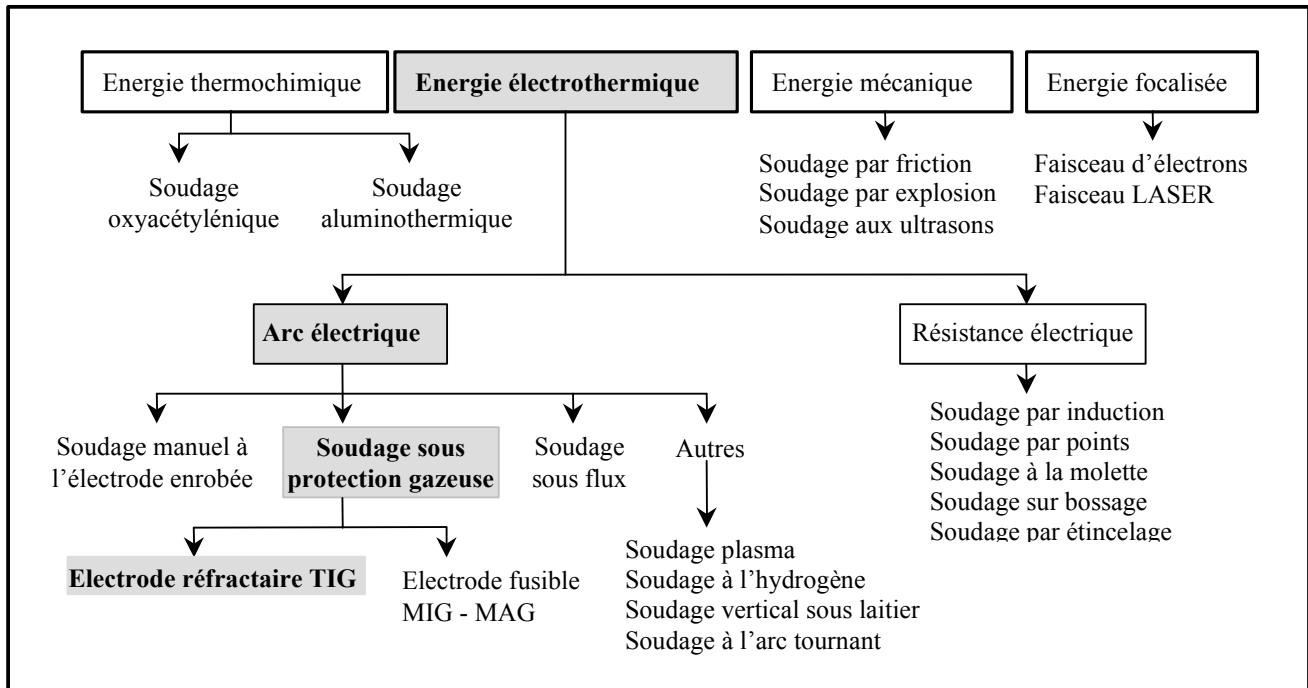


Figure I.1: Classification des procédés de soudage [Sou 2]

La conséquence directe de cette classification est la comparaison des énergies des différentes sources. Notons qu'il est préférable d'utiliser la notion d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) pour comparer les différents procédés entre eux (cf. Figure I.2).

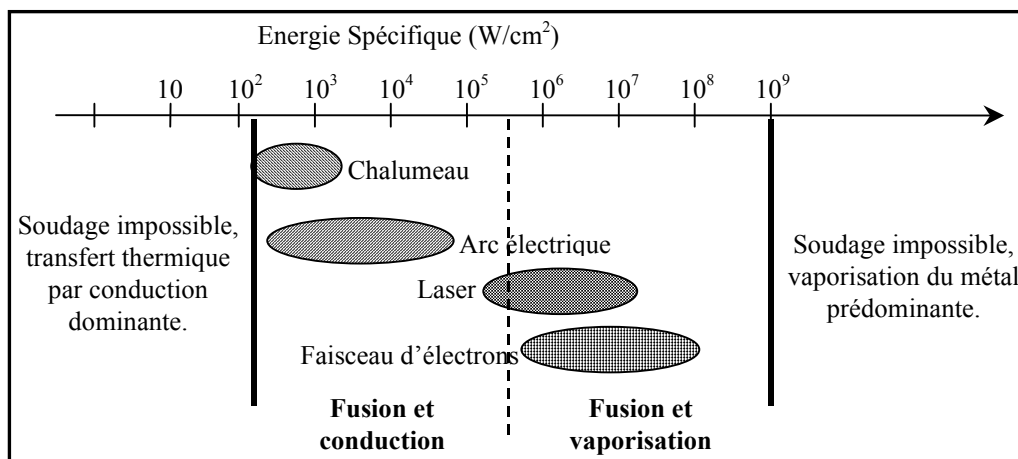


Figure I.2 : Sources thermiques et densités d'énergies

Il ressort alors que les procédés à l'arc électrique ont des densités d'énergie moyennes et que leur rendement va varier suivant que l'on ait ou non transfert de métal. En effet, ce dernier facteur va nettement conditionner le rendement d'arc mais surtout le taux de dépôt de métal

qui est un des critères de production important dans le choix du procédé pour une réalisation donnée.

Le Tableau I.1 complète ce rapide aperçu, rappelant les paramètres opératoires des différents procédés en comparant des grandeurs caractéristiques de la productivité de ces procédés (vitesse de soudage, pénétration accessible en une seule passe et taux de dépôt de métal) pour les aciers au carbone type E24.

| Procédé de soudage | Vitesse cm/min | Pénétration | Taux de dépôt kg/h | Densité de courants A/mm ² |
|----------------------|----------------|-------------|---|---------------------------------------|
| Chalumeau | 10 | 5mm | < 1 | -- |
| Electrode enrobée | 50-100 | 5mm | ordinaire : 1 - 3 haut rendement : 6 - 8 | 10 - 20 |
| MIG-MAG | 50-100 | 4mm | Fil nu : 5 - 9 Fil fourré : 5 - 12 | 200 300 |
| Soudure sous flux | 50 - 300 | 15mm | 5 - 18 | 40 - 100 |
| Soudure sous laitier | -- | 20mm | Jusqu'à 25 | 100 |
| TIG | 10-50 | 4mm | < 1 | 20 - 50 |
| Plasma | 20 - 50 | 8mm | < 1 | -- |
| Laser | 100-500 | 10mm (6kW) | -- | -- |
| F.E. | 100-10000 | 80mm (25kW) | -- | -- |

Tableau I.1: Comparaison des différents procédés de soudage

I.2. Le soudage TIG

La présente étude vise à améliorer les capacités opératoires du procédé TIG. *Ce procédé se caractérise par la création d'un arc électrique dans une veine de gaz inerte.* L'électrode réfractaire en tungstène peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium qui favorisent l'émission électronique. L'arc et le bain fondu sont protégés de l'atmosphère ambiante par l'utilisation d'un gaz neutre. L'argon est le gaz le plus couramment utilisé mais il peut être parfois mélangé avec de l'hélium ou de l'hydrogène pour améliorer la soudabilité. L'électrode n'est pas fusible et ce procédé peut s'appliquer avec ou sans métal d'apport.

Le matériel nécessaire pour réaliser des soudures TIG est relativement simple, et peut être décomposé suivant trois fonctions :

- Générateur de courant : la source électrique délivre un courant continu lisse, continu pulsé ou alternatif. La plage d'intensités s'étend de quelques ampères à plus de 400A pour les postes automatisés. La tension de soudage varie de 8 à 30V. Toute l'électronique de commande du cycle de soudage (temporisation avant et après soudage, amorçage haute fréquence, dispositif de stabilisation d'arc, rampe de montée ou d'évanouissement d'arc, fréquence et intensité des pulsations) est intégrée dans la source et le cycle est programmé via un pupitre de commande.
- Arc électrique : réalisé en bout de la torche de soudage, cette dernière est composée d'une électrode de tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutre et d'une gâchette utilisable en soudage manuel pour commander l'arc. La torche peut être refroidie par un circuit fermé de fluide caloporteur (cf. Figure I.3).
- Protection de l'électrode : le système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent, l'utilisation de traînard de protection, endroit ou envers, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son

refroidissement (notamment dans le cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane ou ses alliages).

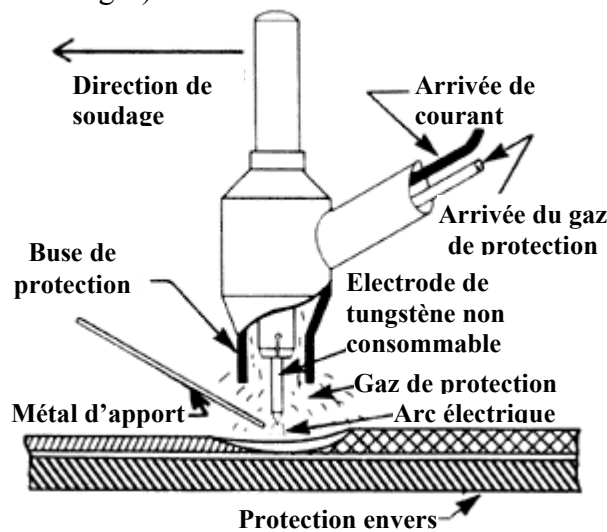


Figure I.3 : Torche TIG

Ce procédé peut être aisément automatisé ; on trouve alors soit un banc de soudage qui permet d'effectuer des soudures rectilignes ou orbitales avec ou sans système d'amenée de métal d'apport, soit un robot articulé qui permet d'effectuer des trajectoires plus complexes.

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue de part sa protection gazeuse. L'absence de transfert de métal dans l'arc assure un comportement d'arc et de bain très stable qui garantit des cordons optimaux, lisses en endroit et en envers, exempts de défauts tels que les caniveaux, les morsures ou les projections de métal. Il est donc très souvent utilisé pour des matériaux dont le risque de pollution atmosphérique est important comme les alliages de titane, de nickel ou le zirconium, ou bien pour des applications qui requièrent une grande qualité de joint comme dans les industries agroalimentaires, pétrochimiques, nucléaires, aéronautiques et aérospatiales. De plus, pour éviter l'oxydation du métal et des zones thermiquement affectées en cours de refroidissement, on utilise des systèmes de protection du cordon endroit et envers par traînards qui servent à confiner sous atmosphère neutre les zones sensibles. On cherche donc à assurer une intégrité chimique optimale du matériau après soudure.

Cependant, les soudures TIG souffrent d'une faible pénétration de bain accessible en une seule passe. En effet, l'arc diffus, l'absence de transfert de métal entre l'électrode et la pièce, le comportement mouillant du métal fondu, conduisent à la formation de bains de fusion qui sont larges et peu pénétrés. En conséquences, les assemblages d'épaisseurs supérieures à 3mm nécessitent, pour les aciers inoxydables, le zirconium, les alliages de titane et de nickel, des usinages des bords à souder (chanfreins) ainsi que la réalisation avec métal d'apport de passes successives pour venir combler le joint.

Outre les risques cumulés de défauts, le faible taux de dépôt du soudage TIG ne peut rendre ce procédé compétitif par rapport à d'autres procédés à l'arc comme le MIG. Rendre le soudage TIG plus concurrentiel passe inévitablement par une augmentation des épaisseurs soudables en une seule passe et donc l'évolution de la technique actuelle par le biais de nouvelles conceptions de torches, d'électrodes ou l'utilisation de flux solides activants.

I.3. Formation du bain de fusion

L'étude du soudage TIG (source thermique et comportement de bain) est fondamentale pour les autres procédés à l'arc car l'absence de transfert de métal facilite l'interprétation et la modélisation (s'il y a lieu) des phénomènes intervenant dans l'arc et dans le bain liquide. En effet, au cours du soudage, un arc électrique jaillit entre l'électrode non fusible de tungstène et la pièce à souder. Il se crée alors un bain de métal fondu dont la morphologie (volume fondu, pénétration et largeur) est conditionnée par de nombreux paramètres que nous pouvons regrouper en deux catégories :

- Influence sur l'énergie incidente :
 - répartition spatiale de l'énergie dans l'arc,
 - pression d'arc,
 - rendement d'arc.
- Influence sur la convection du métal liquide :
 - présence d'éléments tensioactifs,
 - viscosité du métal liquide,
 - cisaillement aérodynamique,
 - effets de Lorentz.

L'ensemble des paramètres régissant l'arc et le bain de fusion sont nombreux et complexes. Il est impossible de les dissocier les uns des autres et de les modifier de manière indépendante afin de comprendre leurs effets.

Nous commencerons donc par présenter la source thermique TIG, c'est-à-dire l'arc électrique initié entre l'électrode de tungstène et la pièce, nécessaire à la fusion du bain. Puis, après avoir défini quelles géométries de cordons sont recherchées, nous analyserons l'ensemble des forces qui s'exercent sur et au sein du bain, leurs origines et leurs effets sur la morphologie fondue. Nous porterons une attention toute particulière aux mécanismes de tension de surface conduisant à la création de courants thermo-capillaires ou courants de Marangoni. Enfin, nous verrons dans quelle mesure le gaz de protection peut affecter la formation du bain de fusion.

I.3.1. L'arc électrique

L'arc électrique est un passage de flux d'électrons d'une cathode à une anode initié par une différence de potentiel entre une électrode de tungstène (généralement la cathode) et la pièce à souder. Il est confiné dans un gaz neutre qui va limiter la formation de plasma d'arc.

On distingue classiquement trois zones dans l'arc électrique qui sont la chute anodique, la chute cathodique et la colonne d'arc (cf. Figure I.4).

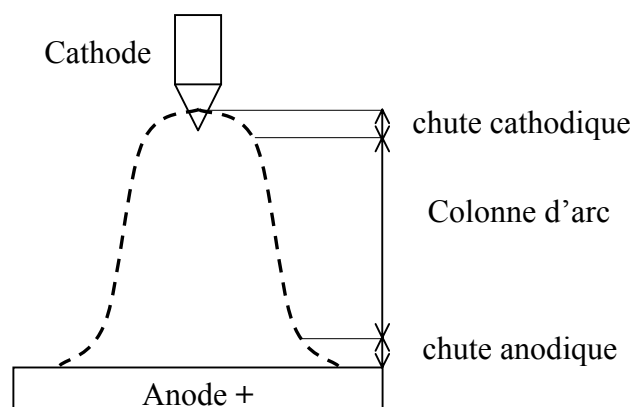


Figure I.4 : Arc électrique [Sou 4]

L'anode et la cathode ont des caractéristiques similaires par plusieurs aspects. Elles présentent toutes les deux une chute de tension qui a lieu sur de très courtes distances conduisant à des champs électriques localement très importants (pouvant atteindre 10^9 V/m à la cathode contre 10^3 V/m dans la colonne d'arc). Ces zones appelées tache anodique et tache cathodique sont caractérisées par une contraction de l'arc aux deux pôles. Elles sont nécessaires à la stabilité de l'arc électrique. Les énergies mises en jeu dans ces régions vont conditionner la qualité de l'arc ainsi que la célérité des électrons émis. Les densités de courant au sein de la colonne ionisée sont proches de 10^6 à 10^7 A/m² alors qu'elles sont de 10^8 à 10^9 A/m² pour l'anode et peuvent atteindre des valeurs encore supérieures pour la cathode [Sou 3].

Nous allons revenir sur chacune de ces trois zones pour comprendre les principes qui régissent le transfert des électrons [Sou 4].

I.3.1.a. La cathode

C'est la zone d'émission des électrons qui peut se faire selon deux modes distincts appelés émission thermoïonique ou émission non thermoïonique (autrement nommée cathode froide).

- L'émission thermoïonique est la conséquence de l'échauffement de la cathode par effet Joule. A l'extrémité de la cathode, l'énergie des électrons dépasse la fonction de travail de l'électron (énergie nécessaire pour arracher un électron). Ce mode d'émission est caractéristique d'une polarité directe (l'électrode est la cathode et la pièce l'anode). Pour les électrodes en tungstène pur, il faut atteindre la fusion du tungstène pour obtenir une émission thermoïonique. La pointe de l'électrode devient alors hémisphérique et stabilise l'arc par une émission uniforme sur la surface. Des oxydes de thorium (ThO₂), de zirconium (ZrO₂) ou de cérium (CeO₂) sont ajoutés au tungstène pour profiter de leur plus forte émissivité à faible température évitant la fusion de la pointe d'électrode. Ces électrodes sont affûtées en cône pour concentrer l'émission thermoïonique et limiter la tache cathodique. Il se crée ainsi une charge spatiale (ou nuage d'électrons) qui va pouvoir transiter vers une autre électrode à plus fort potentiel (dans notre cas la pièce à souder).
- L'émission non thermoïonique crée un arc dont le champ électrique est très intense (dépassant 10^9 V/m). Ce champ très intense arrache les électrons de la cathode « froide ». Cette méthode s'applique en polarité inverse (la pièce joue le rôle de cathode et l'électrode celui d'anode). Elle est favorisée par la présence d'une fine couche d'oxydes toujours présente sur la pièce. Avec ce mode d'émission, l'arc est plus instable et il apparaît de petits jets de vapeurs métalliques. Cette configuration est utilisée quand l'on favorise le décapage et que l'on minimise l'apport thermique à la pièce, au détriment d'une morphologie de bain et de la régularité du cordon.

I.3.1.b. L'anode

Les paramètres électriques (intensité, tension) contrôlent la décharge électrique à la cathode. En revanche, le flot d'électrons pénètre dans l'anode par la tache anodique avec une certaine densité de courant qui va déterminer la géométrie du bain. Cette densité d'énergie ne peut être contrôlée qu'indirectement à partir de la cathode. La stabilité de la tache anodique dépend en majeure partie du gaz d'assistance, du matériau à souder et de la géométrie de soudage.

La densité de courant au droit de la tâche anodique est gaussienne, sa largeur sera fonction du gaz d'assistance utilisé (argon ou hélium), de la géométrie d'électrode (type d'affûtage et conicité d'électrode) et des paramètres opératoires (intensité et tension d'arc, vitesse de soudage, longueur d'arc).

Pour ce qui est du rendement d'arc mesuré, il varie de 50 à 70%, suivant les paramètres utilisés. La tension d'arc et la nature de l'anode sont les principaux facteurs qui influent le rendement de l'arc.

I.3.1.c. La colonne d'arc

Le passage des électrons entre les électrodes ionise partiellement le gaz de protection sur son chemin, ce qui rend la colonne d'arc conductrice et crée un plasma d'arc. L'ensemble est électriquement neutre, composé d'atomes de gaz de protection, d'électrons (chargés négativement), d'ions gazeux (positifs) et certainement de vapeurs métalliques.

Bien que cette zone soit la plus importante et la plus facile à analyser, elle apporte peu d'informations sur l'optimisation ou le comportement du soudage TIG (encore que de fines analyses des vapeurs du plasma d'arc renseigneraient sur la présence d'éléments favorisant la soudabilité).

I.3.2. Morphologie de cordon recherchée

Il est important de connaître, dès maintenant, la géométrie optimale de soudure qui nous intéresse. Pour cela, l'analyse du volume fondu et principalement sa pénétration et sa largeur seront les critères retenus. De plus, les coulées (ou nuances) présentant des pénétrations plus élevées, pour des conditions opératoires identiques, seront préférées. En effet, elles vont favoriser la réalisation d'assemblages plus épais en un nombre limité de passes, ou permettre d'augmenter les vitesses de travail. A ces gains de productivité vont s'ajouter la diminution des quantités de chaleur nécessaires pour réaliser la soudure limitant ainsi les phénomènes de transformations structurales et leur étendue.

Il est d'usage de caractériser la morphologie du cordon par un coefficient défini de la façon suivante (cf. Figure I.5) :

- pour un cordon non débouchant, c'est le rapport entre la pénétration et la largeur du cordon fondu en endroit : P/L ,
- pour un cordon débouchant, ce coefficient tient compte de la largeur envers : $(e + L_v)/L_d$. L'équilibre du cordon est modifié, les forces de gravité jouent un rôle important sur l'aspect du cordon en envers (bourelet d'autant plus important que le volume fondu est grand). Il faut donc s'affranchir de ce facteur de position (effet de la gravité variant suivant le type de position de soudage). La largeur fondu en pied de cordon devient alors le paramètre géométrique utilisé, on la compare à la largeur fondu en endroit : L_v/L_d .

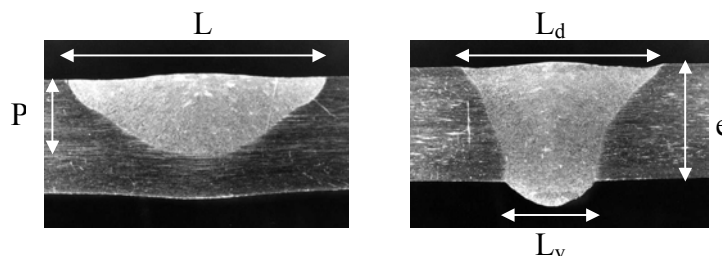


Figure I.5 : Critères d'efficacité de la soudure - soudure inox TIG (gauche) et ATIG (droite) [Sou 5]

Ce facteur caractérise donc la répartition géométrique du volume fondu.

En effet, si pour une même quantité d'énergie le ratio P/L est plus important, ceci est alors typique d'une augmentation de pénétration et/ou d'une diminution de la largeur endroit fondu.

Ce rapport n'est pas forcément inférieur à 1, par exemple, en soudage à haute densité d'énergie. Dans le cas du soudage TIG des aciers inoxydables à bas soufre, BURGARDT et HEIPLE ont déterminé que ce facteur géométrique avoisine les 0,2 alors que sous certaines conditions de dopage (soufre ou sélénium) et de paramètres opératoires, il peut atteindre 0,69 [Sou 6].

Dans le cas particulier de soudures débouchantes, on définit le rapport de la largeur envers sur la largeur endroit : L_v/L_d . Cet indice évolue de 0, soudure non débouchante, à 1 réalisant ainsi un cordon droit.

Il sera systématiquement recherché, au cours de cette étude, une amélioration de ce facteur d'efficacité en cherchant à obtenir un facteur de forme P/L le plus grand possible et pour les soudures débouchantes un L_v/L_d voisin de 1. En effet, le volume fondu et sa géométrie vont conditionner les déformations de la pièce soudée. On cherchera alors à symétriser les géométries de cordon pour compenser les déformations induites par le procédé de soudage (cf. Figure I.6).

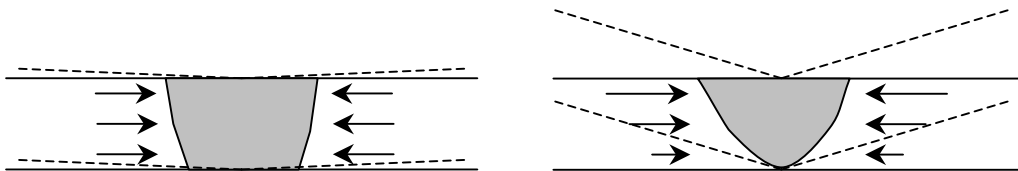


Figure I.6 : Déformations et morphologie de bain

Nous pouvons maintenant nous pencher sur l'influence de chaque force intervenant dans la création du bain fondu et leurs effets sur la morphologie du bain.

I.3.3. Comportement du bain liquide

La répartition de l'énergie dans l'arc TIG, puis son transfert dans la pièce constituent les deux éléments clés susceptibles de contrôler la géométrie du bain de fusion.

Alors que le premier élément est tributaire de l'environnement (gaz de protection, conicité d'électrode), le second est dépend de la nature du matériau. On peut identifier en étudiant les différents courants propres au bain de fusion ainsi que les effets de l'arc sur la surface du bain, quels vont être les facteurs qui vont favoriser la pénétration et ceux qui, au contraire, vont rendre le bain plus mouillant.

Le bain fondu est soumis à plusieurs forces présentées en Figure I.7. Par exemple, la gravité va surtout intervenir lors de soudures en position (verticale montant, verticale descendant, en corniche ou au plafond) ou lors de réalisations à pénétration débouchante. Les risques d'effondrement de bain sont fonction du volume de métal fondu et des forces de tension interfacielles en surface du métal fondu. D'autres forces hydrodynamiques sont communément répertoriées en soudage, elles comprennent des forces surfaciques telles que la pression d'arc, le cisaillement aérodynamique et les forces de tensions de surface et des forces internes au bain, forces de Lorentz et les forces de flottabilité. Chacune va agir différemment sur la géométrie du cordon fondu.

Ainsi, par exemple, les forces de Lorentz et les courants de tension de surface (dans le cas où leur gradient thermique est positif) sont pénétrants, a contrario des forces de flottabilité et des courants issus du cisaillement aérodynamique du gaz de protection.

Nous allons donc reprendre l'influence de chaque composante sur la morphologie finale du cordon soudé et nous nous attarderons tout particulièrement sur les courants de Marangoni issus des gradients spatiaux des valeurs de tension de surface.

Mais, afin de clarifier le vocabulaire utilisé ainsi que les paramètres importants dans l'analyse à venir des cordons, il nous faut définir les différents critères d'aspect ou paramètres morphologiques qui vont nous être utiles.

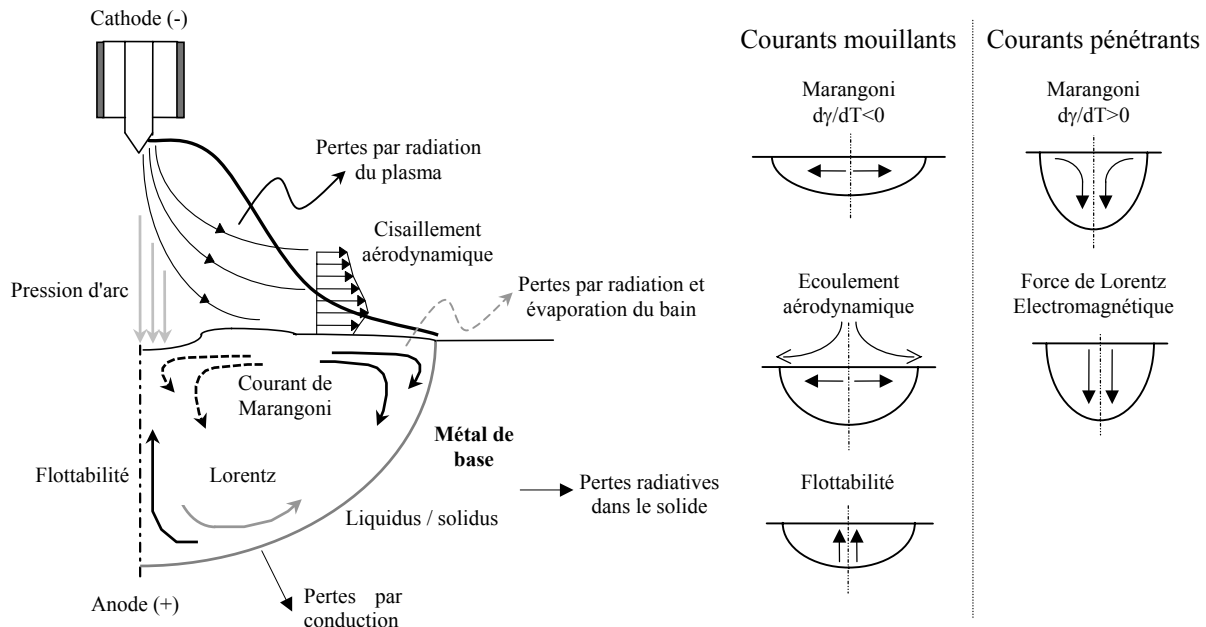


Figure I.7 : Les différents courants du bain de fusion [Sou 5 et 7]

I.3.3.a. La pression d'arc

La dépression d'arc en surface du bain, selon BURGARDT et HEIPLE, va favoriser la pénétration en diminuant l'épaisseur du film liquide. Celui-ci joue un rôle d'isolant face à la source thermique [Sou 6]. EROKHIN décrit la répartition de la pression d'arc par une loi gaussienne dont la valeur maximale est fonction du carré de l'intensité :

$$P_{(r)} = kI^2 e^{(-ar)} \quad \text{Équation I.1}$$

où k et a sont fonction de la longueur d'arc, du diamètre et de la géométrie de l'électrode [Sou 8]. Ceci est confirmé par ROKHLIN et al. [Sou 9] et par MENDEZ et al. [Sou 10] qui affinent le comportement en notant trois régimes d'activité :

- $I < 100A$: il n'y a pas de dépression bien que la pression statique de l'arc donne une force résultante de $0,5 \cdot 10^{-3}N$, mais la pénétration évolue rapidement avec l'intensité.
- $100A < I < 200A$: la dépression de bain est faible, insuffisante pour contrebalancer les forces de tension de surface qui tendent à s'opposer à la déformation de bain. La pénétration évolue peu ; le bain liquide joue alors un rôle d'isolant thermique entre la source et la pièce, les conditions thermiques ne sont pas favorables à une bonne pénétration.
- $I > 200A$: le bain se creuse nettement, il en résulte une augmentation de la pénétration proportionnelle au carré de l'intensité électrique. Pour $300A$, l'épaisseur de film résiduel est de $0,5mm$ avec une force résultante de $90 \cdot 10^{-3}N$. Cependant, bien que les fortes intensités favorisent la dépression du bain et la pénétration, elles peuvent aussi engendrer

des défauts (en vitesses de soudage élevées) dus à des instabilités de surface. Ceux-ci vont créer des cratères inadmissibles en soudage comme des cavités ou les défauts de Puckering comme le montrent MARYA et HASCOET [Sou 11-12].

I.3.3.b. Le cisaillement aérodynamique

Ce cisaillement est le résultat du passage du gaz de protection à la surface du bain. Il crée en surface des courants centrifuges qui vont élargir le bain et le rendre mouillant.

L'intensité de cet effet est fonction de la nature du gaz, de son débit et de la géométrie de la buse utilisée.

CHOO et al. ont modélisé le comportement surfacique du bain et obtiennent numériquement une diminution de température maximale au centre du bain de 3100°K à 3000°K (pour une intensité de 200A avec une longueur d'arc de 1,5mm) [Sou 13]. Ils ont calculé l'évolution des vitesses surfaciques maximales qui passent de 0,495m/s à 0,515m/s (dans un bain de fusion de 8mm de diamètre sous une intensité de 300A). Or, ceci n'est pas suffisant pour faire évoluer la morphologie du bain de manière significative.

Il ressort aussi de leurs études que tant que l'intensité reste inférieure à 300A, les effets des contraintes de cisaillement aérodynamiques sont négligeables face aux effets des variations de tension de surface. Leur modèle numérique intègre l'évaporation des éléments volatiles, mais postule que la surface libre du métal liquide reste plane sous l'effet de l'arc, ce qui, comme nous l'avons vu précédemment, ne s'avère plus vrai au delà de 300A.

I.3.3.c. Les forces de flottabilité

Les forces de flottabilité ou convection naturelle sont issues des gradients thermiques dans les fluides qui, en fait, provoquent des variations de masse volumique. Les champs de température au sein du bain conduisent, de plus, à des vitesses d'écoulement très réduites, de l'ordre de quelques millimètres par seconde. Ainsi ces effets sont très souvent négligés dans les modélisations.

I.3.3.d. Les forces de Lorentz

Pour ce qui est du champ magnétique induit par l'arc électrique, il est la source des forces de Lorentz intervenant au sein du métal fondu. Les courants résultants peuvent être importants, modifiant fortement la géométrie fondue obtenue. La célérité de convection dépend de l'intensité du champ magnétique et donc de l'intensité et de la densité de courant appliqué. Or, cette densité évolue fortement avec la hauteur d'arc et la géométrie d'électrode.

TSAI, à l'aide de modèles numériques incluant les déformations en surface du bain, évalue à 40cm/s les vitesses maximales atteintes par les courants de Lorentz dans le cas d'une source gaussienne, d'intensité 150A sur de l'aluminium [Sou 14].

FAUTRELLE, quant à lui, détermine des vitesses qui sont fonction de l'intensité de soudage : entre 60A et 100A, la variation est de 7,6mm/s à 80mm/s pour les aciers [Sou 15].

De plus, au delà de 250A, des courants de rotation peuvent apparaître dans le bain ; la pénétration se voit augmentée par le vortex créé de part l'effet conjoint des forces de Lorentz et de la déformation de la surface libre du métal fondu. Cependant, les surfaces résultantes présentent de nombreux défauts d'aspects et nécessitent une passe de finition, dite passe d'aspect, qui est une re-fusion superficielle de l'endroit du cordon.

Pourtant, l'utilisation de champs magnétiques externes ne permet pas de modifier les morphologies de bain, comme le rapportent BINARD et CHABENAT, mais permet de

stabiliser son comportement dans le cas d'arcs erratiques, ainsi que d'augmenter la vitesse critique d'apparition de soufflage d'arc [Sou 16].

I.3.3.e. Les courants thermo-capillaires

Au niveau de la vitesse des courants thermo-capillaires, que ce soit au travers de calculs (ZACHARIA et al. : 0,12m/s [Sou 17]), ou par des mesures de célérité en surface (HEIPLE et ROPER : 0,5m/s à 1,4m/s [Sou 18]), il apparaît clairement que ces courants peuvent expliquer bien des phénomènes de part leur importance. Aussi avons nous choisi de leur consacrer la partie suivante au cours de laquelle nous évoquerons non seulement leurs origines, mais aussi toute l'influence qu'ils peuvent avoir sur les soudures.

I.3.4. Microchimie et morphologie de bain - courants de Marangoni

En effet, HEIPLE et ROPER sont les premiers à suggérer l'influence prédominante des courants de Marangoni issus des modifications spatiales des tensions de surface [Sou 19]. Par dopage des nuances étudiées, ils mettent en évidence des courants de convection qui peuvent être centrifuges ou centripètes et qui vont conduire, s'ils sont suffisamment intenses, à des morphologies de bain radicalement différentes.

Afin de cerner l'influence de tels courants, rappelons tout d'abord leurs origines et la notion de tension de surface.

I.3.4.a. La tension de surface

C'est à la fin du XIX^e siècle que G.C.M.MARANGONI (1840-1925) a constaté et mis en évidence ce phénomène. Il avait remarqué les déplacements de gouttes de vin sur une surface d'eau et il relia ces mouvements à l'existence d'un gradient de tension de surface sur le liquide.

Mais qu'est ce que la tension surfacique ?

Elle caractérise un phénomène d'équilibre de particules en surface d'un fluide, comme, par exemple, la contraction d'une goutte de liquide sur une surface.

Une analyse microscopique du phénomène met en évidence le déséquilibre des particules à la surface libre du fluide.

Si on isole une particule en surface d'un fluide, elle est soumise à des forces électrostatiques (de la forme k/r^n) de la part des autres molécules du liquide et des molécules du gaz atmosphérique. Or, comme les distances intermoléculaires sont plus grandes dans le gaz que dans le liquide, les forces exercées par les molécules de gaz sont d'intensité plus faible que celles exercées par les molécules du liquide. La résultante globale des forces exercées sur la particule est alors dirigée vers l'intérieur du liquide. Cette force caractérise la tension superficielle du liquide (γ en N/m).

On définit aussi l'énergie libre de surface comme l'énergie requise pour augmenter la surface d'une unité (travail nécessaire pour amener en surface des particules initialement au repos au sein du fluide). Or, tout système tend à évoluer spontanément de façon à avoir une énergie libre minimum. Par conséquent, le liquide évolue spontanément de façon à minimiser sa surface libre. D'où, dans le cas du soudage, la surface du bain de fusion s'oppose à la déformation due à la poussée de l'arc.

Les valeurs de tension superficielle sont dépendantes de la température, mais aussi de la concentration en soluté. Il peut en résulter des migrations de particules des régions à faibles tension superficielle vers une région à forte tension superficielle.

Les deux moteurs des courants de Marangoni sont donc :

- la présence d'un gradient de température en surface,
- l'existence d'un gradient de concentration issu d'une hétérogénéité dans la distribution des impuretés au sein du liquide.

Dans le cas du soudage, il existe un incontournable gradient thermique. En effet, le bain de métal fondu est le siège d'une variation de température qui s'échelonne entre la température de fusion du métal sur les bords du bain et la température de vaporisation du métal au centre du bain. Cette variation de température, de l'ordre de 1300 à 1500°C, s'étale sur une demi largeur de bain de dimension typique égale à 1cm.

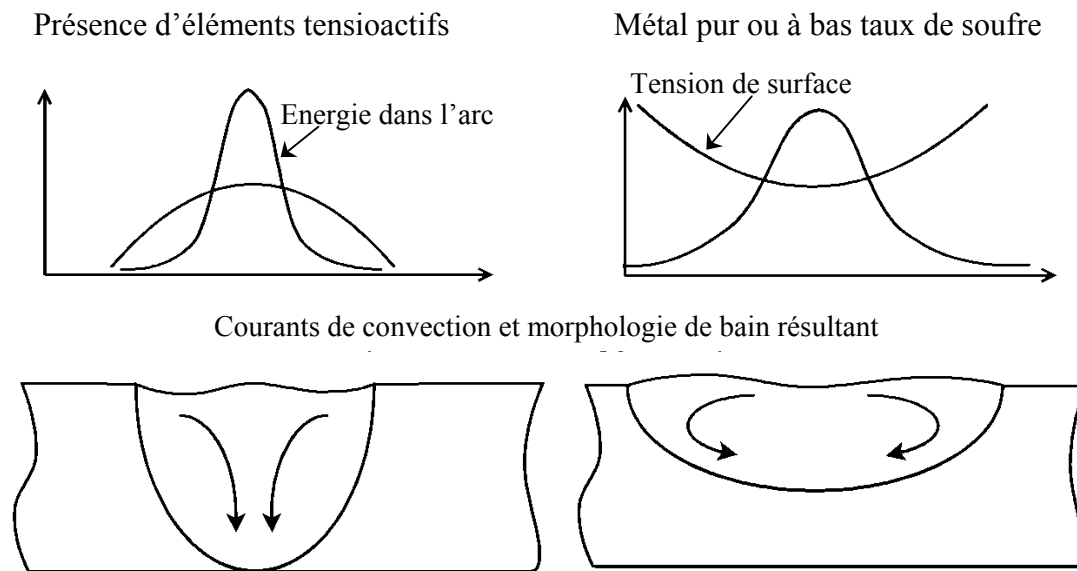


Figure I.8 : Tension de surface et courants de convection [Sou 19]

Suivant le signe du gradient thermique de tension de surface ($\partial\gamma/\partial T$ en $\text{Nm}^{-1}\text{K}^{-1}$), positif ou négatif, les courants induits affectant la géométrie du volume fondu seront respectivement centripètes ou centrifuges (cf. Figure I.8).

On associe alors volontiers une relation linéaire entre la valeur de la tension de surface et la température du liquide par :

$$\gamma_{(T)} = \gamma_{Tf} - \frac{\partial\gamma}{\partial T}(T - Tf) \quad \text{Équation I.2}$$

où γ_{Tf} est la tension de surface à la température de fusion Tf (cf. Tableau I.2).

Un soluté dont la tension superficielle propre est inférieure à celle du solvant est dit tensioactif. S'il migre en surface, il va abaisser la valeur de tension superficielle. Le gradient de tension de surface peut alors devenir positif, créant des courants de Marangoni centripètes.

| Élément | Tf (°C) | γ (mNm ⁻¹) | $\partial\gamma/\partial T$ (Nm ⁻¹ K ⁻¹) |
|-----------|---------|-------------------------------|---|
| Fer | 1540 | 1806 | 0,39 |
| Aluminium | 660 | 865 | 0,16 |
| Titane | 1660 | 1650 | 0,26 |
| Chrome | 1875 | 1910 | 0,32 |
| Nickel | 1450 | 1823 | 0,38 |
| Zirconium | 1850 | 1400 | 0,2 |
| Magnésium | 650 | 569 | 0,35 |
| Soufre | 116 | 58.6 | 0,08 |
| Silicium | 1410 | 720 | 0,13 |
| Sodium | 98 | 200 | 0,11 |
| Sélénium | 220 | 106 | 0,14 |
| Calcium | 847 | 361 | 0,1 |

Tableau I.2 : Tableau de tensions de surface et de leur gradient thermique

Or, l'effet tensioactif de certains éléments s'inverse au delà d'une température donnée. Cette température dépend essentiellement de la concentration en éléments tensioactifs et peut être exprimé comme suit :

$$\gamma_{(T)} = \gamma_{Tf} - \frac{\partial\gamma}{\partial T}(T - Tf) - RT\Gamma_s \ln \left[1 + ka_i \exp \frac{-\Delta H^\circ}{RT} \right] \quad \text{Équation I.3}$$

où γ_{Tf} est la tension de surface du métal pur à sa température de fusion Tf, T la température de la surface, Γ_s l'excès de concentration en soluté une fois la surface saturée, k un paramètre fonction de l'entropie de ségrégation, a_i l'activité de l'espèce i dans la solution et ΔH° est la chaleur d'absorption considérée comme indépendante de la température (cf. Figure I.9).

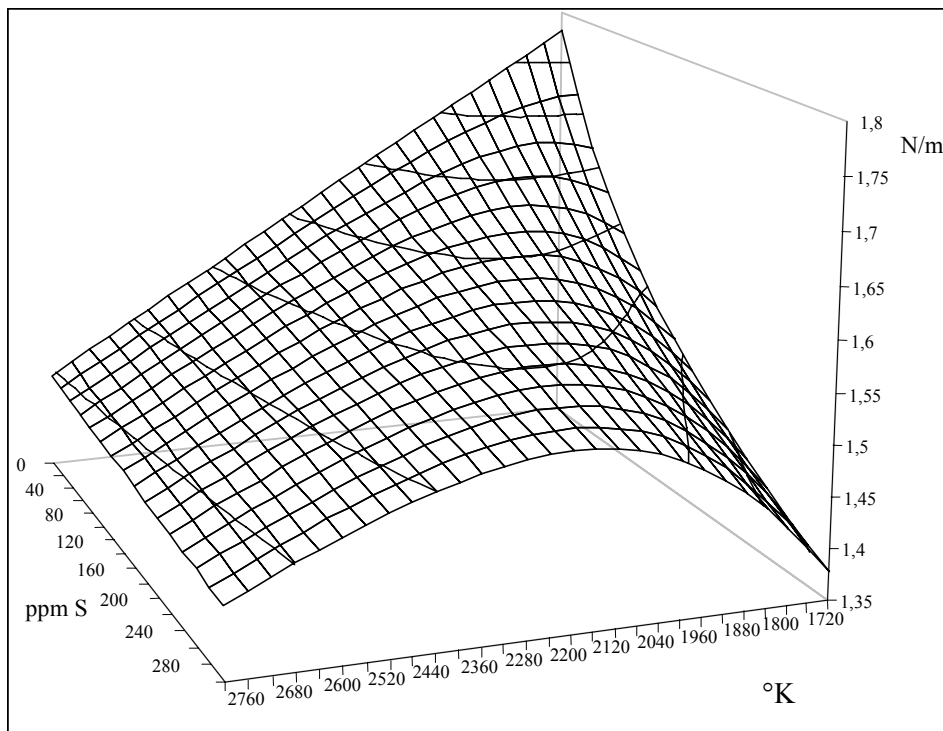


Figure I.9 : Tension superficielle du système Ni-S en fonction de la température [Sou 23]

Le gradient de tension de surface décroît avec l'augmentation de la température jusqu'à un seuil (variable suivant la concentration de l'élément tensioactif). Il existe pourtant une

concentration et une température critique au-delà desquelles le gradient thermique de tension de surface devient positif inversant le sens des écoulements de Marangoni.

On constate sur la Figure I.10 que cette température d'inversion augmente avec la concentration en soluté tensioactif. Dans le cas du soudage, les concentrations de soluté sont généralement fixes, l'augmentation de l'énergie (via l'intensité ou la vitesse) conduit à une apparition plus rapide de cette température critique. La figure I.11 illustre ce comportement, on obtient alors un bain au contour particulier qui rappelle les morphologies de bain en présence de courants de Lorentz importants (au delà de 200A - cf. Figure I.11).

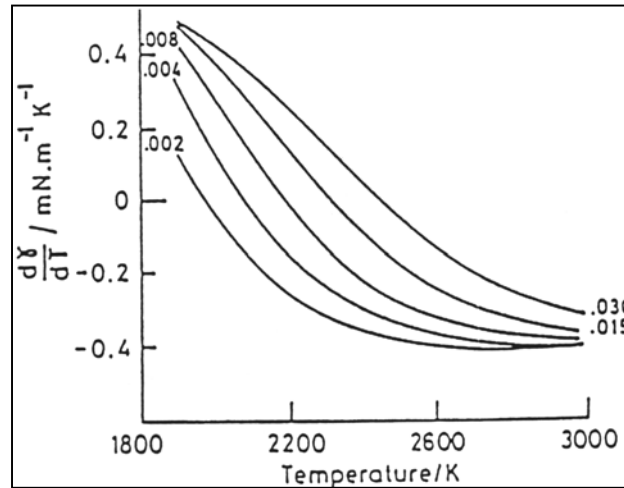


Figure I.10 : Evolution du gradient de tension de surface du couple Fe-S avec la température [Sou 23]

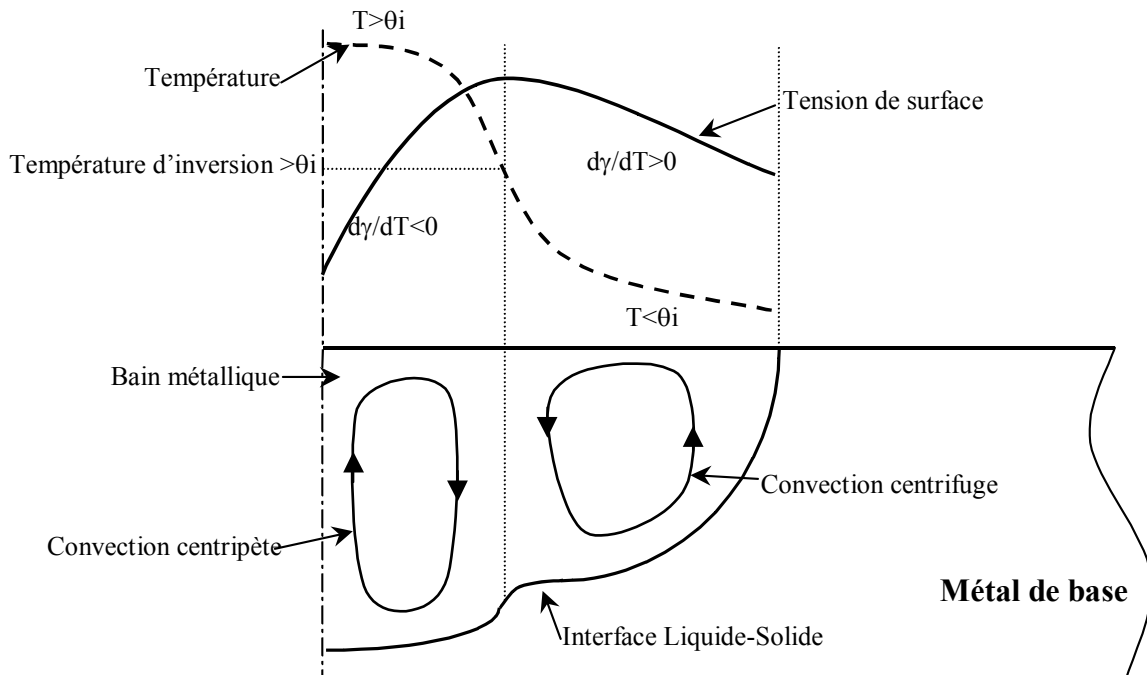


Figure I.11 : Inversion des courants de tension de surface

Toutes les études menées jusqu'alors dans le cadre du soudage ont mis en évidence que les apparitions de courants de Marangoni étaient intimement liées à la présence ou non d'impuretés chimiques dans le métal de base.

MILLS et KEENE définissent, dans le cas du soudage à l'arc, un nombre caractéristique des écoulements thermo-capillaires de Marangoni par :

$$Ma = \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dx} L^2 \mu \alpha \quad \text{Équation I.4}$$

où L caractérise la largeur caractéristique du bain, μ la viscosité dynamique du métal liquide et α le coefficient de diffusivité thermique du métal [Sou 20].

Ce nombre permet de caractériser les perturbations d'écoulement du bain métallique, notamment l'apparition d'oscillations et de déformations du bain [Sou 21]. Ainsi, les courants thermo-capillaires peuvent conduire à la formation de défauts de surface suite à de forts gradients thermiques ou de forts gradients de tension de surface. Ces deux phénomènes couplés, au cours du soudage ATIG, conduiront à des aspects endroits fortement perturbés et inacceptables en soudage.

I.3.4.b. Micro-chimie de bain

La tendance actuelle des aciéristes est de raffiner les matériaux ; c'est-à-dire d'éliminer ou de limiter les impuretés présentes dans les coulées. Par exemple, les teneurs en soufre qui avoisinaient les 0,02% il y a trente ans sont aujourd'hui limitées à 0.001% pour améliorer la ténacité et la résistance à la corrosion des aciers. Or, il se trouve que certaines de ces impuretés ont des effets tensioactifs et limiter leur teneur dans les coulées conduit à en diminuer la soudabilité. Ainsi, deux coulées de même nuance peuvent avoir des soudabilités complètement différentes (cf. Figure I.12).

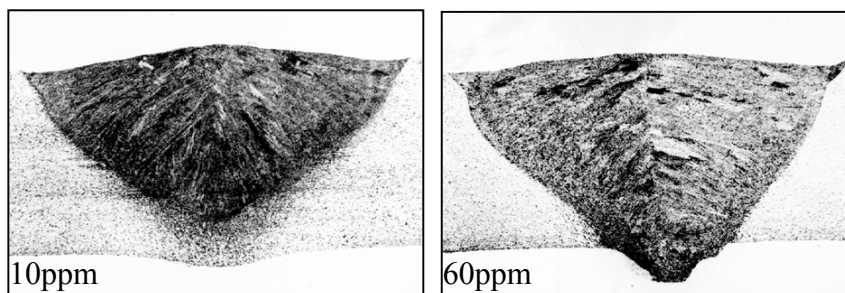


Figure I.12 : Effet du soufre sur la morphologie de bain d'un acier inoxydable austénitique 304 - 200A - 15cm/min (photo ECN x8)

De nombreuses études ont été menées pour comprendre ce phénomène puis identifier les différents éléments résiduels et leur influence sur la pénétration pour les aciers au carbone et les aciers inoxydables.

On a pu ainsi qualifier un certain nombre de micro-éléments qui peuvent être :

- des éléments tensioactifs : ils affectent le gradient de tension de surface et ont un rôle important dans la détermination de la morphologie du cordon,
- des éléments ayant une grande tension superficielle propre : ils n'abaissent pas la valeur de tension du solvant,
- des éléments ayant de fortes affinités chimiques avec des composés qu'ils peuvent piéger et ainsi réduire la quantité d'éléments tensioactifs en formant des composés stables.

L'analyse des valeurs de tension de surface des éléments permet de prévoir quels peuvent être les éléments actifs ou non, fonction du soluté (cf. Figure I.13).

Ainsi, dans le cas des aciers par exemple, le carbone semble être défavorable à la formation de courants de Marangoni centripètes de part sa très haute valeur de tension de surface. Or,

cette interprétation est abusive, il faut en effet comparer des valeurs de tension de surface à température identique.

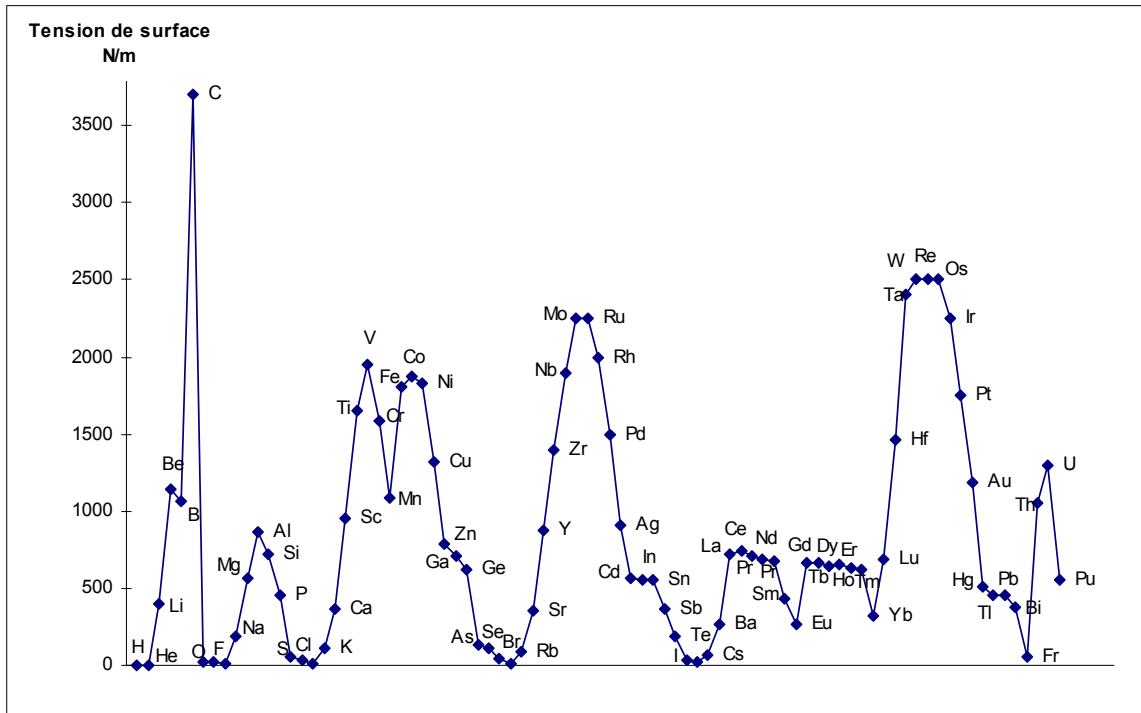


Figure I.13 : Valeur de tension de surface des éléments purs présentés à leur température de fusion par ordre croissant de numéro atomique [Sou 22]

Pour reprendre notre exemple, le carbone se liquéfie au delà de 4230°K alors que l'acier fond à partir de 1800°K, il est donc sans effet sur la tension de surface des aciers.

Nous allons, à présent, voir quels éléments présents dans les coulées jouent un rôle identifié à ce jour sur la soudabilité.

I.3.4.c. Les éléments tensioactifs des aciers

Un élément qualifié de tensioactif pour le soudage, est un élément capable de réduire la valeur de tension de surface du bain liquide et dont la présence dans le métal de base favorise la pénétration du bain de fusion au détriment d'une largeur importante. Détaillons maintenant les principaux composants identifiés.

- **Le soufre et le sélénium**

Le soufre et le sélénium sont clairement identifiés comme étant des composants fortement tensioactifs pour les aciers. Ils favorisent l'obtention de cordons étroits et profonds. L'indication d'une concentration limite au dessous de laquelle le rapport P/L est faible (bain mouillant) ou au contraire au dessus de laquelle ce rapport est grand (bain pénétrant) reste difficile à donner. En effet, les différentes études, si elles focalisent sur les teneurs en soufre ou en sélénium, n'intègrent pas toujours la présence d'autres micro-éléments qui peuvent favoriser ou, au contraire, déprécier la pénétration du cordon.

On peut cependant indiquer, qu'au delà de 70ppm de soufre, pour les nuances 304 et 316, le rapport P/L est grand et qu'il est faible pour les teneurs inférieures à 30ppm comment montrent les travaux de MILLS et al. [Sou 20] et de MARYA et OLSON [Sou 23] (cf. Figure I.14).

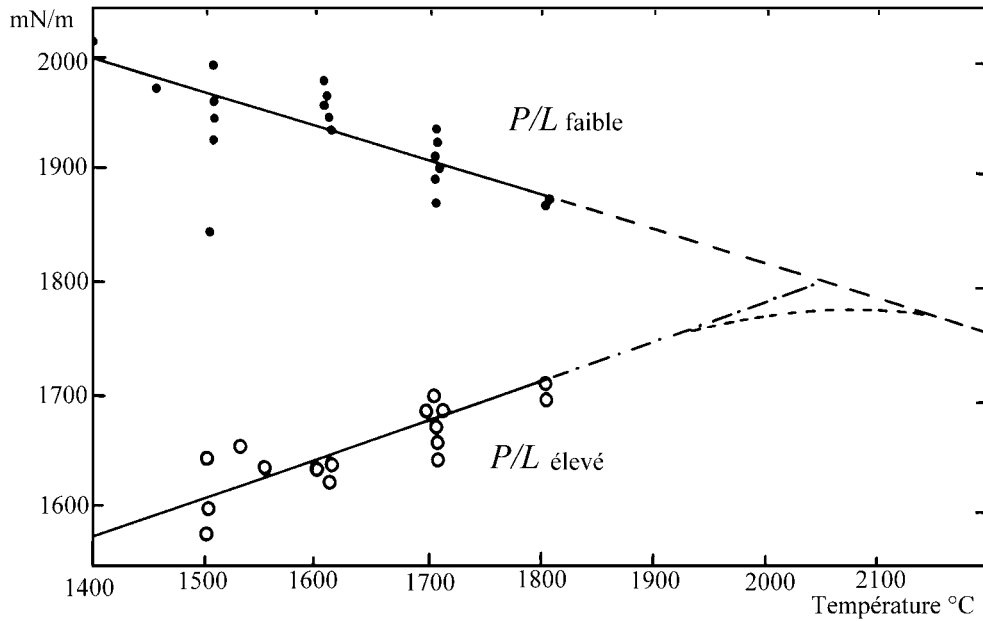


Figure I.14 : Mesure de tension de surface pour deux aciers ; projection de ces valeurs au delà de 1800°C (l'écart de proportion en soufre est de 160ppm) selon MILLS [Sou 17]

HEIPLE va même jusqu'à doper les soudures par le biais du gaz d'assistance chargé en dioxyde de soufre ; l'ajout de 500ppm de SO_2 améliore de 80% le ratio P/L (cf. Figure I.15) [Sou 28].

Par ailleurs, les valeurs de tension de surface de l'alliage binaire fer-soufre augmentent quand on diminue la teneur en soufre. Ceci est confirmé par LO qui a étudié l'effet du soufre sur l'acier inoxydable 718 dans une gamme de 0.005 à 0.0116% [Sou 24].

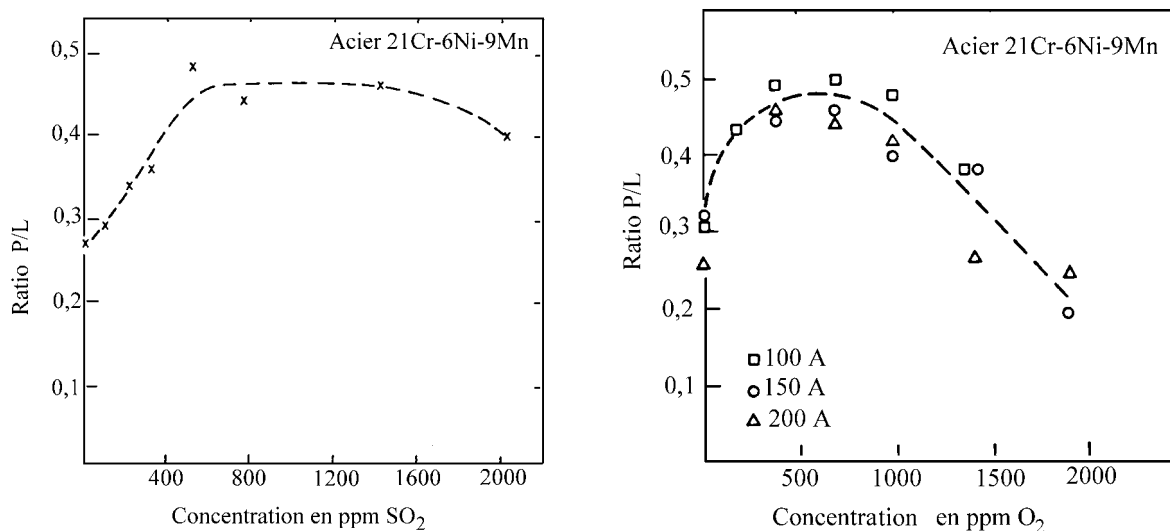


Figure I.15 : Variation du facteur de forme des cordons en fonction de l'ajout de SO_2 et d' O_2 dans le gaz d'assistance [Sou 28]

Comme nous l'avons expliqué, le gradient de tension de surface est une grandeur à surveiller avec attention. SAHOO et al. mesurent la température d'inversion de ce gradient qui, pour des teneurs en soufre comprise entre 80 à 200ppm, se situe entre 1950 et 2200°K. Cette

température tend à augmenter avec la teneur en soufre (cf. Figure I.10) [Sou 25]. Ceci corrobore les résultats de HEIPLE et al. qui estiment cette température à 2300°K [Sou 26].

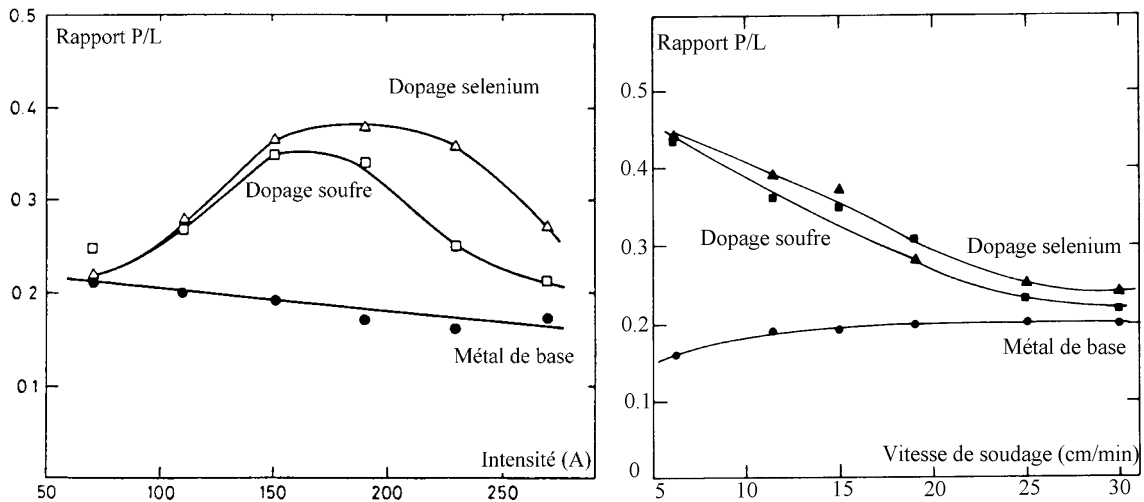


Figure I.16 : Evolution du rapport P/L à différentes intensités, vitesses et dopages [Sou 6]

BURGARD et al. ont, pour leur part, fait apparaître une valeur d'intensité optimale au sens de la recherche du meilleur ratio pénétration sur largeur ; ce qui confirme l'existence de cette température critique pour une énergie nominale donnée (cf. Figure I.16) [Sou 6].

WALSH et al. notent en surface du bain l'existence de deux composés du soufre : le sulfure de fer localisé dans les régions plus froides et le soufre libre présent dans les zones les plus chaudes (car complètement dissocié) [Sou 27].

Ainsi, la température influencerait non seulement les valeurs des tensions de surface mais aussi la quantité d'éléments libres en surface et donc la concentration en éléments tensioactifs. Aussi peut on dire que la température est un facteur d'influence complexe, direct et indirect, sur les valeurs de tension de surface.

Quant au sélénium, une addition de 0.1% massique de Se dans un acier diminue sa tension superficielle de 30% comme présenté Figure I.17.

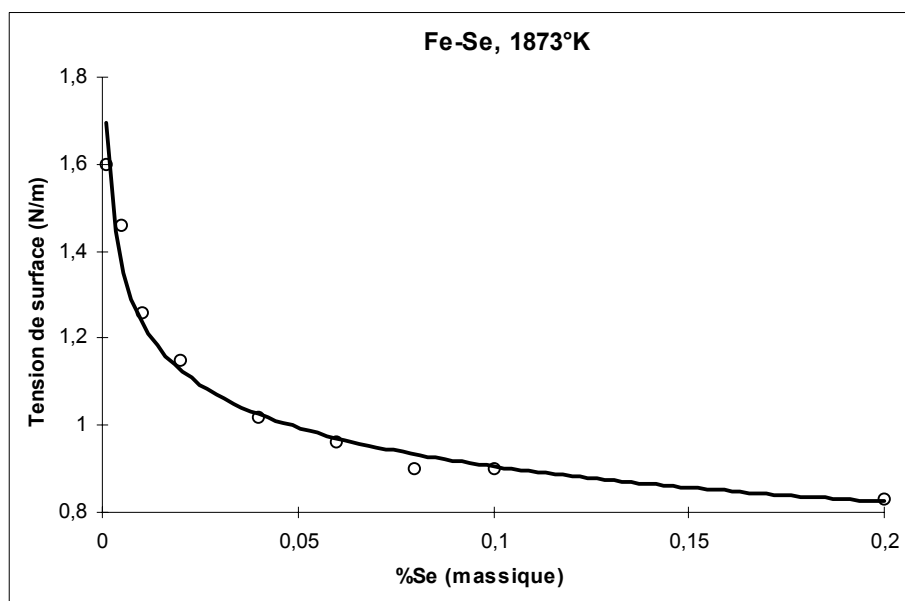


Figure I.17 : Variation de la tension de surface du Fe-Se à 1873°K [Sou 25]

- **L'oxygène**

L'oxygène est aussi un élément tensioactif. Par contre, son effet est moindre par rapport au soufre.

Néanmoins, avec une quantité dépassant les 60ppm, on aboutit en général à un gradient thermique de tension de surface positif.

De plus, il est connu que l'ajout d'oxygène dans le gaz d'assistance accroît la pénétration. Ainsi, SUNDELL et al. mais aussi MARYA et al. constatent que l'addition d'O₂ dans la torche augmente le facteur P/L, la tension d'arc et apparemment l'apport calorifique [Sou 29-30] (cf. Figure I.15). Il faut pourtant noter que, l'oxygène ayant une très grande affinité électronique, il va se combiner avec d'autres éléments pour former des composés stables. Ces réactions sont généralement fortement exothermiques et peuvent, parfois, faire douter de l'effet purement tensioactif de l'ajout d'O₂ dans le gaz d'assistance.

HEIPLE et al. déterminent une température d'inversion de l'effet pénétrant évalué à 2650°C comme dans le cas du soufre [Opt 25].

INDACOCHEA et al. ont, eux, étudié l'influence de la présence d'oxygène dans le bain et son impact sur la microstructure et la pénétration pour deux nuances d'acier au carbone (ASTM 1010 et 1020 qui sont des aciers à 0,1 et 0,2 % de carbone). Le procédé testé étant le soudage par arc submergé sous flux, les variations de pourcentage en O₂ résultent des modifications des compositions des flux de soudage et de leur effet « polluant » sur le bain.

Pour ce qui est de l'influence sur la morphologie de bain, les résultats sont contradictoires pour les deux nuances testées. Alors que les variations d'O₂ s'échelonnent de 600 à 1200ppm, les pénétrations augmentent de 15 à 45% pour le 1010 mais elles diminuent de 25 à 40% pour le 1020 [Sou 31].

Il faut être prudent pour analyser ce type d'essai dans lequel les risques de dégazage en oxygène sont importants (par formation de CO ou de CO₂). La concentration des différents éléments s'en voit alors nettement modifiée. Cependant, il semble qu'il faut aussi s'intéresser à la variation d'azote présent dans le cordon qui, d'après les auteurs, augmente d'environ 35% la pénétration pour une variation de 20 à 120ppm pour le 1010. Ainsi, l'azote couplé à l'oxygène pourrait avoir un effet favorable sur la pénétration.

- **Le tellure**

Le tellure est le dernier élément identifié comme capable de réduire la valeur de tension de surface conduisant à un gradient positif.

Ainsi, les dopants sont généralement des éléments du groupe VI du tableau de Mendeleïev (O, Bi, Se, Te, F, Cl, B), ils améliorent la pénétration et le facteur de forme du cordon soudé. Portant leur plage d'activation est limitée par une température d'inversion au delà de laquelle l'effet pénétrant ou dopant est perdu.

Or, il peut leur être opposé des éléments dont l'effet va, au contraire, faire diminuer le rapport P/L ; je les qualifierais, par abus de langage, de « tensionocifs ».

I.3.4.d. Les éléments « tensionocifs » des aciers

- **Le calcium, le cérium et le lanthane**

Le calcium, le cérium et le lanthane sont des éléments aux propriétés désulfurantes. En effet, ils ont une très grande affinité avec le fer et le soufre pour former des éléments stables comme Fe-Ca-S ou Fe-Ce-S. Ils diminuent ainsi le potentiel réactif du soufre et donc l'efficacité de

l'effet tensioactif de ce dernier. Si la teneur en cérium ou en lanthane dépasse les 100ppm, la solubilité du soufre est réduite au point d'avoir un gradient thermique de tension de surface négatif.

- **L'aluminium**

A l'instar des éléments désulfurants présentés ci-dessus, l'aluminium est un élément désoxydant. Son ajout va rendre le bain des aciers inoxydables large et peu profond. Une fois de plus, les auteurs divergent sur la valeur exacte du pourcentage massique critique, mais au delà de 40 à 100ppm, le ratio P/L diminue rapidement. En fait, l'aluminium avidement d'oxygène réagit pour former de l'oxyde d'alumine (Al_2O_3) qui abaisse la teneur en oxygène libre dans le bain, mais aussi affecte les mouvements de convection ainsi que la recristallisation.

- **Le molybdène, le chrome et le titane,**

Leur tension propre est grande, par conséquent, il est peu probable qu'ils affectent la tension de surface de l'acier. Cependant, le chrome et le titane peuvent réduire la solubilité de l'oxygène dans le fer. Ainsi, l'addition de 0,1 à 5% de titane réduit la solubilité de l'oxygène et le gradient thermique de tension de surface résultant est négatif.

- **Le manganèse et le silicium**

Tout comme les éléments précédemment cités, le manganèse et le silicium ont un effet désoxydant important. L'accroissement de 0,13 à 0,5% de silicium dans les aciers faiblement alliés augmente le volume fondu du bain ainsi que le rapport P/L. Il semble pourtant que le principal effet de cet élément d'addition soit sur la viscosité du métal fondu. Ainsi OYLER et al. [Sou 32] montrent que pour un acier inoxydable 304 :

- le métal liquide est fluide pour des teneurs en Si > 0,7%,
- il sera plus visqueux si Mn < 1,4% et Si < 0,3%.

I.3.4.e. Cas du carbone

L'effet du carbone est nul vis à vis de la tension superficielle du fer liquide, ainsi que des phénomènes de solubilité du soufre et de l'oxygène dans le bain. Par contre, comme nous allons le voir au chapitre suivant, il va fortement conditionner la soudabilité du matériau et les risques d'apparition de défauts tels que la fissuration à froid.

Pour clore cette partie sur l'effet des différents éléments sur la pénétration et la morphologie du bain, il est à noter que de nombreuses études ont été menées sur les aciers en général et particulièrement sur les aciers inoxydables. Cela nous renseigne sur les causes des problèmes opératoires rencontrés en cours de soudage. Entre autres, dans le cas d'assemblages de matériaux différents (nuances ou coulées différentes), il est courant de constater que le bain résultant n'est pas symétrique ou bien que le cordon réalisé n'a pas la même morphologie d'une pièce sur l'autre. Ceci n'a rien d'étonnant au vu des variations de soudabilité résultant des micro-modifications du métal de base.

Cependant, nous ne disposons pas des mêmes quantités d'informations en ce qui concerne les alliages de titane et nous ne pouvons qu'espérer retrouver des comportements similaires. Il faut tout de même noter que la coulée des alliages de titane requiert une plus grande attention et par voie de conséquence, les micro pollutions sont beaucoup moins marquées.

On peut néanmoins constater qu'il est fait mention par GUREVICH et al. d'effets de traces d'halogènes en surface des aciers et des alliages de titane qui favoriseraient la pénétration du bain de fusion [Sou 33-34]. Ces constatations, réalisées pour du soudage vertical sous laitier des alliages de titane, ont conduit à l'évolution du procédé TIG vers le procédé ATIG.

MARYA quant à lui, met en évidence la sensibilité au taux de fer et d'oxygène présent dans le métal sur la soudabilité du titane [Sou 35]. Ces éléments d'addition favorisent l'obtention de cordons pénétrants mais les causes n'en sont pas connues. L'interprétation au sens des courants thermo-capillaires en surface n'en est cependant pas satisfaisante en elle-même, car le bain s'élargit tout en étant plus pénétrant.

I.3.5. Le gaz d'assistance

L'étude de la formation du bain de fusion nous amène logiquement à analyser ce qui se passe en surface, et plus précisément au niveau du gaz d'assistance.

Ce gaz qui débite par la torche à souder est indispensable lors du soudage TIG. Son effet sur l'arc électrique et le bain de fusion, essentiel, va varier suivant sa nature.

Il va servir de protection gazeuse du bain et de l'électrode mais va aussi stabiliser l'arc électrique.

De plus, il influence la morphologie du bain et les propriétés du métal fondu. Il est donc important de connaître les gaz utilisés et leurs effets sur le procédé de soudage et le cordon réalisé [Sou 36].

I.3.5.a. La protection gazeuse

Les propriétés physiques et chimiques du gaz vont conditionner son efficacité à protéger le bain fondu et l'électrode en tungstène de la pollution atmosphérique (oxygène, hydrogène ou azote).

Cette pollution peut se traduire par la mise en solution d'hydrogène dans le bain liquide qui va dégazer au cours de la solidification et créer des porosités rédhibitoires pour les cordons soudés.

Il peut aussi apparaître des oxydes ou des nitrures solubles ou non dans le bain, qui vont diminuer le taux d'éléments d'addition (exemple : le chrome dans le cas des aciers inoxydables). Cependant, la présence en faible proportion d'oxygène peut être bénéfique à la soudure, mais un taux excessif conduit à la détérioration irrémédiable des propriétés du métal soudé.

Ainsi l'utilisation de gaz neutres comme l'argon ou l'hélium sera privilégiée en soudage TIG. Pour assurer une meilleure protection, et éviter tout risque de turbulence des écoulements gazeux, ils devront être laminaires. Des gaz à forte densité seront donc préférés (cf. Tableau I.3).

| Éléments | Potentiel d'ionisation (eV) | Densité (kg/m ³) |
|--------------------|-----------------------------|------------------------------|
| Argon | 15,75 | 1,784 |
| Hélium | 24,58 | 0,187 |
| Hydrogène | 13,59 | 0,083 |
| Azote | 14,54 | 1,161 |
| Oxygène | 13,61 | 1,326 |
| Dioxyde de Carbone | -- | 1,977 |

Tableau I.3 : Constantes physiques importantes des gaz de soudage

I.3.5.b. Influence sur la stabilité d'arc

En soudage TIG, l'arc est maintenu par un flux d'électrons dans un gaz ionisé. Le potentiel de dissociation et le potentiel d'ionisation du gaz sont des indices de la stabilité de l'arc.

L'ionisation, elle, est maintenue par les hautes températures présentes dans la colonne d'arc et est affectée par la conductivité thermique du gaz en présence. Une conductivité thermique élevée conduira donc à une réduction de la colonne d'arc et à une augmentation de la tension d'arc.

De plus, la pression d'arc est dépendante du gaz utilisé. Ainsi l'hélium, en gaz d'assistance, donnera une pression d'arc plus faible au centre de l'arc ce qui va diminuer sa stabilité aux faibles intensités. Par contre, aux intensités plus élevées, la présence d'hélium évitera la formation de défauts comme les caniveaux ou les morsures.

I.3.5.c. Effets sur la morphologie de la zone fondue

L'énergie de l'arc est dépendante du gaz qu'il ionise, gaz qui va conditionner la tension d'arc.

Ainsi, l'utilisation de hélium, de part son potentiel d'ionisation plus élevé, augmente la tension d'arc à intensité identique (cf. Figure I.18) [Sou 37]. Par conséquent, l'énergie incidente et donc le volume fondu seront plus importants. De plus, on peut ajouter des gaz actifs, comme l'hydrogène ou le dioxyde de carbone, à l'argon, ce qui va donner lieu à des réactions exothermiques favorables à la pénétration et à la mouillabilité du métal.

Il convient tout de même de limiter la proportion de ces gaz actifs afin de ne pas détériorer les propriétés mécaniques du joint soudé.

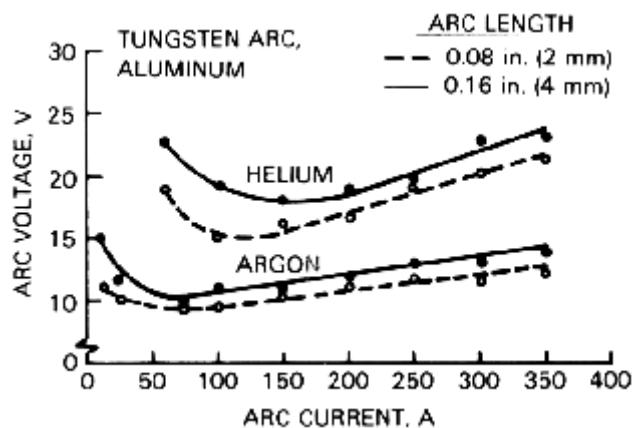


Figure I.18 : Evolution de la tension d'arc sous argon et sous hélium suivant l'intensité appliquée [Sou 37]

I.3.5.d. Incidence sur les propriétés du métal fondu

Le gaz d'assistance influence les caractéristiques du cordon soudé par :

- un contrôle du taux de porosité : les porosités diminuent la section de travail du joint réalisé et donc les propriétés mécaniques résultantes. Elles peuvent être limitées ou annulées par une judicieuse sélection du gaz d'assistance et par une protection efficace du bain ;
- un contrôle des caractéristiques de fusion du matériau : les défauts de fusion peuvent être minimisés par le choix d'un gaz qui permet d'augmenter les tolérances vis à vis d'autres paramètres opératoires (comme les gaz riches en hélium dans le cas de soudage d'aciers inoxydables) et par une augmentation de l'énergie incidente ;
- un maintien du taux en éléments d'alliage : les éléments d'addition réactifs, comme le titane ou le zirconium, le nickel ou le manganèse, seront affectés. La formation d'oxydes ou de nitrures va diminuer le taux de ces éléments d'addition qui ne pourront plus garantir les propriétés physico-chimiques et mécaniques du métal fondu. L'évaporation de ces

éléments sera fonction du pouvoir oxydant du gaz d'assistance utilisé. Une protection maximale sera obtenue en utilisant des gaz neutres.

I.3.5.e. Principaux gaz de protection

Nous avons vu que le choix d'un gaz n'est pas anodin. Détaillons donc maintenant les particularités de chacun.

- **L'argon**

C'est le gaz le plus couramment utilisé en soudage TIG. Totalement inerte et relativement lourd, il assure une excellente protection du bain et de l'électrode. Par contre, la présence d'un film d'oxydes ou de dépôts de surface réduit son efficacité. Enfin, son faible potentiel d'ionisation facilite l'amorçage de l'arc et se traduit par une colonne d'arc plutôt conique.

- **L'hélium**

Comme l'argon, l'hélium est chimiquement inerte mais a une densité très faible. Il faut donc débiter trois fois plus d'hélium pour obtenir une protection équivalente à celle de l'argon, or son coût est supérieur. La facture gazeuse finale est quatre fois plus coûteuse qu'une soudure sous argon, ce qui explique sa faible utilisation en soudage TIG. De plus, son potentiel d'ionisation élevé conduit à un amorçage d'arc qui se révèle difficile mais les énergies incidentes sont plus importantes comparativement à l'argon et permettent d'éviter les défauts de fusion (cf. Figure I.18). Par conséquent, les vitesses de soudage associées sont plus élevées et peuvent compenser le surcoût d'utilisation de l'hélium.

- **Les gaz actifs**

L'oxygène, l'hydrogène ou l'azote sont parfois utilisés, en faible proportion, en combinaison avec l'argon ou l'hélium.

L'oxygène est choisi pour répondre à deux fonctions qui sont de stabiliser l'arc mais surtout de modifier les tensions de surface du métal fondu et ainsi éviter les défauts surfaciques comme les caniveaux initiateurs de concentrations de contraintes.

L'hydrogène, quant à lui, grâce à sa conductivité thermique élevée, donne une tension d'arc plus élevée, favorable à une meilleure pénétration (gain de 50% avec 5% d'H₂) et à une section fondue plus importante. Cependant, le ratio géométrique pénétration sur largeur de bain diminue très nettement par cet ajout [Sou 31]. Par ailleurs, l'hydrogène, très réducteur, est utilisé pour éliminer la couche d'oxydes en surface du bain.

Pour ce qui est de l'azote, il sert, entre autre, à maîtriser les structures formées au cours de la solidification. Par exemple, l'ajout d'azote favorise la présence de ferrite dans le cas de soudure d'aciers duplex austéno-ferritiques. Le taux d'azote permet également d'affiner la taille de grains austénitiques des aciers austénitiques à haute limite élastique [Sou 38].

Cependant, il faut être extrêmement vigilant quant à l'utilisation de ces gaz à cause des phénomènes de pollution et de fragilisation. Une étude complète sur la sensibilité du matériau soudé est nécessaire avant tout ajout dans le gaz d'assistance.

I.4. Bilan

La réalisation de produits mécano-soudés passe obligatoirement par la fusion puis solidification des parties à assembler. Nous sommes donc confrontés à plusieurs problèmes qui sont :

- un problème thermique propre à la source de chaleur nécessaire pour réaliser la fusion du métal,
- un problème de mécanique des fluides gérant le comportement des différents courants au sein du volume fondu,
- un problème thermomécanique créé par les phénomènes de fusion solidification du métal et de conduction de la chaleur dans la pièce.

Il apparaît au vu des intensités maximales des courants et forces s'appliquant au bain métallique, que ce sont les courants de Marangoni et ceux induits de Lorentz qui peuvent majoritairement modifier la géométrie du cordon réalisé (cf. Tableau I.4).

| Type de courant | Célérités | Effet sur le bain |
|---|--|---|
| Courants thermo-capillaires (Marangoni) | 0,1 à 1,5m/s | Courants pénétrants ou mouillants, les plus influents sur la morphologie de bain quand $I < 250A$ |
| Courants de Lorentz | $I < 200A : 0,1m/s$ $I > 200A : 0,4 à 2m/s$ | Courants pénétrants, peu influents sur la géométrie de bain si $I < 250A$ |
| Cisaillement aérodynamique | Maximum : 0,5m/s | Courants mouillants, peu influents sur la morphologie du bain |
| Flottabilité | 0,05m/s | Courants mouillants, négligeables |

Tableau I.4 : Intensités des différents courants de convection présents dans le bain

Tous ces phénomènes sont intimement liés et difficiles à découpler. Ainsi, faudra-t-il user d'artifices pour observer l'effet de tel ou tel paramètre. Malheureusement, l'apport d'aide numérique reste limité au vu de la complexité à modéliser correctement l'ensemble du problème.

Enfin, à ces difficultés de compréhension phénoménologique, vont venir se greffer des problèmes métallurgiques qui vont compliquer encore l'opération de soudage. Fondre puis solidifier avec une géométrie de cordon idéale, n'est pas le seul impératif pour réaliser des soudures acceptables ; loin s'en faut. La maîtrise du procédé passe aussi par une parfaite compréhension métallurgique des événements thermiques que l'on fait subir à la soudure et à son proche voisinage.

Dés à présent sont posés les grands axes d'une étude de soudage, que ce soit au niveau du gaz d'assistance, du bain de fusion ou de la technique employée.

II. Problématique du soudage TIG

Nous venons de présenter l'ensemble des phénomènes qui conduisent à la formation du bain de fusion. L'impact de la qualité des sources thermiques ainsi que la présence d'éléments résiduels affecte fortement la soudabilité des matériaux en soudage TIG.

Nous allons, dans ce chapitre, rapidement rappeler les contraintes du soudage des aciers inoxydables et des alliages de titane, qui, sous réserve de certaines précautions exposées ci-après, sont peu problématiques.

Puis nous présenterons l'ensemble des améliorations possibles de ce procédé avec comme objectif un maximum de l'énergie spécifique au sein de l'arc. Il sera alors fait mention de la recherche de géométrie d'électrode optimales, d'influence de la longueur d'arc et d'utilisation de mélanges gazeux pour s'affranchir des limites en pénétration du soudage TIG. De plus, nous présenterons deux alternatives que sont l'utilisation d'une torche double flux en soudage TIG, réalisant une constriction de la colonne ionisée par un gaz annulaire en périphérie de l'arc, et l'utilisation du soudage plasma.

Enfin, nous aborderons la technique ATIG. L'utilisation de flux solides s'inscrivant dans le métier traditionnel des soudeurs, pensons aux flux développés pour les électrodes enrobées, le soudage par arc submergé ou l'utilisation de fils fourrés en MIG, nous ferons un état des utilisations des flux en soudage avant de présenter le procédé ATIG et les interprétations des actions des flux utilisés.

II.1. Soudabilité

Les aciers inoxydables et les alliages de titane présentent finalement peu de problèmes de soudabilité. L'annexe 2 décrit plus précisément les différentes difficultés rencontrées en soudage ainsi que les moyens classiques d'y remédier.

Mais évoquons ici rapidement le cas de ces deux matériaux.

II.1.1. Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables ne sont pas spécialement difficiles à souder en TIG. Notons simplement que les aciers inoxydables austénitiques (les plus utilisés en mécano-soudage) sont parfois sensibles à la corrosion intergranulaire ce qui peut être limité par une hyper-trempe et le choix d'une coulée à bas taux de carbone.

Il n'empêche qu'il faut assurer, en envers des cordons, une protection gazeuse qui évitera l'oxydation et la formation d'un cordon rocheux, la torche TIG, suffisant à assurer la couverture gazeuse endroit pour réaliser des assemblages sains.

Le cas des assemblages de coulées ou de nuances différentes peut s'avérer problématique. Il est pourtant fréquent, dans les constructions mécanosoudées, d'assembler des matériaux de natures différentes. Or, comme nous l'avons vu au chapitre I.3.3 concernant les effets de la microchimie sur les courants thermo-capillaires et leur influence sur les morphologies de bain, la soudabilité différentielle entre les deux éléments à assembler peut conduire à des géométries de cordon dissymétriques au risque de perdre la pénétration souhaitée, voire à faire du collage (cf. Figure II.1).

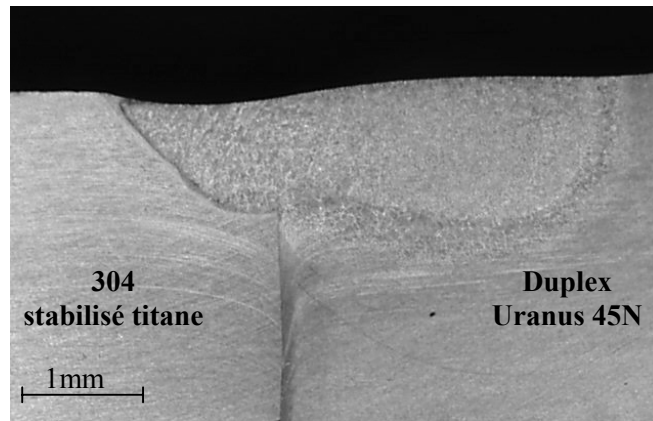


Figure II.1 : Soudage d'un acier duplex austenno-ferritique et d'un 304 stabilisé titane, cordon fortement dissymétrique (Photo ECN x8)

LAMBERT a étudié précisément ce type d'assemblages délicats. Il en déduit que les facteurs influant la soudabilité sont bien sûr le taux de soufre mais aussi celui du phosphore et de l'aluminium [Met 1]. Il préconise alors d'utiliser une hauteur d'arc très courte, des intensités et des vitesses faibles (garantissant l'énergie nominale nécessaire pour réaliser la fusion), ainsi que d'ajouter de l'hydrogène au gaz de protection (jusqu'à 5%).

Bien que les épaisseurs à assembler ne soient pas importantes (inférieures à 3mm), les préparations de bords et les passes multiples seront souvent la seule solution garantissant un cordon pleinement pénétré et symétrique.

II.1.2. Les alliages de titane

Le soudage des alliages de titane ne présente pas de problème particulier sous réserve de quelques précautions indispensables.

Sa très grande affinité pour des éléments présents dans l'air ambiant, comme l'oxygène, l'azote et l'hydrogène, impose d'utiliser des protections gazeuses en endroit et envers. Il est donc nécessaire d'avoir des traînards volumineux ou des systèmes de boîte à gant, pour couvrir suffisamment longtemps le cordon réalisé.

De plus, le titane subit un grossissement de grain exagéré irréversible par de simples traitements mécaniques. Il faut donc chercher à limiter l'énergie thermique incidente.

Le bain de titane est fluide et mouillant, donnant, après soudure un aspect de cordon lisse dont les propriétés mécaniques et anticorrosives sont conservées en absence de pollution du bain.

Sous réserve de respecter quelques règles simples les assemblages de ces deux matériaux sont peu problématiques. Néanmoins le soudage TIG de ces métaux est desservi par :

- son faible rendement d'arc qui conduit à une énergie spécifique faible,
- la tendance naturelle qu'ont ces matériaux à favoriser une morphologie de bain fondu mouillante plutôt que pénétrante (le cordon est large et peu profond).

Les épaisseurs soudées maximales sont donc limitées à 3mm pour les alliages de titane et de 3 à 4mm pour les aciers inoxydables suivant le taux de soufre dans la coulée (>60ppm).

Dans un premier temps, nous présenterons la recherche d'optimisation de la source thermique et de sa densité d'énergie, puis nous regarderons aussi quels peuvent être les palliatifs au soudage TIG, que ce soit des évolutions techniques ou l'utilisation d'autres procédés.

II.2. Optimisation du soudage TIG - solutions existantes

L'énergie spécifique de l'arc dépend, comme nous allons le voir, de la géométrie de l'électrode, du gaz d'assistance et de la longueur d'arc. Elle conditionne la qualité du transfert thermique vers la pièce et donc la quantité de métal fondu. Cependant, la morphologie du cordon soudé résulte d'une compétition de forces internes et externes au bain. Ces forces sont influencées par des facteurs non maîtrisables, comme par exemple, la présence ou non d'éléments tensioactifs dans le métal de base.

La densité d'électrons à l'anode, la température d'arc et l'écoulement du flux gazeux sont des données majeures régissant le volume et la forme de la zone fondue. Ces paramètres évoluent avec l'intensité et la tension d'arc, le type de gaz d'assistance, la géométrie et la nature de l'électrode mais aussi avec la composition du matériau à souder.

Nous allons revenir sur l'influence de ces paramètres facilement accessibles qui permettent d'améliorer l'efficacité et proposer, si possible, une série de valeurs optimales.

II.2.1. L'électrode

Les électrodes standards, dans le cadre du soudage des aciers inoxydables et des alliages de titane, sont thoriées à 2% et à géométrie conique. Nature et diamètre d'électrode, angles d'affûtage et longueur d'arc conditionnent l'énergie incidente et sa densité spatiale, la pression d'arc, les écoulements hydrodynamiques en surface du bain et donc la morphologie générale de la zone fondue et l'efficacité du procédé.

II.2.1.a. Nature de l'électrode

Suivant la nature des électrodes, et principalement de ses éléments d'addition, on peut obtenir un effet thermoïonique plus ou moins important (cf. Chap. I.3.1). Le tungstène ne devient thermoïonique qu'au voisinage de sa température de fusion (3410°C). Ainsi, si l'ajout d'éléments d'alliages permet d'obtenir un effet thermoïonique à plus faible température, la densité, la quantité d'électrons et la stabilité de l'arc en seront améliorées. Les éléments d'addition sont en général des oxydes métalliques dont les fonctions de travail sont basses [Opt 1].

On utilise classiquement des électrodes de tungstène thoriées (l'oxyde de thorium ThO_2 est allié à 1 ou 2%) qui permettent d'augmenter la capacité de courant généré (+20%), la durée de vie des électrodes et de limiter les risques de contamination du bain. Ces électrodes offrent un amorçage d'arc facile et favorisent une bonne stabilité d'arc. La géométrie de l'électrode est conservée au cours du soudage en courant continu direct, ce qui permet de garder optimaux les paramètres géométriques qui, nous le verrons, influent sur la qualité d'arc et de la soudure.

Cependant, le thorium, au cours du soudage, devient légèrement radioactif. Aussi, pour pallier cet inconvénient des éléments comme le cérium (CeO_2), l'yttrium (Y_2O_3) ou le lanthane (La_2O_3) sont peu à peu introduits comme palliatifs au thorium. Les caractéristiques sont alors sensiblement identiques aux électrodes thoriées [Opt 2-3].

Ainsi, par un choix judicieux d'électrode, peut-on favoriser l'apparition d'une émission thermoïonique qui augmentera la densité et la stabilité d'arc et prolongera la durée de vie des géométries d'électrodes choisies.

II.2.1.b. Affûtage et inclinaison d'électrode

Les auteurs diffèrent quant à leurs conclusions sur l'influence des différents paramètres et les valeurs optimales à sélectionner. Néanmoins, ils s'accordent tous sur le fait que de faibles

variations des configurations géométriques de l'électrode ou de sa position influent grandement sur le cordon obtenu.

On distingue comme variables de géométrie d'électrodes (cf. Figure II.2) :

- le diamètre de l'électrode,
- le type d'affûtage, qu'il soit conique ou en « tournevis »,
- pour les électrodes coniques, l'angle d'affûtage, qui correspond à l'angle au sommet du cône, et la présence ou non d'une troncature au sommet,
- pour les électrodes « tournevis », l'orientation de l'arrête par rapport au sens de soudage que l'on appelle parallèle ($//$), quand l'arrête est dans le sens du soudage, et perpendiculaire (\perp) quand l'arrête est orthogonale au sens de travail.

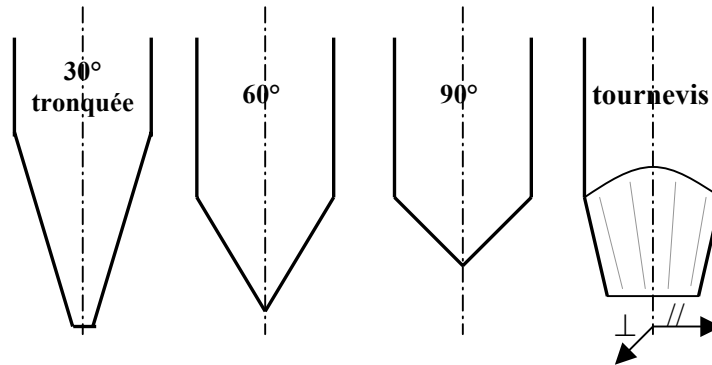


Figure II.2: Géométries d'électrodes

• Affûtage conique

La caractéristique électrique de l'arc, relation entre intensité et tension, est linéaire au delà de $50A^2$. Mais l'angle d'affûtage, pour des intensités données, modifie les tensions d'arc qui deviennent plus importantes quand la conicité devient aiguë. DEBUIGNE rapporte ainsi des variations d'énergie incidente de 50% entre une électrode affûtée à 45° et une électrode affûtée à 120° (1850W contre 1280W à 200A) [Opt 4]. Par conséquent, une électrode aiguë fournira une énergie incidente supérieure.

LEE et al., par modélisation de l'arc électrique, aboutissent à des répartitions spatiales de température d'arc et de flux de courants [Opt 5]. Les variations de densité de courant ou d'isothermes, lorsque les angles d'affûtages varient de 30° à 120° , sont relativement faibles au regard de l'effet dû à la variation de la longueur d'arc. Ceci est principalement lié aux faibles variations de température au voisinage de l'anode. Cette tendance est confirmée par KEY et al. qui ont mesuré les températures au sein de l'arc et ont constaté que l'angle d'électrode influe sur la température maximale au sein de l'arc, sur les isothermes au voisinage de la cathode, mais que les effets induits à l'anode sont faibles [Opt 6].

Par contre, tous les auteurs s'accordent vis à vis de l'importance de la variation de géométrie d'électrode sur la pression d'arc et le cisaillement aérodynamique. Or, ces deux forces agissent de manière opposée sur la morphologie du bain fondu. La pression d'arc favorise la pénétration alors que le cisaillement aérodynamique conduit à un bain mouillant.

Rappelons que la pression d'arc utilise un « facteur d'ignorance », ou facteur de forme k , qui est fonction de la géométrie d'électrode et de la longueur d'arc (cf. Chapitre I.3.3.a).

² En deçà, la tension subit une chute brutale qui s'explique par la chute de résistivité du plasma liée à l'augmentation de la section et de la température de celui-ci quand l'intensité croît. Ce comportement intervient pour de faibles valeurs d'intensités, inférieures à 50A.

EROKHIN a mesuré les valeurs de cette poussée d'arc sur différents matériaux et sous différentes protections gazeuses. Les valeurs du coefficient k varient de $3,9 \cdot 10^{-5}$ à $8,2 \cdot 10^{-5} \text{g/A}^2$ [Opt 7].

MILLS et al. ont effectué une étude similaire dont il ressort que la pression d'arc passe par un maximum quand l'angle d'affûtage est de 45° ; en deçà la pression d'arc augmente avec l'angle de cône, au-delà elle décroît [Opt 8]. Les résultats des différentes études sur le cisaillement aérodynamique montrent que les célérités de ces courants sont très faibles et souvent négligées.

Cependant, il est important de voir si, globalement, la géométrie du cordon soudé est affectée par les modifications de géométrie d'électrode. Sur ce point, les auteurs arrivent à des conclusions diverses (cf. Figure II.3).

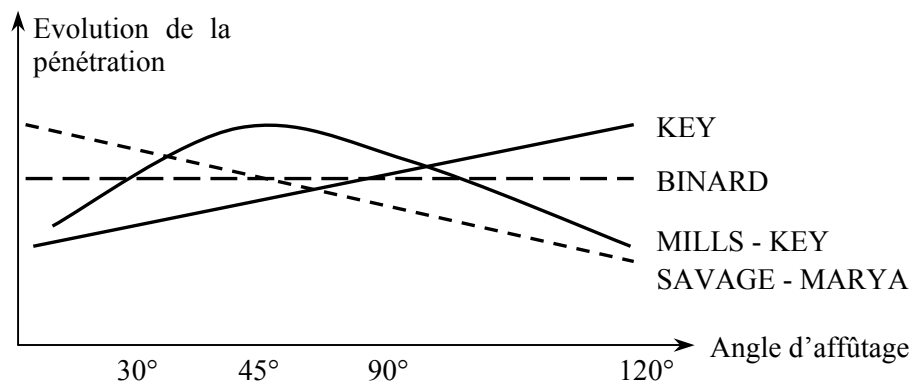


Figure II.3 : Evolution qualitative de la pénétration avec l'angle d'affûtage selon les différents auteurs

En ce qui concerne la pénétration par exemple, BINARD ne remarque aucun effet sur la morphologie du bain fondu en faisant varier le diamètre d'électrode et les angles d'affûtage. Il indique cependant que la troncature de pointe d'électrode semble néfaste à la pénétration [Opt 9]. SAVAGE et al. constatent une perte de pénétration de 30% quand l'angle varie de 30° à 120° [Opt 10].

MARYA et al. notent un comportement identique dans le cas du soudage d'alliages de titane avec une perte continue de la pénétration quand l'angle d'électrode augmente, ceci n'apparaissant que si les intensités sont supérieures à 100A [Opt 11-12].

KEY, quant à lui, observe deux comportements sur deux nuances d'aciers différentes. Dans un cas, il obtient une augmentation continue de la pénétration ; dans le second cas, l'évolution passe par un maximum puis diminue quand l'angle d'affûtage varie entre 15° et 90° [Opt 13] (ceci peut être relié avec l'existence d'un maximum de la pression d'arc noté par MILLS). Il semble, comme le souligne KEY, que la nature différente des aciers testés perturbe l'interprétation. Il faut effectuer une analyse plus globale et prendre en compte, entre autre, la présence de micro-éléments d'alliages qui déprécient ou améliorent la soudabilité des matériaux ; la géométrie d'électrode devenant alors un catalyseur de ces effets. Les mêmes considérations peuvent être faites en ce qui concerne la largeur de bain.

Néanmoins, SAVAGE et al. ont déterminé une relation intéressante liant la largeur de bain, l'angle d'électrode et la longueur efficace d'arc [Opt 10]. Cette relation simple traduit la dépendance de la largeur de bain avec la racine carrée du paramètre de dispersion de l'arc (défini comme le produit de la longueur d'arc efficace par le cosinus du demi-angle au sommet de l'arc) :

$$L = 6.7 \delta^{0.5} \quad \text{avec } \delta = l_{\text{efficace}} * \cos(\theta/2) \quad \text{Équation II.1}$$

Ceci se traduit par une réduction de largeur d'un facteur 2 quand l'angle au sommet de l'électrode passe de 30° à 120° .

Donc, si l'importance de la conicité est grande à la cathode, elle reste peu influente sur les répartitions d'énergie et de température en surface de l'anode.

- **Affûtage tournevis**

Ce type d'affûtage, peu utilisé, modifie les différents types de structures de solidification ainsi que la susceptibilité à la fissuration des cordons.

HABCHI et MARYA ont étudié, sur les aciers inoxydables austénitiques, l'influence de l'orientation de l'arrête. Il en ressort que cet affûtage réduit la fissuration solidification observée sur du 304 et 316L et modifie la morphologie du bain [Opt 14-15].

Pour une orientation d'arête parallèle au sens de travail, on observe une augmentation de la largeur de bain et une perte en pénétration donnant un faible ratio P/L de 0,17 (contre 0,33 pour des paramètres identiques en affûtage conique). Cependant, cette configuration fait disparaître les fissures présentes avec des électrodes coniques. La solidification dans le bain se fait sous forme de grains plus fins et non orientés qui sont moins propices à la fissuration à chaud.

Dans le cas d'une orientation perpendiculaire au sens de travail, la largeur de bain est réduite et on obtient alors des rapports P/L de 0,47. Cependant, ces cordons présentent des fissures de longueurs inférieures à celles notées avec des électrodes coniques. La solidification dans le bain se fait avec des grains de structure basaltique orientés vers la ligne centrale du cordon (plus propices à la fissuration solidification intergranulaire) (cf. Figure II.4).

L'influence sur la taille de grain est encore accentuée avec le soudage d'alliages de titane qui présentent un fort grossissement de grain. Ainsi, MARYA et al. remarquent que, pour les fortes intensités, les angles d'affûtages aigus d'électrodes coniques donnent des structures basaltiques avec la présence de grains centraux colonnaires [Opt 11-12]. Ces structures s'affinent quand l'angle d'électrode augmente devenant alors équiaxes. L'utilisation d'électrodes taillées en tournevis conduit à des volumes fondus plus réduits et ainsi les structures résultantes sont de type équiaxe. Cette réduction du volume fondu est en partie due à des instabilités d'arc au droit de l'arrête. Plus généralement, les structures équiaxes résultent de volumes fondus plus faibles et peuvent être obtenues pour des épaisseurs soudées relativement réduites.

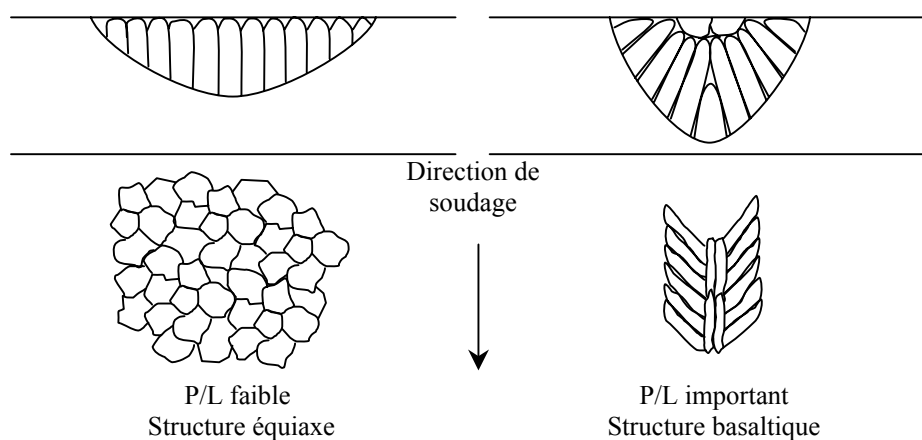


Figure II.4 : Structures de solidifications et morphologie de cordon

Finalement, il paraît difficile de conclure sur une géométrie optimale d'électrode. Cependant, pour les procédés automatisés industriels, les angles d'affûtage sont choisis afin de garantir une durée de vie et une stabilité du procédé optimale. Les angles les plus utilisés sont compris entre 45° et 90°. Manuellement, les opérateurs choisissent généralement des électrodes très aiguës, d'angle au sommet compris entre 15° et 45°.

Par ailleurs, tronquer le bout de l'électrode, s'il augmente la durée de vie de la géométrie initiale, réduit la pénétration. Quant aux électrodes biseautées, elles risquent de créer des sauts d'arcs sur leur arête difficiles à maîtriser.

Nous avons essayé de regrouper les différents effets des modifications de géométrie d'électrode dans le Tableau II.1. L'absence de règle absolue permettant de choisir une configuration optimale nous conduira par la suite à figer ce paramètre expérimental au cours de notre étude.

| Paramètres | Influence |
|--|---|
| Diamètre électrode | Influence nulle |
| Tension d'arc | Augmente quand l'angle est aigu, l'énergie incidente est plus importante |
| T° maximale cathode | Diminue avec l'angle de cône |
| T° maximale anode | Pas influencé par l'angle d'électrode |
| Pression d'arc | Passe par un maximum pour 45° |
| Pénétration | BINARD : sans effet, troncature néfaste pour la pénétration SAVAGE - MARYA : chute de pénétration quand l'angle augmente MILLS : passe par un maximum puis chute |
| Structures de solidification | Conique : affinées quand l'angle de taille augmente, Biseautées : \perp grains basaltiques orientés vers le centre du cordon, // grains plus fins équiaxes |
| Fissuration à chaud, (fissuration solidification) | Conique : diminue quand l'angle d'affûtage augmente, Biseautées : // annule les fissures présentes avec un affûtage conique, \perp diminue la taille des fissures de solidification par rapport aux affûtages coniques |

Tableau II.1: Récapitulatif des effets de géométrie d'électrodes

• Inclinaison de l'électrode

Selon MILLS, l'influence de l'inclinaison de l'électrode dans le plan de travail (plan définit par la direction de déplacement et l'axe de l'électrode) augmente les effets des forces électromagnétiques au sein du bain [Opt 8]. Les mouvements tourbillonnants, créés par les forces induites de Lorentz, favorisent une meilleure pénétration de bain ainsi qu'une morphologie fondue de rapport P/L plus élevé. Il ne définit, pas pour autant une valeur d'inclinaison optimale pour les soudures.

Les échanges avec des soudeurs manuels et automatiques de la société B.S.L. industries nous ont éclairé sur les habitudes de ces utilisateurs. Il en ressort qu'ils préfèrent des électrodes très affûtées (entre 15° et 45°).

De plus, les opérateurs manuels orientent naturellement leurs électrodes d'une valeur comprise entre 30° et 60°, « poussant » le bain (l'électrode est penchée en arrière de l'arc suivant le sens de déplacement).

Les procédés automatiques, quant à eux, conservent une orientation perpendiculaire des électrodes par rapport au joint à souder.

II.2.1.c. Longueur d'arc

Bien qu'indépendante de la nature et de la géométrie d'électrode, la longueur d'arc va conditionner la tension d'arc.

Si la source électrique dispose d'un asservissement en tension, la torche TIG, et donc l'électrode, sera positionnée automatiquement pour créer la longueur d'arc correspondant à la tension de consigne. Par contre, si l'on fixe la distance entre l'électrode et la pièce à souder, la tension résultante ne sera pas maîtrisée par l'opérateur. Il va de soi qu'une augmentation de la tension d'arc traduit une énergie incidente plus importante.

Or, l'augmentation de la longueur d'arc diminue également la densité d'énergie. De plus, la pression d'arc va chuter conduisant à une réduction de la pénétration, comme le mesure EROKHIN au travers du coefficient k (k variant de $5 \cdot 10^{-5}$ à $2 \cdot 10^{-5} \text{g/A}^2$ quand la longueur d'arc croît de 1 à 10mm) [Sou 8].

Ainsi, plus que pour l'affûtage des électrodes, de petites variations de longueur d'arc peuvent modifier grandement la morphologie et l'efficacité des soudures réalisées. En réponse émergent des systèmes automatisés de plus en plus performants qui cherchent à assurer le maintien en position de l'arc au droit du plan de joint à souder (suivi de joint) et conserver l'énergie incidente de l'arc (asservissement de tension ou de longueur d'arc).

II.2.2. Gaz de protection

Le gaz de protection, comme la géométrie de l'électrode, peut être optimisé pour réaliser des cordons pénétrants ou plus mouillants.

Comme nous l'avons vu au chapitre I.4 concernant les gaz d'assistance, l'argon est le principal gaz de protection utilisé en TIG. Il arrive que l'on utilise un mélange argon-hélium ou parfois aussi un mélange argon-hydrogène (limité à 5% d' H_2). Les mélanges argon-hélium sont particulièrement utilisés en soudage automatique, donnant des cordons fortement pénétrants avec des vitesses importantes. Les mélanges argon-hydrogène, quant à eux, sont généralement utilisés en soudage manuel, favorisant le décapage du bain et améliorant les vitesses de réalisation ainsi que les morphologies soudées.

BURGARDT et al mesurent, pour trois dopages d'aciers différents, le facteur morphologique du bain fondu P/L et constatent que pour le métal non dopé, contrairement aux prédictions, l'ajout d'hélium diminue cette valeur, alors que pour les aciers dopés au soufre ou au sélénium, ce ratio augmente comme prévu (jusqu'à une valeur de 0,5 pour l'acier dopé au soufre, contre 0,15 pour le métal non dopé) (cf. Figure II.5) [Opt 16].

L'hélium, de part son potentiel d'ionisation plus élevé, ainsi que sa meilleure conductivité thermique, conduit à une tension d'arc supérieure. L'énergie transférée est plus importante, mais sa densité plus faible (en effet, la distribution spatiale de température est plus large). On s'attendrait à améliorer la pénétration quelque soit le métal fondu, or l'ajout d'hélium augmente l'effet mouillant du métal de base ainsi que l'effet pénétrant des cordons dopés. Ceci confirme, aux yeux des auteurs, la prépondérance des courants thermo-capillaires qui conditionnent les morphologies des cordons.

Dans le cas de soudures d'aciers de nuances différentes, l'utilisation de mélanges argon-hélium ou argon-hydrogène, augmentant les énergies incidentes, va diminuer les problèmes de soudabilité différentielle ; les volumes fondus seront symétriques, évitant des problèmes de perte de pénétration ou de collage au plan de joint.

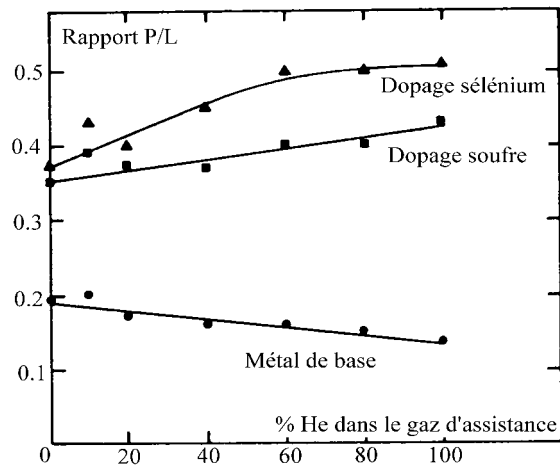


Figure II.5 : Influence de la teneur en hélium dans le gaz d'assistance sur P/L [Opt 16]

Quant au débit optimal dans la torche, il est impératif d'obtenir un écoulement laminaire afin de ne pas perturber le bain. On peut utiliser par exemple des diffuseurs à insérer dans la buse. La géométrie de celle-ci (principalement son diamètre) va conditionner le débit à utiliser, généralement compris entre 5 et 15l/min. De plus, il a déjà été fait mention, au chapitre I.2.3 sur le comportement du bain liquide, que le cisaillement aérodynamique crée des courants surfaciques centrifuges dont les vitesses sont très inférieures aux courants issus des gradients de tension de surface. On aura donc principalement à cœur d'assurer la protection gazeuse de l'électrode et du bain fondu.

Ainsi l'optimisation gazeuse d'une configuration de soudage ne passe pas uniquement par la prise en compte des caractéristiques physico-chimiques des gaz utilisés, mais aussi par la connaissance intime du métal soudé.

II.2.3. Energie incidente

L'intensité et la tension d'arc conditionnent l'énergie nominale incidente sur la pièce. Comme nous venons de le voir, le gaz de protection utilisé, la composition et la géométrie d'électrode modifient les quantités et densités d'énergie fournies par l'arc. Or, il s'avère que la présence, ou non, d'éléments tensioactifs dans le métal à souder va grandement déterminer la morphologie du cordon.

De tels éléments (cf. Chapitre I.3.3 traitant de l'influence de la microchimie du bain sur sa morphologie) présentent généralement des températures d'inversion au-delà desquelles, les écoulements thermo-capillaires deviennent mouillants plutôt que pénétrants. Or, l'utilisation de paramètres optimum permet d'atteindre et dépasser les températures d'inversion des courants de Marangoni en surface du bain fondu et donc, de privilégier la mouillabilité du bain plutôt que sa pénétration, ce qui n'est pas recherché initialement.

Ainsi, et ceci sera vrai pour toute optimisation en soudage, l'interaction entre les différents paramètres de soudage rend difficile toute proposition d'une série de paramètres opératoires optimum. Il est pourtant possible de rechercher, pour une coulée et pour une configuration donnée, le meilleur compromis opératoire en suivant les règles simples rappelées ci-dessus. En pratique, il faudra déterminer des « fenêtres de travail » pour les différents matériaux à souder et travailler si possible dans la zone de recouvrement de ces fenêtres.

L'optimisation du soudage TIG, qui améliore en partie les plages de pénétrations accessibles, au dépend de la flexibilité, est peu pratiquée dans les industries de la chaudronnerie. En effet, améliorer la nature et la géométrie d'électrode, utiliser des mélanges gazeux non standards et des systèmes automatisés (régulant la vitesse, la tension et la hauteur d'arc) conduit à des phases de mise au point relativement longues. De plus, ces recherches de paramètres optimaux, pour les assemblages standards, sont remis en causes à chaque changement de configuration de soudage et de nuance de matériaux soudés.

Il semble donc opportun, à ce stade, de proposer des alternatives au soudage TIG appliqué aux fortes épaisseurs, soit en changeant de procédé avec le soudage plasma, soit en modifiant la conception des torches TIG, c'est la cas des torches double flux. Enfin, le procédé ATIG, objet de cette étude, par simple utilisation d'un flux solide activant permet avec le même matériel de doubler les plages de pénétrations accessibles.

II.3. Alternatives au soudage TIG

Les procédés à haute densité d'énergie, comme le Laser, le faisceau d'électrons (F.E.) ou le soudage plasma, permettent de réaliser des assemblages de fortes épaisseurs sans métal d'apport. Les densités d'énergies, supérieures à 10^5W/cm^2 , permettent la formation d'un capillaire de vapeurs métalliques, appelé keyhole, au sein de la pièce à souder. L'énergie thermique est alors transférée au métal sur toute la hauteur du capillaire depuis l'intérieur de la pièce (en procédé classique, à l'arc, le transfert thermique s'effectue depuis la surface de la pièce). Il y aura donc minimisation des pertes par conduction et par rayonnement donnant lieu à un transfert de chaleur beaucoup plus efficace et permettant d'utiliser des vitesses de soudage plus importantes.

Comparativement aux procédés de soudage à l'arc classiques (TIG ou MIG), les volumes fondus et les zones thermiquement affectées sont réduits. La morphologie caractéristique de ces cordons est en forme de « clou » présentant une profondeur de pénétration très supérieure à sa largeur. Ainsi, les déformations, les modifications structurales et donc les traitements post-opératoires sont diminués et souvent annulés.

Néanmoins, des installations Laser ou F.E. sont très onéreuses (plusieurs millions de francs) et nécessitent d'assurer un volume de production important pour rentabiliser ces investissements. Ainsi cherche-t-on par d'autres moyens à améliorer le soudage TIG.

II.3.1. La torche double flux

Pour améliorer cette efficacité, nous avons vu qu'il est possible d'intervenir sur le gaz d'assistance pour concentrer l'arc. La torche double flux est une extension de cette idée simple cherchant à réaliser une constriction d'arc avec une seconde veine gazeuse en périphérie de l'arc initié entre l'électrode et la torche (cf. Figure II.6). Les gaz utilisés sont classiques en soudage TIG, c'est-à-dire de l'argon ou l'hélium comme gaz axial et de l'argon ou un mélange argon hydrogène ou argon hélium comme gaz annulaire.

On obtient ainsi un refroidissement annulaire de la zone ionisée qui concentre la densité d'arc et donc améliore l'efficacité du soudage TIG. Le gain de pénétration ou de vitesse est de 20% ce qui permet de passer 4mm d'épaisseur sur les aciers inoxydables en une seule passe sur préparation à champs droits contre 3.5mm en TIG.

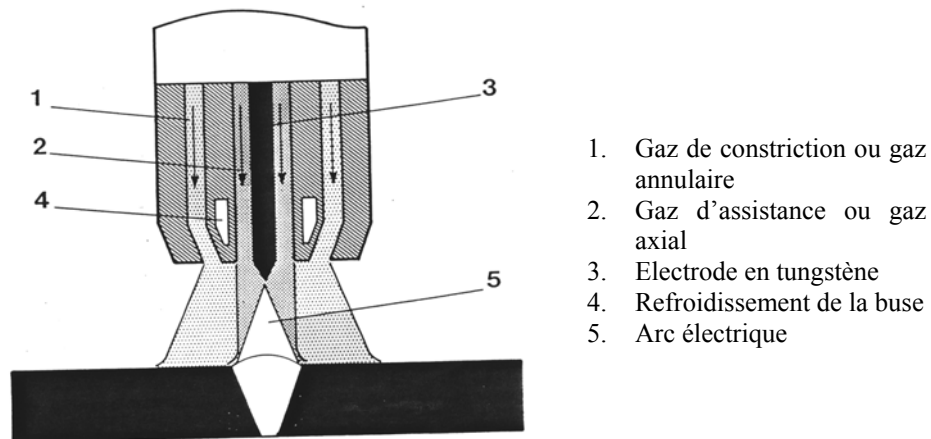


Figure II.6 : Présentation schématique de la torche double flux

Cependant, les gains de soudage restent relativement peu importants et ne permettent d'améliorer que très légèrement le champ d'application du soudage TIG.

II.3.2. Le soudage plasma

Le soudage plasma est une extension du soudage TIG dont la densité d'énergie et la vitesse d'éjection du plasma sont plus importantes. Ceci est obtenu en forçant le plasma d'arc (créé entre une électrode de tungstène et la buse de constriction ou la pièce) à s'évacuer au travers d'un orifice par un jet de gaz (cf. Figure II.7).

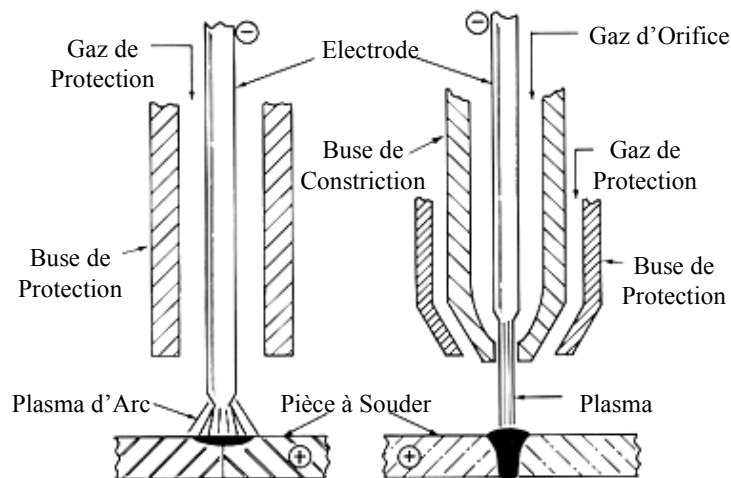


Figure II.7 : Comparaison entre une torche TIG et une torche Plasma

Le gaz sortant de l'orifice est ionisé par l'arc électrique et éjecté au travers de la buse de constriction pour former le jet de plasma. S'ajoute en plus un gaz de protection en périphérie de la buse, qui limite la pollution du bain métallique.

On distingue deux modes de fonctionnement appelés arc transféré ou arc non transféré, suivant que l'arc est réalisé entre l'électrode et la pièce à souder ou qu'il est établi entre l'électrode et la buse de constriction.

Le mode par arc transféré fournit une énergie incidente plus importante couplant l'énergie du plasma et de l'arc ; c'est le mode couramment utilisé en soudage.

Le mode d'arc non transféré permet de ne pas faire entrer la pièce dans le circuit électrique (soudage de pièces non conductrices) mais fournit une énergie moins concentrée que précédemment ; il est principalement utilisé pour la découpe.

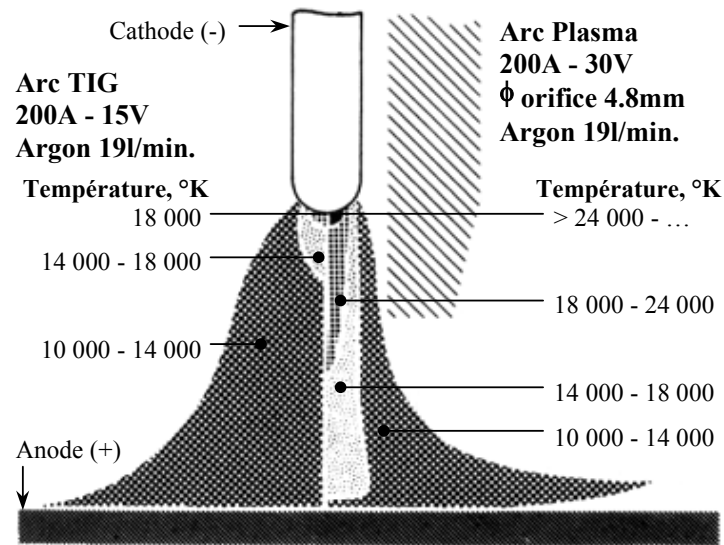


Figure II.8 : Comparaison entre l'arc TIG et le jet plasma

Le jet de plasma a pour propriété d'être rigide et orientable. Contrairement à l'arc TIG qui est attiré par le conducteur le plus proche, il peut être dirigé par la torche. De plus, il subit peu l'influence de champs magnétiques extérieurs et est peu sensible à la variation de longueur d'arc (ou plutôt hauteur de torche) qui est critique dans le cas du soudage TIG.

Les densités de courant importantes et la concentration d'énergie conduisent à des températures au sein du plasma qui sont supérieures à celles présentes dans l'arc (cf. Figure II.8) [Opt 17] ; il en résulte l'apparition d'un keyhole qui va favoriser la création de cordons étroits et pénétrants (cf. Figure II.9).

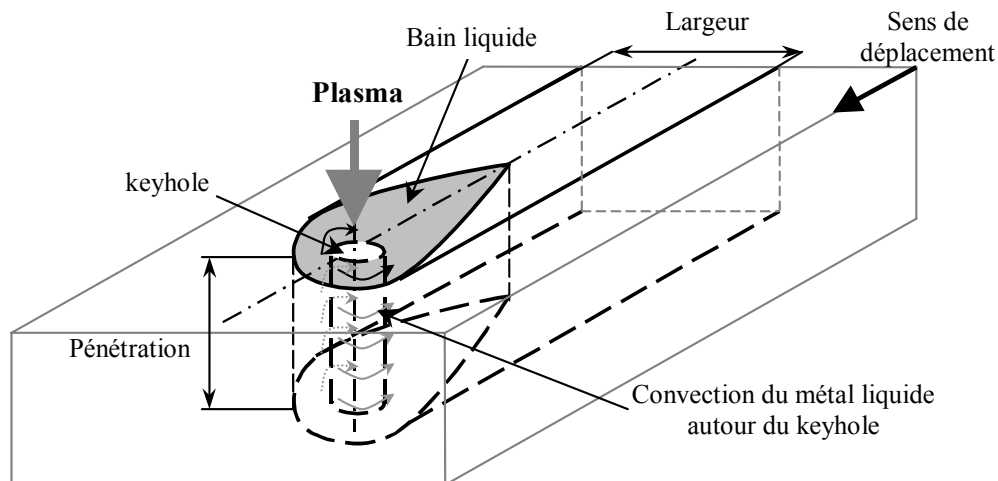


Figure II.9 : Vue schématique du keyhole en soudage plasma

Résumons maintenant les différents avantages de ce procédé par rapport au soudage TIG :

- la concentration d'énergie accrue permet d'utiliser des vitesses opératoires plus grandes ou des intensités plus faibles pour une profondeur de pénétration souhaitée. Les pénétrations maximales sont plus importantes qu'en TIG, permettant de réaliser de nombreuses applications en une passe, sans préparations de bords, ni de métal d'apport ;

- le volume fondu et la zone thermiquement affectée sont plus étroits (le ratio pénétration sur largeur est amélioré dépassant largement les valeurs obtenues en TIG : $P/L > 1$). Ceci réduit les contraintes de retrait et donc les déformations (jusqu'à 50% de réduction) ; de plus, la zone fondue est symétrique réduisant les déformations transverses ;
- la stabilité et la rigidité d'arc sont améliorées et le jet de plasma est partiellement orientable ;
- l'apport de métal est facilité par la distance relativement importante entre la torche et le bain et par l'absence d'électrode ;
- les variations de position de torche influent peu sur la morphologie de bain ou la concentration thermique facilitant le travail en position en mode non keyhole.

Cependant, il existe un certain nombre de limitations à ce procédé qui sont :

- la faible tolérance face au défaut d'alignement des pièces à souder ainsi que face aux variations de jeu dans le plan de joint. Ceci est dû à la « finesse » de la source thermique et impose une révision des préparations de bords ;
- les paramètres en soudage plasma sont plus nombreux (type et intensité d'arc, tension d'arc, géométrie et diamètre d'orifice de constriction, débit et nature de gaz d'orifice et de protection, diamètre et position de l'électrode dans la buse de constriction, hauteur de plasma) et ont des fenêtres d'utilisation relativement réduites ;
- le soudage manuel est généralement plus difficile à réaliser à cause d'une torche plus encombrante à utiliser qu'en soudage TIG, ce qui augmente la difficulté à stabiliser le keyhole ;
- les positions de soudage en mode keyhole sont généralement réduites à la position à plat ;
- la buse de constriction doit être entretenue et régulièrement inspectée pour assurer une qualité de soudage rigoureuse ;
- le coût d'investissement initial est dix fois plus important qu'en TIG et nécessite une plus grande technicité des opérateurs.

Les épaisseurs soudables maximales sont de 6mm pour les aciers au carbone et les aciers inoxydables avec des vitesses opératoires de l'ordre de 35cm/min (contre 4mm en TIG pour 15cm/min) et de 12mm pour les alliages de titane à 25cm/min (contre 3mm en TIG pour 15cm/min) (cf. Tableau II.2).

Les gains de pénétration s'expliquent par une densité d'énergie plus importante permettant de réaliser des assemblages en mode keyhole qui sont insensibles aux courants de convection de type Marangoni ; les écoulements de métal liquide s'effectuent de l'avant vers l'arrière du bain.

Cependant, la présence de ce keyhole couplé à une rapide resolidification, du fait du faible volume de métal fondu, peut conduire à la présence abusive de porosités dans le bain voire de défaut de type cavité longitudinale caractérisé par la présence d'un tunnel continu dans l'axe de la soudure.

| Matériaux | Epaisseur mm | Intensité A | Tension V | Vitesse cm/min | Diamètre orifice mm | Débit gazeux ³ l/min | |
|--|-----------------|----------------|--------------|-------------------|------------------------|---------------------------------|-----------------|
| | | | | | | Orifice | Protection |
| Aciers au carbone Aciers faiblement alliés | 3,2 | 185 | 28 | 30 | 4,4 | 6 | 28 |
| | 4,3 | 200 | 29 | 25 | 5,4 | 6 | 28 |
| | 6,4 | 275 | 33 | 35 | 5,4 | 7 | 28 |
| Aciers inoxydables | 2,4 | 115 | 30 | 60 | 4,4 | 3 | 17 |
| | 3,2 | 145 | 32 | 75 | 4,4 | 5 | 17 |
| | 4,8 | 165 | 36 | 42 | 5,4 | 6 | 21 |
| | 6,4 | 240 | 38 | 35 | 5,4 | 8 | 24 |
| Alliages de titane | 3,2 | 185 | 21 | 50 | 4,4 | 3,8 | 28 |
| | 4,8 | 175 | 25 | 33 | 5,4 | 9 | 28 |
| | 10 | 225 | 38 | 25 | 5,4 | 15 ^a | 28 ^a |
| | 12,5 | 270 | 36 | 25 | 5,4 | 13 ^b | 28 ^b |

Tableau II.2 : Paramètres opératoires typiques en soudage plasma

Le soudage plasma est donc une solution intéressante pour s'affranchir des limites du soudage TIG mono passe, malgré un investissement lourd en matériel et en formation de part l'exigence et la technicité du procédé.

II.4. Le soudage ATIG

Initié au PATON WELDING INSTITUT à Kiev, Ukraine, le soudage ATIG est le fruit d'une constatation réalisée au cours du développement du soudage vertical sous laitier d'alliages de titane. L'étude de laitiers adaptés à ce procédé, dont le but était de protéger et de raffiner le bain de titane, a mis en évidence l'existence de produits favorisant la formation de bains pénétrants en soudage à l'arc.

Vite transposée au procédé TIG, cette technique s'est révélée efficace mais a subi le joug de la confidentialité exercé par l'ancien bloc de l'Est. Ainsi, ce n'est qu'au milieu des années 90 que commencent à paraître les premiers articles traitant du sujet suite à la considérable ouverture scientifique créée par l'effondrement du bloc de l'Est et la fin de la guerre froide.

Le soudage ATIG utilise la même source et la même torche que le soudage TIG. La seule modification consiste en l'ajout, avant soudage, sur les bords du joint à souder, d'un flux actif (cf. Figure II.10). Le produit, ainsi déposé, contient des éléments qui vont venir modifier la répartition énergétique au sein de l'arc, ainsi que les écoulements dans le bain fondu. Le procédé est alors désigné sous le nom de ATIG pour Flux Activated TIG ou TIG Actif.

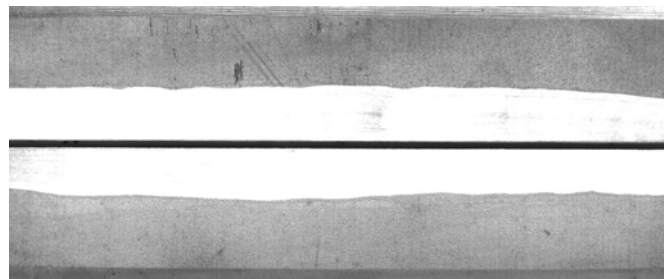


Figure II.10 : Dépôt de flux avant soudage (photo ECN)

³ gaz utilisé : argon sauf **a** : 75% He - 25% Ar et **b** : 50% He - 50 % Ar.

Comme nous allons le voir, le développement du procédé nécessite une parfaite compréhension des flux déjà utilisés en soudage et en brasage principalement, de leurs effets et de leurs utilisations en soudage ATIG.

Nous allons dresser ici un rapide état des développements et utilisations de flux, poudres et enrobages appliqués au soudage et au brasage.

II.4.1. Les flux en soudage

La plupart des flux de soudage est composé de produits minéraux nécessitant le minimum de purification et de traitement possible de façon à en réduire le coût de fabrication [Ati 1-2]. Cependant, le niveau de certaines impuretés, comme le phosphore ou le soufre, sont maintenus minimums. Les flux sont majoritairement utilisés par trois procédés :

- soudage manuel à l'électrode enrobée : le flux est collé autour d'une baguette de métal,
- soudage sous flux solide (ou arc submergé) : le flux est indépendant du métal d'apport et peut être utilisé avec différentes nuances de fil pour donner des compositions de cordon différentes,
- soudage avec fil fourré : le flux est emprisonné dans une baguette continue de métal.

Chaque procédé requiert des propriétés physiques et chimiques différentes pour les flux, cependant, la majorité des produits les composant est commune aux trois procédés et joue un rôle similaire dans chacun des cas.

Ces procédés ont grandement fait évoluer les connaissances sur les flux et leurs rôles au cours des opérations de soudage, cependant, les données se limitent essentiellement au développement de produits appliqués aux aciers ou aciers inoxydables [Ati 3-4].

La définition du *British Standard* pour les flux est la suivante :

“ 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 faire flotter à la surface du bain. En soudure à l'arc, beaucoup d'autres substances qui remplissent des fonctions spéciales sont ajoutées à la composition du flux ”.

La réalisation de soudures performantes (fort taux de dépôt de métal, qualité du cordon optimale) nécessite la convergence de nombreux phénomènes physiques dans l'arc et dans le bain.

Les flux doivent donc :

- stabiliser l'arc et contrôler la résistivité du plasma,
- fournir un laitier dont la température de fusion est appropriée au matériau à souder,
- permettre d'utiliser différents types de courant et de polarité,
- allier des éléments dans le bain tout en le raffinant (désoxyder et désulfurer),
- avoir une viscosité suffisante,
- avoir une densité compatible avec le métal liquide et favorable à un cordon endroit lisse,
- favoriser l'élimination du laitier,
- réduire les projections et les fumées.

On peut ainsi regrouper les effets sous trois familles génériques qui sont :

- effet métallurgique sur le cordon,
- effet électrique sur l'arc,
- effet mécanique sur le flux liquide.

Ce classement va nous permettre de détailler les particularités de chaque catégorie.

II.4.1.a. Rôle métallurgique

Les flux agissent doublement sur la métallurgie du bain. D'une part, ils protègent le bain à la fusion et au refroidissement contre la pollution gazeuse, d'autre part, ils ont une action directe de modification de la microchimie du bain (favorisant la présence de manganèse et de silicium dans le cordon).

Le facteur le plus important est la présence ou non d'oxygène dans le flux, qui va fortement influencer la microstructure, la dureté ou la présence de porosités dans le cordon.

Nous allons maintenant détailler les principales actions des flux et présenter les éléments qui assurent ou non ces effets.

- **Protection du bain**

Ces composés ont pour rôle de protéger la soudure des gaz atmosphériques. Les éléments comme le carbonate de calcium, le carbonate de manganèse et le carbonate de potassium se décomposent pour donner du CO₂. Le fluorure de calcium se décompose pour produire une couverture de fluor. Enfin, les matières organiques, comme la cellulose, produisent une protection gazeuse formée de monoxyde, dioxyde de carbone et d'hydroxyde de carbone.

On peut aussi inclure des éléments qui produisent un laitier après le passage de l'arc protégeant le bain, comme le carbonate de calcium et le carbonate de manganèse, le rutile, la silice, le talc et les oxydes de fer.

- **Agent décapant**

Le flux va diminuer les impuretés présentes dans le bain de fusion. Les principaux éléments décapants sont des matières minérales dont le carbonate de calcium et le carbonate de manganèse. L'oxyde et le fluorure de calcium, le rutile (TiO₂), la silice et les oxydes de fer jouent aussi un rôle décapant au cours de leur fusion.

- **Agent désoxydant**

L'ensemble des composés ferreux, comme le silicate de fer, le manganate de fer ou les poudres à base de fer, ont un effet désoxydant ou réducteur sur le bain. On évite ainsi la dissolution d'oxygène dans le métal liquide par formation d'oxydes de fer en surface du bain.

- **Indice de basicité**

Il est possible de distinguer des produits basiques, acides ou neutres, suivant leur nature. L'indice de basicité (Bi) va être calculé ainsi :

$$Bi = \frac{CaO + CaF_2 + K_2O + Na_2O + Li_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad \text{Équation II.2}$$

Les flux acides, à fort taux de silice, donnent un laitier dense et visqueux conduisant à des cordons de bel aspect ayant une bonne résistance à la fissuration et des résiliences moyennes.

Les flux basiques, riches en CaO, MgO et BaO, donnent un laitier plus fluide et donc un aspect de cordon moins régulier mais dont les résiliences sont excellentes. Par contre, ils sont très sensibles aux paramètres électriques, ne supportant pas les fortes intensités et ne sont pas favorables à des cordons pénétrants.

II.4.1.b. Rôle électrique

Les composés ont ici pour rôle d'initier ou de stabiliser l'arc électrique. On compte parmi ces éléments des poudres métalliques (nickel ou acier) et des matières minérales comme le

potassium, la silice, le feldspath et le talc qui produisent des ions (Na^+ et K^+) à leur dissociation.

II.4.1.c. Rôle mécanique

Les grandeurs physiques qui conditionnent la morphologie du bain et l'aptitude qu'a le laitier à se détacher vont se modifier. Les oxydes de magnésium, de manganèse, le rutile, l'alumine et la silice en association avec le fluorure de calcium modifient les caractéristiques propres à l'alliage comme la température de fusion, l'intervalle de solidification ou la fluidité du métal liquide. De plus, les caractéristiques de fluidité, de densité et de tension de surface influencent nettement les aspects endroit des cordons et les morphologies de bain.

Comme nous l'avons vu, certains composés jouent plusieurs rôles. Il faudra en combiner les effets et faire des compromis pour aboutir à un produit performant.

On peut noter que, dans le cas des électrodes enrobées, il est conseillé d'utiliser des électrodes à enrobage acide contenant de grandes proportions de silice (SiO_2) ou d'alumine (Al_2O_3) quand on recherche une forte pénétration. Ces enrobages ont la propriété de concentrer l'arc sur une surface plus petite ; par contre, elles doivent être utilisées avec des tensions élevées (de l'ordre de 50V).

II.4.2. Historique du soudage ATIG

C'est le Paton Electric Welding Institute (Ukraine) qui a la paternité de la découverte du procédé ATIG (Flux Activated TIG ou soudage TIG activé par flux).

Ce procédé découle indirectement du développement de flux pour soudage vertical sous laitier d'alliages de titane. GUREVICH et al. ont alors utilisé des composés fluorés alcalins et des terres rares pour modifier les propriétés physico-chimiques du laitier [Ati 5-7]. Il est, entre autre, fait mention de fluorure de calcium (CaF_2) utilisé pour son haut point de fusion.

L'analyse de la zone en fusion montre la présence de fluorures d'hydrogène volatiles (HF gazeux). Ceci a pour conséquence de limiter les porosités au sein du cordon. Ils remarquent également une augmentation de la productivité du procédé (la tension d'arc augmente ainsi que l'énergie incidente).

Les mêmes auteurs présentent une première utilisation de cette découverte avec le procédé de soudage sous flux (arc submergé). Ils modifient les compositions des flux car de l'utilisation de fluorures rend l'arc instable. Les études de MARYA et Le MAITRE sur le développement de flux pour le soudage sous flux du titane arrivent aux mêmes conclusions, ils préconisent de remplacer les fluorures par des chlorures qui permettent de stabiliser l'arc [Ati 8]. Il s'avère alors que le facteur de pénétration est amélioré et que l'énergie incidente est diminuée. Cette technique permet d'améliorer le taux de dépôt de métal pour la réalisation de joints soudés en titane.

La seconde utilisation de ces flux est une application en soudage TIG. Déposés en endroit des tôles, ils permettent d'atteindre des épaisseurs soudées nécessitant jusqu'alors des préparations de bords et du métal d'apport. Les énergies incidentes, comme pour le soudage sous flux solide, sont plus efficaces. Il est fait mention de la mise au point d'un flux permettant de réaliser, en une seule passe, 6mm à 220A et 3,5mm à 100A [Ati 9].

Pour le soudage TIG, les auteurs constatent une constriction de la tache anodique qui s'expliquerait par la concentration du canal ionisé (concentration due à l'ajout de flux). Ainsi,

la largeur de bain est réduite alors que la pénétration est augmentée. Les structures de solidification observées sont similaires à celles obtenues en faisceau d'électrons (F.E.).

SAVITSKII et al. ont développé le même type de produit pour les aciers [Ati 10]. Ils s'intéressent tout particulièrement aux structures de solidification résultantes. Le volume fondu (à pénétration identique) est plus petit en ATIG, les structures résultantes vont être plus fines et le risque de fissuration à chaud diminué. De plus, la morphologie du bain conduit à des fronts de solidification aux surfaces tridimensionnelles complexes ne donnant pas d'orientation privilégiée de grain. Ainsi, la solidification du métal fondu est fine et désorientée. Elle est plus proche de la structure initiale du métal de base (ce qui est vérifié par les essais mécaniques réalisés dans le métal fondu et dans le métal de base d'aciers à haute limite élastique).

SAIDOV et MARYA proposent des flux solides appliqués aux alliages d'aluminium, notamment les séries 5000 (aluminium magnésium) [Ati 11-12]. L'innovation est double, d'une part l'utilisation de flux actifs en surface des joints à souder permet de réaliser des pleines pénétration en une passe jusqu'à 8mm, d'autre part, l'utilisation de courants continu rompt avec l'impératif courant alternatif, en soudure TIG d'alliages d'aluminium, nécessaire pour briser la couche réfractaire d'oxyde d'alumine qui se forme en surface du bain à souder.

Il faut pourtant attendre le milieu des années 90 pour trouver un intérêt de la part des industriels pour ce procédé, avec l'émergence de produits commerciaux sur le marché des consommables en soudage. Bien qu'aucune réalisation industrielle n'ait encore clairement utilisé cette technique, la compréhension des différents mécanismes intervenant dans le procédé ATIG est devenue nécessaire.

II.4.3. Interprétations des phénomènes intervenants

LUCAS et al. testent les flux avec des procédés comme le TIG, le Laser et le plasma sur les aciers inoxydables [Ati 13-14]. Ces produits sont composés de fluorures, mais aussi d'oxydes métalliques. Il s'avère alors que les procédés Laser et plasma sont peu sensibles au flux actif.

Pour le soudage Laser, la pénétration est nettement réduite par la création d'un plasma en endroit du keyhole. Ce plasma vient alors absorber une partie de l'énergie qui n'est plus transmise à la pièce.

Dans le cas du soudage plasma, le flux stabilise le keyhole permettant alors de gagner en vitesse opératoire. De plus, la section fondue a une largeur plus régulière ce qui va améliorer la répartition des déformations.

Ces auteurs sont les premiers à proposer une explication de l'effet actif du procédé. Ils interprètent la constriction anodique observée comme le résultat d'une forte interaction entre le flux et les phénomènes de chute anodique. La constriction d'arc résulterait de la formation, en périphérie de l'arc, de molécules neutres et stables, issues de la décomposition du flux.

Cette constriction est identique à ce qui est réalisé physiquement dans le cadre d'une torche plasma. De plus, au centre de l'arc les températures importantes dissocient les molécules créant de nouvelles charges qui vont s'ajouter au flux d'électrons. Par ailleurs, des vapeurs peuvent se recombiner avec des électrons, en périphérie de la colonne ionisée, et diminuer alors le nombre de charges capables de conduire le courant, ceci conduisant à la constriction de l'arc. Le nouvel équilibre thermodynamique de l'ensemble nécessite une énergie supérieure pour stabiliser l'arc donc une augmentation de la tension (cf. Figure II.11).

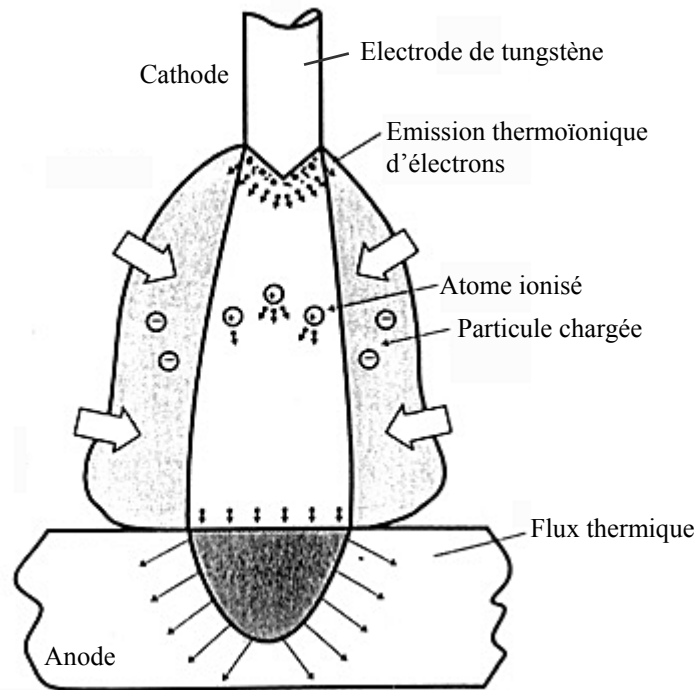


Figure II.11 : Phénomènes de constriction d'arc [Ati 13]

MIDDEL et al. analysent l'effet du SiO_2 sur l'arc TIG comme étant une variable perturbant le procédé de soudage des aciers au carbone [Ati 15]. La tension d'arc est modifiée (avec et sans flux). Cette variation est due à la constriction d'arc, mais aussi, à la création d'une plume d'arc à l'arrière de l'électrode (cf. Figure II.12).

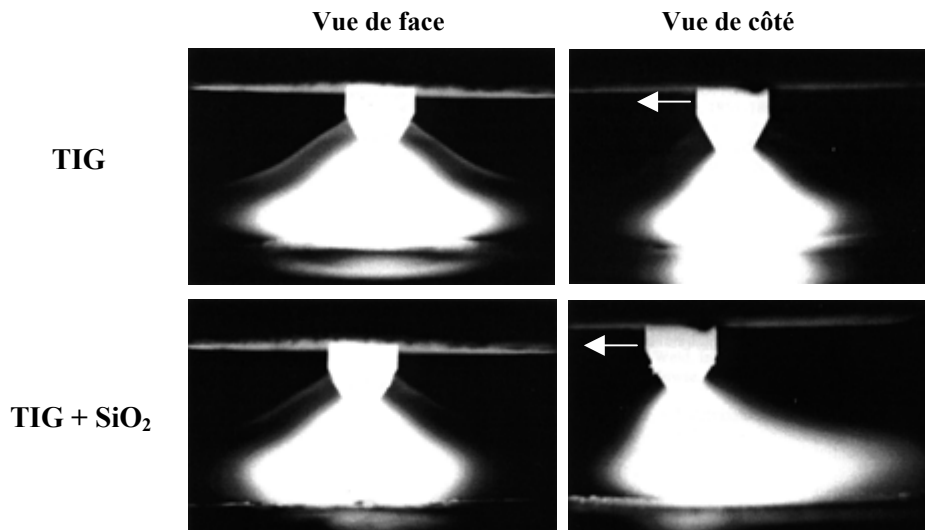


Figure II.12 : Effet du SiO_2 sur l'arc TIG d'un acier inoxydable (vue de face et de côté) [Ati 15]

La hauteur d'arc, si elle affecte la valeur de la tension d'arc, n'influe pas sur le saut de tension en présence de flux. Par contre, en augmentant l'intensité d'arc, le saut de tension diminue (alors qu'il augmente quand la vitesse de soudage croît).

L'arc et son plasma sont alors regardés comme des corps déformables ; plus ils sont volumineux, plus l'énergie qu'ils requièrent pour être stables est importante. L'intensité et la vitesse de soudage vont conditionner la rigidité de l'arc (au sens où le volume ionisé sera plus

ou moins déformable). Cependant, suivant le type de flux testé (oxydes et chlorures), les sauts de tension (avec et sans flux) sont nettement différents et peuvent être de signes opposés.

PRILUTSKY et al. effectuent des analyses spectrales du plasma d'arc, appliqué au titane grade 2, afin d'identifier la position des éléments fluorés du flux ATIG [Ati 16]. Il en ressort que les particules dissociées sous l'arc électrique se retrouvent principalement en périphérie et non dans la colonne d'arc.

Ainsi, des composés stables du type TiF_2 ou TiF_3 formeraient une barrière résistive en périphérie de l'arc. Suivant le fluorure testé, la position de ces composés peut être plus ou moins proche de l'anode. Si nous considérons le cas du fluorure de magnésium, sa présence est importante à proximité de l'anode, l'effet de constriction peut alors être maximal.

PATON et al., quant à eux, affinent les explications concernant les réactions qui interviennent au sein de l'arc [Ati 17-18]. En effet, les réactions de dissociation et de recombinaison des flux contribuent au « refroidissement » périphérique du plasma, améliorant la constriction d'arc. De plus, les composés fluor-titane créés, présentent, semble-t-il, des sections de « piégeage » d'électrons importantes, donnant lieu à la formation d'ions négatifs. Leur concentration, en périphérie de l'anode, force la tache anodique à diminuer sa section.

Ainsi, les propriétés thermo-physiques et physico-chimiques des flux influent grandement sur la constriction possible de l'arc.

Par une mesure de la taille de l'arc, les mêmes auteurs déterminent les densités de courant à la surface du bain de fusion en fonction des différents produits utilisés (cf. Figure II.13). De plus, ils comparent les énergies incidentes entre le procédé TIG et le procédé ATIG. On constate alors, que pour une pénétration donnée, l'énergie incidente ATIG est diminuée par deux (cf. Figure II.14).

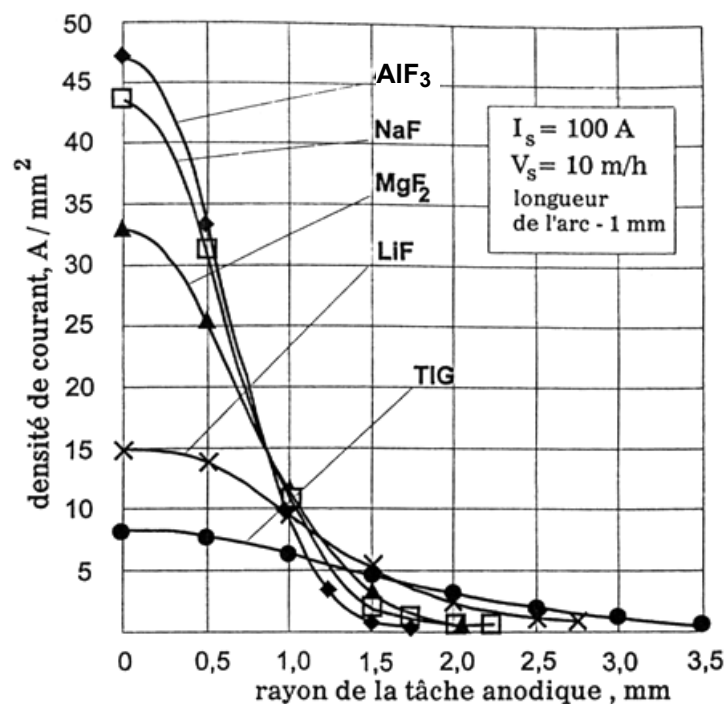


Figure II.13 : Densité de courant en soudage TIG et ATIG, fonction des flux utilisés [Ati 19]

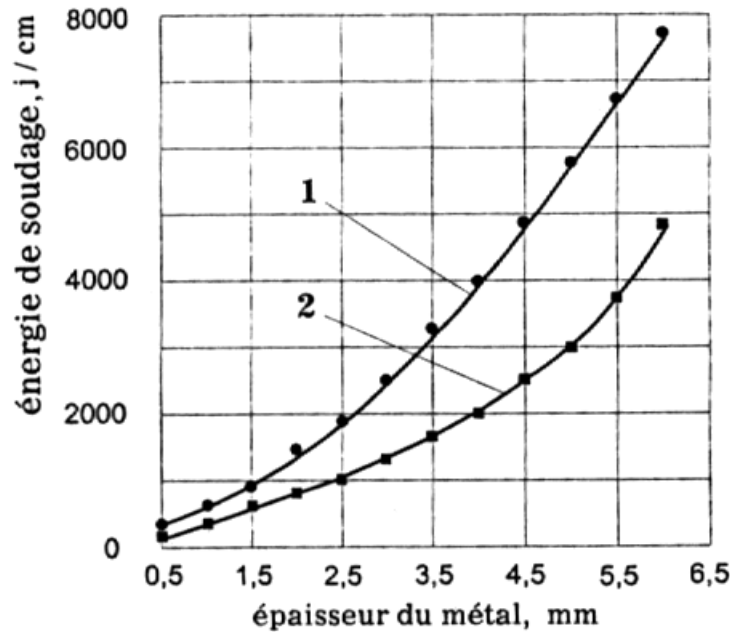


Figure II.14 : Diagramme d'énergie incidente nominale / pénétration pour les procédés TIG (1) et ATIG (2) appliqué au titane grade 2 [Ati 19]

L'effet « déshydrogénisant » des composés fluorés conduit à des taux d'hydrogène inférieurs dans la zone fondue, à ceux obtenus dans le métal de base. De plus, le laitier vitrifié (surplus de flux non consommé de chaque côté du cordon) participe à la protection de la Z.A.T.. Les risques de fragilisation à l'hydrogène ou à l'oxygène sont alors limités, le flux jouant le rôle de piège (à hydrogène ou oxygène).

Suite à ces opérations de soudage, les cordons ne présentent pas de perte de propriétés mécaniques, alors que les composés fluorés sont peu recommandés pour les alliages de titane (risque de fragilisation). Les essais de traction, de résilience et de fatigue à 400°C ne révèlent aucune variation par rapport aux caractéristiques classiques des cordons soudés.

Il y a donc une interaction entre le flux et le métal fondu. SAIDOV et MARYA, pour les soudures d'aluminium en présence de flux, expliquent le rôle désoxydant en surface du bain, qui permet de réaliser les soudures en courant continu [Ati 11-12]. Dans ce cas, comme dans le cas précédent, le rôle du flux est double, améliorant la pénétration des cordons soudés et raffinant le bain ou sa surface fondue pour améliorer l'opération de soudage en elle-même et pour conserver les propriétés mécaniques finales.

ANDERSON et al. ont, pour leur part, étudié l'influence des gaz d'assistance sur le soudage ATIG des aciers inoxydables (optimisations classiques utilisant de l'hélium et de l'hydrogène) [Ati 19]. L'ajout d'hélium conduit à des gains en pénétration identiques entre le soudage TIG et ATIG. Les vitesses de soudage peuvent alors être augmentées de 33%. L'utilisation d'hydrogène, s'il est efficace en soudage TIG, favorise en ATIG la formation de macro porosités inacceptables mécaniquement.

PASKELL et al., quant à eux, comparent les effets d'un flux ATIG pour les aciers inoxydables sur huit coulées d'acier inoxydable austénitique 304 différentes de 6,35mm d'épaisseur [Ati 20]. Les variations en composition de chaque coulée conduisent à des soudabilités radicalement différentes (ratio P/L variant de 0,3 à 0,8). Alors que le meilleur cordon TIG a une pénétration de 5mm, tous les cordons ATIG sont pleinement pénétrant avec une largeur endroit et envers de cordon sensiblement égales. L'analyse chimique du métal fondu ne révèle aucune modification par rapport au cordon soudé TIG, ni au métal de base.

Les caractéristiques mécaniques et radiographiques du cordon sont également conformes aux réalisations soudées en TIG.

II.4.4. Flux ATIG - composition et produits commerciaux

Ce n'est qu'au milieu des années 90 que commencent à apparaître les premiers produits commerciaux, pour la plupart issus des formulations du Paton Electric Welding Institut.

LUCAS et al. donnent une composition pour l'application aux aciers au carbone stabilisé manganèse : 57,3% d'oxyde de silicium (SiO_2), 13,6% d'oxyde de titane (TiO_2), 13,6% de poudre de titane, 9,1% d'oxyde de chrome (Cr_2O_3) et de 6,4% de fluorure de sodium (NaF). Ils indiquent aussi que ces produits, développés pour améliorer l'efficacité de pénétration du TIG, améliorent aussi les propriétés mécaniques des cordons soudés [Ati 13-14].

PRILUSTKY, lui, ne donne pas la composition du flux du titane, mais étudie l'influence de différents composés fluorés que sont le fluorure d'aluminium, de sodium, de lithium et de magnésium [Ati 16].

L'ensemble des produits proposés présente pourtant trois inconvénients majeurs :

- une grande sensibilité aux variations de distance électrode-pièce qui diminue l'efficacité du procédé,
- une tenue de bain délicate
- la présence d'un laitier post opératoire souvent très difficile à éliminer.

Ainsi, le soudage ATIG se retrouve limité à une utilisation automatique où les hauteurs d'arc seront régulées et maintenues courtes, ce qui vient diminuer la flexibilité de ce procédé.

De plus, les techniques de dépôt des flux avant opération restent très artisanales car aucun distributeur n'a encore proposé de solution autre qu'un dépôt par pinceau, après mise en suspension du flux dans un solvant volatil.

II.5. Bilan

Nous venons de voir les deux principales limites du soudage TIG. D'une part, la densité d'énergie au sein de l'arc est relativement faible, d'autre part, les matériaux à assembler, de plus en plus raffinés, conduisent à des soudabilités réduites, élargissant le volume fondu au détriment de sa pénétration.

Augmenter la densité de chaleur au sein de l'arc permet d'améliorer la pénétration du cordon TIG ; on cherche alors à réaliser une constriction de la colonne ionisée et de la tâche anodique. Or, l'optimisation des paramètres de soudage TIG ne permet pas de donner des solutions satisfaisantes dans le cas d'épaisseurs importantes (supérieures à 3mm).

Pour ce faire, l'énergie spécifique de l'arc va être concentré par le biais des géométries d'électrodes (composition, type d'affûtage, inclinaison) et de l'utilisation de mélanges gazeux (argon-hydrogène ou argon-hélium). Mais les gains en pénétration obtenus par ces méthodes restent relativement faibles, n'augmentant les possibilités actuelles du soudage TIG que dans des proportions limitées.

Il faut donc s'orienter vers l'utilisation d'autres procédés ou la réalisation d'usinages des bords à souder avec métal d'apport.

Ainsi, la technique ATIG se positionne comme une alternative entre le soudage TIG et le soudage plasma. L'intérêt de cette technique est double ; d'une grande simplicité d'emploi, elle ne nécessite aucun investissement en matériel et permet d'offrir une solution pour des épaisseurs allant jusqu'à 7mm en diminuant considérablement les énergies incidentes par la réduction du nombre de passes.

Cette technique reste pourtant suspecte aux yeux des soudeurs car elle est encore peu formalisée sur le plan des mécanismes d'activation. Elle est surtout particulièrement délicate à mettre en œuvre avec les formulations présentes sur le marché. L'opérateur est alors contraint d'utiliser un procédé automatique gérant des longueurs d'arc très courtes et de travailler avec une plage de paramètres opératoires réduite.

Pour convaincre les utilisateurs potentiels, cette solution nécessite une étude de ses effets tant au niveau de la source thermique que du bain fondu pour lever enfin voile de mystères entourant les flux d'activation.

Etude expérimentale

Préambule

Cette étude est menée en collaboration avec la société B.S.L.industrie, partenaire industriel, et la société CASTOLIN EUTECTIC, en charge de la fabrication et la vente de produits et consommables pour les métiers du soudage et du brasage. Les objectifs de ce travail sont de définir, dans un premier temps, des formulations de flux solides en vue d'applications aux aciers inoxydables ainsi qu'aux alliages de titane, puis d'analyser les mécanismes d'activation des flux au passage de l'arc électrique.

En raison du caractère confidentiel des produits développés par l'Ecole Centrale et B.S.L.i, produits en phase de commercialisation par CASTOLIN EUTECTIC, la nature des compositions ne sera pas divulguée dans ce document.

Nous commencerons donc par nous fixer un cahier des charges, défini en fonction des exigences industrielles, concernant les objectifs du procédé ATIG. Nous présenterons alors notre démarche de formulation des flux solides appliqués aux alliages de titane et aux aciers inoxydables, les caractérisations mécaniques et la recherche de paramètres opératoires optimaux pour bénéficier de l'efficacité des produits activants. Nous tenterons de mettre en avant une méthodologie globale de détermination de flux d'activation pour le soudage ATIG en vue de développements pour d'autres matériaux.

Suivront, ceci posé, la mise en évidence des phénomènes intervenant au cours du soudage ATIG, les interactions entre le flux et l'arc électrique (modification des densités d'énergie, de la tension d'arc et de l'usure de l'électrode) ainsi que les modifications de comportement au sein du bain de fusion (inversion des courants de convection par modification spatiale des tensions de surface). Il nous faudra alors dissocier ces deux mécanismes pour quantifier leur efficacité propre, soit en simulant une source thermique par faisceau Laser, soit en réalisant des éprouvettes sandwich, emprisonnant du flux entre une fine tôle et la pièce à souder, afin d'éviter les interactions avec l'arc électrique. Ces expériences conduiront en effet à démontrer l'importance des effets des courants thermo-capillaires sur la morphologie finale du cordon soudé.

Pour achever cette étude, nous présenterons des assemblages et réalisations industrielles exécutés en collaboration avec la société B.S.L.i.

Les différentes configurations de soudage réalisées essayent de balayer l'ensemble des possibilités du soudage ATIG, présentant des réalisations simplifiées par la réduction du nombre de passes mais aussi des applications jusqu'alors réservées aux procédés à haute densité d'énergie.

Les configurations de soudage orbital tube-tube ou tube sur plaque seront très largement abordées, puisqu'elles sont les plus courantes dans le cas de fabrication d'appareils à pression.

Une application industrielle réalisée au sein de B.S.L.i sera détaillée en mettant en avant les gains de temps de production et les économies réalisées avec l'utilisation du soudage ATIG. Enfin, nous réaliserons une comparaison technico-économique entre les procédés TIG, ATIG et plasma pour situer le soudage ATIG en terme de gains de production et de gammes de fabrication accessibles.

Mais avant toute choses, une description complète du matériel utilisé est nécessaire.

III. Présentation du matériel

Cette partie présente de manière succincte les différents matériels utilisés pour cette étude. Elle se décomposera en cinq dominantes :

- les postes TIG (générateur, torche, électrode, gaz, automates),
- le système d'acquisition de paramètres électriques,
- le système d'acquisition et d'analyse vidéo,
- les procédures d'essais TIG ainsi que le LASER CO₂ utilisé pour simuler la densité d'énergie de l'arc TIG,
- les matériaux utilisés.

III.1. Présentation des postes TIG

Cette étude a été réalisée sur deux postes de soudage TIG automatique distincts. Les différences entre ces deux postes se situent au niveau de l'automatisation et des paramètres de mesure possibles. Le premier poste, semi-automatique, permettra la réalisation de soudures en conditions industrielles. La mesure d'informations précises sur l'arc (tension, intensité, images), ou la réalisation d'essais moins conventionnels s'effectuera sur le poste « Laser ».

Nous allons maintenant décrire ces deux ensembles en présentant leurs différentes possibilités.

III.1.1. Poste semi-automatique

Le poste semi-automatique est composé d'un générateur TIG dont la torche est solidaire d'un chariot de translation. On peut ainsi réaliser des lignes de fusions ou des soudures linéaires à vitesse contrôlée. La hauteur d'arc est réglée avant l'opération, la tension d'arc résultante sera donc imposée par le point de fonctionnement du générateur.

Le générateur TIG est une source SAF PRESTOTIG 300 qui délivre un courant alternatif ou continu (lisse ou pulsé) d'intensité maximale 300A. Les tensions de soudage sont alors comprises entre 10 et 22V suivant la longueur d'arc et le gaz d'assistance. La torche de soudage, PROTIG 30W, est refroidie par un circuit d'eau.

Pour ce qui est du cycle de soudage, il peut être décrit comme suit :

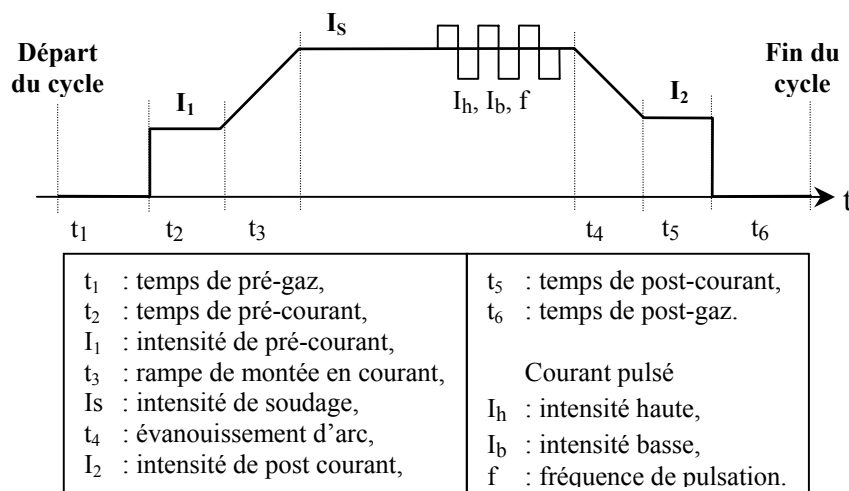


Figure III.1: Cycle de soudage

Le déplacement linéaire est assuré par un chariot motorisé. La gamme de vitesses accessibles varie continûment de 5 à 200cm/min.

Pour la phase de soudage, les échantillons sont montés sur une platine support possédant une rainure centrale nécessaire à la protection envers des cordons réalisés (cf. Figure III.2). Un traînard, solidaire de la torche de soudage, vient assurer la protection endroit des cordons au cours du refroidissement (essentiellement pour les alliages de titane).

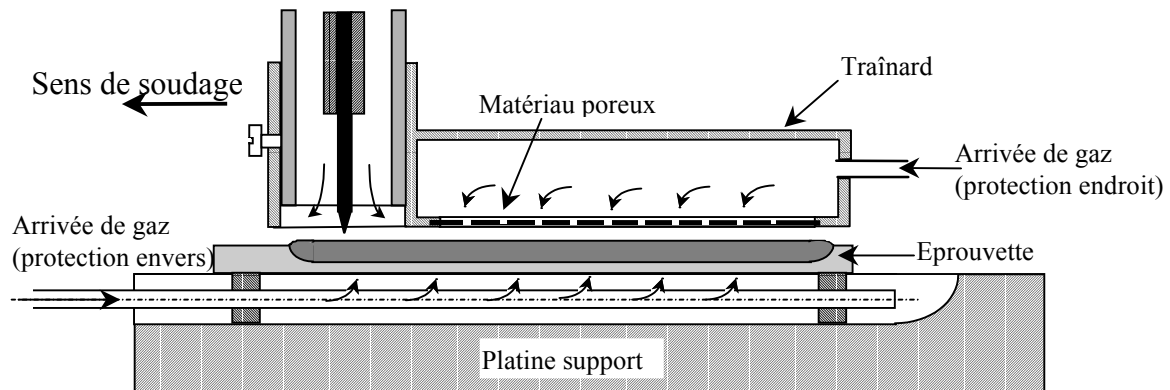


Figure III.2 : Schéma du montage de soudage (platine support et protections gazeuses)

III.1.2. Poste « Laser »

Ce poste utilise l'automatisation du robot de soudage Laser. La torche TIG est placée de façon à être solidaire de la tête de soudage Laser.

Le générateur électrique est un générateur SAF, NERTABLOC 260 MP, délivrant un courant continu, alternatif ou pulsé jusqu'à 250A (les fréquences de pulsations sont comprises entre 1 et 10Hz). Comme précédemment, la tension d'arc n'est pas maîtrisable, elle découle de la hauteur d'arc fixée et du gaz utilisé. Le cycle de soudage utilisé est identique à celui présenté Figure III.1.

La torche est solidaire de la tête de soudage Laser, montée sur un robot portique disposant de trois axes de déplacement linéaires. De plus, un système de positionnement en rotation permet la réalisation d'assemblages circulaires. L'ensemble est commandé par un ordinateur industriel ROBONUM 800. Nous ne sommes limités ni par les courses (course maximale de 2400mm) ni par les vitesses (vitesse maximale 1m/s) pour la réalisation des pièces.

Le directeur de commande assure le contrôle des déplacements ainsi que les débuts et fins de cycles de soudage (initiation et arrêt d'arc, déclenchement des gaz). Il est donc possible de bien maîtriser les temps de soudage, notamment dans le cas de points de fusion.

S'ajoute, à cet ensemble, un système de mélangeur qui permet de faire varier, au besoin, la composition des gaz de protection dans la buse ou dans les traînards.

De plus, ce poste est complété par un système de mesure des paramètres électriques au cours du soudage (intensité et tension), ainsi que par un ensemble d'acquisition vidéo.

III.2. Acquisitions électriques

La connaissance des énergies incidentes au cours des opérations de soudage, passe par la mesure de la tension, de l'intensité d'arc et par la connaissance de la vitesse de travail. Il sera alors possible de comparer deux soudures entre elles au vu des énergies mises en jeu.

Faute de matériel adapté aux contraintes du soudage TIG (durée d'acquisition, amorçage d'arc), nous avons conçu et dimensionné un système d'acquisition des paramètres électriques. Ces acquisitions (tension et intensité d'arc) nécessitent de relier un circuit de mesure sur le circuit de soudage (composé du générateur TIG, de la torche et de la pièce à souder). Or,

l'amorçage de l'arc s'effectue par haute fréquence entre l'électrode et la pièce. Ajouter un circuit parallèle de mesure risque alors de favoriser l'apparition de l'arc dans le système d'acquisition plutôt qu'en bout d'électrode. Il faut donc assurer l'isolation des instruments de mesure tant que l'arc n'est pas stabilisé.

De plus, contrairement aux appareils industriels présents sur le marché qui limitent les durées d'acquisition, le système doit permettre d'assurer une mesure sur la longueur de cordon réalisée. Typiquement, le système doit pouvoir prendre des informations pendant 2 à 10 minutes.

Enfin, la bande passante du système de mesure doit être suffisante pour identifier la présence de défauts (éjections, effondrement, puckering), mais doit filtrer les inévitables perturbations dues à l'environnement.

Tout cela étant très contraignant, nous avons donc choisi de mesurer l'intensité d'arc en utilisant une pince ampère-métrique à effet HALL (le gain en amplitude du signal est de 0,3, ce qui correspond à un facteur de 1000 entre le signal réel et le signal mesuré). La mesure de tension d'arc est prise au plus près de l'arc, entre la torche de soudage et la masse reliant la pièce au générateur. Sur le circuit de mesure, nous avons, de plus, positionné un interrupteur de sécurité, isolant les appareils de mesure du circuit électrique tant que l'arc n'est pas stabilisé. Cet interrupteur sert aussi de commande pour la mesure.

La partie du système adaptée à un ordinateur se compose d'une carte d'instrumentation et d'une carte de conditionnement de signal (la fréquence de coupure peut être choisie à 10Hz ou à 10kHz). Les fréquences des mesures sont comprises entre 1Hz et 100kHz. Enfin, le traitement sous tableur réduit à 16000 points le nombre de mesures possibles au cours d'une acquisition.

Le système est implanté sur le poste de soudage « Laser ». On peut alors suivre, en continu, l'évolution des paramètres électriques et donc les énergies incidentes.

Il faut tout de suite noter que le générateur asservit l'intensité d'arc (Figure III.3). Ceci est commun à nos deux générateurs TIG et plus généralement à l'ensemble des générateurs TIG. Cependant, certains postes automatisés, soucieux de maîtriser l'énergie incidente, réalisent aussi un asservissement de la tension d'arc. L'opérateur programme alors l'intensité, la tension et la vitesse de travail souhaitée (donc l'énergie nominale incidente) et la tête de soudage, motorisée, va adapter la hauteur d'arc pour obtenir la tension de consigne demandée.

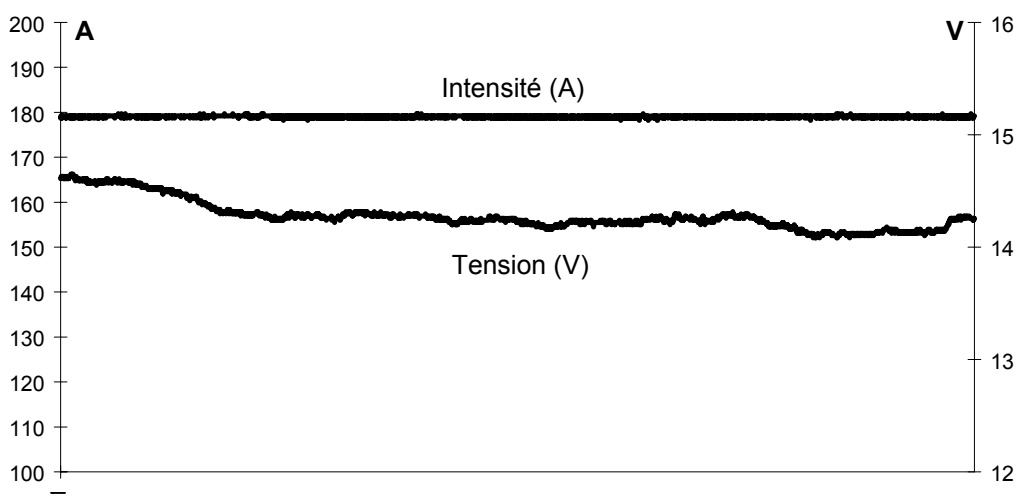


Figure III.3 : Mesure de paramètres électriques

Dans notre étude, la présence ou non de flux actif, nous le verrons, modifie la tension d'arc. Un asservissement en tension de l'arc serait alors perturbé par la présence de flux solide. L'étude de cette perturbation, et la réponse de la chaîne d'asservissement, sont l'objet des travaux réalisés par MIDDEL et OUDEN [Ati 15].

Le système d'acquisition électrique étant présenté, faisons de même pour la partie vidéo.

III.3. Acquisitions vidéo

La forme de l'arc et de son plasma, la forme du bain et ses mouvements en surface nous renseignent sur la répartition des énergies et des températures au sein de l'arc ainsi que sur les mouvements internes du bain métallique. Ainsi, visualiser les évolutions de l'arc et du bain est nécessaire pour comprendre et comparer les comportements en soudage TIG et ATIG.

Nous réaliserons donc des suivis vidéo d'arc au moyen d'une caméra CCD noir et blanc Sony XC-75/CE. Les acquisitions d'images et leur stockage sont effectués par un ordinateur. La fréquence d'acquisition maximale, fonction de la taille de l'image que nous filmons, est limitée à 10Hz (une sauvegarde directe est réalisée sur la mémoire du disque dur de l'ordinateur). Cette technique limite peu les durées des acquisitions vidéo au détriment de la rapidité de prise d'images. Elle permet un suivi global de l'évolution de l'arc et du bain en cours d'opération.

Nous utilisons deux objectifs distincts : un premier objectif, de focale réglable de 15 à 75mm qui permet des vues d'ensemble et un second objectif macroscopique de focale 200mm qui permet de zoomer sur l'arc ou sur le bain de fusion. Tous deux sont équipés d'un diaphragme réglable qui limite l'éblouissement des capteurs dû au plasma d'arc.

Cependant, les arcs TIG et ATIG sont très lumineux et les diaphragmes des objectifs ne sont pas suffisants pour éviter l'éblouissement des cellules de la caméra. Nous utilisons alors des filtres teintés, ou des verres pour masque de soudage, afin de réduire la luminosité (indices 12 à 16).

L'ensemble reste fixe par rapport à la torche de soudage, soit en solidarissant la caméra à la tête de soudage Laser (sur laquelle est fixée la torche TIG), soit en utilisant le déplacement transversal de la table sur laquelle est fixée la pièce à souder (cf. Figure III.4). Ceci permet de conserver la mise au point pendant l'opération de soudage.

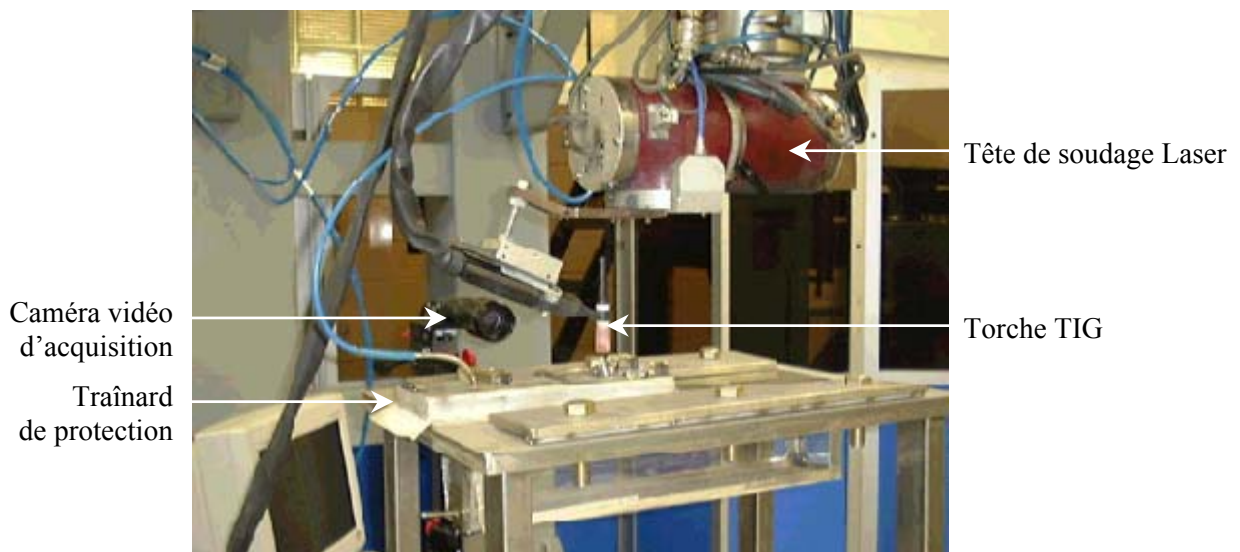


Figure III.4 : Torche de soudage fixée à la tête Laser et système d'acquisition vidéo

La caméra peut être positionnée en avant, en arrière ou latéralement par rapport à l'arc. De plus, il est possible de l'incliner pour obtenir des vues plongeantes du bain (cf. Figure III.5).

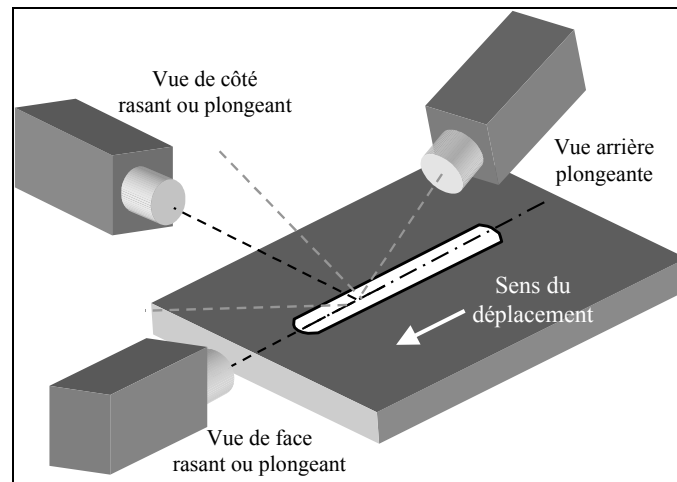


Figure III.5 : Orientations possibles de la caméra

Ces orientations vont permettre d'obtenir des clichés de l'arc en vue de face et de côté, ainsi que des images du bain. Nous pourrions particulièrement observer les fronts de liquéfaction et de solidification ainsi que la dépression du bain. Toutes ces informations vont nous aider à comprendre les événements propres à l'arc et au bain pour le soudage ATIG par rapport au soudage TIG.

Pour pouvoir comparer les formes et les intensités d'arc, on effectue des traitements d'images par décomposition en niveaux de gris, obtenant alors une cartographie par zones d'intensités lumineuses (via les niveaux des iso-intensités). Il est possible d'obtenir ainsi un découpage de l'image sous forme de zones d'intensités proches. Il devient alors beaucoup plus facile de comparer les formes des plasmas enregistrés (cf. Figure III.6).

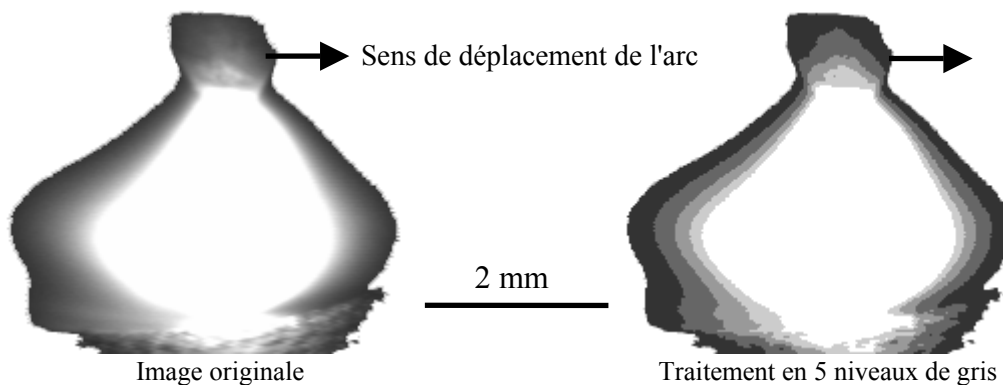


Figure III.6 : Traitement d'image en niveaux de gris d'un arc en vue latérale

Un tel traitement permet d'identifier les zones d'émission plus intenses au sein de l'arc. Ces zones évoluent en fonction des opérations de soudage (par exemple : présence ou non de flux). Il est alors possible de mesurer la surface ou la largeur d'une de ces zones et d'étudier son évolution au cours du temps. Notons qu'il y a très souvent des réflexions de l'arc dans le bain et sur la tôle. Il faudra, dans ce cas, masquer ou supprimer les zones réfléchies.

Il faut pourtant rester prudent quant à l'interprétation des zones très intenses observées avec notre matériel vidéo. Nous n'avons pas de caméra thermique, aussi ne peut-on pas toujours associer les intensités lumineuses aux champs de températures. En effet, l'image de l'arc sera

modifiée si des éléments dissociés émettent un fort rayonnement lumineux. Des zones plus intenses vont alors apparaître pouvant laisser croire à une augmentation de la température.

Nous avons représenté sur les Figures III.7 et III.8 les principaux éléments lumineux dans le cas du soudage ATIG des aciers inoxydables et du titane. Il ressort que le fluor est l'élément le plus émissif et qu'il illuminera alors intensément l'arc. Par contre, l'utilisation d'oxydes ne perturbe pas l'intensité lumineuse de l'arc. Il serait alors possible de comparer, en présence d'oxydes, les iso-intensités suivant les niveaux de température. Par contre, une telle analogie en présence d'éléments fluorés ne sera même pas envisagé. Nous nous garderons tout de même de tirer des conclusions abusives et sûrement erronées des répartitions de température en fonction de la simple analyse d'images vidéo.

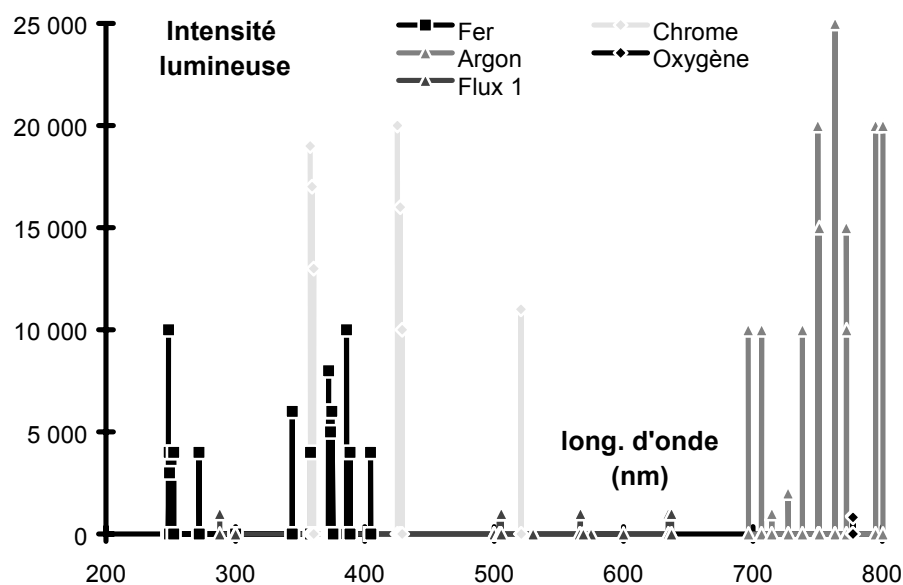


Figure III.7 : Intensités lumineuses (unités arbitraires) dans le cas du soudage des aciers inoxydables

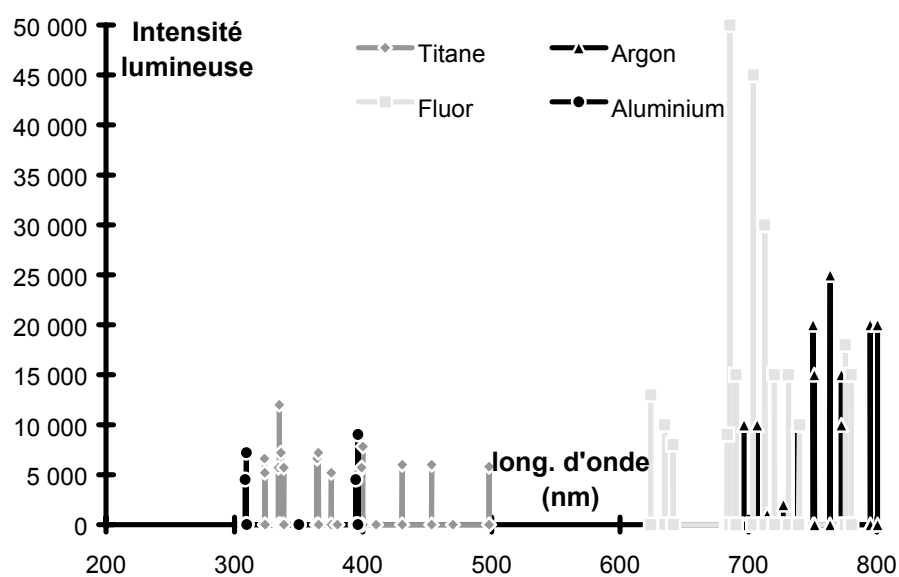


Figure III.8 : Intensités lumineuses (unités arbitraires) dans le cas du soudage du titane

III.4. Configuration d'essais

Au cours du développement des compositions des flux ATIG ainsi que dans l'étude de mise en évidence des mécanismes d'activation, différentes configurations d'essai ont été utilisées. Nous présenterons ici les configurations principales que sont les soudures TIG-ATIG et les points de fusion.

Mais, tout d'abord, décrivons les configurations propres à la torche de soudage.

III.4.1. Paramètres d'expérimentation

Fixant ainsi la nature, la géométrie et la position de l'électrode, la nature et le débit gazeux, ainsi que le type de courant et la polarité utilisée, les paramètres expérimentaux choisis sont les suivants (cf. Figure III.9).

- Les électrodes utilisées sont thoriées à 2%, elles ont un affûtage conique, d'angle au sommet fixé $\theta=60^\circ$.
- Le diamètre de la buse en céramique est de 16mm et utilise un diffuseur de gaz pour assurer un écoulement laminaire de l'argon en sortie de buse.
- La longueur sortie de l'électrode par rapport à la buse est de $2\text{mm}=h_1-h_2$.
- La hauteur d'arc (distance entre l'électrode et la pièce) de $2\text{mm}=h_2$.
- L'orientation de la torche est choisie perpendiculaire aux tôles à assembler, $\varphi=90^\circ$.
- Le gaz de protection utilisé est de l'argon U.
- Le débit de gaz dans la torche est de 12l/min, de 15l/min dans le traînard endroit et de 6l/min en envers.
- Dans le cycle électrique, la rampe de montée en tension est nulle et l'arrêt final d'arc est brusque.
- Le courant est continu, en polarité directe (l'électrode est la cathode et la pièce l'anode).

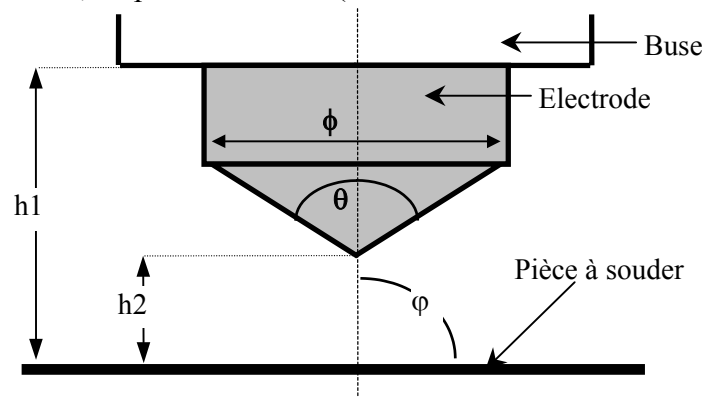


Figure III.9 : Paramètres géométriques de la torche de soudage

Sauf indications contraires, les résultats présentés seront réalisés dans cette configuration. Nous réduisons ainsi le nombre des paramètres opératoires qui vont changer d'un essai à l'autre. Seules l'intensité d'arc et la vitesse de soudage sont les paramètres qui vont être modifiés. Ne disposant pas de systèmes asservis en tension, il ne nous est pas possible d'imposer une valeur et donc de fixer une énergie incidente.

Nous allons ainsi réaliser, pour chercher une formulation optimale de flux activant, deux grandes familles d'essais qui sont présentés ci-après. D'une part, la réalisation de cordons et de lignes de fusion va nous renseigner sur l'effet des flux concernant la morphologie fondue, les largeurs et pénétrations de bain. D'autre part, la réalisation de points de fusion va permettre de caractériser l'efficacité du produit activant à faire diffuser le flux thermique dans l'épaisseur de la pièce à souder.

III.4.2. Cordons et lignes de fusions TIG - ATIG

Afin de visualiser et de mesurer les différences entre les soudures TIG et ATIG, nous effectuons des soudures et des lignes de fusion avec préalablement un dépôt de produit activant ou non sur une demi-longueur de l'assemblage à réaliser (cf. Figure III.10). On s'assure ainsi de comparer, à paramètres opératoires identiques (intensité et hauteur d'arc, vitesse de soudage), les cordons obtenus par procédés TIG et ATIG.

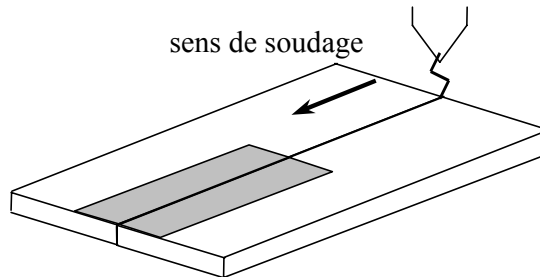


Figure III.10 : Configuration de soudage TIG-ATIG

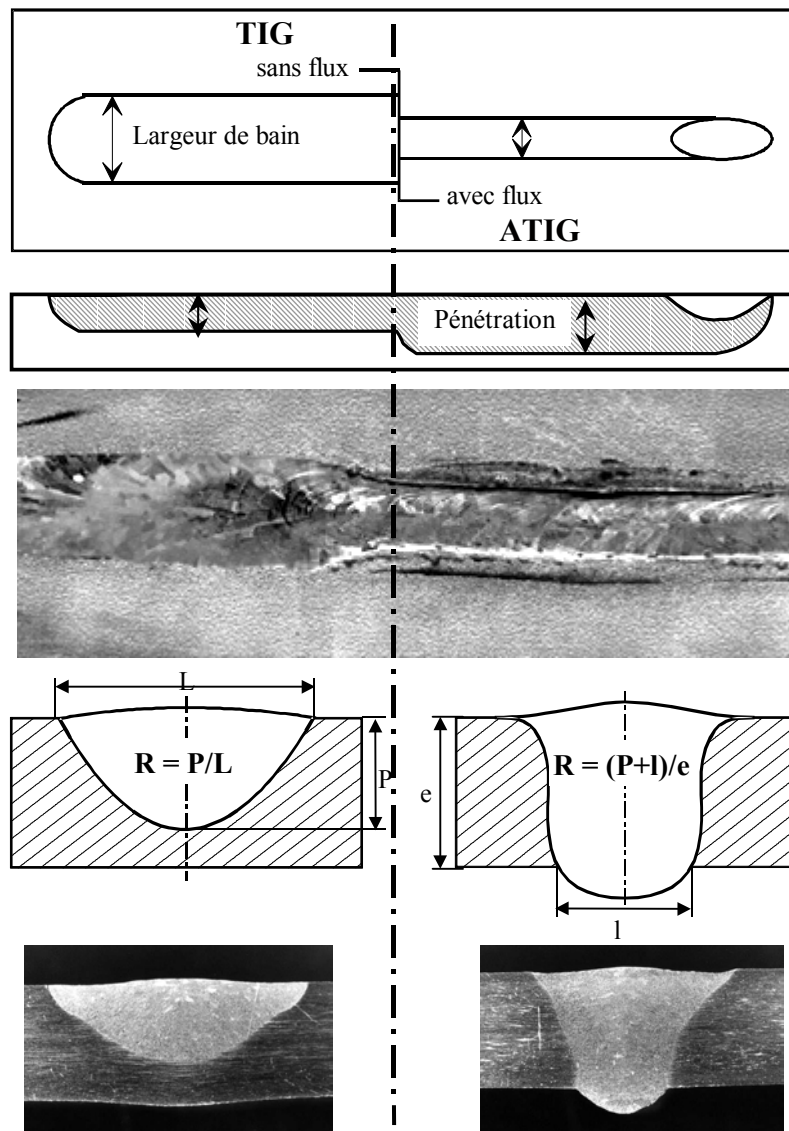


Figure III.11 : Morphologie comparative de cordon soudé TIG et ATIG

L'impact sur les géométries fondues va se mesurer sur les grandeurs caractéristiques des joints soudés, c'est-à-dire principalement la largeur et la pénétration (cf. Figure III.11). Les cordons seront donc, après soudure, tronçonnés, polis mécaniquement et attaqués chimiquement afin de faire ressortir la zone fondue et la Z.A.T. Ces coupes transversales permettent entre autre de mesurer les caractéristiques géométriques des cordons soudés, largeur, pénétration et section fondue.

Par l'analyse de l'évolution de ces valeurs, il sera possible de corréler l'activation des produits aux variations de morphologie de bain fondu. Nous déterminerons donc le ou les composés efficaces qui serviront de base à la formulation de notre flux optimum.

L'effet d'un produit considéré comme efficace dans un premier temps, consistera en une augmentation de la pénétration accompagnée d'une réduction de la largeur endroit fondue. Nous verrons au cours de l'étude que la forme et la taille du cratère de fin de cordon peut aussi être un indicateur d'efficacité des produits testés.

Cependant, certains flux testés et jugés efficaces peuvent conduire à la formation de défauts (cordons endroits perturbés, bourrelets proéminents, caniveaux...), à la présence d'un laitier post opératoire difficile à retirer ou imposer des contraintes très sévères sur les paramètres de soudage à utiliser, comme la hauteur d'arc par exemple (cf. Figure III.12).

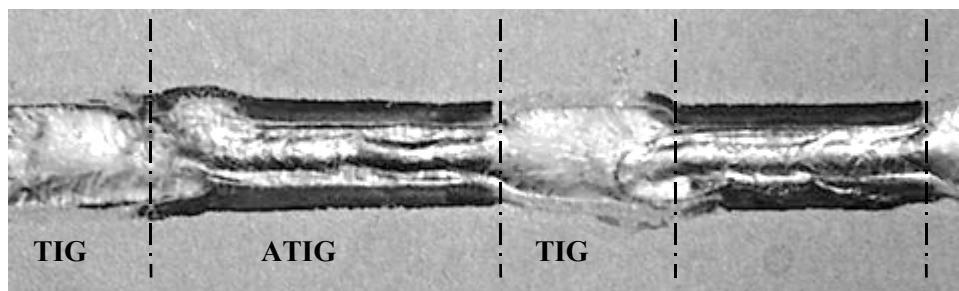


Figure III.12 : Cordon perturbé présentant un bourrelet central et un laitier important - T40

Il faudra dans ce cas réaliser des mélanges avec d'autres flux actifs ou non pour que la composition finale conserve le gain des fortes pénétrations tout en minimisant les défauts susceptibles de faire rebuter le joint soudé et compromettre l'utilisation industrielle de ce procédé.

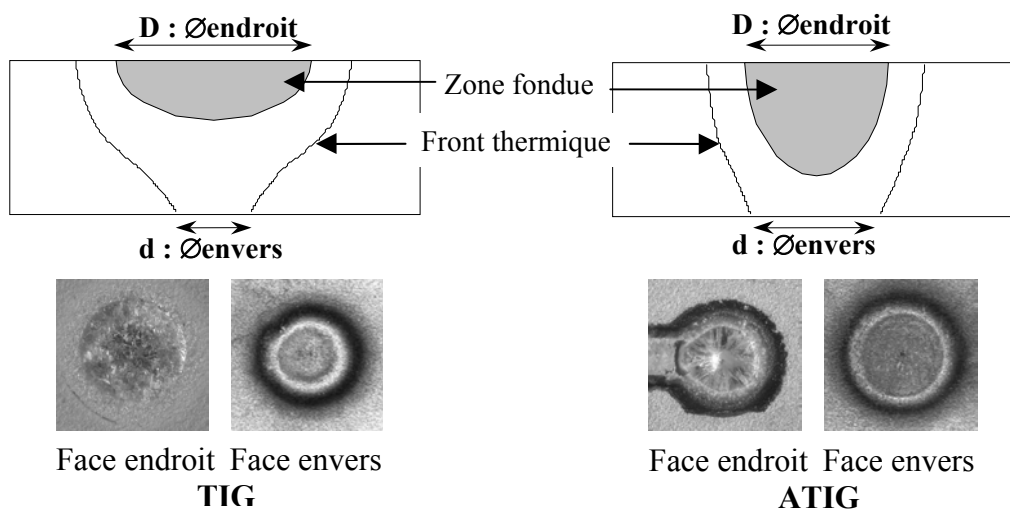


Figure III.13 : Points de fusion, variation du transfert de flux thermique - T40 [Ati 22]

III.4.3. Points de fusion

En parallèle des essais précédents, nous réalisons des points de fusion à temps d'interaction maîtrisé. Ceci permet de compléter les indications sur l'efficacité des flux testés. Cet essai consiste à établir un arc stationnaire entre l'électrode et la pièce pendant une durée limitée.

La zone fondue et le transfert thermique au sein de la pièce seront affectés par la présence de flux. Il est alors possible de comparer le diamètre endroit de la partie fondue ainsi que le diamètre envers de la zone oxydée (il ne sera pas utilisé de protection inerte en envers pour marquer la zone oxydée, image de la pénétration du flux thermique dans la pièce) (cf. Figure III.13).

Les produits potentiellement efficaces devront conduire à une réduction de la surface fondue en endroit ainsi qu'à une augmentation du diamètre oxydé en envers. Par analogie avec l'essai précédent, les évolutions du diamètre endroit fondu et du diamètre envers oxydé doivent correspondre aux variations de largeur de cordon endroit et de pénétration du bain.

Nous définissons un facteur d'efficacité propre à cet essai. Il traduit le transfert d'énergie thermique dans la pièce. Nous le caractérisons par un coefficient proportionnel au rapport des diamètres :

$$\text{Efficacité} = \left(\frac{d}{D} \right)_{\text{flux}} / \left(\frac{d}{D} \right)_{\text{sans flux}} \quad \text{Équation III.1}$$

Le rapport des diamètres envers sur endroit (d/D) caractérise la diffusion du flux thermique au sein de la pièce ; le coefficient que nous avons défini traduit l'activation ou non des flux utilisés. Cette valeur d'efficacité est voisine de 1 si la diffusion thermique est préférentiellement dans le volume de la pièce (l'écoulement thermique est alors tridimensionnel se dissipant dans les grandes longueurs des échantillons comme c'est le cas pour le métal de base). Elle sera d'autant plus grande que la diffusion thermique se fait dans l'épaisseur de la pièce (l'écoulement thermique est alors bidimensionnel, le flux de chaleur entrant au droit du bain de fusion et traversant l'épaisseur de l'échantillon). Par contre, les valeurs inférieures à l'unité caractérisent des composés qui jouent un rôle défavorable sur la pénétration (cf. Tableau III.1).

| Valeur du coefficient d'efficacité | Caractérisation du flux |
|------------------------------------|-------------------------|
| $E_f = 1$ | Flux inactif |
| $E_f < 1$ | Flux défavorable |
| $E_f > 1$ | Flux actif |

Tableau III.1 : Critère d'efficacité des points de fusion ATIG

A l'issue de ces deux séries d'essais appliqués aux produits initialement pris un par un, ceux qui amélioreront le pouvoir pénétrant seront conservés pour servir de base au développement d'un produit plus élaboré, répondant aux critères que nous avons défini.

Les forts gains de pénétration, nous le verrons, conduisent généralement à des défauts de surface importants, ils seront donc mélangés à d'autres éléments dont l'efficacité activante n'est pas forcément importante. L'objectif final est d'obtenir deux formulations (appliquées aux alliages de titane et aux aciers inoxydables) dont l'utilisation aisée, en manuel et en automatique conduit à des cordons acceptables pour les chaudronniers.

Nous pourrions alors établir des domaines de validité du procédé, que ce soit en pénétration ou en vitesses de soudage maximales accessibles. Il faudra de plus s'assurer que les assemblages ATIG ont des caractéristiques qui répondent aux exigences imposées aux assemblages soudés en chaudronnerie d'appareils à pression.

III.5. Matériaux utilisés

Les deux flux développés au cours de cette étude sont dédiés au soudage ATIG des aciers inoxydables et des alliages de titane.

Les nuances d'acier inoxydable les plus utilisées dans les industries de la chaudronnerie sont les aciers inoxydables austénitiques qui forment la majeure partie des matériaux de base des composants à fabriquer. Nous avons donc choisi de travailler sur les nuances 304 et 304L. Afin de s'assurer que l'on ne se limite pas au développement d'un produit dédié à une famille réduite de matériaux, nous avons aussi utilisé des aciers inoxydables austénitiques 316 et 316L, des nuances stabilisées au titane ainsi que des aciers inoxydables duplex austéno-ferritique de type Uranus. Nous allons ainsi pouvoir simuler des changements de nuances de coulées ou réaliser des assemblages hybrides.

En ce qui concerne les applications soumises à des contraintes de corrosion très importantes, l'utilisation du titane est incontournable. La nuance de titane la plus utilisée en chaudronnerie est le titane commercialement pur grade 2 (T40) qui sera le matériau de base de notre développement. Nous utiliserons aussi du titane grade 5 (TA6V), principalement dédié aux applications aéronautiques, afin de vérifier l'efficacité des flux développés sur le T40 exempt d'éléments d'addition.

Sont représentées dans le Tableau III.2, ci dessous, les caractéristiques tirées des certificats de conformité matière, délivrés pour les matériaux utilisés.

| Désignation et composition chimique | Rp _{0,2} (MPa) | Rp ₁ (MPa) | Rm (MPa) | A (%) | Dureté |
|--|-------------------------|-----------------------|----------|-------|--------|
| Inoxydable 304 | 292 | 330 | 607 | 54 | 200 Hv |
| X 5 Cr Ni 18 - 10 : 0,039% C - 0,42% Si - 1,30% Mn - 0,030% P - 0,007% S - 18,18% Cr - 8,68% Ni - 0,021% N | | | | | |
| Inoxydable 304L | 261 | 288 | 578 | 53 | 200 Hv |
| X 2 Cr Ni 19 - 11 : 0,021% C - 0,4% Si - 1,28% Mn - 0,028% P - 0,007% S - 18,18% Cr - 10,06% Ni - 0,26% Mo - 0,25% Cu - 0,005% Ti - 0,09% Co | | | | | |
| Stabilisé titane | 284 | 313 | 591 | 55 | |
| X 6 Cr Ni Ti 18 - 10 : 0,041% C - 0,53% Si - 1,53% Mn - 0,032% P - 0,0025% S - 17,7% Cr - 0,37% Mo - 9,59% Ni - 0,323% Ti | | | | | |
| Duplex Uranus 45N | 560 | - | 780 | 34 | 225 Hv |
| 0,023% C - 0,38% Si - 1,29% Mn - 0,015% P - 0,0005% S - 22,24% Cr - 3,34% Mo - 5,45% Ni - 0,172% N | | | | | |
| Grade 2 - T40 | 331 | - | 414 | 28 | 150 HV |
| 0,06% C - 0,03% N - 0,038% Fe - 0,002% H - 0,06% O - autres < 50 ppm | | | | | |
| Grade 5 - TA6V | 948 | - | 1002 | 11 | - |
| 0,01% C - 0,07% N - 0,19% Fe - 6,18% Al - 3,96% V - 0,14% O - autres < 50 ppm | | | | | |

Tableau III.2: Caractéristiques mécaniques et compositions chimiques des matériaux utilisés

IV. Formulation des flux ATIG

Nous avons présenté les raisons des limites du procédé TIG dans le cas du soudage d'épaisseurs supérieures à 3mm. Pour aller au delà, il est toujours possible d'améliorer partiellement les densités d'énergies dans l'arc soit en optimisant les géométries d'électrode et les gaz d'assistance utilisés, soit en réalisant une constriction d'arc aérodynamique grâce à une torche spécifique.

Cependant, l'opération reste toujours tributaire de la présence de micro-éléments dans le métal de base. Ceux-ci, dont certains comme le soufre ou le sélénium pour les aciers inoxydables, jouent un rôle déterminant dans la soudabilité des matériaux. Malheureusement, du point de vue de la soudabilité opératoire, leurs teneurs sont de plus en plus limitées de nos jours.

Ainsi, les gains de pénétration ne peuvent être améliorés de plus de 20%, ce qui restreint encore trop les possibilités du soudage TIG.

Le soudage ATIG, semble proposer une solution efficace pour étendre la plage des pénétrations accessibles. L'utilisation d'un flux solide activant vient, semble-t-il, réaliser une constriction anodique qui permet la réalisation d'épaisseurs soudées jusqu'à 6.5mm [Ati 19].

Cette partie vise à mettre au point les formulations de flux utilisables en soudage ATIG des aciers inoxydables et des alliages de titane. Nous détaillerons la démarche qui aboutit à une formulation optimale ; la mise en évidence des phénomènes sera présentée au chapitre suivant. De plus, nous chercherons à faire ressortir une méthodologie générale de recherche de flux efficaces et de composition optimisée.

Ce chapitre se décompose donc de la façon suivante :

- *dans un premier temps, nous allons définir les objectifs à atteindre pour les compositions que nous voulons développer. Le cahier des charges prendra notamment en compte les exigences industrielles en vue d'utilisation par des opérateurs manuels ;*
- *nous commencerons le développement par une première sélection « a priori » de produits potentiellement efficaces basée sur leurs caractéristiques physico-chimiques ;*
- *nous procéderons ensuite à une étude systématique des différents composants sélectionnés, en réalisant des cordons TIG - ATIG ainsi que des points de fusion pour classer et quantifier l'efficacité de chaque produit. Nous réaliserons alors des mélanges binaires puis ternaires pour répondre au mieux aux contraintes que nous nous sommes imposées ;*
- *sur la base de cette formulation, nous déterminerons enfin les plages opératoires possibles et nous caractériserons les cordons soudés. Nous tenterons également de préconiser des paramètres de soudage favorables à un effet activant maximum.*

Il est à noter que les produits utilisés sont des sels minéraux inorganiques sous forme d'oxydes, de fluorures et de chlorures qui seront repérés par numéros pour assurer, en accord avec la société CASTOLIN EUTECTIC, la confidentialité des formulations développées.

Mais tout d'abord, commençons par fixer un cahier des charges concernant la technique ATIG, ses performances, ses limites. Il définira dans quel mesure nous allons juger une composition efficace ou non et, à l'intérieur de ces spécifications opératoires, nous pourrions déterminer une solution optimale.

IV.1. Soudage ATIG, limites et contraintes

Pour le procédé ATIG, les objectifs techniques à atteindre sont définis sur la base des limites du procédé TIG. Sans modifier la torche ni le générateur TIG, l'utilisation de flux activant doit permettre de s'affranchir des faibles pénétrations obtenues en procédé classique afin d'augmenter le champ d'utilisation du soudage mono-passe vers des épaisseurs supérieures à 4 voire 5mm et plus.

L'efficacité des flux est principalement jugée sur les gains de pénétration obtenus, mais aussi sur la régularité des cordons réalisés.

Cependant ce ne sont pas les seuls critères à prendre en compte. Nous voulons proposer une solution flexible, utilisable tant en automatique qu'en manuel.

De plus, l'application industrielle implique que nous devons répondre à certaines exigences. Plus subjectives, ces contraintes supplémentaires sont nécessaires pour garantir l'utilisation future de cette technique.

Il faut, en effet, prendre en compte la facilité de dépôt du produit ainsi que son accroche sur les pièces à souder. Rappelons que les essais sont réalisés en utilisant le pinceau comme moyen de dépôt, après mise en suspension du flux dans un solvant. Il va de soi qu'une utilisation industrielle du produit passe inévitablement par un dépôt en spray, cependant la solution pinceau donne de très bons résultats pour la phase d'étude et de mise au point.

Concernant le cordon soudé, nous veillerons à favoriser l'élimination aisée du laitier, ainsi qu'à limiter les turbulences et les défauts (formation de caniveaux, de bourrelet central, de porosités ou d'inclusions). Il faudra de plus s'assurer que les flux ne créent pas de pollution du bain métallique (notamment dans le cas des alliages de titane) ni des zones de travail (pensons que le soudeur manuel inhale une partie des fumées émises ; nous opterons donc pour des produits les plus inoffensifs pour l'opérateur).

Ainsi la composition de flux solide finale devra répondre à différents critères qui sont :

- *une forte pénétration doublée d'une réduction de la largeur de bain,*
- *un cordon régulier exempt de défauts,*
- *une flexibilité du procédé pour une utilisation manuelle et automatique,*
- *un dépôt aisé, uniforme qui accroche la pièce à l'arrivée de l'arc,*
- *une pollution minimale voir nulle au sein du bain fondu associée à une facilité d'élimination des résidus vitrifiés après le passage de l'arc.*

Sur la base de ces indications, nous allons pouvoir chercher une formulation qui répondra au mieux aux exigences fixées.

IV.2. Démarche de sélection des produits - approche intuitive

A l'issue de l'étude bibliographique concernant les différents flux utilisés en soudage et sur la base de raisonnements simples, nous pouvons proposer des règles ou critères auxquels doivent répondre les flux qui seront utilisés pour le soudage ATIG.

Rappelons que l'ensemble des auteurs s'accorde sur l'existence d'interactions au sein de l'arc qui créent une constriction de la colonne ionisée et de la tache anodique (par exemple, la formation de composés de type TiF_n provenant du flux ionisés et des vapeurs métalliques dans le cas du soudage ATIG du titane, par [Ati 16]).

Le flux, déposé avant soudage, est liquéfié puis dissocié sous l'action de l'arc. Pour que l'effet d'activation ATIG existe et soit maximal, plusieurs phénomènes doivent être concomitants.

- Le flux doit avoir une température de fusion voisine de la température de fusion du matériau. En effet, si le produit est complètement vaporisé avant la fusion du métal il ne peut modifier le comportement de l'arc. Par contre, s'il n'est pas fondu alors que le métal est en fusion, il va jouer un rôle d'isolant électrique et thermique nuisant à l'efficacité de la source thermique.
- L'énergie de dissociation du flux doit être minimale ; plus l'énergie de dissociation est faible, moins la dissociation du flux soustrait d'énergie à l'arc.
- Les éléments qui composent le flux doivent avoir une forte affinité électronique pour favoriser la capture d'électrons ou d'ions qui vont créer, en périphérie de l'arc, une zone propice à sa constriction.

La Figure IV.1 représente les valeurs d'affinités électroniques des différents éléments du tableau périodique. Elles sont les plus importantes pour les éléments de la VII^{ième} colonne. On y trouve le chlore (Cl^- 3,62 eV/atome), le fluor (F^- 3,44 eV/atome), le brome (Br^- 3,36 eV/atome) et l'iode (I^- 3,01 eV/atome) qui ont de fortes sections de capture électronique. Ces éléments, sous forme ionique, seront les plus prompts à s'associer avec d'autres ions pour former des composés stables. L'oxygène (O^- 1.46 eV/atome), quant à lui, a une valeur d'affinité électronique inférieure. Serait-il moins efficace que le fluor ou le chlore pour créer les réactions qui sont favorables à la constriction d'arc ?

- Les éléments dissociés dans le plasma (provenant du flux et du métal soudé) doivent se recombinaison pour former des composés les plus stables et les plus lourds possible. La présence de ces éléments à proximité de l'anode limitera la taille du plasma et donc la surface de la tache anodique.

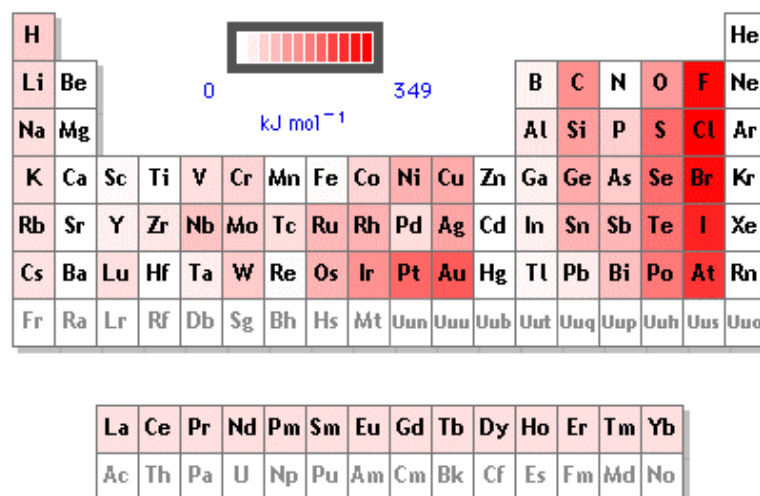


Figure IV.1 : Affinité électronique des éléments du tableau périodique (1ev/atome = 96,48kJ/mol)

On peut alors proposer un premier algorithme de sélection des composés susceptibles d'être efficaces en ATIG (cf. Figure IV.2) qui traduit les remarques émises ci-dessus. Cette démarche permet d'ébaucher la première étape d'une méthodologie de choix de flux.

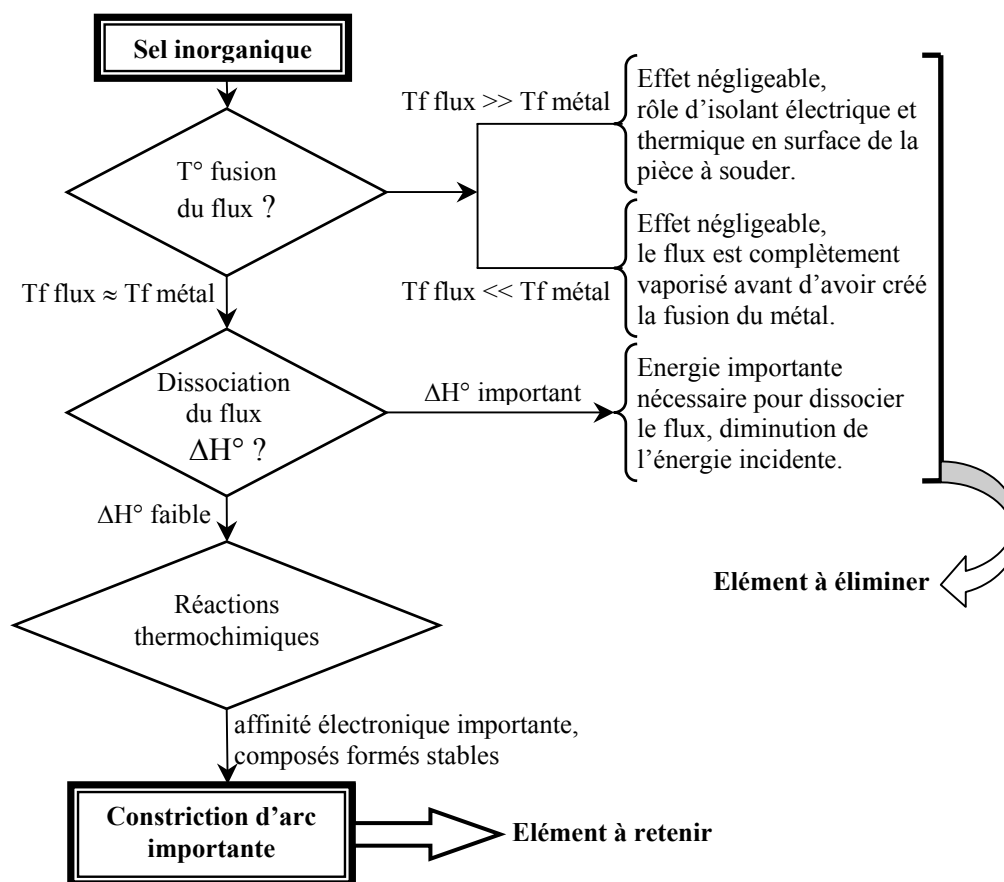


Figure IV.2 : Algorithme de sélection (a priori) des éléments participant à l'élaboration du flux

Cependant, le choix des composés répondant favorablement à cette sélection reste encore très large de part la diversité et l'étendue des produits disponibles à base de chlorures, fluorures, oxydes, bromures et dérivés iodés. Nous avons choisi de rester dans la gamme des produits couramment utilisés en soudage.

| Formule | Fusion (°C) | Vaporisation (°C) | Dissociation (kJ/mol) | Formule | Fusion (°C) | Vaporisation (°C) | Dissociation (kJ/mol) |
|--------------------------------|-------------|-------------------|-----------------------|-------------------|-------------|-------------------|-----------------------|
| AlF ₃ | 1291 | 2300 | -1510 | LiBr | 550 | 1265 | -351 |
| AlI ₃ | 191 | 360 | -302 | LiCl | 605 | 1350 | -410 |
| Al ₂ O ₃ | 2072 | 2980 | -1675 | LiF | 845 | 1676 | -485 |
| CaBr ₂ | 730 | 810 | -682 | NaBr | 747 | 1390 | -360 |
| CaCl ₂ | 782 | > 1600 | -795 | NaCl | 801 | 1413 | -414 |
| CaF ₂ | 1423 | ≈ 2500 | -1218 | NaF | 993 | 1695 | -573 |
| CaI ₂ | 784 | ≈ 1100 | -536 | NaI | 661 | 1304 | -287 |
| KBr | 734 | 1435 | -393 | SiO ₂ | 1722 | | -902 |
| KCl | 770 | 1420 | -435 | TiF ₃ | 1725 | | -1435 |
| KF | 858 | 1505 | -568 | TiI ₂ | 600 | 1000 | -266 |
| KI | 681 | 1330 | -327 | TiO ₂ | 1830 | 2800 | -941 |
| MgCl ₂ | 713 | | -641 | FeBr ₂ | 684 | | -247 |
| MgF ₂ | 1262 | ≈ 2600 | -1124 | FeF ₂ | > 1000 | | -705 |
| MgO | > 2600 | | -572 | FeO | 1650 | | -272 |

Tableau IV.1 : Grandeurs physiques comparatives de différents composés

On peut par ailleurs remarquer que les composés bromés et iodés ont généralement des températures de fusion et de vaporisation qui sont trop faibles pour être utilisés comme flux d'activation en soudage ATIG d'acier inoxydable et de titane (cf. Tableau IV.1). Ainsi, bien que leurs énergies de dissociation soient généralement les plus faibles, ils ne peuvent convenir à notre application.

D'autre part, on peut dire que les produits fortement hygroscopiques n'apporteront pas de réponse industrielle intéressante. Les composés chlorés, bromés et iodés, généralement hygroscopiques, rendent très contraignantes les préparations, le stockage ainsi que la mise en œuvre. Nous avons donc évité d'utiliser de tels produits qui peuvent devenir des sources de pollution du cordon réalisé et qui seront, de part leur utilisation difficile, peu acceptés en milieu industriel.

Enfin, les dégagements de chlore ou de brome, qui sont fortement irritants pour la peau et les yeux, sont peu respectueux de la sécurité et des opérateurs.

Par ailleurs, le soudage des alliages de titane interdit l'utilisation d'oxydes qui pollueraient le bain.

Nous conserverons donc, pour les applications d'alliages de titane principalement les fluorures et quelques chlorures dont la prise en eau est lente. Le développement pour les aciers inoxydables s'effectuera en utilisant des oxydes et des fluorures.

Nous allons maintenant présenter la démarche de classification et mélange de ces différents produits pour aboutir à une formulation de flux efficace. Nous commencerons par le développement du flux dédié aux alliages de titane, ce qui nous permettra d'introduire au fur et à mesure l'ensemble des critères utilisés qui serviront alors à sélectionner la meilleure composition. Le parallèle entre les deux démarches et l'expérience acquise sur le titane rendront la seconde présentation plus rapide.

IV.3. Les alliages de titane

IV.3.1. Flux purs

En raison de leur nombre, nous n'évoquerons ici qu'une partie des résultats utilisés dans le choix de la formulation des produits.

Les trois séries de la Figure IV.3 correspondent aux paramètres présentés dans le Tableau IV.2 appliqués au titane grade 2 (T40) d'épaisseur 7mm.

| N° Série | Intensité | Tension | Vitesse | Longueur d'arc | Gaz de protection |
|----------|-----------|---------|----------|----------------|-------------------|
| Série 1 | 150A | 13V | 10cm/min | 2mm | Argon |
| Série 2 | 200A | 14V | 12cm/min | 2mm | Argon |
| Série 3 | 200A | 14,5V | 12cm/min | 2,5mm | Argon |

Tableau IV.2 : Paramètres opératoires

IV.3.1.a. Cordons TIG - ATIG

Dans un premier temps nous avons réalisé des cordons de soudure, effectués dans les configurations définies au Chapitre III.4.2. Le flux activant est déposé sur une demie longueur à souder pour bien visualiser les différences entre le soudage TIG et ATIG (cf. Figure III.11). Il est alors possible de comparer facilement les dimensions (largeur, pénétration) des bains réalisés.

La Figure IV.3 présente les évolutions de ces grandeurs en fonction des produits utilisés. Il est logique de constater que les largeurs et les pénétrations évoluent de manières opposées. Ainsi le rapport P/L suit globalement le même comportement que la pénétration.

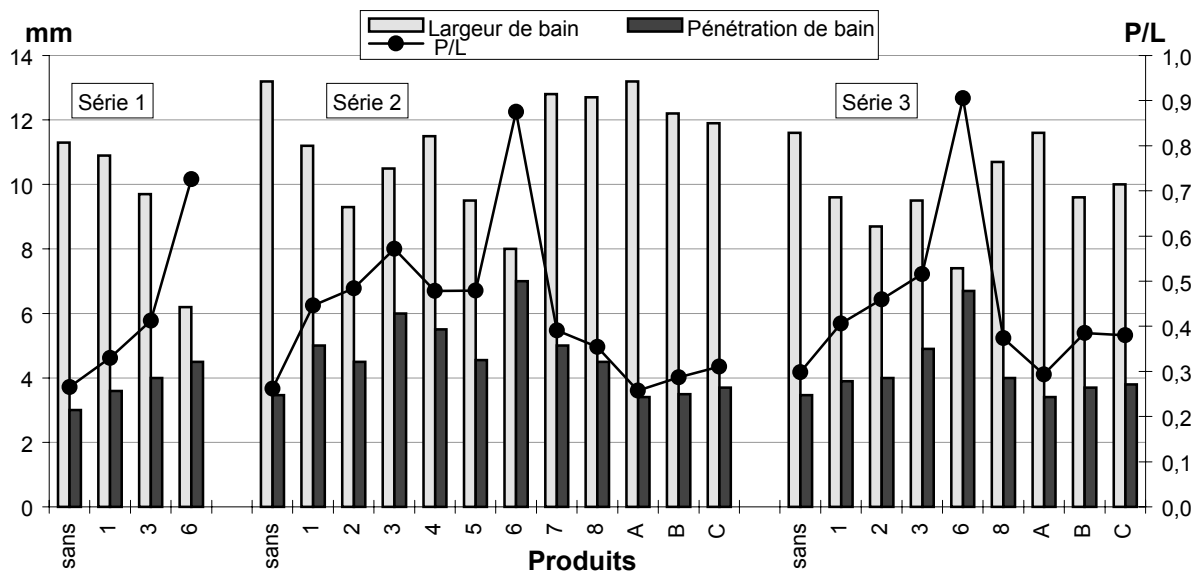


Figure IV.3 : Géométrie des cordons soudés TIG et ATIG (titane T40)

Les chlorures testés, référencés A - B et C, sont complètement inefficaces. Ceci s'explique par une température de fusion et de vaporisation trop basse comparativement à la température de fusion du titane. De plus, les flux déposés avant soudure ne sont plus présents à l'arrivée de l'arc.

Comme le montre la série 2, les produits 2 - 3 - 5 - 6 rétrécissent très nettement la largeur du bain de fusion, mais seuls les produits 3 - 4 - 6 améliorent nettement la pénétration.

Le facteur de forme P/L des flux 4 et 5 est identique. Cependant, l'efficacité des deux produits n'est pas comparable, le flux 5 réduit nettement largeur de bain, alors que le composé référencé 4 gagne en pénétration.

Par ailleurs, il semble que l'énergie mise en jeu conditionne l'efficacité des produits. En effet, la série 1 conduit à des modifications morphologiques moins importantes que la série 2. Or, entre ces deux essais, il a une variation de 20% d'énergie nominale incidente (Energie nominale = $U \cdot I / V \cdot t$ en J/m pour un temps unitaire d'une seconde).

Il en va de même entre la seconde et la troisième série d'essais. La variation de hauteur d'arc augmente la tension résultante et donc l'énergie incidente. Or, l'augmentation de la longueur d'arc fait chuter la densité d'énergie ainsi que la pression d'arc sur le bain (deux paramètres favorables à la pénétration). Il faudra donc prendre garde à ne pas utiliser des flux trop sensibles à cet effet, un opérateur manuel ne pouvant garantir une longueur d'arc et une vitesse d'avance rigoureusement constante.

Nous devons donc, pour le produit final, déterminer si une plage d'énergie nominale est plus favorable aux activations ATIG ou trouver des paramètres intensité - vitesse qui semblent plus efficaces.

IV.3.1.b. Points de fusion

Pour compléter la qualification et le classement des produits sélectionnés, nous avons réalisé une série de points de fusion qui permettent de maîtriser les énergies incidentes dans la pièce. Ces essais et la détermination de l'efficacité propre à chaque produit sont réalisés comme présenté au Chapitre III.4.3. Rappelons que l'efficacité traduit l'aptitude qu'a le front thermique à pénétrer la pièce.

La Figure IV.4 présente une série réalisée avec les paramètres opératoires suivants : intensité 150A - longueur d'arc 2mm - tension d'arc 13V - temps d'arc 5s.

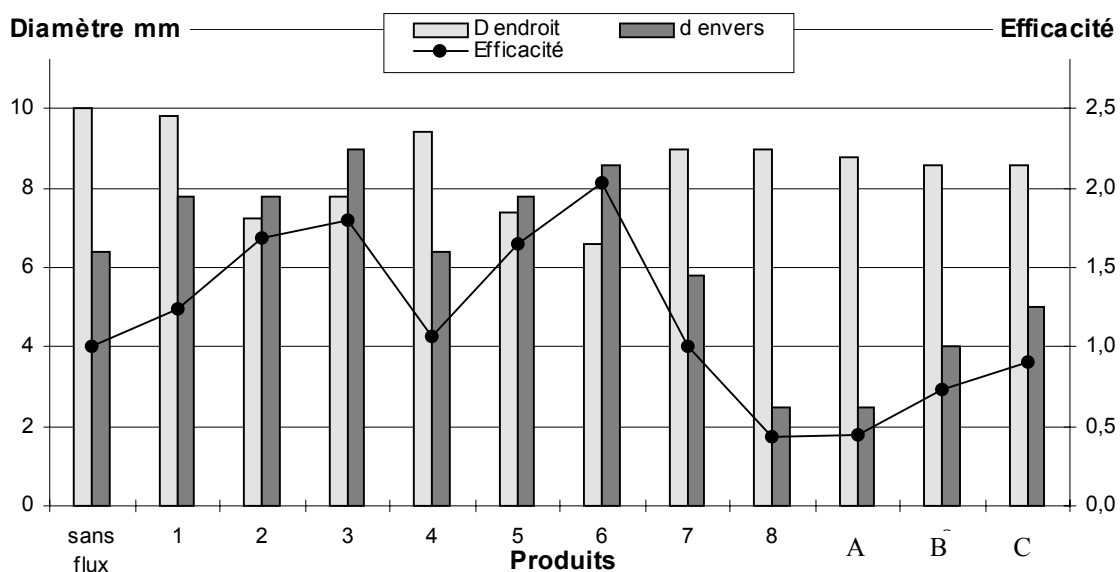


Figure IV.4 : Points de fusions de titane T40 suivant les flux utilisés

Comme pour l'essai précédent, les produits 2 - 3 - 5 et 6 semblent favorables à des activations importantes.

La diminution du diamètre fondu endroit couplée à une amélioration du transfert thermique (par transposition la réduction de la largeur de bain associée à un gain de pénétration) s'explique par une constriction d'arc qui diminue la surface endroit fondue. Cet effet a pour conséquence de concentrer l'énergie de l'arc. Les pertes sont diminuées, le transfert thermique est favorisé.

Les courants de Marangoni et la présence de gradients de tension positifs en surface du bain sont susceptibles de donner une autre explication à ce comportement. La création de courants centrifuges, en présence de flux activants, va, comme précédemment, favoriser le transfert thermique au sein du bain tout en limitant l'étendue en surface fondue.

Par contre, la réduction du diamètre fondu endroit et la diminution du transfert du front thermique peuvent s'interpréter comme un effet purement résistif du produit utilisé (cas des flux 7 - 8).

Si le flux est très stable d'un point de vue thermodynamique, c'est-à-dire avec un point de fusion élevé associé à des enthalpies de transformation importantes, il va jouer le rôle d'un isolant électrique et thermique.

Les produits A - B et C, des chlorures, ont des températures de fusion et vaporisation faibles, ainsi que des énergies de dissociation peu élevées. Dans ce cas, la consommation d'énergie pour réaliser la fusion, puis la vaporisation du produit, peut expliquer les fortes réductions d'efficacité.

Ces deux types d'essais mettent en évidence l'efficacité du produit référencé 6. Aux vues de ses performances, il répond parfaitement à la recherche d'une pénétration plus importante. Cependant il présente, après soudure, un cordon très nettement perturbé en surface et sa mise en œuvre par dépôt est délicate (cf. Figure IV.5). Il ne peut donc, en l'état, donner une solution optimale du point de vue utilisateur, il sera alors nécessaire de le combiner avec d'autres produits pour gommer ses défauts.

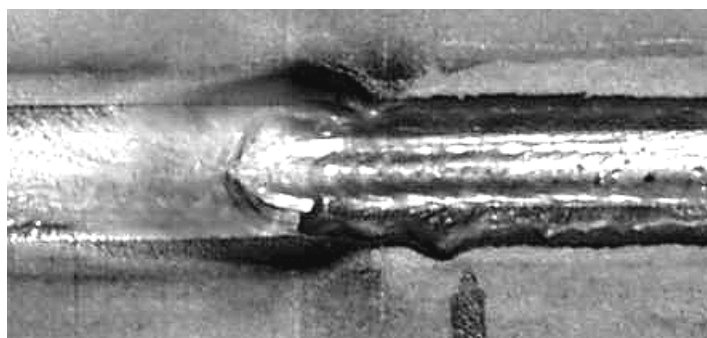


Figure IV.5 : Cordon ATIG réalisé avec le flux 6, bain fortement perturbé (T40)

IV.3.1.c. Cratères de fin de fusion

L'analyse des cratères de fin de fusion s'avère un facteur supplémentaire d'évaluation de l'efficacité des flux utilisés. Rappelons que nous effectuons une brusque interruption de l'arc en fin de cordon, ce qui permet de figer (au mieux) la forme du bain métallique (cf. Figure IV.6).

Le cratère du bain TIG a une morphologie endroit peu creusée, présentant un front de fusion et de solidification relativement symétrique. L'aspect endroit du cordon est lisse et mouillant, présentant peu de risques de défauts de surface.

Dans le cas du soudage ATIG, les cratères obtenus vont avoir des aspects différents, fonction de l'activation des produits testés. On peut ainsi voir que le cratère de la Figure IV.6 est fortement allongé et présente une dépression de surface très marquée. Les formes du front de fusion et de solidification ne sont plus symétriques. Cette morphologie de cordon rappelle celle des procédés à haute densité d'énergie (plasma, faisceau d'électrons ou Laser). Elle laisse présager un comportement dynamique du bain plus important que dans le cas du bain TIG.

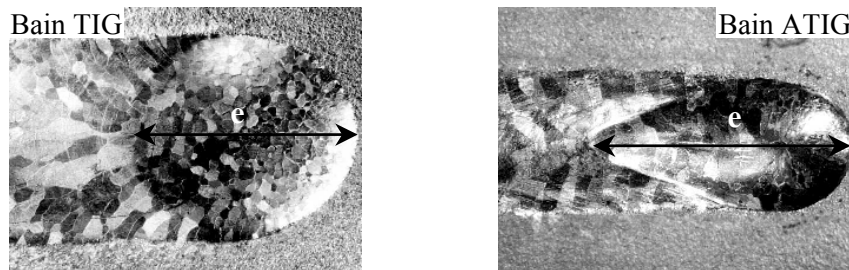


Figure IV.6 : Cratères de fin de fusion (T40)

En ce qui concerne les mesures des longueurs du cratère de fin de fusion, elles évoluent proportionnellement au gain de pénétration, comme le montre la Figure IV.6 et Figure IV.7. Notons que les flux 5 et 6, qui présentent la plus grande taille de cratère, ne donnent pas les mêmes pénétrations de cordons soudés.

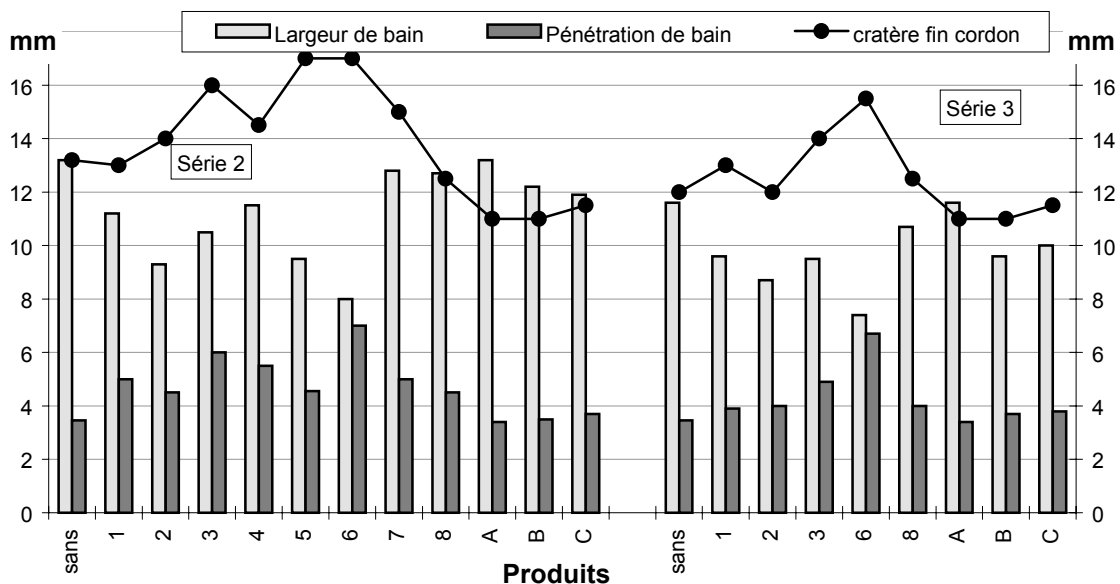


Figure IV.7 : Cratères de fin de cordon, largeur et pénétration de bain (titane)

L'utilisation du fluorure de titane (référence 8) n'apporte aucun bénéfice sur la soudure ATIG. Il ne favorise pas la soudabilité et semble même défavorable au transfert thermique dans la pièce (cf. Figure IV.3 et Figure IV.4). Les phénomènes activateurs, c'est-à-dire la constriction d'arc créée par la recombinaison de molécules du type TiF_n en périphérie de l'arc et au niveau de la tache anodique [Ati 19], n'ont pas lieu.

Cette remarque va nous conduire, au chapitre suivant, à mettre en évidence un autre mécanisme d'activation qu'est la modification des courants thermo-capillaires surfaciques.

En conclusion, le produit référencé 6 permet de réaliser des gains de pénétration importants mais présente un aspect irrégulier de cordon après soudure. Il servira donc de base pour la réalisation de mélanges avec d'autres produits qui chercheront à gommer si possible les défauts sans altérer les bénéfices de soudabilité réalisés.

Cependant, pour continuer plus avant la mise au point du produit final, nous avons écarté les éléments comme les fluorures de chrome, de lithium et de baryum, qui présentent un risque de refus pour des raisons d'hygiène et sécurité des utilisateurs.

IV.3.2. Combinaisons de produits¹

Rappelons que le flux 6 ne peut être utilisé tout seul car il conduit à un cordon trop perturbé en surface. De plus, son dépôt est relativement délicat, il présente des granules et amas après évaporation du solvant et l'accrochage sur la pièce est peu régulier (risque de soufflage par le flux d'argon). Nous avons alors cherché à palier ces défauts par mélange avec d'autres composés.

Le produit 3, moins efficace au sens des gains de pénétration, présente un bien meilleur aspect de cordon après soudure et facilite le retrait du laitier. Nous avons alors réalisé différentes compositions sur la base de ces deux produits. Cependant, les défauts de surface restent importants et rédhibitoires à l'utilisation de ces flux industriellement.

Notre choix c'est alors porté sur le produit 1 comme troisième additif à la formulation. L'objectif de cet ajout est de calmer le comportement en surface du bain tout en conservant les forts gains de pénétration.

Les Figures IV.8 et IV.9 imagent les résultats des différents mélanges testés. Nous avons représenté les résultats de pénétration (P) ainsi que le rétrécissement de largeur de bain avec et sans flux (L_{avec}/L_{sans}). De plus, nous avons évalué, pour chaque composition, des critères plus subjectifs regroupant l'aptitude des produits à se déposer, à s'accrocher à la tôle et à être éliminé après soudure. Nous pouvons alors définir une région dans laquelle la formulation répond au mieux à l'ensemble des contraintes que nous nous sommes imposées.

En parallèle de l'étude menée au laboratoire de l'Ecole Centrale de Nantes, la collaboration avec les soudeurs manuels de la société B.S.L.i permet d'obtenir leurs impressions sur les différents mélanges. Nous qualifions ainsi leur aptitude à être utilisés en soudage manuel, leur sensibilité à la dextérité de l'opérateur, la possibilité de suivre le plan de joint à souder en présence de flux et la facilité à gérer le comportement du bain.

Nous avons donc défini une composition qui répond au mieux à l'attente industrielle du produit. Cette dernière est commercialisée par la société CASTOLIN EUTECTIC sous le nom commercial « ACTIVATEC 860 ».

¹ Les différents mélanges présentés sont réalisés en utilisant les pourcentages massiques des différents produits utilisés.

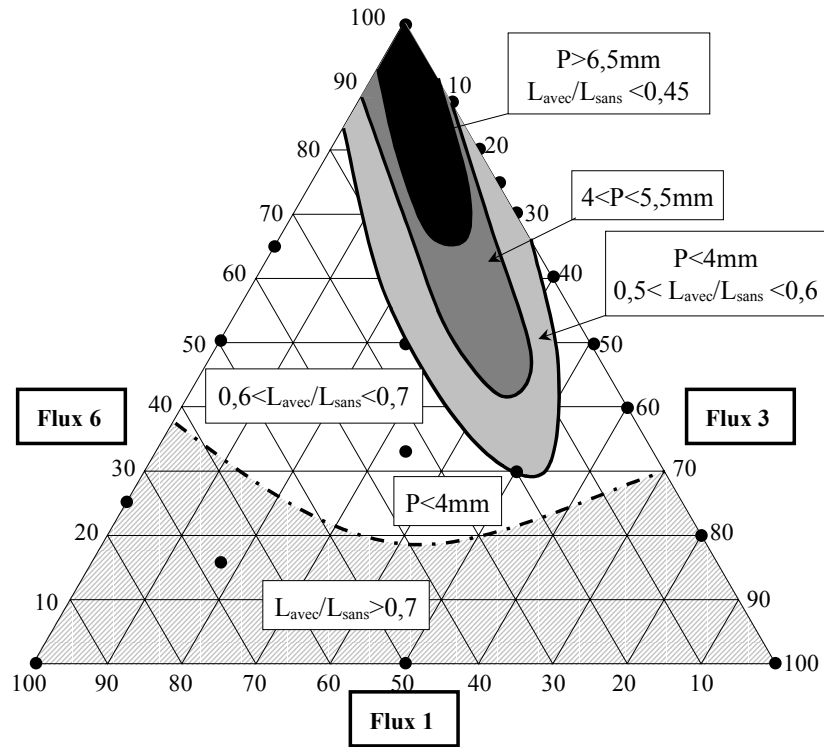


Figure IV.8 : Graphe des pénétrations et des largeurs de bain suivant la composition du flux (titane)

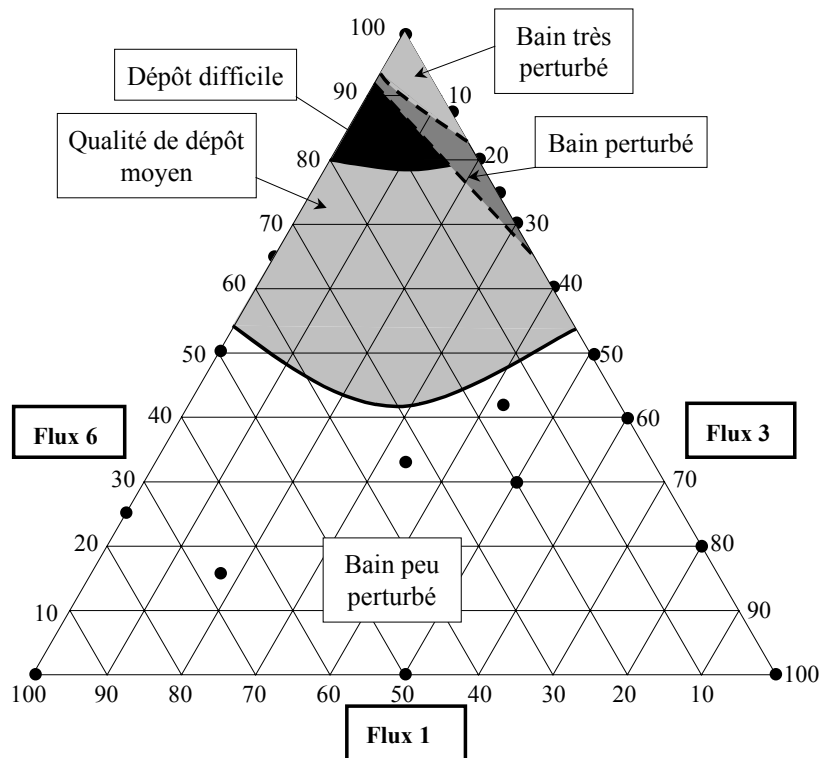


Figure IV.9 : Graphe de qualité du dépôt et des cordons suivant la composition du flux (titane)

La Figure IV.10 présente un cordon, TIG - ATIG, réalisé avec la composition optimale sur du titane grade 2 d'épaisseur 7mm. On peut constater la présence d'un fin laitier post opératoire qu'il est possible de retirer à la brosse métallique. Le cordon en endroit est régulier, lisse mais présente néanmoins deux légers caniveaux dus à l'effondrement du bain. On retrouve cet effondrement en envers avec un léger bombé lisse et uniforme.

Ainsi, cette formulation semble convenir au cahier des charges que nous nous sommes fixé. Nous avons alors testé notre composition sur le titane grade 5 (TA6V), les résultats obtenus, en terme de pénétration et de largeur de bain, sont semblables à ceux obtenus sur le T40. Nous allons donc pouvoir déterminer le domaine d'utilisation de ce procédé et caractériser les soudures réalisées.

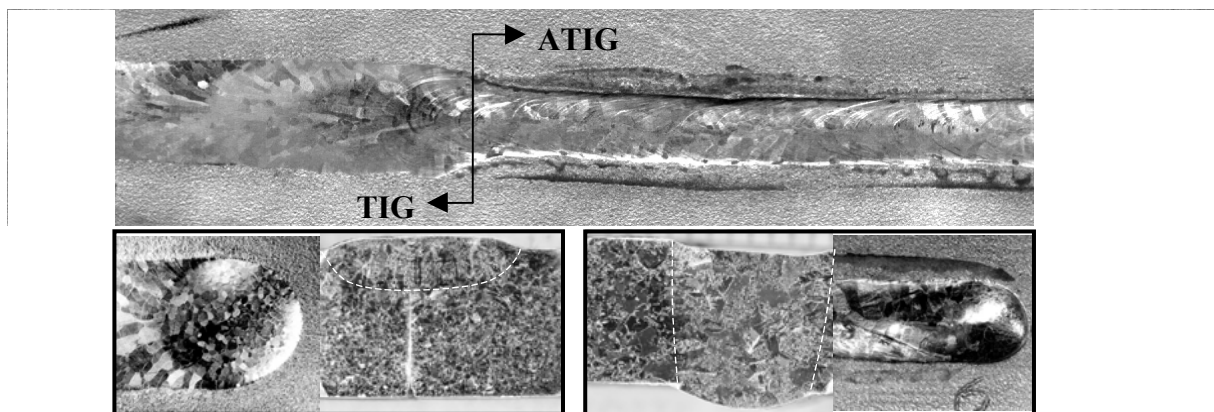


Figure IV.10 : Cordon, pénétration, cratère de fin de fusion en soudage TIG (gauche) et ATIG (droite) de titane grade 2

IV.3.3. Domaine d'utilisation

La formulation d'une composition qui réponde aux exigences que nous avons définies permet d'envisager la recherche des plages de paramètres accessibles par le procédé ATIG appliqué aux alliages de titane.

Nous allons ainsi définir quelle gamme d'intensité et de vitesse permet de réaliser des soudures jusqu'à 7mm. Nous chercherons aussi à déterminer les paramètres de soudage optimaux, permettant de bénéficier au mieux de l'activation des flux solides ATIG.

Nos installations, générateur et robot de déplacement, ne permettant pas d'imposer la tension d'arc délivrée, nous avons choisi de travailler, dans un premier temps, avec une hauteur d'arc fixe de 2mm. Il va de soit qu'une hauteur d'arc plus réduite, comme nous l'avons vu au Chapitre II.1.1, accroît la densité d'énergie et la pression d'arc. Il est alors possible d'augmenter le pouvoir pénétrant. Mais nous nous sommes efforcés de choisir une composition qui permette aux opérateurs manuels de faire du soudage ATIG, aussi nous semble-t-il logique de conserver une configuration proche de ce que peut assurer la dextérité d'un opérateur manuel.

Le soudage ATIG permet alors de réaliser des assemblages, sans préparation de bords, jusqu'à 7mm en automatique et 6mm en manuel (cf. Figure IV.10 et IV.11). Les limites opératoires du soudage TIG sont doublées et permettrons, comme nous le verrons au Chapitre VI, de réaliser de nouvelles configurations d'assemblages.

Remarquons tout de suite que nous obtenons des cordons ATIG dont les largeurs fondue endroit et envers sont presque égales comme nous le montre la Figure IV.11. Le ratio largeur fondue envers sur largeur fondue endroit est compris entre 0,85 et 0,95. Ces assemblages réduiront les déformations qui seront alors mieux réparties.

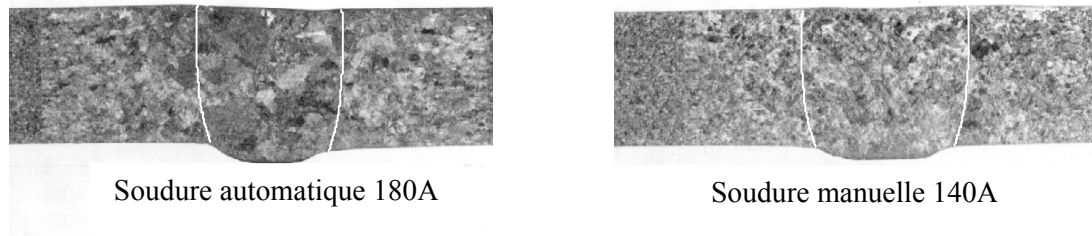


Figure IV.11 : Cordons ATIG automatique et manuel de T40 d'épaisseur 6mm

Notons aussi que le soudage en position à plat peut devenir plus problématique que les autres positions de soudage. En effet, le volume fondu est important et les forces de gravités tendent à faire s'affaisser le bain qui n'est pas maintenu physiquement en envers. Il peut en résulter un fort effondrement de bain. Ce dernier doit être limité et ne doit pas dépasser 10% de l'épaisseur de la pièce assemblée (selon le code de construction des appareils à pressions CODAP). Il faudra donc limiter les épaisseurs soudées (surtout en manuel) pour éviter des effondrements de bain importants.

Dans le cas des soudures en corniche ou verticale montante, le bain se repose sur les bords du cordon qui le soutiennent.

Dans le cas de soudures au plafond, la pression d'arc, entre autre, contribue au maintien du bain.

IV.3.3.a. Pénétration et largeur de bain ATIG

Les Figures IV.12, IV.13 et IV.14 représentent, en fonction des paramètres de soudage (intensité et vitesse), la pénétration et la largeur obtenue en soudage ATIG.

L'épaisseur maximum soudée avec ces flux est de 7mm, de titane ou de ses alliages, en une seule passe.

A partir de 6mm, les problèmes de tenue de bain deviennent très compliqués à maîtriser, l'utilisation de plaques support (bande en céramique ou en cuivre à placer en envers du joint pour maintenir le bain) peut alors être envisagée, mais cette solution est peu pratiquée par les industriels. Il est plus raisonnable de proposer la réalisation du joint en deux passes après préparation des champs à souder en chanfrein. La première passe de pénétration n'est plus limitée à 2 ou 3mm mais peut alors être de 5mm, suivi d'une phase de remplissage avec métal d'apport pour combler le chanfrein (le Chapitre VI présente un cas industriel utilisant cette solution).

Le procédé ATIG gagne alors nettement en pénétration accessible mais aussi permet d'augmenter les vitesses de soudage pour des épaisseurs plus réduites, d'où des gains de productivité pour les procédés automatiques.

Il apparaît clairement, à la vue des possibilités du procédé, que les opérations manuelles, qui ont des vitesses d'exécution d'une dizaine de centimètres à la minute, utiliseront des intensités de soudage faibles (comprises entre 100 et 150A) alors que les systèmes automatisés pourront réaliser des gains de productivité important (la vitesse moyenne de soudage en TIG automatique étant de 20cm/min).

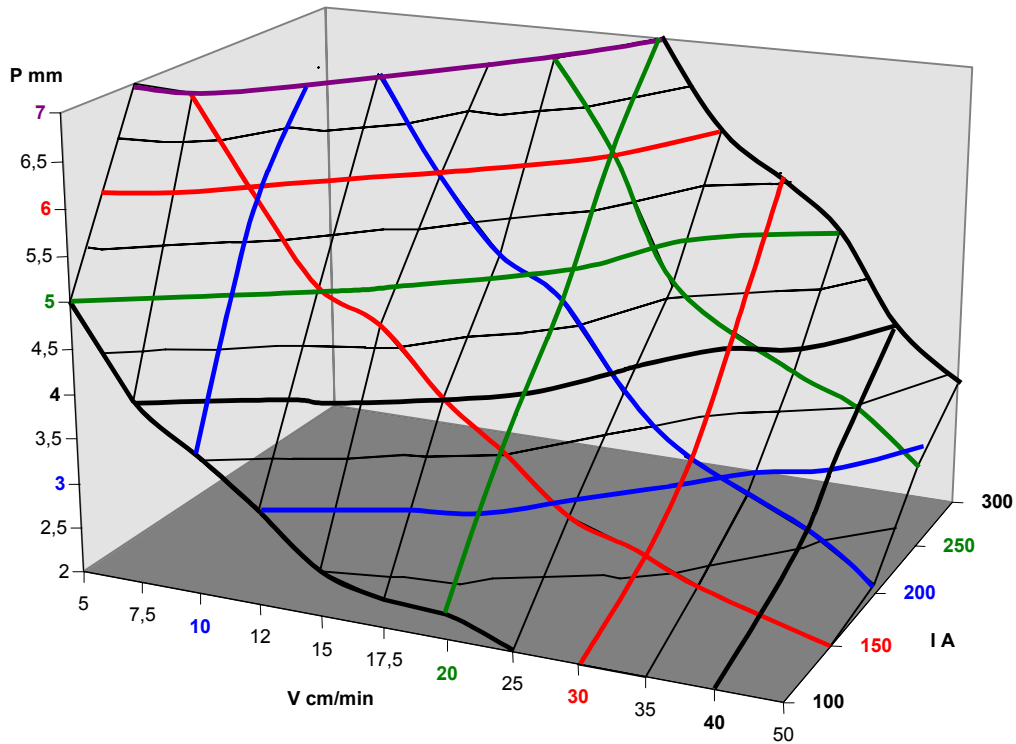


Figure IV.12 : Pénétrations à vitesse et intensité variables pour le titane (longueur d'arc de 2mm)

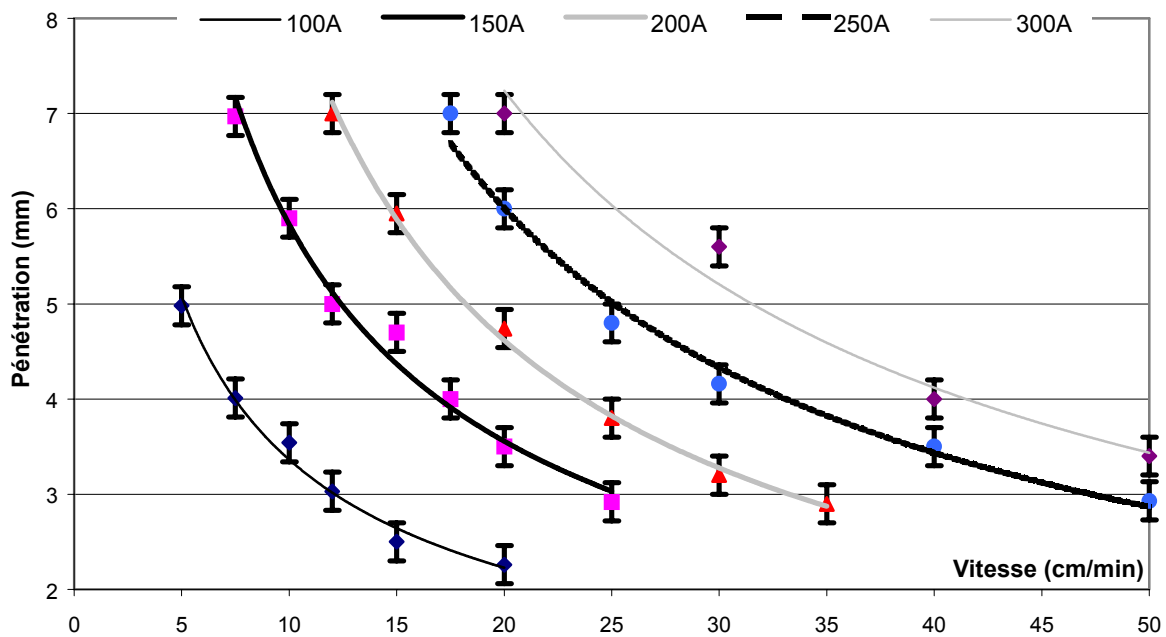


Figure IV.13 : Pénétration ATIG du titane [Ati 24]

Ceci s'est vérifié auprès des opérateurs manuels de la société B.S.L.i qui, au départ, utilisaient des intensités de soudage importantes (de 200 à 250A). Ils éprouvaient alors des difficultés à maîtriser le comportement du bain et notamment son effondrement. Au cours de la mise au point du produit final, le soudeur a préféré utiliser des intensités d'arc comprises entre 120A

et 150A qui lui permettent d'utiliser des vitesses d'avances classiques en soudage TIG manuel, ne posant ainsi plus de problème quant à la maîtrise de procédé.

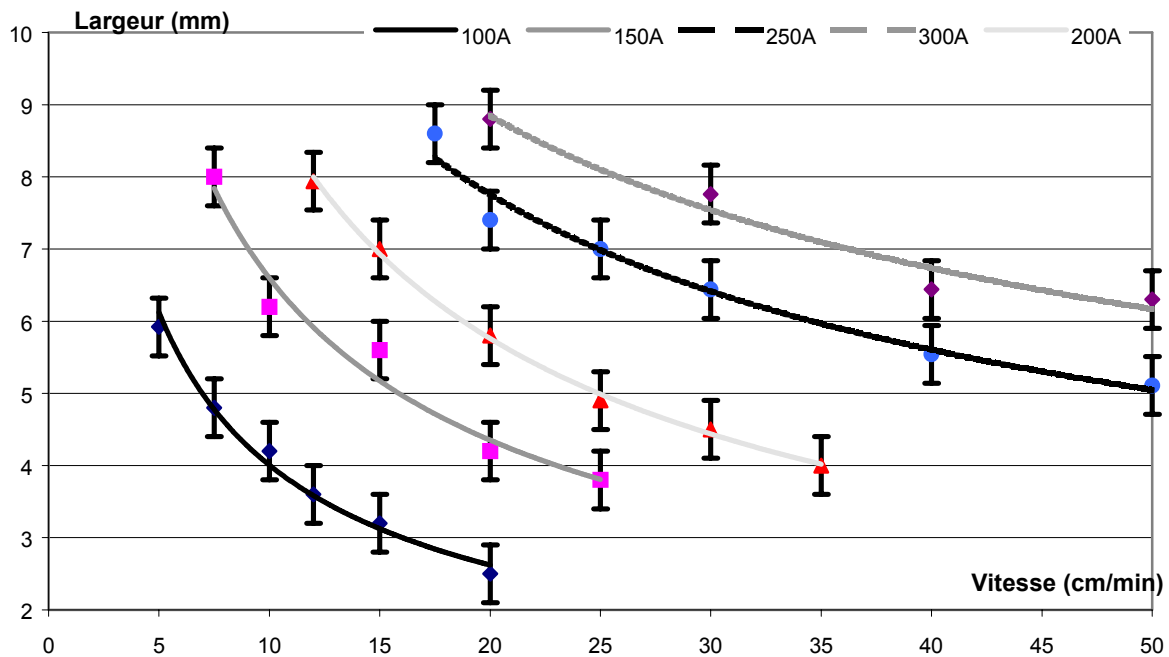


Figure IV.14 : Largeur des cordons ATIG du titane

Pour les intensités comprises entre 100 et 200A, la largeur du bain ATIG est presque identique à la pénétration obtenue. Le volume fondu aura une géométrie carrée, favorable à une bonne répartition des déformations et des contraintes résiduelles (cf. Figure IV.11).

Il est possible de relier la pénétration à l'énergie nominale incidente, et ainsi comparer les différences entre le soudage TIG et le soudage ATIG. On peut alors modéliser le comportement de la pénétration en fonction de l'énergie. (cf. Figure IV.15).

Les assemblages TIG d'épaisseurs supérieures à 3mm sont réalisés en plusieurs passes successives. Les énergies incidentes correspondantes sont alors la somme des énergies mises en jeu au cours des différentes opérations.

La hauteur d'arc conditionne la densité de l'énergie incidente, le diamètre de la tache anodique, la pression d'arc et par conséquent, l'efficacité de l'effet ATIG.

La Figure IV.15 présente les variations de pénétration pour deux longueurs d'arc ATIG différentes. Ceci montre que les pénétrations ATIG peuvent être améliorées, ce qui reste limité aux procédés semi-automatiques.

On peut approcher, au-delà de 2mm d'épaisseur, les relations liant les pénétrations (en mm) à l'énergie nominale (en kJ/cm) par une des droites suivantes.

$$\text{Pour les points TIG - 2mm : } P = 0.19 * E + 1.6 \quad \text{Equation IV.1}$$

$$\text{Pour les points ATIG - 2mm : } P = 0.38 * E + 1 \quad \text{Equation IV.2}$$

$$\text{Pour les points ATIG - 1mm : } P = 0.47 * E + 0.7 \quad \text{Equation IV.3}$$

Il est alors remarquable de constater que le coefficient directeur de la droite ATIG est deux fois supérieur à celui de la droite TIG. Ainsi, pour une même différence d'énergie incidente, le gain de pénétration est double pour le soudage ATIG du titane. Il apparaît alors clairement que les énergies incidentes mises en jeu pour les opérations de soudage ATIG du titane sont inférieures à celles utilisées en soudage TIG.

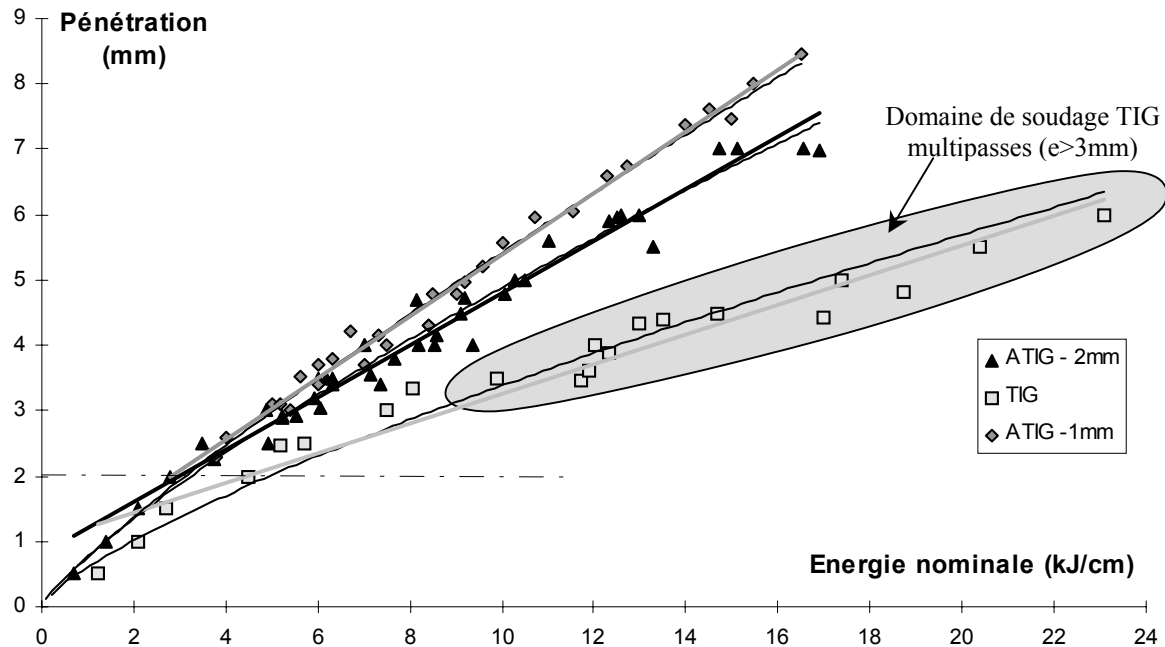


Figure IV.15 : Pénétrations TIG et ATIG du titane, fonction de l'énergie nominale incidente et de la longueur d'arc [Ati 25]

Il nous semble important, à ce stade, d'étudier l'influence des variations des paramètres opératoires sur l'efficacité du procédé. Nous allons ainsi vérifier la rigidité de celui-ci et déterminer les paramètres de soudages qui favorisent la meilleure efficacité des flux solides.

IV.3.3.b. Variation d'efficacité avec les paramètres de soudage

L'efficacité du procédé TIG peut être fortement affectée par la variation de hauteur d'arc. Cette dernière est critique pour les applications ATIG et doit être comprise entre 0.5 et 1.5mm [Ati 13-16-17-21]. Cette contrainte, comme nous l'avons déjà fait remarquer, limite fortement les possibilités au procédé semi-automatique qui garantit une hauteur d'arc constante.

Etant donné notre volonté de privilégier une utilisation manuelle, nous avons souhaité que notre produit soit tolérant vis à vis des variations de paramètres de soudage. Ceci s'est fait au détriment d'une plus grande activation des flux développés.

Nous allons donc faire varier, pour analyser le comportement des joints soudés utilisant notre formulation optimale :

- le gaz d'assistance,
- la hauteur d'arc (et donc la tension),
- l'énergie nominale incidente au travers de la vitesse et de l'intensité de soudage.

• **Le gaz d'assistance**

L'ajout d'hélium à l'argon présent dans la torche produit, comme on peut s'y attendre, un gain de pénétration et une réduction de largeur fondue par constriction du plasma d'arc.

De part son potentiel d'ionisation élevé, l'hélium réduit le plasma et donc la colonne ionisée tout en augmentant la tension d'arc. Ceci conduit à une très nette constriction de l'arc et un gain d'efficacité sur le pouvoir pénétrant.

Les Figures IV.17 et IV.18 présentent les résultats des points de fusion réalisés sous argon et sous hélium. Le diamètre fondu endroit, sous hélium, est typiquement double de celui sous argon alors que le diamètre oxydé envers, caractéristique du passage du front thermique, est amélioré de plus de 30%. Ceci se traduit par un gain de pénétration de 30 à 50% sur les points de fusion comme sur les cordons soudés.

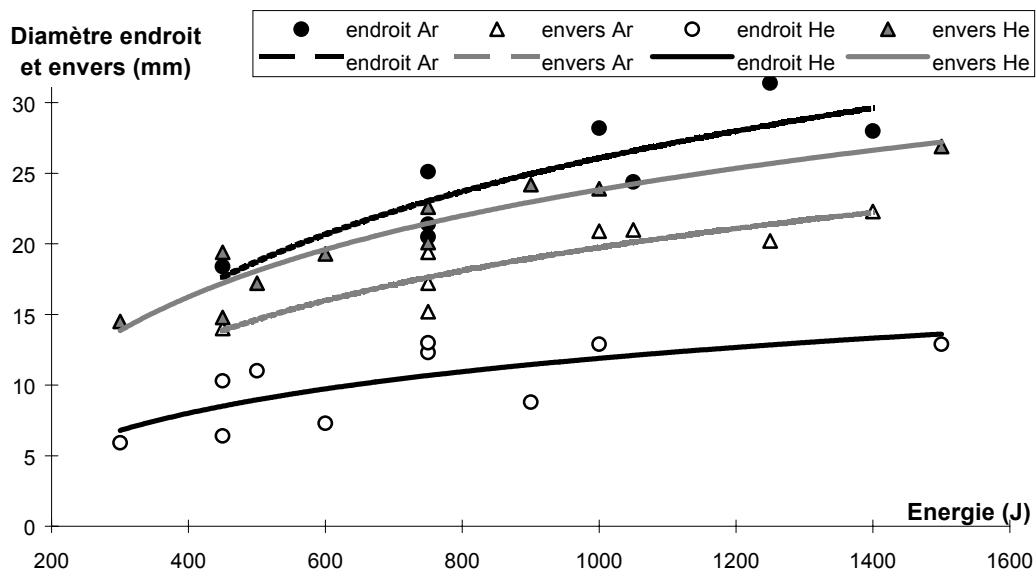


Figure IV.16 : Points de fusion ATIG de titane avec argon ou hélium

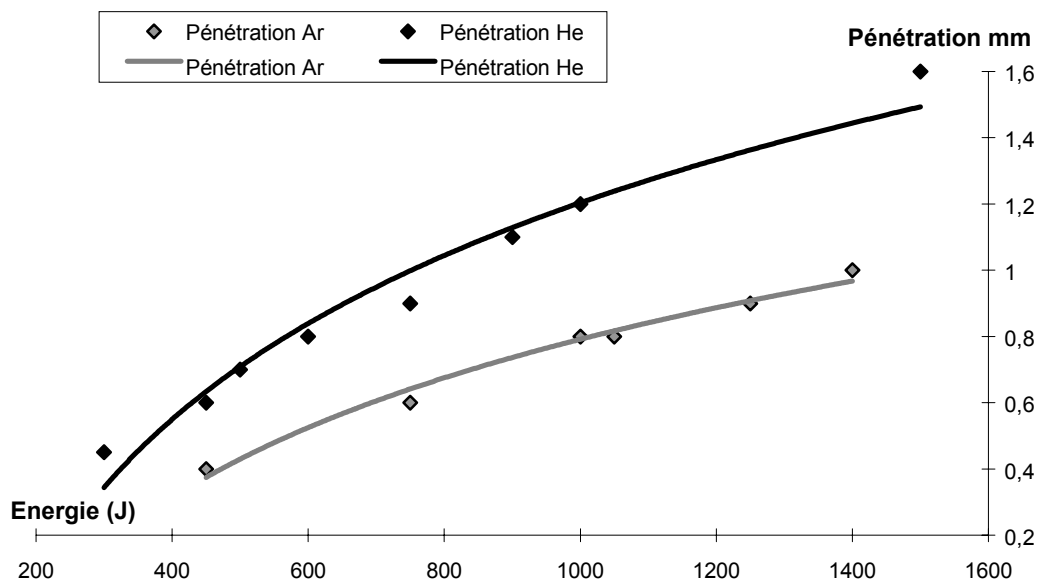


Figure IV.17 : Pénétration des points de fusion ATIG sur titane avec argon ou hélium

L'efficacité des flux peut alors être encore améliorée. Cependant, le comportement du bain devient très agité et présente de nombreux défauts de surface et sa maîtrise en manuel s'avère très délicate.

La pression d'arc importante et ses conséquences sur la surface du bain ne permettent pas d'utiliser d'hélium pour réaliser des cordons d'une seule passe. Il est nécessaire d'effectuer une seconde passe dite d'esthétique qui consiste à réaliser une refusion superficielle du cordon.

- **La hauteur d'arc**

Comme nous l'avons déjà fait remarquer à plusieurs reprises, la longueur d'arc influe sur l'efficacité du procédé TIG. Un arc court améliore les densités d'énergie et réduit les pertes par radiation de l'arc. Globalement le rendement d'arc en est alors amélioré.

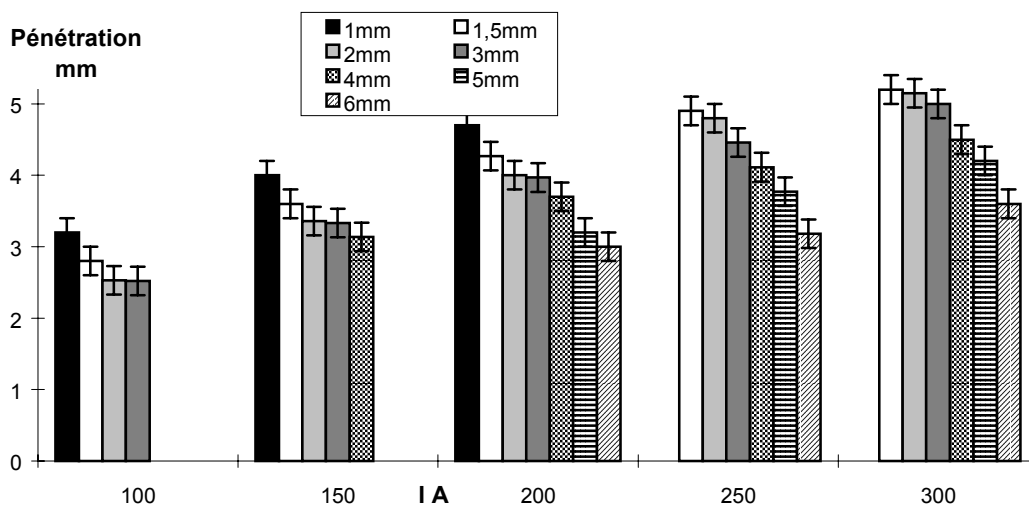


Figure IV.18 : Effet des variations d'altitude sur l'efficacité de pénétration ATIG pour le titane

Les Figures IV.15 et IV.18 confirment qu'un arc court (1mm) favorise la pénétration. Cependant, il s'avère qu'augmenter la distance électrode-pièce en soudage ATIG n'est pas critique en deçà de 4mm. Au delà, la pénétration du bain chute perdant petit à petit l'effet ATIG.

On peut donc préconiser, pour des applications automatiques, d'utiliser des arcs relativement courts, typiquement de l'ordre du millimètre. Les opérations manuelles restent possibles avec les mêmes exigences de dextérité qu'en soudage TIG standard.

- **Energie incidente**

La variation des énergies nominales incidentes ne peut s'effectuer, avec notre matériel, qu'en jouant sur l'intensité et la vitesse de soudage. Rappelons que l'énergie nominale est définie pour un temps unitaire de 1s par :

$$E(J/m) = U(V) * I(A) / (V(m/s) * t(s)) \quad \text{Equation IV.4}$$

La Figure IV.15 permet de comparer les énergies nécessaires au soudage TIG et ATIG. Comme nous l'avons déjà indiqué, à énergie identique, le soudage ATIG augmente de 70 à 80% les pénétrations accessibles en une seule passe par rapport au soudage TIG multi-passes. Inversement, pour une pénétration donnée, les énergies ATIG nécessaires sont réduites de 40 à 50% par rapport à la réalisation TIG.

Mais peut-on trouver des points de fonctionnement optimaux dans la gamme des paramètres ATIG ?

Si l'on différencie les intensités et les vitesses utilisées, il est alors possible de regarder l'influence de chaque paramètre.

La Figure IV.19 présente l'influence de l'intensité sur la pénétration. A énergie nominale identique, la pénétration augmente avec le courant (mis à part pour la série 200A). Ceci peut s'expliquer par une augmentation de la pression d'arc en surface du bain. La présence de flux activant augmente la pression d'arc par constriction de la colonne ionisée, ce qui permet une déformation de la surface fondue plus importante (cf. Figure IV.6). Le transfert thermique est ainsi amélioré en confinant l'arc au sein du bain métallique.

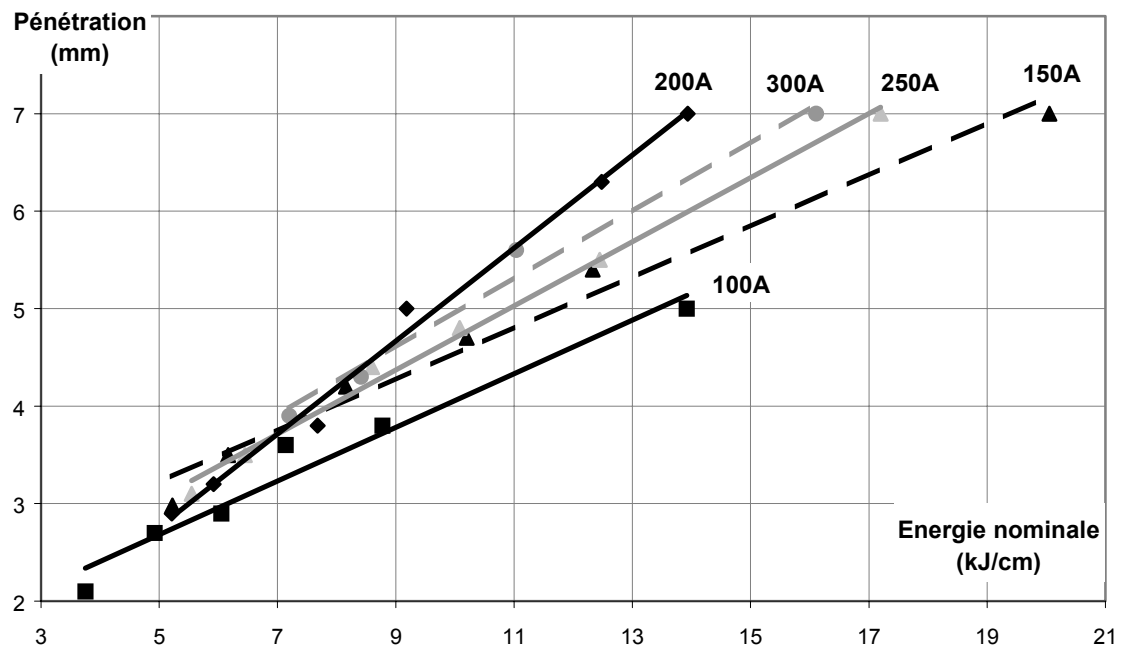


Figure IV.19 : Influence de l'intensité d'arc sur l'efficacité ATIG pour le titane [Ati 24-25]

La vitesse de soudage, quant à elle, ne joue pas le même rôle. La Figure IV.20 ne permet pas de montrer de sensibilité de la pénétration vis à vis de la vitesse.

Nous avons vu que la hauteur d'arc (facteur affectant la pression d'arc TIG) est peu influente en soudage ATIG (cf. Figure IV.18). On peut alors supposer que la déformation du bain dépend principalement de l'intensité d'arc. Or, cette déformation favorise la pénétration. Peut-on alors conclure qu'il est préférable d'utiliser de fortes intensités pour obtenir, à moindre énergie, des pénétrations maximales ?

Pour cela, regardons les variations du coefficient de morphologie de bain qui relie la pénétration et la largeur fondue.

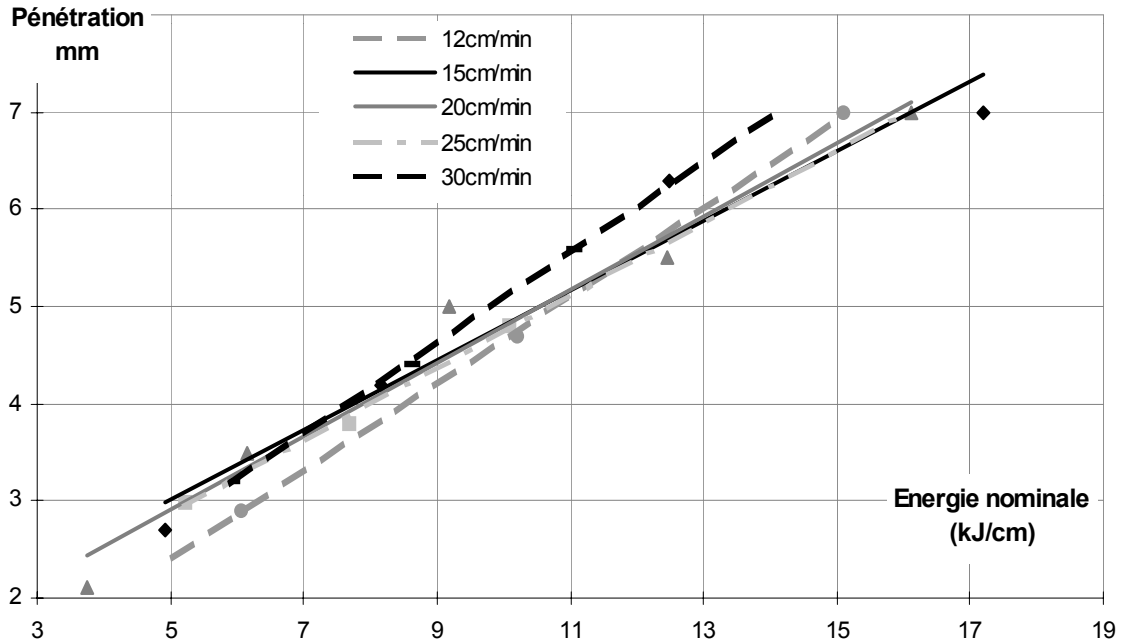


Figure IV.20 : Influence de la vitesse d'arc sur l'efficacité ATIG appliqué au titane

La Figure IV.21 présente l'évolution du facteur de forme du cordon en fonction de l'énergie nominale à différentes intensités. Il ressort que les faibles intensités favorisent une morphologie de cordon très pénétrant.

A intensité constante, l'augmentation de l'énergie nominale fournie correspond à une diminution de la vitesse de soudage. Ainsi les résultats de la Figure IV.21 traduisent que les vitesses lentes améliorent la répartition du volume fondu, ce qui est confirmé par la Figure IV.22 qui présente l'évolution du facteur morphologique de bain en fonction de la vitesse de soudage.

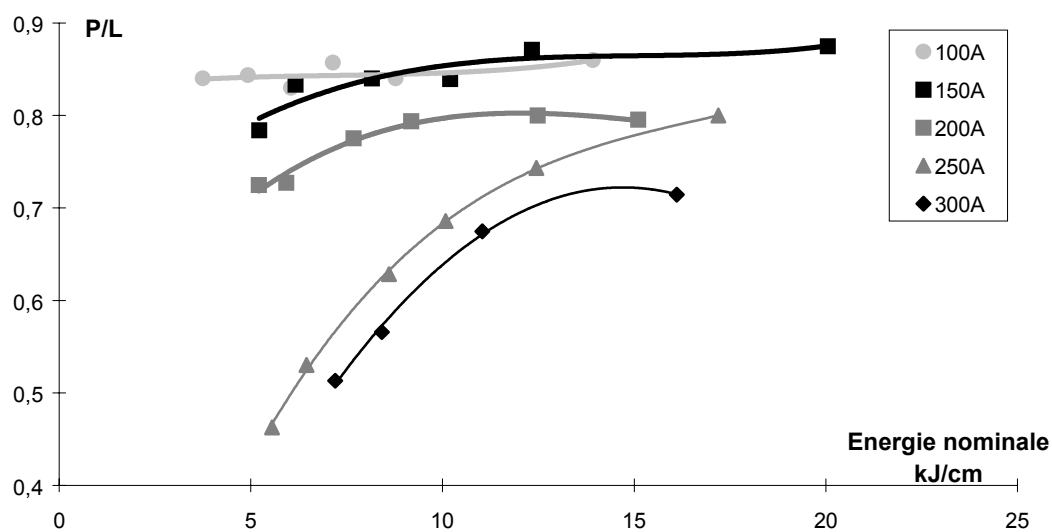


Figure IV.21 : Influence de l'intensité d'arc sur le rapport de forme pour le titane [Ati 24-26]

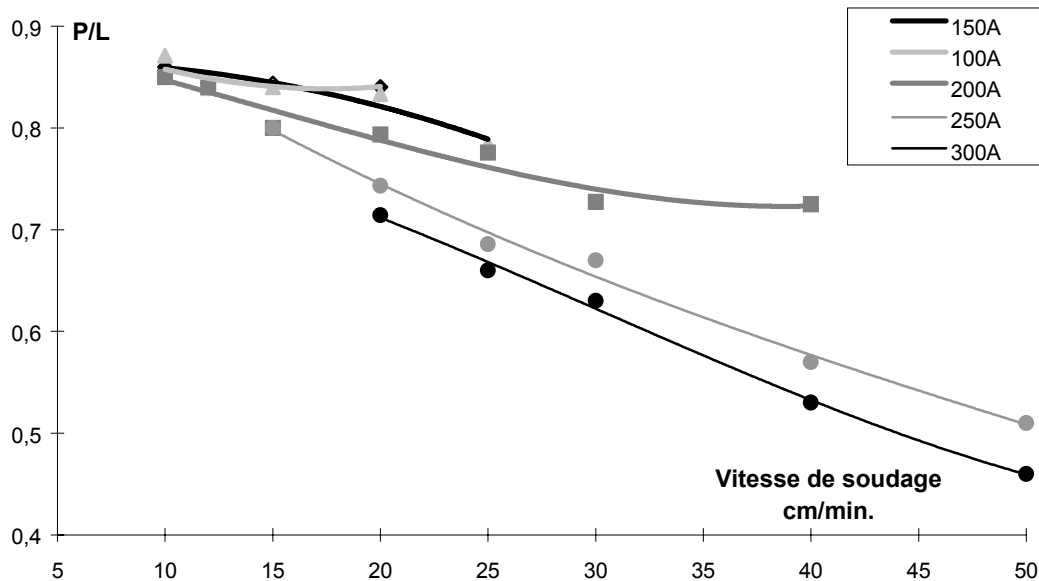


Figure IV.22 : Influence de la vitesse d'arc sur le rapport de forme pour le titane [Ati 24-26]

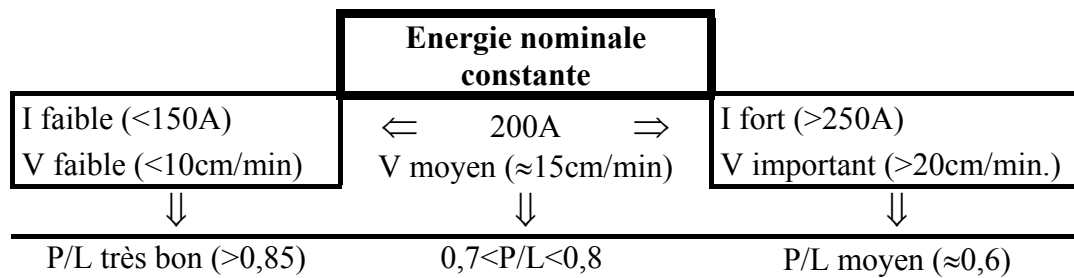
La vitesse diminue l'efficacité du produit actif. Ceci peut s'expliquer par une plus grande déformation de l'arc dû au déplacement ; plus diffus, il exercera une pression inférieure, sa tache anodique plus importante conduira à des densités d'énergie plus faibles. De plus, les pertes par radiation seront plus importantes et le transfert thermique moins bon.

Finalement, la colonne d'arc, plus large, sera moins sensible aux effets de constriction d'arc créés par le flux et le gradient thermique moins important diminuera les effets thermo-capillaires de surface.

Un bon compromis, pour assurer une vitesse de soudage suffisamment productive, consiste à utiliser des intensités de soudage proche de 200A. Cette série se démarque nettement par ses gains de pénétration. Pour ces intensités, l'arc est suffisamment rigide pour n'être que peu déformé au cours du déplacement et donc profiter au maximum de la constriction d'arc. Mais les dépressions de bain ne sont pas encore trop prononcées, permettant la libre action des courants thermo-capillaires et ne limitant pas leur efficacité par une surface trop déformée. La mise en évidence de la présence de ces courants favorables à la pénétration sera développée au cours du Chapitre V.

En fait, nous retrouvons tout simplement, par l'étude de ces facteurs, les mêmes paramètres utilisés par les soudeurs manuels. Leurs connaissances artisanales du bain, de l'arc et plus généralement du soudage, ont guidé leurs choix vers des intensités comprises entre 120A et 180A pour des vitesses voisines de 10cm/min. Le résultat aboutit à la réalisation de cordons aux morphologies pratiquement carrées (cf. Figure IV.11).

On peut résumer ces comportements à l'aide du schéma synoptique suivant :



IV.3.4. Caractérisation des cordons titane

Fort d'une composition de flux ATIG qui permet de réaliser des cordons soudés d'épaisseur 6mm, en soudage manuel ou automatique, il nous faut dorénavant qualifier les assemblages réalisés. Nous devons nous assurer que les caractéristiques des joints soudés ATIG sont conformes aux exigences imposées aux chaudronniers.

Les différents essais mécaniques et métallographiques et les analyses radiographiques, caractérisant les cordons soudés, sont réalisés en partie au laboratoire de l'Ecole Centrale ainsi qu'au laboratoire de caractérisation mécanique et radiographique de la société B.S.L.i.

Les cordons réalisés en conditions industrielles, comme ceux présentés en Figure IV.11, ont subi les test définis par le CODAP (cf. norme NF EN 287-5). Ainsi les contrôles réalisés sont les suivants :

- un contrôle visuel de l'assemblage,
- un contrôle radiographique X,
- des filiations de micro-dureté (Hv 0,2),
- des essais de pliage en face endroit et face envers,
- des essais de traction.

IV.3.4.a. Essais mécaniques

Une bonne protection gazeuse (endroit et envers) permet de réaliser des cordons sains, non oxydés. En soudage TIG, c'est une garantie de conservation des caractéristiques mécaniques.

Les rares cas de porosités observés par les radiographies X se sont révélées conformes, en taille et en nombre, aux critères imposés par le code de fabrication des appareils à pression.

La Figure IV.23 présente les images des pliages d'un cordon ATIG automatique d'épaisseur 7mm. Les angles de pliage réalisés sont de 180°. Ces éprouvettes, ainsi que celles réalisées en soudage manuel, ne présentent aucune fissure en endroit ou en envers des cordons. L'absence de fragilisation de la zone fondue et de la Z.A.T. est caractéristique de la bonne protection gazeuse ainsi que de l'absence de pollution du bain par les flux utilisés.

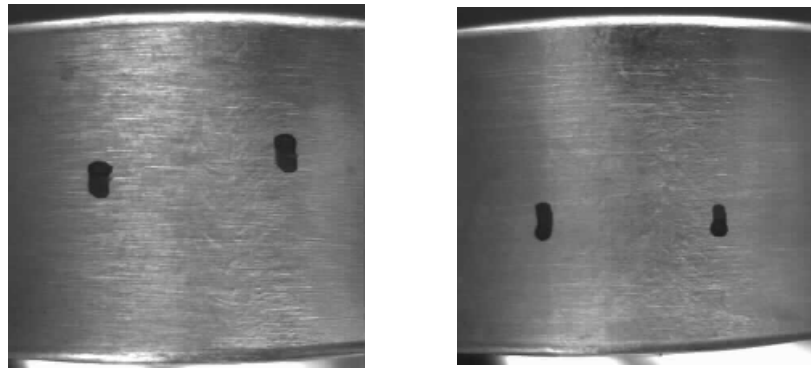


Figure IV.23 : Pliage endroit (gauche) et envers (droite) sur une soudure de titane T40 d'épaisseur 7mm soudé en automatique - 200A - 15cm/min. (Photo x1)

Les filiations de dureté, réalisées en travers du cordon, confirment l'absence de pollution (cf. Figure IV.24). L'écart de dureté entre le métal de base, la Z.A.T. et le cordon ne dépasse pas 30Hv. De plus, les dispersions de dureté dans l'épaisseur de la pièce observées sont aussi conformes aux exigences, ne dépassant pas une amplitude de 25Hv.

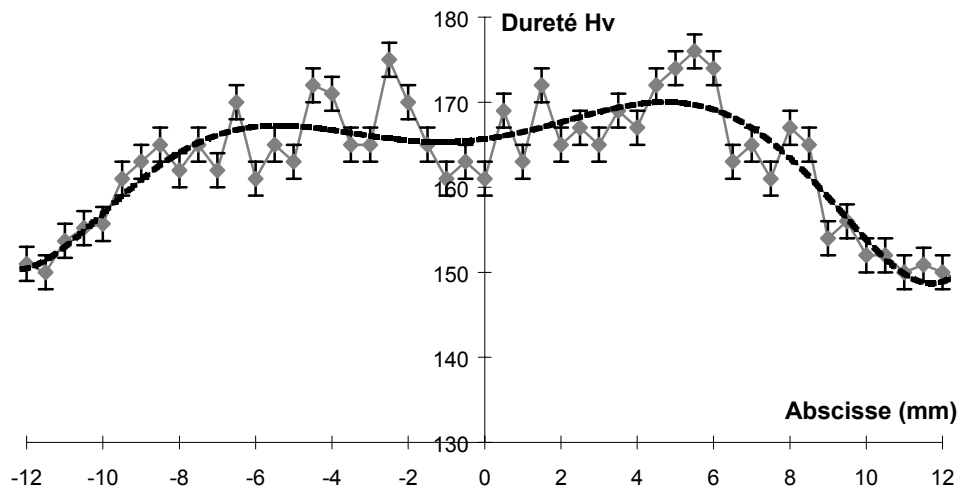


Figure IV.24 : Dureté en travers du cordon de titane T40 soudé en automatique

Enfin, les essais de traction conduisent à des valeurs de limite élastique et de limite à la rupture, pour les assemblage soudés, conformes aux attentes comme le montre le tableau ci-dessous. Les ruptures, pour les soudures ATIG manuelles et automatiques, ont eu lieu dans la Z.A.T.

| | Re_{0,2} | Rm | A% | Zone de rupture |
|------------------|-------------------------|-----------|-----------|------------------------|
| Métal de base | 229 MPa | 322 MPa | 48 | |
| Manuel 140A | 250 MPa | 356 MPa | 32 | Z.A.T. |
| Automatique 180A | 254 MPa | 365 MPa | 30 | Z.A.T. |

Tableau IV.3 : Résultats des essais de traction des assemblages T40 ATIG d'épaisseur 7mm

Nous avons, par photographie MEB, comparé les faciès de rupture du métal de base et des éprouvettes rompues en zone thermiquement affectée.

Les faciès de rupture présentent dans les deux cas (soudé en manuel et en automatique) des cupules de ductilité ainsi que par endroits (notamment au centre de la rupture) des plans de

rupture fragile (cf. Figure IV.25). Ces plans de cisaillement sont aussi observés dans la rupture réalisée sur le métal de base où on les trouve en taille plus réduite.

Cependant, ces zones sont très localisées au centre du faciès de rupture et ne déprécient pas la ductilité de l'ensemble de l'assemblage.

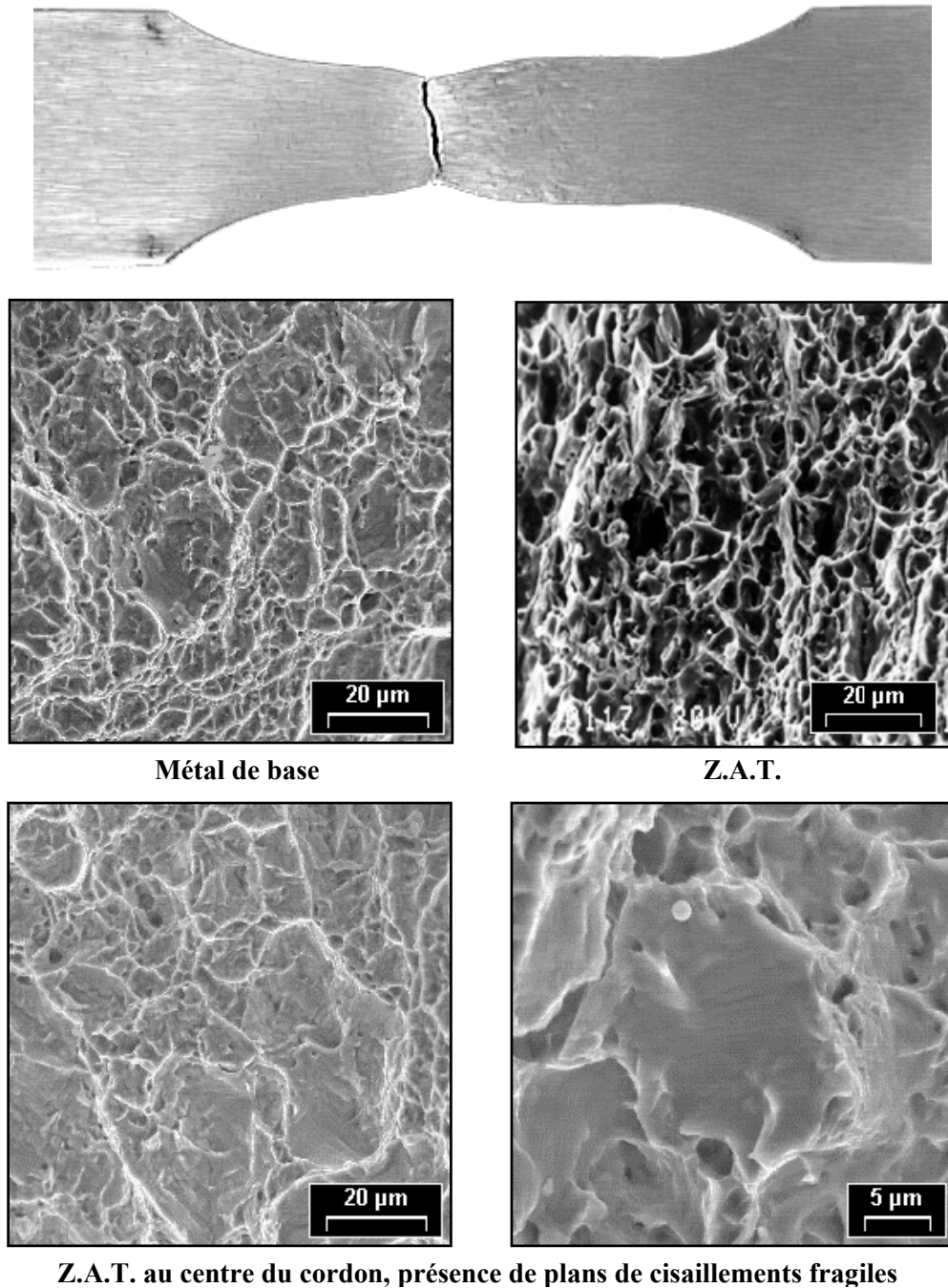


Figure IV.25 : Photos MEB des faciès de rupture de cordons ATIG de titane T40

Nous avons réalisé des essais de résilience à température ambiante sur les cordons soudés en effectuant différentes mesures dans le métal de base, la zone thermiquement affectée et la zone fondue. Les résultats sont présentés dans le Tableau IV.4.

| Métal de base | Z.A.T. | Zone fondue |
|----------------------|----------------------|----------------------|
| 118J/cm ² | 125J/cm ² | 150J/cm ² |

Tableau IV.4 : Valeurs moyennes de résilience de cordons ATIG de titane T40

Les variations de résilience entre le métal de base, la Z.A.T., et la zone fondue sont principalement dues aux structures plus grossières obtenues en zone fondue et en Z.A.T. (cf. Figure IV.26). En effet, le grossissement de grain améliore la résilience des cordons en imposant une surface de rupture très fortement chaotique.

Ces ruptures restent néanmoins ductiles quelle que soit la zone rompue comme le montre les photos MEB de la Figure IV.27.

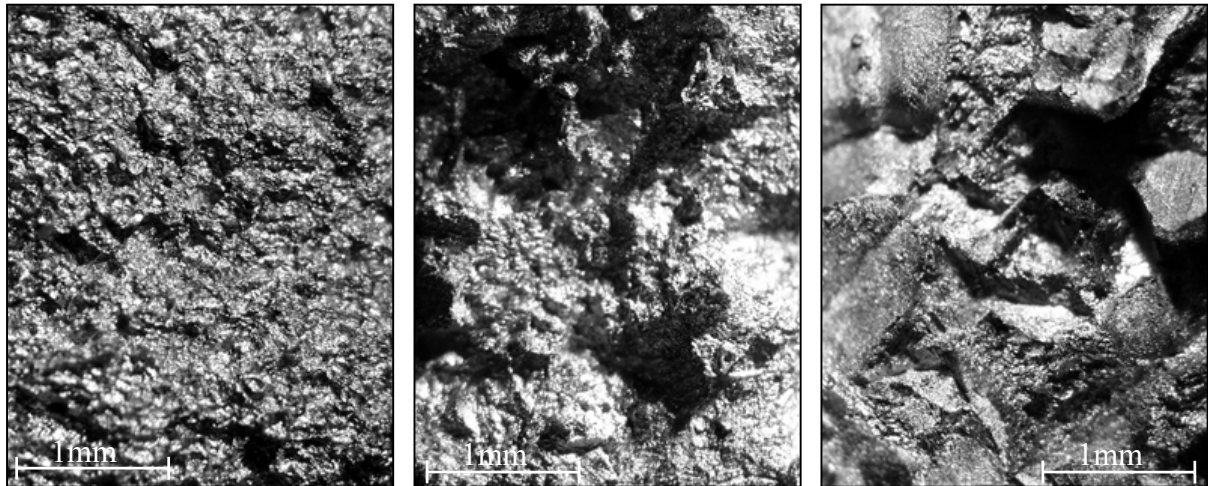


Figure IV.26 : Faciès de rupture du titane grade 2(x 20)

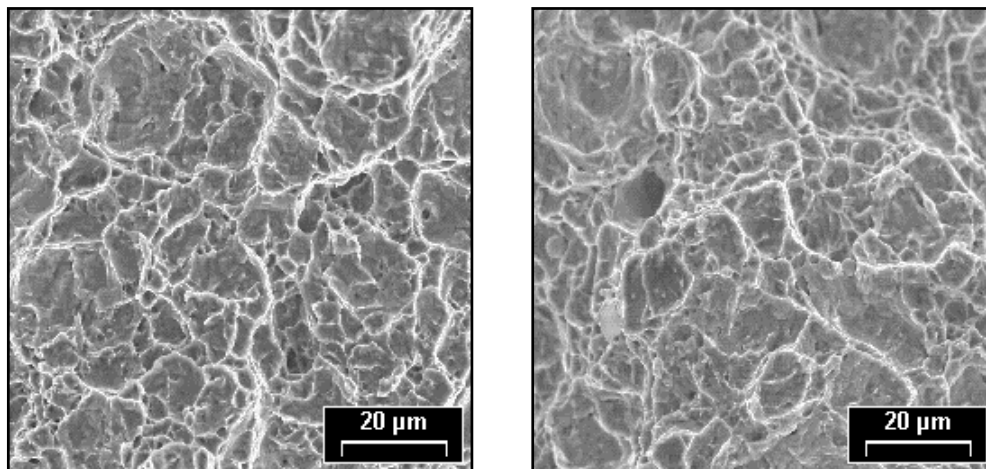


Figure IV.27 : Photos MEB de la rupture en Z.A.T. (gauche) et en zone fondue (droite) pour le titane

Le respect des règles de protection des cordons réalisés conduisent à des caractéristiques mécaniques qui sont conformes aux exigences requises par le CODAP pour les assemblages d'alliages de titane par procédé TIG.

Pour confirmer l'apparente absence de pollution du bain de fusion, nous avons réalisé des analyses de la zone fondue des soudures de titane commercialement pur T40.

IV.3.4.b. Analyse du bain fondu

Pour ces analyses, nous avons utilisé une sonde MEB. Bien que cet outil ne soit pas un réel outil de mesure des éléments en présence (la taille minimale pour être détecté doit être de $1\mu\text{m}^3$), il permet de vérifier qu'il n'y a pas de grosse pollution du bain. Nous avons donc balayé la surface fondue et la Z.A.T. en nous attardant sur les zones proches des surfaces.

Cette analyse ne nous a pas permis de détecter de traces d'éléments autres que du titane (cf. Figure IV.28). La microchimie du bain est peu ou pas modifiée par l'utilisation du flux actif. Ceci explique ainsi les bons résultats des essais mécaniques et principalement l'absence de fragilisation du cordon.

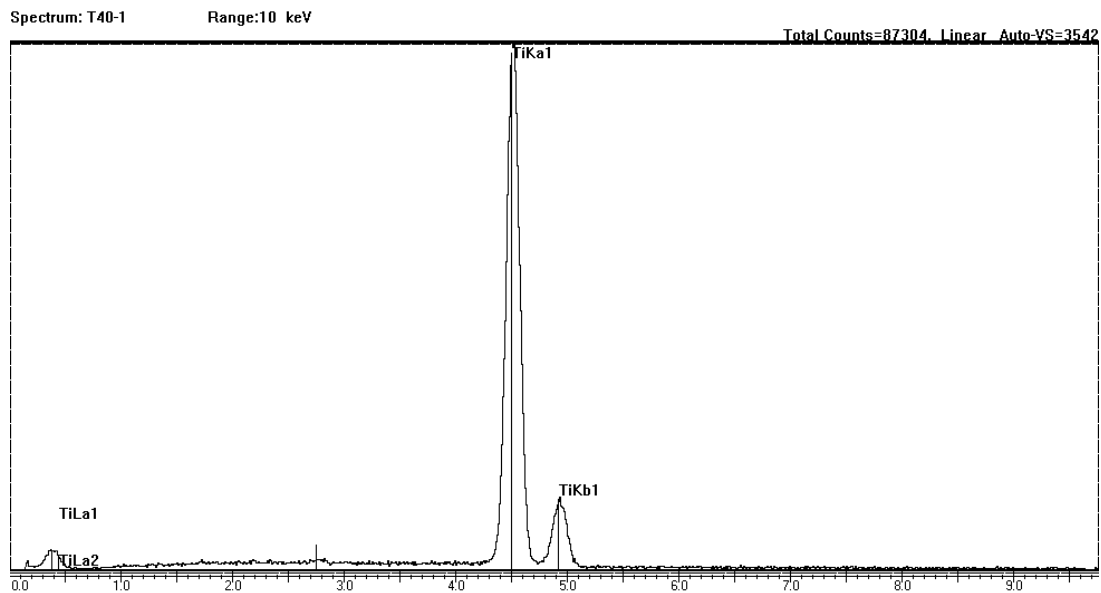


Figure IV.28 : Spectre d'analyse MEB du métal fondu en surface du cordon

Faute d'étude spécifique sur la corrosion de ces joints soudés, on ne peut pas conclure sur la conservation ou non des propriétés de résistance à la corrosion des cordons. Néanmoins, l'absence de pollution détectable dans le bain permet d'envisager de bonnes tenues à la corrosion des soudures réalisées.

Il est par contre intéressant de comparer les deux structures de solidification obtenues entre une passe TIG et une passe ATIG.

Mais revenons tout d'abord sur les types de solidification classiques en soudage.

Après le passage de l'arc, le bain se solidifie rapidement. Les cordons peuvent alors présenter 3 types de structures qui sont fonction de la forme du bain et des vitesses de solidification (cf. Figure IV.29) [Met 12] :

1. Pour les vitesses de refroidissement lentes : la solidification du bain s'effectue par croissance épitaxiale des grains à partir des grains présents en bordure de zone fondue [Met 13-14-15]. On observe alors une continuité de l'orientation entre le métal de base et le métal solidifié. La croissance est favorisée dans le sens des écoulements de la chaleur, elle est alors orientée perpendiculairement aux isothermes. Seuls les grains les mieux orientés peuvent se développer : il s'agit d'une croissance compétitive.
2. Pour des vitesses intermédiaires : l'orientation ne peut plus se faire suivant les isothermes. Les grains croissent toujours par épitaxie et se rejoignent au centre du cordon. Cette configuration est la plus défavorable, quant aux risques de fissuration à chaud ; les solutés ségrégués lors de la solidification se retrouvent au centre du cordon où ils forment un liquide à bas point de fusion. Il y a risque d'apparition de fissurations à la solidification car le liquide central est incapable de faire face au retrait.
3. Pour les vitesses de refroidissement les plus élevées : une structure mixte est observée, conservant sur les bords une structure épitaxiale et au centre une structure équiaxe. Les

grains centraux, sans orientation préférentielle, voient leur nucléation à partir d'une impureté de composition différente ou de fragments de dendrites arrachés par les mouvements de convection au niveau du bord de la zone fondue. Cette structure centrale est à privilégier, elle donne les meilleures caractéristiques mécaniques et limite la ségrégation au centre du cordon.

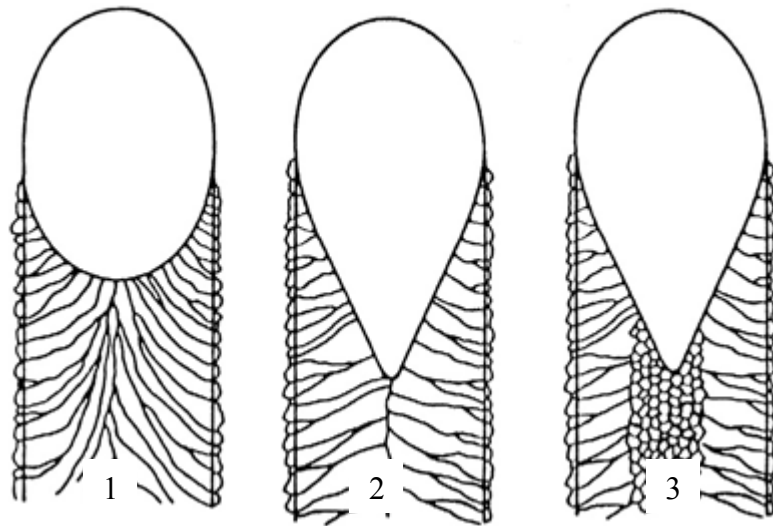


Figure IV.29 : Types de solidification classiques suivant les vitesses de refroidissement

Différents mécanismes interviennent pour favoriser la nucléation et conduire à des zones équiaxes. Le schéma de la Figure IV.30 résume les origines des germinations de grains équiaxes.

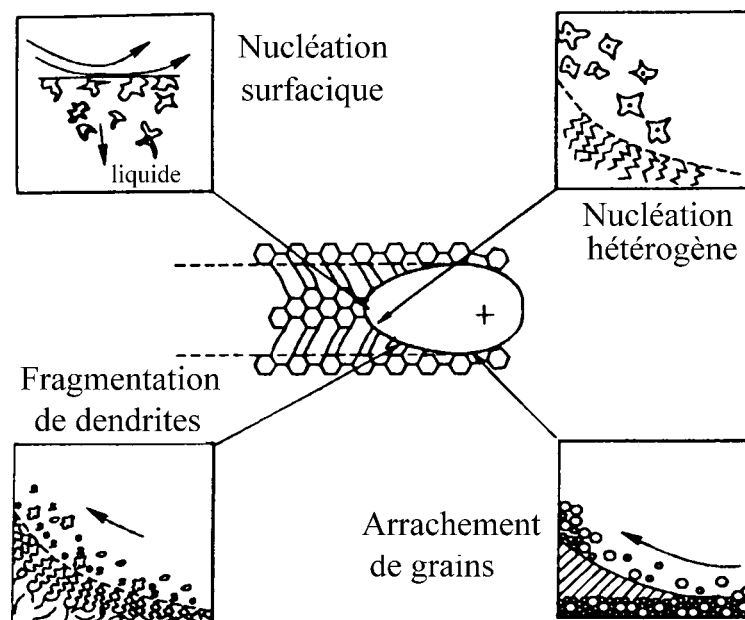


Figure IV.30 : Mécanismes favorisant la germination des grains propices à un grossissement équiaxe [Met 16]

En surface des cordons TIG et ATIG, la solidification est de type croissance épitaxiale compétitive (cf. Figure IV.31). Il arrive, cependant, que l'on obtienne au centre du cordon

ATIG, des grains orientés selon dans l'axe de la soudure. L'obtention de structure équiaxes n'est pas obtenue mais cette configuration ne semble pas préjudiciable, puisque nous n'avons jamais été confronté à des défauts de type fissuration au centre des cordons.

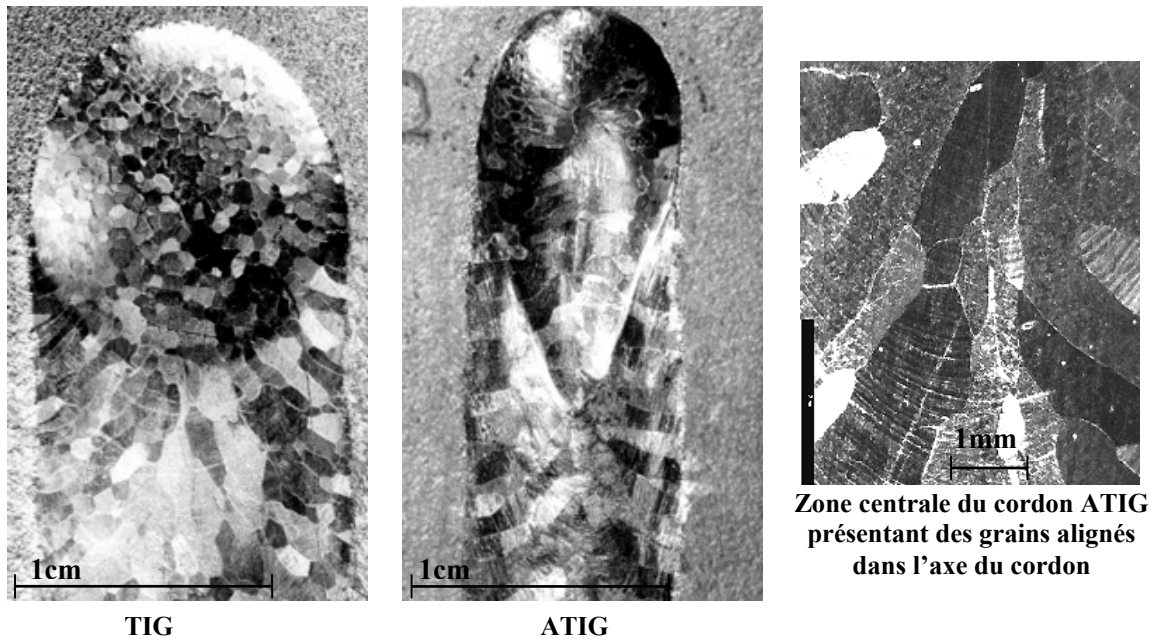


Figure IV.31 : Solidification endroit des cordons TIG et ATIG de titane grade 2

Si l'on regarde les directions de germination et de croissance des grains, on constate, que le soudage TIG va favoriser une croissance de grains suivant l'épaisseur de la pièce soudée. Cette tendance va encore augmenter avec, en soudage TIG, la nécessité de réaliser plusieurs passes, le grossissement de grain devient alors exagéré. Le soudage ATIG, quant à lui, ne présente pas de croissance de grains aussi marquées dans l'épaisseur de la soudure (cf. Figure IV.32).

Deux raisons peuvent expliquer ces différences de croissance de grains. Tout d'abord, les surfaces de solidification sont très différentes entre les soudages TIG et ATIG. En effet, hormis pour la passe de racine du soudage TIG, les passes successives ne seront pas débouchantes, le front de solidification, hémisphérique conduit, au sein du bain, à des croissances de grains dans l'épaisseur de la pièce.

En soudage ATIG, les surfaces de solidification sont initialement orientées les unes face aux autres. Les germinations de grains seront dans la longueur de la pièce (cf. Figure IV.33).

De plus, les courants internes, plus véloces en ATIG qu'en TIG, vont favoriser la formation d'embryons favorables à des structures équiaxes, que l'on peut supposer résultat de fragmentation de dendrites ou d'arrachement des grains. On évite ainsi la formation de grains qui croissent dans l'épaisseur et qui risquent d'être préjudiciables pour le comportement mécanique du joint soudé

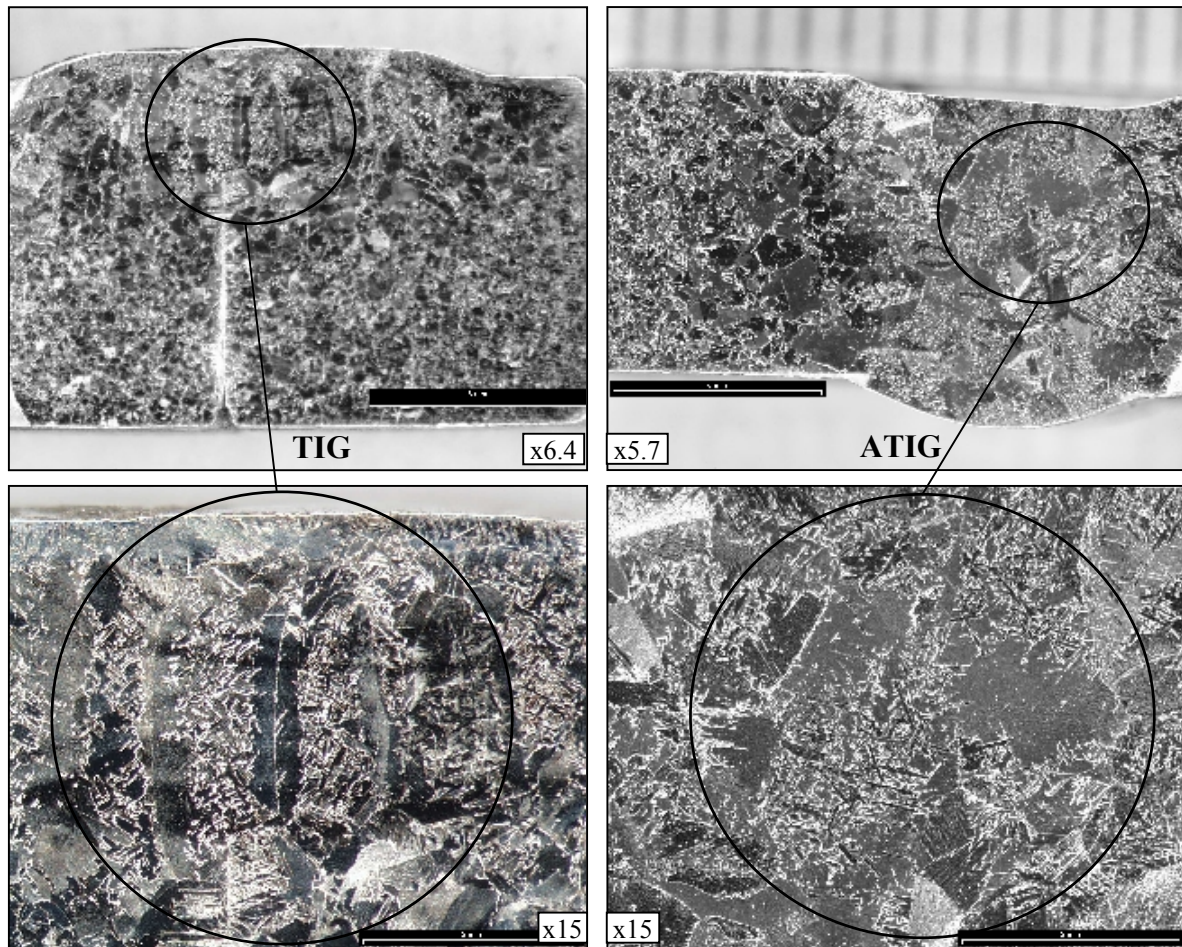


Figure IV.32 : Tailles et orientations des grains dans les cordons TIG et ATIG de titane T40 d'épaisseur 7mm (200A - 12cm/min)

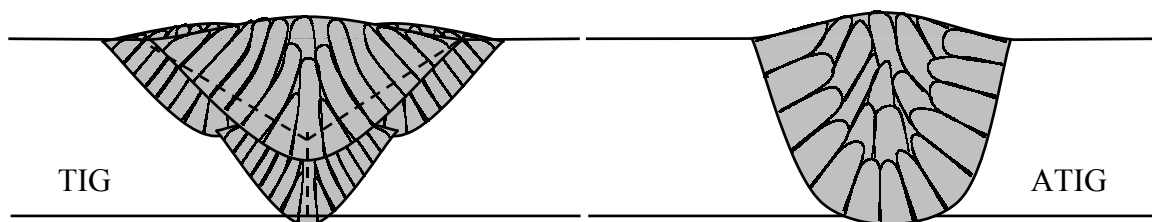


Figure IV.33 : Schéma de solidification comparée TIG - ATIG

Les Figures IV.34 et IV.35 montrent les différentes structures du titane. La structure fine et équiaxe du métal de base est très rapidement perdue au profit de grains de matrice alpha qui sont de plus en plus gros au fur et à mesure que l'on se rapproche de la zone fondue. En zone fondue, on note, par endroits, la présence de structure de type Widmanstätten comme le montre la Figure IV.35-droite.

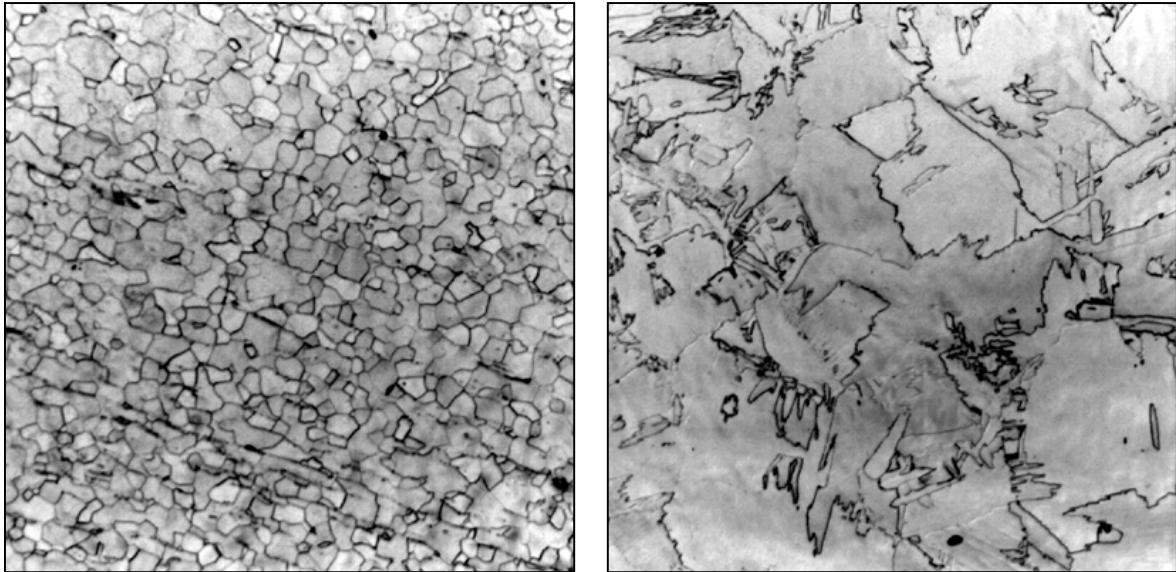


Figure IV.34 : Structure du métal de base (gauche) et de la Z.A.T. (droite) du cordon ATIG de titane T40 (x100)

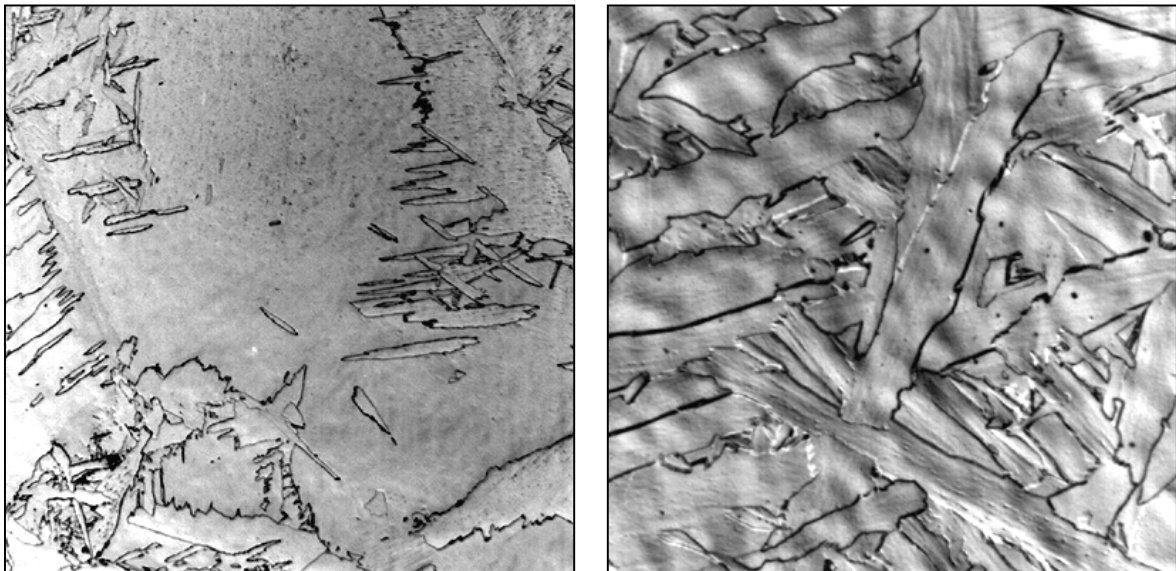


Figure IV.35 : Structure de la zone fondue ATIG (gauche x100) présentant par endroits des structures de Widmanstätten (droite x400) du titane

Il est donc possible de transcender les limites du soudage TIG en utilisant un flux solide d'activation. Les pénétrations accessibles sont alors doublées, passant de 3 à 6 ou 7mm en soudage manuel ou automatique. Les énergies incidentes utilisées sont alors réduites de moitié entre les procédés TIG et ATIG.

Les intensités de soudages inférieures à 200A et les vitesses jusqu'à 15cm/min conduisent aux meilleures activations ATIG.

L'utilisation de protections gazeuses, identiques à celles du procédé TIG (traînard de protection endroit et envers), conduisent à des cordons soudés dont les propriétés mécaniques sont conformes aux exigences imposées pour la fabrication d'ensembles en titane.

Les alliages de titane peuvent donc être convenablement assemblés par le procédé ATIG qui offre de nouvelles possibilités d'applications comme nous le verrons au Chapitre VI.

Un développement identique va donc être réalisé pour les aciers inoxydables et particulièrement pour la famille des austénitiques.

IV.4. Les aciers inoxydables

Le développement du flux dédié aux applications d'acier inoxydable a suivi un processus identique à celui présenté pour les alliages de titane ; nous nous attarderons donc moins sur sa mise au point.

IV.4.1. Formulation

L'étude sur les aciers inoxydables sera menée sur des tôles d'acier inoxydable austénitique 304.

Comme pour le titane, des essais de soudure TIG-ATIG ainsi que des points de fusions servent à caractériser l'efficacité des composés purs et à chercher quels éléments permettront d'aboutir à une formulation plus complexe.

La Figure IV.36 présente les sections fondues TIG-ATIG pour une intensité de 220A et une vitesse de soudage de 20cm/min. Le cordon TIG pénètre sur 3,5mm et présente une largeur de bain de 11mm. Son facteur géométrique de cordon est alors de 0,35 ce qui traduit bien l'obtention d'un volume fondu large et peu pénétré.

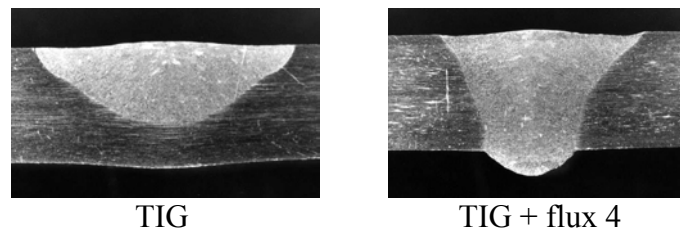
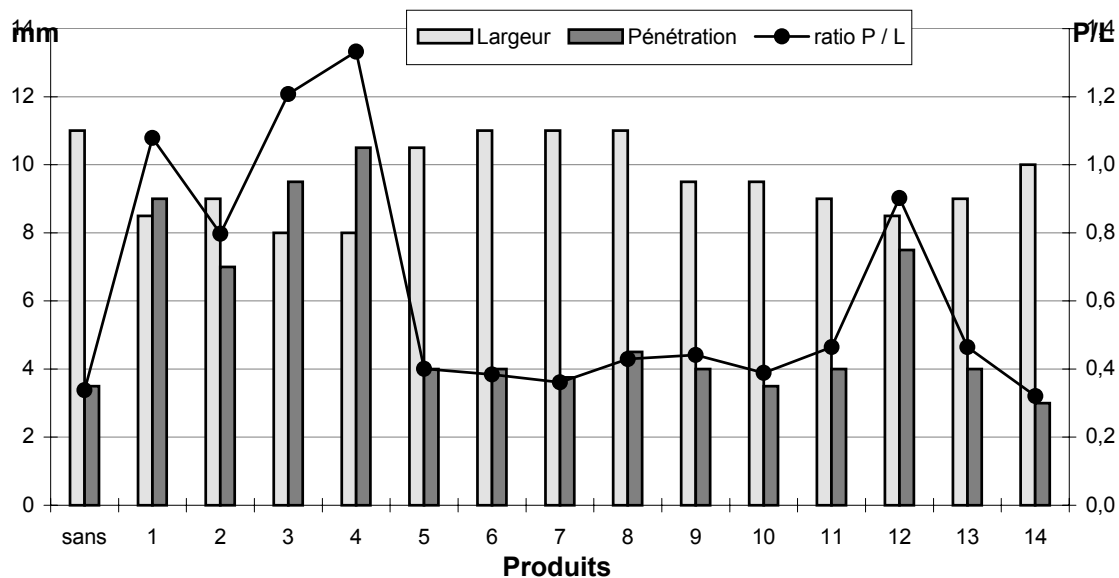


Figure IV.36 : Cordon TIG et ATIG d'acier inoxydable 304

L'utilisation de flux actif vient fortement modifier la morphologie des cordons réalisés. Contrairement au titane, la réduction de largeur de bain reste faible en comparaison des gains de pénétration. Rappelons que le produit le plus efficace sur le titane réduisait la largeur fondue de 40% et doublait la pénétration (cf. Figure IV.37 : Géométrie des cordons soudés TIG et ATIG d'acier inoxydable 304



(220A - 14V - 20cm/min - Argon)

).

Figure IV.37 : Géométrie des cordons soudés TIG et ATIG d'acier inoxydable 304 (220A - 14V - 20cm/min - Argon)

Dans le cas des aciers inoxydables, les réductions de largeur de bain ne dépassent pas 30%, alors que les pénétrations présentées (qui prennent en compte les valeurs d'effondrement de bain) sont plus que doublées. Attention il faut se garder de conclure que l'on peut souder une pièce de 10mm d'épaisseur avec le flux 4.

L'étude des différents flux, complétée par les essais de points de fusion présentés dans la Figure IV.38), permettent de sélectionner les flux 1 - 3 - 4 et 12 comme des produits potentiels pour développer une formulation dédiée aux aciers inoxydables.

Comme pour le titane, certains produits sont très fortement actifs et présentent aussi, après soudure, des défauts inacceptables (cordons turbulents, présence d'un laitier difficile à éliminer). Nous ne pouvons donc pas utiliser ces flux seuls. Il va falloir définir une composition répondant au mieux aux attentes que nous nous sommes fixées.

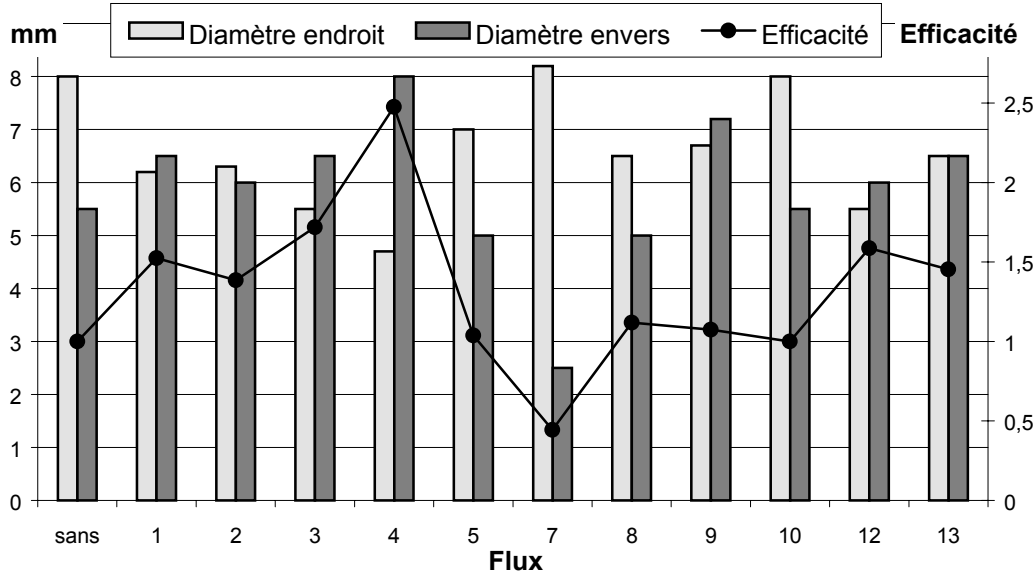


Figure IV.38 : Points de fusion pour l'acier inoxydable 304

Nous n'avons pas poursuivi l'utilisation de dérivés chromés sous forme d'oxydes (flux 2) ou de fluorures (flux 8) pour différentes raisons :

- de couleur verte, ils opacifient le joint à souder ; en soudage manuel ceci augmente la difficulté à suivre le plan de joint.
- ces flux sont difficiles à maîtriser en manuel et imposent le maintien de longueurs d'arc faibles,
- il favorisent la formation de chromes hexavalents (Cr VI), composés fortement toxiques qui, sous forme de fumées, sont inhalés par le soudeur [Hyg 1-2-3],
- leurs effets ne les imposent pas comme des composants incontournables dans l'élaboration du produit final.

Après de nombreux essais complémentaires, et pour des raisons identiques à celles évoquées dans le cas des alliages de titane (élimination des défauts de surface, amélioration du dépôt et élimination post-soudage facilitée), nous nous sommes orientés vers une formulation à trois composants comprenant les produits 1 - 4 et 12.

La Figure IV.39 présente les résultats concernant les pénétrations et largeurs de bain obtenues en ATIG. La pleine pénétration (sur nos éprouvettes de 6mm d'épaisseur) étant régulièrement atteinte, nous choisissons de compléter l'information concernant les gains de pénétration par la mesure de la largeur fondue envers du cordon (indiquée l_v).

Ce graphe fait ressortir la présence de deux zones favorables à de fortes réductions de largeur de bain qui s'accompagnent de gains de pénétration importants.

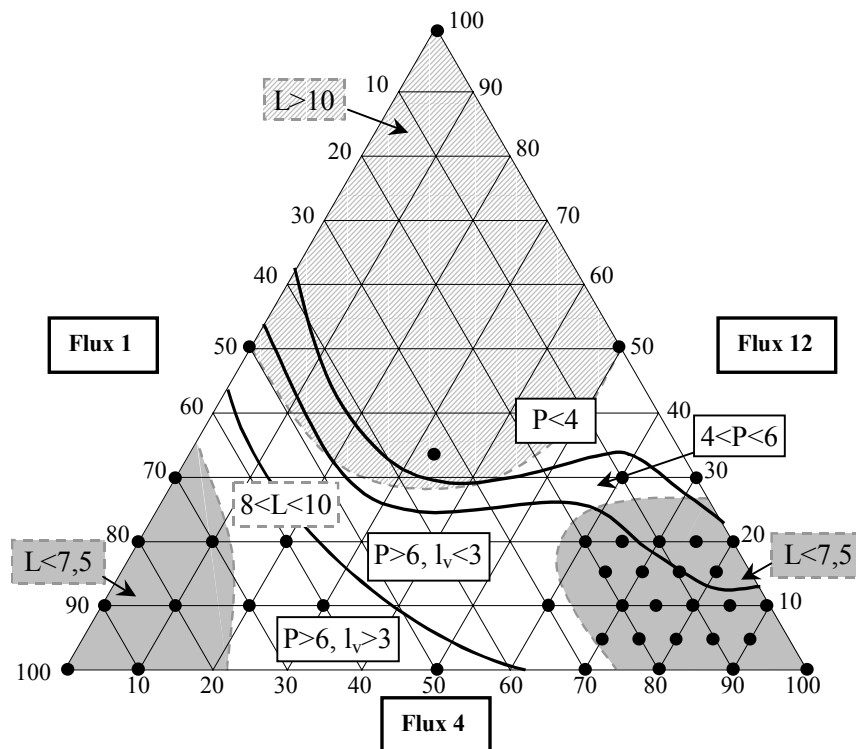


Figure IV.39 : Graphe des pénétrations et des largeurs de bain fonction de la composition du flux (acier inoxydable)

Il nous faut donc continuer à qualifier ces compositions en utilisant des critères beaucoup plus subjectifs. La Figure IV.40 présente ces résultats. Nous avons alors spécialement observé les phénomènes de protection du bain en endroit et de séparation du laitier après soudage.

En effet, les assemblages d'aciers inoxydables n'imposent pas l'utilisation de traînard en endroit, comme pour le titane. Aussi avons-nous regardé l'apport qu'a le flux sur l'aspect des cordons et sur sa protection endroit.

De plus, l'aptitude qu'a le laitier à se détacher après soudage et l'aspect que prend le bain (turbulent, présence de caniveaux, bourrelet central) viennent compléter la classification qualitative des produits que nous définissons.

Les différentes compositions ont été testées par des opérateurs manuels de la société B.S.L.i avec toujours le souci de fournir au final un produit suffisamment flexible pour être utilisé lors d'opérations d'assemblage manuel ou automatique.

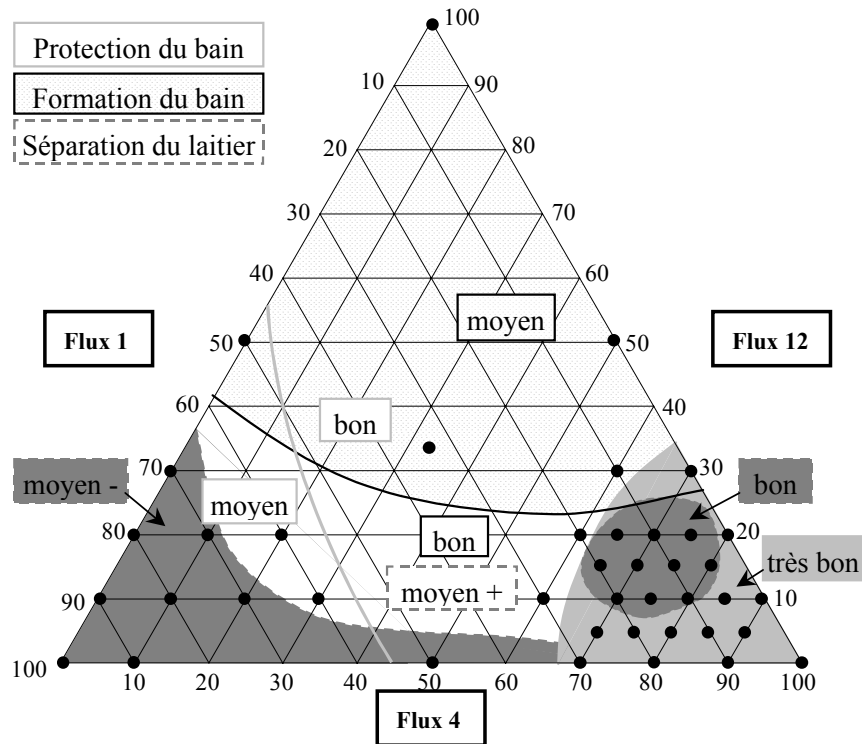


Figure IV.40: Graphe de qualité fonction de la composition du flux (acier inoxydable)

Nous aboutissons à une formulation finale qui, à notre sens, répond au mieux aux exigences industrielles d'un produit activant utilisable pour la famille des aciers inoxydables austénitiques et les aciers inoxydables duplex (que nous avons également testés). Ce produit est commercialisé par la société CASTOLIN EUTECTIC sous le nom commercial « *ACTIVATEC 500* ».

Il est donc possible, comme pour les alliages de titane de rechercher les plages de paramètres qui conviennent à l'utilisation de ces flux d'activation ATIG.

IV.4.2. Domaine d'utilisation

Nous avons testé notre composition sur différentes nuances d'aciers austénitiques (304-304L, 316-316L), sur des aciers austénitiques stabilisés au titane ainsi que sur des aciers inoxydables duplex. Il n'est pas apparu de cas où la nuance d'acier inoxydable utilisé dépréciait les effets d'activation ; ces derniers sont conservés pour l'ensemble des matériaux testés.

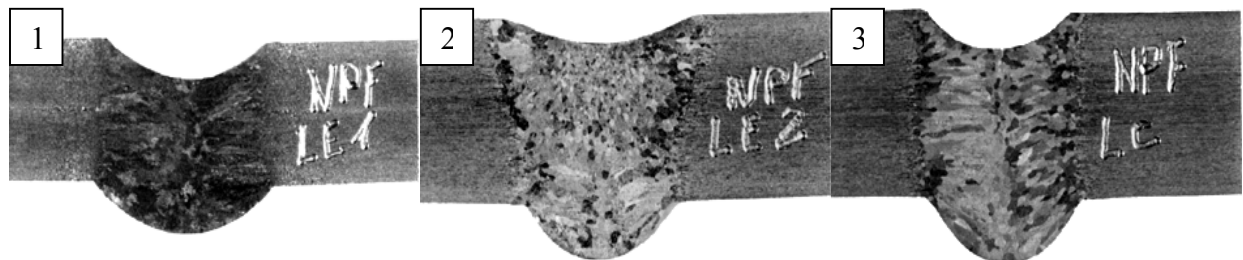


Figure IV.41 : Soudures manuelles et automatiques d'aciers inoxydables austénitiques (1 et 2 - 180A manuel) et d'acier inoxydable duplex austéno-ferritique (3 - 180A - 15cm/min)

La Figure IV.41 montre trois sections de cordons soudés ATIG. Les photos 1 et 2 présentent des cordons de 304L respectivement d'épaisseur 5mm et 7 mm soudés en ATIG manuel à 180A et en ATIG automatique à 220A. La photo 3 présente un cordon d'acier inoxydable duplex d'épaisseur 7mm soudé en manuel à 180A.

Ces clichés montrent bien les difficultés que vont rencontrer les utilisateurs avec la position à plat (1G). Le volume de métal, important, subit l'action des forces de gravité. De plus, la constriction d'arc augmente la pression d'arc qui va se répercuter en envers du bain pour favoriser encore plus l'effondrement.

Les forces surfaciques de tension en envers du bain sont insuffisantes pour éviter l'affaissement du volume fondu. Cet effet n'a pas été aussi marqué, dans le cas des alliages de titane, ce qui peut être expliqué en partie par les différences de masse volumique (moindre dans le cas du titane).

Les cordons réalisés ont des sections presque rectangulaires de rapport largeur fondue envers sur largeur fondue endroit compris entre 0,7 et 1. Ainsi, comme pour les soudures ATIG de titane, les déformations et les contraintes résiduelles (si on limite l'effondrement en envers) seront réparties de manière relativement uniforme.

Il est tout de même possible de remarquer que les aciers duplex semblent plus sensibles aux effets activants de la formulation ATIG. En effet, les pénétrations accessibles sont conformes aux autres aciers inoxydables testés, mais leurs ratios morphologiques sont compris entre 0.9 et 1.4 avec des rapports de largeur fondue envers sur endroit compris entre 0.85 et 1.

Nous n'avons pas réalisé de mesure de taux de ferrite dans le métal fondu, s'assurant qu'il correspond aux attentes métallurgiques (c'est à dire un taux de ferrite dans le cordon proche de celui du métal de base, soit environ 40%). Ce taux, nous le supposons, doit être supérieur à la limite imposée. Il est alors possible de jouer sur la composition des gaz d'assistance pour limiter la formation de ferrite, notamment en introduisant de l'azote.

Cependant, une étude menée par B.BONNEFOIS (CLI/FAFER-CRMC, Goupe USINOR) sur les aciers super duplex Uranus 52N+, fait état du très bon comportement du procédé ATIG pour le soudage de ces nuances. En effet, l'utilisation d'azote en addition dans le gaz de protection (jusqu'à 15%) limite la formation de ferrite de manière plus efficace en procédé ATIG comparativement au procédé TIG. Ainsi, le taux de ferrite dans la zone fondue est réduit de 20% par rapport au taux obtenu en procédé TIG. La structure du métal de base, à 40% de ferrite, est alors conservée, les propriétés comme la résilience ou la tenue à la corrosion le sont également.

Nous allons, à présent, regarder quelles sont les plages de pénétration accessibles et chercher si, comme pour le soudage ATIG des alliages de titane, certains paramètres de soudage permettent de bénéficier d'une activation plus importante.

IV.4.2.a. Pénétrations accessibles

Nous avons choisi de fixer la longueur d'arc à 2mm. Comme pour le titane, nous avons voulu ne pas imposer une valeur trop faible pour que les gammes de pénétrations puissent servir de base de départ pour une recherche de paramètres opératoires en soudage manuel et automatique. La Figure IV.42 présente les pénétrations accessibles ; il est bien sûr possible d'optimiser cette longueur d'arc en soudage automatique.

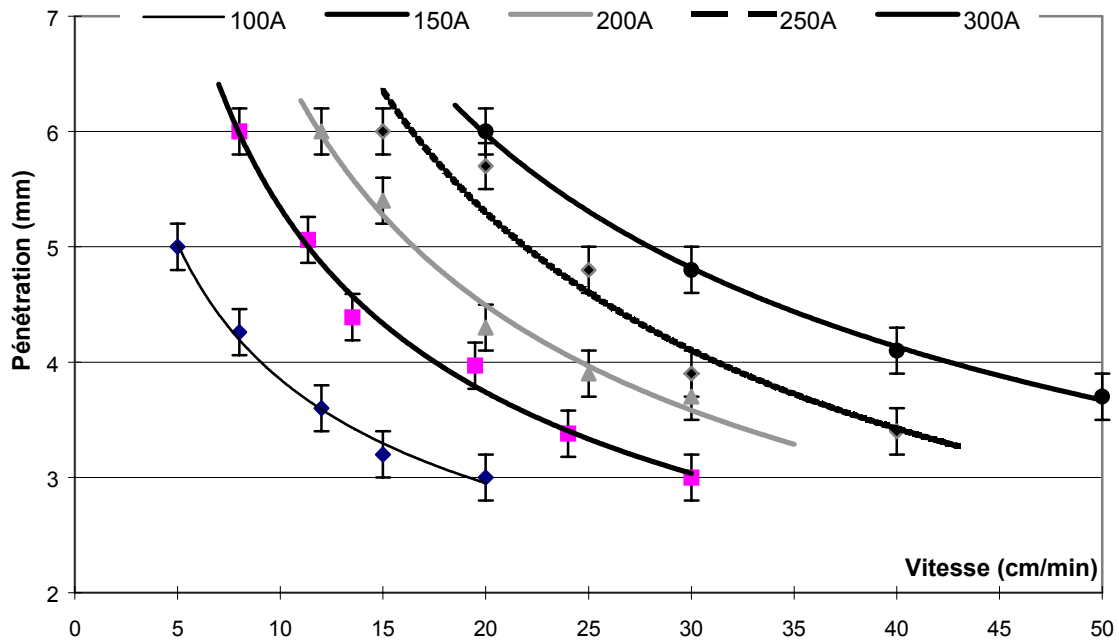


Figure IV.42 : Pénétration ATIG des aciers inoxydables

Il est donc possible de réaliser des pénétrations de 6 à 7mm sans préparation de bords. Mais les volumes fondus importants deviennent alors difficiles à maîtriser à partir de 5mm.

La comparaison des énergies nominales incidentes entre les cordons TIG (haut soufre et bas soufre) et ATIG est présentée en Figure IV.43. Les teneurs en soufre sont, pour l'acier inoxydable à bas soufre, inférieures à 20ppm et pour celui à haut soufre de 64ppm.

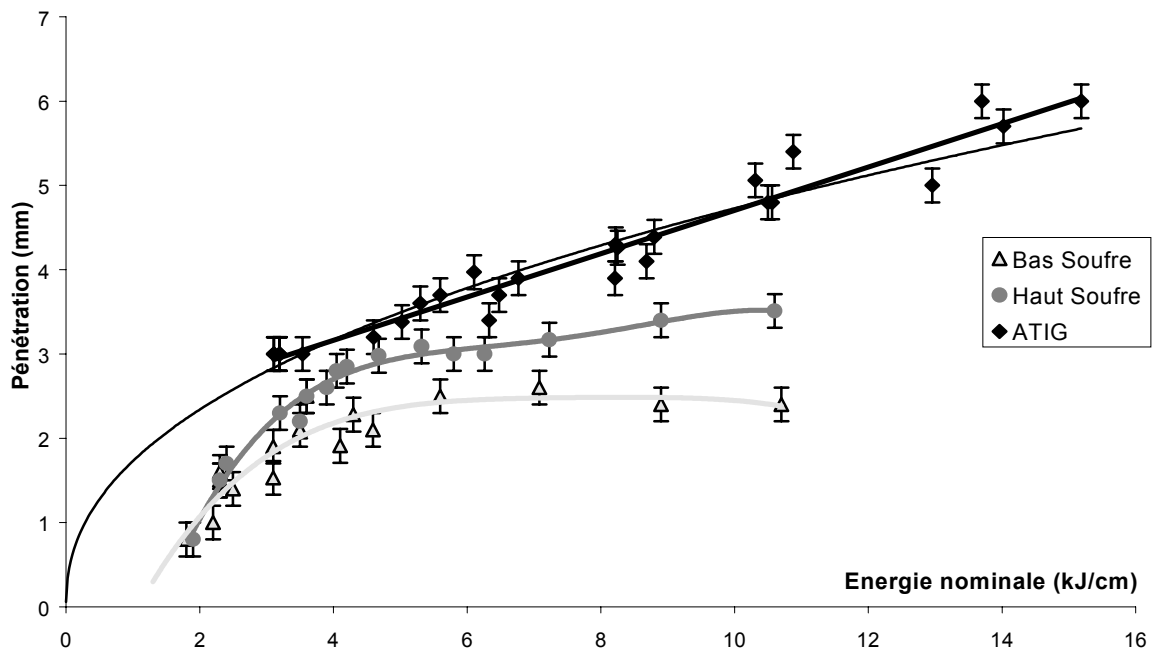


Figure IV.43: Pénétration TIG - ATIG des fonction de l'énergie nominale du 304

L'utilisation de flux actif annule la sensibilité au taux de soufre des soudures réalisées. Ainsi, les épaisseurs limites de 2,5mm pour l'acier inoxydable à bas soufre et 3,5mm pour le haut soufre, sont déplacées à 7mm.

Il est alors possible de trouver une relation linéaire entre la pénétration (P en mm) et l'énergie nominale incidente (E en kJ/cm), au delà de 2,5mm :

$$P = 0.26 * E + 2.1 \qquad \text{Equation IV.5}$$

Si l'on compare cela avec les résultats obtenus pour le titane (cf. Figure IV.15), on constate que globalement, les gammes de pénétration accessibles en soudage ATIG sont identiques.

Il ressort tout de même, en comparant les équations IV.2 et IV.5 que l'activation des aciers inoxydables est plus efficace aux faibles énergies nominales incidentes (inférieures à 9kJ/cm). Ceci permet de réaliser des pénétrations de 3mm avec une énergie de 3kJ/cm pour les aciers inoxydables, contre 5kJ/cm pour les alliages de titane.

Par contre, pour des énergies plus importantes (ou des épaisseurs plus élevées), le titane semble plus sensible aux activations ATIG. Cette « perte d'efficacité » peut provenir du problème de tenue du bain métallique fondu, qui, dans le cas des aciers inoxydables, est délicat ; l'effondrement de bain, augmentant la longueur d'arc est, en effet, préjudiciable à une bonne activation ATIG.

Comme nous l'avons déjà fait remarquer, la masse volumique de l'acier liquide est supérieure à celle des alliages de titane. A volume fondu équivalent, les forces de gravité (en position à plat) précipiteront donc l'effondrement du bain. En conséquence de quoi, la longueur d'arc, augmentée, fera diminuer l'efficacité du procédé.

On peut supposer que cet effet, en soudage au plafond ou en position corniche, se fera moins sentir. La pression d'arc, ou la présence de la tôle comme support, s'opposera aux forces de gravité qui tendent à effondrer le bain.

A ce propos, la réalisation de soudures orbitales, arc tournant, met en évidence la nécessité de gérer, par portions, les énergies incidentes. Mais nous reviendrons sur ce point au Chapitre VI.

IV.4.2.b. Influence des paramètres sur les variations d'efficacité

Comme pour les alliages de titane, nous avons cherché à déterminer les paramètres en intensité ou vitesse qui peuvent améliorer l'efficacité du procédé, et s'il est possible de préconiser une plage de paramètres de travail à privilégier.

Nous allons donc faire varier :

- l'énergie nominale incidente au travers de la vitesse et de l'intensité de soudage,
- la hauteur d'arc (et donc la tension).

• Energie incidente

Décomposons les résultats présentés en Figure IV.43 par famille d'intensité puis de vitesse.

La Figure IV.44 ne montre pas de sensibilité de la pénétration face à des valeurs d'intensité aussi marquées que dans le cas du titane. Cependant, une intensité de 200A apparaît encore comme la plus favorable à l'action ATIG, sans se démarquer franchement des autres séries.

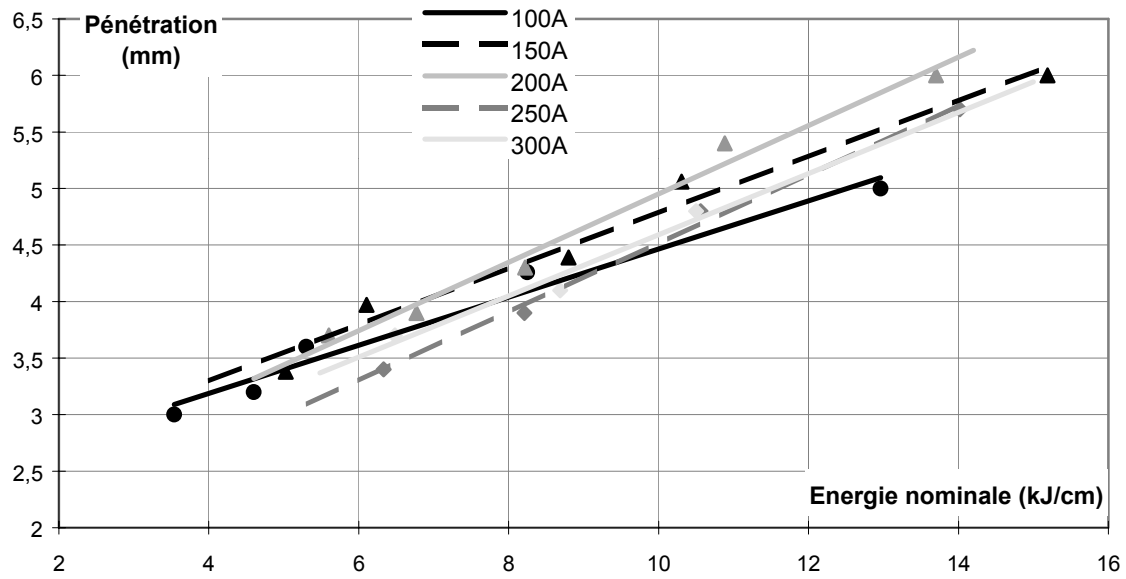


Figure IV.44 : Influence de l'intensité sur la pénétration (304)

Il en va de même pour la vitesse qui n'affecte en rien, semble-t-il, les gains de pénétration comme le montre la Figure IV.45.

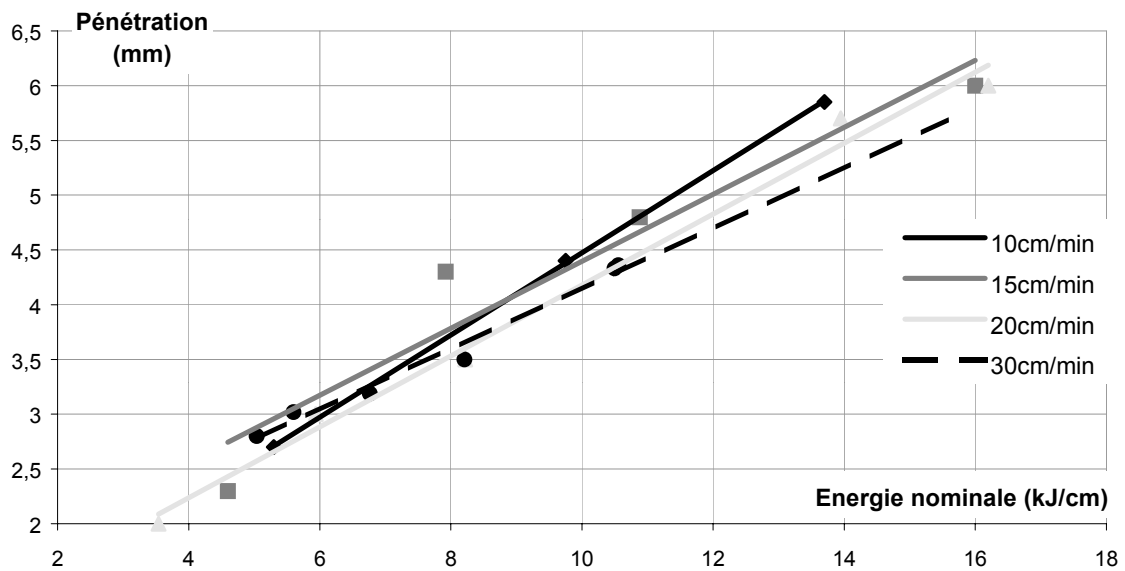


Figure IV.45 : Influence de la vitesse sur la pénétration (304)

En résumé, ni l'intensité d'arc, ni la vitesse de soudage ne présentent d'optima opératoires pour atteindre des pénétrations maximales.

Par contre, au regard du facteur de forme des cordons réalisés, il apparaît que les faibles intensités favorisent une morphologie de bain propice à une égale répartition des déformations (cf. Figures IV.46 et IV.47). Comme pour le titane, ces valeurs sont les plus importantes pour des intensités comprises entre 100 et 200A.

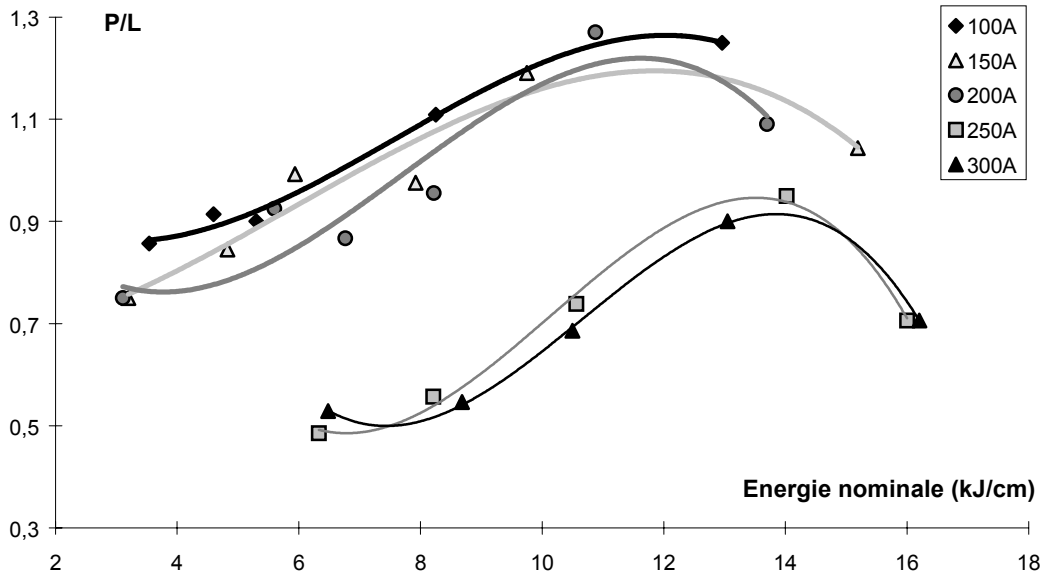


Figure IV.46 : Influence de l'intensité d'arc sur le facteur de forme (304)

Remarquons, que ce facteur de forme du cordon soudé présente un maximum qui se situe entre 12 et 14kJ/cm.

On peut interpréter ce changement de comportement du facteur P/L par l'existence d'une température d'inversion des phénomènes d'activation. Des comportements identiques ont été constaté par BURGARD et HEIPLE dans le cas d'aciers dopés au soufre ou au sélénium [Sou 18-19]. Le mécanisme principal intervenant pour augmenter puis réduire ce ratio morphologique est la présence de courants thermo-capillaires en surface du bain. Jusqu'à la température d'inversion, estimée entre 1950 et 2000°K selon SAHOO [Sou 25] et à 2300°K selon HEIPLE et ROPER [Sou 26], les éléments tensioactifs favorisent la pénétration du bain, au-delà, les courants s'inversent en partie et limitent l'obtention de morphologies optimales.

Néanmoins, ces valeurs sont nettement supérieures aux résultats classiques du TIG (typiquement en TIG les valeurs de P/L sont de 0,3).

Nous préconiserons alors, comme pour les applications du soudage ATIG du titane, d'utiliser des intensités de soudage inférieures à 200A, ainsi que des vitesses de soudage inférieures à 20cm/min.

Les soudeurs manuel, avec qui cette composition a été développée, utilisent naturellement des intensités comprises entre 150A et 180A. Leur expérience et leur intuition de soudeur font qu'ils adaptent leurs paramètres de soudage pour avoir le comportement de bain le plus facile à maîtriser. Ces paramètres correspondent aux meilleures morphologies de bain bénéficiant au mieux des activations ATIG.

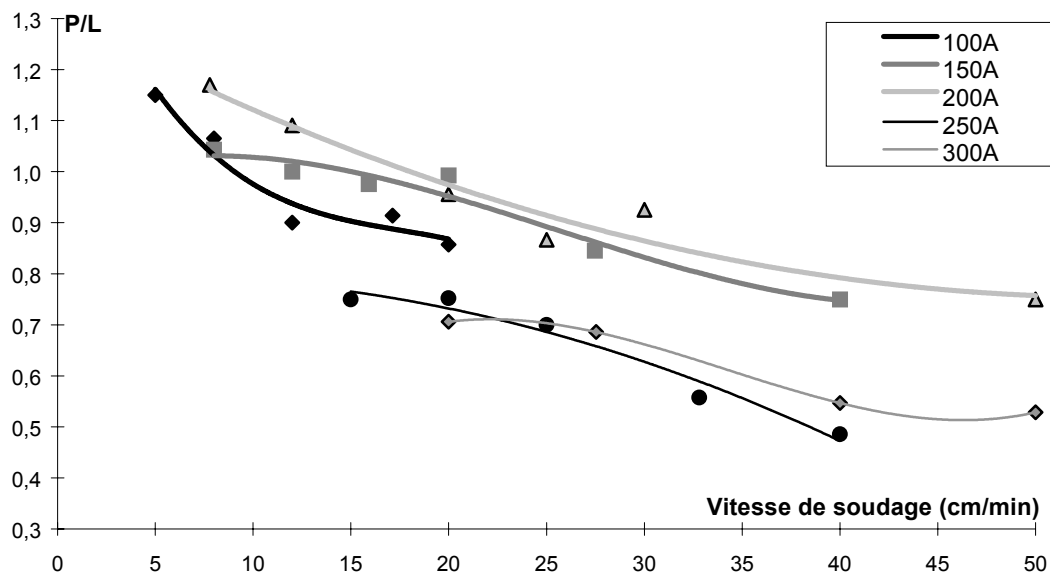


Figure IV.47 : Influence de la vitesse de soudage sur le rapport de forme (304)

• **Hauteur d’arc**

Nous avons fait varier les longueurs d’arc de 1 à 4mm, la Figure IV.48 présente les effets sur la pénétration. A paramètres identiques, l’évolution de la longueur d’arc de 1 à 4mm fait perdre entre 10 et 20% de la pénétration totale.

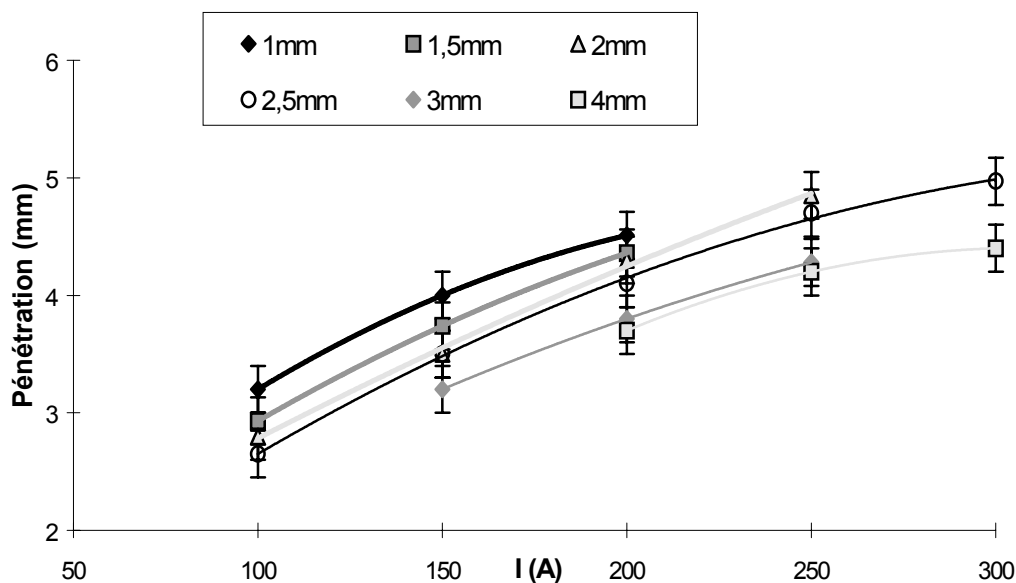


Figure IV.48 : Influence de la longueur d’arc sur la pénétration (304)

Cette sensibilité reste relativement peu importante et peu préjudiciable, car :

- en soudage automatique : la position est asservie par la robotisation. Le maintien de longueurs d’arc courtes (1mm) sera encore plus favorable à une forte pénétration ou à une énergie nominale incidente plus faible,
- en soudage manuel : l’opérateur gère sa vitesse d’avance au vue du comportement du bain ; les variations d’altitude sont compensées par une adaptation de la vitesse du soudeur.

La sensibilité aux variations d'altitude est globalement identique entre les deux flux développés, bien que légèrement plus marquée pour les assemblages d'aciers inoxydables. Cependant, les soudeurs n'ont éprouvé aucune difficulté particulière lors de la réalisation de soudures ATIG d'aciers inoxydables (après une prise en main du procédé).

Le développement de flux activant pour le soudage ATIG d'aciers inoxydables a donné lieu à une seconde formulation qui, comme pour les alliages de titane, permet de s'affranchir des limites du soudage TIG et de réaliser des pénétrations de 6 à 7mm d'épaisseur.

Comme pour la formulation titane, les paramètres qui donnent les meilleurs effets ATIG sont des intensités de soudage inférieures à 200A pour des vitesses de soudage comprises entre 10 et 20cm/min.

L'utilisation d'un arc court permet encore d'améliorer les gains de pénétrations obtenus de 10%.

La principale différence entre les deux applications du soudage ATIG réside dans l'effondrement important, donc plus problématique, des aciers inoxydables. Il peut être alors préférable de changer de configuration de soudage et de choisir des positions en corniche plutôt qu'à plat. La solution de type latte support n'est, en effet, pas toujours possible à mettre en œuvre (cas de soudage orbital de tube par exemple) et elle est peu appréciée par les industriels.

Enfin, il est toujours possible de réaliser l'assemblage en deux passes après usinage des bords : une première passe de racine de 4 ou 5mm et une seconde de remplissage avec métal d'apport.

L'étape de formulation d'une composition efficace pour les aciers inoxydables étant réalisée, nous allons pouvoir caractériser les soudures réalisées par cette technique.

IV.4.3. Caractérisation des cordons d'acier inoxydable

Mais avant tout revenons sur les impératifs de protection gazeuse.

IV.4.3.a. Protection gazeuse des soudures

Bien que ce matériau soit moins sensible aux risques de pollution de bain que le titane présenté précédemment, il est nécessaire d'assurer des protections gazeuses des zones fondues. Cette protection est réalisée par le gaz de la torche en endroit du bain. Faute d'une protection envers suffisante, le cordon résultant (s'il est débouchant) est oxydé et rocheux (cf. Figure IV.49).

La présence d'un traînard envers rempli d'argon permet d'obtenir un cordon qui est alors lisse et brillant. La zone fondue est uniforme, sans défauts particuliers d'aspect, comme le montre la Figure IV.50. Les risques de perte de caractéristiques mécaniques ou anticorrosives sont ainsi limités.

Ces contraintes sont identiques aux réalisations TIG d'épaisseurs inférieures à 3mm. La technique ATIG n'améliore, ni ne déprécie, en rien la protection en envers du cordon. Seule la présence d'un laitier après soudure ajoute une opération de nettoyage. Ce dépôt se retire très bien, alors que la pièce est encore chaude, à l'aide d'une brosse métallique.

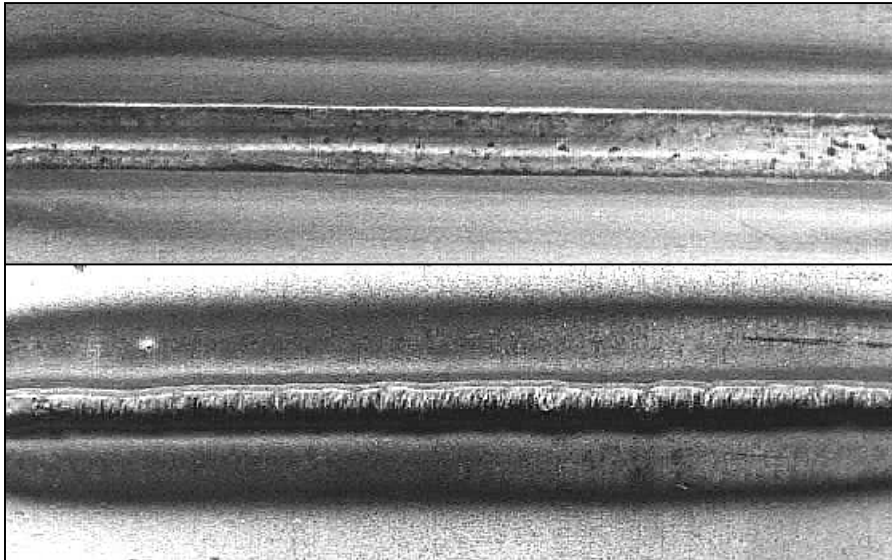


Figure IV.49 : Aspect du cordon ATIG en endroit et envers (sans protection en envers)

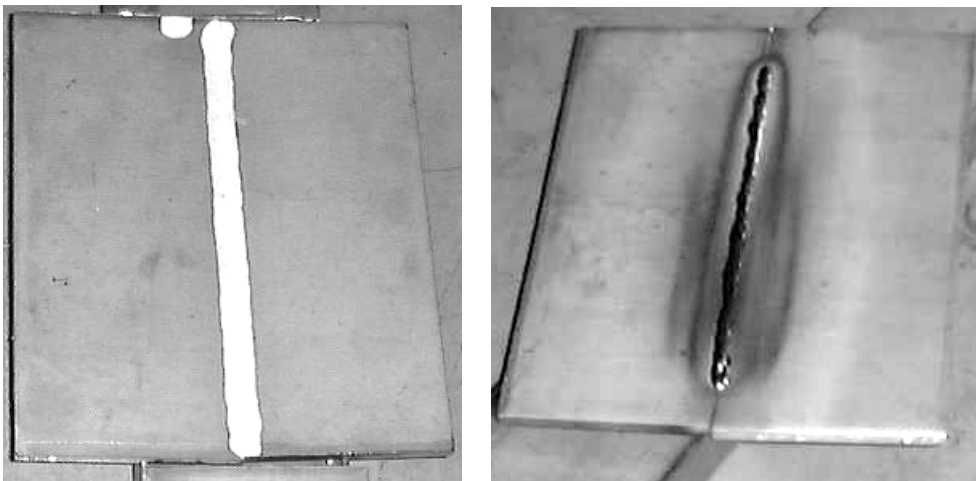


Figure IV.50 : Cordon envers d'un acier inoxydable soudé en ATIG manuel (304)

IV.4.3.b. Caractérisations mécaniques

Nous avons réalisé les mêmes types de caractérisation mécanique des soudures ATIG d'aciers inoxydables que ceux sur les soudures ATIG de titane. En effet, les cordons réalisés en conditions industrielles ont subi des tests conformes aux exigences définies par le CODAP. Les contrôles réalisés sont les suivants :

- examen visuel de l'assemblage et ressuage,
- radiographie X,
- filiations de micro-dureté (Hv 0,2),
- essais de pliage en face endroit et face envers,
- essais de traction.

L'ensemble des résultats concernant ces caractérisations est présenté ci-après.

Les radiographies X des cordons n'ont pas décelé de présence systématique et importante de porosités.

La Figure IV.51 présente les pliages endroit et envers, d'angle 180°, d'un cordon ATIG automatique d'épaisseur 6mm. Ces éprouvettes, ainsi que celles réalisées en soudage manuel, ne présentent aucune fissure en endroit ou en envers des cordons.

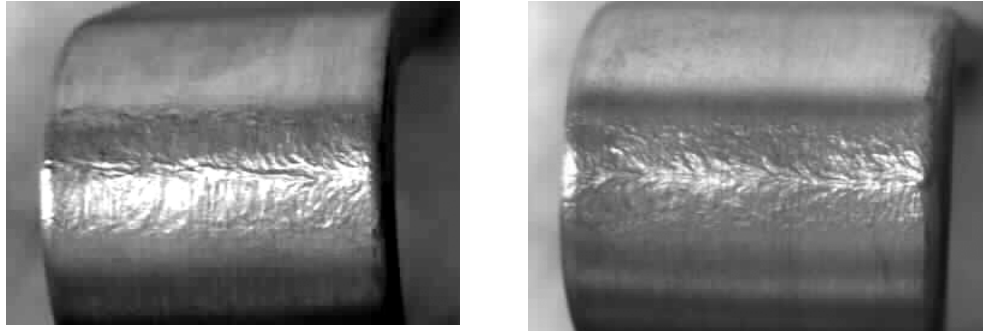


Figure IV.51 : Pliage endroit (gauche) et envers (droite) d'éprouvettes de 304 d'épaisseur 6mm soudées en ATIG automatique - 180A - 15cm/min (Photo x1)

Les filiations de dureté réalisées pour des acier inoxydables duplex austéno-ferritiques montrent des variations de dureté de 50Hv en travers du cordon (contre 65Hv en TIG) et de 30Hv dans son épaisseur (contre 45Hv en TIG). Le soudage ATIG limite donc les variations de dureté entre le cordon, la Z.A.T. et le métal de base. De plus, il améliore l'homogénéité au sein du volume fondu. En effet, les variations de taux de ferrite et d'austénite dans le volume fondu sont moins sensible en soudage ATIG qu'en procédé TIG. Rappelons que ces taux dépendent des vitesses de refroidissement qui ne sont pas uniformes dans l'épaisseur de la soudure.

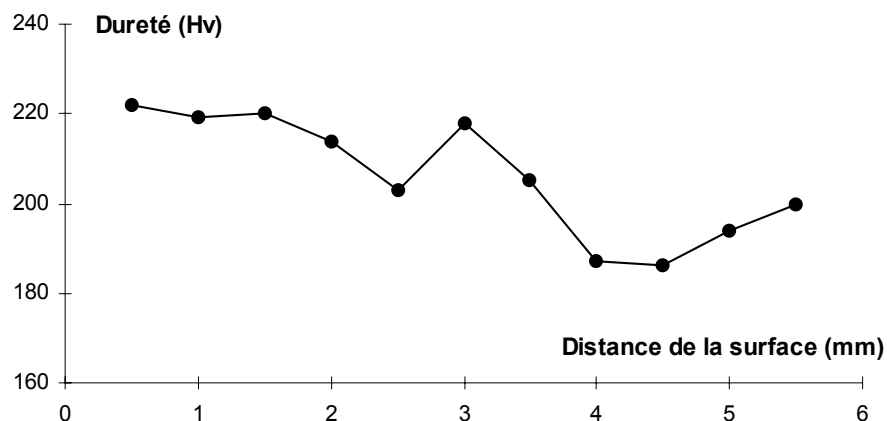


Figure IV.52 : Filiation de dureté dans l'épaisseur de la zone fondue

Les essais de traction réalisés sur des éprouvettes de 304, 304L et d'acier inoxydable duplex ont donné des résultats parfaitement acceptables qui sont présentés dans le tableau suivant :

| | Re_{0.2} | Rp_{1%} | Rm | A % | Zone de rupture |
|-----------------------------|-------------------------|------------------------|-----------|------------|------------------------|
| 304 métal de base | 292 MPa | 330 MPa | 607 MPa | 54 | -- |
| 180A - Automatique | 293 MPa | 340 MPa | 584 MPa | 39 | Dans le cordon |
| 304L métal de base | 264 MPa | 291 MPa | 572 MPa | 54 | -- |
| 180A - Manuel | | 287MPa | 559 MPa | 37 | Dans le cordon |
| Duplex métal de base | 562 MPa | 632 MPa | 780 MPa | 34 | -- |
| 180A - Manuel | | 636 MPa | 760 MPa | 26 | Dans le cordon |

Tableau IV.5 : Résultats des essais mécaniques

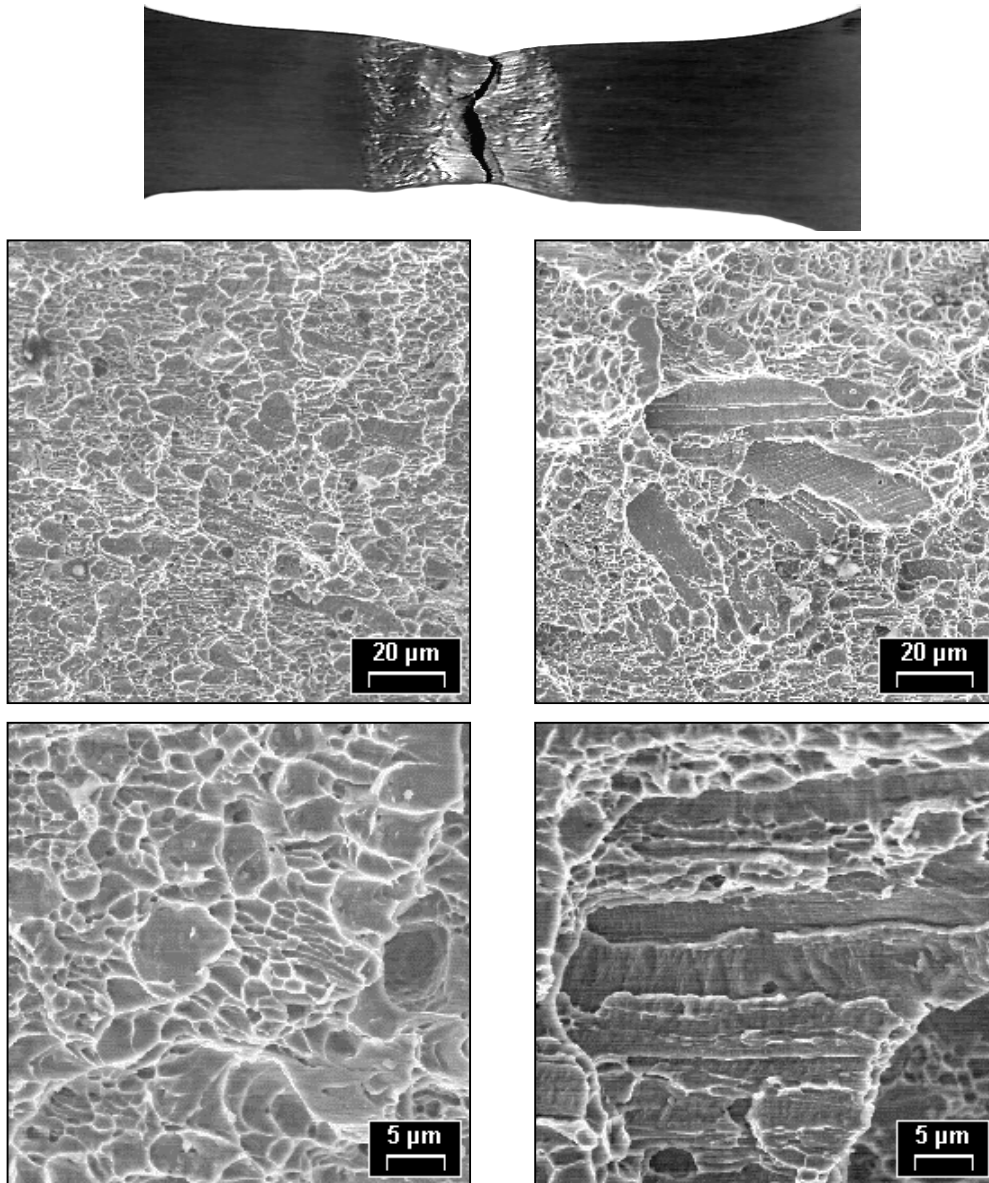


Figure IV.53 : Photo MEB des faciès de rupture (304)

Les ruptures des éprouvettes de traction ont eu lieu dans le cordon de soudure. L'analyse des faciès montre une répartition homogène des cupules de ductilité, avec par endroits, la présence de plans de clivages (cf. Figure IV.53). Le comportement ductile des ruptures est confirmé par les essais de résilience réalisés sur les cordons soudés ATIG.

Ces valeurs de résilience, mesurées à température ambiante, sont de 198J/cm² pour le métal de base, 218J/cm² pour la Z.A.T. et de 195J/cm² pour le métal fondu.

Une analyse chimique du bain, réalisée dans la zone fondue, confirme l'absence de pollution du cordon par les flux d'activation ATIG utilisés. Cette analyse chimique donne les résultats suivants :

0.039% C - 1.3% Mn - 0.39% Si - 0.007% S - 0.029% P - 17.8% Cr - 8.8% Ni - 0.034 % N

Aucune différence flagrante entre la composition chimique du métal de base (dans ce cas le 304) et celui du métal fondu après soudure ATIG ne ressort de cette analyse.

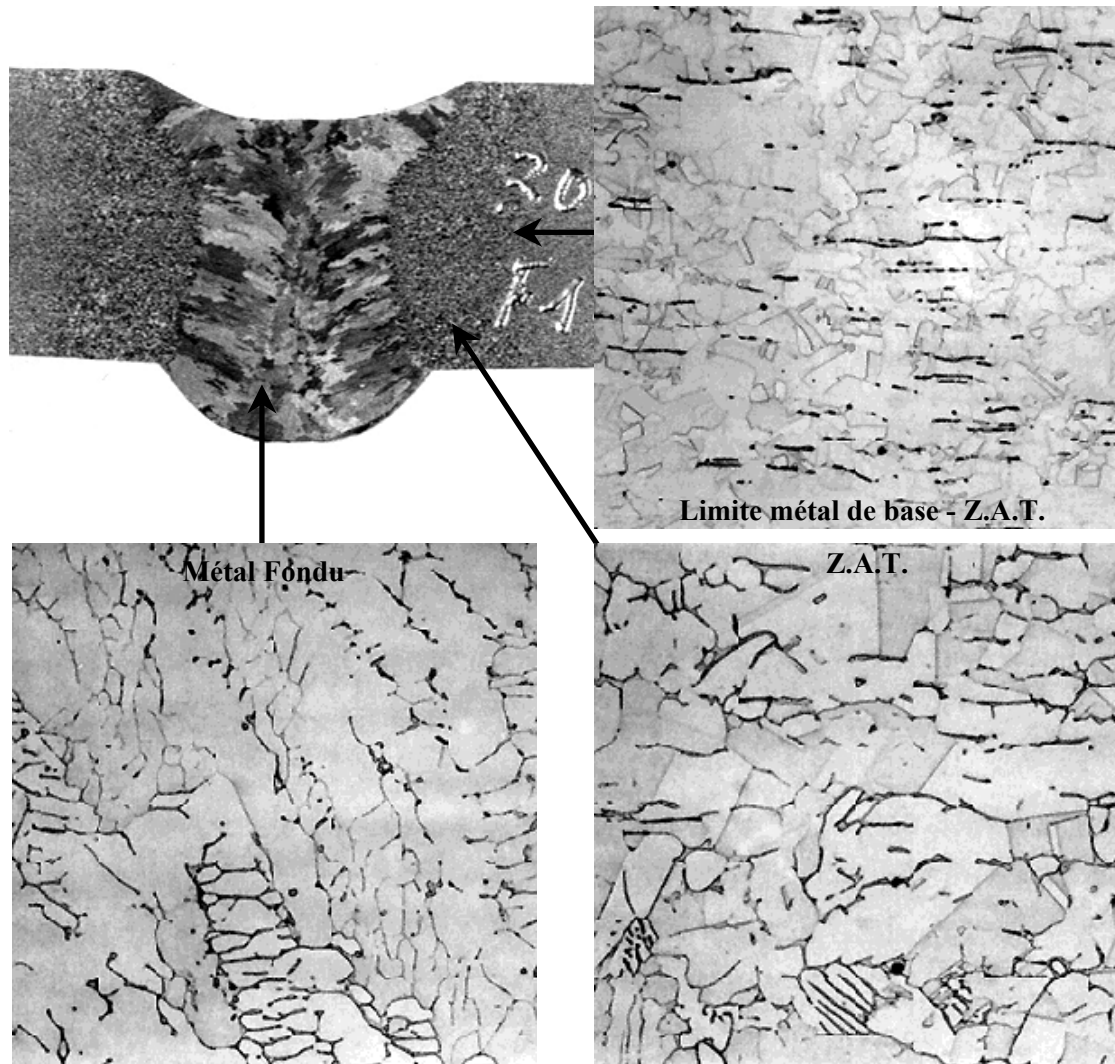


Figure IV.54 : Micrographie du cordon ATIG d'acier inoxydable 304, d'épaisseur 6mm soudé en automatique (180A - 15cm/min - grossissement x400)

Les examens micrographiques du cordon n'ont pas relevé la présence de défauts tels que des microfissures ou des précipitations intergranulaires au sein du métal fondu ni de la Z.A.T..

Le métal fondu présente une structure austéno-ferritique qui évolue vers une structure austénitique avec des traces de ferrite dans la Z.A.T., pour retrouver la structure austénitique du métal de base.

Ainsi, les cordons d'aciers inoxydables, soudés en ATIG donnent entière satisfaction quant à leurs propriétés mécaniques.

Comme pour les alliages de titane, les assemblages en acier inoxydable soudés ATIG ont de bonnes propriétés mécaniques tout en autorisant des épaisseurs soudées de plus de 6mm en une seule passe.

Le chapitre VI présentera l'étendue qu'offre ce procédé de soudage. Des applications très spécifiques comme le soudage orbital de tube (extérieur et intérieur) ainsi que la fabrication d'une colonne chimique, utilisant cette technique d'assemblage, seront alors longuement développés.

IV.5. Conclusions

Pour s'affranchir des limites actuelles du procédé TIG, nous avons développé des flux solides dont les phénomènes activants permettent de doubler les pénétrations accessibles. Le processus opératoire est simple, puisqu'il consiste à déposer le flux sur les bords supérieurs des pièces à assembler, avant de réaliser la soudure dans les mêmes conditions qu'en soudage TIG.

Ainsi, les premiers objectifs de notre travail ont été de :

- développer des produits ATIG propres à l'Ecole Centrale de Nantes, démarrant la recherche sans a priori quant aux compositions ou éléments à utiliser (nous avons fait abstraction des rares formulations existantes),
- assurer une possible utilisation industrielle maximale en permettant, entre autre, une utilisation manuelle de cette technique (ce qui n'est pas le cas actuellement). Pour ce faire nous avons formalisé les exigences opératoires des utilisateurs dans un rapide cahier des charges,
- définir les plages de paramètres utilisables par ce procédé, ainsi que les réponses, en terme de pénétration, que peuvent permettre de réaliser nos formulations,
- caractériser les cordons réalisés en s'assurant de la conservation des bonnes propriétés mécaniques des matériaux assemblés, propriétés nécessaires à la validation de ce procédé pour des constructions industrielles.

La détermination de formulations ATIG, appliquées aux alliages de titane et au aciers inoxydables, s'est alors déroulée en trois étapes successives.

1. Suite à l'analyse des rôles des éléments déjà utilisés en soudage et en brasage, nous avons sélectionné, en fonction de leurs caractéristiques physico-chimiques, des éléments qui peuvent être favorables à l'activation ATIG. Nous obtenons ainsi une série d'éléments de type chlorures, fluorures et oxydes dont il va falloir étudier les effets.
2. Pour chaque produit candidat, nous avons qualifié d'une part, les gains de pénétration, les réductions de largeur de bain et la qualité des cordons obtenus, et d'autre part, les effets sur le transfert thermique. Pour ce faire, la réalisation de lignes de fusions, de cordons de soudure et de points de fusion permet d'évaluer l'activation relative de chaque produit. De plus, l'étude des cratères de fin de cordon est un autre critère qui complète les renseignements sur l'activation du produit utilisé. A l'issue de cette première étape, nous avons identifié deux ou trois produits fortement efficaces. Nous éliminons également ceux qui ont un fort risque de rejet par les commissions d'hygiène et de sécurité.
3. Par association des composants les plus favorables, nous avons cherché à améliorer la composition obtenue en limitant les défauts propres aux produits les plus actifs, notamment la présence de surfaces fortement perturbées et déformées. Nous pouvons être alors amenés à sélectionner, comme additif, un ou des composés qui, initialement, ne présentent pas de forts taux de pénétration, mais, qui améliorent le dépôt, l'accroche du produit sur la tôle et surtout calment l'agitation du bain. Ceci facilite l'utilisation en soudage manuel au détriment d'un très fort gain de pénétration.

La Figure IV.55 présente schématiquement l'algorithme de formulation de ces produits.

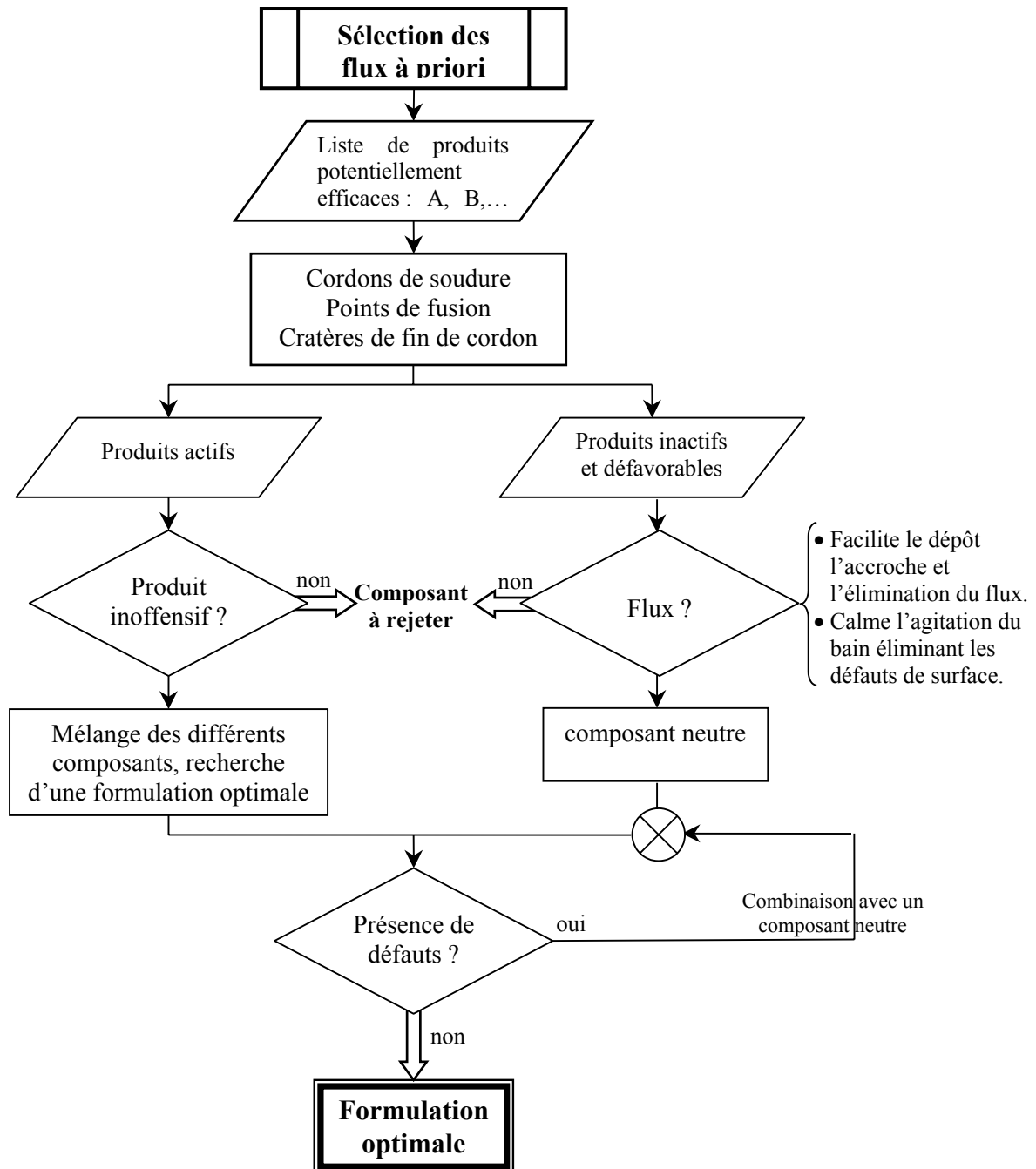


Figure IV.55 : Schéma synoptique de la recherche d'une composition optimale

Puis, sur la base de la formulation qui nous semble optimale, nous avons déterminé les plages d'utilisation du procédé. Nous avons testé la sensibilité de ces formulations face aux variations de paramètres opératoires comme l'intensité, la vitesse de soudage et la hauteur d'arc qui vont conditionner la possible utilisation en manuel.

Pour achever cette partie, nous avons alors caractérisé mécaniquement des cordons réalisés en conditions industrielles.

Nous avons ainsi déterminé deux formules qui ont des résultats, en termes de pouvoir pénétrant, relativement proches et qui permettent de souder jusqu'à 7mm d'épaisseur sans préparation des bords.

Les paramètres de soudages qui nous semblent favoriser encore ces effets pénétrant sont, si possible, une faible longueur d'arc (1mm), des valeurs d'intensités ne dépassant pas 200A et des vitesses de soudage comprises entre 10 et 20cm/min. De plus, ces flux ATIG autorisent des utilisations en soudage manuel.

Les cordons ainsi réalisés sont conformes aux exigences imposées aux chaudronniers. Ils améliorent même leurs caractéristiques par rapport aux assemblages TIG multi-passes.

Les résultats des essais de traction, de pliage, de dureté et de résilience ne montrent aucune fragilisation particulière des cordons. Ceci s'accorde aux analyses chimiques ou MEB des zones fondues qui n'ont pu mettre en évidence la présence de pollution dans le bain.

Cependant, la tenue à la corrosion n'a pas fait l'objet d'une étude poussée, elle est nécessaire avant de finaliser la validation du procédé ATIG. Mais, d'après les différents travaux en cours, ainsi que d'après les qualifications de mode opératoire réalisées chez la société B.S.L.i, le soudage ATIG ne présente pas de problèmes particuliers, au contraire, il améliorerait la tenue du métal fondu à la corrosion, par rapport au soudage TIG multipasse avec un métal d'apport.

Il est dorénavant possible de réaliser en une passe de pénétration des assemblages d'épaisseur allant jusqu'à 7mm. Que le procédé soit automatique ou manuel, nous nous affranchissons alors des opérations de préparation des champs à souder et nous limitons ainsi le nombre de passes de remplissage nécessaires à réaliser le joint. Les gammes de paramètres opératoires sont telles que sur des configurations classiques TIG, il va être possible de réduire les énergies incidentes ou d'augmenter les vitesses de soudage par deux.

Limité par une faible densité d'énergie au sein de l'arc et par les effets critiques de quelques éléments d'addition, en très faibles proportions, mal maîtrisés, dans le métal de base, le procédé TIG ne peut s'affranchir d'une limite de pénétration de 3mm sur bords droit pour les aciers inoxydables et les alliages de titane (entre autre).

Dans ces conditions, nous avons vu qu'il faut chercher à améliorer la densité d'énergie en réduisant l'ionisation de la colonne d'arc, soit en modifiant le gaz d'assistance (par ajout d'hélium à l'argon par exemple), soit en réalisant une constriction aérodynamique par un système de torche à double flux gazeux. En conséquence de quoi, la tache anodique est réduite améliorant ainsi la densité d'énergie incidente sur le bain.

De plus, il faut chercher à utiliser des nuances de matériaux dont les taux d'éléments d'addition favorables à de fortes pénétrations, sont suffisamment importants. En effet, ces éléments tensioactifs, comme le soufre pour les aciers inoxydables, sont de plus en plus raffinés par les aciéristes. Ils interviennent dans la formation, au sein du volume fondu, de courants favorables au transfert des masses chaudes au fond du bain. La répartition des zones fondues et du transfert thermique est alors améliorée.

Faute de forte constriction d'arc et de nuances de matériaux dont les taux de tensioactifs ne sont pas suffisants, la réalisation d'assemblages soudés d'épaisseurs supérieures à 3mm nécessite des préparations de bords (usinages) et l'emploi de métal d'apport (réalisation en plusieurs passes successives) ou l'utilisation de procédés concurrents comme le soudage plasma. Le soudage ATIG se place alors comme une alternative pour réaliser ces assemblages.

Nous avons ainsi développé deux formulations qui permettent d'assembler, en soudage manuel ou automatique, des pièces, en acier inoxydable ou en alliage de titane, jusqu'à 7mm d'épaisseur présentant des caractéristiques mécaniques identiques à celles généralement obtenues en soudage TIG multi-passes.

En parallèle de cette mise au point, nous avons cherché à identifier les différents mécanismes activants du procédé ATIG.

V. Mécanismes d'activation ATIG

Selon les différents auteurs, les mécanismes d'activation sont les conséquences de phénomènes de constriction d'arc conduisant à la réduction de section ionisée et de la tache anodique. Leurs origines sont des modifications électroniques au sein du plasma associées aux différentes réactions de dissociation et recombinaison d'éléments en périphérie de la colonne d'arc.

Les modifications micro-chimiques du bain et leurs possibles effets sur les tensions de surface sont parfois évoqués comme moteur d'activation, cependant, aucune mise en évidence de ces phénomènes n'a été réalisée.

Nous allons chercher, dans ce chapitre, à mettre en lumière et à illustrer les mécanismes d'activation ATIG. Nous allons présenter les modifications de l'arc électrique, du bain de fusion, et leurs conséquences sur les énergies incidentes. Nous chercherons, tout particulièrement, à visualiser les effets des flux sur les courants de convections thermo-capillaires au sein du bain. Il nous faudra donc essayer de découpler les effets d'arc et de bain.

Enfin les effets de modification de viscosité du flux ne sont pas maîtrisés. Bien que l'on sache que, pour les aciers, le taux de silicium ou de manganèse, par exemple, conditionne la fluidité du métal, il est cependant très difficile de mesurer l'impact des flux utilisés.

Nous pourrions alors tenter de quantifier la participation de la constriction d'arc par rapport aux mouvements induits de Marangoni, dans les modifications de transferts de masse et d'énergie au sein du bain métallique.

Pour ce faire nous avons réalisé différentes expériences qui sont :

- *des soudures TIG-ATIG avec enregistrement vidéo de l'arc électrique et du bain métallique,*
- *des soudures TIG-ATIG avec acquisition des paramètres énergétiques (intensité, tension, vitesse),*
- *des simulations d'énergie d'arc, via une source Laser ; on réalise alors la fusion du métal sans interaction d'un arc électrique,*
- *des points de fusion sur un support en cuivre refroidi, évitant ainsi la formation d'un bain,*
- *des soudures sur éprouvettes spéciales, éprouvettes « sandwich », composées de deux tôles de même matière, respectivement d'épaisseur 1 et 5mm, plaquées l'une contre l'autre avec la présence de flux dans l'entrefer ; au cours du soudage, cette conception évite l'interaction entre l'arc et le flux.*

A partir de ces différents essais, nous avons voulu visualiser les évolutions de l'arc, du bain et des énergies d'arc incidentes. De plus, nous cherchons à mettre en évidence l'importance des effets de Marangoni dans l'activation ATIG.

Ainsi, ce chapitre se décomposera en trois parties qui présenteront :

- dans un premier temps les effets des flux d'activation sur l'arc électrique et le bain fondu,
- dans un second temps, nous nous intéresserons plus précisément aux effets des flux sur les énergies d'arc, notamment tension, ainsi qu'usure et pollution éventuelle des électrodes,
- enfin, nous mettrons en œuvre différentes manipulations dont l'objectif est de faire ressortir les actions des courants thermo-capillaires.

V.1. Visualisation des phénomènes

Nous allons commencer par présenter les différences de comportement d'arc et de bain entre le soudage TIG et le soudage ATIG.

Comme nous l'avons déjà dit, le flux va se dissocier sous l'effet de l'arc électrique. Il apparaît alors des variations importantes de la forme de l'arc, du cratère de fin de fusion et du cordon de soudure, phénomène évoqué au chapitre précédent (cf. Figures IV.6 et IV.31).

Les Figures V.1 et V.2 présentent des clichés d'arc en soudage TIG et ATIG d'acier inoxydable 304 et de titane T40. Les deux séries de photos présentent l'arc en vue de face, de côté ainsi qu'une vue arrière plongeante sur le bain.

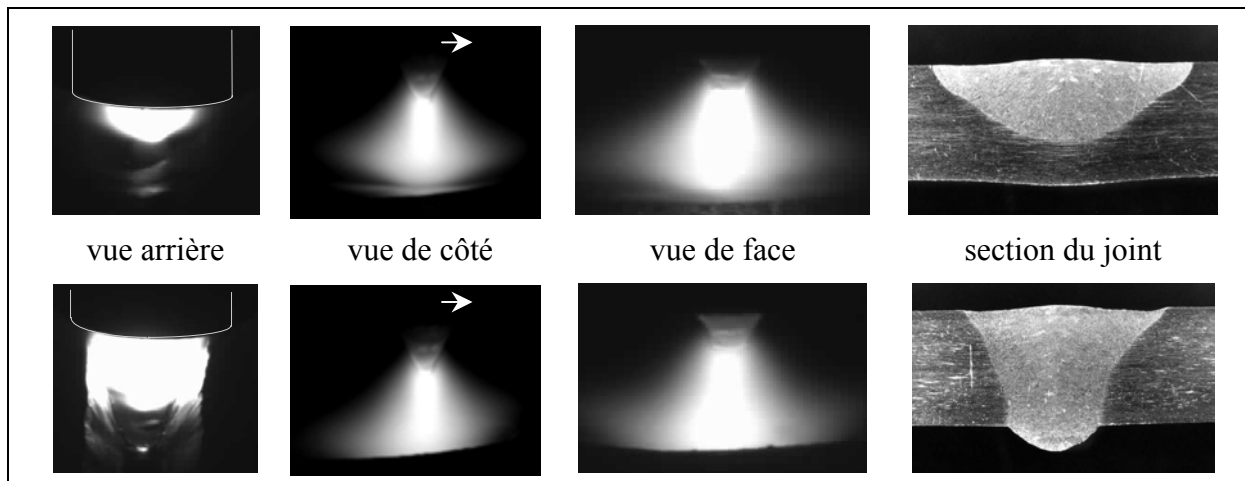


Figure V.1: Morphologie comparative d'arc et de bain en soudage TIG (en haut) et ATIG (en bas) d'acier inoxydable 304

Les clichés vidéo d'arc ne font pas clairement apparaître de constriction de la colonne d'arc. Ceci est dû à une saturation excessive en zone centrale. Malgré l'utilisation de filtres semi-opaques, le réglage du diaphragme reste très délicat. De plus, la réflexion au niveau du bain métallique et l'émission lumineuse des flux dissociés (surtout pour le titane) augmentent les zones très intenses compliquant la lisibilité des images. En effet, le fluor dissocié est très lumineux comparativement à l'argon ou au titane (cf. Figures III.7 et III.8). A partir de ces résultats, nous ne pouvons donc faire de correspondance entre l'intensité lumineuse et la température au sein de l'arc.

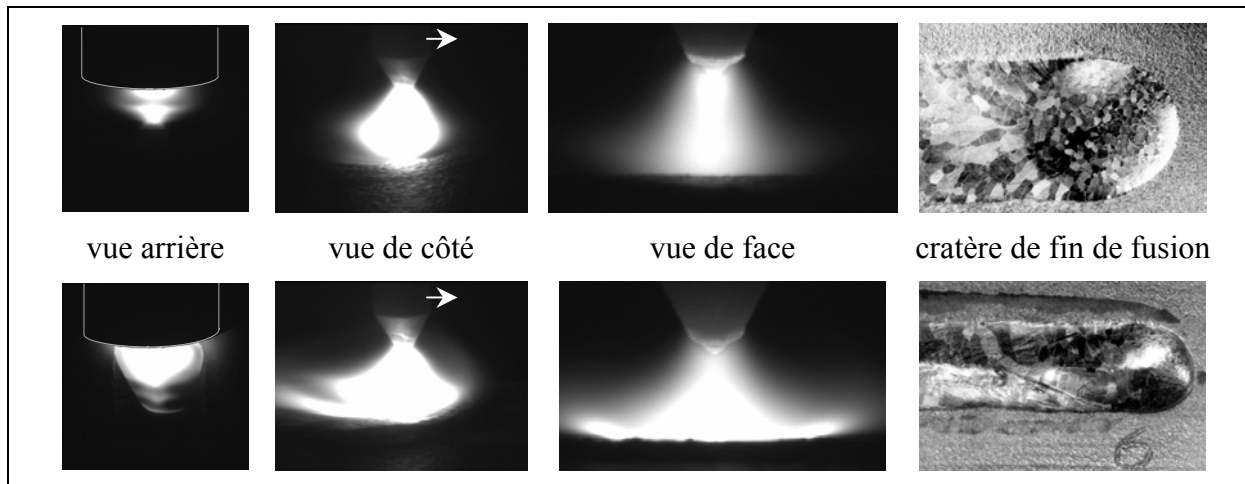


Figure V.2 : Morphologie comparative d'arc et de cratère de fin de fusion en soudage TIG (en haut) et ATIG (en bas) de titane grade 2

Nous allons maintenant présenter pour le titane, puis pour les aciers inoxydables, des séries de clichés d'arc et de bain afin de montrer la dynamique d'évolution entre le TIG et l'ATIG.

V.1.1. Illustration du soudage ATIG du titane

En soudage ATIG du titane, des zones très lumineuses sont observables, elles correspondent à la présence de fluor dissocié dans l'arc. Il faut donc être vigilant pour interpréter ces images et ne pas conclure, abusivement, à la présence d'arc beaucoup plus intense ou bien à l'augmentation importante des zones chaudes au sein de celui-ci.

V.1.1.a. Vue de face de l'arc ATIG du titane

Nous allons donc commencer par la visualisation de face de l'arc. Les Figures V.3 et V.4 montrent les évolutions des formes de l'arc à son entrée dans le flux ATIG.

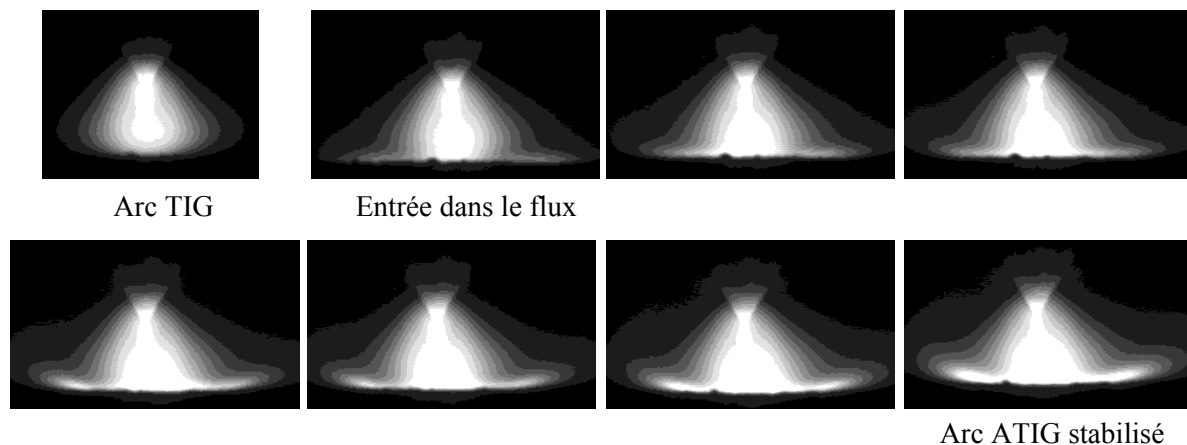


Figure V.3 : Vue de face de l'arc en soudage ATIG du titane - 150A - 15cm/min (décomposition des images en niveaux de gris)

La dissociation du flux crée des zones très lumineuses. Ceci correspond aux régions où les éléments fluorés, dissociés, peuvent se recomposer avec d'autres éléments (le titane, par exemple) pour modifier les équilibres électrochimiques en périphérie de l'arc. Il apparaît

clairement, au vue des ces clichés, que ces régions sont concentrées en périphérie de l'anode. Ceci concorde avec les mesures spectrales réalisées par PRILUTSKY et al. qui identifient, en pied d'arc la présence d'éléments de la forme TiF_n [Ati 16]. Leurs mesures spectrales permettent de s'assurer que ces éléments se trouvent en périphérie et non dans la colonne d'arc.

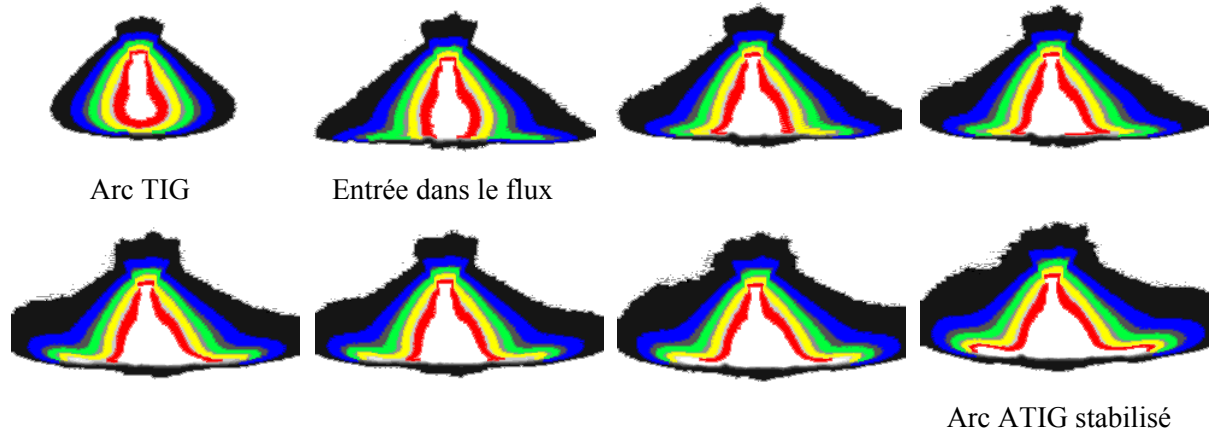


Figure V.4 : Vue de face de l'arc en soudage ATIG du titane - 150A - 15cm/min (recomposition d'images couleur)

Les « moustaches », qui apparaissent de part et d'autre de l'arc ATIG, correspondent aux éjections de plasma d'arc. En effet, la surface fondue déformée sert de rampe pour l'éjection du plasma illuminé par le flux dissocié (cf. Figure V.5). Les tailles de ces éjections dépendent directement de l'intensité d'arc utilisé comme le montre la Figure V.6.

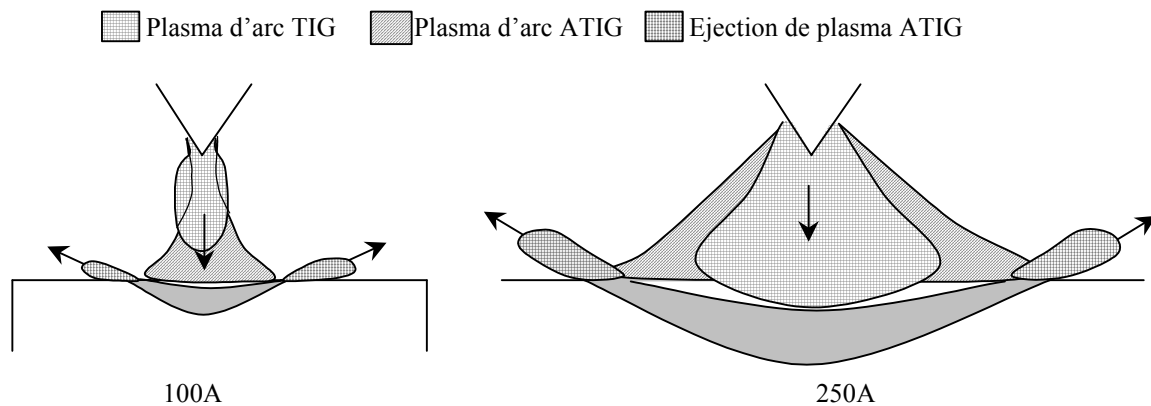


Figure V.5 : Formation des éjections de plasma de part et d'autre de l'arc ATIG

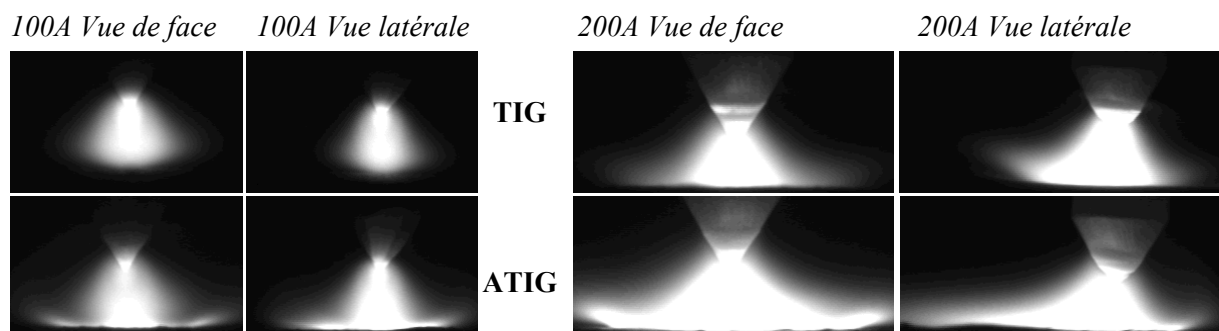


Figure V.6 : Influence de l'intensité sur la taille des éjections (T40)

Ainsi, plus l'intensité utilisée est importante, plus grande sont les éjections de plasma ionisé. Illustrant les phénomènes de cisaillement aérodynamique en surface du bain, elles conduisent à la formation de courants centrifuges favorables à l'obtention d'un bain très large. Cette éjection de plasma est accentuée par la présence des flux activants ; aux fortes intensités ceci conduit à créer des courants surfaciques mouillants ou, tout au moins, limite les effets de courants de Marangoni à gradients de tension positifs. Ceci expliquerait, en partie, les limites d'efficacité observées pour ce flux à de fortes intensités (réduction du ratio P/L du cordon obtenu cf. Figure IV.21).

Ainsi, l'action du flux se concentre au plus près du bain métallique. Regardons alors l'évolution de l'arc en vue de côté.

V.1.1.b. Vue de côté de l'arc ATIG du titane

L'entrée de l'arc dans le flux se traduit, comme nous pouvons le voir sur les Figures V.7 et V.8, par la création, en arrière du bain, d'une plume d'arc au droit de celui-ci.

Les images du bain de fusion, comme nous allons le voir, montrent que le volume fondu est nettement plus tiré en arrière du bain. Ceci, couplé à une résistivité accrue par la présence de flux en front d'arc, permet d'expliquer la présence d'un plasma également tiré en arrière de l'arc.

De plus, la présence probable de courants surfaciques thermo-capillaires se déplaçant de l'avant vers l'arrière du bain favorisera encore cette déformation de l'arc.

Les deux déformations, constriction et plume arrière, conduisent à des modifications de tension d'arc, nécessaires à la stabilisation de l'ensemble. En conséquence de quoi, les énergies incidentes sont plus élevées, comme nous le verrons au Chapitre V.2, ce qui conduit à des volumes fondus plus importants comme nous allons pouvoir le constater sur les clichés de bain.

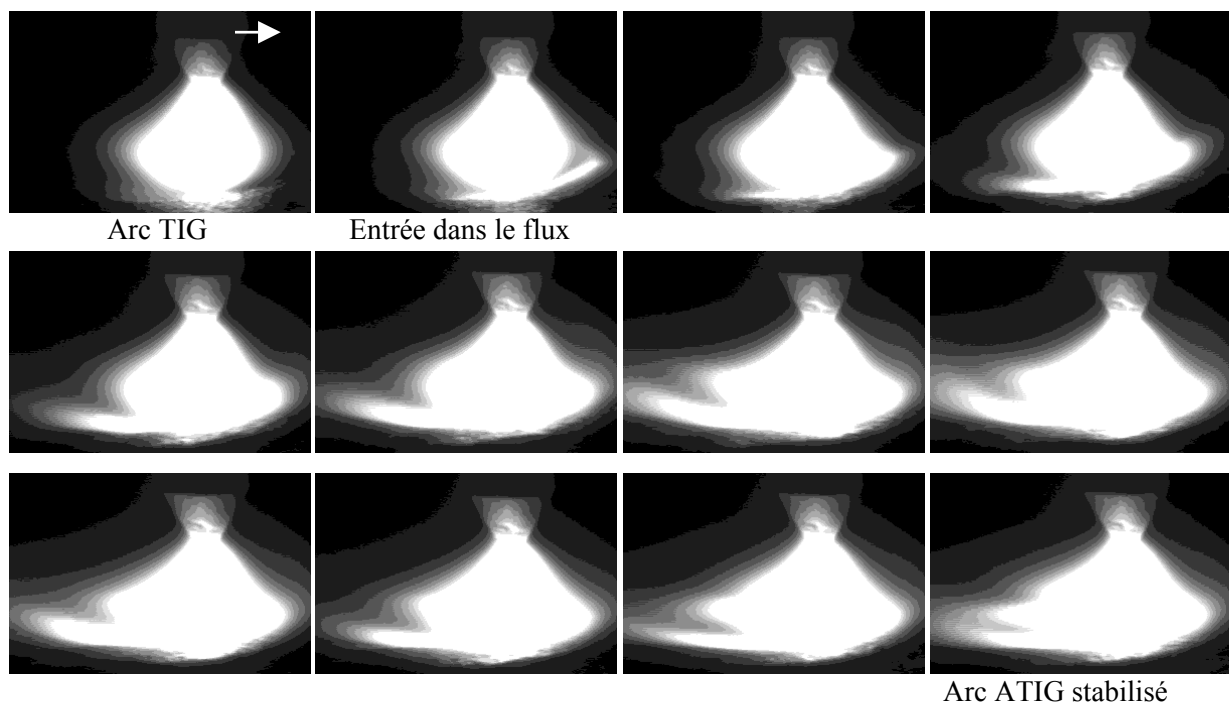


Figure V.7 : Entrée de l'arc dans le flux ATIG du titane, vue de côté - 200A - 15cm/min (décomposition des images en niveaux de gris)

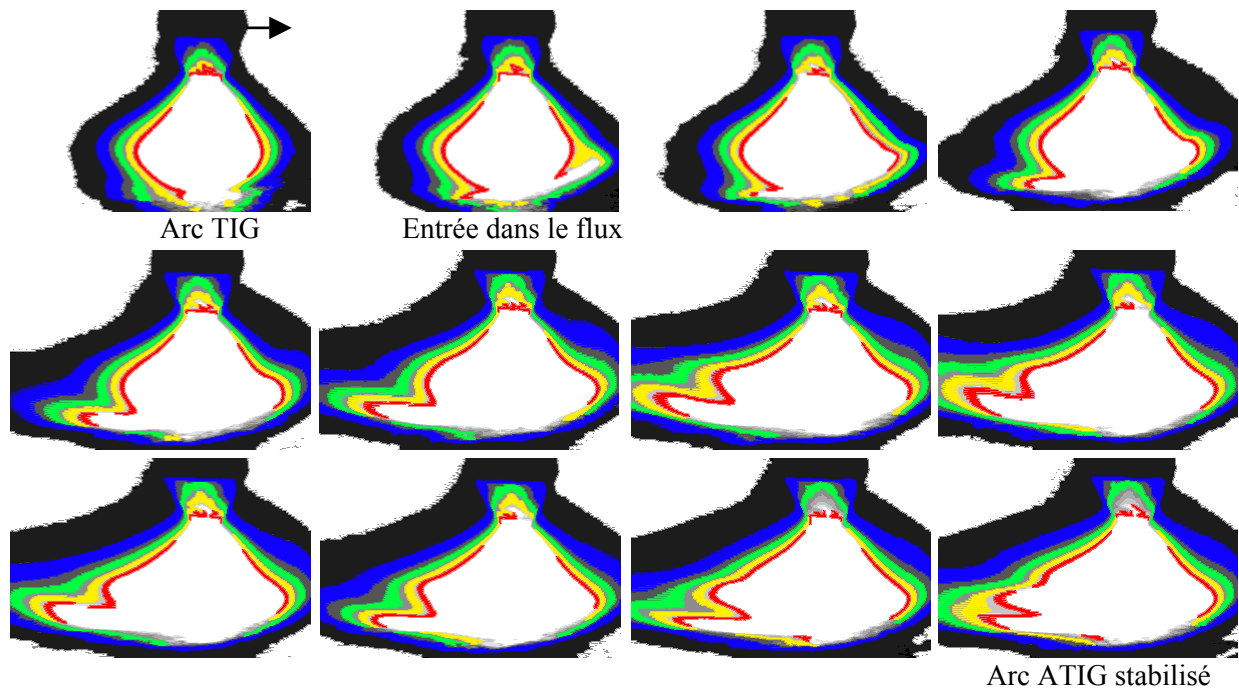


Figure V.8 : Entrée de l'arc dans le flux ATIG du titane en vue de côté - 200A - 15cm/min (recomposition d'images couleur)

V.1.1.c. Le bain de fusion ATIG pour le titane

L'entrée de l'arc dans le flux s'accompagne, pour le bain de fusion, d'une augmentation du volume fondu. Nous reviendrons sur les mesures de ces variations au paragraphe V.3. On peut déjà dire que les sauts de tension suite aux déformations d'arc augmentent l'énergie incidente, donc le volume de métal fondu. De plus, les répartitions internes des courants de convection favorisent une répartition de ces masses fondues pour conduire à des morphologies de bain étroites et pénétrantes.

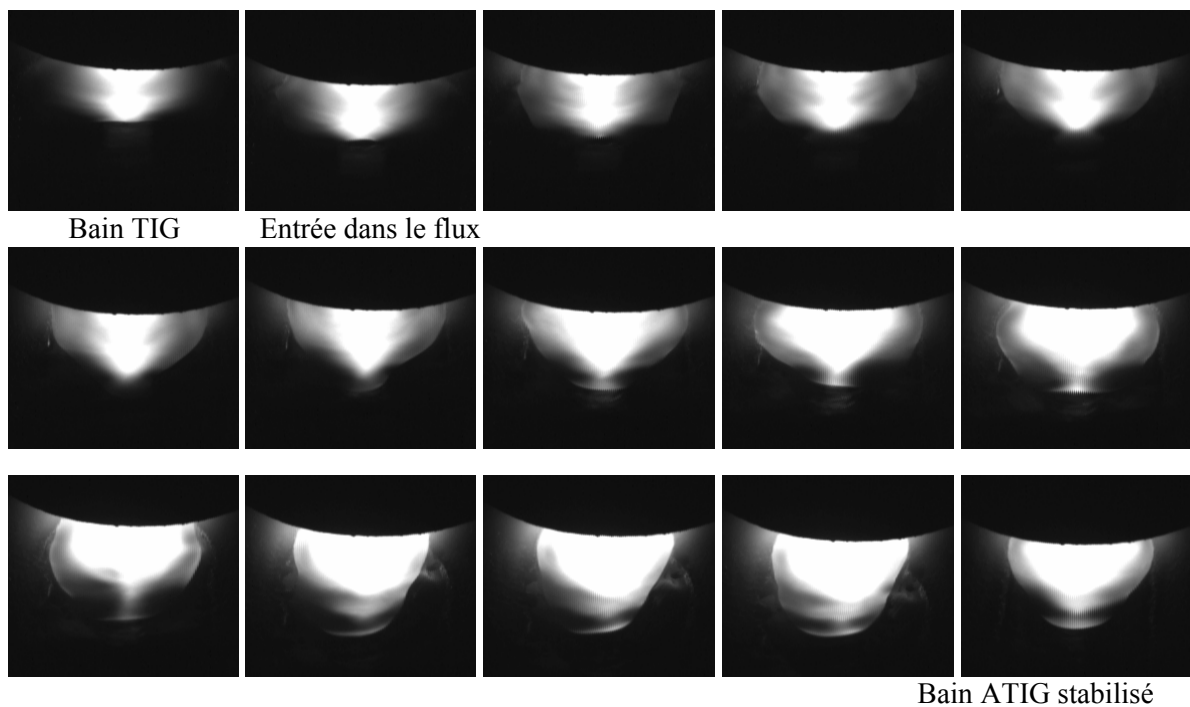


Figure V.9 : Evolution du bain TIG-ATIG au passage du flux pour le titane (200A - 15cm/min)

La Figure V.9 présente différents clichés pris à 0,3s d'écart, les uns des autres. Par le biais de cette série de clichés, nous avons essayé de montrer l'accroissement de mouvements dynamiques au sein du bain qui rapidement tirent du métal en arrière, mais surtout, contrastent avec le calme et l'absence d'agitation du bain TIG.

La longueur de bain est ainsi doublée, en ATIG, alors que sa largeur est réduite de 20 à 40% suivant les énergies nominales utilisées (cf. Figures V.12 et V.13).

Ces séries de clichés d'arc et de bain essaient de faire sentir les différences entre le soudage ATIG et le soudage TIG, du point de vue de comportement du bain et de l'arc électrique. Nous allons faire une présentation identique pour le soudage ATIG de l'acier inoxydable.

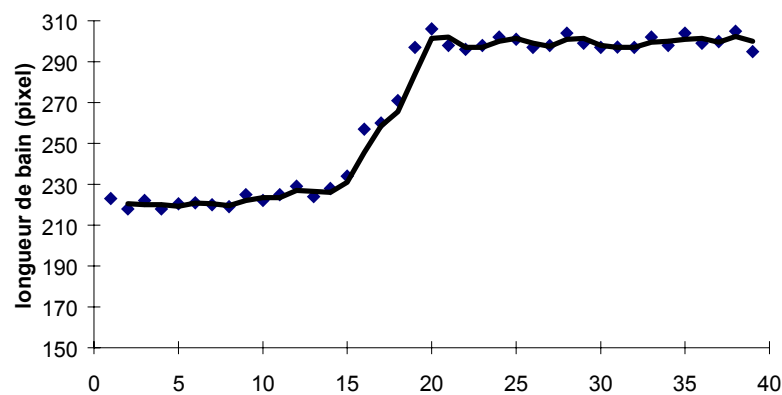


Figure V.10 : Variation de la longueur de bain du titane (pixels)

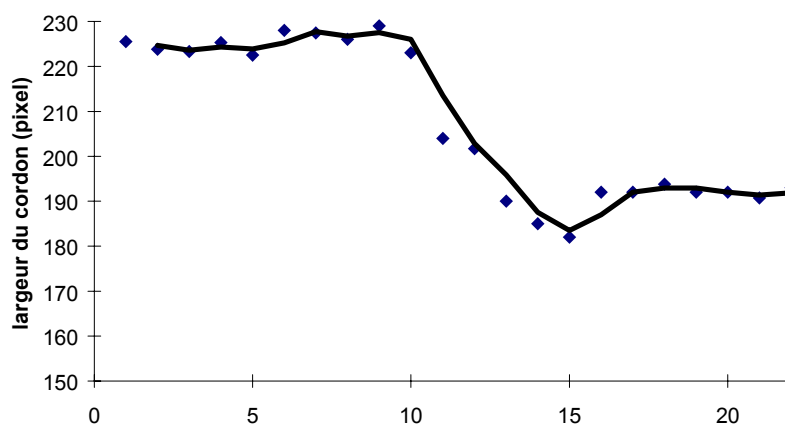


Figure V.11 : Variation de la largeur de bain du titane (pixels)

V.1.2. Illustration du soudage ATIG d'acier inoxydable

Dans le cas des aciers inoxydables, les arcs ATIG seront moins illuminés par la dissociation des éléments en présence. En effet, les oxydes en général, et ceux utilisés pour la formulation de ce flux en particulier, n'émettent pas de raies particulièrement lumineuses au cours de leur dissociation (cf. Figure III.7). Les clichés pris seront moins « éblouis », il est alors plus raisonnable d'associer les zones fortement lumineuses aux zones les plus chaudes.

Suivons la même démarche que pour le titane et commençons par la présentation des vues de face de l'arc ATIG des aciers inoxydables.

V.1.2.a. Vue de face de l'arc ATIG d'acier inoxydable

Il apparaît clairement, sur la Figure V.12, que l'arc est moins « ébloui » par la dissociation des composés du flux ATIG.

Comme pour le titane, les effets se concentrent à l'anode de l'arc. La répartition des zones intenses est en forme de poire. L'activation ATIG déplace ces zones chaudes en augmentant la taille des parties intenses au pied de l'arc à la chute anodique.

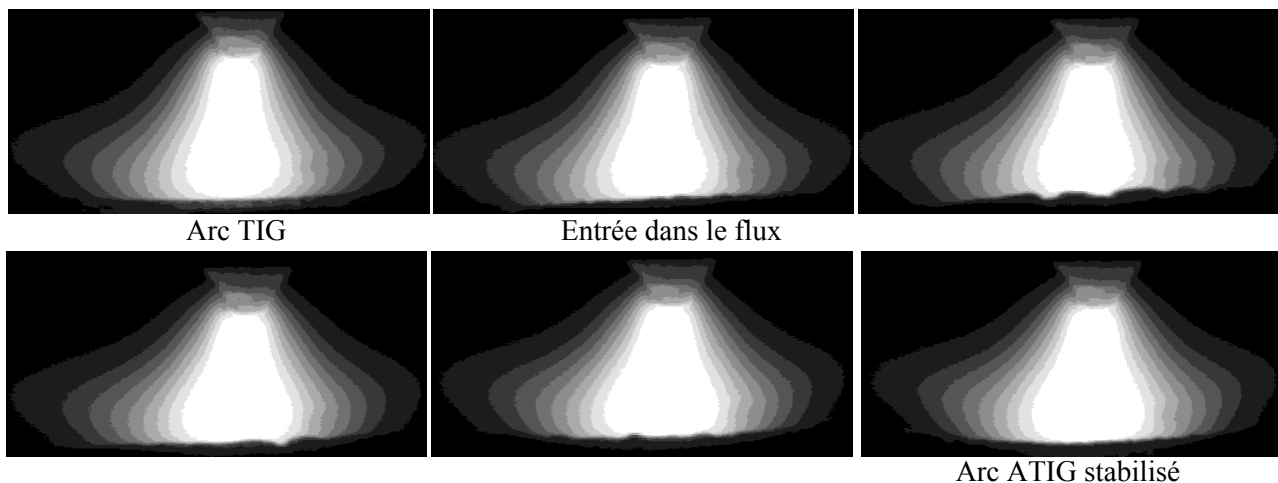


Figure V.12 : Vue de face de l'arc entrant dans le flux ATIG d'acier inoxydable - 200A - 15cm/min (décomposition en niveaux de gris)

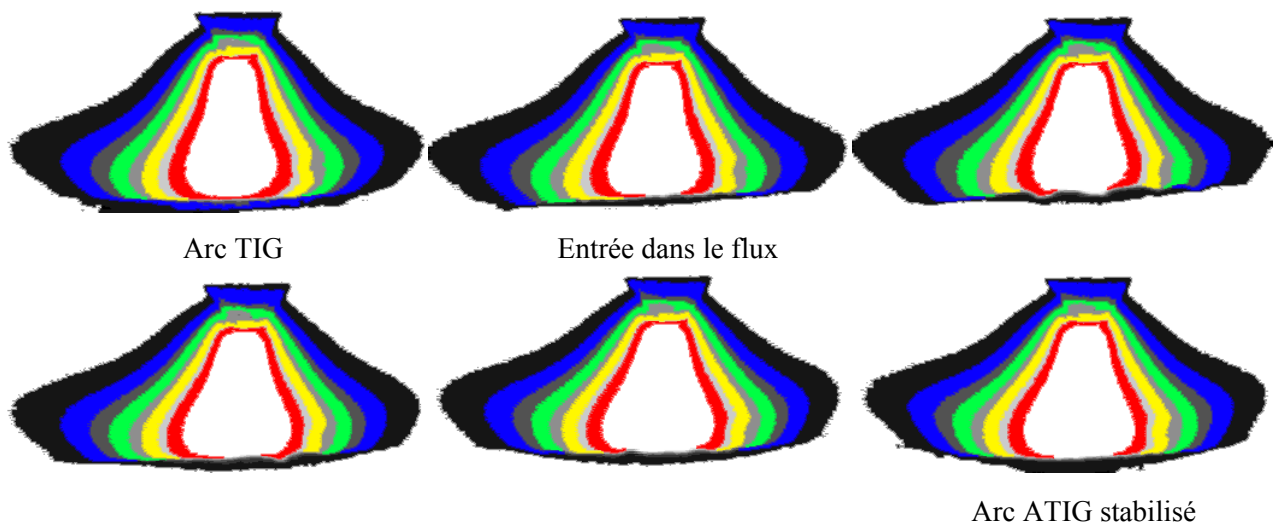


Figure V.13 : Vue de face de l'arc entrant dans le flux ATIG d'acier inoxydable - 200A - 15cm/min (recomposition d'image couleur)

Afin de confirmer ces constatations visuelles, moins nettes que pour le soudage du titane, nous avons mesuré les évolutions des largeurs d'arc à différentes altitudes (exprimées en pixels cf. Figure V.14).

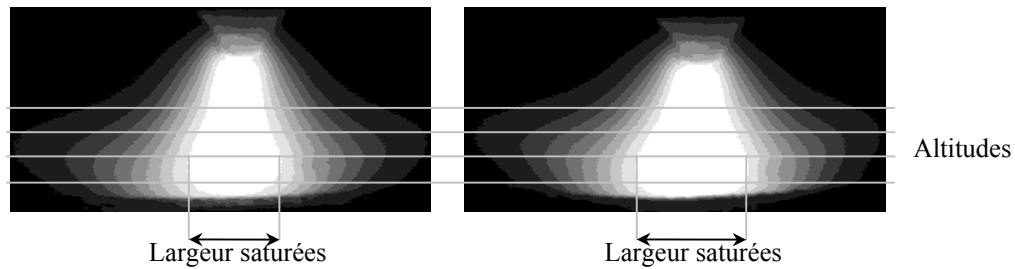


Figure V.14 : Configuration de mesure des régions saturées

Les résultats de ces mesures sont présentés en Figure V.15. Ils confirment que les intensités sont plus importantes au pied d'arc pour soudage ATIG. Les zones chaudes sont donc importantes autour de la tache anodique ce qui, on peut l'espérer, va augmenter le gradient thermique en surface du bain.

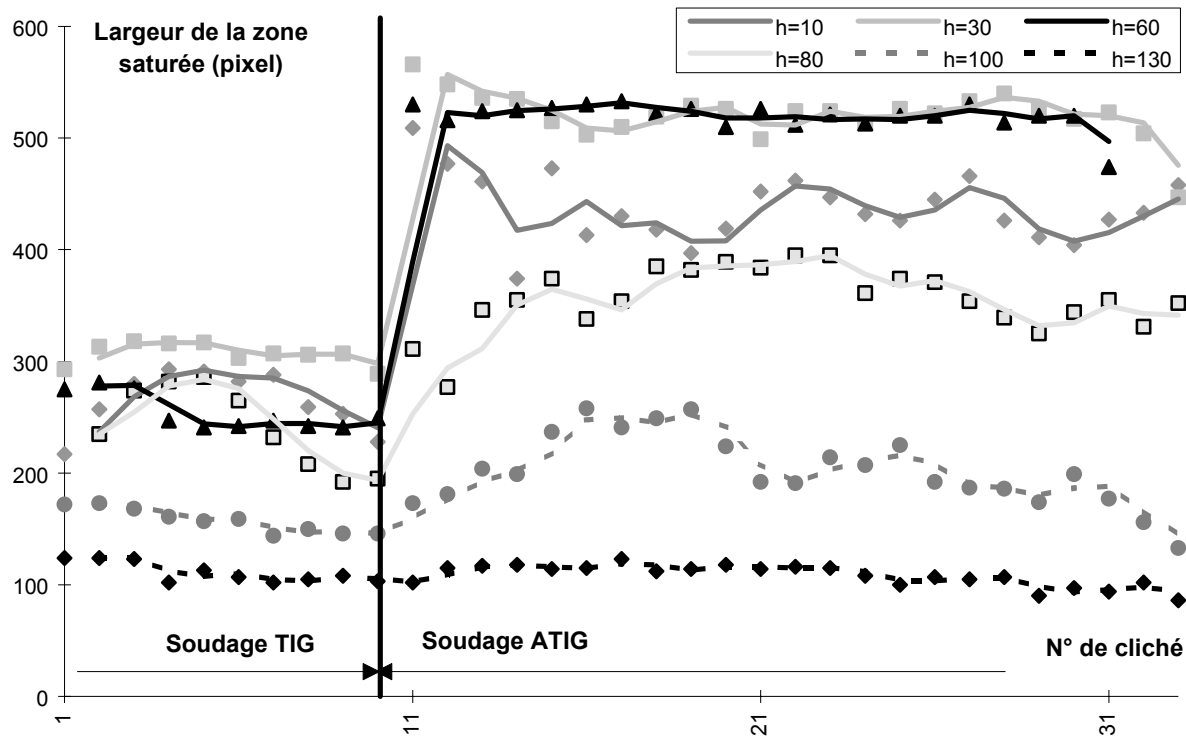


Figure V.15 : Mesure des largeurs saturées à différentes altitudes pour l'acier inoxydable (pixels)

V.1.2.b. Vue latérale de l'arc ATIG

Comme pour le titane, la présence de flux sur l'arc conduit à créer une forte déformation longitudinale de celui-ci. L'absence de fluorures rend cet effet moins lumineux.

Le bain de fusion, comme nous allons le voir, a un volume plus important, tiré en arrière, favorisant l'établissement de l'arc au droit des zones chaudes en arrière du bain. De plus, l'augmentation de la résistivité en front d'arc et la présence de courants surfaciques thermo-capillaires se déplaçant de l'avant vers l'arrière du bain, favoriseront encore cette déformation ce qui permet d'expliquer la présence de plasma tiré en arrière d'arc.

Ces déformations, constriction et plume arrière, augmentent les énergies nécessaires à stabiliser l'ensemble. En conséquence de quoi, les tensions présentes seront plus élevées.

Nous noterons, de plus, que l'arc s'enfonce davantage dans la pièce. Ceci est dû à l'effondrement du bain plus marqué en soudage ATIG des aciers inoxydables. Cet effondrement augmente la longueur d'arc mais, nous l'avons vu au chapitre précédent, la sensibilité des effets activants (par rapport à ce facteur) est relativement faible.

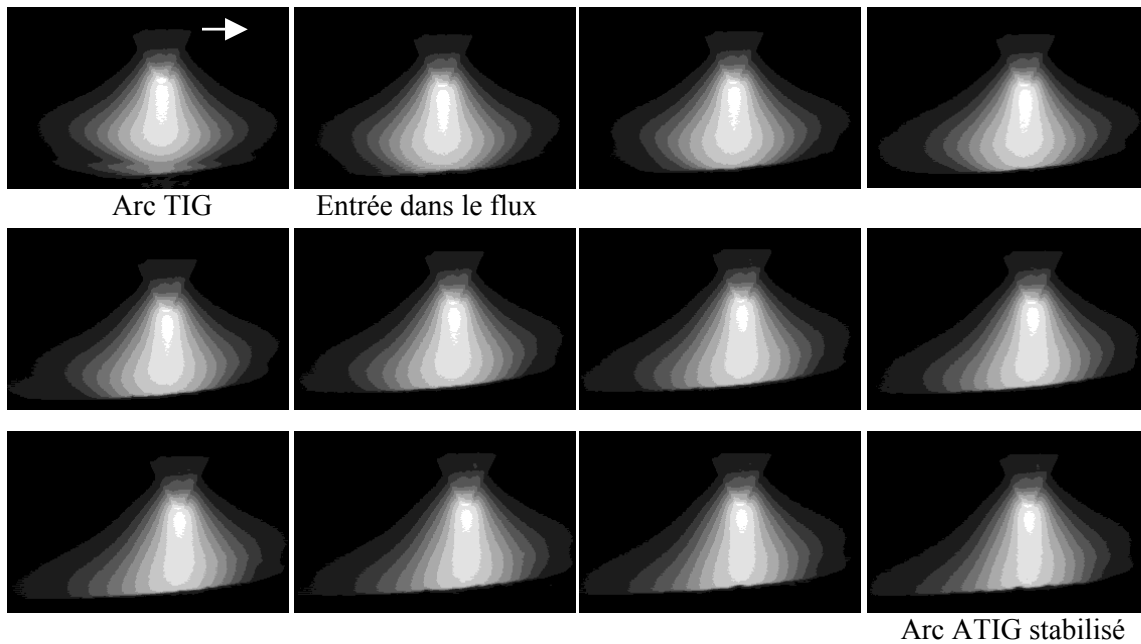


Figure V.16 : Vue latérale de l'évolution de l'arc électrique au passage du flux pour les aciers inoxydables - 150A - 10cm/min (décomposition des images en niveaux de gris)

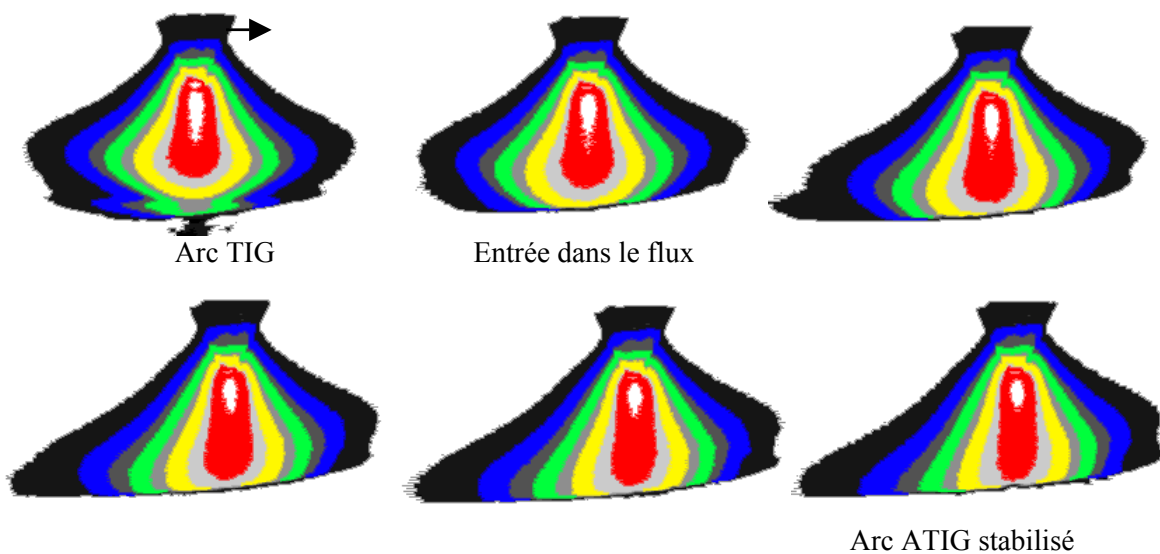


Figure V.17 : Vue latérale de l'évolution de l'arc électrique au passage du flux pour les aciers inoxydables -150A - 10cm/min (recomposition d'image couleur)

V.1.2.c. Le bain de fusion ATIG pour les aciers inoxydables

Comme pour le bain ATIG du titane, le passage de l'arc dans le flux modifie grandement la morphologie du volume fondu ainsi que le montre la Figure V.18.

Les variations d'énergie incidente et la présence de courants de Marangoni importants dans l'axe de la soudure aboutissent à la formation d'un bain très tiré en arrière de l'arc. Les Figures V.19 et V.20 présentent les mesures des variations de largeur et de longueur de bain relevées sur les images.

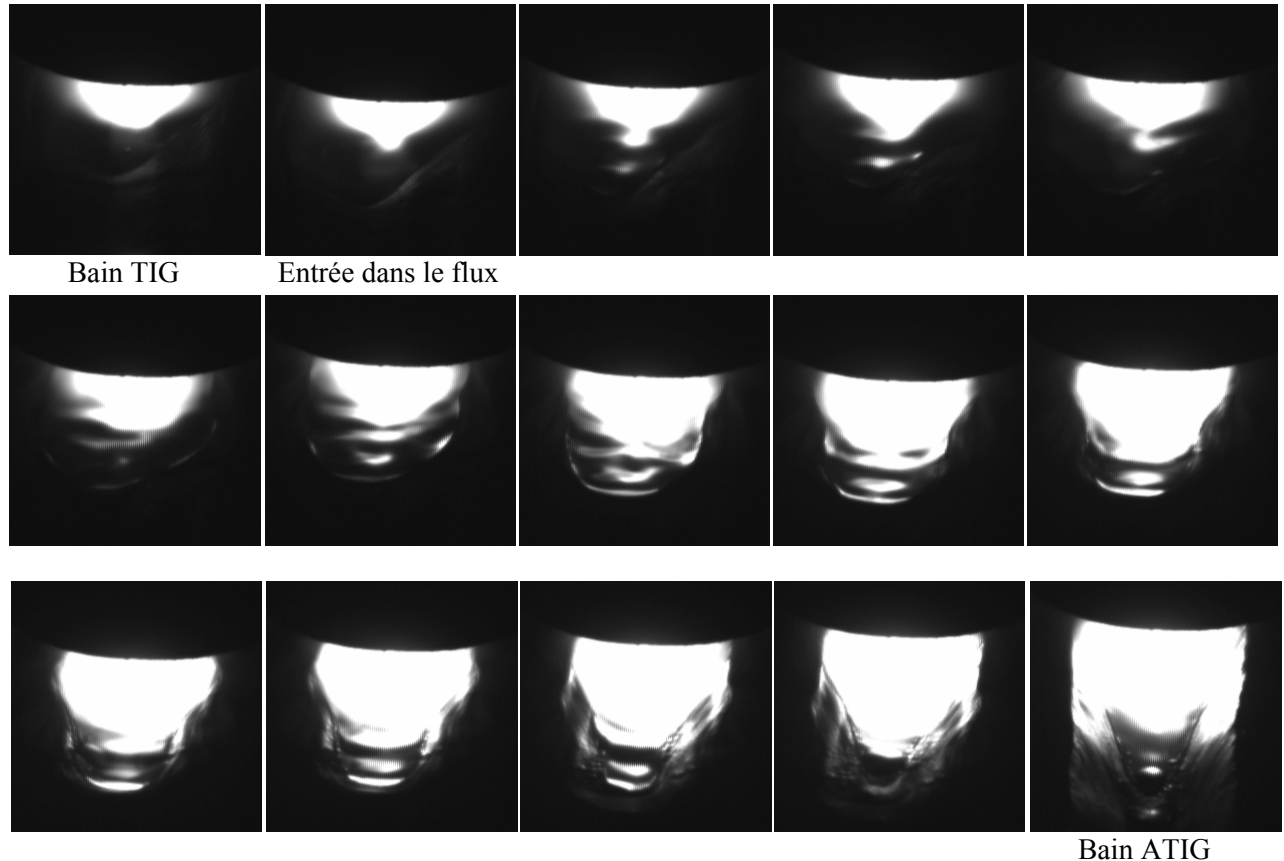


Figure V.18 : Evolution du bain TIG-ATIG au passage du flux pour les aciers inoxydables - 200A - 15cm/min

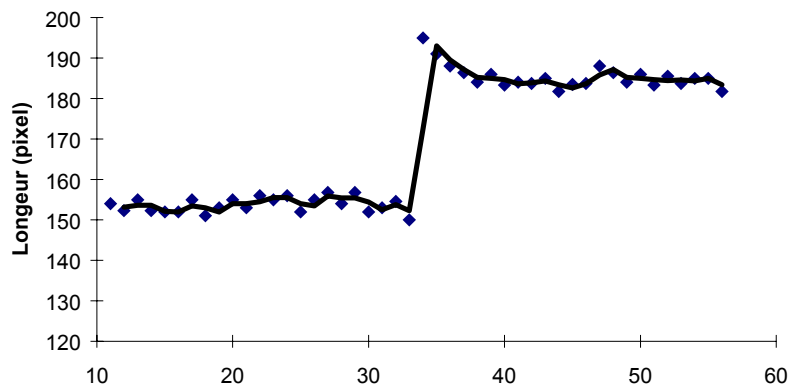


Figure V.19 : Evolution de la longueur du bain de l'acier inoxydable (pixels)

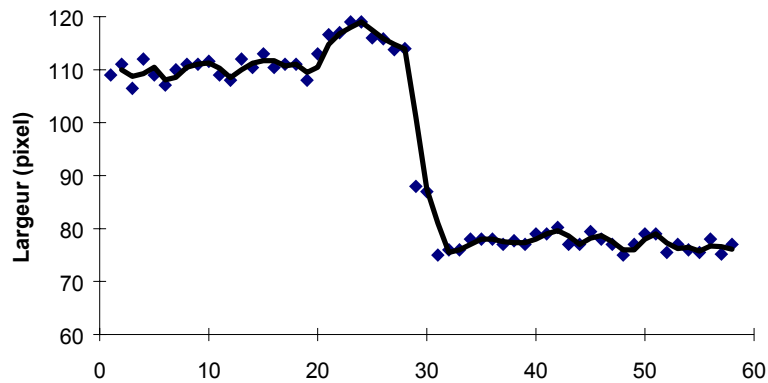


Figure V.20 : Evolution de la largeur de bain d'acier inoxydable (pixels)

Ces variations de taille de bain sont comparables à celles mesurées pour le bain ATIG du titane. Le bain double sa longueur, sa largeur est réduite de 40 à 50% par rapport à un soudage TIG.

Nous avons ainsi illustré les comportements d'arc et de bain. Les différences entre le soudage ATIG des aciers inoxydables et des alliages de titane résident essentiellement dans l'éblouissement créé par les composés fluorés qui ne donnent pas la possibilité de comparer deux à deux les formes d'arc ATIG d'acier inoxydable et de titane.

Les différents clichés présentant l'arc et le bain en soudage ATIG du titane et des aciers inoxydables permettent de mettre en évidence les modifications communes de ces deux applications que nous allons rappeler maintenant.

V.1.3. Comportement commun

Mise à part l'intensité lumineuse plus importante pour le titane on peut noter en général que :

- Le métal fondu est plus important, il est tiré en arrière du bain. Contrairement au bain TIG où ce dernier est circulaire au droit de l'arc, le bain ATIG est allongé, présentant une forme de goutte dont la longueur est typiquement du double de la largeur fondue.
- L'arc ATIG est déformé en arrière du bain fondu. Ceci est favorisé par la présence du métal liquide en arrière du bain qui facilite l'ionisation du gaz ainsi que par les courants de surface migrant de l'avant vers l'arrière du bain.
- La surface du bain est fortement déformée. L'arc est « plongé » dans le bain qui subit donc une pression plus importante. On peut alors croire, à tort, que la tache anodique est plus large en ATIG qu'en TIG. Ceci est particulièrement visible, pour les alliages de titane, par les éjections de plasma sur les côtés du bain qui forment deux « oreilles » de part et d'autre de l'arc, visibles en vue de face.
- Bien qu'invisible sur nos clichés, la constriction d'arc a bien lieu en surface du bain ; la tache anodique, décelable au pied de l'arc, est réduite de moitié selon PRILUSTKY et al [Ati 16], comme représentée schématiquement sur la Figure V.21.

Après avoir illustré, à grand renfort d'images, l'arc et le bain ATIG, nous allons nous intéresser, dans un premier temps, aux effets des flux sur l'arc électrique avant de chercher à visualiser les actions des courants de convection issus des variations de tension de surface.

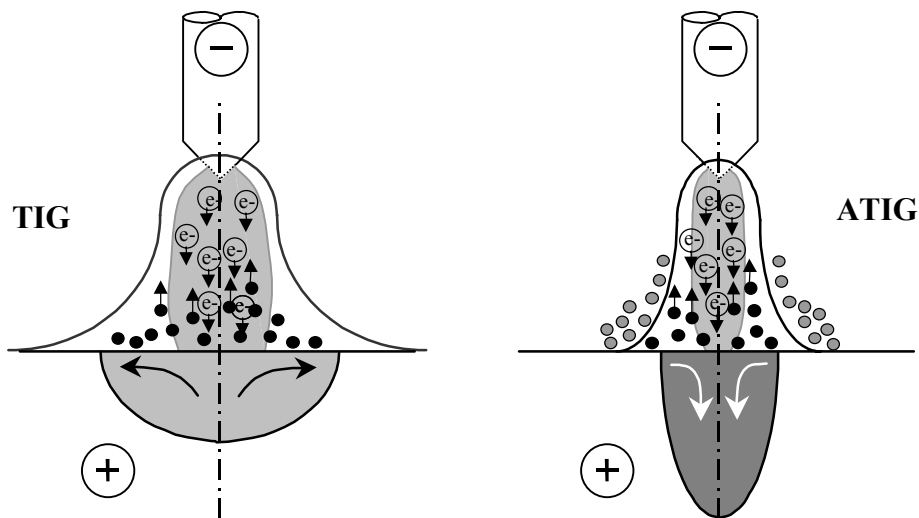


Figure V.21 : Schéma des modifications d'arc TIG et ATIG en vue de face

V.2. L'arc électrique

Fortement affectée par la présence de produit activant, la tension d'arc va évoluer. Le résultat direct est une modification des énergies incidentes qui vont affecter la soudure ATIG.

Nous étudierons les sauts de tension d'arc en fonction des paramètres classiques de soudage (intensité, vitesse et hauteur d'arc) avant de nous intéresser à l'impact qu'ont ces flux sur les usures ou les pollutions d'électrodes.

Mais, dans un premier temps, analysons le comportement de l'arc en présence de flux.

V.2.1. Analyse de l'arc

Nous cherchons à découpler les mécanismes propres à l'arc et au bain. Pour n'étudier que le comportement de l'arc, nous avons créé un arc entre l'électrode de tungstène de la torche TIG et un support en cuivre dont nous assurons un refroidissement intensif pour éviter la fusion du métal.

Des points de fusion d'une durée de 3s vont donc être réalisés en positionnant l'arc dans le flux préalablement déposé. Les enregistrements vidéos de chaque essai permettent, par mesures d'aire des zones les plus intenses, de quantifier les variations de taille des zones chaudes ainsi que leur comportement dans le temps. Les réponses sont alors données en pixel et correspondent aux valeurs des aires saturées sur les images vidéos prises par notre caméra.

Cette analyse n'est possible que pour les oxydes ou le flux dédié aux aciers inoxydables car, comme nous l'avons déjà fait remarquer, l'utilisation de composés fluorés fausse complètement l'interprétation en éblouissant l'arc.

Ces mesures ne nous apportent aucun renseignement quant aux valeurs de températures maximales atteintes, mais permettent de classifier encore l'action des flux testés. Par exemple, la Figure V.22 permet de faire ressortir que les zones les plus intenses des arcs ATIG sont superficiellement plus importantes.

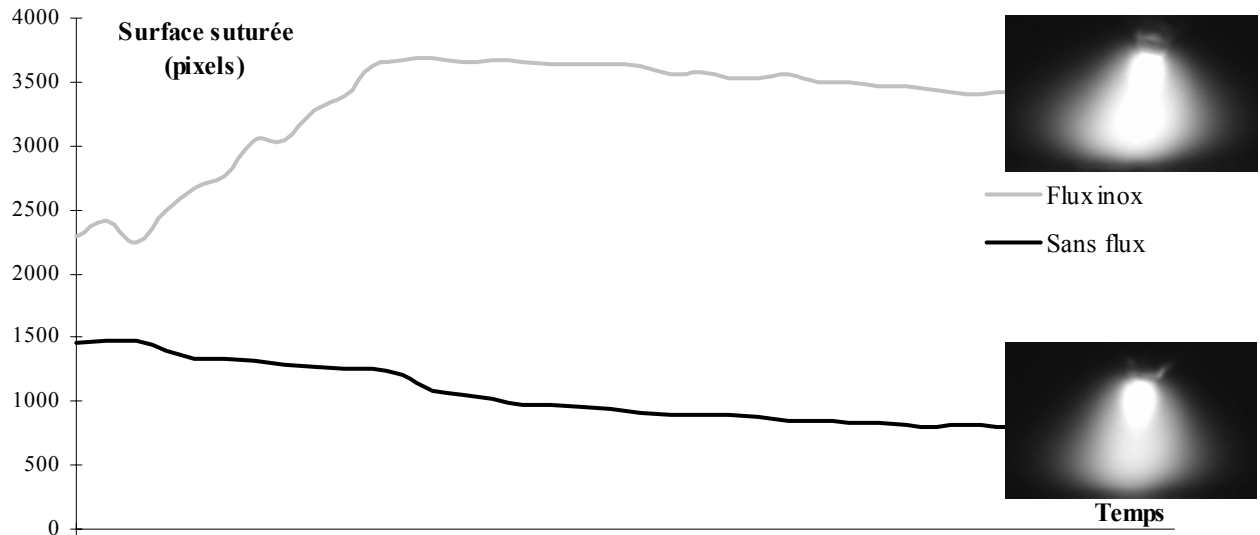


Figure V.22 : Evolution comparée des aires saturées des arcs TIG et ATIG pour les aciers (pixels)

Comme nous l'avons déjà noté dans la présentation des vues d'arc TIG-ATIG d'acier inoxydable, apparaît à l'anode de l'arc un zone à la luminosité intense qui caractérise la présence d'une répartition d'énergie plaquée sur la pièce.

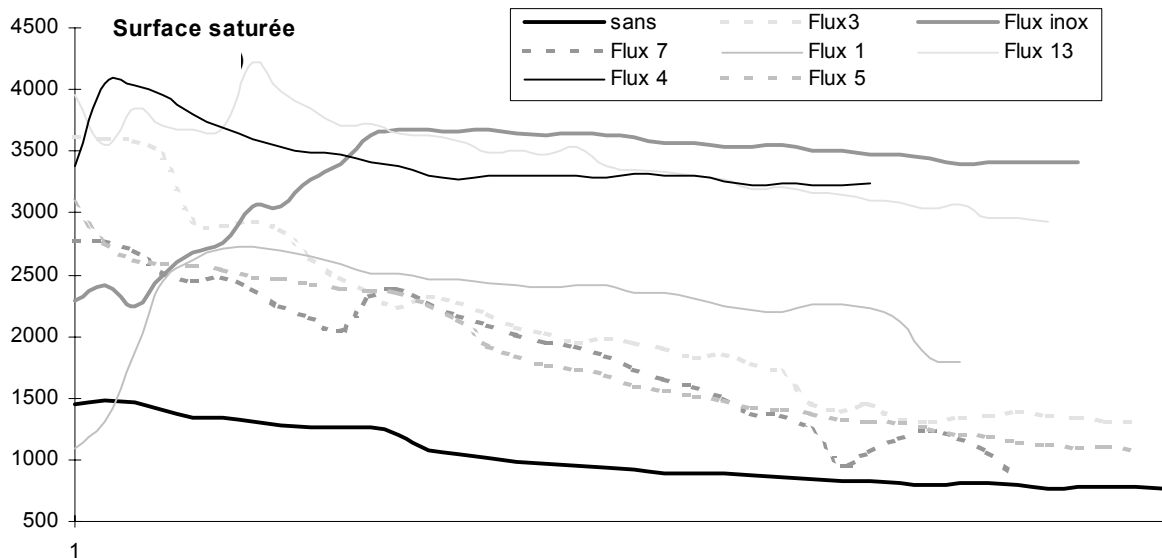


Figure V.23 : Mesure des aires saturées en fonction des flux testés pour les aciers (pixels)

Il semble néanmoins, au vu des résultats présentés en Figure V.23, que les flux les plus actifs présentent une forte augmentation de la surface saturée. Mais surtout, cet effet est conservé dans le temps.

V.2.2. La tension d'arc

Toutes les perturbations d'arc vont conduire à des variations de tension qui vont modifier l'énergie incidente et la célérité des électrons au sein de l'arc.

Les mesures de paramètres électriques (intensité et tension d'arc) révèlent une augmentation de la valeur de la tension lors du passage du soudage TIG au soudage ATIG (cf. Figure V.24). L'intensité, quant à elle, n'est pas modifiée par la présence ou non de flux activant.

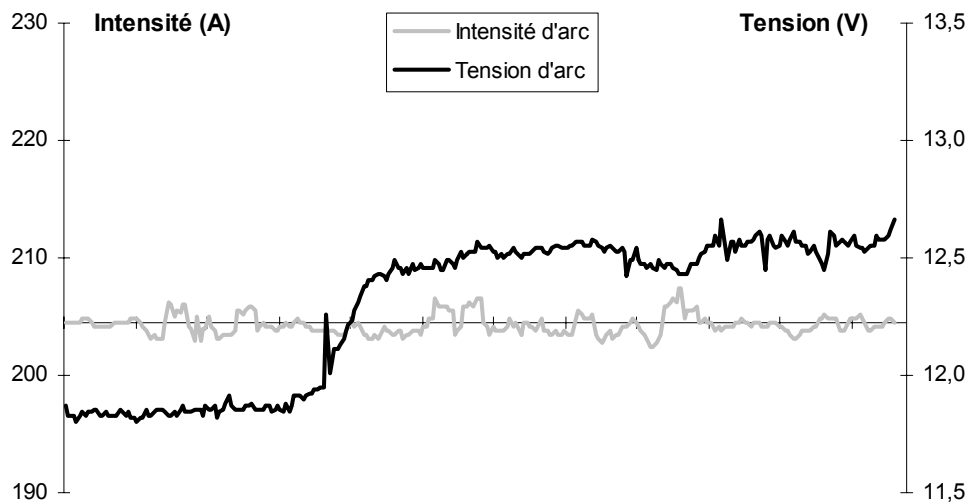


Figure V.24 : Evolution des paramètres électriques (aciers inoxydables)

Ce saut de tension dépend largement de l'ensemble des facteurs intervenant dans l'opération de soudage ainsi que des différents produits utilisés et résulte des modifications dans la colonne ionisée. Il est ainsi possible de mesurer les zones de transition (dans le cas du passage d'une surface exempte de flux à une surface avec flux, cf. Figure V.25).

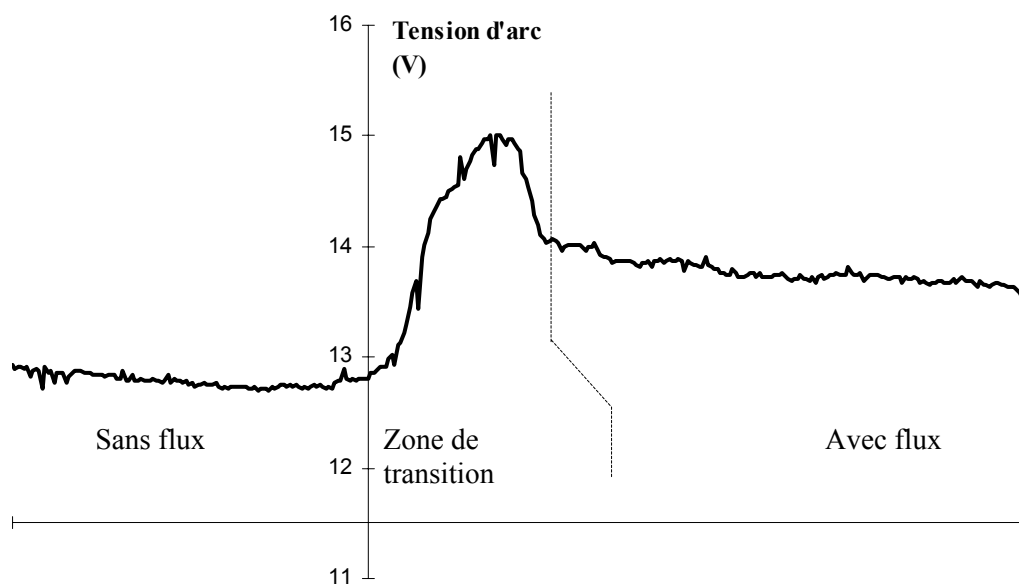


Figure V.25 : Evolution de la tension en soudage TIG puis ATIG de titane

Les réactions de dissociation et de recombinaison d'éléments, la modification électronique du plasma ainsi que la constriction de la tache anodique conduisent à diminuer la quantité d'électrons présents pour stabiliser l'arc. Par conséquent, sa résistivité augmente ; en d'autres termes, la résistance globale de l'arc est augmentée par le dépôt de flux qui joue alors un rôle d'isolant électrique.

A ceci s'ajoute la présence, en arrière du bain, d'une forte déformation du plasma. Ainsi, l'arc ATIG, plus volumineux, nécessite une énergie plus importante afin d'être stabilisé. Faute de pouvoir changer l'intensité ou la hauteur d'arc, la tension d'arc est alors mise à contribution pour équilibrer l'ensemble.

Cette différence de tension traduit donc une augmentation des énergies incidentes mises en jeu par l'arc ATIG. Or, la constriction d'arc, entre autre, va concentrer cette énergie et rendra donc le procédé plus efficace.

Ce gain d'énergie étant acquis, regardons quels paramètres influent sur ces valeurs de saut de tension, en commençant par l'intensité.

V.2.2.a. Influence de l'intensité sur le saut de tension

La Figure V.26 montre l'évolution de la tension d'arc en fonction de l'intensité. La tension de soudage TIG augmente de 3V quand l'intensité passe de 100 à 300A (variation du point de fonctionnement du générateur). Par contre, en ce qui concerne l'arc ATIG, application titane ou acier inoxydable, l'évolution des tensions est moindre.

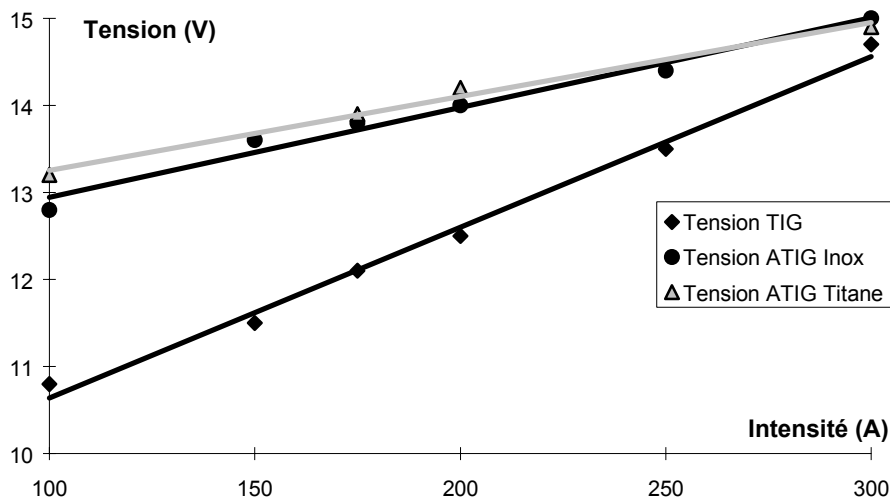


Figure V.26 : Tensions de soudage, TIG et ATIG, fonction de l'intensité

Les différences de tension entre le TIG et l'ATIG diminuent quand l'intensité augmente et tendent à s'annuler au-delà de 300A. Ceci s'explique en regardant l'arc électrique comme un corps déformable dont la rigidité est principalement fonction de l'intensité qui le stabilise et de la vitesse qui essaie tend à le cisailer.

Ainsi, aux faibles intensités d'arc, le plasma peut être déformé. Les mécanismes d'activation ATIG (constriction de la tache anodique, bain tiré vers l'arrière) vont avoir un effet majeur sur l'arc, d'où le saut de tension important (2V à 100A, ce qui augmente de 20% l'énergie incidente). Par contre, aux fortes intensités, le plasma d'arc est beaucoup plus rigide et

difficile à modifier, l'activation ATIG a alors moins d'effets sur l'arc ce qui conduit à un saut de tension plus faible, voire nul, au-delà de 300A.

On peut alors penser qu'un saut de tension élevé est le garant de l'efficacité maximale du procédé ATIG. En effet, il y a corrélation avec les résultats présentés au chapitre précédent, concernant l'influence de l'intensité sur le facteur géométrique du cordon. Ce dernier est, en effet, optimum aux faibles intensités pour l'acier inoxydable et le titane, on profite alors au maximum de la formation d'un cordon pénétrant plutôt que mouillant.

Le saut de tension d'arc peut-il donc être utilisé comme indicateur de l'action activante du flux utilisé ?

En ce qui concerne la pénétration, les alliages de titane font ressortir que l'intensité de 200A est plus favorable à une meilleure pénétration (à énergie nominale identique), phénomène qui est beaucoup moins accentué pour les aciers inoxydables. Le meilleur gain de pénétration n'est pas alors décelable à l'aide de la seule variation de tension d'arc, les mécanismes d'activation ne dépendant pas simplement des seules modifications d'arc.

Le Tableau V.1 présente les valeurs des écarts de tensions mesurés pour les différents flux testés. Les plus forts écarts de tension ne sont pas forcément obtenus pour les produits les plus actifs. En effet, le produit 4 (pour les aciers inoxydables) et le produit 6 (pour les alliages de titane) sont les plus actifs, ils présentent des sauts de tension respectivement de 1,38V et 0,92V. Il y a bien correspondance entre un fort saut de tension et une grande activation pour ces deux flux. Cependant, certains produits présentent des sauts de tension relativement importants (produits 2 ou 6 pour les aciers inoxydables et produits 2 ou 8 pour les alliages de titane) alors que leur efficacité sur la pénétration est quasi nulle.

| Aciers inoxydables | | Alliages de titane | |
|--------------------|----------------|--------------------|----------------|
| Indice du flux | ΔU (V) | Indice du flux | ΔU (V) |
| 1 | 0,6 | 1 | 0,92 |
| 2 | 0,95 | 2 | 0,82 |
| 3 | 0,42 | 3 | 0,84 |
| 4 | 1,38 | 4 | -0,41 |
| 5 | 0,64 | 5 | 0,03 |
| 6 | 0,73 | 6 | 0,92 |
| 7 | 0,58 | 8 | 0,83 |
| 8 | 0,27 | A | -0,23 |
| 9 | -0,2 | Produit optimum | 0,93 |
| 10 | -0,47 | | |
| 12 | 0,28 | | |
| 13 | 0,3 | | |
| 14 | 0,72 | | |
| Produit optimum | 1,06 | | |

Tableau V.1 : Valeur des sauts de tension (ΔU) en fonction des flux testés à 200A

Il est donc difficile de conclure que le saut de tension est un bon critère de sélection de produits fortement activants. Néanmoins, il est tout de même un indicateur d'action du flux ATIG utilisé, étant donné que les produits très activants s'accompagnent systématiquement de sauts de tension relativement importants. De plus, dans le cas des produits optimaux, les plus fortes variations de tension d'arc correspondent aux intensités conduisant aux meilleurs ratios morphologiques du cordon.

V.2.2.b. Vitesse de soudage

La vitesse de soudage, quant à elle, va favoriser la déformation de l'arc en allongeant notamment la plume créée en arrière du bain. En conséquence, la tension va naturellement augmenter avec la vitesse (cf. Figure V.27). Cette sensibilité à la vitesse sera d'autant plus réduite que l'intensité est importante, et ne variera presque plus au-delà de 300A (l'arc est alors très rigide et peu sensible aux perturbations extérieures).

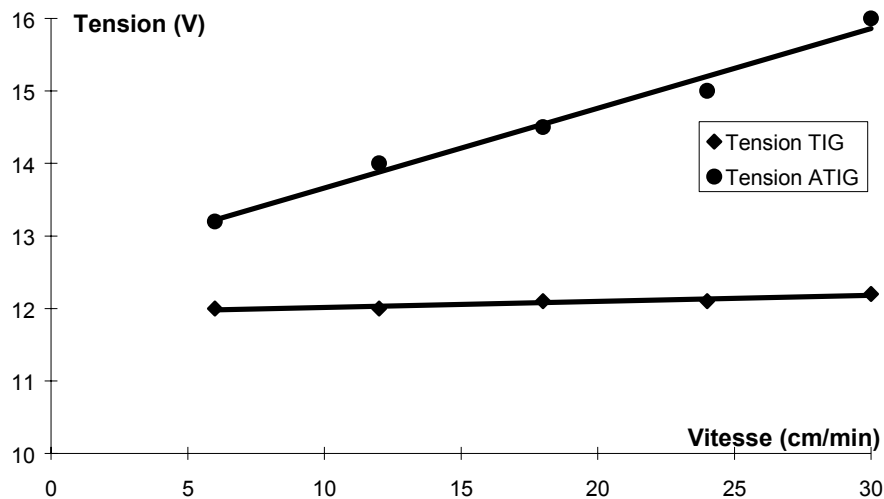


Figure V.27 : Influence de la vitesse sur la tension d'arc pour une intensité de 150A

Les vitesses importantes, si elles augmentent la tension, augmentent aussi les déformations en surface du bain en créant une vague qui risque de conduire à des défauts de surface inacceptables (défauts de Puckering). Il faut donc veiller à ne pas favoriser la formation de nouveaux défauts en cherchant des gains de production trop importants. Cependant, nous reviendrons sur ce point au chapitre suivant, montrant que la présence de flux activant déplace les vitesses d'apparition de ces défauts.

V.2.2.c. Hauteur d'arc

Comme pour la vitesse, la hauteur d'arc conduit à une augmentation de la tension d'arc (cf. Figure V.28). Pour autant, la distance électrode-pièce ne doit pas être trop grande car la densité d'énergie au sein de l'arc et la pression d'arc sur le bain sont deux facteurs fortement influencés par ce paramètre.

Rappelons tout de même que les produits élaborés ne sont que moyennement sensibles aux fluctuations de hauteur d'arc, puisque pour les deux formulations, la perte d'efficacité de pénétration intervient au-delà de 5mm.

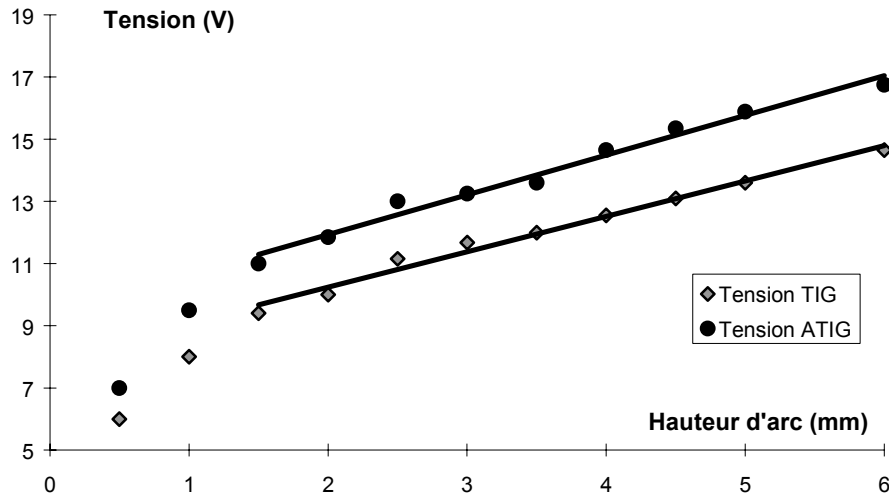


Figure V.28 : Influence de la hauteur d'arc sur la tension

V.2.2.d. Qualité de dépôt du flux

Enfin, la qualité de dépôt du flux affecte notablement la tension d'arc comme le montre la Figure V.29. Il est possible alors d'identifier les zones où il y a excès de produits (ou amas) et les zones où il y a manque de produit.

Il faut assurer impérativement une qualité de dépôt la plus uniforme possible. Ceci implique par conséquent d'assurer l'homogénéité de la granulométrie des poudres à déposer.

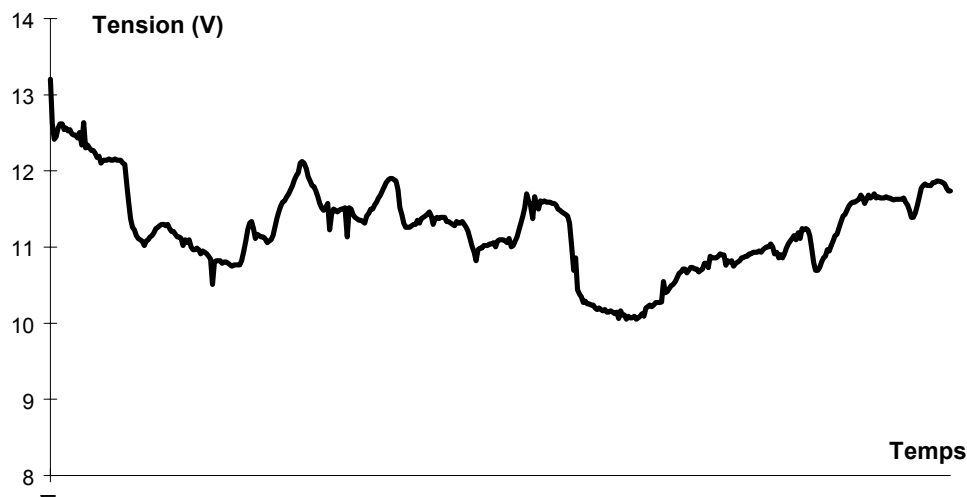


Figure V.29 : Variation de la tension de soudage en présence d'un dépôt volontairement inhomogène

De plus, se soulève alors le problème de la détermination d'une qualité et d'une quantité optimale de produit à déposer.

Au regard des modifications de tension d'arc, le surplus de flux ajouté en endroit va augmenter la résistivité (le flux jouant de plus en plus un rôle d'isolant électrique) et donc diminuer en partie l'efficacité du procédé.

L'estimation de consommation de flux pour 1 mètre de soudure ATIG est de 1 gramme, ce qui rend relativement difficile une mesure précise des quantités et la densité de produit déposé. Néanmoins, on peut estimer qu'au pinceau la quantité déposée varie entre 5 et 10g/cm², ce qui donne des résultats très satisfaisants en terme d'activation ATIG.

Pour conclure sur ces gains de tension d'arc, on peut dire qu'à 100A, les gains d'énergie ATIG sont de 20% par rapport au soudage TIG. Or, le facteur de réduction de largeur de tache anodique, quant à lui, varie entre 1,5 et 2. Ainsi, les densités d'énergie vont donc être améliorées au total d'un rapport 2,5 à 5.

Il ressort alors que les effets de constriction d'arc sont prépondérants pour améliorer la pénétration, comparativement aux gains d'énergie issus des sauts de tension. Cette constriction est, de plus, un facteur important qui va conditionner la pression d'arc ou les champs de températures en surface du bain, facteurs qui affectent fortement la formation du volume fondu.

Nous venons de voir les interactions entre le flux et la colonne d'arc, mais qu'en est-il de la cathode ; comment l'électrode subit-elle cette activation par flux solide ?

V.2.3. L'électrode ATIG

Bien que les observations précédentes indiquent que les différents phénomènes au sein de l'arc se concentrent à l'anode, nous nous sommes intéressés aux conséquences de l'utilisation des flux sur la cathode, donc en pointe d'électrode.

Il ressort que l'usure ATIG est particulière. En effet, à la différence des usures d'électrodes TIG qui sont symétriques, le cas du soudage ATIG conduit à une usure qui dépend du sens de soudage. Comme le montre la Figure V.30, la pointe d'électrode s'émousse différemment en amont et en aval du sens de soudage. Les intensités d'arc et donc les chaleurs résultantes sont plus intenses en amont de l'électrode conduisant à la fusion du tungstène ce qui est favorable à une émission thermoïonique plus importante.

Cette usure semble trouver une configuration d'équilibre en formant une sphère en bout d'électrode. Ceci rappelle les géométries caractéristiques des électrodes de tungstène pur qui fondent (faute d'émission thermoïonique du tungstène en phase solide) et forment une boule, notamment pour le cas du soudage d'alliages d'aluminium en courant alternatif.

Cette usure a été volontairement accélérée en utilisant une forte intensité de soudage (230A) pour les clichés présentés en Figure V.30.

Or, les intensités de soudage en ATIG, préconisées au chapitre IV, sont plus faibles. Ainsi, si l'on veut absolument éviter une usure trop rapide de l'électrode, il est préférable d'utiliser un diamètre surdimensionné par rapport au courant de soudage utilisé.

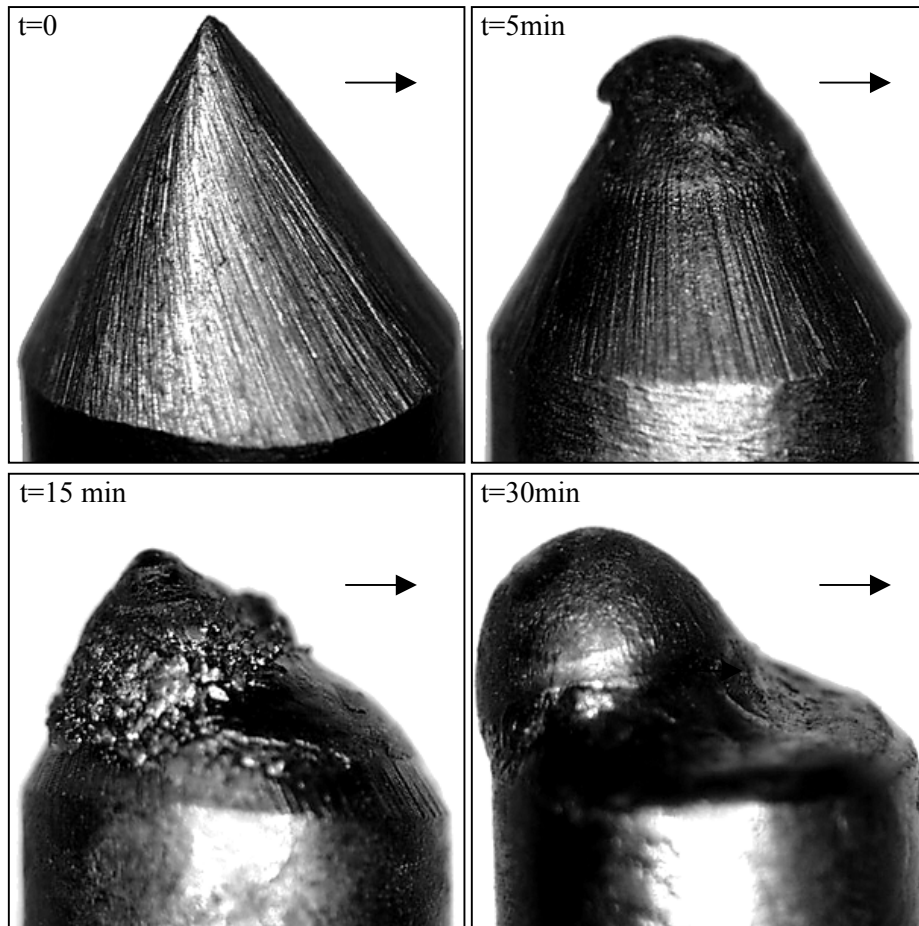


Figure V.30 : Usure des électrodes ATIG thoriées à 2%, Ø3,2mm, 230A

La pointe de l'électrode a fait l'objet d'une grande attention pour voir si les produits activants à l'anode ne polluent pas la cathode. Comme le montre la Figure V.31, des dépôts sont présents en pointe d'électrode. Après analyse de ces dépôts, on retrouve les principaux constituants des matériaux de base soudés mais en aucun cas des composants des flux ATIG.

Pour les alliages de titane, T40 ou TA6V, on retrouve sous forme d'oxydes en pointe d'électrode des dépôts de titane et d'aluminium. En ce qui concerne les aciers inoxydables, les principaux éléments détectés sont le fer, le chrome et le nickel (cf. Tableau V.2).

Dans les parties exemptes de dépôt, l'analyse ne détecte que le tungstène.

L'absence de pollution de l'électrode s'explique simplement par le décapage que subit la zone émissive, décapage qui a empêché le dépôt d'éléments pouvant modifier le comportement électrique de la cathode. Les seuls dépôts visualisés sont dus aux vapeurs métalliques traînées dans le plasma d'arc, vapeurs qui se déposent sur l'électrode à la coupure de l'arc. Il est donc logique de retrouver les constituants principaux du métal soudé.

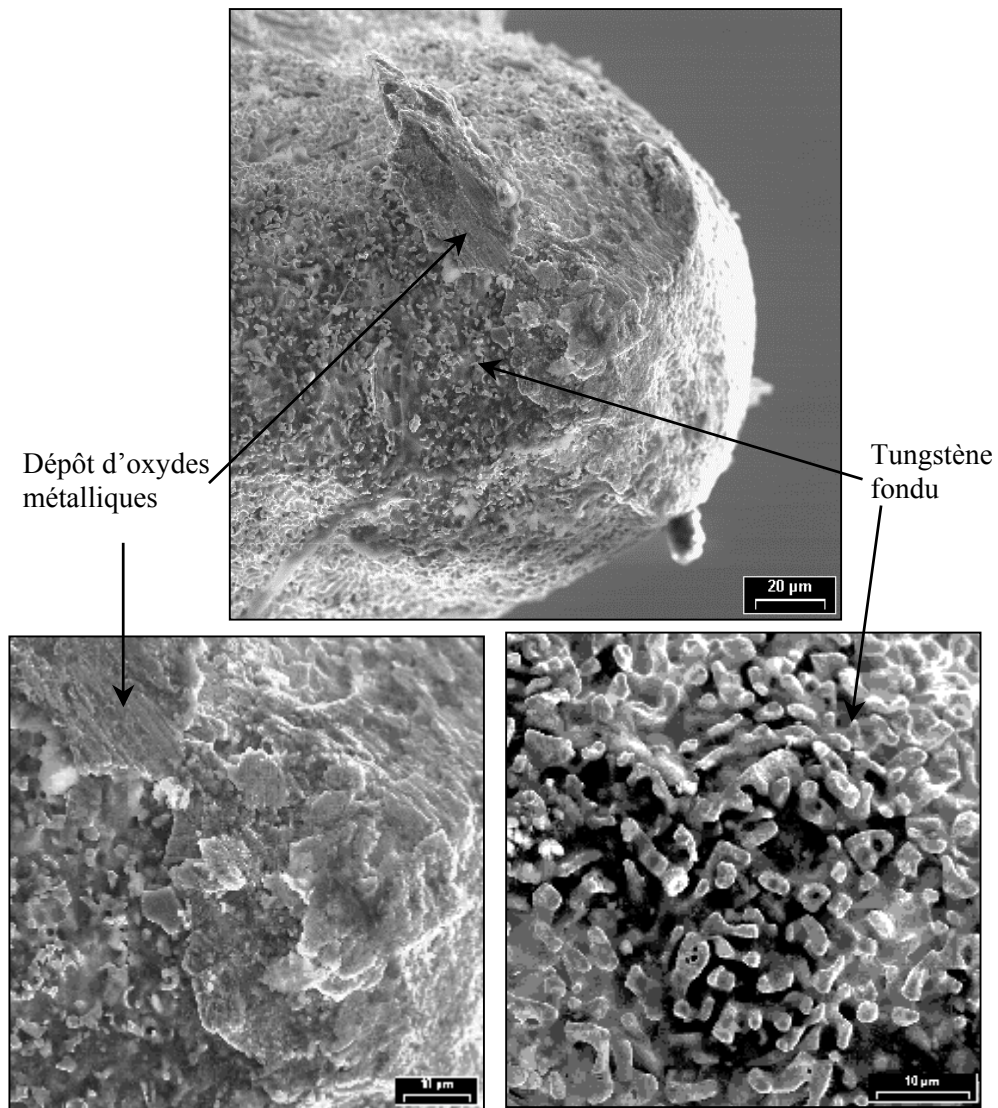


Figure V.31 : Photos MEB de la pointe d'une électrode thoriée à 2%, Ø3,2mm - 200A durant 1min

| Elément | W | Fe | Cr | Ni | Ti | Ca | Si | S | O |
|--------------------------------|------|------|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|
| Acier inoxydable % massique | 41,4 | 33,8 | 9,1 | 4,7 | 1,2 | 0,5 | 1,5 | 0,9 | 8,1 |
| Titane Grade 2 % massique | 38,4 | -- | -- | -- | 60,5 | -- | -- | -- | 0,8 |
| Electrode % massique | 95,2 | -- | -- | -- | -- | -- | -- | -- | 4,4 |

Tableau V.2 : Analyse MEB des dépôts en pointe d'électrode

Il n'y a alors pas à craindre pour l'intégrité de l'électrode, mais il faut prendre garde à leur usure particulière en ATIG.

Les interactions entre le flux et l'arc électrique sont importantes. Il est malheureusement difficile de mesurer la constriction de l'arc, de la tache anodique et par conséquent l'augmentation de la densité d'énergie qui résulte de l'utilisation de flux ATIG.

Les réactions physico-chimiques au sein et en périphérie de l'arc modifient les énergies mises en jeu au cours du soudage. Faute de moyens d'inspection poussés de l'arc et de son plasma, par exemple analyse spectrale ou mesures de champs thermiques, nous ne pouvons que constater de visu les modifications d'arc et mesurer leurs effets sur la tension en soudage TIG et ATIG.

Ce saut de tension, caractéristique de l'utilisation de produit activant, peut se révéler problématique dans le cas d'utilisation de bancs de soudage asservis en tension. Si le dépôt n'est pas correctement effectué (de manière homogène), la tête de soudage risque de plonger dans le bain.

De cette analyse des effets du flux sur l'arc, il ressort principalement que c'est la tension qui est affectée, ce qui conduit à augmenter l'énergie incidente. Mais, comme nous l'avons fait remarquer, ces gains en énergie ont une influence moindre sur le bain comparée à celle de la constriction de la tache anodique. Il faut donc, pour favoriser cette constriction, obtenir un arc qui n'est pas trop rigide. Ainsi, il est préférable d'utiliser des intensités inférieures à 200A. Le choix des vitesses de soudage et des hauteurs d'arc ne doit également pas annuler ces effets en conduisant à un arc trop diffus.

Les électrodes utilisées ne sont pas polluées par le flux solide, mais, par contre, elles présentent une usure particulière. Elle peuvent alors devenir un point critique de la production et de l'apparition de défauts (comme la perte de pénétration par exemple) si l'usure n'est pas contrôlée.

Après nous être intéressés aux modifications d'arc, nous allons mettre en évidence les interactions entre le flux solide et le bain métallique. Nous chercherons tout particulièrement à faire apparaître les phénomènes issus des modifications de tension de surface conduisant à la création de courants de Marangoni.

V.3. Le bain de fusion

Comme nous l'avons déjà constaté, le bain de soudage ATIG présente une surface endroit fortement déformée, confinant l'arc au sein du volume fondu. Cette zone a une section typiquement rectangulaire dont les largeurs envers et endroit sont presque identiques et correspondent pratiquement à l'épaisseur soudée (au-delà de 3mm).

Nous comparerons, dans un premier temps, les volumes fondus en soudage TIG et ATIG. Puis nous chercherons à faire interagir le flux avec le seul bain liquide par l'intermédiaire de l'utilisation d'une source Laser comme source thermique, ainsi que par la réalisation d'échantillons spéciaux.

Mais tout d'abord, intéressons nous aux sections fondues des cordons TIG et ATIG.

V.3.1. La section fondue

Au vu des gains importants de pénétration résultant de l'utilisation de flux activateurs, nous avons regardé dans quelle mesure le volume fondu est affecté par le procédé, à savoir s'il existe une forte variation à énergie nominale identique entre le soudage TIG et ATIG.

Les mesures des sections fondues entre les deux procédés, à énergie nominale identique, montrent que les phénomènes activants n'influent pas sur les sections fondues des cordons soudés (cf. Figure V.32 et Figure V.33).

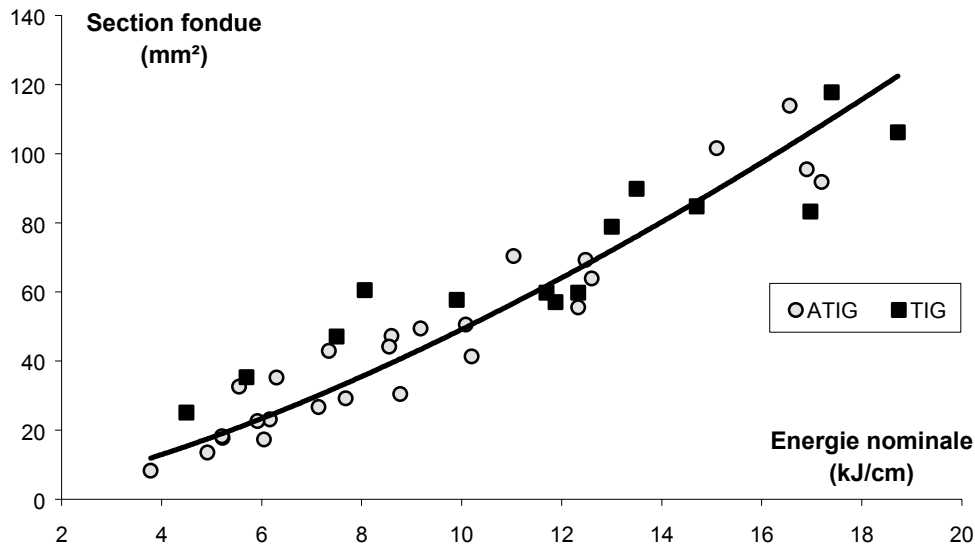


Figure V.32 : Mesures comparatives des sections fondues (titane)

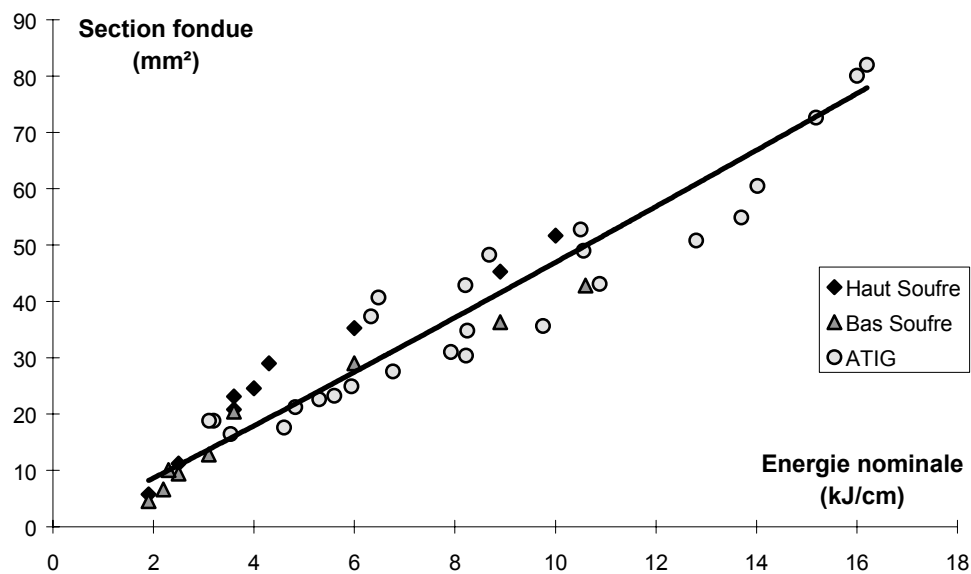


Figure V.33 : Mesures comparatives des sections fondues (aciers inoxydables)

Que ce soit pour les aciers inoxydables ou pour les alliages de titane, à énergie incidente identique, les procédés TIG et ATIG permettent donc de fondre des quantités égales de métal. Ce résultat est rassurant puisqu'il traduit globalement une conservation des énergies. Quel que soit le procédé utilisé, le volume de matière à fondre ne dépend que des propriétés du matériau (température de fusion, chaleur latente...) et non pas du type de source.

Cependant, les répartitions de ces volumes fondus sont radicalement différentes entre les soudages TIG et ATIG. Ainsi, si le procédé n'affecte pas la quantité fondue, il intervient et modifie grandement sa répartition dans l'épaisseur de la pièce.

Nous pouvons alors envisager de simuler la formation de bain TIG et ATIG via l'utilisation d'un Laser de soudage dont le faisceau sera non focalisé.

V.3.2. Simulation de source thermique

Le soudage ATIG modifie le comportement de l'arc électrique mais aussi le comportement du bain métallique en fusion. Ainsi, afin de découpler ces deux effets, nous utilisons une source Laser comme source thermique.

Le Laser de soudage de l'Ecole Centrale de Nantes est un Laser CO₂ de puissance maximale 6000W. L'émission photonique est focalisée à l'aide d'un miroir parabolique pour réaliser des soudures par mode keyhole. En défocalisant le spot de lumière, on réalise alors la fusion des matériaux en mode conduction et non keyhole. Nous réaliserons ainsi des lignes de fusion sans arc électrique.

Nous allons donc nous servir de cette source thermique pour simuler des densités d'énergie incidente identiques au soudage TIG. Les modifications de morphologie des cordons obtenus seront alors imputables aux seuls effets internes au bain.

La répartition des températures au sein de la source Laser est gaussienne, elle correspond bien au modèle de répartition couramment admis pour l'arc TIG.

Pour être au plus près du comportement TIG, il faut réaliser ces essais dans une atmosphère complètement neutre. Nous utilisons, pour ce faire, une boîte à gant (enceinte fermée remplie d'argon) dans laquelle sera disposée la pièce à souder. Une fenêtre, nécessaire au passage du faisceau Laser, est réalisée dans une glissière qui coulisse avec la tête de soudage et referme l'enceinte protectrice. La ligne de fusion est alors réalisée sous protection d'argon.

Nous n'avons cependant pas pu nous affranchir de la formation d'un plasma important au droit du cordon réalisé. Le faisceau Laser défocalisé et la présence de flux ionisés ont conduit à cette formation. Le plasma viendra inévitablement perturber les résultats expérimentaux réalisés, puisque modifiant la configuration de la source thermique.

La détermination des paramètres expérimentaux à utiliser est basée sur une recherche de volume fondu équivalent entre le soudage TIG et la ligne de fusion Laser défocalisée.

Ces paramètres sont :

- une puissance Laser de 6000W,
- une vitesse de travail de 15cm/min avec une tache focale utile de 6mm de diamètre.

La densité d'énergie théorique correspondante est de 21kW/cm², ce qui correspond bien aux densités d'énergie classiques en soudage à l'arc (cf. Chapitre I.1). Les produits testés sont les compositions finales déterminées pour le soudage ATIG des aciers inoxydables et des alliages de titane.

Dans un premier temps, nous réalisons des lignes de fusion de type TIG-ATIG en ayant préalablement déposé du flux sur une demi-longueur à souder.

Nous constatons alors que la présence de flux augmente le volume fondu de manière importante comme le montre la Figure V.34 (ligne de fusion réalisée sur du titane TA6V). Ce phénomène est plus marqué pour les alliages de titane que pour les aciers inoxydables.

C'est un point difficile à interpréter. En effet, il est possible de penser que la présence de flux, augmentant le plasma opaque pour le faisceau Laser, limite la quantité d'énergie incidente sur la tôle. Le volume fondu devrait alors être inférieur. Or ceci n'est pas vérifié par nos expériences ; au contraire, la ligne de fusion réalisée avec flux présente une section fondue supérieure de plus de 200% par rapport à la section fondue du cordon sans flux.

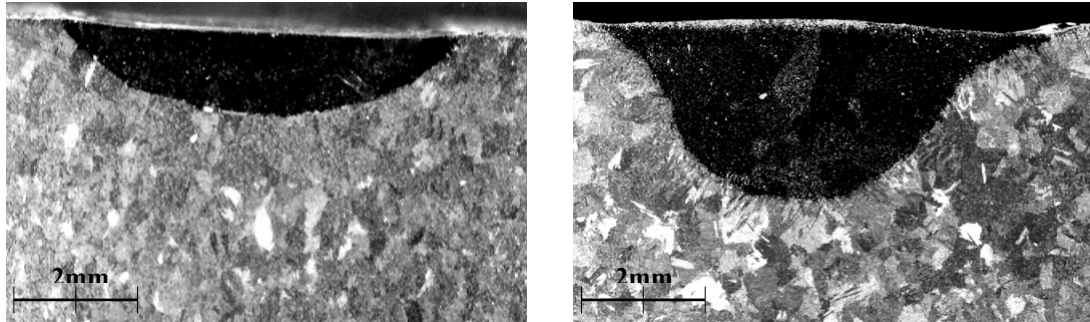


Figure V.34 : Lignes de fusion réalisées grâce à une source laser défocalisée avec (droite) et sans (gauche) flux activant (T40)

On peut supposer que l'ionisation des flux, très lumineuse notamment pour les produits fluorés, crée une émission résultante qui peut devenir une seconde source thermique. Mais cette explication reste insatisfaisante pour justifier une telle différence de volumes fondus.

Les flux déposés en surface du bain peuvent cependant jouer un rôle tensioactif soit en inversant le gradient thermique de tension de surface du bain liquide (gradient naturellement négatif), soit en modifiant localement (sur les bords du bain fondu) les valeurs des tensions de surface. La présence des courants de convection centripètes, issus des phénomènes thermo-capillaires, va alors favoriser la formation d'un volume fondu plus grand en apportant les calories au fond du bain.

On peut pourtant se demander pourquoi, en l'absence de flux, le volume fondu n'est pas nettement plus large du fait des courants surfaciques centrifuges. Mais, d'après l'étude bibliographique, les célérités des courants peuvent être dix fois plus importantes en présence d'éléments fortement tensioactifs (par exemple le soufre), ce qui expliquerait que la largeur du bain soit peu modifiée.

Il est tout de même difficile de penser qu'une telle modification de volume fondu soit uniquement due à l'action des tensions de surface et à l'émission photonique des flux ionisés. En effet, entre les soudages TIG et ATIG, nous avons vérifié la cohérence des cordons réalisés en terme de section fondue en fonction de l'énergie nominale incidente (cf. Figure V.32 et V.33).

Nous allons néanmoins chercher à mettre en évidence l'existence et l'importance des courants de Marangoni en forçant le déplacement de masses fondues par modifications des valeurs de tension de surface.

Pour ce faire, nous avons déposé du flux sur un seul des deux côtés à assembler avant de réaliser une ligne de fusion Laser comme présenté sur la Figure V.35.

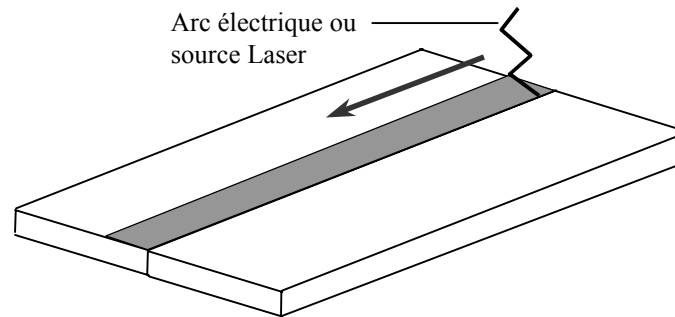


Figure V.35 : Configuration de soudage avec un dépôt de flux unilatéral

Rappelons que les courants de Marangoni sont créés par une ségrégation en surface du volume liquide d'éléments qui, sur quelques couches atomiques, aboutit à la modification des tensions de surface. Les variations de température et de concentration du soluté en éléments tensioactifs sont les deux moteurs de ces courants.

Nous espérons ainsi réaliser un déplacement de la zone fondue en modifiant en surface le comportement des courants thermo-capillaires. Cette configuration peut correspondre à l'assemblage de deux aciers de soudabilité très différentes, par exemple une nuance à fort et une à bas taux de soufre.

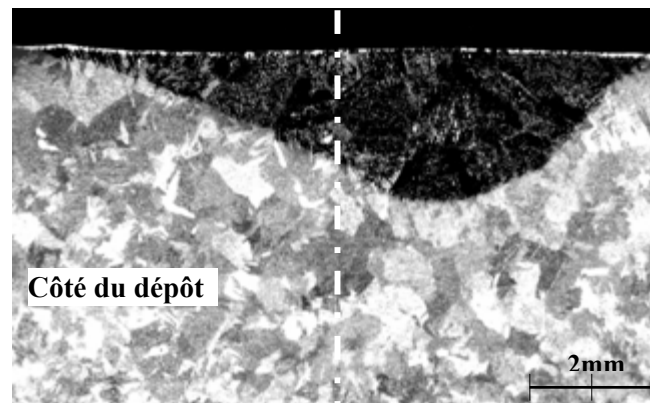


Figure V.36 : Cordon Laser défocusé avec flux sur le bord gauche (T40)

La Figure V.36 présente une section de la ligne de fusion ainsi réalisée. Le bain est très nettement déplacé du côté exempt de flux.

On peut alors proposer une explication simple s'appuyant sur l'hypothèse que les produits ATIG ont des valeurs de tension de surface (en phase liquide) très inférieures à celles du métal liquide et que ces flux jouent un rôle tensioactif pour le bain de fusion. Ceci est plutôt un postulat, puisque l'on a choisi les composants de ces flux tels que leurs tensions de surface soient inférieures d'un facteur 1000 par rapport aux valeurs des métaux liquides.

Ainsi, étant donné que le centre du bain a la température la plus chaude de la surface fondue, du côté exempt de flux, les courants surfaciques seront orientés du centre vers les bords du bain. On suppose le comportement identique au cas du bain TIG (les valeurs de tension de surface sont donc plus fortes dans les régions les plus froides).

Du côté en présence de flux, les faibles valeurs de tension de surface du flux liquide, ainsi que l'action tensioactive, visant à inverser les gradients de tension de surface, vont conduire à la création d'un courant initié au bord du volume fondu se dirigeant vers le centre du bain.

Les courants résultants vont ainsi déplacer la masses fondues du côté vierge de produit, comme nous l'avons représenté sur la Figure V.37.

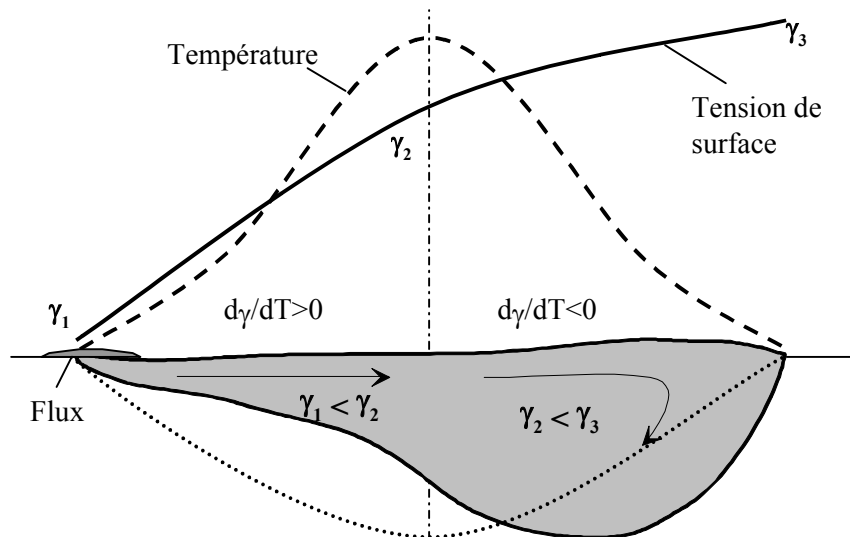


Figure V.37 : Schéma représentant les mécanismes de formation d'un bain dissymétrique

De plus, ce mécanisme va s'auto-entretenir, puisque la migration du côté avec vers le côté sans flux entraîne en surface des éléments tensioactifs qui inversent alors les gradients de tension de surface avant d'être vaporisés au centre du bain.

Cette expérience confirme que les flux actifs interagissent de manière forte sur les mécanismes de surface du métal liquide.

Dans le cas du bain de fusion ATIG, nous retrouvons les mêmes mécanismes amorcés par les deux moteurs des courants de Marangoni que sont les gradients de température et de concentration.

Comme les valeurs de tension de surface du flux liquide sont très inférieures à celles du métal liquide, sur les bords et sur le front de liquéfaction du bain, la présence du flux fondu donnera lieu à des zones de très faibles valeurs de tension de surface. Les courants initiés sur les bords vont faire migrer en surface du bain les éléments tensioactifs nécessaires à créer et entretenir les inversions de comportement des gradients thermiques de tension de surface.

Dans le sens de déplacement du soudage, nous retrouverons une configuration identique à celle évoquée ci-dessus, le front de liquéfaction étant en présence de flux, alors que le front de solidification en est exempt.

Nous avons donc réussi à créer artificiellement un déplacement de masses fondues. Ce mouvement de liquide, comme nous venons de le voir, s'explique simplement par la création en surface de courants initiés par des différences de tension surfacique.

Pour nous assurer qu'un comportement identique est constaté en soudage TIG, nous avons répété cette expérience en utilisant la torche TIG et l'arc électrique comme source thermique et non plus le faisceau Laser.

La présence de flux sur un seul des deux côtés à souder va nécessairement déformer la colonne d'arc et donc dévier le bain de sa trajectoire (cf. Figure V.38-gauche). Cette déviation va venir en addition des courants de convection thermo-capillaires pour modifier la morphologie du volume fondu. Il ne sera alors pas possible de différencier l'action de chacune des deux participations sur l'aspect final de la zone fondue.

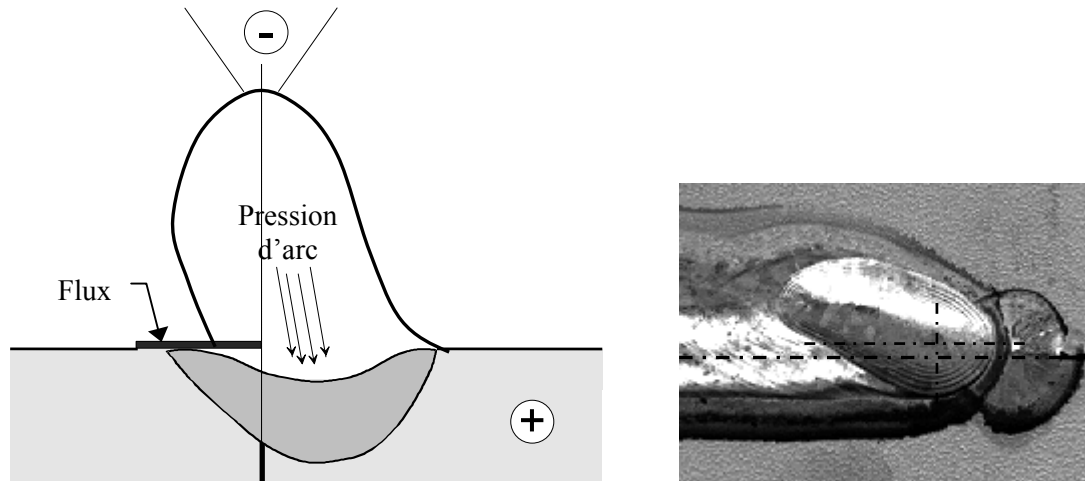


Figure V.38 : Schéma de comportement d'arc (gauche) et vue du cratère de fin de cordon (droite-x2)

La Figure V.38 montre bien un cordon dévié du côté exempt de dépôt. Le cratère de fin de cordon est complètement dévié et le centre de ce cratère (point d'impact de l'arc) est décalé de plus de 1mm par rapport à sa trajectoire théorique qui suit le plan de joint des pièces à assembler. Pour autant, le front de fusion reste relativement symétrique, ce qui permet de penser que les températures au sein de l'arc, si elles sont modifiées, conservent une répartition symétrique malgré la présence du flux sur un seul côté.

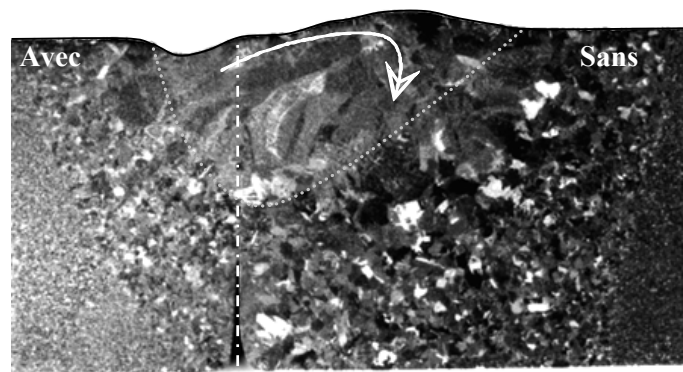


Figure V.39 : Section de cordon réalisé avec un dépôt de flux sur côté gauche (T40)

Le bain de fusion présente une morphologie de zone fondue d'aspect non symétrique (cf. Figure V.39), il est, en effet, fortement décalé par rapport au plan de joint à souder. Les stries de solidification et la surface du bain confirment les mouvements de métal fondu, c'est-à-dire le déplacement du côté en présence de produit actif vers la face exempte de dépôt (cf. Figure V.40).

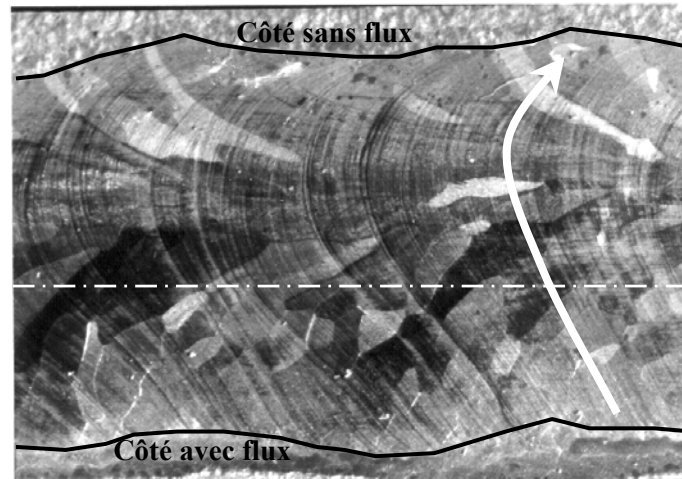


Figure V.40 : Stries de solidification dissymétriques sur le bain (T40)

Les essais Laser semblent mettre en évidence l'existence et l'importance de l'intensité des courants thermo-capillaires. Cependant, ces essais Laser et arc, ne peuvent s'affranchir de la présence d'un plasma important qui perturbe et agit sur les zones fondues obtenues. Il nous faut alors encore chercher à contourner ces difficultés pour confirmer l'importance qu'ont les courants de Marangoni.

Mais, avant tout, regardons si le flux solide peut avoir une quelconque activation en soudage Laser - mode keyhole.

Nous avons donc effectué des soudures Laser en ayant pris soin de déposer, avant soudage, du « flux ATIG » pour chercher à déterminer sa quelconque efficacité en soudage LASER.

Au cours du soudage, la taille du plasma est fortement augmentée par la présence de flux. Ceci laisse penser que la pénétration va être moindre car l'énergie transmise de la tête de soudage à la pièce est réduite par l'écran opaque que forme le plasma.

Or il n'en est rien, la pénétration est identique dans les deux cas comme le montre la Figure V.41. Ces produits n'apportent rien aux soudures d'acier inoxydable ou de titane mais ne déprécient pas pour autant l'aspect de ces assemblages.

Cependant, le flux crée une pollution supplémentaire en endroit du cordon préalablement recouvert de produit actif. Cette pollution, qui n'est autre que du flux vitrifié en surface de la zone fondue, peut laisser croire, en regardant le cordon en endroit, à une forte réduction de la largeur de bain. Ceci n'est pas le cas, comme le montre la section fondue des soudures réalisées en Figure V.41. Les différences de morphologie des sections fondues, visibles sur les clichés, sont dues au fort plasma résultant de la dissociation des flux qui joue un rôle de divergent rendant la tache focale Laser plus diffuse.

Néanmoins, le cratère de fin de cordon est nettement plus allongé en présence du flux, phénomène identique à ce qui est constaté en ATIG. Le métal liquide est très tiré en arrière du bain. Ceci peut s'expliquer par la présence du plasma traîné en arrière du bain ainsi que par les variations de viscosité du métal, influence que nous n'avons pas encore abordée.

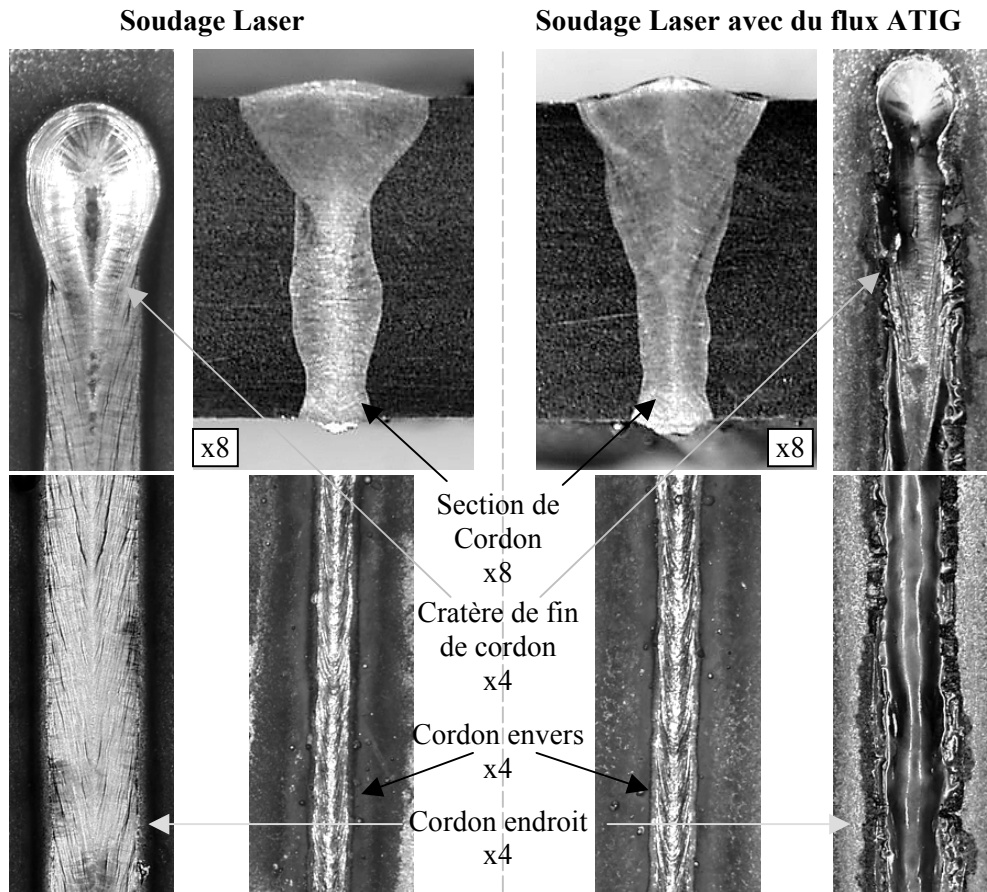


Figure V.41 : Cordons soudés Laser avec et sans flux (304L)

Les procédés à haute densité d'énergie, Laser ou plasma, utilisant un mode de travail keyhole conduisent à des volumes fondus très limités. Dans ces conditions, en l'absence d'arc et pour un faible volume fondu, les poudres ATIG ne sont a priori d'aucun intérêt.

Nous avons donc continué à définir des essais dont l'objectif est de ne pas avoir d'interaction entre l'arc et le flux afin de mettre en évidence les effets de variation de tension de surface.

V.3.3. Préparations « sandwich »

Comme évoqué précédemment, nous avons réalisé des éprouvettes « sandwich » composées d'une tôle de base d'épaisseur 5mm sur laquelle est plaquée une feuille d'épaisseur 1mm avec, dans l'entrefer, du flux activant (cf. Figure V.42).

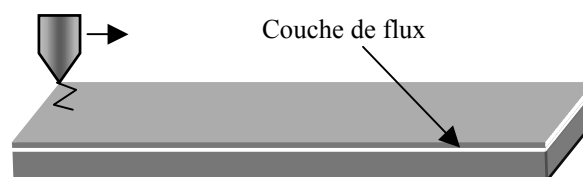


Figure V.42 : Configuration de soudage pour les préparations « sandwich »

Nous allons ainsi réaliser la fusion du matériau et du flux en présence dans l'entrefer sans qu'il y ait interaction directe entre l'arc et le flux déposé. La Figure V.43 présente les différents types de cordons obtenus avec des tôles de 304 réalisés à 200A pour une vitesse de 10cm/min.

La figure V.43-a correspond à une soudure réalisée sans flux dans l'entrefer. La morphologie fondue est typique d'une soudure TIG, c'est-à-dire, large et peu pénétrée. Nous vérifions ainsi que cette configuration conduit à des résultats identiques au soudage TIG.

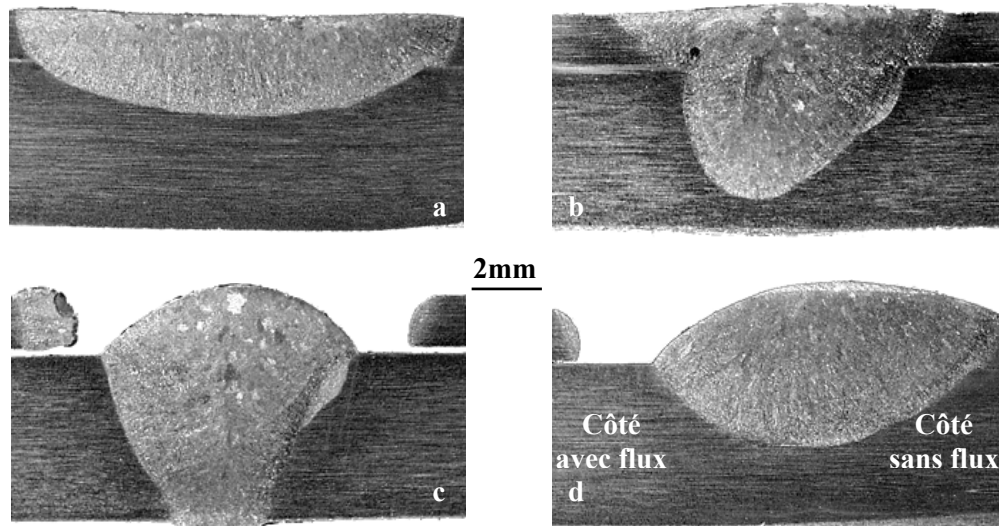


Figure V.43 : Sections de cordons soudés sur préparations « sandwich » en 304 - 200A - 15cm/min

Les figures V.43-b et V.43-c montrent les effets de deux flux fortement activateurs au sens du gain de pénétration (respectivement flux 1 et flux 4 des aciers inoxydables). Comme pour les lignes de fusion ou les soudures ATIG, la morphologie fondue est très affectée par la présence de flux. En effet, la création des courants de convection capillaire vient complètement inverser les proportions des volumes fondus.

La Figure V.43-b présente un cordon au sein duquel se sont opposés deux courants de convection de sens différents. En effet, sur la feuille supérieure, les écoulements ont été, en bordure du bain, mouillants ; par contre, au sein du bain, dans la tôle support, ils sont plongeant et favorisent la pénétration des calories et la formation d'un cordon profond. Les inflexions du contour fondu nous confortent dans ces explications. La présence de flux activateur, à l'interface feuille-tôle, vient alors inverser les sens d'écoulement comme schématisé sur la Figure V.44.

La Figure V.43-c présente l'action du flux le plus activateur en soudage ATIG des aciers inoxydables. L'importance des courants de convection générés découpe simplement la feuille supérieure à l'interface où se situe le flux déposé. Ces courants centripètes sont suffisamment intenses pour tirer le métal liquide au centre du bain, ne permettant plus la continuité du film liquide au niveau de la plaque supérieure.

A la vue des importantes modifications morphologiques obtenues avec ces essais, nous avons réalisé une série de préparations en ne déposant du flux que sur un côté des zones à souder dans l'entrefer.

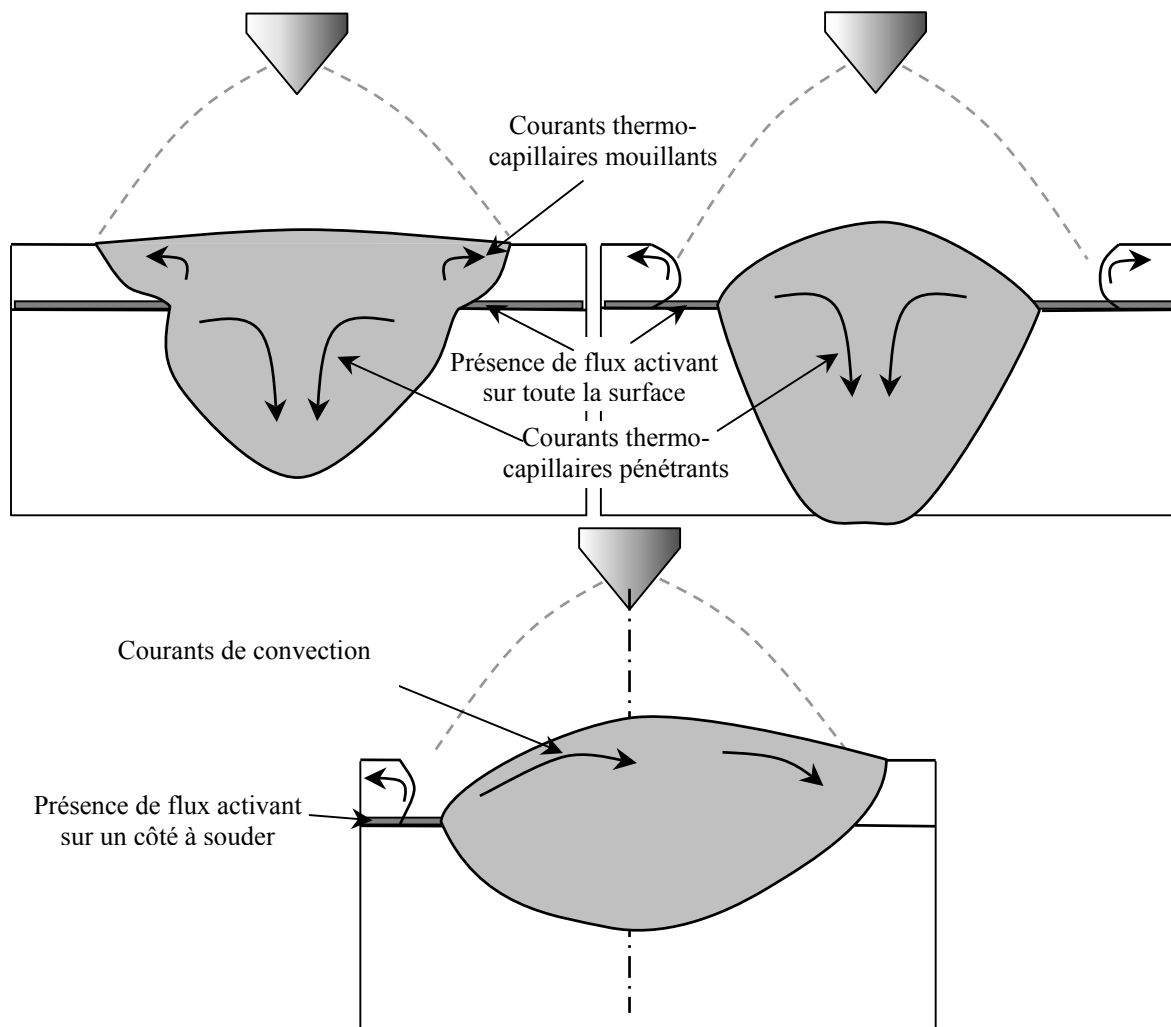


Figure V.44 : Schéma d'action des courants de convection pour les essais « sandwich »

La Figure V.43-d présente le faciès du cordon résultant. La présence de flux sur un côté a initié des courants qui déplacent complètement les volumes fondus. Ainsi, comme nous l'avons déjà expliqué, nous obtenons un cordon décalé du côté opposé au flux. Les courants de convection dans ce cas ne favorisent pas la pénétration, mais le transfert des masses fondues sur le bord libre de produit activateur (cf. Figure V.44).

La variation de largeur de bain est, elle, moins affectée par la présence de flux actif comparativement au soudage ATIG ; l'interaction limitée entre l'arc et le flux ne permet pas de réaliser la constriction d'arc qui réduit la surface de la tache anodique.

Les pénétrations obtenues dans cette configuration d'essai sont importantes. Elles sont comparables à celles réalisées en soudage ATIG pour des conditions opératoires identiques. Les Figures V.45 et V.46 comparent les gains de pénétration entre le soudage ATIG et les

essais réalisés avec les préparations « sandwich », et ce dans des conditions opératoires identiques pour les aciers inoxydables et les alliages de titane.

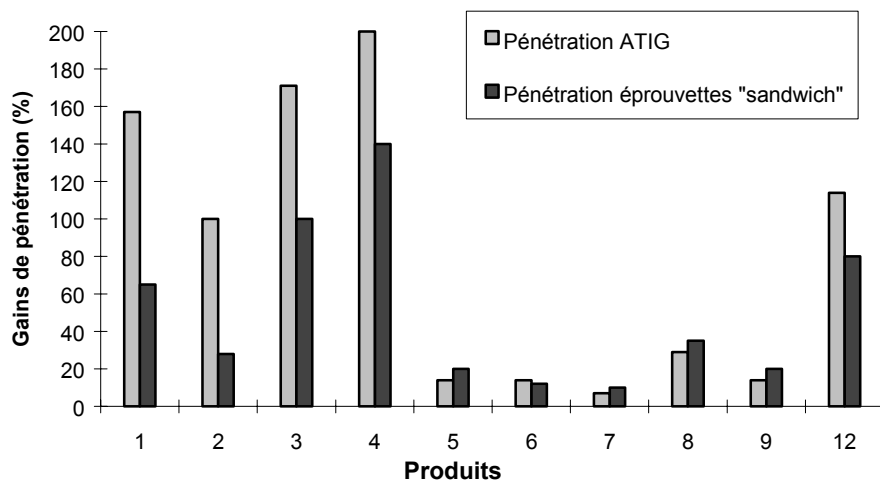


Figure V.45 : Comparaison des gains en pénétration entre le soudage ATIG et les éprouvettes plaquées pour l'acier inoxydable 304 - 200A - 15cm/min

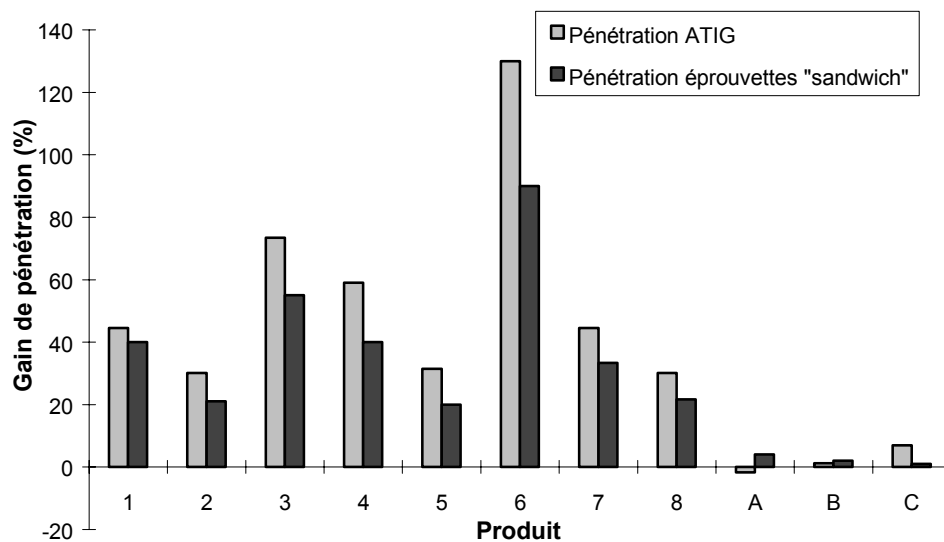


Figure V.46 : Comparaison des gains en pénétration entre le soudage ATIG et les éprouvettes plaquées pour les alliages de titane - 200A - 15cm/min

Les variations de gain de pénétration, d'un produit à l'autre, sont comparables aux résultats obtenus en soudage ATIG. Les produits fortement efficaces (1-3-4) voient leurs gains de pénétration diminuer dans cette configuration d'essais. Ils restent, cependant, ceux qui favorisent le plus la pénétration. La réduction de gain de pénétration entre les deux types de soudage peut permettre de donner une première estimation des effets purs des phénomènes de Marangoni. Cet écart varie d'un produit à l'autre mais, pour les produits les plus actifs pour le titane et les aciers inoxydables, il réduit d'environ 30% les gains de pénétration.

Cette configuration d'éprouvettes permet alors de bien mettre en avant l'importance des effets des courants de Marangoni sur les morphologies de bain. Ceci illustre particulièrement

l'action prépondérante que prennent ces courants dans la formation et la répartition du volume fondu.

V.4. Modèle de comportement d'activation ATIG

Nous pouvons dorénavant proposer un modèle plus complet des mécanismes d'activation ATIG.

Revenons sur l'ensemble des facteurs qui affectent les soudures ATIG, le comportement de l'arc et du bain. Ils sont nombreux, comme par exemple la nature du métal soudé, les paramètres opératoires et les flux utilisés, entre autres, et ils vont plus ou moins favoriser l'action activante du dépôt (cf. Figure V.47).

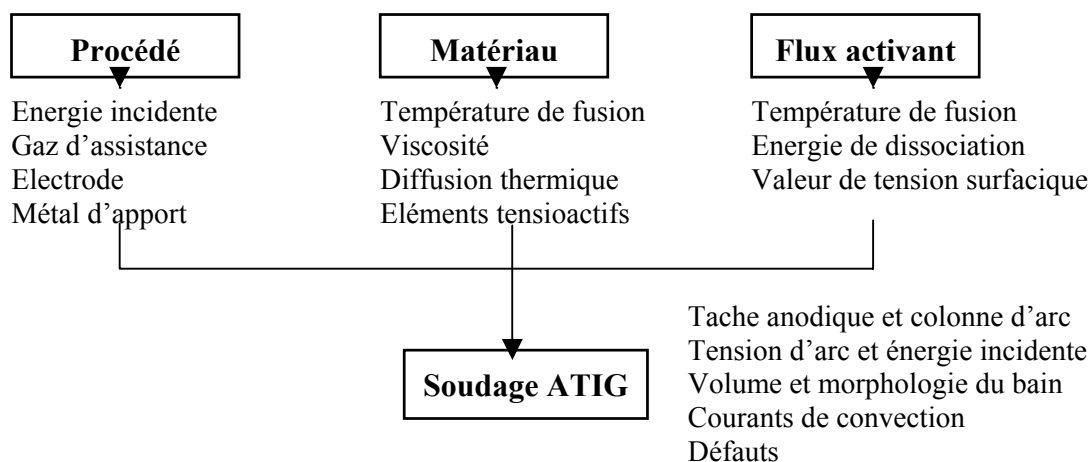


Figure V.47 : Facteurs influençant le soudage ATIG

Cette activation, nous venons de le démontrer, est fortement influencée par l'équilibre des forces qui régissent la formation du bain de fusion et notamment les actions des courants thermo-capillaires issus des variations de tension de surface.

V.4.1. Le bain de fusion

La mise en évidence de l'importance de ces courants en soudage ATIG permet de proposer un schéma des directions d'écoulement prépondérantes dans les bains de fusion TIG et ATIG (cf. Figure V.48).

L'arc TIG impose en surface du bain un gradient thermique décroissant du centre vers les bords. Ce champ de température est bien modélisé par une répartition gaussienne centrée, au droit de l'arc électrique, au milieu du bain.

Dans le bain TIG, les valeurs de tension de surface seront les plus intenses en périphérie du bain et les plus faibles au centre. Les courants surfaciques initiés par ces différences d'intensité seront donc centrifuges. Leurs célérités seront modérées étant donné les faibles écarts de tension de surface du métal liquide.

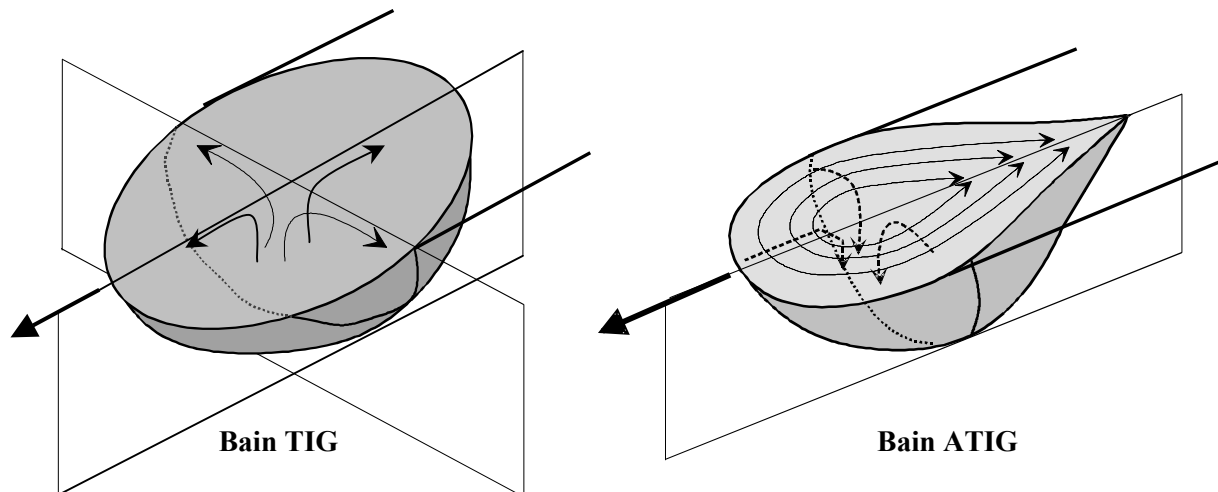


Figure V.48 : Schéma d'écoulement des courants de convection dans les bains TIG et ATIG

En ce qui concerne le soudage ATIG, l'absence de flux à l'arrière du bain modifie la symétrie des variations des tensions superficielles dans la direction de soudage. Cette dissymétrie va se répercuter sur les directions d'écoulement des courants de convection et sur la morphologie du bain comme on l'a schématisé en Figure V.48.

La présence de flux sur le front de liquéfaction du bain conduit à des valeurs de tension très inférieures à celles du métal liquide au centre du bain. Pour estimer les valeurs de gradient de surface, il faut donc mesurer les différences de tension entre le flux liquide à la température de fusion du métal (en périphérie du bain) et la valeur de tension du métal liquide au centre du bain, pris à température de vaporisation.

| | | Inox | Titane |
|-------------|--|---|---|
| TIG | Différence de valeur de tension de surface centre et bord du bain métallique | -0,54 N/m | -0,34 N/m |
| | Gradient thermique : 1500°K sur 5mm = 3.10 ⁵ K/m | | |
| | Gradient thermique de tension de surface | -0,072 Nm ⁻² K ⁻¹ | -0,045 Nm ⁻² K ⁻¹ |
| ATIG | Différence de valeur de tension de surface Centre du bain métallique, flux liquide au bord | 0,7 N/m | 1 N/m |
| | Gradient thermique : 1500°K sur 2,5mm = 6.10 ⁵ K/m | | |
| | Gradient thermique de tension de surface | 0,186 Nm ⁻² K ⁻¹ | 0,267 Nm ⁻² K ⁻¹ |

Tableau V.3 : Valeurs comparative de champ de tension de surface en procédé TIG et ATIG

Le Tableau V.3 présente une estimation des variation de gradient thermique de tension de surface qui permettent d'évaluer les différences de célérité des courants de convection TIG et ATIG.

Les intensités ATIG résultantes seront au moins doublées par rapport au courants TIG ; de plus, leurs sens d'écoulement sont inversés, favorisant ainsi la pénétration.

Nous pouvons maintenant proposer un schéma global interprétant l'activation ATIG qui va être décrit dans le chapitre suivant.

V.4.2. Mécanique d'activation

Cette activation est régie par deux mécanismes principaux. Au passage de l'arc électrique, le flux se liquéfie en périphérie du bain et se dissocie au sein de la colonne ionisée. L'action activante du flux va :

- d'une part, modifier l'équilibre électronique et créer une barrière résistive en périphérie du plasma d'arc ce qui va réduire la taille de la colonne ionisée et de la tache anodique. En conséquence de quoi, l'énergie spécifique va être plus importante. Le gradient thermique résultant est intensifié par la réduction de la largeur fondue et l'augmentation des températures au sein du bain. La pression d'arc appliquée sur le volume liquide est alors fortement augmentée, déformant la surface fondue ce qui confine l'arc au sein du bain et réduit les pertes par radiation. Le transfert thermique final de l'arc vers la pièce à souder est ainsi amélioré ;
- d'autre part, modifier les répartitions spatiales des tensions surfaciques. La baisse des valeurs de tension de surface en avant et en périphérie du bain métallique va initier des courants de convection favorables à la pénétration. Ces courants vont faire migrer en surface des éléments qui vont inverser le gradient thermique de tension surfacique. Les courants de Marangoni centripètes résultants entraînent les calories et le métal chaud au fond du bain.

La Figure V.49 présente schématiquement ces deux mécanismes ainsi que les interactions croisées entre les deux moteurs d'activation.

Ces deux mécanismes interagissent entre eux en favorisant leurs effets respectifs. En effet, la constriction d'arc conduit à une augmentation du gradient thermique qui est l'un des moteurs principaux de l'initiation des courants de convection. Ces courants vont alors concentrer le métal chaud au centre du bain ce qui va favoriser la diminution de la tache anodique. Le gradient thermique en est alors encore amélioré (cf. Figure V.50).

En parallèle, la constriction de l'arc conduit à une augmentation de la déformation de la surface du bain due à une pression d'arc plus importante. Or, cette déformation est favorisée par la diminution des valeurs de tension de surface. L'arc est alors plus confiné, améliorant ainsi le transfert d'énergie arc-bain.

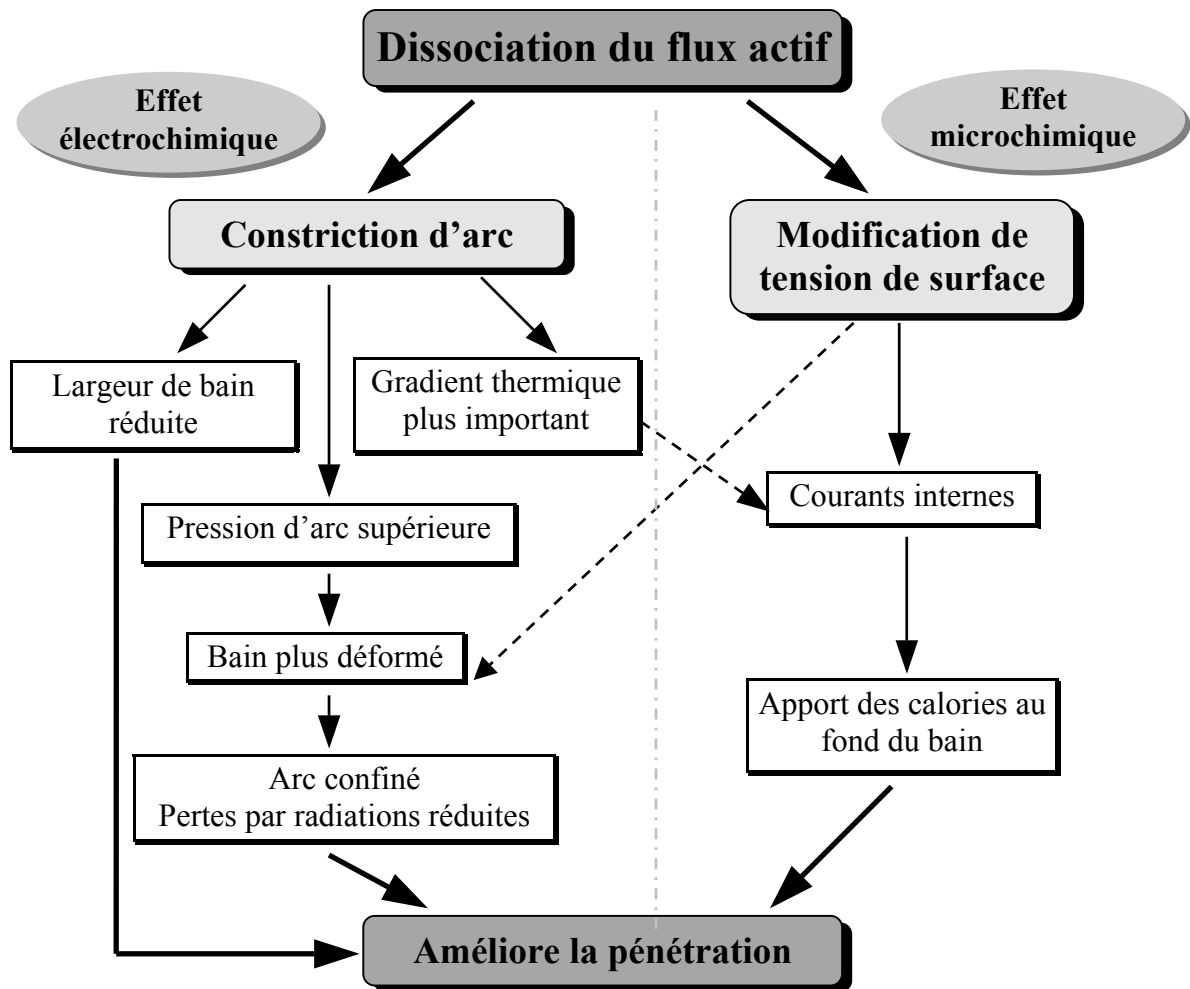


Figure V.49 : Schéma d'action des mécanismes d'activation ATIG

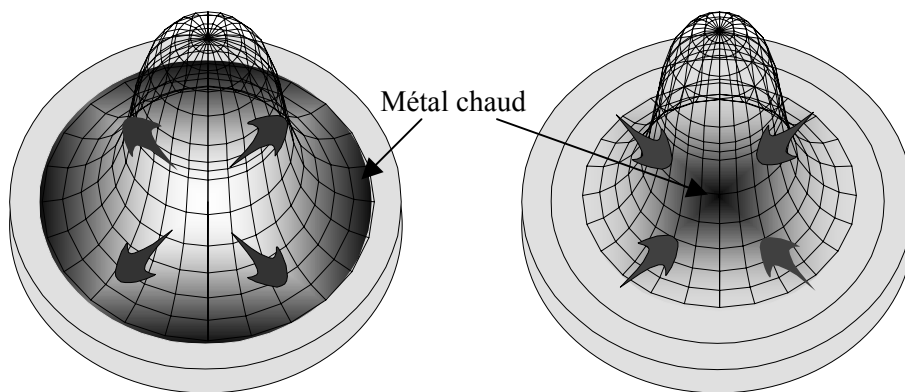


Figure V.50 : Influence de la répartition des masses chaudes dans le bain sur la forme de l'arc

V.5. Conclusion

Au cours de ce chapitre, nous avons, sur la base des flux développés pour le soudage ATIG du titane et des aciers inoxydables, illustré, dans un premier temps, les modifications d'arc et de bain obtenues en ATIG, le soudage TIG restant en référence.

Il ressort que :

- l'arc est déformé, plaquant les énergies au sein de l'arc sur les pièces à souder,
- le bain de fusion est nettement plus volumineux et tiré en arrière de l'arc,
- les tensions d'arc, et donc les énergies incidentes, sont augmentées,
- les électrodes ne présentent pas de risque de pollution par le flux, mais par contre ont une usure caractéristique qu'il faudra surveiller,
- les volumes fondus sont comparables entre le soudage TIG et ATIG.

Puis nous avons cherché à mettre en évidence les courants de Marangoni en réalisant un découplage des effets d'arc et de bain par :

- une simulation Laser d'arc TIG,
- la réalisation d'éprouvettes « sandwich » dissimulant le flux à l'action de l'arc.

Nous avons ainsi pu illustrer le rôle important de ces courants dans le cas du soudage ATIG.

Ceci permet alors de compléter les mécanismes d'activation des flux. En effet, les deux phénomènes en présence, constriction d'arc et inversion des courants de convection, s'additionnent pour favoriser la pénétration des bains de fusion ATIG au dépend de leur largeur.

Le transfert thermique et la répartition des masses chaudes sont, eux aussi, favorables à une forte augmentation de la pénétration ATIG comparée au soudage TIG.

Faute de mesures de célérité des courants de convection et des modifications de taille de la tache anodique, on ne peut quantifier exactement l'apport de chaque moteur activant sur le gain de pénétration.

Nous avons cependant estimé les gains de célérité des courants de convection qui sont doubles de ceux en présence dans le bain TIG.

De plus, au vu des essais réalisés, notamment de la forte efficacité conservée des flux en configuration « sandwich », nous sommes tentés de répartir les bénéfices des gains de pénétration en parts égales entre les phénomènes d'arc et les mécanismes d'inversion des courants dans le bain.

Enfin, les effets des modifications de la viscosité du bain sont très difficiles à estimer. Il semble néanmoins, que le métal soit un peu plus fluide, ce qui permet encore d'expliquer le comportement en arrière de l'arc. Si tel est le cas, les effets des courants de Marangoni n'en seront que plus favorables.

Nous avons développé des flux en vue d'applications au soudage ATIG manuel et automatique des aciers inoxydables et des alliages de titane. Cette technique de soudage, évolution du soudage TIG, consiste à déposer un produit activant en surface des tôles avant la réalisation du joint soudé. La soudure est alors réalisée sans modification opératoire par rapport aux soudures classiques TIG.

Nous doublons alors les épaisseurs soudées, passant de 3mm en TIG à 7mm en ATIG. Les cordons ainsi réalisés présentent des caractéristiques mécaniques parfaitement acceptables, comparables aux soudures TIG. Les gains de pénétration ou de vitesse opératoire, pour une configuration donnée, permettent d'envisager une augmentation importante de la productivité. En effet, il en est fini des préparations de bords de pièces à assembler ainsi que de la réalisation en passes multiples avec métal d'apport.

Nous avons étudié les différents mécanismes d'activation des flux et avons notamment mis en lumière l'importance des effets des courants de Marangoni issus des modifications spatiales des valeurs de tension de surface du bain liquide.

Ainsi, l'action du flux amène, d'une part une constriction d'arc qui améliore son énergie spécifique et réduit la taille de la tache anodique, et d'autre part, une modification des sens et des intensités de convection dans le bain liquide conduisant à la formation de courants plongeants.

Un meilleur transfert thermique de l'arc sur la pièce et une répartition optimale des calories et de masses chaudes au sein du bain permettent de s'affranchir des limites opératoires du soudage TIG.

Nous allons donc maintenant pouvoir nous intéresser aux possibilités industrielles de cette technique, ce qui est l'objectif final de cette étude.

VI. Applications industrielles

Nous chercherons dans ce chapitre à présenter les différentes applications industrielles potentielles du soudage ATIG. Nous évoquerons alors les différentes maquettes que nous avons conçues. Elles furent réalisées en collaboration avec la société B.S.L.i au sein même de son usine de Soissons en faisant intervenir toute l'équipe Recherche et Développement de Procédés Spéciaux qu'ils soient spécialistes en soudage manuel ou automatique.

Dans cette série de prototypes illustrant les réalisations possibles, il sera fait une part importante aux assemblages de type tube sur plaque pour lesquels la société B.S.L.i a déjà développé de nombreux systèmes de soudages spéciaux.

Puis, nous illustrerons notre étude par une réalisation industrielle : une colonne chimique produite par B.S.L.i au début de l'année 2000, réalisation qui compte au total plus de 2200 soudures ATIG. Nous verrons alors que les gains de production de ce procédé réduisent les cycles de fabrication et donc bien sûr les coûts.

Pour l'instant, attachons-nous aux applications diverses présentant notamment le cas de d'assemblages hybrides et surtout le déplacement des zones d'apparition de défauts.

VI.1. Utilisations diverses

Parmi les applications potentielles du soudage ATIG, le gain de pénétration est bien évidemment la plus importante.

Néanmoins, comme nous allons le voir, la technique ATIG peut apporter une solution aux problèmes d'assemblage de matériaux de compositions différentes ainsi qu'à la présence de défauts réhibitoires pour les soudures.

VI.1.1. Matériaux hybrides

Nous avons cherché à réaliser des assemblages de nuances de matériaux différents pour regarder l'impact que peut avoir le flux dans le cas de soudabilité différentielle importante. Ainsi les matériaux utilisés ont été des aciers inoxydables austénitiques (304 et 304 stabilisé titane), un acier inoxydable duplex austéno-ferritique (Uranus 45N) et un acier au carbone type E24.

L'usage du flux ATIG vient, dans ces configurations, assurer la pleine pénétration et gomme les effets de soudabilité différentielle.

En effet, il arrive régulièrement qu'en soudage TIG, le bain se décale du plan de joint vers le côté le plus favorable à la fusion. Le cordon résultant n'occupe plus la pleine épaisseur de la pièce (cf. Figure VI.1). Les origines de ces variations de soudabilité sont la présence ou non d'éléments tensioactifs qui vont conduire au transfert de masses liquides du côté « le plus tendu » vers le côté le « moins tendu » au sens des valeurs de tension de surface. Une fois de plus, les courants de Marangoni sont à l'origine des fortes variations de morphologie de bain soudé.

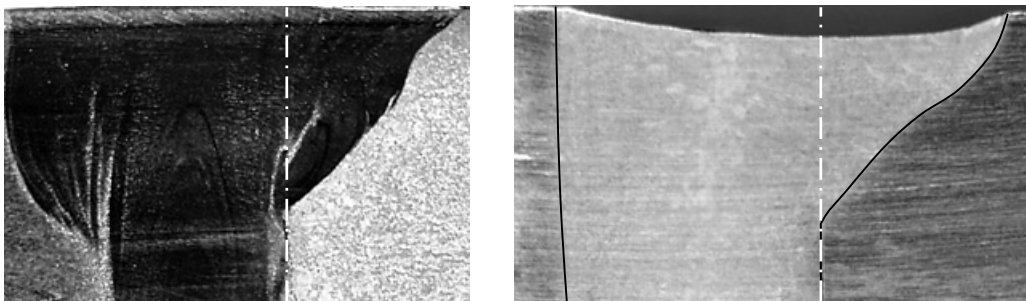


Figure VI.1 : Cordons soudés déviés du plan de joint conduisant à une fusion partielle - 150A - 10cm/min (Photo x10)

Dans ces conditions, il est parfois très difficile de réaliser les assemblages.

Il faut alors approvisionner des matières premières dont les compositions sont identiques, ce qui est très coûteux et souvent difficile à réaliser quand on utilise des produits corroyés différents (tubes, tôles...). Ceci a des conséquences sur le surcoût et la sur-qualité de certaines parties d'ensembles qui seront fabriquées dans des matériaux aux caractéristiques parfois très supérieures à celles nécessaires.

Il est aussi possible de revoir les gammes de fabrication, ce qui n'est pas toujours acceptable en cours de production, à la réception d'un nouveau lot de matière.

Nous allons vérifier que le soudage ATIG permet de s'affranchir de ces phénomènes de variations microchimiques, qui d'une coulée à l'autre, modifient profondément la soudabilité.

Le flux actif, de part l'importance des courants qu'il initie, réduit ces différences et réalise la pénétration de cordon souhaitée.

Ainsi, nous avons réalisé un assemblage entre un acier inoxydable duplex et l'acier au carbone. Le cordon TIG se décale vers la pièce en E24, sa pénétration ne dépasse pas 3mm. Par contre, le soudage ATIG permet de réaliser la pleine pénétration de cet assemblage. On notera tout de même, en Figure VI.2 que le cordon final est dissymétrique. Le cordon, Figure VI.3, présente une zone fondue à matrice austénitique, présentant des bandes de ferrites qui sont éparpillées du côté acier au carbone (VI.3-2) alors qu'elles sont localisées du côté de l'acier duplex (VI.3-3 et 4).

Le soudage ATIG permet donc de réaliser les assemblages délicats, c'est-à-dire la fusion sur l'épaisseur des pièces à souder, mais, la structure finale, conséquence de la dilution du bain, ne peut conduire à l'obtention directe de structures conformes à l'une ou à l'autre des parties à souder si leur métallurgie est très différente.

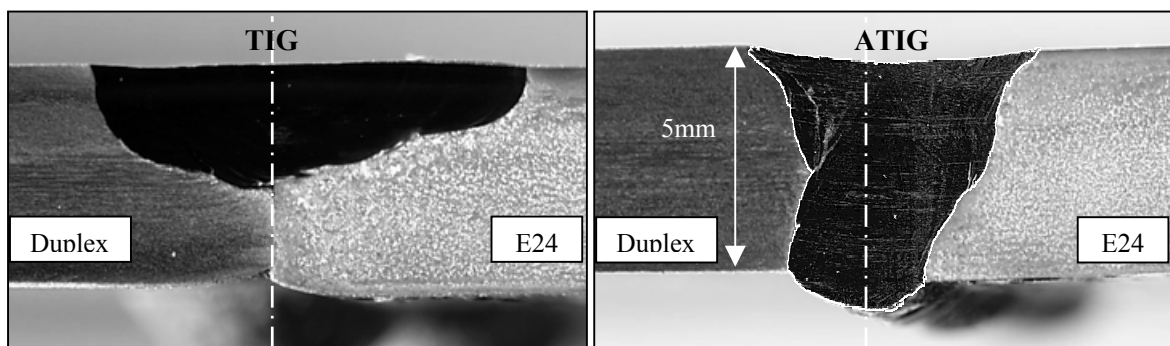


Figure VI.2 : Soudage TIG - ATIG d'acier inoxydable duplex sur acier au carbone (150A - 10cm/min)

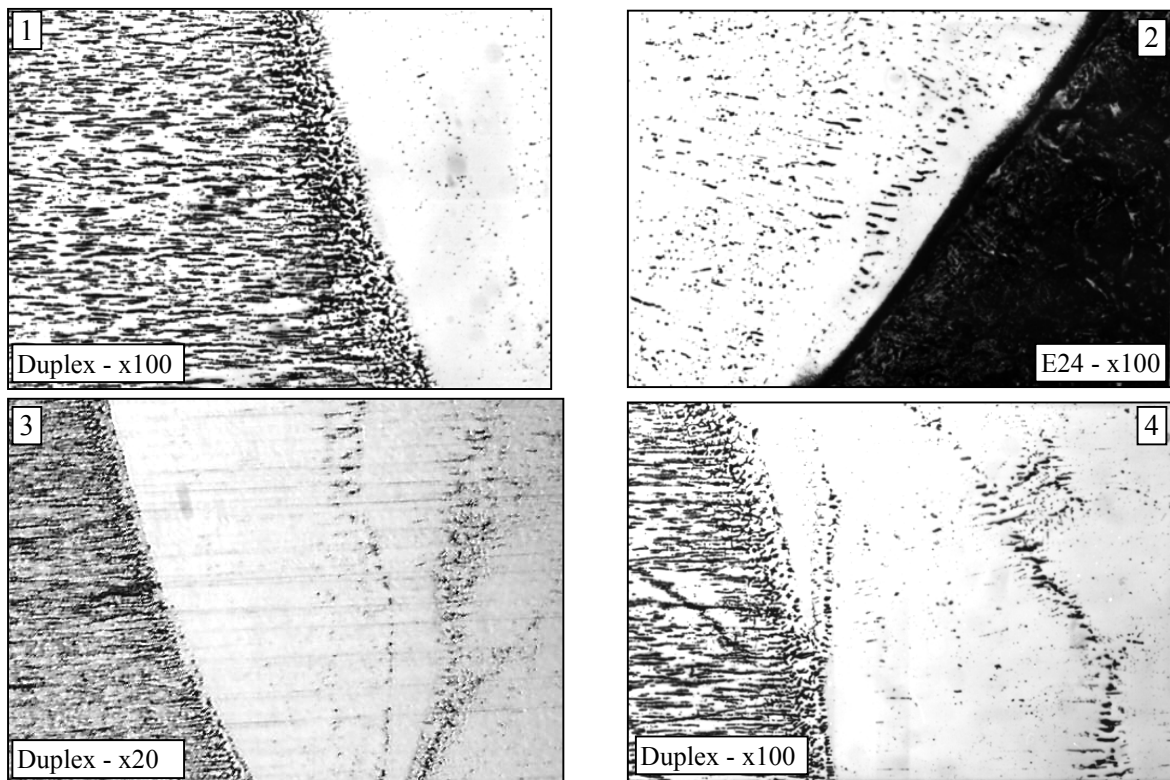


Figure VI.3 : Structure à matrice austénitiques présentant des bandes de ferrites dans la zone fondue du cordon acier duplex - E24

Nous nous sommes, en parallèle, intéressés, aux cas, plus courants, d'assemblages d'aciers inoxydables de nuances différentes entre eux. Nous avons ainsi soudé quatre nuances d'aciers inoxydables (304, 316, 304 stabilisé titane et un acier duplex Uranus 45N). De plus, pour certaines configurations, nous avons fait brusquement varier les épaisseurs des pièces à souder. Remarquons que cette conception est proscrite en construction mécanosoudée, car source de concentration de contraintes et de problèmes de tenue à la fatigue. Dans notre étude, la différence d'épaisseur influe sur affecte la géométrie du volume fondu, c'est cet effet que nous cherchons à atténuer.

Nous constatons pour ces les assemblages, que les variations de soudabilité sont annulées. De plus, la variation d'épaisseur (de 5 à 7mm) ne semble pas perturber le comportement du cordon ATIG qui reste au droit du plan de joint et réalise, chose surprenante, la fusion jusqu'au pied de la tôle la plus épaisse comme le montre la Figure VI.4. La **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** montre que ces soudures présentent une matrice austénitique en zone fondu, puis, petit à petit, des bandes de ferrite dans la Z.A.T. du côté de l'acier duplex.

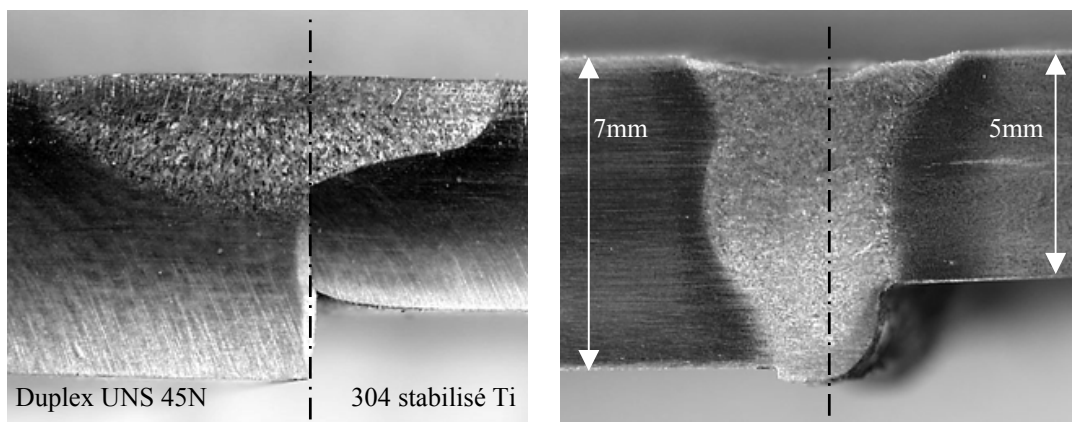


Figure VI.4 : Soudage TIG (gauche) - ATIG (droite) d'acier inoxydable austénitique sur acier inoxydable duplex présentant une variation d'épaisseurs de tôles à souder (200A - 12cm/min)

VI.1.2. Elimination des défauts

Le flux ATIG sert à améliorer les pénétrations accessibles. Mais, on peut aussi, en l'utilisant, augmenter les vitesses de soudage pour des épaisseurs plus réduites (jusqu'à 4mm).

Les procédés de soudage en continu, comme, par exemple, la fabrication de tubes roulés soudés, ne cherchent pas à obtenir des pénétrations importantes, mais par contre, cherchent à augmenter leurs vitesses de travail.

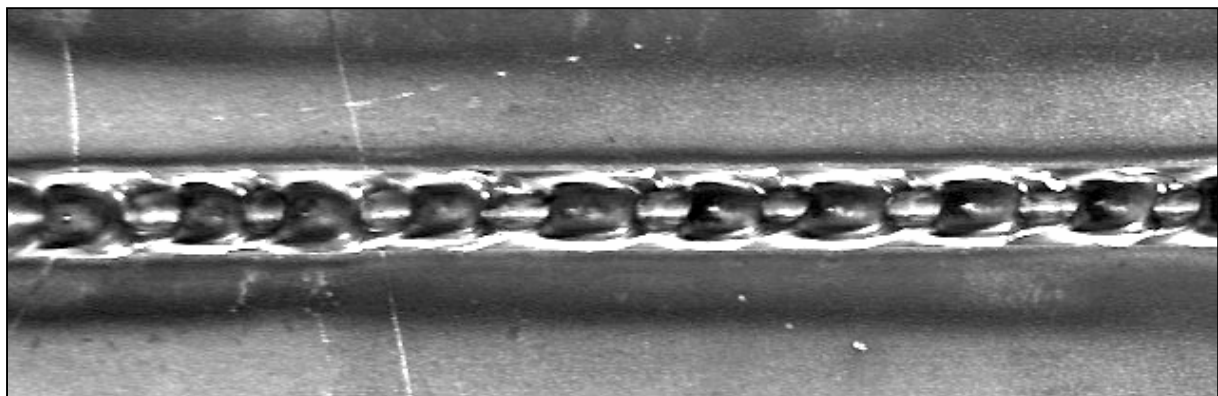


Figure VI.5 : Macro-défaut de surface : défaut de Puckering (200A - 45cm/min)

Cependant, il apparaît, à des vitesses de soudage importantes, un défaut caractéristique appelé défaut de Puckering (cf. Figure VI.5) [Ati 27-28]. C'est un macro-défaut issu de la combinaison d'une pression d'arc élevée sur le bain et d'une vitesse de soudage importante. La vague de métal fondu, en arrière de l'arc, se solidifie en position pour former une protubérance comme représenté schématiquement à la Figure VI.6. Il se forme ainsi une succession de creux et de bosses au lieu d'un cordon régulier.

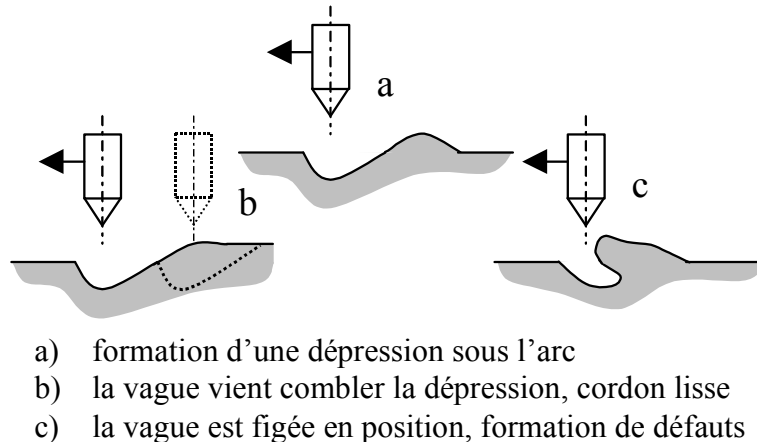


Figure VI.6 : Schéma de formation des défauts de Puckering

Les clichés de la Figure VI.7 montrent la formation de cette vague qui, dans un premier temps, s'initie sous l'arc TIG avant de se figer en position haute.

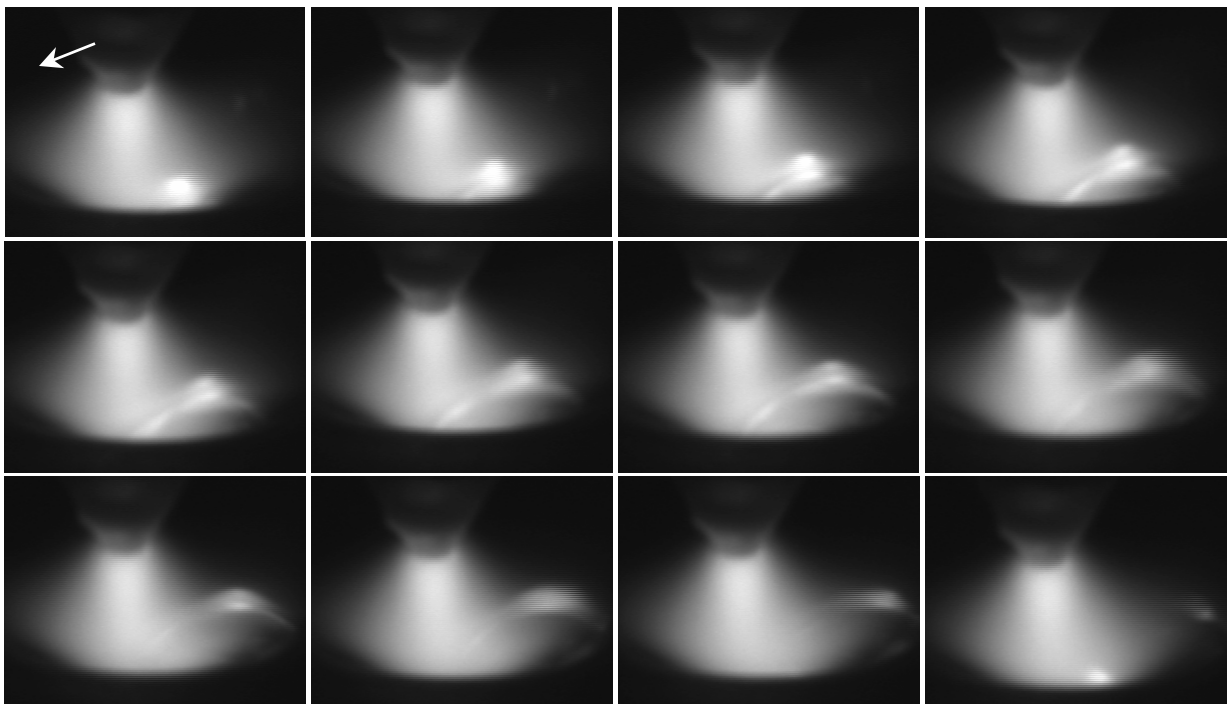


Figure VI.7 : Clichés de formation du défaut de Puckering - 220A - 40cm/min (fréquence 10Hz)

Le soudage ATIG, par l'existence des courants de convection particuliers, contribue à diminuer la formation de tels défauts (cf. Figure VI.9). Rappelons que le bain est fortement tiré vers l'arrière ce qui va augmenter le temps de solidification évitant ainsi de figer le métal.

De plus, le suivi de paramètres électriques (comme la tension d'arc) au cours du soudage fait clairement apparaître ce type de défaut comme le montre la Figure VI.8. Plus généralement, il est possible de suivre toute perturbation du bain.

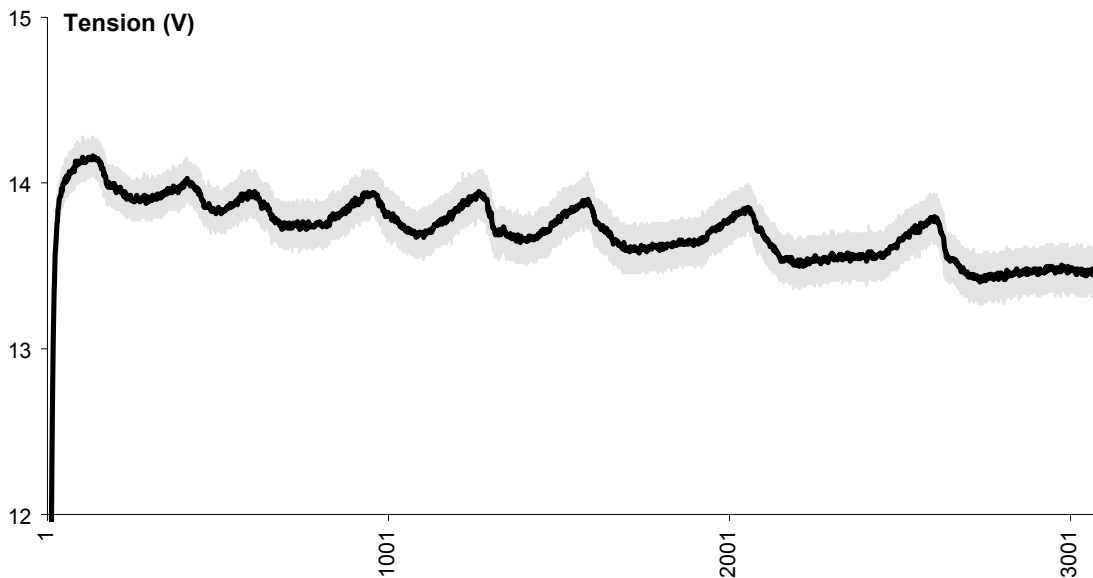


Figure VI.8 : Mesure des tensions en présence de défauts de Puckering en TIG (220A - 40cm/min)

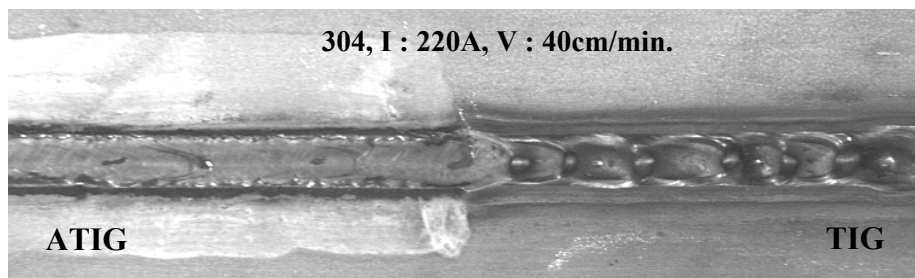


Figure VI.9 : Annulation de défauts de Puckering par procédé ATIG

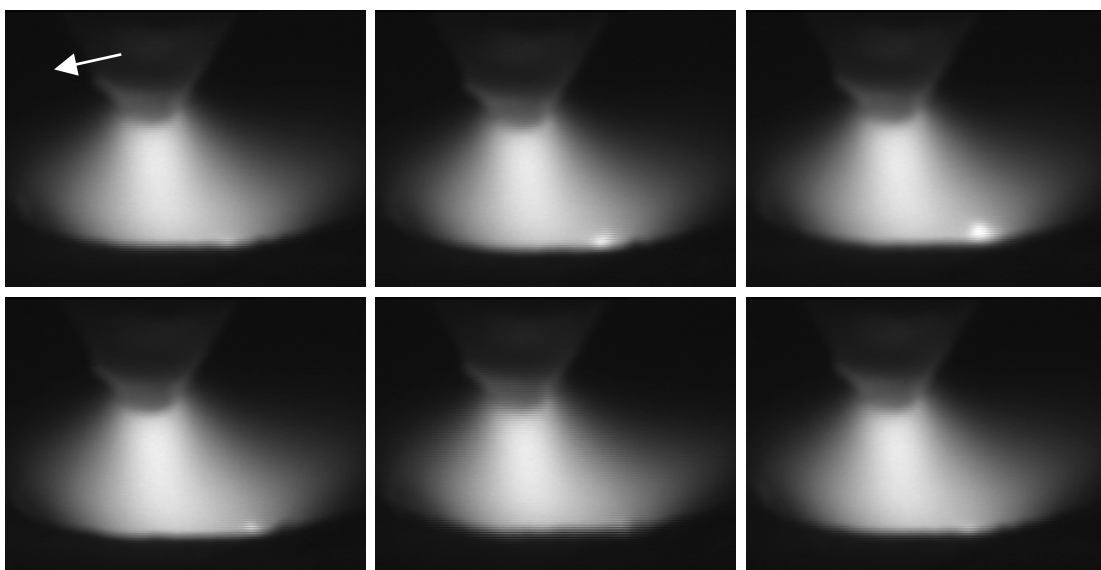


Figure VI.10 : Initiation de la formation du défaut de Puckering en soudage ATIG (220A - 40cm/min)

Le soudage ATIG, à grande vitesse, présente les mêmes initiations de défauts comme le montre la série de clichés en Figure VI.10, mais les effets d'activation en évitent le développement complet. Les mesures des tensions montrent alors que les perturbations sont moins marquées (cf. Figure VI.11).

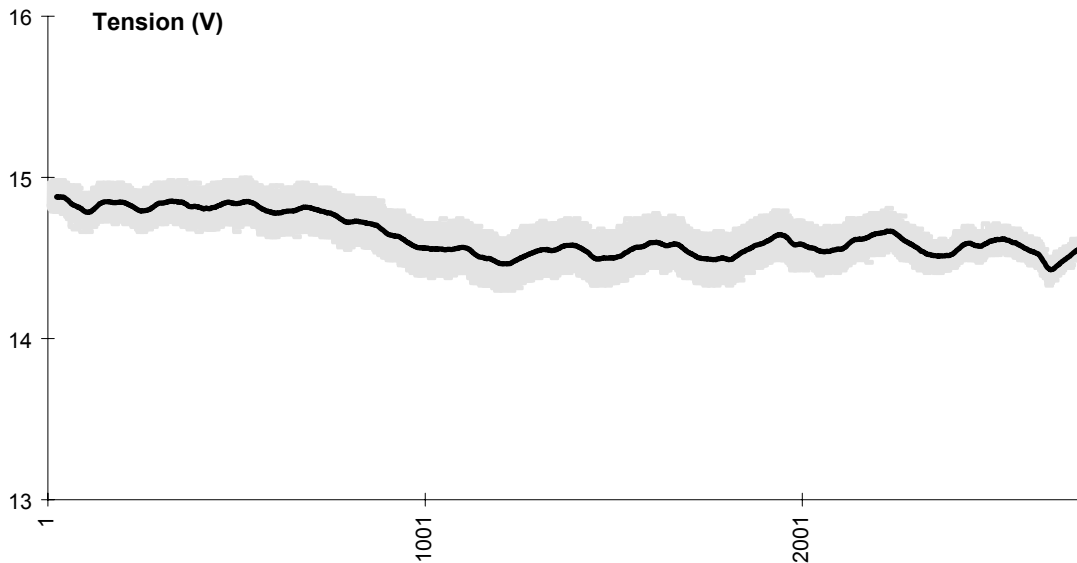


Figure VI.11 : Mesure des tensions en présence de défauts de Puckering en ATIG (250A - 55cm/min)

Nous avons comparé les domaines d'apparition des défauts de Puckering pour le soudage TIG des aciers inoxydables haut et bas soufre ainsi que pour le soudage ATIG des aciers inoxydables [Sou 11-12]. Ces résultats sont présentés sur la Figure VI.12 qui illustre, dans un plan intensité-vitesse, les plages de paramètres à ne pas dépasser. Une fois de plus, la longueur d'arc pour nos essais est fixée à 2mm. En effet, ce paramètre conditionne les intensités de pression d'arc, et donc aux fortes valeurs, l'initiation des défauts.

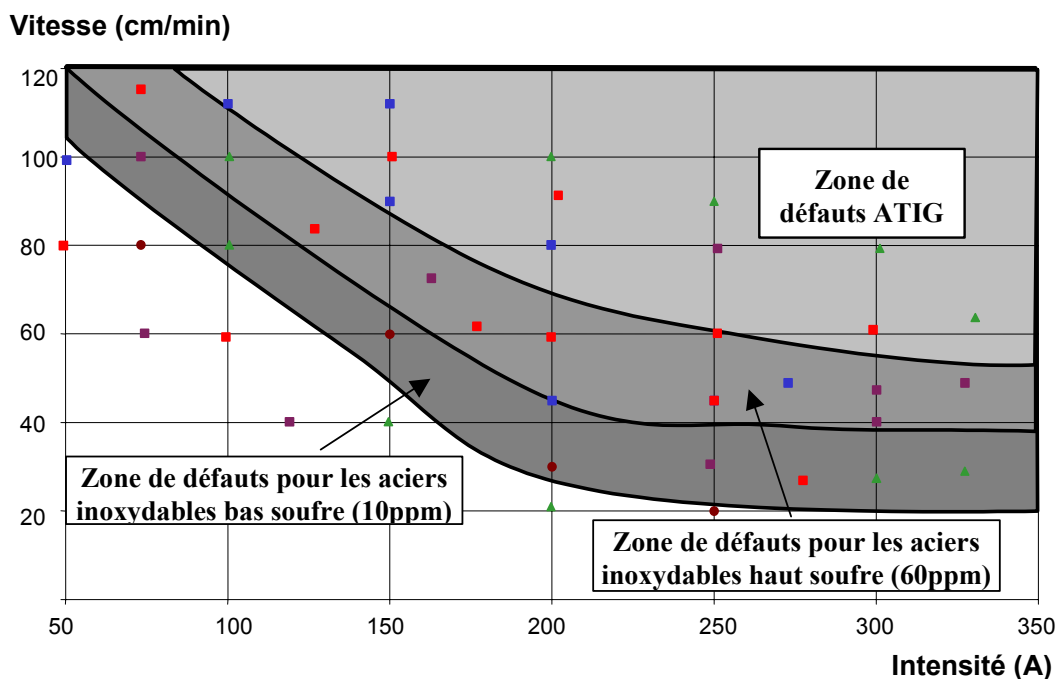


Figure VI.12 : Domaine d'apparition des défauts de Puckering pour les aciers inoxydables

Il en ressort que des gains de vitesses peuvent être réalisés indépendamment du contrôle taux de soufre qui est connu pour retarder l'apparition des défauts. En effet, il est possible d'augmenter les vitesses d'au moins 50%, pour les nuances à fort taux de soufre, et d'aller jusqu'à 100%, pour les nuances à faible taux de soufre.

Une fois de plus, le flux ATIG permet de gommer les effets des micro-éléments présents dans le métal de base pour conduire à des réalisations aux caractéristiques améliorées, que ce soit en qualité de réalisation (absence de défauts), en temps de réalisation (diminution du nombre de passes ou augmentation des vitesses de soudage) et en caractéristiques mécaniques comme nous l'avons vu au chapitre IV.

Il faut donc maintenant, afin d'explorer les gammes de fabrications possibles, présenter les différents prototypes et maquettes fabriquées avec le procédé de soudage ATIG. Les réalisations exécutées sont soit en titane, soit en acier inoxydable.

VI.2. Réalisations de prototypes

Différentes configurations et positions de soudage ont été testées au sein de la société B.S.L. industries illustrant l'étendue des possibilités du procédé ATIG. Nous allons évoquer les maquettes, réalisées en manuel ou en automatique, qui regroupent l'ensemble des configurations rencontrées dans le cas de fabrication d'appareils à pression. Ces assemblages ont été partagés en deux familles qui sont :

- les soudures de plaques et tôles,
- les soudures circulaires.

Nous développerons, pour finir, les innovations, réalisées en collaboration avec B.S.L.i, concernant le développement de techniques propres aux assemblages tube sur plaque, et l'apport de l'ATIG dans ces configurations en pointe des évolutions en soudage.

Les procédés TIG ou plasma + TIG étant les actuellement utilisés, commençons par deux applications les concernant.

VI.2.1. Procédé classique

Des réalisations standards dans le cas de soudures d'épaisseur comprises entre 5.5 et 8mm sont illustrées ci-dessous. Les Figures VI.14, VI.15 et VI.16 présentent, en effet, des soudures tube-tube réalisées en plusieurs passes TIG manuelles. Les bords des tubes sont chanfreinés, et ne possèdent pas de talons. Les cycles de fabrication se décomposent alors en trois étapes qui sont :

- une première passe de racine avec métal d'apport,
- deux passes de remplissage.

Cette configuration impose d'utiliser du métal d'apport pour réaliser la passe de racine. Ceci nécessite une grande dextérité des soudeurs. Il est courant de rencontrer, dans ces

configurations, la présence d'un talon en pied de cordon qui évite l'utilisation de métal d'apport pour la première passe.



Figure VI.13 : Soudure circulaire TIG manuelle sur un tube de 316L, ϕ 26mm d'épaisseur 6mm, réalisé en 3 passes (jeu nul, talon nul, 230A)

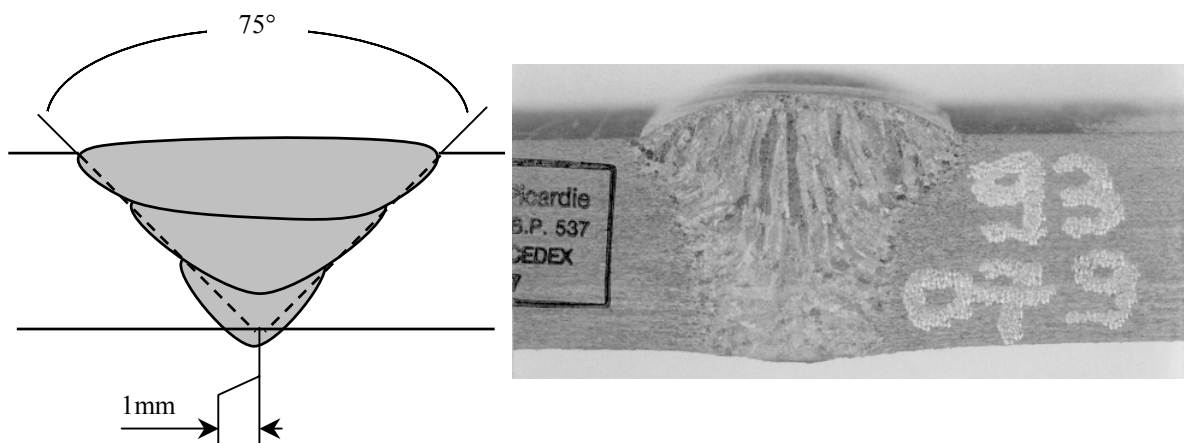


Figure VI.14 : Soudure TIG manuelle sur un tube d'acier duplex (uns 31803 duplex UR 45 N) ϕ 89mm d'épaisseur 5.5mm en 3 passes (talon nul, jeu : 1mm, 230A)

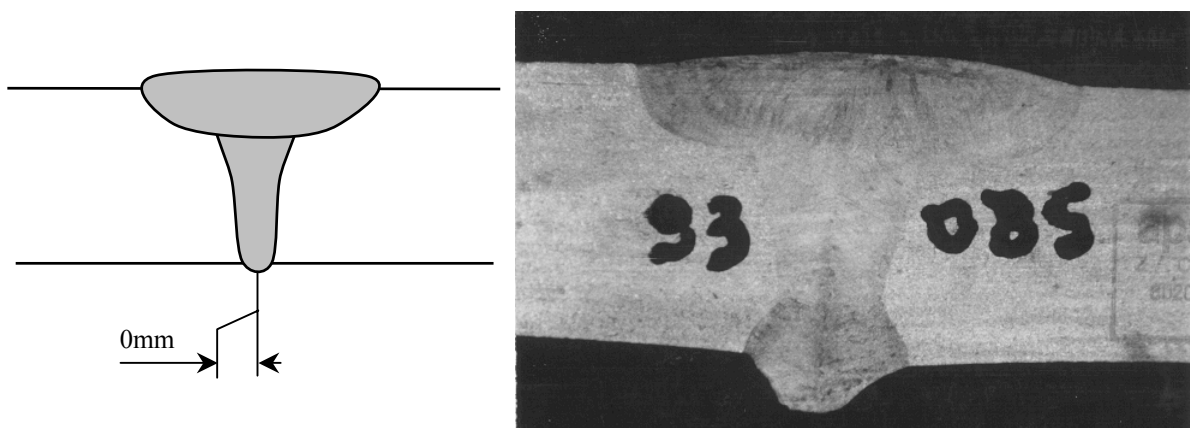


Figure VI.15 : Soudage plasma puis TIG automatique pour rabouter deux tôles de 304L d'épaisseur 8mm (talon : 6mm, jeu nul, plasma : 180A, TIG : 220A)

La Figure VI.15 présente un assemblage dans lequel la passe de racine sur 6mm est réalisée en soudage plasma, puis le remplissage en procédé TIG automatique. C'est ce type de configuration qui va être alors recherché en soudage ATIG comme nous allons le voir ci-dessous.

VI.2.2. Assemblages ATIG de tôles

La Figure VI.16 présente un raboutage manuel de tôles de titane T40 d'épaisseur 12mm en deux passes successives endroit et envers, réalisées avec une intensité de soudage de 160A. La solution ATIG, pour ces épaisseurs, soude en deux passes ce qui est fait en six étapes successives pour le soudage TIG (usinage des chanfreins, passe de racine et minimum quatre passes de remplissage).



Figure VI.16 : Soudures manuelles ATIG en deux passes recto verso - 160A (T40)

Le soudage en T, réalisé par deux soudures d'angle est présenté en Figure VI.17. Les deux passes successives sont effectuées de part et d'autre du T pour aboutir à la fusion complète du pied du raidisseur initialement positionné sans jeu. L'opération est effectuée en procédé ATIG manuel à 130A.

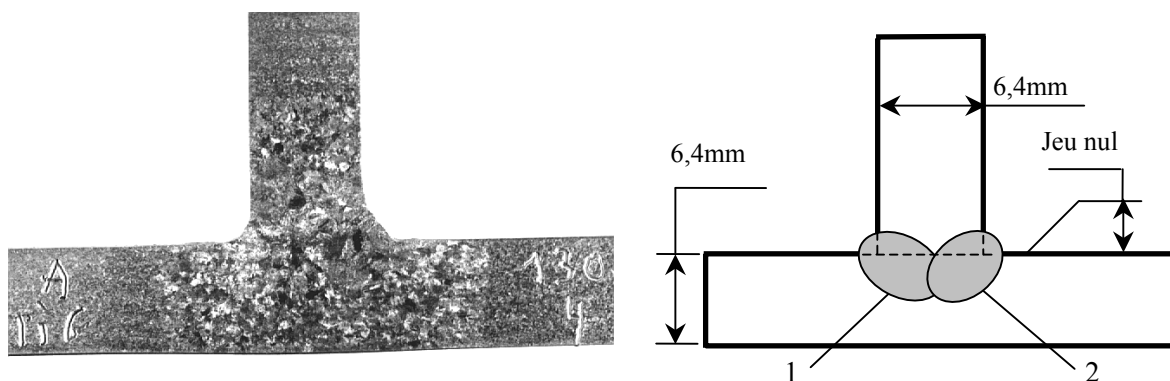


Figure VI.17 : Soudures d'angles en deux passes ATIG manuelles -130A (T40)

Une seconde configuration d'assemblage en T est réalisée sur la Figure VI.18. Cette technique permet de rabouter les deux tôles supérieures d'épaisseur 6.4mm tout en obtenant une fusion commune avec le renfort inférieur.

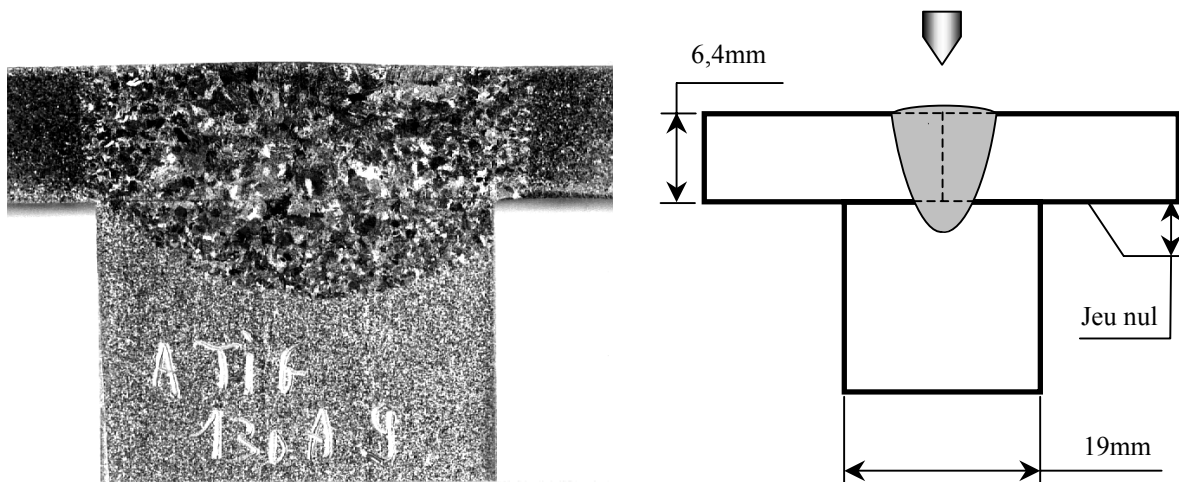


Figure VI.18 : Soudure manuelle ATIG par transparence -160A (T40)

Traditionnellement réservé aux procédés à haute densité d'énergie, le soudage par transparence trouve sa place dans les différentes possibilités ATIG. Le soudage TIG, limité par ses faibles pénétrations, ne permet pas d'utiliser cette configuration.

Par extension, il est possible d'envisager des pointages de tôles épaisses par transparence. Actuellement, ces pointages, s'il y a lieu d'en faire, sont réalisés en trois phases : une première phase de perçage de la tôle supérieure, une phase de pointage au fond du trou de la plaque supérieure sur le châssis et une dernière phase de remplissage du trou. Un court cordon ATIG peut alors, d'une passe, remplacer ces trois opérations.

Dans le cas de très fortes épaisseurs, de configurations accessibles d'un seul côté ou bien de soudures circulaires, les préparations de bord et le soudage multi-passes avec remplissage ne sont pas abandonnés.

L'utilisation du procédé de soudage ATIG pour réaliser la passe dite de racine (passe de fond) permet d'augmenter les épaisseurs du talon soudé (cf. Figure VI.19). La première conséquence est une plus grande tolérance de mise en position des pièces à assembler ; rappelons que les appareils fabriqués sont généralement volumineux, lourds et difficiles à manipuler, et qu'en TIG, les épaisseurs maximales de talon sont de 2mm. De plus, le nombre de passes nécessaire au remplissage du chanfrein usiné est réduit et on a l'assurance d'une pleine pénétration sur la passe de racine qui est critique.

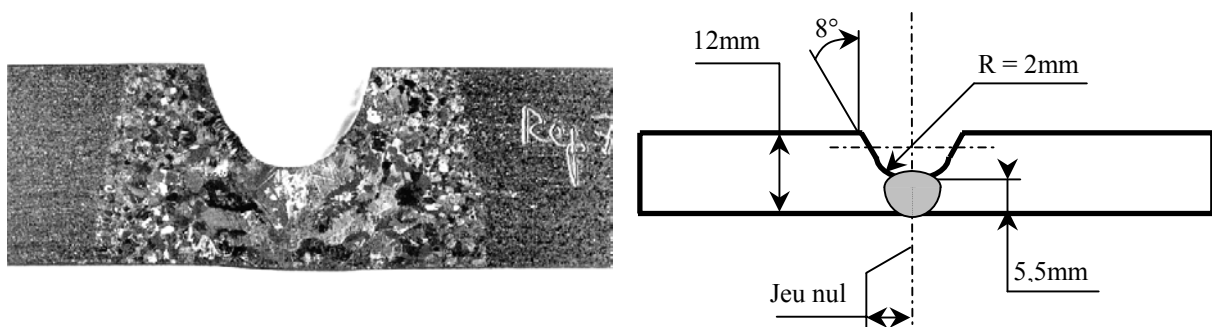


Figure VI.19 : Passe de racine ATIG manuelle sur une préparation en U - 140A (T40)

Le procédé ATIG, bien que performant, reste tout de même limité à des épaisseurs soudées de 6 à 7mm en une passe. Si l'on veut bien maîtriser l'effondrement du bain, la limite d'épaisseur soudée sera alors comprise entre 5 et 6mm suivant le matériau et la position utilisée.

VI.2.3. Assemblages ATIG circulaires tube sur plaque

Parmi les configurations d'assemblages couramment utilisées dans la fabrication d'appareils à pression et d'échangeurs de chaleur, les soudures tube sur plaque sont très présentes. Ces assemblages correspondent à des soudures circulaires radiales réalisées principalement avec des systèmes automatisés dont la tête de soudage, motorisée, parcourt le plan de joint à souder. On trouve généralement plusieurs dizaines de tubes (appelés faisceau de tubes) à souder sur une même plaque tubulaire.

Ces têtes de soudage, les plus petites possibles, rencontrent souvent des problèmes d'encombrement pour passer entre les tubes. Ceci est encore aggravé pour les assemblages d'épaisseurs supérieures à 3mm, par la nécessité d'utiliser du métal d'apport. La taille de la tête de soudage est donc augmentée ne permettant plus l'accès au faisceau de tubes, il est alors nécessaire d'effectuer les opérations en manuel.

A ceci vient s'ajouter la difficulté d'approvisionner des coulées de tubes et de plaques suffisamment proches (en composition chimique) pour ne pas poser de problèmes de soudabilité différentielle. Les risques de déviation de bain conduisant à des pertes de pénétration font limiter les épaisseurs à souder d'une seule passe en TIG.

De plus, les réalisations d'appareils à pression, notamment pour les industries chimiques, doivent répondre à de nouvelles conditions de service et de productivité. Il s'en suit une augmentation des pressions, des températures de service ainsi que des concentrations des produits (et donc du milieu corrosif). En conséquence, les épaisseurs des pièces (tubes et plaques) sont de plus en plus importantes avec une exigence de qualité des soudures accrue.

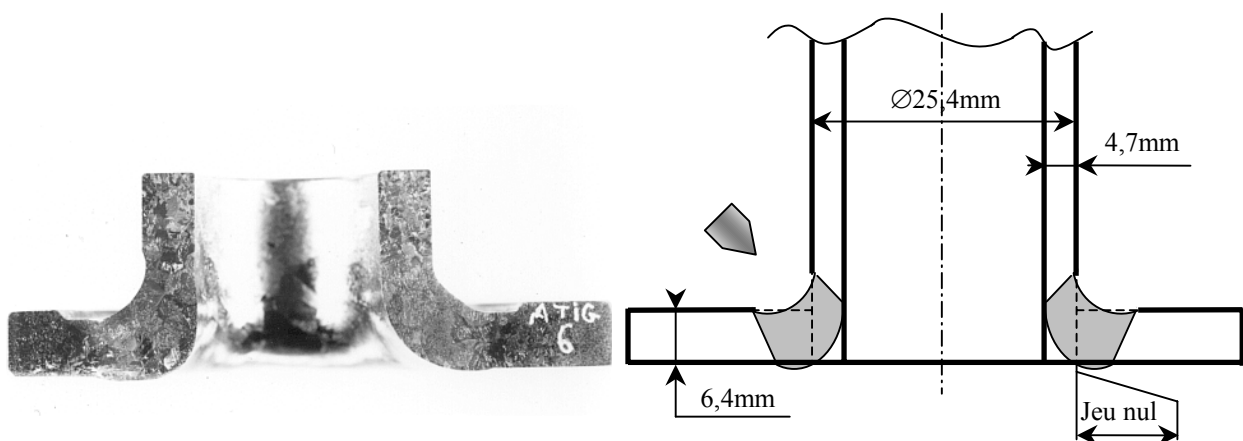


Figure VI.20 : Piquage tube sur plaque, soudure manuelle orbitale ATIG - 130A (T40)

Dans ces conditions, le soudage ATIG peut résoudre simultanément plusieurs problèmes. D'une part, le procédé va limiter les différences de soudabilité, évitant des exigences trop pointues sur les matériaux d'apport. D'autre part, l'augmentation de l'épaisseur critique de

soudage permet de réaliser les assemblages en une seule passe comme le présente la Figure VI.20 dans le cas d'une configuration tube sur plaque avant d'épaisseur 6.5mm de titane.

Les configurations classiques pour ces applications sont des assemblages sur face avant (cf. Figure VI.21). La pénétration souhaitée correspond, en général, à l'épaisseur du tube assemblé afin de garantir une épaisseur de matériau résistant à la corrosion uniforme.

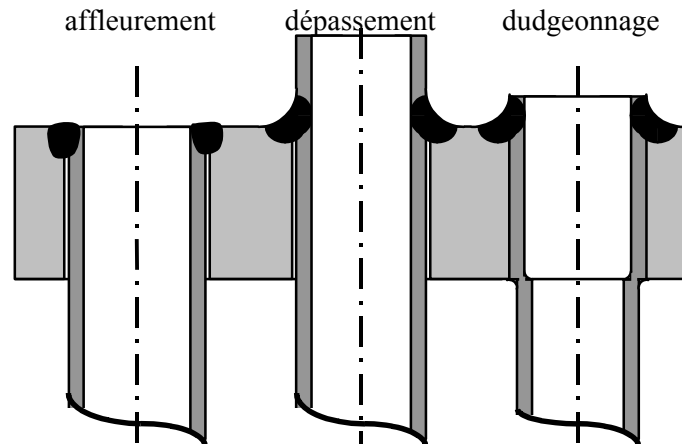


Figure VI.21 : Assemblage tube sur plaque face avant

La Figure VI.22 présente un soudage orbital de tube de titane réalisé en courant pulsé sur une tôle de titane plaquée sur un support en acier. La section fondue est faible et ne peut être acceptée en l'état. La même réalisation ATIG conduit à une pénétration soudée de 4mm conforme aux exigences.

Pour ces assemblages face avant, on distingue trois configurations types qui nécessitent plus ou moins d'usinages des tubes et des plaques support du faisceau [Ati 29-30]. Les assemblages face avant et en affleurement laissent des jeux entre la plaque et le tube favorables à la corrosion caverneuse. De plus, il y a risque de « chauffe locale » des tubes en service, faute d'un contact régulier entre le tube et la plaque, contact qui aurait dû assurer la conductibilité thermique. On peut remédier à ces soucis, par la réalisation de dudgeonnage qui annule le jeu entre le tube et la plaque. Cependant, il conduit, en sortie de plaque à la déformation des tubes qui va induire des contraintes résiduelles favorables à la corrosion sous tension.

Bien que problématiques ces configurations continuent à être utilisées puisque facilitant la réalisation de cordons soudés par l'extérieur des tubes.

La société B.S.L.i a développé une technique qui permet de limiter ces problèmes. La solution mise au point consiste à modifier la position des tubes sur la plaque en les assemblant en face arrière (cf. Figure VI.23). La difficulté réside alors dans les soudures à réaliser qui sont à l'intérieur du tube. Elles se font sans métal d'apport, en aveugle, de manière totalement automatique. Cette technique est dite « soudage intérieur tube » ou « Internal Bore Welding ».

- La solution tube emboîté est la plus économique, ne nécessitant aucun usinage particulier et facilitant la tenue de bain mais perturbant les écoulements de fluides.

- L'assemblage bout à bout évite les perturbations d'écoulement, assure une sollicitation des soudures en traction-compression, permet la réalisation de contrôles non destructifs comme les radiographies X mais s'avère la plus onéreuse par ses usinages.
- Enfin, la configuration tube semi-emboîté est une solution intermédiaire techniquement et économiquement.

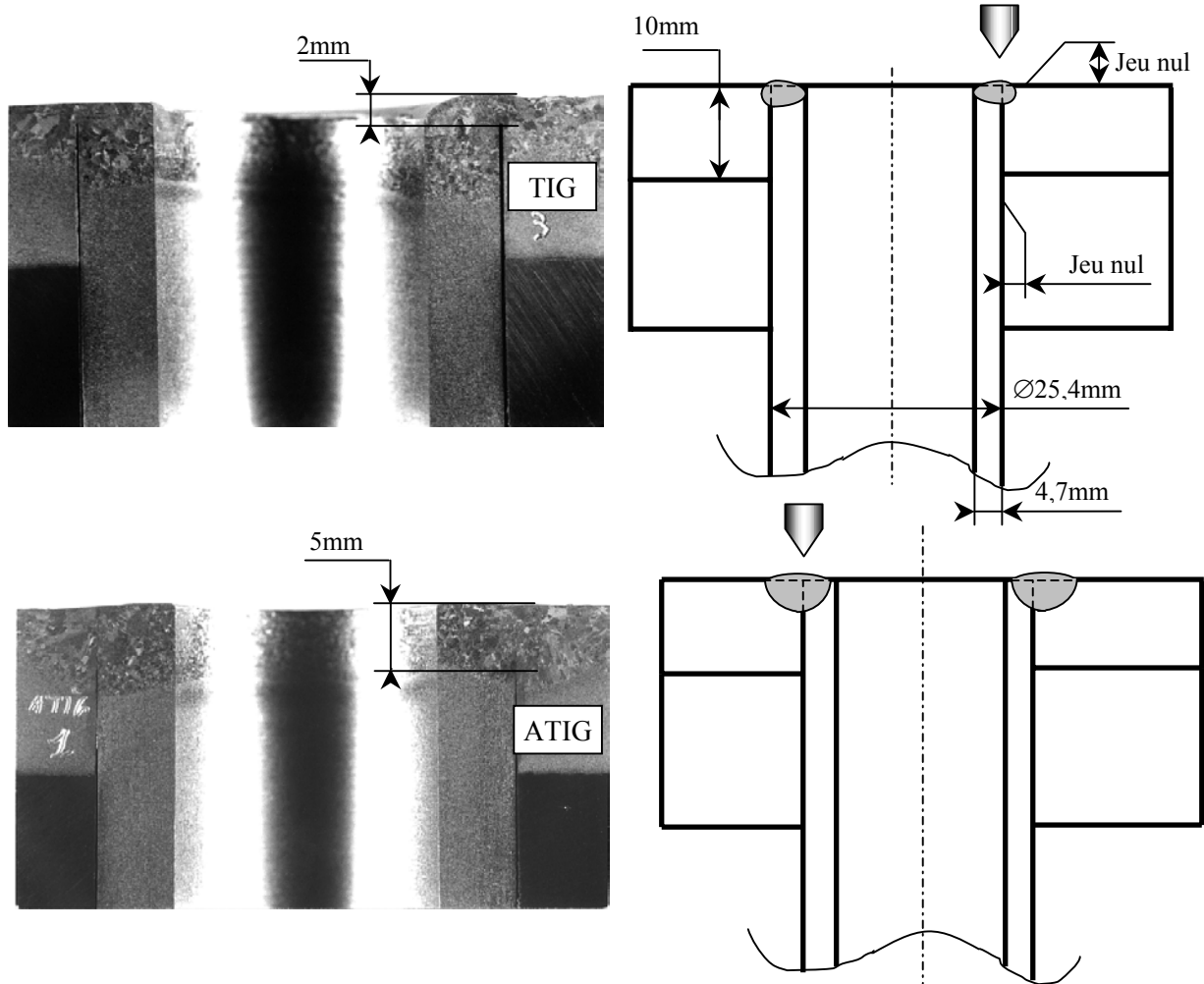


Figure VI.22 : Soudure tube sur plaque automatique TIG - ATIG (courant pulsé 120/80A) (T40)

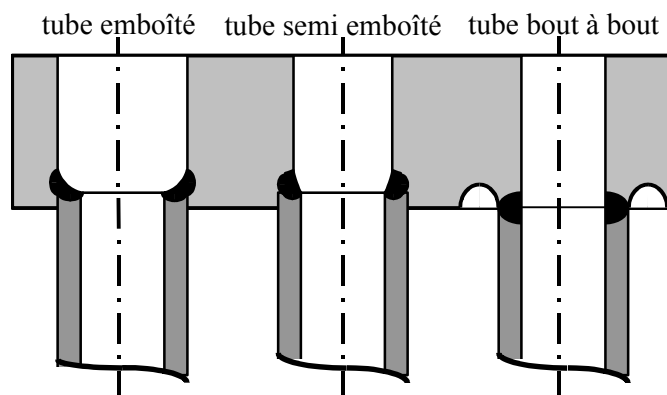


Figure VI.23 : Assemblage tube sur plaque intérieur tube

Après une optimisation des paramètres opératoires de soudage et du gaz d'assistance, le procédé TIG conventionnel permet de souder des tubes jusqu'à 3,5mm d'épaisseur comme le montre la Figure VI.24.

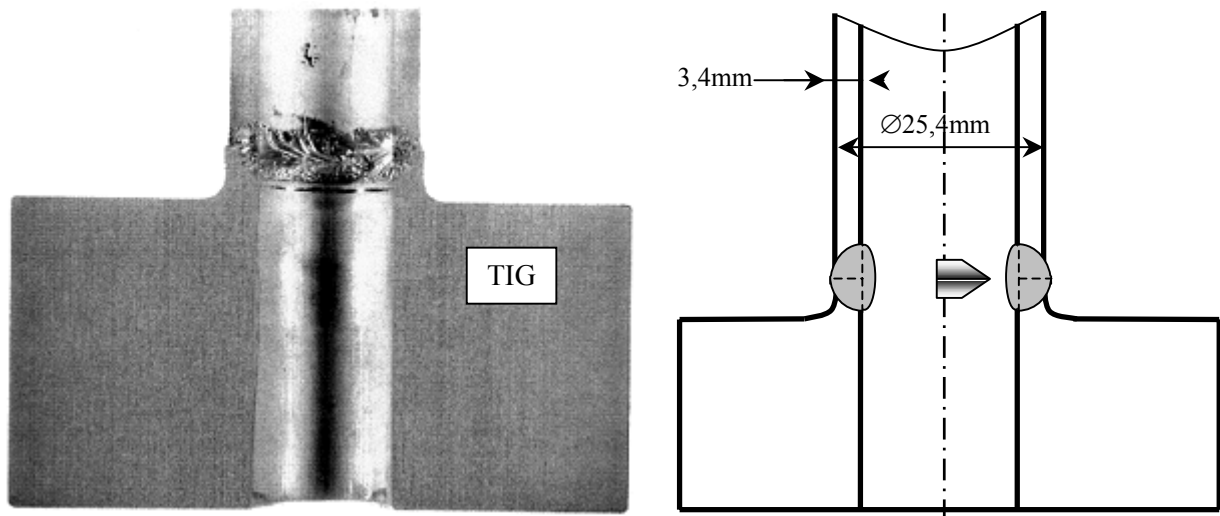


Figure VI.24 : Soudage TIG tube sur plaque d'acier 304L en intérieur tube - courant pulsé 150/130A

L'utilisation du procédé ATIG, dans les mêmes conditions opératoires, permet d'atteindre des épaisseurs de tubes soudés de 7mm pour un diamètre extérieur de 33mm (cf. Figure VI.25). Il s'applique sans problème particulier à des configurations de soudage dédiées à des applications très pointues.

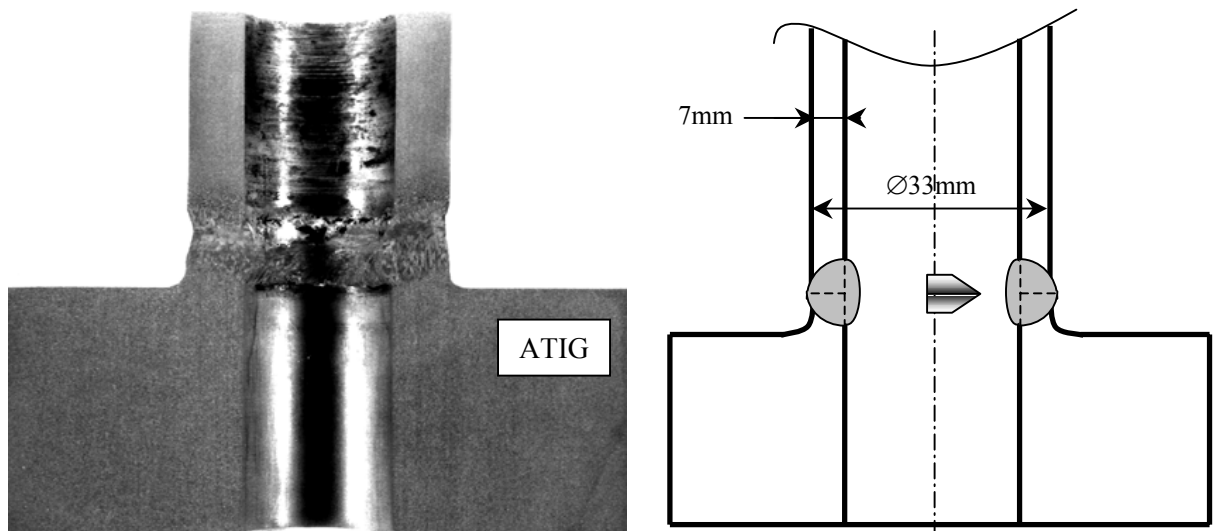


Figure VI.25 : Soudage ATIG tube sur plaque en intérieur tube - courant pulsé 150/130A

Ainsi le soudage ATIG, se révèle un moyen performant pour améliorer les solutions existantes, il autorise la fabrication d'assemblages tube sur plaque de fortes épaisseurs en réalisant des gains de production importants.

Après avoir collaboré à l'élaboration et la mise au point des flux ATIG, la validation des propriétés des joints soudés ainsi que la réalisation de maquettes en conditions industrielles, la

société B.S.L. industries est allée au bout de sa démarche en saisissant l'opportunité de réaliser une série d'échangeurs de chaleur avec la solution ATIG comme principal procédé de soudage. C'est cette phase de production que nous allons décrire maintenant.

VI.3. Application B.S.L. industries

La société B.S.L. a passé en production le procédé ATIG pour une application nécessitant la réalisation de modules de refroidissement composés de faisceaux de tubes en acier inoxydable 316L.

Les Figure VI.27 et VI.28 présentent les configurations de soudage ainsi qu'un plan d'ensemble d'un module à produire. Deux types de soudures sont à réaliser sur ces faisceaux, ce sont des assemblages bout à bout de tubes ($\varnothing 48,3 \times 5,5$ mm - référence J6) ou des piquage pour raccorder ces faisceaux aux conduits d'arrivée et d'évacuation des fluides ($\varnothing 48,3 \times 5,5$ mm - référence J2 et $\varnothing 60,3 \times 5,5$ - référence J8 et J9).

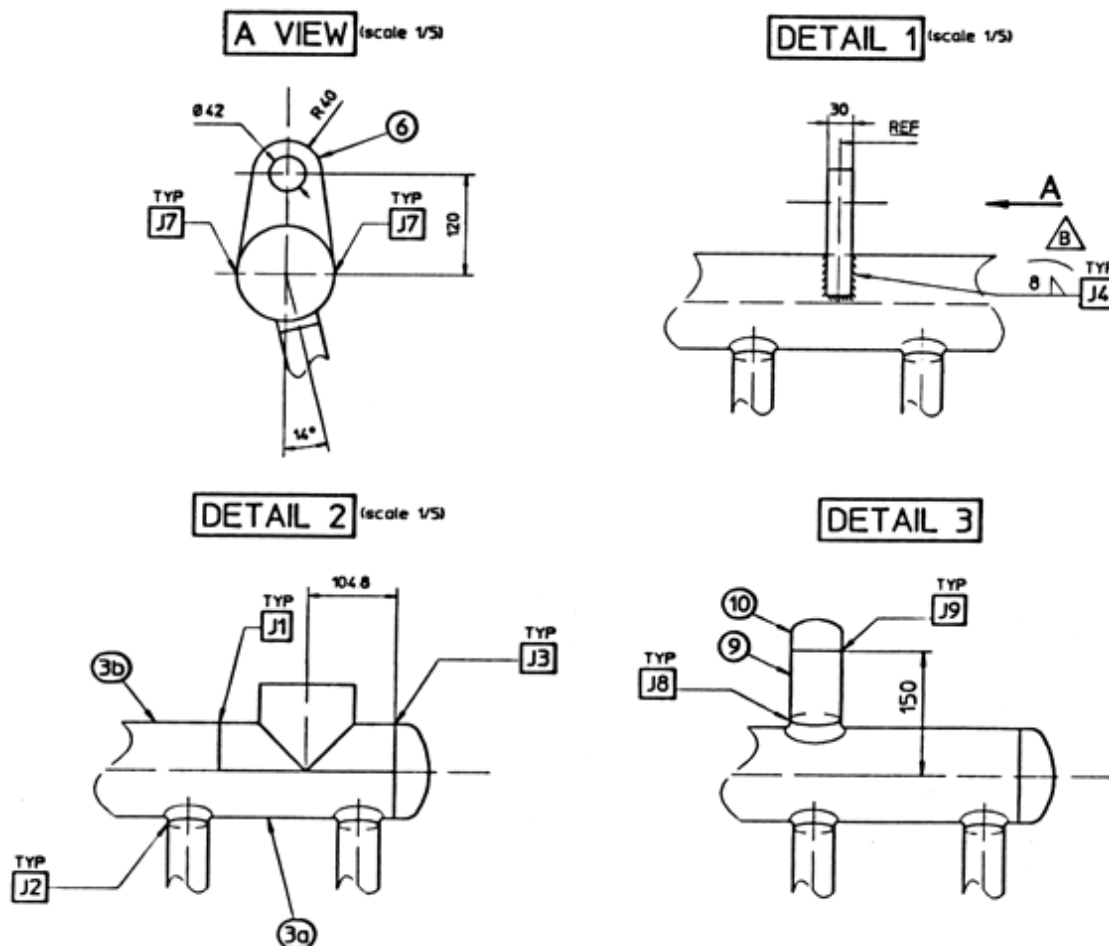


Figure VI.26 : Détail des assemblages des faisceaux de tubes sur les tubes d'admission et d'évacuation

Sur l'ensemble des différents faisceaux à réaliser (42 modules au total), il y a au total 2206 soudures (références J2, J6, J8 et J9 sur les Figures VI.26 et VI.27) qui sont soit des assemblages bout à bout de tubes ou des piquages de ces faisceaux sur les arrivées et échappements des fluides. Ceci correspond à plus de 350m de cordons soudés pour l'ensemble des modules à réaliser.

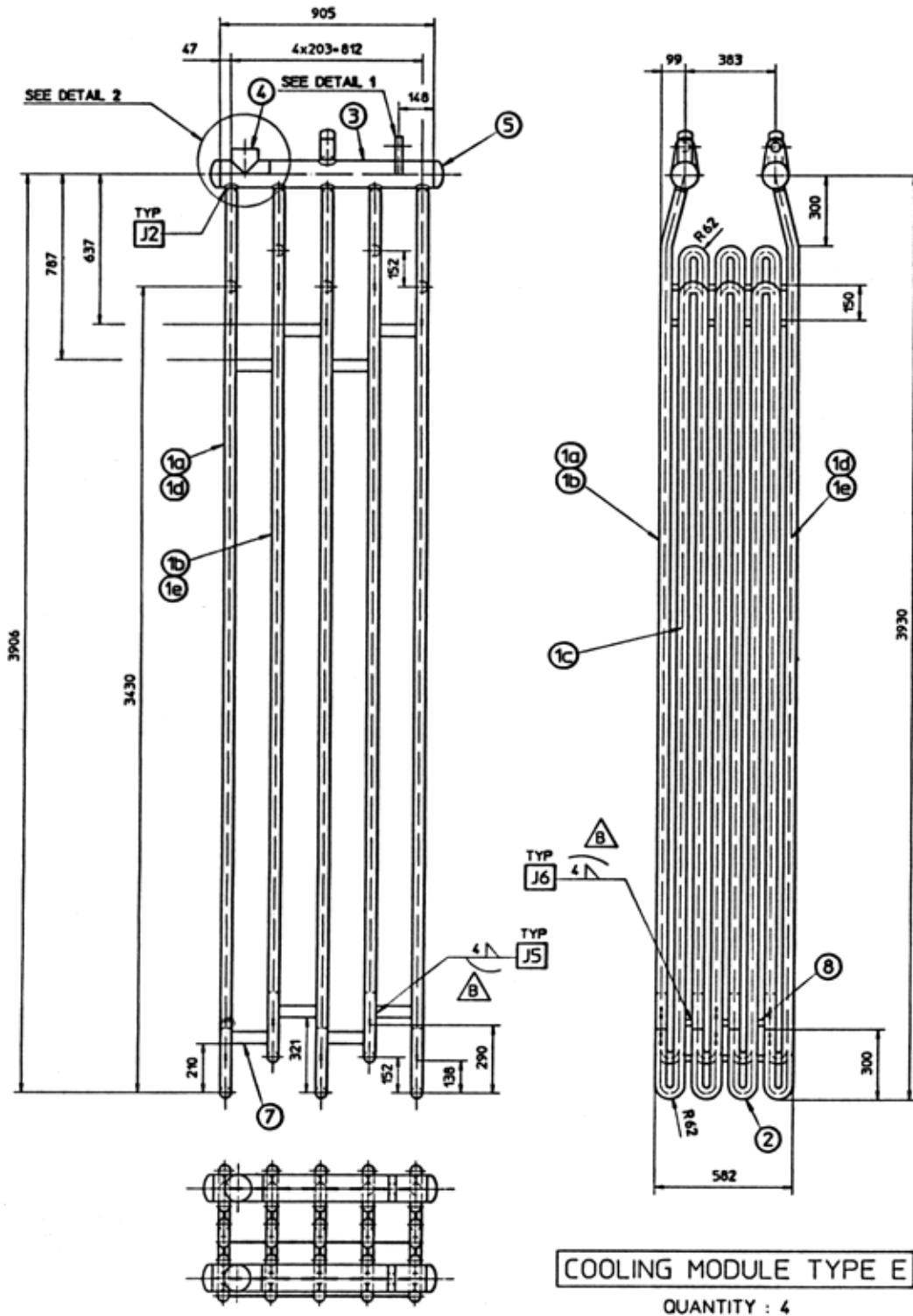


Figure VI.27 : Plan d'ensemble d'un faisceau de tube d'un module de refroidissement (316L)

Les contraintes techniques sont d'une part des épaisseurs à souder relativement importantes et d'autre part la proximité des tubes entre eux (la distance inter-tubes est de 28mm). Ainsi, l'utilisation du soudage TIG orbital avec métal d'apport n'est pas possible techniquement à cause d'un encombrement de la tête de soudage trop important.

Les deux seules possibilités sont alors :

- la réalisation des ensembles en soudage TIG manuel, comportant une préparation des bords en U, une passe de racine en position et 3 passes de remplissage ;
- la réalisation des ensembles en soudage ATIG orbital comprenant une préparation des bords à faces parallèles, une passe de soudage ATIG et une passe de finition manuelle pour une partie des soudures.

La Figure VI.28 présente les spécifications de soudage ATIG pour les joints à réaliser. On notera que les assemblages des tubes du faisceau (J2 et J6 soit 2038 cordons) s'effectuent en deux passes, une passe de racine d'épaisseur 4,5mm et une passe de remplissage, alors que les soudures référencées J8 et J9 (soit 168 cordons) sont réalisées en une seule passe. Cette précaution tend à limiter les réparations en cas de soudures défectueuses.

Rappelons que pour qualifier son procédé de fabrication, B.S.L.i a réalisé des soudures en configuration de fabrication. Ces soudures ont subi l'ensemble des tests imposés, identiques quelque soit le procédé sélectionné (TIG ou ATIG). Les résultats mécaniques, de compacité et de tenu à la corrosion sont conformes aux règles définies par les normes en vigueur. Les assemblages conviennent donc parfaitement pour la réalisation de ces échangeurs de chaleur.

En cours de production, les différents contrôles réalisés après soudage sont un examen visuel suivi d'un ressuage et une radiographie systématique des soudures.

Le taux de réparation consécutif à ces contrôles est inférieur à 1% sur l'ensemble des appareils, soit moins de 20 soudures présentant un défaut. Ceci confirme la qualité des assemblages, ainsi que l'utilisation industriel possible de ce procédé.

| ESL industries ASME IX QW 482 SPECIFICATION DE SOUDAGE WELDING PROCEDURE SPECIFICATION WPS 0101 | | | | ESL industries ASME IX QW 482 SPECIFICATION DE SOUDAGE WELDING PROCEDURE SPECIFICATION WPS 0102 | | | |
|--|-----------|---------------------------------------|----------------|---|-------------|---------------------------------|--------------------|
| DOSSIER No: 910008 WCI | | PQR applicable: SUPPORTING PQR: P-906 | | RESILIENCE: IMPACT TEST: Non/No | | DOSSIER No: 910008 WCI | |
| PQR applicable: SUPPORTING PQR: 2204 and P-906 | | RESILIENCE: IMPACT TEST: Non/No | | RESILIENCE: IMPACT TEST: Non/No | | RESILIENCE: IMPACT TEST: Non/No | |
| REV | REDACTEUR | DATE | VERIF. SOUDAGE | WELD. ENG. CHECK | APPROBATION | APPROVED BY | REF. ACCORD CLIENT |
| O | 17/8/99 | DERACHE | 13/9/99 | MARINIER | 15/9/99 | MARINIER | |
| A | 26/1/00 | DERACHE | 3/2/00 | MARINIER | 3/2/00 | MARINIER | |
| JOINTS JOINTS (QW402) | | | | JOINTS JOINTS (QW402) | | | |
| | | | | | | | |
| Support (ou) (###) - Matière du support Backing (yes) (##) - Backing metal (type) Pass: No | | | | Support (ou) (###) - Matière du support Backing (yes) (##) - Backing metal (type) Pass: No Other Pass: Weld Metal | | | |
| METAUX DE BASE BASE METAL (QW403) P No 8 Groupe 1 sur P No 8 Groupe 1 Ou norme Type et Grade or specification, type and grade <u>A312TP316L</u> sur <u>A312TP316L or A403WP316L</u> | | | | METAUX DE BASE BASE METAL (QW403) P No 8 Groupe 1 sur P No 8 Groupe 1 Ou norme Type et Grade or specification, type and grade <u>A312 - TP316L</u> sur <u>A312TP316L or A403 - WP316L</u> | | | |
| Gamme d'épaisseur qualifiée Thickness range qualified / Métal de base Base metal 5.08 à(to) 5.54 Gamme de Ø Pipe diameter range 48.26 à(to) 60.32 | | | | Gamme d'épaisseur qualifiée Thickness range qualified / Métal de base Base metal 5.08 à(to) 5.54 Gamme de Ø Pipe diameter range 48.26 à(to) 60.32 | | | |
| PRECHAUFFAGE PREHEAT (QW401) Température de préchauffage (C) mini 15.00 Préchauffage (C) min 15.00 Température entre passe (C) maxi 150.00 Interpass temp (C) max 150.00 Pouchauffage Température (C) / Préchauffage (C) / | | | | TRAIT THERMIQUE APRES SOUD. POST WELD HEAT TREATMENT Gamme de Température (C) / Température range (C) / Gamme de durée Time range / Pouchauffage Température (C) / Préchauffage (C) / | | | |
| TECHNIQUE Technique (QW410) Méthode de nettoyage initial et entre passes Initial and interpass cleaning Dégraissage/Brossage Meulage si nécessaire Method of back gouging Non No No | | | | TECHNIQUE Technique (QW410) Méthode de nettoyage initial et entre passes Initial and interpass cleaning Dégraissage/Brossage Meulage si nécessaire Scouring/Brushing Grinding if necessary Method of back gouging Non No No | | | |

Figure VI.28 : Spécification de soudage - J2 et J6 selon WPS 0102 - J8 et J9 selon WPS 0101

| | | |
|------------------------------------|--|----------------|
| Soudage manuel par soudure : | Usinage des chanfreins en U | 0.15h |
| | Soudage 4 passes en position | 0.80h |
| Soudage orbital ATIG par soudure : | Usinage des bords // et débardage du diamètre | 0.10h |
| | Soudage monopasse ou passe de racine ATIG | 0.20h |
| Passes de finition manuelle : | Soudage en position | 0.20h |
| Bilan : | gain d'usinage= 2206 soudures x (0.15 - 0.10) x 2 extrémités | 220.6h |
| | gain de soudage (J2 - J6) = 2038 x (0.8 - 0.4) | 815.2h |
| | gain de soudage (J8 - J9) = 168 x (0.8 - 0.2) | 100.8h |
| Final : | gain total soudage ATIG | 1136.6h |

Tableau VI.1 : Bilan comparatif TIG manuel - ATIG orbital

Le Tableau VI.1 présente un rapide bilan comparatif entre la solution TIG manuelle et la solution ATIG orbitale. Celui-ci met nettement en évidence les gains de temps réalisables avec le procédé ATIG. ce qui, sur la base de 250F du coût horaire de main d'œuvre, correspond à une économie de **≈284 150F** (soit environ 43 000 Euros).

Ce bilan succinct ne prend pas en compte les économies en énergie et en consommables. Ces dernières viennent s'ajouter au gain de temps puisque le gaz et l'électricité utilisés seront typiquement de moitié en ATIG par rapport au TIG manuel et la quantité de métal déposé sera quatre fois moindre.

Quant au coût du flux ATIG, sa consommation est estimée à 1g par mètre. ce qui dans cette application correspond en majorant, à 500g. La tarification du flux est de 1020F (155 Euros) pour 125g d'Activatec 500 (nom commercial du flux développé pour les aciers inoxydables, commercialisé par la société CASTOLIN S.A.) ce qui fait un coût de consommable d'environ 8 à 9F par mètre soit un total en flux ATIG de 4000F (soit 620 Euros).

Pour indication le prix du flux Activatec 860, dédié aux alliages de titane est de 1085F (165 Euros) pour 125g, soit toujours environ 9F du mètre ATIG soudé.

VI.4. Comparaison technico-économique

Pour continuer l'étude amorcée sur l'application B.S.L.i. nous allons considérer une configuration standard d'assemblage de tôles bout à bout d'acier 304L d'épaisseur 6mm. Nous cherchons à quantifier l'ensemble des coûts intervenant dans ce type d'assemblage pour 1 mètre de soudure effectuée en procédé TIG, ATIG et plasma afin de s'assurer de la compétitivité de la technique que nous avons développée.

Mais tout d'abord, comparons les trois procédés de soudage concurrents, en terme d'épaisseurs soudables et de paramètres utilisés.

Le Tableau VI.2 présente les gammes de paramètres utilisables en soudage TIG, ATIG et plasma. Il ressort que le soudage plasma reste incontestablement le procédé le plus productif. En effet, ses vitesses sont typiquement doubles de celles utilisées en soudage ATIG. Cependant, les différences d'investissement entre un poste TIG et une source plasma, ainsi que la flexibilité du soudage ATIG peuvent placer ce procédé en concurrence directe avec le soudage plasma.

| Matériau | Epaisseur mm | TIG Gaz de buse : Ar + 5% H ₂ | | | ATIG Gaz de buse : Ar | | | Plasma Gaz d'éjection : Ar Protection : Ar + 5% H ₂ | | |
|----------------------|-----------------|---|--------|--------------------------|--------------------------|---------|--------------------------|--|--------|--------------------------|
| | | I A | U V | V _s cm/min | I A | U V | V _s cm/min | I A | U V | V _s cm/min |
| Acier inoxydable | 3 | 280 | 12-13 | 15 | 100-200 | 11-13 | 15-35 | 130-140 | 25-28 | 45-50 |
| | 6 | -- | -- | -- | 175-300 | 11,5-15 | 10-18 | 160-180 | 25-28 | 25-30 |
| | 8 | -- | -- | -- | 250 | 13-15 | 7.5 | 250-280 | 24-26 | 15-20 |
| Alliage de titane | 3 | 240 | 12-13 | 20 | 100-200 | 11-13 | 12-35 | 170-190 | 20-22 | 45-50 |
| | 6 | -- | -- | -- | 175-300 | 12-15 | 10-20 | 170-190 | 25-28 | 25-30 |
| | 8 | -- | -- | -- | 250 | 14,5 | 10 | 250-280 | 24-26 | 20-25 |

Tableau VI.2 : Comparatif des paramètres de soudage TIG - ATIG - Plasma

Comparons alors les coûts de réalisation entre ces différents procédés. Nous choisissons d'étudier le cas simple de rabotage de tôles d'acier inoxydable d'épaisseur 6mm.

La Figure VI.13 présente la configuration de soudage TIG nécessaire. c'est-à-dire la réalisation en trois passes sur champs usinés en V (ou en U).

La soudure ATIG est réalisée en deux phases. une première passe de pénétration suivie d'une passe d'esthétique qui lisse le cordon en endroit. le tout est réalisé sur champs droits.

Le soudage plasma s'effectue en une seule passe de pénétration.

Les différents coûts se définissent de la façon suivante :

- le taux horaire de la main d'œuvre est fixé à 250F/h.
- le coût du métal déposé est de 50F/kg.
- l'argon coûte 70F/m³. le mélange argon-hydrogène 90F/m³.
- la quantité de flux consommé pour 1m de cordon est nous l'avons vu de 1g. son coût est donc majoré à 9F du mètre.

Enfin. le débit gazeux dans la torche TIG (et ATIG) est de 12l/min d'argon. En ce qui concerne la torche plasma. le débit de gaz d'éjection est de 8l/min d'argon tandis que le gaz de protection utilise 24l/min d'un mélange argon-hydrogène à 2%.

Le Tableau VI.3 présente le calcul du coût du mètre linéaire de soudure pour les trois procédés étudiés.

Le gain de temps de fabrication (2 fois plus rapide en ATIG qu'en TIG) et les économies réalisées (50%) font du soudage ATIG une solution avantageuse pour les entreprises de la mécano-soudure.

L'investissement en produit d'apport ATIG (de 9F) réalise un gain sur le coût de fabrication de plus de 200F/m pour les assemblages en fortes épaisseurs. De plus. ceci s'accompagne d'une réduction du cycle de production de 50%.

Le poste de soudage ATIG n'est plus alors un goulot d'étranglement dans le flux de production. mais devient générateur d'économie et contribue à l'amélioration de la qualité des ensembles à réaliser.

| | Soudage TIG | Soudage ATIG | Soudage Plasma |
|---|--|---|--|
| Usinage | Chanfreiner : 20min | Dresser les bords : 10min | Dresser les bords : 10min |
| Pointage | 30min | 10min | 10min |
| Dépôt du flux | -- | 2min | -- |
| Coût du flux | -- | Majoré à 9F/m | -- |
| Coût du métal | 360g : 18F | -- | -- |
| Temps de soudage (pour 1m de cordon) | 1 passe de racine : 8cm/min 2 passes de remplissage : 8cm/min Temps opératoire : 37.5min | 1 passe de racine : 10cm/min 1 passe de cosmétique : 8cm/min Temps opératoire : 22min | 1 passe de soudage : 15cm/min Temps opératoire : 6.7min |
| Coût gaz | 29F | 18F | 18F |
| Temps total | 87.5min | 44min | 26.7min |
| Coût total | 411F - 63 Euros | 210F - 31 Euros | 130F - 20 Euros |

Tableau VI.3 : Comparatif économique TIG - ATIG - plasma au mètre linéaire de soudure

Le soudage Plasma se démarque. quant à lui. par une plus grande productivité au détriment de sa flexibilité d'utilisation.

Cependant. le soudage ATIG reste parfaitement concurrentiel. En effet. les investissements en matériel et en formation (non pris en considération dans cette étude) peuvent modifier cet état de fait. Les différences de coût entre un poste plasma et un poste TIG sont d'un rapport compris entre 5 et 10 (prix d'une source plasma $\approx 300\text{kF}$ contre $\approx 50\text{kF}$ pour un poste TIG) dépendant du degré d'automatisation recherché.

De plus. les opérateurs TIG peuvent rapidement prendre en main la technique ATIG. ce qui n'est pas le cas pour le soudage plasma qui est plus complexe à maîtriser et nécessite une complète formation des usagers.

Le procédé TIG. se révèle donc. pour l'ensemble des industries du mécano-soudage. enrichi de nouvelles possibilités d'applications ainsi que d'une solution rapide pour économiser sur les coûts de fabrication.

Avant de clore cette partie. revenons sur l'avancée des études de corrosion menées sur ces soudures.

VI.5. La corrosion

Concernant l'ensemble des soudures réalisées en production chez B.S.L.i. testés en corrosion. les résultats sont conformes aux exigences en vigueur. ce qui assure que les cordons soudés ATIG répondent aux mêmes exigences que les soudures TIG classiques.

Différentes études concernant la corrosion des assemblages soudés en ATIG d'aciers inoxydables sont actuellement en cours de réalisation (études menées. entre autre. par l'Institut de Soudure). Sans connaître l'ensemble des résultats concernant ces travaux. nous pouvons déjà en présenter rapidement les premières conclusions intermédiaires.

Pour le métal de base. le potentiel de corrosion est situé vers $-0.5V/ECS$ alors que pour les cordons soudés TIG et ATIG. ce potentiel est supérieur et vaut respectivement 0 et $0.1V/ECS$. En conséquence. les cordons soudés (TIG ou ATIG) seront toujours cathodiques par rapport au métal de base et le couplage galvanique se fera en défaveur de ce dernier. Ainsi. étant donné le rapport des surfaces exposées. l'usure par corrosion sera très peu active.

Il apparaît donc que le cordon soudé ATIG améliore le potentiel de résistance à la corrosion de la zone fondue par rapport à un cordon TIG. Il faut néanmoins se soucier de la présence en surface du cordon des résidus de flux vitrifiés dont l'influence sur la corrosion n'est pas encore définie.

Afin de se préserver de tout risque. il est nécessaire de broser énergiquement ou meuler au besoin la surface soudée afin d'en éliminer toute trace de flux. On peut aussi prévoir une passe de finition avec métal d'apport qui va éliminer cette couche problématique.

VI.6. Conclusion

Au cours de ce chapitre. nous avons vu que les flux développés pour les aciers inoxydables permettent d'annuler les effets de variation de soudabilité. assurant la pénétration voulue et donc l'assemblage sur toute l'épaisseur de la pièce.

De plus. l'utilisation de ces produits activants permet de limiter les domaines d'apparition de défauts de surface de type Puckering. permettant de réaliser. ainsi. des gains de vitesses dans les opérations de soudage pour des épaisseurs inférieures à $4.5mm$. Cette possibilité va particulièrement intéresser les producteurs de profilés soudés : couplé à un système de dépôt par pulvérisation (spray ou pistolet). les vitesses de soudages peuvent être jusqu'à doublées.

Différentes maquettes ont été réalisées. balayant la gamme des assemblages possibles en ATIG. démontrant que certaines configurations de soudage ne sont plus réservées aux seuls procédés à très haute densité d'énergie (comme le soudage par transparence). Nous avons aussi pu confirmer que ce procédé se transpose facilement à des configurations de soudage très spécifiques ayant nécessité des développements particuliers en soudage TIG. Il est alors possible d'étendre ces applications très pointues sans modification des paramètres et outillages utilisés.

Cette technique permet donc de réduire les préparations de bords. le nombre de passe et donc d'augmenter la productivité au niveau de la fabrication. De plus. de nouvelles conceptions et gammes de fabrication peuvent être alors envisagées.

Enfin. la réalisation d'une unité complète par la société B.S.L.i prouve la capacité d'utilisation industrielle de cette technique qui réalise alors des gains de production importants. La qualification du mode opératoire et les résultats conformes des soudures réalisées ouvrent la voie à de futures utilisations par les industriels de la mécano-soudure et de la chaudronnerie.

Conclusions générales

VII. Conclusions générales

Le problème qui nous est posé est simple dans sa formulation.

« Comment, sur la base du matériel de soudage TIG, s'affranchir des limites rédhibitoires à la réalisation de soudures d'épaisseurs supérieures à 3mm d'aciers inoxydables et d'alliages de titane ? »

Le soudage TIG réalise des assemblages de qualité, exempts de défauts et de pollution de bain, grâce à une très bonne protection gazeuse de la zone fondue et de l'arc, ainsi qu'à l'absence de transfert de métal. Ceci en fait un procédé de prédilection pour les industries chimiques et pétrochimiques, aéronautiques, agroalimentaires ou nucléaires.

Mais cette excellence se fait au détriment de sa productivité et de cordons soudés fortement pénétrants. Ceci conduit, dans de nombreux cas, à usiner les bords à souder et à effectuer plusieurs passes avec métal d'apport pour réaliser le cordon souhaité.

Les origines de ces limites sont de deux ordres :

- d'une part, l'absence de transfert de métal conduit à un arc diffus dont l'énergie spécifique est faible, le rendement d'arc est donc médiocre ($\approx 60\%$),
- d'autre part, le métal fondu a naturellement tendance à être mouillant, c'est-à-dire à générer des courants de convection thermo-capillaires, internes au volume fondu, orientés du centre vers les bords du bain.

Il apparaît alors évident que pour améliorer ce procédé, il faudra intervenir à la fois sur les densités d'énergie, mais aussi sur les courants internes au bain de fusion.

Certaines conceptions de torches réalisent donc une constriction aérodynamique de l'arc, ajoutant une veine périphérique de gaz réfrigérant autour du plasma créé. Mais, il est beaucoup plus difficile d'intervenir sur les mécanismes qui conditionnent les morphologies des zones fondues.

En effet, la définition de la soudabilité traduit la réalisation, sans défaut, de soudures dont les pénétrations sont importantes, pour des largeurs de bain réduites. Or, la présence d'éléments dans les métaux, sous forme de traces, peut fortement affecter les profils des zones fondues. La mise en évidence de ces éléments, appelés tensioactifs car modifiant les comportements des tensions de surface du métal liquide sous l'impact du gradient thermique de l'arc, permet de connaître les nuances de matériaux qui présenteront ou non de fortes pénétrations de bain. Ces éléments, comme le soufre ou le sélénium, ont des taux qui, malheureusement pour les procédés de soudage, ont fortement diminué durant les 20 dernières années, les aciéristes raffinant de plus en plus leurs productions.

Donc, les matériaux sont de plus en plus exempts d'éléments tensioactifs, or, en parallèle, les exigences industrielles en durée de vie et en conditions d'utilisation des appareils conduisent à augmenter les épaisseurs moyennes des ensembles à fabriquer.

Dans ces conditions, seule l'utilisation d'autres procédés comme le soudage plasma, Laser ou faisceau d'électrons, permet de réaliser les assemblages d'épaisseurs supérieures à 3mm de manière productive. Cependant, les coûts d'investissement de ces technologies sont

importants et nécessitent une complète refonte des gammes de fabrication ainsi qu'une formation poussée des opérateurs.

Nous avons alors cherché à développer un procédé, qui, sur la base du matériel de soudage TIG, permet de s'affranchir des 3mm de pénétration actuellement critiques.

Pour ce faire, nous avons étudié une technique de soudage appelée ATIG (TIG actif), technique qui émerge en construction mécano-soudée de produits chaudronnés depuis le milieu des années 90.

De mise en œuvre très simple, cette solution utilise un dépôt alcalin de flux actif qui joue un double rôle au passage de l'arc :

- il vient modifier le comportement de l'équilibre électrochimique de la zone ionisée, conduisant à une constriction de l'arc électrique, réduisant ainsi la tache anodique ; les densités de courant et d'énergie sont donc augmentées au sein de la source thermique ;
- il inverse les courants de convection thermo-capillaires au sein du bain métallique, initiant alors des courants centripètes qui sont favorables au transfert des calories dans la pièce, ainsi qu'à la formation de profils de bords pénétrants plutôt que mouillants.

Il en résulte une forte modification de la morphologie des cordons soudés, doublant la gamme des épaisseurs soudables d'une seule passe.

Cette étude a été menée en partenariat avec la société B.S.L. industries (Soissons, FR.) pour la partie développement et la société CASTOLIN EUTECTIC (Lausanne, CH.) pour la partie fabrication et commercialisation des compositions développées. Nous avons défini deux objectifs principaux qui sont :

- la formulation d'une composition optimale en vue d'applications aux aciers inoxydables et d'une autre dédiée aux alliages de titane. Ces compositions doivent, entre autre, permettre une utilisation de ce procédé en soudage manuel, ce que n'autorisent à l'heure actuelle, aucune des formulations concurrentes ;
- analyser et comprendre les mécanismes d'activation ATIG, en vue de définir une démarche de sélection et de formulation de flux ATIG applicable pour d'autres matériaux.

Nous avons donc, dans un premier temps, étudié les effets de différents produits sélectionnés a priori, sur la base de leurs caractéristiques physico-chimiques, effets sur le bain de fusion et sur le transfert du flux thermique dans la pièce en réalisant des soudures et des points de fusion.

Certains flux, présentant un fort potentiel activant (nette augmentation de la pénétration et réduction de la largeur de bain fondu, comparativement au soudage TIG dans les mêmes conditions) ont servi de base au développement de produits plus complexes qui cherchent alors à améliorer différents critères prédéfinis comme, bien-sûr, une forte pénétration mais aussi une bonne accroche sur les tôles, un nettoyage aisé après soudage, ...

Nous sommes arrivés à la formulation de deux compositions qui nous semblent optimales, permettant la réalisation en soudage automatique ou manuel d'assemblages jusqu'à des épaisseurs de 7mm.

Il a alors fallu caractériser les cordons ATIG que nous avons soudé, nous assurant que les bonnes propriétés mécaniques des matériaux de base sont conservées, et que le bain de fusion reste exempt de pollution due aux flux.

De plus, des abaques ont été dressés reliant les pénétrations souhaitées aux intensités et vitesses de soudage, données nécessaires à la recherche de paramètres opératoires. Ceci nous a conduit à préconiser l'utilisation de paramètres de soudage en intensité et en vitesse (respectivement inférieures à 200A et 20cm/min) pour bénéficier au maximum des effets activants des flux ATIG.

Ces mises au point de compositions efficaces nous ont permis de proposer une démarche de sélection et de recherche d'une formulation optimale.

En parallèle de cette étape de développement, les différents modes d'activation des flux solides ont été étudiés.

Nous avons constaté, comme le suggère la littérature, que l'arc en est fortement modifié, conduisant à une constriction de la tache anodique qui va améliorer les densités d'énergie et le transfert thermique au sein des pièces à souder. L'arc est déformé, présentant une plume en arrière. Le bain subit aussi de fortes modifications, notamment dans ses répartitions de volume fondu, puisqu'on visualise un bain ATIG fortement tiré en arrière de l'arc.

Ces modifications d'arc se répercutent dans des sauts de tension dont nous avons mesuré les évolutions à l'aide d'un matériel préalablement conçu et dimensionné par nos soins. Ces sauts de tension traduisent la nécessité d'avoir une énergie plus importante pour stabiliser l'arc ATIG. Ceci influe sur les énergies incidentes qui sont donc plus conséquentes en soudage ATIG. Ces mesures nous ont, entre autre, permis de constater la nécessité d'avoir un dépôt de flux le plus uniforme et homogène possible.

Une autre des conséquences est visible sur les usures d'électrodes ATIG qui sont nettement plus accentuées qu'en TIG. Il faudra donc prendre en compte ce paramètre qui peut faire perdre une partie de l'efficacité ATIG.

Puis, nous nous sommes intéressés aux modifications de comportement de bain, avec la volonté de faire ressortir les effets des courants de Marangoni. Pour ce faire, nous avons dissocié les mécanismes d'activation issus de l'arc et du bain en réalisant, dans un premier temps, une simulation d'arc TIG via une source Laser défocalisée. Ces essais montrent qu'il est alors possible, par simple micro-modifications de la chimie du bain de réaliser des déplacements de masses fondues.

Enfin, la réalisation d'éprouvettes « sandwich », enfermant du flux entre une feuille de métal et la tôle à souder, minimise les interactions entre l'arc et le flux. Il ressort alors que les phénomènes d'inversion des courants de convection sont très importants pour gérer les morphologies soudées. Il est ainsi possible de réaliser des gains de pénétration importants.

Nous en avons ainsi déduit un modèle d'activation des flux, mettant en avant les phénomènes croisés que produisent l'un sur l'autre, les deux mécanismes activants. De plus, ces constatations nous font penser que les activations se répartissent à plus ou moins part égale entre les effets d'arc et les inversions de courants de convection.

Dans la dernière partie de cette étude, nous avons balayé la gamme des possibilités offertes par le soudage ATIG. Nous nous sommes ainsi assuré que les flux ATIG gommant les effets

de soudabilité différentielle et qu'ils permettent de reculer les domaines d'apparition de défauts de surfaces, propres au soudage TIG grande vitesse.

Industriellement, différentes maquettes et prototypes d'assemblages en forte épaisseurs ont été produits, réalisés en une ou deux passes ATIG contre 3 à 6 passes TIG.

La société B.S.L.i ayant poussé son engagement dans cette technique innovante jusqu'à passer en production une série d'échangeurs de chaleur au début de l'année 2000, nous présentons ce cas d'application industriel concret, mettant en avant les gains de temps de réalisation ainsi obtenus.

Enfin, pour finir, nous avons dressé un rapide tableau technico-économique comparatif entre les procédés TIG - ATIG et plasma. Il ressort que les coûts de fabrication ATIG sont globalement deux fois moindre qu'en TIG pour des temps de fabrication réduits de moitié. La solution ATIG possède alors tous les atouts pour s'imposer comme un procédé fortement concurrentiel du soudage TIG multipasses, mais aussi, du soudage plasma pour les épaisseurs supérieures à 3mm.

De mise en œuvre très simple, le soudage ATIG ne nécessite aucun investissement particulier autre que le flux solide activant. Il utilise les équipements TIG, torche de soudage et générateur de courant, ainsi qu'un produit d'activation déposé préalablement sur l'endroit des pièces à souder. Là où le soudage TIG est limité à 3mm de pénétration, le soudage ATIG permet de réaliser, dans les mêmes conditions, une soudure de pénétration allant jusqu' à 7mm d'épaisseur.

Ces développements ont donné lieu à un accord commercial tripartite entre l'Ecole Centrale de Nantes, la société B.S.L. industries et la société CASTOLIN EUTECTIC. Les produits sont en phase de commercialisation sous les noms de flux Activatec 500 (pour les aciers inoxydables) et Activatec 860 (pour les alliages de titane).

Les caractéristiques des cordons réalisés par cette technique sont conformes aux exigences des normes en vigueur pour le soudage TIG, et l'utilisation de ces produits par l'utilisateur est en accord avec la directive 91/155/CEE concernant le respect des normes d'hygiène et de sécurité des utilisateurs.

L'utilisation industrielle de ces produits a été effectuée par la société B.S.L. industries pour la fabrication d'échangeurs de chaleur pour une colonne de réacteur chimique sur des assemblages tube-tube par procédé orbital. Les gains en temps de fabrication se chiffrent à plus de 1000 heures de soudage, pour un gain économique estimé à plus de 280 000F.

La force du procédé ATIG réside dans sa grande flexibilité, son investissement en matériel et en formation réduit et la multitude des applications réalisables en procédé automatique ou manuel.

Nous ne sommes pas sortis du domaine de compétence du soudage puisque l'ensemble des composants utilisés pour définir nos formulations finales est déjà employé par d'autres procédés comme le soudage à l'électrode enrobée, le soudage sous flux solide ou le soudage avec fil fourré.

Développé pour les alliages de titane et pour les aciers inoxydables, ce procédé peut rapidement être adapté à d'autres nuances de matériaux, nous pensons naturellement aux aciers au carbone-manganèse, mais aussi aux bases nickel (inconels et monels), alliages d'aluminium et de magnésium.

Cette technique ouvre donc de nouvelles possibilités d'utilisation du soudage TIG, jusqu'alors réservées au soudage plasma ou Laser.

Afin de mieux cerner encore le comportement de ces flux d'activation, il faudra s'intéresser à leur impact sur la viscosité, la modification de fluidité du métal, dans de nombreux procédés, étant gérée par les flux de soudage utilisés.

De plus, une analyse par mesures spectrales au sein de l'arc permettrait d'identifier, peut être, les différentes réactions ayant lieu dans celui-ci ainsi que leurs positions autour de la colonne ionisée.

Enfin, des mesures de champs thermiques permettraient de compléter totalement la compréhension et l'interprétation des mécanismes activants.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

Soudage TIG

- [Sou 1] SAF, *Les procédés de soudage*, Centre de formation du soudage, N°1515-9406, 1994.
- [Sou 2] CETIM, *Mécanosoudage*, ISBN 2-85400-146-X, 1989.
- [Sou 3] J.F.LANCASTER, *The Physics of Welding*, Pergamon Press, ISBN 0-08-030554-7, 1983.
- [Sou 4] J.F.KEY, *Arc Physics of Gas Tungsten Arc Welding*, ASM Handbook, vol 6, Welding Brazing and Soldering, ISBN 0-87170-382-3, 1993, pp 30-35.
- [Sou 5] N.PERRY, S.MARYA, *Evolution du Soudage Multipasses des Aciers Inoxydables, Procédé A-TIG*, Compte rendu de conférence : 9^e Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression, Association Française des Ingénieurs en Appareils à Pression, Paris, Octobre, 1998, Colloque Fabrication - Soudage - Contrôle, Communication N° 49, ISBN 2-525-88461-7.
- [Sou 6] P.BURGARDT, C.R.HEIPLE, *Interaction between Impurities and Welding Variables in Determining GTA Weld Shape*, Welding Research Supplement, June, 1986, p.150-155.
- [Sou 7] L.CRETTEUR, N.PERRY, S.K.MARYA, *Development of actives flux for superior GTA and Laser Welds*, MATEHN'98, Romanian 2nd International Conference On Materials And Manufacturing Technologies, CLUJ-NOPOCA September, 1998, p.927-933, vol.2 ISBN 973-98701-2-0.
- [Sou 8] A.A.EROKHIN, *The Force Exerted by the Arc on a Metal being Melted*, Avt. Svarka, 1979, N°9, p.21-26.
- [Sou 9] S.I.ROKHLIN, A.C.GUU, *A study of arc force, pool depression, and weld penetration during gas tungstene arc welding*, Welding Research Supplement, August 1993, p.381s-390s.
- [Sou 10] P.F.MENDEZ, T.EAGAR, *Modeling Penetration and Free Surface Depression during High Current Arc Welding*, Massachusetts Institute of Technology, ASM 98, Trends in Welding Research, Proc. Conf., June 1998, p.13-18.
- [Sou 11] S.K.MARYA, J.Y.HASCOET, *Effect of Sulphur on the Topology of Surfaces Defects in GTA Welds of Steels*, Int. Symposium on New Joining of Materials, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushy, Japan, 1990, p.111-120.
- [Sou 12] J.Y.HASCOET, *Etude de la zone fondue et de l'usure de l'électrode en relation avec les données technologiques du soudage TIG an vue d'applications en robotique*, Thèse de Doctorat en Sciences pour l'Ingénieur, Université de Nantes, 1989.
- [Sou 13] R.T.CHOO, J.SZEKELY, *The Effect of Gas Shear Stress on Marangoni Flows in Arc Welding*, Welding Research Supplement, September, 1991, p.223s-233s.
- [Sou 14] TSAI, *Heat Distribution and Weld Bead Geometry in Arc Welding*, PhD, Massachusetts Institut of Technologie, Cambridge, 1983.
- [Sou 15] Y.FAUTRELLE, *Écoulement dans les bains métalliques en procédé de soudage TIG*, Soudage et Techniques Connexes, Janvier - Février, 1985, p.12-19.
- [Sou 16] J.BINARD, A.CHABENAT, *Etude Expérimentale des Paramètres Influençant le Bain de Fusion*, Soudage et Techniques Connexes, Janvier - Février, 1985, p.20-35.

- [Sou 17] T.ZACHARIA, S.A.DAVID, J.M.VITEK, T.Deb ROY, *Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel, Theoretical Analysis - Experimental Correlation*, Welding Research Supplement, December 1989, p.499s-519s.
- [Sou 18] C.R.HEIPLE, J.R.ROPER, R.T.STAGNER & R.J.ADEN, *Surface Active Element Effect on the Shape of GTA, Laser, and Electron Beam Welds*, Welding Research Supplement, March, 1983, p.72s-77s.
- [Sou 19] C.R.HEIPLE, J.R.ROPER, *Effect of Selenium on GTAW Fusion Zone Geometry*, Welding Research Supplement, August, 1981, p.143s-145s.
- [Sou 20] K.C.MILLS, B.J.KEENE, R.F.BROOKS, A.OLUSANYA, *The Surface Tension of 304 and 316 Type Stainless Steel and their Effect on Weld Penetration*, Proc. Centenary conference metallurgy department, University of Strachclyde, Glasgow, June 1984.
- [Sou 21] M.MARYA - S.MARYA, *A theoretical and Experimental Analysis of variances in weld Bead morphologies*, Journal of Materials Engineering & Performances, JMEPGG, Vol 7, N84, p.515-523, 1998.
- [Sou 22] B.LE NEINDRE, *Tension superficielle des composés inorganiques et des mélanges*, Techniques de l'ingénieur, K476, 1992.
- [Sou 23] S.MARYA, D.L.OLSON, *Effect of minor elements and process parameters on GTA weld bead variances in steels*, Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie - Janvier 1989.
- [Sou 24] G.LO, PhD Dissertation, Rensselaer polytechnic Institute, Troy, Ny, August ,1986.
- [Sou 25] P.SAHOO, T.DEBROY, M.J.Mc NALLAN, *Surface Tension of Binary Meta-Surface Active Solute Systeme under Conditions relevant to Welding Metallurgy*, Metallurgical Transaction, volume 19B, June 1988, p.484-491.
- [Sou 26] C.R.HEIPLE, J.R.ROPER, *Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry*, Welding Research Supplement, April, 1982, p.97s-102s.
- [Sou 27] WALSH, W.F.SAVAGE, *Autogenous GTA Weldments - Bead Geometry Variations due to Minor Elements*, Welding Research Supplement, February, 1985, p.59s-62s.
- [Sou 28] C.R.HEIPLE, J.R.ROPER, *Effect of SO₂ Shielding Gas Addition on GTA Weld Shape Welding*, Welding Research Supplement, 1985, p.159-162.
- [Sou 29] R.E.SUNDELL, S.M.COREA, L.P.HARRIS, H.D.SOLOMON, L.A.WOJCIK, W.F.SAVAGE, D.W.WALDH, G.LO, *Minor elements Effects on Gas Tungsten Arc Weld Penetration*, Research and Development, Schenectady, Ny, December, 1986.
- [Sou 30] S.MARYA, A.SHAHAB, K.TOUILEB, *Effect of minor chemistry elements on pulsed gas tungsten arc weld profiles*, Welding, joining, coatings & surface modifications, Proc" Pre Assembly Int. Conference of Annual Assembly of International Institute of Welding, p.91-97, 1994
- [Sou 31] J.E.INDACOCHEA, D.L.OLSON, *Relashionship of Weld Metal Microstructure and Penetration to Weld Metal Oxygen Content*, Journal of Materials for Energy Systems, Vol.5, N°3, 1983.
- [Sou 32] G.W.OYLER, R.A.MATUSZEK, C.R.GAAR, *Why some heats of stainless steel may not weld*, Welding Journal, 46, Dec.67.
- [Sou 33] S.M.GUREVICH, V.N.ZAMKOV, N.A.KUSHNIRENKO, *Improving the Penetration of Titanium Alloys when they are welded by Argon Tungsten Arc Process*, Avt. Svarka, No.9, 1965.

- [Sou 34] S.M.GUREVICH, Ya.Yu.KOMPMAN, Yu.K.NOVIKOV, *Technological Possibilities of Electroslag Welding of Titanium Alloys*, Int. Conf. on Titanium, Moscow, 1976, p.1259-1279.
- [Sou 35] S.K.MARYA, *Effect of Minor Chemistry Elements on GTA Weld Fusion Zone Characteristics of a Commercial Grade Titanium*, Scripta Materialia, Vol. 34, N° 11, 1996, p. 1741-1745.
- [Sou 36] D.E.HILTON, J.NORRISH, *Shielding Gases for Arc Welding*, Welding and Metal Fabrication, Mai - June, 1988, p.189-193.
- [Sou 37] *Gas Tungsten Arc Welding*, American Welding Society, Welding Handbook, 8th Edition, Volume 2, ISBN : 0-87171-354-3, 1991, p.73-107.
- [Sou 38] M.ONSOIEN, R.PETERS, D.L.OLSON, S.LIU, *Effect of Hydrogen in an Argon GTAW Shielding Gas : Arc Characteristics and Bead Morphology*, Welding Research Supplement, January, 1995, p.10s-15s.
- [Sou 39] F.C.LIAO, S.LIU, D.L.OLSON, *Weldability of Nitrogen-Enhanced HLSA Steels*, Proc. 12th International Conference on Offshore Mechanism and Arctic Engineering, Book N° G0679A, 1993, p.231-243.

Optimisation du procédé TIG

- [Opt 1] *Gas Tungsten Arc Welding*, Welding Handbook, 8th Edition, ISBN : 0-87171-354-3, Vol.2, chp. 3, p.74-107.
- [Opt 2] F.MATSUDA, M.USHIO, D.KIRIISHI, A.SADEK, *Direct Observation of Cathode Surface - Gas Tungsten Arc Electrode -*, Transaction of JWRI, Vol. 16, No.2, 1987, p.9-26.
- [Opt 3] D.OLSON, S.LIU, S.CALDWELL, *Use of Intermetallic Alloys as Addition to Tungsten Electrodes*, Proc. 3rd Pacific RIM International Conference on Advanced Materials and Proceeding, Honolulu, Hawaï, July, 1998.
- [Opt 4] A.DEBUIGNE, *Caractéristique de l'électrode de tungstène en soudage TIG*, Soudage et Techniques Connexes, Vol.50 - N° 11/12, Nov./Dec., 1996, p.9-32.
- [Opt 5] S.Y.LEE, S.J.NA, *A Numerical Analysis of a Stationary, Gas Tungsten Welding Arc Considering Various Electrode Angles*, Welding Research Supplement, September, 1996, p.269s-279s.
- [Opt 6] J.K.KEY, J.W.CHAN, M.E.McILWAIN, *Process Variable Influence on Arc Temperature Distribution*, Welding Research Supplement, July, 1983, p.179s-184s.
- [Opt 7] A.A.EROKHIN, *The Force Exerted by the arc on a Metal Being Melted*, Avt. Svarka, 1979, N°9, p.21-26.
- [Opt 8] K.C.MILLS, B.J.KEEN, *Factor Affecting Variable Penetration*, International Material Reviews, vol.35, N°4, 1990, p.185-216.
- [Opt 9] J.BINARD, *Etude de l'influence de la nature et de la forme des électrodes réfractaires sur la forme du bain de fusion*, Rapport d'étude n°213, CREUSOT-LOIRE, Centre d'Application des Techniques de Soudage, Août 1979.
- [Opt 10] W.SAVAGE, S.STRUNCK, Y.ISHIKAWA, *The Effect of Electrode Geometry on Gas Tungsten Arc Welding*, Welding Journal Research Supplement, November, 1965, p.489s-496s.
- [Opt 11] S.MARYA, A.ELAHOUEL, F.Le MAITRE, *Effect of process parameters on GTA welding of Titanium TA6V alloys*, Proc. 6th World conference on Titanium, Cannes, June 6-9, Ed. de Physique, p.1221-1226, 1988.

- [Opt 12] A.ELAHOUEL, *Contribution au soudage du titane et de son alliage TA6V - Etude technologique et métallurgique*, Thèse de Doctorat, Université de Nantes, Décembre 1990.
- [Opt 13] J.F.KEY, *Anode - Cathode Geometry and Shielding Gas Interrelation Ships in GTAW*, Welding Research Supplement, December, 1980, p.364s-379s.
- [Opt 14] G.HABCHI, S.MARYA, *Effect of electrode geometry on the weld solidification cracking of two stainless steels in GTA welding*, Scripta Metallurgica, Vol 20, p. 207-213, 1986.
- [Opt 15] G.HABCHI, *Etude métallographique de la fissuration solidification des quelques aciers inoxydables austénitiques et de quelques alliages d'aluminium en relation avec les paramètres de soudage TIG*, Thèse de Doctorat, Université de Nantes, Juillet 1984.
- [Opt 16] P.BURGARDT, C.R.HEIPLE, *Interaction between Impurities and Welding Variables in Determining GTA Weld Shape*, Welding Research Supplement, June, 1986, p.150-155.
- [Opt 17] *Plasma Arc Welding*, Welding Handbook, 8th Edition, ISBN : 0-87171-354-3, Vol.2, chp. 10, p.329-350.

Soudage ATIG

- [Ati 1] D.L.OLSON, S.LIU, R.H.FROST, G.R.EDWARDS, D.A.FLEMING, *Nature and Behaviour of Fluxes Used for Welding*, ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170-382-3, 1993, p.55-63.
- [Ati 2] D.L.OLSON, G.R.EDWARDS, S.K.MARYA, *Physical and Chemical Phenomena Influencing Slag Detachability during Welding*, Ferrous Alloy Weldments, Trans Technique Publication, 1991.
- [Ati 3] L.DAVIS, *An introduction to welding fluxes*, Welding Institute, ISBN 0 85300145 6, 1981.
- [Ati 4] R.CAZES, *Soudage sous flux en poudre*, Techniques de l'Ingénieur, B 616-2.
- [Ati 5] S.M.GUREVICH, V.N.ZAMKOV, N.A.KUSHNIRENKO, *Improving the Penetration of Titanium Alloys when they are Welded by Argon Tungsten Arc Process*, Avt. Svarka, No.9, 1965, p.1-4.
- [Ati 6] S.M.GUREVICH, Ya.Yu.KOMPMAN, Yu.K.NOVIKOV, *Technological Possibilities of Electroslag Welding of Titanium Alloys*, Int. Conf. on Titanium, Moscow, 1976, p.1259-1279.
- [Ati 7] B.E.PATON, V.N.ZAMKOV, V.P.PRILUTSKY, *Methods for Making Titanium Permanent Joints*, E.O. Paton Electric Welding Institute, Ukraine, Proc., The 9th World Conference on Titanium, St Petersburg, Russia, 7-11 Juin 1999.
- [Ati 8] S.MARYA, F.LE MAITRE, *Aspect métallurgiques du soudage du titane et de ses alliages - Etat de l'art*, Soudage et Techniques Connexes, vol.43 Nov.Dec. 1989, p.63-68.
- [Ati 9] S.M.GUREVICH, V.N.ZAMKOV, N.A.KUSHNIRENKO, *Metallurgical and Technological Features of Titanium Alloy Welding when using Fluxes*, Titanium Science and Technology vol.1, PLENUM PRESS, ISBN 0-306-30728-6, 1973, p.541-551.
- [Ati 10] M.M.SAVITSKII, B.N.KUSHNIRENKO & A.F.LUPAN, *Special Features of the Formation of Welds Made with Activating Fluxes*, Automatic Welding, February, 1981, Vol.34, N°2, p.23-25.

- [Ati 11] R.SAIDOV, H.MOURTON, S.MARYA, *Etude d'un flux pour le soudage des alliages de Proc.*, Int. Conf. On Materials & Manufacturing Technologies, Cluj-Napoca (Ro), 18-21 Mai, pp 443-448, 1994.
- [Ati 12] R.SAIDOV, S.MARYA, *On a new development of GTA welding of Al-Mg alloys with flux pastes Proc.*, Ed by Prof M. Ushio, Copyright. Japan Welding Society, Int. Symp., Japan Welding Society, Nagoya, Nov 19-21, Vol 2, p.625-631, 1996.
- [Ati 13] W.LUCAS, D.HOWSE, M.M.SAVITSKY, I.V.KOVALENKO, *A-TIG flux for increasing the performance and productivity of welding processes*, IIW/IIS Budapest, Metallurgy Processes Automation Standardisation, Commission XII, 1996.
- [Ati 14] W.LUCAS, D.HOWSE, *Activating flux - increasing the performance and productivity of the TIG and Plasma processes*, Welding & Metal Fabrication - January 1996.
- [Ati 15] W.MIDDEL, G.DenOUDEN, *The Effect of Additives on Arc Characteristics in GTA Welding*, ASM 98, Int. Conf. Trends in Welding Research, Pine Mountain, June, 1998.
- [Ati 16] V.P.PRILUTSKY, L.E.EROSHENKO, V.N.ZAMKOV (Paton Electric Welding Institute), *Distribution of vapours of metals and weldings consumables in arc during TIG welding*, The ASM International European Conference on Welding and Joining Science and Technologie, Madrid, Mars 1997.
- [Ati 17] B.E.PATON, V.N.ZAMKOV, V.P.PRILUTSKY, *Methods for Making Titanium Permanent Joints*, 9-th World Conference on Titanium, Saint Petersburg (Russia), June, 1999 (à paraître).
- [Ati 18] B.E.PATON, V.N.ZAMKOV, V.P.PRILUTSKY, *Le Soudage A-TIG du Titane et de ses Alliages*, Soudage et techniques connexes, Novembre-Décembre 1998, p.23-26.
- [Ati 19] P.ANDERSON, R.WIKTOROWICX, *A-TIG Welding - The Effects of the Shielding Gas*, TWI, Bulletin N°4, July/August, 1995.
- [Ati 20] T.PASKELL, C.LUNDIN, H.CASTNEY, *GTAW FLUX Increases Weld Joint Penetration*, Welding Journal, April, 1997, p.57-62.
- [Ati 21] D.MARCHAND, C.BONNET, *Augmentation du pouvoir pénétrant du soudage TIG : le soudage A-TIG*, Souder N°4- Juillet 1997.
- [Ati 22] SAF, *Flux Actiplus, Améliorer vos Performances en soudage TIG*, Dossier Technique, Juillet 1998.
- [Ati 23] N.PERRY, S.MARYA, E.SOUTIF, *ENHANCED WELD PENETRATIONS IN TITANIUM DURING GTA AND LASER WELDING THROUGH FLUX APPLICATIONS*, 9-th World Conference on Titanium, Saint Petersburg (Russia), June, 1999 (à paraître Septembre 2000).
- [Ati 24] N.PERRY, S.MARYA, E.SOUTIF, *New Perspectives of Flux assisted GTA Welding in Titanium Structures*, Reactive Metals in Corrosive Applications Conference Proceedings, Jack Tosdale, Editor, Wah Chang, p.55-62, 1999.
- [Ati 25] N.PERRY, S.MARYA, E.SOUTIF, *Study and Development of Flux Enhanced GTA Penetrations in a Commercial Grade Titanium*, ASM 98, Int. Conf. Trends in Welding Research, Pine Mountain, June, 1998, p.520-525, ISBN 0-87470-627-X.
- [Ati 26] N.PERRY, S.MARYA, E.SOUTIF, *Souder 8mm de Titane en procédé TIG mono passe, une réalité industrielle*, Journée Titane 1999, Compte rendu de conférence, Association Titane, Nantes, Septembre, 1999.

- [Ati 27] S.MARYA, A.SHAHAB, K.TOUILEB, *Effect of minor chemistry elements on pulsed gas tungsten arc weld profiles*, Welding, joining, coatings & surface modifications, p.91-97, 1994, Proc. « Pre Assembly Int. Conference of Annual Assembly of International Institute of Welding (Londres et Paris) », Dallian Sept 1994.
- [Ati 28] S.MARYA, K.TOUILEB, M.MARYA, *Effect of Surface Tensions on GTAW defect profiles In 304 & 316 austenitic Stainless Steels*, Proc. Int. Symp., Japan Welding Society, Nagoya, Nov19-21,p.643-648, , Vol 1, 1996.
- [Ati 29] N.PERRY, S.MARYA, E.SOUTIF, *Soudage ATIG, évolution des réalisations mécano soudées de fortes épaisseurs*, 14eme congrès de Français de Mécanique, Association Française de Mécanique, Association Universitaire de Mécanique, Toulouse, Septembre 1999, Colloque Fabrication, Communication N°16, ISBN 2-84088-040-7.
- [Ati 30] E.SOUTIF, *Développements récents de la technique de soudage intérieur tube pour les liaisons tube - plaque tubulaire d'échangeurs de chaleur*, 9^e Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression, Association Française des Ingénieurs en Appareils à Pression, Paris, Octobre, 1998, ISBN 2-525-88461-7.

Métallurgie et soudabilité

- [Met 1] J.A.LAMBERT, *Cast to Cast Variability in Stainless Steel Mechanized GTA Welds*, Welding Journal, May, 1991, p.41-52.
- [Met 2] J.BARRALIS, G.MAEDER, *Précis de Métallurgie, Soudage des Aciers*, ISBN AFNOR 2-12-260121-6, p.114-117, 1997.
- [Met 3] J.M.DORLOT, J.P.BAILON, J.MASOUNAVE, *Des Matériaux*, Edition de l'Ecole Polytechnique de Montréal, ISBN 2-553-00176-2, 1986, chp.10 p.313-320.
- [Met 4] TIMET Savoie, Guide de conception et de réalisation d'équipements en Titane, 1996.
- [Met 5] R.TRICOT, *Thermo-mecanical Treatments of Titanium Alloys*, Proc. 6th World Conf. On Titanium, Cannes, Frances, Juin, 1988.
- [Met 6] ASTM Titanium Specifications, *Seamless and Welded Titanium and Titanium Alloy Pipe*, B 337 -73, B 338 -73, B363 -71
- [Met 7] S.MARYA, F.LE MAITRE, *Aspects métallurgiques du soudage du titane et de ses alliages - Etat de l'art*, Soudage et Techniques Connexes, vol.43 Nov.Dec. 1989, p.63-68.
- [Met 8] X.A.BAESLACK, J.R.DAVIS, C.E.CROSS, *Selection and Weldability of Conventional Titanium Alloys*, ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170-382-3, 1993, p.504-523.
- [Met 9] H.DAVID, *Selection and Weldability of Advanced Titanium -Base Alloys*, ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170-382-3, 1993, p524-527.
- [Met 10] M.FUJITA, Y.KAWABE, Mechanical properties of electron beam welded joints in solution treated and aged TA6V alloys, Journal of Iron and Steel Institute, Japan, 1986, p.678-684.
- [Met 11] V.I.TREFILOV, *The Structure and Fracture Toughness of Electron Beam Weld Joints in VT6 Alloys*, Aut. Prod., 1984, May, p.42-44.
- [Met 12] H.SOLOMON, *Fundamentals of Weld Solidification*, ASM Handbook, vol6, Welding Brazing and Soldering, 1993, p.45-54.

- [Met 13] W.SAVAGE, A.ARONSON, *Preferred orientation in the weld fusion zone*, Welding Journal, fev 66, p.85s-89s.
- [Met 14] L.DOMERGUE, *Etude de la convection capillaire lors de la fusion solidification d'alliages industriels par bombardement électronique défocalisé. Application au soudage.*, Thèse de génie Mécanique, Ecole Centrale de Nantes, 1997.
- [Mat 15] L.DOMERGUE, D.CAMEL, P.TISON, S.K.MARYA, *Convection and segregation effects during solidification of electron beam weld pools in stainless steel and alloys*, 4th Decennial Int. Conf. On Solidification Processing, Sheffield, 1997.
- [Met 16] H.W.KERR, *Solidification and Grain Structures in Welds*, Keynote address, 1992, p.157-166.

Hygiène et sécurité des soudeurs

- [Hyg 1] SEYED B. MORTAZAVI, *Maîtrise des fumées de soudage par modification du procédé*, Soudage et Techniques Connexes, Nov. Dec. 1997, p.39-45.
- [Hyg 2] V.G.VOITKEVITCH, *Propriétés physiques et chimiques des fumées de soudage en relation avec leur toxicité*, Soudage et Techniques Connexes, Mars Avril 1992, p.54-64.
- [Hyg 3] H.PRESS, W.FLORIAN, *Formation de substances toxiques lors du soudage à l'arc sous protection gazeuse*, Doc. IIS/IIWW-801-84, Commission VIII « Hygiène et Sécurité », ISBN 0043-2288/85, Pergamon Press, Vol.23, N°1/2, 1985, p.5-13.

Références bibliographiques

Lexique - Index des figures et tableaux

Lexique

| | | |
|------------|---|--|
| A% | : | allongement à la rupture |
| a_i | : | activité de l'espèce i |
| Ar | : | argon |
| A-TIG | : | Activated Tungsten Inert Gas |
| Bi | : | Indice de basicité de flux en soudage |
| C. | : | atome de carbone |
| C.C. | : | structure cristalline cubique centrée |
| CODAP | : | code de fabrication de appareils à pression |
| e | : | épaisseur des pièces à souder |
| F.E. | : | soudage par faisceau d'électrons |
| Gpa | : | giga pascal : 10^9 Pa. |
| H.C. | : | structure cristalline hexagonale centrée |
| He | : | hélium |
| I ou I_s | : | intensité d'arc (Ampères) |
| L | : | largeur du bain fondu non débouchant |
| L_d | : | largeur endroit d'un bain débouchant |
| L_v | : | largeur envers d'un bain débouchant |
| Ma | : | nombre de Marangoni |
| M.A.G. | : | Métal Actif Gas |
| M.I.G. | : | Métal Inert Gas |
| min | : | minute |
| MPa. | : | méga pascal ($1N/mm^2$) |
| N | : | atome d'azote |
| nm | : | nanomètre |
| O | : | atome d'oxygène |
| P | : | pénétration d'un bain non débouchant |
| $P_{(r)}$ | : | Pression d'arc |
| Qb | : | débit dans la buse |
| Qt | : | débit dans le traînard |
| Qe | : | débit dans la protection envers |
| R | : | revenu |
| Re | : | limite d'élasticité (Mpa) |
| $Re_{0,2}$ | : | limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% |
| Rm | : | résistance mécanique a la traction (Mpa) |
| T | : | température |
| T_f | : | Température de fusion |
| TA6V | : | alliage de Titane à 6% d'aluminium, 4% de vanadium |
| TE | : | trempe à l'eau |
| TIG | : | Tungsten Inert Gaz (U.K.), G.T.A.W. : Gaz Tungsten Arc Welding (USA) |
| T.R. | : | trempe et revenu |
| U | : | tension aux bornes de l'arc en Volts |
| Vs | : | vitesse de soudage |
| Z.A.T. | : | zone thermiquement affectée |

| | |
|-----------------------------|---|
| α | : coefficient de diffusivité thermique (m^2/s) |
| μ | : viscosité dynamique (N/ms) |
| $\partial\gamma/\partial T$ | : gradient thermique de tension de surface ($\text{N}/\text{m}/^\circ\text{K}$) |
| γ | : tension superficielle (N/m) |
| ΔH° | : enthalpie de dissociation |
| Γ_s | : excès de concentration du soluté à saturation de la solution |
| η | : rendement du banc de soudage |
| θ | : angle d'affûtage des électrodes |
| θ_i | : température d'inversion du gradient thermique des tensions superficielles |
| ρ | : masse volumique (kg/m^3) |
| σ_D | : limite d'endurance (Mpa) |

Figures

| | |
|--|----|
| Figure I.1: Classification des procédés de soudage [Sou 2] | 18 |
| Figure I.2 : Sources thermiques et densités d'énergies | 18 |
| Figure I.3 : Torche TIG | 20 |
| Figure I.4 : Arc électrique [Sou 4] | 21 |
| Figure I.5 : Critères d'efficacité de la soudure - soudure inox TIG (gauche) et ATIG (droite) [Sou 5] | 23 |
| Figure I.6 : Déformations et morphologie de bain | 24 |
| Figure I.7 : Les différents courants du bain de fusion [Sou 5 et 7] | 25 |
| Figure I.8 : Tension de surface et courants de convection [Sou 19] | 28 |
| Figure I.9 : Tension superficielle du système Ni-S en fonction de la température [Sou 23] | 29 |
| Figure I.10 : Evolution du gradient de tension de surface du couple Fe-S avec la température [Sou 23] | 30 |
| Figure I.11 : Inversion des courants de tension de surface | 30 |
| Figure I.12 : Effet du soufre sur la morphologie de bain d'un acier inoxydable austénitique 304 - 200A - 15cm/min (photo ECN x8) | 31 |
| Figure I.13 : Valeur de tension de surface des éléments purs présentés à leur température de fusion par ordre croissant de numéro atomique [Sou 22] | 32 |
| Figure I.14 : Mesure de tension de surface pour deux aciers ; projection de ces valeurs au delà de 1800°C (l'écart de proportion en soufre est de 160ppm) selon MILLS [Sou 17] | 33 |
| Figure I.15 : Variation du facteur de forme des cordons en fonction de l'ajout de SO ₂ et d'O ₂ dans le gaz d'assistance [Sou 28] | 33 |
| Figure I.16 : Evolution du rapport P/L à différentes intensités, vitesses et dopages [Sou 6] | 34 |
| Figure I.17 : Variation de la tension de surface du Fe-Se à 1873°K [Sou 25] | 34 |
| Figure I.18 : Evolution de la tension d'arc sous argon et sous hélium suivant l'intensité appliquée [Sou 37] | 38 |
| Figure II.1 : Soudage d'un acier duplex austenno-ferritique et d'un 304 stabilisé titane, cordon fortement dissymétrique (Photo ECN x8) | 42 |
| Figure II.2: Géométries d'électrodes | 44 |
| Figure II.3 : Evolution qualitative de la pénétration avec l'angle d'affûtage selon les différents auteurs | 45 |
| Figure II.4 : Structures de solidifications et morphologie de cordon | 46 |
| Figure II.5 : Influence de la teneur en hélium dans le gaz d'assistance sur P/L [Opt 16] | 49 |
| Figure II.6 : Présentation schématique de la torche double flux | 51 |
| Figure II.7 : Comparaison entre une torche TIG et une torche Plasma | 51 |
| Figure II.8 : Comparaison entre l'arc TIG et le jet plasma | 52 |
| Figure II.9 : Vue schématique du keyhole en soudage plasma | 52 |
| Figure II.10 : Dépôt de flux avant soudage (photo ECN) | 54 |
| Figure II.11 : Phénomènes de constriction d'arc [Ati 13] | 59 |
| Figure II.12 : Effet du SiO ₂ sur l'arc TIG d'un acier inoxydable (vue de face et de côté) [Ati 15] | 59 |
| Figure II.13 : Densité de courant en soudage TIG et ATIG, fonction des flux utilisés [Ati 19] | 60 |
| Figure II.14 : Diagramme d'énergie incidente nominale / pénétration pour les procédé TIG (1) et ATIG (2) appliqué au titane grade 2 [Ati 19] | 61 |
| Figure III.1: Cycle de soudage | 68 |
| Figure III.2 : Schéma du montage de soudage (platine support et protections gazeuses) | 69 |
| Figure III.3 : Mesure de paramètres électriques | 70 |
| Figure III.4 : Torche de soudage fixée à la tête Laser et système d'acquisition vidéo | 71 |
| Figure III.5 : Orientations possibles de la caméra | 72 |
| Figure III.6 : Traitement d'image en niveaux de gris d'un arc en vue latérale | 72 |
| Figure III.7 : Intensités lumineuses (unités arbitraires) dans le cas du soudage des aciers inoxydables | 73 |
| Figure III.8 : Intensités lumineuses (unités arbitraires) dans le cas du soudage du titane | 73 |
| Figure III.9 : Paramètres géométriques de la torche de soudage | 74 |
| Figure III.10 : Configuration de soudage TIG-ATIG | 75 |
| Figure III.11 : Morphologie comparative de cordon soudé TIG et ATIG | 75 |
| Figure III.12 : Cordon perturbé présentant un bourrelet central et un laitier important - T40 | 76 |
| Figure III.13 : Points de fusion, variation du transfert de flux thermique - T40 [Ati 22] | 76 |
| Figure IV.1 : Affinité électronique des éléments du tableau périodique (1ev/atome = 96,48kJ/mol) | 81 |
| Figure IV.2 : Algorithme de sélection (a priori) des éléments participant à l'élaboration du flux | 82 |

| | |
|---|-----|
| Figure IV.3 : Géométrie des cordons soudés TIG et ATIG (titane T40) | 84 |
| Figure IV.4 : Points de fusions de titane T40 suivant les flux utilisés | 85 |
| Figure IV.5 : Cordon ATIG réalisé avec le flux 6, bain fortement perturbé (T40) | 86 |
| Figure IV.6 : Cratères de fin de fusion (T40) | 87 |
| Figure IV.7 : Cratères de fin de cordon, largeur et pénétration de bain (titane) | 87 |
| Figure IV.8 : Graphe des pénétrations et des largeurs de bain suivant la composition du flux (titane) | 89 |
| Figure IV.9 : Graphe de qualité du dépôt et des cordons suivant la composition du flux (titane) | 89 |
| Figure IV.10 : Cordon, pénétration, cratère de fin de fusion en soudage TIG (gauche) et ATIG (droite) de titane grade 2 | 90 |
| Figure IV.11 : Cordons ATIG automatique et manuel de T40 d'épaisseur 6mm | 91 |
| Figure IV.12 : Pénétrations à vitesse et intensité variables pour le titane (longueur d'arc de 2mm) | 92 |
| Figure IV.13 : Pénétration ATIG du titane [Ati 24] | 92 |
| Figure IV.14 : Largeur des cordons ATIG du titane | 93 |
| Figure IV.15 : Pénétrations TIG et ATIG du titane, fonction de l'énergie nominale incidente et de la longueur d'arc [Ati 25] | 94 |
| Figure IV.16 : Points de fusion ATIG de titane avec argon ou hélium | 95 |
| Figure IV.17 : Pénétration des points de fusion ATIG sur titane avec argon ou hélium | 95 |
| Figure IV.18 : Effet des variations d'altitude sur l'efficacité de pénétration ATIG pour le titane | 96 |
| Figure IV.19 : Influence de l'intensité d'arc sur l'efficacité ATIG pour le titane [Ati 24-25] | 97 |
| Figure IV.20 : Influence de la vitesse d'arc sur l'efficacité ATIG appliqué au titane | 98 |
| Figure IV.21 : Influence de l'intensité d'arc sur le rapport de forme pour le titane [Ati 24-26] | 98 |
| Figure IV.22 : Influence de la vitesse d'arc sur le rapport de forme pour le titane [Ati 24-26] | 99 |
| Figure IV.23 : Pliage endroit (gauche) et envers (droite) sur une soudure de titane T40 d'épaisseur 7mm soudé en automatique - 200A - 15cm/min. (Photo x1) | 101 |
| Figure IV.24 : Dureté en travers du cordon de titane T40 soudé en automatique | 101 |
| Figure IV.25 : Photos MEB des faciès de rupture de cordons ATIG de titane T40 | 102 |
| Figure IV.26 : Faciès de rupture du titane grade 2(x 20) | 103 |
| Figure IV.27 : Photos MEB de la rupture en Z.A.T. (gauche) et en zone fondue (droite) pour le titane | 103 |
| Figure IV.28 : Spectre d'analyse MEB du métal fondu en surface du cordon | 104 |
| Figure IV.29 : Types de solidification classiques suivant les vitesses de refroidissement | 105 |
| Figure IV.30 : Mécanismes favorisant la germination des grains propices à un grossissement équiaxe [Met 16] | 105 |
| Figure IV.31 : Solidification endroit des cordons TIG et ATIG de titane grade 2 | 106 |
| Figure IV.32 : Tailles et orientations des grains dans les cordons TIG et ATIG de titane T40 d'épaisseur 7mm (200A - 12cm/min) | 107 |
| Figure IV.33 : Schéma de solidification comparée TIG - ATIG | 107 |
| Figure IV.34 : Structure du métal de base (gauche) et de la Z.A.T. (droite) du cordon ATIG de titane T40 (x100) | 108 |
| Figure IV.35 : Structure de la zone fondue ATIG (gauche x100) présentant par endroits des structures de Widmanstätten (droite x400) du titane | 108 |
| Figure IV.36 : Cordon TIG et ATIG d'acier inoxydable 304 | 110 |
| Figure IV.37 : Géométrie des cordons soudés TIG et ATIG d'acier inoxydable 304 (220A - 14V - 20cm/min - Argon) | 111 |
| Figure IV.38 : Points de fusions pour l'acier inoxydable 304 | 111 |
| Figure IV.39 : Graphe des pénétrations et des largeurs de bain fonction de la composition du flux (acier inoxydable) | 112 |
| Figure IV.40 : Graphe de qualité fonction de la composition du flux (acier inoxydable) | 113 |
| Figure IV.41 : Soudures manuelles et automatiques d'aciers inoxydables austénitiques (1 et 2 - 180A manuel) et d'acier inoxydable duplex austéno-ferritique (3 - 180A - 15cm/min) | 113 |
| Figure IV.42 : Pénétration ATIG des aciers inoxydables | 115 |
| Figure IV.43 : Pénétration TIG - ATIG des fonction de l'énergie nominale du 304 | 115 |
| Figure IV.44 : Influence de l'intensité sur la pénétration (304) | 117 |
| Figure IV.45 : Influence de la vitesse sur la pénétration (304) | 117 |
| Figure IV.46 : Influence de l'intensité d'arc sur le facteur de forme (304) | 118 |
| Figure IV.47 : Influence de la vitesse de soudage sur le rapport de forme (304) | 119 |
| Figure IV.48 : Influence de la longueur d'arc sur la pénétration (304) | 119 |
| Figure IV.49 : Aspect du cordon ATIG en endroit et envers (sans protection en envers) | 121 |
| Figure IV.50 : Cordon envers d'un acier inoxydable soudé en ATIG manuel (304) | 121 |
| Figure IV.51 : Pliage endroit (gauche) et envers (droite) d'éprouvettes de 304 d'épaisseur 6mm soudées en ATIG automatique - 180A - 15cm/min (Photo x1) | 122 |

| | |
|--|-----|
| Figure IV.52 : Filiation de dureté dans l'épaisseur de la zone fondue | 122 |
| Figure IV.53 : Photo MEB des faciès de rupture (304) | 123 |
| Figure IV.54 : Micrographie du cordon ATIG d'acier inoxydable 304, d'épaisseur 6mm soudé en automatique (180A - 15cm/min - grossissement x400) | 124 |
| Figure IV.55 : Schéma synoptique de la recherche d'une composition optimale | 126 |
| Figure V.1: Morphologie comparative d'arc et de bain en soudage TIG (en haut) et ATIG (en bas) d'acier inoxydable 304 | 132 |
| Figure V.2 : Morphologie comparative d'arc et de cratère de fin de fusion en soudage TIG (en haut) et ATIG (en bas) de titane grade 2 | 133 |
| Figure V.3 : Vue de face de l'arc en soudage ATIG du titane - 150A - 15cm/min (décomposition des images en niveaux de gris) | 133 |
| Figure V.4 : Vue de face de l'arc en soudage ATIG du titane - 150A - 15cm/min (recomposition d'images couleur) | 134 |
| Figure V.5 : Formation des éjections de plasma de part et d'autre de l'arc ATIG | 134 |
| Figure V.6 : Influence de l'intensité sur la taille des éjections (T40) | 134 |
| Figure V.7 : Entrée de l'arc dans le flux ATIG du titane, vue de côté - 200A - 15cm/min (décomposition des images en niveaux de gris) | 135 |
| Figure V.8 : Entrée de l'arc dans le flux ATIG du titane en vue de côté - 200A - 15cm/min (recomposition d'images couleur) | 136 |
| Figure V.9 : Evolution du bain TIG-ATIG au passage du flux pour le titane (200A - 15cm/min) | 136 |
| Figure V.10 : Variation de la longueur de bain du titane (pixels) | 137 |
| Figure V.11 : Variation de la largeur de bain du titane (pixels) | 137 |
| Figure V.12 : Vue de face de l'arc entrant dans le flux ATIG d'acier inoxydable - 200A - 15cm/min (décomposition en niveaux de gris) | 138 |
| Figure V.13 : Vue de face de l'arc entrant dans le flux ATIG d'acier inoxydable - 200A - 15cm/min (recomposition d'image couleur) | 138 |
| Figure V.14 : Configuration de mesure des régions saturées | 139 |
| Figure V.15 : Mesure des largeurs saturées à différentes altitudes pour l'acier inoxydable (pixels) | 139 |
| Figure V.16 : Vue latérale de l'évolution de l'arc électrique au passage du flux pour les aciers inoxydables - 150A - 10cm/min (décomposition des images en niveaux de gris) | 140 |
| Figure V.17 : Vue latérale de l'évolution de l'arc électrique au passage du flux pour les aciers inoxydables -150A - 10cm/min (recomposition d'image couleur) | 140 |
| Figure V.18 : Evolution du bain TIG-ATIG au passage du flux pour les aciers inoxydables - 200A - 15cm/min | 141 |
| Figure V.19 : Evolution de la longueur du bain de l'acier inoxydable (pixels) | 141 |
| Figure V.20 : Evolution de la largeur de bain d'acier inoxydable (pixels) | 142 |
| Figure V.21 : Schéma des modifications d'arc TIG et ATIG en vue de face | 143 |
| Figure V.22 : Evolution comparée des aires saturées des arcs TIG et ATIG pour les aciers (pixels) | 144 |
| Figure V.23 : Mesure des aires saturées en fonction des flux testés pour les aciers (pixels) | 144 |
| Figure V.24 : Evolution des paramètres électriques (aciers inoxydables) | 145 |
| Figure V.25 : Evolution de la tension en soudage TIG puis ATIG de titane | 145 |
| Figure V.26 : Tensions de soudage, TIG et ATIG, fonction de l'intensité | 146 |
| Figure V.27 : Influence de la vitesse sur la tension d'arc pour une intensité de 150A | 148 |
| Figure V.28 : Influence de la hauteur d'arc sur la tension | 149 |
| Figure V.29 : Variation de la tension de soudage en présence d'un dépôt volontairement inhomogène | 149 |
| Figure V.30 : Usure des électrodes ATIG thoriées à 2%, Ø3,2mm, 230A | 151 |
| Figure V.31 : Photos MEB de la pointe d'une électrode thoriée à 2%, Ø3,2mm - 200A durant 1min | 152 |
| Figure V.32 : Mesures comparatives des sections fondues (titane) | 154 |
| Figure V.33 : Mesures comparatives des sections fondues (aciers inoxydables) | 154 |
| Figure V.34 : Lignes de fusion réalisées grâce à une source laser défocalisée avec (droite) et sans (gauche) flux activant (T40) | 156 |
| Figure V.35 : Configuration de soudage avec un dépôt de flux unilatéral | 157 |
| Figure V.36 : Cordon Laser défocalisé avec flux sur le bord gauche (T40) | 157 |
| Figure V.37 : Schéma représentant les mécanismes de formation d'un bain dissymétrique | 158 |
| Figure V.38 : Schéma de comportement d'arc (gauche) et vue du cratère de fin de cordon (droite-x2) | 159 |
| Figure V.39 : Section de cordon réalisé avec un dépôt de flux sur côté gauche (T40) | 159 |
| Figure V.40 : Stries de solidification dissymétriques sur le bain (T40) | 160 |
| Figure V.41 : Cordons soudés Laser avec et sans flux (304L) | 161 |
| Figure V.42 : Configuration de soudage pour les préparations « sandwich » | 161 |
| Figure V.43 : Sections de cordons soudés sur préparations « sandwich » en 304 - 200A - 15cm/min | 162 |

| | |
|--|-----|
| Figure V.44 : Schéma d'action des courants de convection pour les essais « sandwich » | 163 |
| Figure V.45 : Comparaison des gains en pénétration entre le soudage ATIG et les éprouvettes plaquées pour l'acier inoxydable 304 - 200A - 15cm/min | 164 |
| Figure V.46 : Comparaison des gains en pénétration entre le soudage ATIG et les éprouvettes plaquées pour les alliages de titane - 200A - 15cm/min | 164 |
| Figure V.47 : Facteurs influençant le soudage ATIG | 165 |
| Figure V.48 : Schéma d'écoulement des courants de convection dans les bains TIG et ATIG | 166 |
| Figure V.49 : Schéma d'action des mécanismes d'activation ATIG | 168 |
| Figure V.50 : Influence de la répartition des masses chaudes dans le bain sur la forme de l'arc | 168 |
| Figure VI.1 : Cordons soudés déviés du plan de joint conduisant à une fusion partielle - 150A - 10cm/min (Photo x10) | 172 |
| Figure VI.2 : Soudage TIG - ATIG d'acier inoxydable duplex sur acier au carbone (150A - 10cm/min) | 173 |
| Figure VI.3 : Structure à matrice austénitiques présentant des bandes de ferrites dans la zone fondue du cordon acier duplex - E24 | 173 |
| Figure VI.4 : Soudage TIG (gauche) - ATIG (droite) d'acier inoxydable austénitique sur acier inoxydable duplex présentant une variation d'épaisseurs de tôles à souder (200A - 12cm/min) | 174 |
| Figure VI.6 : Macro-défaut de surface : défaut de Puckering (200A - 45cm/min) | 174 |
| Figure VI.7 : Schéma de formation des défauts de Puckering | 175 |
| Figure VI.8 : Clichés de formation du défaut de Puckering - 220A - 40cm/min (fréquence 10Hz) | 175 |
| Figure VI.8 : Mesure des tensions en présence de défauts de Puckering en TIG (220A - 40cm/min) | 176 |
| Figure VI.10 : Annulation de défauts de Puckering par procédé ATIG | 176 |
| Figure VI.10 : Initiation de la formation du défaut de Puckering en soudage ATIG (220A - 40cm/min) | 176 |
| Figure VI.11 : Mesure des tensions en présence de défauts de Puckering en ATIG (250A - 55cm/min) | 177 |
| Figure VI.12 : Domaine d'apparition des défauts de Puckering pour les aciers inoxydables | 177 |
| Figure VI.13 : Soudure circulaire TIG manuelle sur un tube de 316L, ϕ 26mm d'épaisseur 6mm, réalisé en 3 passes (jeu nul, talon nul, 230A) | 179 |
| Figure VI.14 : Soudure TIG manuelle sur un tube d'acier duplex (uns 31803 duplex UR 45 N) ϕ 89mm d'épaisseur 5.5mm en 3 passes (talon nul, jeu : 1mm, 230A) | 179 |
| Figure VI.15 : Soudage plasma puis TIG automatique pour rabouter deux tôles de 304L d'épaisseur 8mm (talon : 6mm, jeu nul, plasma : 180A, TIG : 220A) | 179 |
| Figure VI.16 : Soudures manuelles ATIG en deux passes recto verso - 160A (T40) | 180 |
| Figure VI.17 : Soudures d'angles en deux passes ATIG manuelles -130A (T40) | 180 |
| Figure VI.18 : Soudure manuelle ATIG par transparence -160A (T40) | 181 |
| Figure VI.19 : Passe de racine ATIG manuelle sur une préparation en U - 140A (T40) | 181 |
| Figure VI.20 : Piquage tube sur plaque, soudure manuelle orbitale ATIG - 130A (T40) | 182 |
| Figure VI.21 : Assemblage tube sur plaque face avant | 183 |
| Figure VI.22 : Soudure tube sur plaque automatique TIG - ATIG (courant pulsé 120/80A) (T40) | 184 |
| Figure VI.23 : Assemblage tube sur plaque intérieur tube | 184 |
| Figure VI.24 : Soudage TIG tube sur plaque d'acier 304L en intérieur tube - courant pulsé 150/130A | 185 |
| Figure VI.25 : Soudage ATIG tube sur plaque en intérieur tube - courant pulsé 150/130A | 185 |
| Figure VI.26 : Détail des assemblages des faisceaux de tubes sur les tubes d'admission et d'évacuation | 186 |
| Figure VI.27 : Plan d'ensemble d'un faisceau de tube d'un module de refroidissement (316L) | 187 |
| Figure VI.28 : Spécification de soudage - J2 et J6 selon WPS 0102 - J8 et J9 selon WPS 0101 | 188 |
| Figure 29 : Zone affectée thermiquement d'un cordon de soudure | 226 |
| Figure 31 : Précipitation du carbure de chrome aux joints de grains dans la Z.A.T. | 228 |
| Figure 33: Diagramme d'équilibre Fe-Cr | 228 |
| Figure 35 : Variation des propriétés mécaniques d'un acier inoxydable 420 en fonction de sa température de revenu, après austénitisation à 1020°C et trempe. | 229 |
| Figure 37 : Les éléments d'addition du titane | 235 |

Tableaux

| | |
|---|------------|
| Tableau I.1: Comparaison des différents procédés de soudage | 19 |
| Tableau I.2 : Tableau de tensions de surface et de leur gradient thermique | 29 |
| Tableau I.3 : Constantes physiques importantes des gaz de soudage | 37 |
| Tableau I.4 : Intensités des différents courants de convection présents dans le bain | 40 |
| Tableau II.1: Récapitulatif des effets de géométrie d'électrodes | 47 |
| Tableau II.2 : Paramètres opératoires typiques en soudage plasma | 54 |
| Tableau III.1 : Critère d'efficacité des points de fusion ATIG | 77 |
| Tableau III.2: Caractéristiques mécaniques et compositions chimiques des matériaux utilisés | 78 |
| Tableau IV.1 : Grandeurs physiques comparatives de différents composés | 82 |
| Tableau IV.2 : Paramètres opératoires | 84 |
| Tableau IV.3 : Résultats des essais de traction des assemblages T40 ATIG d'épaisseur 7mm | 101 |
| Tableau IV.4 : Valeurs moyennes de résilience de cordons ATIG de titane T40 | 102 |
| Tableau IV.5 : Résultats des essais mécaniques | 122 |
| Tableau V.1 : Valeur des sauts de tension (ΔU) en fonction des flux testés à 200A | 147 |
| Tableau V.2 : Analyse MEB des dépôts en pointe d'électrode | 152 |
| Tableau V.3 : Valeurs comparative de champ de tension de surface en procédé TIG et ATIG | 166 |
| Tableau VI.1 : Bilan comparatif TIG manuel - ATIG orbital | 189 |
| Tableau VI.2 : Comparatif des paramètres de soudage TIG - ATIG - Plasma | 190 |
| Tableau VI.3 : Comparatif économique TIG - ATIG - plasma au mètre linéaire de soudure | 191 |
| Tableau VIII.1: Propriétés mécaniques des aciers inoxydables | 232 |
| Tableau VIII.3 : Comparatif des propriétés physiques de matériaux | 233 |
| Tableau VIII.5 : Résistance aux milieux corrosifs du titane | 233 |
| Tableau VIII.7 : Résistance spécifique de différents matériaux | 234 |
| Tableau VIII.9 : Propriétés mécaniques des alliages de titane [Met 6] | 234 |
| Tableau VIII.11 : Critère visuel d'oxydation | 238 |
| Tableau VIII.13 : Evolution structurale et modifications des propriétés mécaniques de cordons de soudure | 239 |
| Tableau VIII.14 : Paramètres opératoires typiques en soudage TIG d'alliages de titane | 240 |

Annexes

Annexe 1

A. Tensions et gradients de surface¹

| Élément | Température de fusion K | Tension de surface mN/m | Gradient mN*m ⁻¹ *K ⁻¹ | Tension à 2000 K |
|---------|-------------------------|-------------------------|--|------------------|
| Li | 453 | 398 | 0.18 | 119.54 |
| Be | 1551 | 1144 | 0.29 | 1013.79 |
| B | 2300 | 1060 | 0.13 | 1099 |
| C | 4273 | 3700 | | |
| O | 54 | 22.89 | 0.285 | |
| F | 53 | 20.86 | 0.2 | |
| Ne | 24 | 5.65 | 0.35 | |
| Na | 372 | 191 | 0.11 | 11.92 |
| Mg | 922 | 569 | 0.35 | 191.7 |
| Al | 933 | 865 | 0.16 | 694.28 |
| Si | 1685 | 720 | 0.13 | 679.05 |
| P | 600 | 458 | 0.14 | 262 |
| S | 392 | 58.6 | 0.08 | |
| Cl | 172 | 37.89 | 0.195 | |
| Ar | 84 | 14.41 | 0.185 | |
| K | 337 | 115 | 0.075 | |
| Ca | 1123 | 361 | 0.1 | 273.3 |
| Sc | 1812 | 954 | 0.192 | 917.904 |
| Ti | 1938 | 1650 | 0.26 | 1633.88 |
| V | 2190 | 1950 | 0.31 | 2008.9 |
| Cr | 2133 | 1590 | 0.32 | 1632.56 |
| Mn | 1517 | 1090 | 0.2 | 993.4 |
| Fe | 1808 | 1806 | 0.39 | 1731.12 |
| Co | 1768 | 1873 | 0.41 | 1777.88 |
| Ni | 1728 | 1823 | 0.38 | 1719.64 |
| Cu | 1356 | 1320 | 0.23 | 1171.88 |
| Zn | 692 | 782 | 0.25 | 455 |
| Ga | 303 | 712 | 0.12 | 508.36 |
| Ge | 1210 | 621 | 0.12 | 526.2 |
| As | 1090 | 128 | 0.05 | 82.5 |
| Se | 490 | 106 | 0.104 | |
| Br | 266 | 46.08 | 0.181 | |
| Kr | 116 | 16.37 | 0.22 | |
| Rb | 312 | 85 | 0.06 | |
| Sr | 1043 | 350 | 0.12 | 235.16 |
| Y | 1795 | 871 | 0.144 | 841.48 |
| Zr | 2128 | 1400 | 0.2 | 1425.6 |
| Nb | 2741 | 1900 | 0.24 | 2077.84 |
| Mo | 2883 | 2250 | 0.3 | 2514.9 |

¹ B.LE NEINDRE, Tension superficielle des composés inorganiques et des mélanges, Techniques de l'ingénieur, K476.

Annexe 1

| Elément | Température de fusion K | Tension de surface mN/m | Gradient $\text{mN}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ | Tension à 2000 K |
|---------|-------------------------|-------------------------|--|------------------|
| Ru | 2700 | 2250 | 0.315 | 2470.5 |
| Rh | 2239 | 2000 | 0.3 | 2071.7 |
| Pd | 1827 | 1500 | 0.23 | 1460.21 |
| Ag | 1234 | 910 | 0.19 | 764.46 |
| Cd | 593 | 570 | 0.26 | 204.18 |
| In | 230 | 556 | 0.11 | 361.3 |
| Sn | 505 | 551 | 0.13 | 356.65 |
| Sb | 904 | 367 | 0.09 | 268.36 |
| Te | 723 | 190 | 0.076 | 92.948 |
| I | 387 | 37.91 | 0.11 | |
| Xe | 161 | 18.96 | 0.176 | |
| Cs | 302 | 70 | 0.047 | |
| Ba | 998 | 267 | 0.08 | 186.84 |
| La | 1194 | 720 | 0.145 | 603.13 |
| Ce | 1072 | 740 | 0.147 | 603.584 |
| Pr | 1209 | 707 | 0.111 | 619.199 |
| Nd | 1294 | 687 | 0.117 | 604.398 |
| Pr | 1315 | 680 | 0.1 | 611.5 |
| Sm | 1345 | 431 | 0.135 | 342.575 |
| Eu | 1095 | 264 | 0.088 | 184.36 |
| Gd | 1586 | 664 | 0.16 | 597.76 |
| Tb | 1629 | 669 | 0.117 | 625.593 |
| Dy | 1685 | 648 | 0.144 | 602.64 |
| Ho | 1764 | 650 | 0.138 | 617.432 |
| Er | 1802 | 637 | 0.126 | 612.052 |
| Tm | 1818 | 620 | 0.161 | 590.698 |
| Yb | 1092 | 320 | 0.148 | 185.616 |
| Lu | 1294 | 687 | 0.118 | 603.692 |
| Hf | 2495 | 1460 | 0.21 | 1563.95 |
| Ta | 3270 | 2400 | 0.25 | 2717.5 |
| W | 3653 | 2500 | 0.29 | 2979.37 |
| Re | 3453 | 2500 | 0.315 | 2957.695 |
| Os | 2973 | 2500 | 0.33 | 2821.09 |
| Ir | 2683 | 2250 | 0.31 | 2461.73 |
| Pt | 2045 | 1746 | 0.307 | 1759.815 |
| Au | 1337 | 1185 | 0.25 | 1019.25 |
| Hg | 234 | 513 | 0.422 | |
| Tl | 577 | 451 | 0.119 | 281.663 |
| Pb | 601 | 458 | 0.14 | 262.14 |
| Bi | 545 | 378 | 0.26 | |
| Fr | 300 | 60.6 | 0.048 | |
| Th | 1968 | 1050 | 0.14 | 1045.52 |
| U | 1406 | 1300 | 0.148 | 1212.088 |
| Pu | 913 | 550 | 0.1 | 441.3 |

Annexe 2

B. Métallurgie et soudabilité

Il est important comprendre les rôles particulièrement critiques que jouent la zone fondue et les zones affectées thermiquement (Z.A.T.) dans le cadre de réalisations soudées. Ces zones vont être les sources de défauts auxquels il va falloir remédier. Nous nous bornerons ici à rappeler rapidement leurs origines et nous limiterons à des problèmes courants pour les aciers inoxydables.

B.1. Zone affectée thermiquement

L'énergie nécessaire à la fusion du métal et le cycle thermique qui s'en suit (brusque solidification) viennent modifier la structure du matériau avoisinant le cordon de soudure [Met 2]. On peut distinguer, dans le cas des aciers, quatre régions dont la constitution et la microstructure dépendent de la température maximale atteinte et du refroidissement (cf. Figure 1). Elles sont comprises entre le métal de base (la température ne dépasse pas 600°C, aucune modification n'est décelable dans le métal) et le cordon soudé (lieu de fusion puis resolidification du métal).

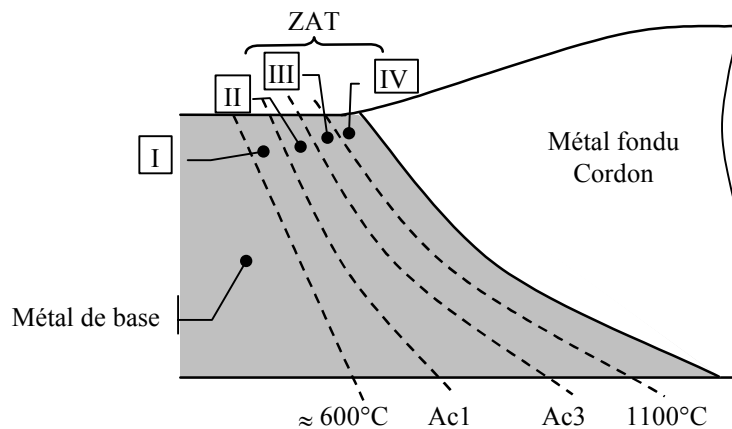


Figure 1 : Zone affectée thermiquement d'un cordon de soudure

- Zone I : La température est comprise entre 600°C et Ac1 ; il peut y avoir précipitation, revenu ou globularisation, suivant l'état initial de l'acier.
- Zone II : La température est comprise entre Ac1 et Ac3, les modifications sont importantes. L'austénitisation partielle peut conduire à un affinement de structure au refroidissement. Ceci correspond au début de la zone affectée thermiquement (Z.A.T.).
- Zone III : La température est comprise entre Ac3 et 1100°C. Après refroidissement, on obtient des structures normalisées ou des structures grossières selon la température maximale atteinte.
- Zone IV : La température est comprise entre 1100°C et la température de fusion. Le grossissement du grain austénitique est tel que la trempabilité du métal est considérablement augmentée et les structures obtenues dans cette zone après refroidissement varient depuis des structures ferrito-perlitiques aciculaires très grossières jusqu'à des structures bainitiques ou martensitiques pour les vitesses de refroidissement les plus élevées.

Annexe 2

Les zones sous cordon sont le lieu de traitements thermiques très rapides à haute température (austénitisation au delà de 1200°C). Elles sont à l'origine de la majorité des problèmes de soudabilité métallurgique causés par des phénomènes de plasticité différentielle (créant, par exemple, des variations de dureté importantes sur quelques millimètres). Il sera donc très important de limiter l'étendue de cette zone pour diminuer le risque de défauts ou de post-traitements opératoires nécessaires à l'annulation de ces défauts.

Nous présentons ci-après trois défauts couramment observés dans le cas d'assemblages soudés d'aciers inoxydables (origines et solutions d'annulation ou de limitation).

B.1.1. Fissuration à froid

Cette fissuration se concentre dans la Z.A.T. et peut être attribuée à trois raisons principales :

- la présence dans la Z.A.T. d'hydrogène introduit par diffusion à partir du métal d'apport,
- l'existence de contraintes résiduelles ou externes au joint soudé,
- la présence dans la Z.A.T. de microstructures susceptibles de fissurer sous l'influence conjuguée des deux facteurs précédents.

Les structures martensitiques créées sous le cordon sont très sensibles à ce type de fissuration ; cette sensibilité décroît vite avec l'apparition de structures bainitiques.

B.1.2. Fissuration à chaud

La fissuration à chaud intervient à des températures élevées, elle est due à des phénomènes de micro-ségrégations aux joints de grains créant des zones à bas points de fusion couplées aux contraintes issues des déformations thermiques.

Ces fissures apparaissent tant dans la zone fondue que dans la zone affectée thermiquement et se forment dans le sens longitudinal ou transversal des soudures. Elles sont le résultat de films liquides présents aux joints de grains, notamment en présence de soufre ou de phosphore qui forment des eutectiques à bas points de fusions. Les fissures sont alors intergranulaires.

B.1.3. Corrosion intergranulaire

Cette corrosion de ségrégation est principalement observable dans le cas des aciers inoxydables austénitiques. Il y a sensibilisation du matériau après des cycles thermiques issus de la fonderie, des traitements thermiques ou du soudage. La précipitation aux joints de grains de composés appauvrit, dans les régions adjacentes, la teneur en éléments d'alliage garante du comportement anticorrosifs. La corrosion se localise préférentiellement aux joints de grains, pouvant conduire à la ruine du métal sans perte de masse décelable [Met 3].

Ce risque de corrosion intergranulaire apparaît, pour les aciers inoxydables, quand le métal a subi un traitement thermique de sensibilisation (entre 500 et 800°C) et qu'il est mis dans un milieu corrosif (solutions sulfuriques, nitriques...). Le traitement de sensibilisation fait précipiter les carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ aux joints de grains, entraînant un appauvrissement local de la matrice qui conduit à une dépassivation de ces zones (cf. Figure 2). Ces dernières deviennent alors réactives au contact des milieux corrosifs.

Les cordons de soudures conduisent, dans la zone jouxtant la Z.A.T. à cette sensibilisation et à la précipitation de carbures de chrome. Il faut alors effectuer les traitements post-opératoires nécessaires pour ne pas subir une perte de résistance à la corrosion.

Annexe 2

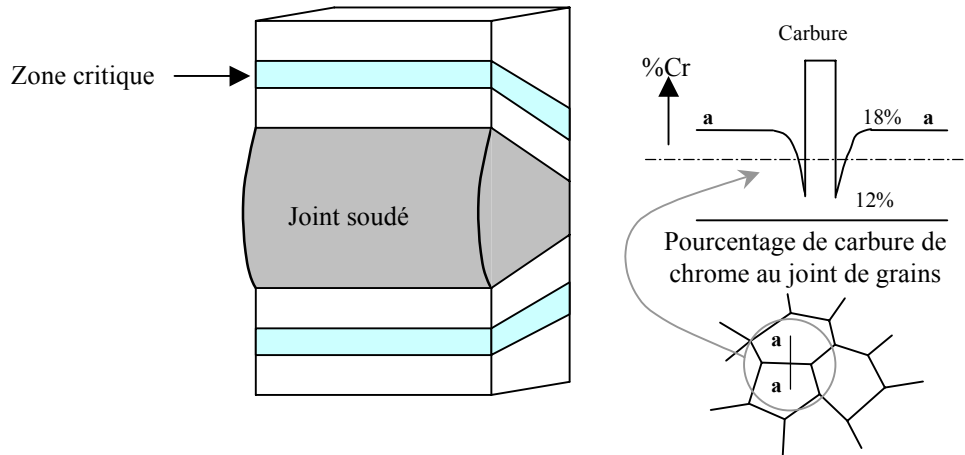


Figure 2 : Précipitation du carbure de chrome aux joints de grains dans la Z.A.T.

B.2. Les aciers inoxydables

Les familles d'aciers inoxydables sont nombreuses et variées. Ce sont des aciers fortement chargés en chrome et en nickel dont la principale qualité est leur résistance à la corrosion. Cependant, ils ne sont pas totalement exempts d'une possibilité de corrosion.

Le chrome est l'élément essentiel dans la passivation de ces alliages, des teneurs supérieures à 12% favorisent la protection en surface des pièces. C'est un élément alphasène qui, combiné avec d'autres éléments d'additions, va favoriser l'existence à la température ambiante de phases comme la ferrite, l'austénite ou la martensite (cf. Figure 3).

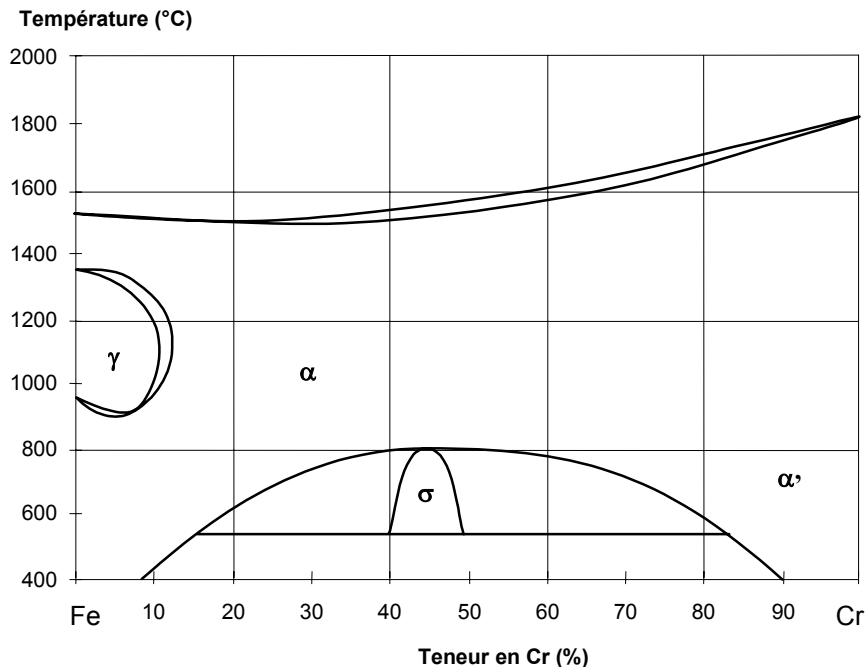


Figure 3: Diagramme d'équilibre Fe-Cr

L'opération de soudage requiert une grande technicité afin de ne pas venir détériorer les différentes propriétés du métal de base (mécaniques et anti-corrosives). Du fait de la diversité des aciers inoxydables, les différentes précautions opératoires sont propres à chaque famille de matériaux.

Annexe 2

B.2.1. Les aciers inoxydables martensitiques

La teneur en chrome des aciers inoxydables martensitiques est comprise entre 12 et 17%. Ils sont caractérisés par une très grande aptitude à prendre la trempe. Si le revenu est réalisé entre 350 et 575°C, il conduit à un abaissement de la ductilité et de la résilience provoqué par un durcissement secondaire issu de la formation de carbures $Cr_{23}C_6$ (cf. Figure 4) qui s'accompagne d'une diminution de la résistance à la corrosion.

Les aciers martensitiques conduisent dans le cas du soudage à des risques de fissuration à froid ou à des criques causés par la trempabilité élevée de l'acier. Il y a, de plus, risque de fragilisation par l'hydrogène de la zone thermiquement affectée qui a subi la trempe. Pour prévenir cela on peut alors :

- limiter la teneur en carbone entre 0.15 et 0.20%,
- utiliser un métal d'apport qui conduit, après dilution, à un cordon austénitique ou austéno-ferritique ductile,
- préchauffer les pièces à assembler (250-300°C) et réchauffer l'assemblage après soudage (300-400°C) afin de réduire l'écart de température entre le métal de base et la zone fondue. L'effet de la trempe en sera réduit, mais les coûts induits par ce procédé peuvent être importants,
- faire un traitement complet trempe et revenu (ou un simple revenu de relaxation vers 650-750°C),
- assurer une bonne protection contre la diffusion de l'hydrogène.

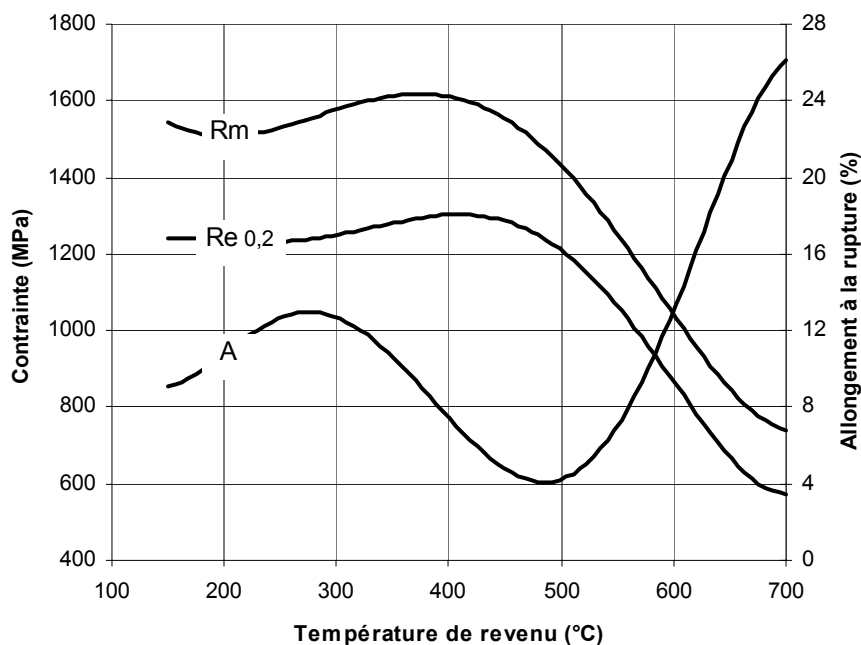


Figure 4 : Variation des propriétés mécaniques d'un acier inoxydable 420 en fonction de sa température de revenu, après austénitisation à 1020°C et trempe.

Annexe 2

B.2.2. Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par une absence de transformation alpha-gamma au chauffage. Il ne peuvent donc pas prendre la trempe. Par contre ils sont sensibles au grossissement de grains consécutif au chauffage, ce qui diminue leur ductilité et leur ténacité. Comme pour les alliages de titane, on ne peut régénérer leur structure par de simples traitements thermiques, mais par des traitements thermomécaniques.

A l'instar des aciers inoxydables austénitiques, ils sont sensibles à la corrosion intergranulaire. De plus, il y a risque d'apparition de phase σ (entre 550 et 800°C pour des aciers contenant plus de 20% de chrome), ou de précipitation de phase α' (après maintien vers 475°C) qui vont fragiliser les aciers ferritiques. Or, ces deux phases n'apparaissent qu'après un maintien prolongé en température. Elles ne vont donc pas affecter la soudabilité du matériau, contrairement au risque de corrosion intergranulaire.

On distingue trois groupes d'aciers inoxydables ferritiques :

1. Les aciers contenant environ 12% de chrome et pour lesquels la teneur en carbone est limitée à 0.08%. L'addition d'aluminium, élément alphagène, empêche, chez eux, la formation d'austénite au chauffage et facilite le soudage.
2. Les aciers contenant 17% de chrome, pour lesquels la teneur en carbone est limitée à 0.1%. Ils sont difficilement soudables : lorsqu'elles sont portées à plus de 950°C, les zones voisines du cordon de soudure deviennent fragiles et sujettes à la corrosion intergranulaire ; ceci peut être limité par addition de titane ou de niobium (éléments fortement carburigènes qui forment des carbures de titane ou de niobium ou des carbonitrides qui fixent le carbone et empêchent la formation de carbures de chrome).
3. Les aciers qui contiennent de 20 à 30% de chrome. Ces aciers font preuve d'une excellente résistance à l'oxydation, particulièrement à haute température ; ils sont dits réfractaires.

Pour palier les inconvénients liés au soudage, on peut :

- se limiter aux procédés qui emploient la plus faible énergie de soudage ou les énergies de soudage spécifiques les plus fortes,
- effectuer un post-traitement thermique (recuit vers 750-850°C) afin de corriger une trempe martensitique partielle et désensibiliser la Z.A.T. vis à vis de la corrosion intergranulaire (sans toutefois régénérer le grain),
- utiliser un métal d'apport austénitique ou de même composition que le métal de base.

Bien que les nuances stabilisées au titane ou niobium soient moins sensibles au grossissement de grains, il faut rester vigilant car une sur-stabilisation peut entraîner des risques de fissuration du joint.

B.2.3. Les aciers inoxydables austénitiques

Le principal élément d'addition, jusqu'alors présenté, est le chrome, élément fortement alphagène qui conduit à une structure ferritique avec ou sans austénitisation au chauffage.

L'ajout de nickel, élément fortement gammagène, va favoriser la présence, à température ambiante, de la structure austénitique. Cette nuance constitue la majeure partie de la production d'aciers inoxydables (60 à 70% de la production mondiale). Ses propriétés mécaniques et sa formabilité sont remarquables tout comme sa résistance à la corrosion dans de très nombreux milieux corrosifs.

Annexe 2

La structure cubique à faces centrées (c.f.c.) ne fait pas craindre de transition ductile-fragile d'où leur emploi à très basse température (stockage de gaz liquéfié). De plus, leur résistance à la corrosion et à l'oxydation permet un usage à haute température (jusqu'à 900 ou 1000°C selon les nuances). Seuls des traitements mécaniques (écrouissage par exemple) permettent de durcir ces aciers qui ne subissent pas de transformations structurales. Ils sont toutefois sensibles au grossissement de grains, mais restent ductiles de part leur structure cubique faces centrées. Enfin, on ne risque pas de subir des effets de fragilisation.

L'ajout de 2 à 4% de molybdène augmente nettement la résistance à la corrosion dans la plupart des milieux et en particulier dans les milieux chlorés (atmosphère marine).

Les aciers inoxydables austénitiques sont facilement soudables et ne présentent pas, en principe, de fragilisation de la Z.A.T.. Il peut cependant apparaître une sensibilisation à la corrosion intergranulaire à laquelle on peut remédier grâce à :

- un choix de traitements thermiques : on évite le domaine critique par hypertrempe (notons que l'on peut désensibiliser le métal par régénération en réchauffant au-delà de 1000°C suivi d'un refroidissement rapide),
- une utilisation de nuances à bas carbone (teneurs voisines de 0.03%), la précipitation des carbures devient négligeable,
- l'utilisation des nuances stabilisées au titane ou niobium, éléments fortement carburigènes qui évitent la formation de $Cr_{23}C_6$.

De plus, il peut se produire des phénomènes de fissuration à chaud qui apparaissent au cours du refroidissement au dessus de 1100-1200°C. Les fissures sont alors interdendritiques et suivent le joint de solidification dans le cordon de soudure. Pour les nuances stabilisées au niobium, il arrive qu'elles affectent le métal de base au voisinage du cordon. Ceci est dû à des ségrégations durant la solidification, conduisant à un enrichissement des joints en structures à bas point de fusion, élargissant l'intervalle de solidification. Les éléments néfastes sont le plomb, le soufre, le niobium et le bore qui constituent des eutectiques à bas point de fusion. On cherche alors à minimiser la présence de ces éléments, mais aussi à former entre 3 et 6% de ferrite dans le cordon (leur solubilité dans la ferrite étant supérieure à leur solubilité dans l'austénite). De plus, la ferrite formée, plus ductile que l'austénite, permet de relaxer les contraintes résiduelles.

Notons enfin que le risque de soufflures dans le cordon n'est pas négligeable, en présence d'oxygène et surtout d'hydrogène. Pour remédier à ce problème, il faut assurer une bonne protection gazeuse des soudures avec un gaz de protection faiblement chargé en hydrogène, ainsi qu'une préparation propre des champs à souder (absence d'humidité, de graisse, de calamine).

B.2.4. Les aciers austénoferritiques

En augmentant la teneur en chrome (entre 18 et 28%) et en limitant la teneur en nickel (de 6 à 9%), on obtient des aciers inoxydables dont la structure à l'ambiante est mixte, composée de ferrite et d'austénite. Ils sont couramment appelés aciers inoxydables duplex. Leurs propriétés mécaniques sont excellentes ; ils n'ont pas la fragilité des aciers ferritiques et leur limite élastique peut être, après traitement thermique, trois fois supérieure à celle des aciers austénitiques (revenu provoquant un durcissement structural). De plus, ils font preuve d'une excellente tenue à la corrosion, en particulier la corrosion sous contrainte, par fatigue et par cavitation.

Annexe 2

Ils sont également beaucoup moins sensibles que les aciers austénitiques à la formation de criques en soudage, par contre leur mise en forme est beaucoup moins aisée.

B.2.5. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables

Pour résumer, le Tableau B.1 présente les principales nuances d'aciers inoxydables et leurs propriétés mécaniques minimales requises (selon la norme ASTM).

| Nomenclature | Composition moyenne | | | | Etat | Propriétés mécaniques | | |
|----------------|---------------------|------|------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|-------------|----------|
| | % C | % Cr | % Ni | Divers | | Rp _{0.2} (MPa) | Rm (MPa) | A (%) |
| Martensitiques | | | | | | | | |
| 410 | < 0.15 | 12.5 | - | - | Trempe et | 700 | 1000 | 20 |
| 420 | > 0.15 | 13 | - | - | Revenu | 1375 | 1760 | 10 |
| 440-B | 0.75 à 0.95 | 17 | - | - | à 400°C | 1900 | 1950 | 3 |
| Ferritiques | | | | | | | | |
| 405 | < 0.08 | 13 | - | 0.2 Al | Recuit | 275 | 450 | 25 |
| 430 | < 0.12 | 17 | - | - | | 345 | 650 | 25 |
| 446 | < 0.20 | 25 | - | < 0.25 N | | 350 | 560 | 20 |
| Austénitiques | | | | | | | | |
| 301 | < 0.15 | 17 | 7 | - | Recuit | 275 | 750 | 50 |
| 304 | < 0.08 | 19 | 9 | - | | 250 | 580 | 55 |
| 316 | < 0.08 | 17 | 12 | 2.5 Mo | | 290 | 580 | 50 |
| 316 L | < 0.03 | 17 | 12 | 2.5 Mo | | 260 | 550 | 50 |
| 347 | < 0.08 | 18 | 11 | Nb ou Ta > 10*(%C) | | 275 | 655 | 45 |
| Duplex | < 0.03 | 23 | 6.5 | 3.5 Mo 2 Mn | Hyper-trempe à 1050°C | 450 | 620 | 25 |

Tableau B.1: Propriétés mécaniques des aciers inoxydables

B.3. Le titane et ses alliages

B.3.1. Propriétés du titane

Le rutile (dioxyde de titane) ou l'ilménite (titanate de fer) sont les minerais nécessaires à la fabrication des alliages de titane et sont exploités à 95% comme pigments blancs pour l'industrie des colorants. La production du titane implique un procédé chimique et métallurgique complexe, coûteux, très consommateur en énergie et potentiellement polluant. La maîtrise des rejets dans l'environnement forme une part importante du prix du métal. Chaud, le titane est très réactif avec l'air, aussi faut-il le travailler sous vide ou sous argon et dans les phases finales de la conversion, payer un lourd tribut à la perte au feu. Pour toutes ces raisons, ce n'est qu'en 1940 que KROLL a mis au point un procédé d'élaboration économique, notamment grâce aux progrès importants de la technique du vide.

B.3.1.a. Propriétés physiques

La structure cristalline du titane non allié se retrouve sous deux formes allotropiques différentes :

- phase α : $T < 882^\circ\text{C}$: H.C. ($a = 0.295\text{nm}$, $c = 0.468\text{nm}$)
- phase β : $882^\circ\text{C} < T < 1670^\circ\text{C}$: C.C. ($a = 0.332\text{nm}$ à 900°C)

Annexe 2

Les propriétés physiques du titane sont résumées dans le Tableau B.2 ainsi que celles relatives à d'autres matériaux à titre de comparaison.

| | Mg | Al | Ti | Fe | Cu |
|--|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| Masse volumique (g/cm ³) | 1.74 | 2.70 | 4.51 | 7.86 | 8.94 |
| Module d'élasticité (MPa) | 45 000 | 70 000 | 110 000 | 210 000 | 120 000 |
| Point de fusion (°C) | 650 | 660 | 1670 | 1535 | 1084 |
| Conductivité thermique à 20°C (J/m.s.°C) | 146 | 240 | 16.7 | 71 | 380 |
| Résistivité électrique (Ω.m) | 4.4.10 ⁻⁸ | 2.68.10 ⁻⁸ | 47.8.10 ⁻⁸ | 10.10 ⁻⁸ | 1.72.10 ⁻⁸ |
| Coefficient de dilatation (m/°C) | 25.7.10 ⁻⁶ | 24.6.10 ⁻⁶ | 8.5.10 ⁻⁶ | 11.9.10 ⁻⁶ | 16.4.10 ⁻⁶ |
| Magnétisme | non | non | non | oui | non |

Tableau B.2 : Comparatif des propriétés physiques de matériaux

B.3.1.b. Résistance à la corrosion

Bien que le titane soit très oxydable (problème majeur déjà cité lors d'une mise en œuvre par procédé de soudage), sa résistance à la corrosion est supérieure à celle des aciers inoxydables [Met 4]. Cette résistance est due à la formation en surface d'un film de passivité constitué d'oxydes de Titane TiO₂ dont la tension standard d'électrode par rapport à l'électrode normale à hydrogène vaut :

$$\varepsilon_{\text{Ti/Ti}^{2+}}^0 = -1.63\text{V} / \text{ENH} \quad \text{Équation B.1}$$

De plus, le titane est insensible aux chlorures et peu sensible à la corrosion cavernueuse et par piqûres. Dans certaines conditions, toutefois, certains alliages de titane peuvent subir une corrosion sous tension (cf. Tableau B.3).

| Milieu | Résistance à la corrosion |
|---|---------------------------|
| Caractère oxydant ou neutre (milieu organique, CL ⁻ en solution, attaque saline) | très bonne |
| Caractère non oxydant (HCl, H ₂ SO ₄ concentré) ou fortement oxydant (HNO ₃ concentré chaud, milieu alcalin) | limitée |
| F ⁻ en solution aqueuse, CL ₂ gazeux, Chlorures solides | nulle |

Tableau B.3 : Résistance aux milieux corrosifs du titane

B.3.1.c. Propriétés mécaniques

Les caractéristiques particulières du titane et de ses alliages en font un métal de choix pour de nombreuses applications. Nous venons de voir que ses propriétés anticorrosives sont excellentes. De plus, ce matériau conserve une bonne tenue mécanique à chaud (jusqu'à 700°C) avec cependant à partir de 400°C, le risque de se charger en éléments qui fragilisent le métal [Sou 24].

Sa résistance spécifique (Rm/ρ) est nettement supérieure à celle des autres métaux comme le rappelle le Tableau B.4.

La très grande affinité du titane pour des éléments interstitiels comme l'oxygène, l'hydrogène, l'azote ou le carbone vient profondément modifier le comportement mécanique du métal. La résistance mécanique ainsi que la dureté sont augmentées au détriment de la ductilité et de la ténacité.

Annexe 2

| Matériaux | Résistance spécifique MPa/g/cm ³ |
|-------------------------------------|--|
| ASTM Grade 2 (T40) | 106 |
| ASTM Grade 5 (TA6-V) | 250 |
| TV15-C3-A3-S3 | 425 |
| Alliages légers | 155 |
| Aciers inoxydables austénitiques | 70 à 100 |
| Aciers au carbone | 60 à 200 |
| Alliages base nickel | 88 |

Tableau B.4 : Résistance spécifique de différents matériaux

On introduit alors la notion d'oxygène équivalent pour caractériser les effets des éléments interstitiels :

$$\%O_2 \text{ équivalent} = \%O_2 + 2 (\%N_2) + 0.67(\%C) \quad \text{Équation B.2}$$

Une augmentation de 0.1% d'O₂ équivalent correspond à une augmentation de 123MPa de la résistance mécanique mesurée par TRICOT [Met 5], aussi une très grande attention doit être portée à la mise en œuvre des pièces surtout au cours des opérations de soudage.

Si les précautions de mise en œuvre sont respectées, on récupère un matériau dont les caractéristiques mécaniques moyennes sont données ci après :

| | | |
|------------------------------------|---|---------------------------|
| Module d'élasticité en traction | : | 110000 MPa |
| Module d'élasticité en compression | : | 95000 MPa |
| Module d'élasticité en torsion | : | 45000 MPa |
| Coefficient de Poisson | : | 0.34 |
| Coefficient d'endurance | : | $\sigma_D / R_m \geq 0.5$ |

Le Tableau B.5 présente les caractéristiques mécaniques des principales nuances de titane (selon la norme) :

| % Eléments | Grade | | | | |
|-------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| | 1 (T35) | 2 (T40) | 5 (TA6V) | 6 | 7 |
| Azote max. | 0.03 | 0.03 | 0.05 | 0.05 | 0.03 |
| Carbone max. | 0.1 | 0.1 | 0.1 | 0.1 | 0.1 |
| Hydrogène max. | 0.015 | 0.015 | 0.015 | 0.02 | 0.015 |
| Fer max. | 0.2 | 0.3 | 0.4 | 0.5 | 0.3 |
| Oxygène max. | 0.18 | 0.25 | 0.2 | 0.2 | 0.25 |
| Aluminium | -- | -- | 5.5 à 6.75 | 4 à 6 | -- |
| Vanadium | -- | -- | 3.5 à 4.5 | -- | -- |
| Zinc | -- | -- | -- | 2 à 3 | -- |
| Palladium | -- | -- | -- | -- | 0.15 à 0.25 |
| Autre max. | 0.05 chacun 0.3 au total | 0.05 chacun 0.3 au total | 0.05 chacun 0.3 au total | 0.05 chacun 0.3 au total | 0.05 chacun 0.3 au total |
| Re _{0.2} (MPa) | 172 – 310 | 276 – 414 | 840 mini | 805 mini | 280 - 455 |
| Rm (MPa) | 241 mini. | 345 mini. | 910 mini. | 840 mini. | 350 mini. |
| A % mini | 24 | 20 | 10 | 10 | 20 |
| Dureté (Hv) | 120 | 160 | 350 | -- | 120 |
| Pliage | 4T | 5T | 10T | 9T | 5T |

Tableau B.5 : Propriétés mécaniques des alliages de titane [Met 6]

Annexe 2

B.3.2. Classification des alliages de titane

Comme nous l'avons déjà dit, le titane non allié présente deux formes cristallographiques dont la température de transformation allotropique est 882°C. Les éléments d'addition influent différemment sur le diagramme d'équilibre ; certains sont alphagènes (favorisent le domaine α hexagonal compact), d'autres bêtagènes (favorisent le domaine β cubique centré) ou neutres.

Les alliages ainsi obtenus sont classés suivants le type de structure qu'ils favorisent à l'ambiante ; on distingue alors les alliages de type alpha, bêta ou alpha-bêta. Ils ont chacun leurs propres spécificités face aux opérations de soudage (cf. Figure 5).

B.3.2.a. Alliages alpha

Les alliages alpha monophasés ont une structure hexagonale compacte. Ils sont soudables mais difficiles à déformer à froid. De plus, on ne peut les durcir par simples traitements thermiques.

Cependant, pour certaines nuances, effectuer une trempe et un revenu conduit à la précipitation de composés intermétalliques dans une matrice α -aculaire. On augmente ainsi la résistance au fluage jusqu'à 550°C, mais la résistance à la traction reste relativement modeste.

La limitation de la teneur en éléments alphagènes dans ces alliages provient de la nécessité d'éviter une précipitation de phases microscopiques telles que Ti_3Al qui réduisent la ductilité et favorise la corrosion sous tension.

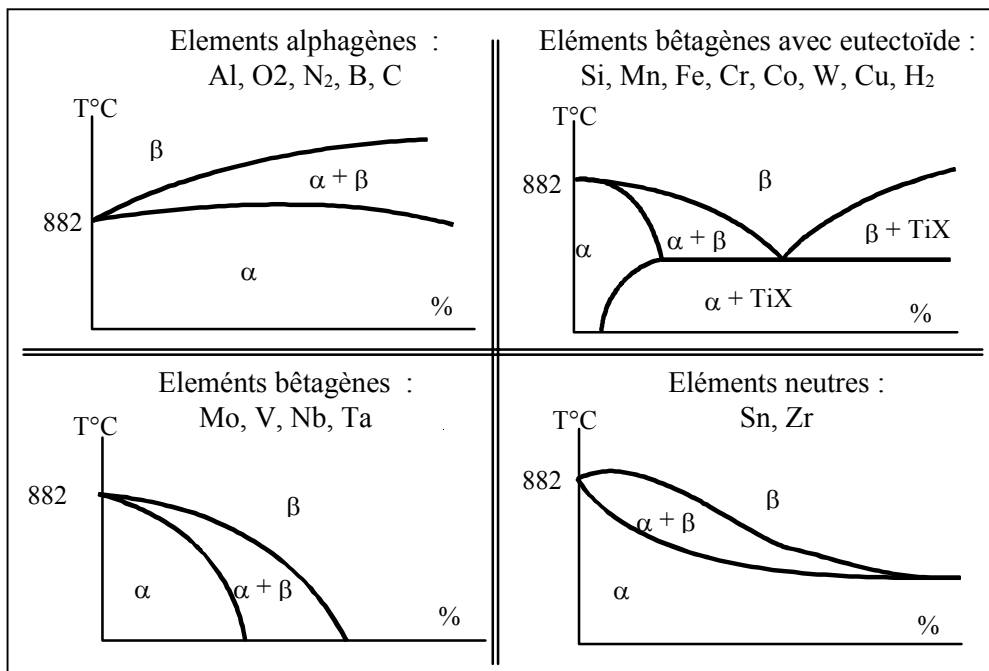


Figure 5 : Les éléments d'addition du titane

B.3.2.b. Alliages bêta

Les alliages β sont à structure cubique centrée. A l'état recuit leur trempabilité est meilleure que celle des autres types. Leur déformabilité à froid est bonne. Ils sont soudables à l'état trempé et peuvent atteindre des caractéristiques mécaniques élevées à l'état trempé revenu.

Annexe 2

Ils résistent à chaud à des sollicitations de courte durée. Par contre, ils sont métallurgiquement instables au dessus de 350°C et sous -60°C. Ils sont surtout employés pour leur très bonne tenue à la rupture.

B.3.2.c. Alliages alpha-bêta

Les alliages α - β trempés et revenus sont constitués de fins précipités de phase α dans une matrice β partiellement transformée lors de la trempe. La trempe permet d'obtenir un gain de résistance qui va de 30 à 50 %. Ce sont actuellement les alliages de titane susceptibles de présenter les résistances mécaniques les plus élevées.

Leur aptitude à la conformation à froid est limitée, mais elle reste meilleure que celle des alliages alpha. Leur aptitude au soudage, bien que convenable, est limitée par les conséquences des transformations métallurgiques créées par les chauffes successives. La température limite d'emploi de ces alliages est de 450°C. Au-delà ils deviennent instables métallurgiquement.

B.3.2.d. Hérité structurale

Si on effectue une trempe depuis le domaine β , il y a modification structurale. La nouvelle structure en présence est aciculaire, composée d'aiguilles de phase α dans une matrice β . La cinétique de refroidissement conditionne la largeur des aiguilles. Les chauffes successives favorisent le grossissement de grains qui dans le cas du titane ne peut être annulé par simples traitements thermiques. Pour revenir à une microstructure fine, équiaxe de grains α et β , il faut effectuer une déformation plastique dans le domaine α - β .

Bien qu'elles soient plus dures et plus résistantes, on ne cherche pas pour autant les structures aciculaires ; elles sont moins ductiles et moins tenaces que les structures équiaxes.

On obtient les meilleures propriétés mécaniques des alliages α - β en effectuant une mise en solution dans le domaine biphasé, puis une trempe à l'eau et un revenu de quelques heures à une température comprise entre 500° et 700°C. Pendant la trempe, la phase β se transforme en martensite α' , qui n'est pas dure, mais dont les propriétés sont améliorées lors du revenu grâce à la formation en son sein de très fines zones de phase α .

Les domaines d'applications du titane comme nous venons de le voir sont très vastes ; ce matériau est en concurrence directe avec les aciers inoxydables. La démocratisation de son utilisation résulte essentiellement de la baisse de son coût imprimée par l'entrée dans le marché des produits de l'ex-U.R.S.S. Sa tenue mécanique en température, ses propriétés de résistance à la corrosion sous contraintes, sa résistance spécifique élevée et son coût abordable font que des applications industrielles non spatiales vont se développer. Mais ce choix de matériau doit s'accompagner d'une complète refonte de la conception des produits à réaliser ainsi que des moyens de production. Conserver de bonnes qualités métallurgiques au cours de la production devient un impératif critique pour les opérations d'assemblage par joints soudés. La qualité se fera au prix d'une technicité accrue.

B.3.3. Le soudage du titane

Les alliages de titane sont facilement soudables en utilisant divers procédés [Met 4]. Le métal fondu est fluide et mouillant. Les soudures saines (exemptes de pollutions ou défauts) sont ductiles en l'état et ont les mêmes propriétés anticorrosives que le métal de base. Par contre la pollution atmosphérique fragilise et amoindrit la résistance à la corrosion. Il s'en suit une attention toute particulière à la propreté des pièces à assembler ainsi qu'à la protection par gaz

Annexe 2

inerte. Ainsi le bain fondu, mais aussi les zones affectées thermiquement doivent être protégées tant que la température n'est pas descendue au dessous de 430°C.

Vis à vis de ce matériau, le soudage oxyacétylénique, le soudage à l'électrode enrobée ou le soudage par arc submergé sont inapplicables. De même, le soudage du titane avec d'autres métaux n'est pas possible, de part la formation de composés intermétalliques fragilisants (à l'exception du zirconium, du tantale, du vanadium et du niobium).

Dans le cas du soudage du titane commercialement pur, il n'y a pas de ségrégation de phase et les risques de fissuration à chaud et à froid sont quasiment nuls. Les pertes de propriétés de résistance à la corrosion entre le cordon soudé et le métal de base ne sont pas mesurables donc il n'est pas besoin d'utiliser un métal d'apport de grade supérieur ou de réaliser des traitements thermiques après soudure pour éviter un déclassement de la résistance à la corrosion de la soudure (comme c'est le cas pour les aciers inoxydables ou les alliages de nickel).

B.3.3.a. Les procédés de soudage

Les procédés T.I.G. (Tungsten Inert Gas), M.I.G. (Metal Inert Gas), le soudage plasma, le Faisceau d'Electrons et le LASER sont couramment utilisés et parfois même le soudage par friction. La soudure TIG permet de réaliser des joints en bout à bout sans métal d'apport pour des épaisseurs de tôle allant jusqu'à 3mm. Les épaisseurs supérieures nécessitent des préparations de bords (chanfreins) et du métal d'apport. Il faut impérativement éviter que l'électrode ne touche le bain de fusion pour éviter toute absorption de tungstène.

Comme nous l'avons déjà dit, il faut assurer une protection du cordon de soudure et du métal adjacent jusqu'à ce que la température soit descendue sous 430°C afin d'éviter la contamination par l'air. Le soudage TIG ou MIG utilise de l'argon ou de l'hélium pour fournir une protection efficace qui se décompose en trois parties :

- la protection primaire du lit de fusion (effectuée par la buse de la torche TIG),
- la protection secondaire du cordon de soudure refroidissant et de la Z.A.T. (effectuée par un traînard de protection solidaire de la torche de soudage),
- la protection envers pour la face opposée de la soudure et de la Z.A.T. (traînard envers qui peut être mobile avec la torche).

Il arrive fréquemment que l'on réalise les soudures dans des boîtes à gants, zones hermétiquement fermées ou en surpression de gaz de protection, évitant les encombrants traînards.

B.3.3.b. Evaluation de la qualité d'une soudure

Le code ASME, « Boiler and pressure vessels », section IX (qualification de la soudure), détaille les procédures et résultats qui doivent être atteints pour la construction de récipients sous pression.

Les essais de pliage mettent particulièrement en évidence les problèmes liés à la ductilité des cordons soudés. Or, la conservation d'une bonne ductilité est garante de la qualité des assemblages réalisés. La couleur de la soudure peut aussi être utilisée comme indicateur de la qualité de la protection (elle caractérise le degré d'oxydation de la surface). Ainsi, si le cordon réalisé n'a pas un aspect métallique argenté, il y a contamination du matériau qui nécessite intervention (cf. Tableau B.6).

Annexe 2

| Couleur de la soudure | Origine et traitement |
|------------------------|---|
| Jaune paille clair | Oxydation de surface. |
| Jaune paille foncé | Éliminer par un brossage avec une brosse métallique neuve à fil inox. |
| Bleu clair | |
| Bleu foncé | Contamination du métal. |
| Gris bleu | La soudure doit être entièrement éliminée et refaite après correction des protections gazeuses. |
| Gris | |
| Blanc (dépôt poudreux) | |

Tableau B.6 : Critère visuel d'oxydation

Les essais de dureté comparés entre le cordon et le métal de base sont aussi parfois utilisés comme critère de qualité de la soudure. La variation de dureté entre un cordon non contaminé et le métal de base ne doit pas dépasser 30 points sur l'échelle des duretés Vickers ou Brinell (5 points pour Rockwell B). Le code ASME suggère que si la dureté diffère de plus de 40 points Vickers, il y a une contamination excessive de la soudure. Cette dernière doit être complètement supprimée et refaite. Enfin, le code de construction impose que chaque soudure subisse un ressouage ainsi qu'une analyse radiographique pour détecter la présence de porosités.

B.3.3.c. Caractéristiques métallurgiques des soudures

La métallurgie du titane est fort complexe. En effet, les structures créées dépendent de l'histoire thermomécanique du métal. On peut entre autre noter que :

- on ne peut affiner les grains par de simples traitements thermiques,
- le titane est très avide d'éléments interstitiels (oxygène, hydrogène, azote) qui modifient les propriétés mécaniques et les cinétiques de transformation. Il faut donc mettre en œuvre de sévères protections gazeuses lors de sa mise en œuvre,
- les éléments de substitution présents dans les alliages de titane conduisent à des réactions d'équilibre lentes et observables uniquement après des revenus prolongés. Ainsi, le durcissement n'est pas produit par la formation de structures martensitiques, mais par une précipitation fine de phases d'équilibre au cours du maintien prolongé en température.

De plus, au cours du soudage, la fusion et le possible ajout de métal d'apport modifie l'histoire thermique du métal et donc :

- l'orientation et la grosseur des grains dans la zone fondue et la Z.A.T.,
- les cinétiques de transformations de phases dans la Z.A.T. et dans les dépôts en soudure multipasses,
- la pollution par des éléments interstitiels.

Tous ces cycles thermiques s'effectuent très rapidement. Or, les connaissances métallurgiques sur les alliages de titane sont basées sur des traitements thermiques longs et lents [Met 7-8].

L'affinement de grains étant impossible, la maîtrise de la structure de solidification et la taille des grains créés sont très importantes. L'état structural du métal de base dans ce processus joue un rôle primordial. En effet, la germination des grains à l'interface solide-liquide opère épitaxialement et leur taille moyenne est régie par la croissance compétitive durant la solidification. Les directions privilégiées de croissance sont celles dont l'axe de croissance [100] est parallèle à la direction d'écoulement de la chaleur, ce qui conduit à une croissance accrue de certains grains. On peut alors indiquer que les procédés à très haute densité d'énergie (Laser, faisceau d'électrons, plasma) favorisent l'obtention de grains fins dans leurs cordons de soudure. Il faut pour cela utiliser une énergie calorifique minimale et chercher à

Annexe 2

avoir un bain au rapport P/L le plus élevé [Met 9]. Les structures observées dans la zone fondue et dans la Z.A.T. sont aiguillées, de part la traversée du domaine bêta après soudage. De plus, il y a peu à craindre des problèmes de fissuration de solidification (fissuration à chaud) ou de micro-ségrégation car les principaux éléments d'alliage (V, Mo, Cr, Zr) ont des coefficients de répartition proche de l'unité (c'est à dire que leur intervalle de solidification est très faible).

B.3.3.d. Mécanique des soudures

Le procédé employé (déterminant la vitesse de refroidissement) va avoir une importance prépondérante sur les caractéristiques mécaniques des ensembles soudés à cause de son influence sur les structures de transformation de phases à l'état solide.

Selon FUJITA et al. la limite élastique, la limite à la rupture et la ductilité décroissent pour des apports calorifiques supérieurs à 6.6kJ/cm alors que la ténacité demeure supérieure à celle du métal de base et augmente avec l'apport calorifique dans le cas du TA6V [Met 10]. On voit ainsi la nécessité de connaître les conditions opératoires du soudage afin de prévoir l'importance des modifications créées. Les paragraphes suivants vont souligner l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques du matériau.

- **Résistance statique et ductilité**

- Pour les alliages alpha, une vitesse de refroidissement élevée favorise la formation de phase α' dont la bonne résistance mécanique peut être améliorée par un revenu à basse température. La croissance de phase α , suite à un revenu élevé ou à un refroidissement lent, diminue la résistance mécanique en faveur de la ductilité.
- Pour les alliages alpha-bêta, les refroidissements très rapides génèrent des structures α'' (orthorhombique) à faible résistance mécanique. Elles peuvent être améliorées par un revenu à basse température ou une soudure TIG à faible vitesse de refroidissement. Par contre, un revenu à basse température après une soudure TIG diminuera la résistance mécanique par croissance de phase α .
- Pour les alliages bêta, la précipitation de phase β après soudage diminue la résistance mécanique. Celle-ci pourra être améliorée par des revenus à basse température.

Pourtant, quel que soit le type d'alliage, la ductilité des soudures est toujours inférieure à celle du métal de base, mais peut être améliorée par des revenus prolongés. Le tableau suivant résume ces différentes tendances :

| Matériau | Alliages Alpha | Alliages Alpha-Bêta | | Alliage Bêta |
|------------|--|--|-----------------------------------|--|
| Procédé | FE - LASER / TIG | FE - LASER | TIG | TIG / FE - LASER |
| Structure | α' hexagonale Bonne résistance mécanique | α'' Res. méca. faible | Alpha + (Bêta) Bonne res. méca | β résiduel |
| Traitement | REVENU | REVENU | REVENU | REVENU |
| Structure | $\alpha + (\beta)$ Rés. méca. améliorée Ductilité diminuée | $\alpha + (\beta)$ Res. méca. augmente | | Germination α Résistance mécanique augmente |
| Traitement | SUR REVENU | SUR REVENU | | SUR REVENU |
| Structure | $\alpha + (\beta)$ Résistance mécanique diminue Ductilité augmente | α grossit Res. méca. diminue Ductilité augmente | | α grossit Résistance mécanique diminue Ductilité augmente |

Tableau B.7 : Evolution structurale et modifications des propriétés mécaniques de cordons de soudure

Annexe 2

- **Ténacité**

Les résultats des études sur cette grandeur caractérisée par son K_{Ic} sont contradictoires. Pour l'alliage TA6V, certains auteurs trouvent une chute de 35% après soudure en faisceau d'électrons, alors que d'autres voient évoluer le K_{Ic} de 44 à 62 $\text{Mpa}\cdot\text{mm}^{1/2}$. Les structures aciculaires issues du soudage présentent une bonne ténacité, mais peuvent évoluer suivant le procédé de soudage utilisé. Ainsi, le soudage FE du Ti-6Al-6V-2Sn (classe alpha-bêta) diminue la ténacité, alors que le procédé TIG l'augmente sensiblement [Met 8-9].

- **Fatigue**

La fatigue est peu affectée par les procédés de soudage à partir du moment où aucune porosité ni défaut (crique, caniveau, morsure) n'existe dans le cordon. Ainsi, les soudures réalisées gardent de bonnes propriétés de résistance en fatigue du métal de base et améliorent la résistance à la propagation des fissures. La rupture a généralement lieu hors de la zone soudée. En effet, les structures obtenues après soudages sont plus résistantes à l'initiation des fissures en sollicitations cycliques que les structures équiaxes obtenues après traitements thermomécaniques.

B.3.3.e. Paramètres de soudage

Nous présentons ici des paramètres standards pour réaliser des assemblages en alliages de titane (Tableau B.8). Il est à noter, qu'au-delà de 2mm, des intensités d'arc importantes sont nécessaires pour réaliser la pleine pénétration. L'utilisation de métal d'apport vient alors combler les affaissement de bain dus aux volumes fondus importants (bien que peu pénétrant). Au delà de 3mm, les réalisations sont obtenues soit en deux passes (recto-verso), soit en plusieurs passes sur des champs usinés en vé ou en tulipe.

| Préparation de bords | Epaisseur (mm) | Intensité (A) | Vitesse (cm/min) | Nombre de passes | Diamètre électrode | Diamètre du métal d'apport |
|----------------------|----------------|---------------|------------------|------------------|--------------------|----------------------------|
| Bords droits | 1.6 | 140 | 15 | 1 | 1.6 | - |
| | 2.4 | 200 | 20 | 1 | 2.4 | 1.6 |
| | 3 | 240 | 20 | 1 | 2.4 | 1.6 |
| | 4.8 | 230-280 | 20 | 2 | 2.4 | 3.2 |
| Chanfrein en V | 6.4 | 275-320 | 20 | 2 | 3.2 | 3.2 |
| | 9.5 | 300-350 | 15 | 2 | 3.2 | 3.2 |
| | 12.7 | 325-425 | 15 | 3 | 3.2 | 4 |

Tableau B.8 : Paramètres opératoires typiques en soudage TIG d'alliages de titane

B.4. Bilan

Les aciers inoxydables, comme les alliages de titane, sont des matériaux aux caractéristiques très intéressantes. Il va de soi que les opérations de mise en œuvre ne doivent pas déprécier celles-ci.

Il faut donc maîtriser les processus opératoires, les quantités d'énergies incidentes et leur répartition spatiale, mais aussi l'ensemble des modifications microstructurales qui conduisent à l'altération ou à la conservation des caractéristiques initiales du matériau.

Annexe 2

Annexe confidentielle

Notations des flux utilisés

En raison du caractère confidentiel des formulations de flux définis, cette partie n'apparaîtra pas dans le rapport final.

- **Notation**

Pour simplifier les représentations graphiques, les différents produits utilisés sont numérotés. Nous utiliserons une double désignation, suivant que nous travaillerons sur les aciers inoxydables ou sur les alliages de titane. Voici présenté ci-dessous la nomenclature des produits utilisés au cours de cette étude :

| Référence des produits appliqués aux aciers inoxydables | | | | Référence des produits appliqués aux alliages de titane | | | |
|--|---|----------------------------------|----|--|---|--------------------------------|---|
| TiO ₂ | 1 | CrF ₃ | 8 | AlF ₃ | 1 | TiF ₃ | 8 |
| CrO ₃ | 2 | TiF ₃ | 9 | BaF ₂ | 2 | Al ₂ O ₃ | α |
| V ₂ O ₅ | 3 | MgF ₂ | 10 | CaF ₂ | 3 | MgO | β |
| SiO ₂ | 4 | Na ₂ AlF ₆ | 11 | CrF ₃ | 4 | SiO ₂ | γ |
| AlF ₃ | 5 | MgO | 12 | LiF | 5 | LiCl | A |
| NaF | 6 | MnO | 13 | MgF ₂ | 6 | MgCl ₂ | B |
| CaF ₂ | 7 | NiO | 14 | NaF | 7 | KCL | C |

Nomenclature des produits purs utilisés

Sauf indications contraires, les correspondances entre les produits et leur numérotation seront respectées au cours de cette étude. Notons que la désignation varie suivant que l'on travaille avec un acier inoxydable ou un alliage de titane.

- **Formulations finales**

Flux inox :

- 75% de SiO₂
- 20% de TiO₂
- 5% de MgO

Flux titane :

- 70% MgF₂
- 20% CaF₂
- 10% AlF₃

Annexe confidentielle

Résumé :

Le procédé de soudage TIG met en jeu un arc électrique entre une électrode réfractaire de tungstène et les pièces à souder. L'électrode et la zone fondue sont protégées contre la pollution ambiante par une atmosphère neutre d'argon. C'est ainsi un procédé de prédilection dans des secteurs aussi variés que le nucléaire, l'aéronautique, les industries chimiques ou agro-alimentaires.

Nonobstant ces qualités, ce procédé souffre d'un lourd handicap : sa faible productivité, particulièrement dans le cas des pièces de forte épaisseur. En effet, au-delà de 3mm, il est nécessaire d'usiner les bords à souder et de faire des passes multiples avec du métal d'apport. L'accroissement du nombre de passes multiplie les risques de défauts, augmente les déformations et accroît la zone thermiquement affectée.

Il paraît alors intéressant de disposer d'un procédé simple permettant de s'affranchir des faibles pénétrations inhérentes aux soudures TIG.

Il nous a semblé opportun de développer une technique permettant d'étendre les domaines d'utilisation du soudage TIG de 3 à 7mm d'épaisseur soudable maximale sans préparations. Cette technique appelée ATIG consiste à déposer, en endroit du joint à souder, un flux activant qui va, au passage de l'arc électrique, modifier les courants de convection dans le bain de fusion et l'équilibre électrochimique du plasma.

Ce document traite du développement de ces produits, ainsi que de la mise en évidence des mécanismes d'activation opérant au cours du soudage.

Ce travail, mené en collaboration avec la société B.S.L. industries a conduit à la formulation de deux compositions (appliquées respectivement aux aciers inoxydables et aux alliages de titane) en phase de commercialisation par la société CASTOLIN S.A., ainsi qu'à la réalisation industrielle d'une colonne pour traitement d'acide nitrique avec plus de 2800 soudures ATIG orbitales.

Mots clés : Soudage TIG-ATIG, Flux d'activation, Constriction d'arc, Tensions surfaciques, Courants de Marangoni, Aciers inoxydables, Alliages de titane.

Abstract :

Gas Tungsten Arc Welding uses an electric arc between the refractory tungsten electrode and the plates to be welded under an argon shielding gas. As a result, the joint quality is excellent, no pollution nor defects are to be feared, consequently this process is used in nuclear, aeronautic, chemical and food industries.

Despite of this good qualities, GTAW is limited because of, on the one side, a poor penetrating weld pool and, on the other side, a weak productivity rate. Indeed, up to 3mm thick plates, machining and filler metal is needed. Multiple runs increase the defect's risks, the manufactory time and increase the deformations and the heat affected zone.

The goal of this study is to break through this limits without any device investment. Active GTA welding (or ATIG) is a new technique with GTA device and an activating flux to be spread on the upper plate before welding. The arc, by plasma electrochemical equilibrium modifications, and the pool with the inner connective flows inversion, allow 7mm thick joints in one run without edges machining or filler metal for both stainless steel and titanium alloys.

This manuscript describes the development of these fluxes, highlights the several phenomena and presents the possibilities of this new process.

This work, in collaboration with B.S.L. industries, leads to two flux formulations (stainless steel and titanium alloys) now in a commercial phase with CASTOLIN S.A. Moreover, B.S.L. industries produces a pressure device (nitrate column) with the ATIG process using more than 2800 ATIG welds.

Key words : Gas Tungsten Arc Welding, Activating fluxes, Stainless steel, Titanium alloys, Marangoni flows, Arc constriction