UNIVERSITE DE BOURGOGNE
Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne, département Interface et Réactivité dans les Matériaux (IRM), équipe Laser et Traitement des Matériaux (LTM)

# THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur de l'Université de Bourgogne

Discipline : «Chimie Physique »

par

**Iryna TOMASHCHUK**

Soutenue le 7 octobre 2010

# Assemblage hétérogène cuivre-inox et TA6V-inox par faisceaux de haute énergie : compréhension et modélisation des phénomènes physico-chimiques

**Directeur de thèse : Pr Pierre SALLAMAND**

**Co-directeur de thèse : Pr Jean Marie JOUVARD**

## Jury

| | | |
|---|---|---|
| **Michel AUTRIC** | Professeur, Institut de Mécanique de Marseille | Rapporteur |
| **Patrice PEYRE** | Chargé de recherche, HDR, Arts et Métiers ParisTech | Rapporteur |
| **Bruno COURANT** | Maître de Conférences, Université de Nantes | Examinateur |
| **Michel JEANDIN** | Professeur, CdM-Mines Paris Tech | Examinateur |
| **Simone MATTEI** | Professeur, ICB-Université de Bourgogne | Examinateur |
| **Pierre SALLAMAND** | Professeur, ICB-Université de Bourgogne | Directeur |
| **Jean Marie JOUVARD** | Professeur, ICB-Université de Bourgogne | Co-directeur |

# Remerciements

Ce travail a été réalisé au Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne (Université de Bourgogne) au sein de l'équipe Laser et Traitements des Matériaux, située à IUT Le Creusot, et financé par une allocation de recherche du Ministère Nationale d'Enseignement Supérieur et de la Recherche.

Je voudrais dire un grand merci à mes directeurs de thèse M. le Professeur Pierre SALLAMAND pour avoir proposé le sujet intéressant et ambitieux et pour sa supervision attentive et dynamique et M. le Professeur Jean Marie JOUVARD pour ses conseils et son aide dans la domaine de modélisation numérique multiphysique.

Je remercie M. le Professeur Michel JEANDIN pour m'avoir faire l'honneur de présider le jury de ma thèse. Je remercie beaucoup mes rapporteurs M. le Professeur Michel AUTRIC et le Dr. Patrice PEYRE pour la lecture approfondie et les critiques éclairées du mémoire, ainsi que pour avoir accepté de rapporter ma thèse. Mes remerciements vont également aux autres membres de jury pour avoir accepté d'examiner le travail, apporté des remarques et posé des questions intéressantes.

Je remercie également Mme le Professeur Simone MATTEI, responsable de l'équipe LTm, pour l'accueil chaleureux au sein du laboratoire, et Dr Michel PILLOZ, le responsable des relations internationales au sein de l'équipe du LTm, pour avoir organisé mon séjour en France.

La réalisation de la partie expérimentale de ce travail serait impossible sans aide et conseils de M. l'Ingénieur Henri ANDRZEJEWSKI (équipe LTm) et M. Roland TRIGON (Welience). Je remercie également à Mme l'Ingénieur Claudie JOSSE (Département Analyses-Instrumentation, ICB).

Je tiens à remercier l'ensemble du personnel de IUT Le Creusot, et tout particulièrement son Directeur M. le Professeur Patric GORRIA et enseignants-chercheurs du département Mesures Physiques, qui m'ont donné la possibilité d'acquérir une expérience pédagogique en complément de mon travail de thèse. Je remercie aussi mes collègues les doctorants et les membres de l'équipe de Welience pour leur sympathie et leur aide.

Mes remerciements vont également à Mme Séverine SALLAMAND pour la relecture attentive de ce manuscrit.

Pour terminer, merci aux à parents, qui m'ont toujours encouragé dans mon parcours d'études et à la famille BIDAUT, pour leur soutien émotionnel durant la dernière année de la thèse.

# Nomenclature

| Symbole | Signification | Unité SI |
|---|---|---|
| $a$ | le coefficient d'absorption du faisceau d'haute énergie | - |
| a,b,c, $k_{EQ}$ | les coefficients liant les propriétés d'une phase liquide et d'un liquide -équivalent | - |
| $A_r$ | la masse atomique | kg/mol |
| B | l'induction magnétique | Gauss |
| c | la concentration | % at. |
| Cp | la capacité calorifique | J/(kg·K) |
| $Cp_l$ | la capacité calorifique d'une phase liquide | J/(kg·K) |
| $Cp_s$ | la capacité calorifique d'une phase solide | J/(kg·K) |
| d | le décalage du capillaire par rapport au plan du joint | m |
| D | la durée d'impulsion laser | s |
| $D_0$ | le coefficient de diffusion dans le matériau opposé | $m^2/s$ |
| Da $_{maille}$ | le nombre de Damköhler de maille | - |
| $D_{A(B)}$ | le coefficient de diffusion dans le matériau opposé, en fonction de la température | $m^2/s$ |
| $D_\theta$ | le décalage du capillaire dû à la déflection du faisceau | m |
| dT | mi-intervalle de températures correspondant à la transition des phases dans la fonction flc2hs | K |
| $E_a$ | l'énergie d'activation | kJ/mol |
| $E_{ef}$ | l'énergie linéique absorbée | J/m |
| $E_f$ | l'énergie de la création d'une phase intermétallique | J |
| $E_l$ | l'énergie linéique appliquée | J/m |
| Err $^{cons}$ et $Err_2^{cons}$ | les erreurs relatives de conservation de masse dans la méthode de champ de phase | % |
| Err $^{Cu}$ | l'erreur dans le calcul de la fraction du cuivre dans le bain fondu | % |
| F | la force | N |
| $F_l$ | la fréquence du laser pulsé | Hz |
| $f_1$, $f_2$ | les facteurs dans l'équation d'une source de chaleur | - |

| | | |
|---|---|---|
| $F_A$ | la force d'Archimède | N |
| $F_{cond}$ | le flux de la chaleur par conduction | $W/m^2$ |
| flc2hs | la fonction COMSOL de Heaviside lissée | - |
| $F_s$ | la force de la tension superficielle | N |
| $F_{tot}$ | le flux de la chaleur total | $W/(m^2 \cdot s)$ |
| $F_{ZAT}$ | le flux de la chaleur par conduction appliquée à la zone affectée thermiquement | $W/m^2$ |
| g | la constante de gravité | $m/s^2$ |
| G | le potentiel chimique | Pa |
| Gr | nombre de Grashof | - |
| $G_s$ | la vitesse de solidification | m/s |
| H | pénétration de soudage | m |
| $h_c$ | le coefficient d'échange par convection | $W/(m^2 \cdot K)$ |
| $H_c$ | la puissance du champ magnétique | A/m |
| $h_d$ | hauteur de la partie droite du capillaire | m |
| $H_\delta$ | la pénétration maximale pour avoir la racine de la soudure correcte | m |
| $h_i$ | hauteur de la partie inclinée du capillaire | m |
| $h_m$ | la dimension maximale des mailles | m |
| $H_{tot}$ | hauteur totale de la pièce | m |
| HV | dureté Vickers | - |
| $HV_{ZAT}$ | la dureté minimale de la zone affectée thermiquement | - |
| $k_B$ | la constante de Boltzmann | J/K |
| $k_e$ | le coefficient de réflexion du flux d'électron | - |
| k | la conductivité thermique | $W/(m \cdot K)$ |
| $k_l$ | la conductivité thermique d'une phase liquide | $W/(m \cdot K)$ |
| $k_s$ | la conductivité thermique d'une phase solide | $W/(m \cdot K)$ |
| L | la longueur de la zone fondue | m |
| $l$ | la distance d'interaction entre les phases liquides | m |
| $L_{TA6V-Cu}$ | l'épaisseur de l'interface de diffusion entre TA6V et le cuivre | m |
| $L_{650}$ | la longueur de la zone d'adoucissement par recuit | m |
| $L_{cap}$ | la largeur du capillaire | m |
| $L_f$ | la chaleur latente de fusion | J/kg |
| $L_i(t)$ | l'épaisseur de la couche des phases intermétalliques | m |

| | | |
|---|---|---|
| $L^l$ | l'épaisseur de la couche du métal liquide | m |
| $L_{ZAT}$ | la longueur de la zone affectée thermiquement | m |
| $M_a$ | nombre de Marangoni | - |
| $m_l$ | la masse de la matière fondue | kg |
| $\vec{n}$ | la normale à la surface | - |
| P | la puissance d'une source d'énergie | W |
| $P_c$ | la puissance crête de laser | W |
| Pe | nombre de Peclet | - |
| $Pe_{maille}$ | le nombre de Peclet de maille | - |
| $P_{eq}^{inox}$ | la puissance équivalente d'une source laser (côté inox) | W |
| $P_l$ | la pression dans le liquide | Pa |
| $P_p$ | l'ensemble des pressions hydrostatiques et hydrodynamiques | Pa |
| Pr | le nombre de Prandtl | - |
| $P_r$ | la pression de recul | Pa |
| $P_s$ | la tension superficielle | Pa |
| Q | la source de la chaleur surfacique ($W/m^2$) ou volumique ($W/m^3$) | |
| R | le rayon du faisceau | m |
| $R_c$ | le rayon de courbure du chemin du faisceau dans les matériaux | m |
| $\bar{R}$ | la constante universelle des gaz parfaits | J/(mol·K) |
| Re | le nombre de Reynolds | - |
| $Re_{maille}$ | le nombre de Reynolds de maille | - |
| Rm | la résistance à la rupture | MPa |
| $R_{ref}$ | le coefficient de rétrodiffusion des électrons | - |
| S | la solubilité | % at. |
| $[S_{Cu}]$ | la solubilité maximale du Cu dans l'acier inoxydable austénitique | % at. |
| $[S_{inox}]$ | la solubilité maximale des éléments provenant de l'acier inoxydable dans le cuivre pure | % at. |
| $S^{\alpha}$ | le coefficient de Seebeck | V/K |
| $S_{BF}$ | la surface du bain fondu | $m^2$ |
| $S_{c\rightarrow i}$ | la surface du cuivre fondu migré vers l'inox | $m^2$ |
| $S_{cuivre}$ | la surface du cuivre fondu | $m^2$ |
| $S_{i\rightarrow c}$ | la surface de l'inox fondu migré vers le cuivre | $m^2$ |
| $S_{inox}$ | la surface de l'inox fondu | $m^2$ |

| | | |
|---|---|---|
| $T$ | la température | K |
| $t$ | le temps | s |
| $T_{\varnothing}$ | le taux de recouvrement des impacts du laser pulsé | % |
| $T_0$ | la température ambiante | K |
| $t_{eq}$ | le temps de relaxation du bain fondu | s |
| $T_f$ | la température de fusion | K |
| $T_i$ | la température du front de solidification | K |
| $t_i$ | le temps d'interaction entre une source d'énergie et le matériau | s |
| $t_{ini}$ | le temps d'initialisation de la fonction de champ de phase | s |
| TR | le taux d'adoucissement par recuit | % |
| $T_s$ | la température de séparation des phases dans le système présentant une lacune de miscibilité | K |
| $T_v$ | la température de vaporisation | K |
| $t_{vie}$ | le temps de vie du bain fondu | s |
| u | la composante x du champ de vitesse global | m/s |
| U | le champ de vitesse global U = (u;v;w) | m/s |
| +u, +v, +w | les valeurs positives des composants de champ de vitesse | m/s |
| -u, -v, -w | les valeurs négatives des composants de champ de vitesse | m/s |
| $U_{EQ}$ | le champ de vitesse d'un liquide équivalent | m/s |
| $U_r$ | le champ de vitesse du liquide relative au capillaire $U_r = (u;v-V_s;w)$ | m/s |
| $U_w$ | la vitesse tangentielle | m/s |
| v | la composante y du champ de vitesse global | m/s |
| $v_0$ | la vitesse maximale du front de solidification | m/s |
| $v_f$ | la vitesse du front de solidification | m/s |
| $V_l$ | le volume du bain fondu | $m^3$ |
| $V_m$ | la fraction volumique du matériau issue de calcul | - |
| $V_{mol}$ | le volume molaire de matériau | $m^3/mol$ |
| $V_p$ | vitesse de perçage du capillaire | m/s |
| $v_r$ | la composante y du champ de vitesse relatif au capillaire $v_r = v-Vs$ | m/s |
| $V_r$ | la vitesse de refroidissement de la zone fondue | K/s |
| $V_s$ | la vitesse de soudage | m/s |
| $V_v$ | la vitesse de la vapeur | m/s |
| $V_{ZAT}$ | le volume de la zone affectée thermiquement | $m^3$ |

| | | |
|---|---|---|
| $w$ | la composante z du champ de vitesse global | m/s |
| $W$ | largeur de la zone fondue | m |
| $W_{1/2}$ | la largeur de la zone fondue si z=H/2 | m |
| $W_A$ | la distance caractéristique de la convection buyancy | m |
| $W_b$ | la largeur de la zone fondue si z=H | m |
| $W_h$ | la largeur de la zone fondue z=0 | m |
| $W_r$ | la largeur de l'inox fondu de référence | m |
| $x,y,z$ | les cordonnées cartésiennes | m |
| $X_{vap}^{Cu}$ | la largeur de la zone vaporisée du cuivre perpendiculairement à la direction de soudage | m |
| $Z$ | le nombre atomique | - |
| $\varnothing$ | le diamètre de la zone fondue créée par faisceau laser | m |
| $\alpha_i$ | l'angle d'inclinaison de la partie inferieure du capillaire | ° |
| $\alpha_s$ | l'angle entre la direction de soudage et la normale à la surface du front de solidification | ° |
| $\alpha_T$ | la diffusivité thermique | m²/s |
| $\beta$ | le coefficient d'expansion thermique | m/K |
| $\chi$ | le paramètre de mobilité de l'interface dans la méthode de champ de phase | m·s/kg |
| $\Delta$ | la différence $D_\theta$-d | m |
| $\Delta H_c$ | la chaleur de solidification | J/kg |
| $\Delta L$ | le période dans la structure répétitive de solidification | m |
| $\Delta L_r$ | le recouvrement entre les bains fondus interposés | m |
| $\Delta T$ | la dégrée de surfusion | K |
| $\Delta Tc_1$ | la première température caractéristique de surfusion | °C |
| $\Delta Tc_2$ | la deuxième température caractéristique de surfusion | °C |
| $\Delta V$ | la force électromotrice | V |
| $\Delta V_{800°C}$ | la force électromotrice sous 800°C | V |
| $\varepsilon$ | l'épaisseur de l'interface mobile dans les méthodes de level set et de champ des phases | m |
| $\varepsilon_m$ | l'émissivité de la surface métallique | |
| $\varepsilon_s$ | la déformation de la soudure | % |

| | | |
|---|---|---|
| $\phi$ | la fonction de niveau (méthode level set) ou la fonction de champ des phases (méthode de champ des phases) | - |
| $\phi_0$ | la fonction de niveau (méthode level set) ou la fonction de champ des phases (méthode de champ des phases) sous condition t=0 | - |
| $\gamma$ | la mobilité de l'interface dans la méthode level set ou la méthode de champ des phases | m/s ou $m^3 \cdot s/kg$ |
| $\gamma_M$ | la variation thermique de la tension de la surface libre | $N/(m \cdot K)$ |
| $\varphi_{Ni\ (Cu)}$ | la fraction du Ni par rapport au somme Ni+Cu | % at. |
| $\varphi_{Cr\ (\gamma\text{-}Fe)}$ | la fraction du Cr par rapport aux éléments provenant d'acier | % at. |
| $\varphi_{Cu}^{locale}$ | la fraction du cuivre locale calculée | % at. ou % vol. |
| $\varphi_{Cu}^{tot}$ | la fraction du cuivre totale calculée | % at. ou % vol. |
| $\varphi_{dif}^{Cu}$ | la fraction du cuivre locale selon le calcul de diffusion | % at. |
| $\varphi_{dif}^{tot}$ | la fraction du cuivre totale selon le calcul de level set (ou champ de phase) | % at. |
| $\varphi_{dom}^{Cu}$ | la fraction du cuivre locale selon le calcul de level set (ou champ de phase) | % at. ou % vol. |
| $\varphi_{dom}^{tot}$ | la fraction du cuivre totale selon le calcul de diffusion | % at. ou % vol. |
| $\varphi^{EDS}$ | la fraction du matériau selon analyse EDS | % at. |
| $\varphi_M$ | la fraction d'un élément chimique | % at. |
| $\varphi_{Ni\ (\gamma\text{-}Fe)}$ | la fraction du Ni par rapport aux éléments provenant d'acier | % at. |
| $\lambda$ | la densité de l'énergie de malaxage | N |
| $\nu$ | la viscosité cinématique | $m^2/s$ |
| $\pi$ | le nombre pi | |
| $\theta$ | l'angle de déflection du faisceau d'électrons sous l'action de champ magnétique du à l'effet Seebeck | ° |
| $\bar{\sigma}$ | la constante de Stefan-Boltzmann | $W/(m^2 \cdot K^4)$ |
| $\sigma(T)$ | la tension superficielle comme la fonction de la température | N/m |
| $\sigma_0$ | la tension superficielle sous la température ambiante | N/m |
| $\sigma_{L1/L2}$ | la tension interfaciale entre des phases liquides Cu et $\gamma$-Fe | N/m |
| $\gamma_{EQ}$ | la variation thermique de la tension de la surface libre d'un liquide équivalent | $N/(m \cdot K)$ |
| $\eta_{EQ}$ | la viscosité dynamique d'un liquide équivalent | $Pa \cdot s$ |

| | | |
|---|---|---|
| $\eta_L$ | la viscosité dynamique d'une phase liquide | Pa·s |
| $\eta_S$ | la viscosité dynamique d'une phase solide | Pa·s |
| $\rho$ | la densité | $kg/m^3$ |
| $\rho_{EQ}$ | la densité d'un liquide équivalent | $kg/m^3$ |
| $\rho_l$ | la densité d'une phase liquide | $kg/m^3$ |
| $\rho_s$ | la densité d'une phase solide | $kg/m^3$ |

# Sommaire

**Remerciements** 1
**Nomenclature** 3
**Sommaire** 11

**Introduction** 15

**1. Etude bibliographique** 19

**1.1. Introduction** 19

**1.2. Les sources de chaleur de haute énergie : la phénoménologie et l'application pour assemblage hétérogène** 20

1.2.1. Laser Nd:YAG de haute puissance 20
1.2.2. Faisceau d'électrons 22

**1.3. Les phénomènes hydrodynamiques associés au soudage** 25

1.3.1. Les différents régimes d'écoulement dans un bain fondu 25
1.3.2. L'effet Marangoni 27
1.3.3. La convection naturelle 28
1.3.4. La convection provoquée par la force de Lorentz 29

**1.4. Modélisation du soudage par faisceaux de haute énergie** 29

1.4.1. Le développement des modèles thermiques 29
1.4.2. Le mouvement de la matière fondue 32
1.4.3. Le soudage des matériaux différents 34

**1.5. Assemblage hétérogène cuivre-inox et TA6V- inox : état de l'art** 34

1.5.1. Les méthodes d'assemblage cuivre-alliages de fer 34
1.5.2. Les méthodes d'assemblage des alliages de titane avec les alliages de fer 36

**1.6 La métallurgie des assemblages hétérogènes cuivre-inox et TA6V-cuivre-inox** 37

1.6.1. Les propriétés du système Cu-Fe 37
1.6.2. L'influence de l'addition du cuivre dans l'acier 40
1.6.3. Les propriétés du système Fe-Ti 41
1.6.4. L'influence de l'addition de titane dans l'acier 41
1.6.5. Les propriétés du système Cu-Ti 42
1.6.6. Les propriétés du système Ti-Cu-Fe 44

**Conclusions** 47

Références bibliographiques 48

## 2. Assemblage cuivre-inox par faisceau laser Nd:YAG continu et faisceau d'électrons : étude expérimentale 53

**2.1. Introduction 53**

**2.2. Assemblage cuivre-inox par faisceau laser Nd:YAG continu 54**

2.2.1. Les conditions opératoires 54
2.2.2. La morphologie des soudures 55
2.2.3. La composition chimique des soudures 67
2.2.4. Les propriétés mécaniques des soudures 75
2.2.5. Conclusions 81

**2.3. Assemblage cuivre-inox par faisceau d'électrons 82**

2.3.1. Les paramètres opératoires 82
2.3.2. L'effet de la déflection du faisceau 83
2.3.3. L'étude de la morphologie des cordons 88
2.3.4. La composition chimique des soudures 92
2.3.5. Les propriétés mécaniques des soudures 101
2.3.6. Conclusions 106

**Conclusions 107**

Références bibliographiques 110

## 3. Modélisation numérique de l'assemblage cuivre-inox 111

**3.1. Introduction à COMSOL Multiphysics 111**

3.1.1. Logiciel d'éléments finis Comsol Multiphysics 111
3.1.2. Principe de la modélisation 112
3.1.3. Modélisation de l'hétérogénéité des milieux 115

**3.2. Modélisation du bain fondu : assemblage cuivre-inox par laser Nd:YAG 119**

3.2.1. Modélisation de la source thermique 122

3.2.1.1. La description du modèle 123
3.2.1.2. L'étude de l'asymétrie du capillaire : décalage transversal de la source équivalente 125
3.2.1.3. L'étude de l'inclinaison du capillaire dans le plan z-y 128
3.2.1.4. La validation du modèle thermique 132

3.2.2. Le mouvement de fluide dans le bain fondu 133

3.2.2.1. Le problème de maillage et de convergence 133
3.2.2.2. La méthode des liquides équivalents 134
3.2.2.3. L'application du modèle des liquides équivalents pour le calcul du champ des vitesses en trois dimensions 137

3.2.2.4. Les écoulements dans la tête de clou de la soudure 140
3.2.2.5. Les écoulements dans la racine de la soudure 144
3.2.2.6. La stabilisation par la méthode de la diffusion artificielle 145

3.2.3. La distribution des éléments 148

3.2.3.1. La description du modèle level set 150
3.2.3.2. La description du modèle de diffusion 151
3.2.3.3. Le post-traitement et comparaison avec les résultats d'analyses 151
3.2.3.4. Le mélange des composants dans "la tête de clou" de la soudure 152
3.2.3.5. Le mélange des composants dans la racine de la soudure 157

Conclusions 161

**3.3. Modélisation de bain fondu : assemblage cuivre-inox par faisceaux d'électrons 163**

3.3.1. Modélisation de la source thermique 166

3.3.1.1. L'étude de l'influence des paramètres opératoires sur le positionnement du capillaire par rapport au plan du joint 166
3.3.1.2. Le modèle thermique tridimensionnel 169

3.3.2. Modélisation des écoulements dans le bain fondu 169

3.3.2.1. L'écoulement horizontal autour du capillaire : modèle 2D 169
3.3.2.2. Le modèle thermique-convection 3D 178

3.3.3. Modélisation de la morphologie des assemblages réalisés par faisceau d'électrons par les méthodes de l'interface mobile 179

3.3.3.1. L'intégration du méthode de level set dans un modèle de convection 2D 179
3.3.3.2. L'étude d'un modèle 3D intégrant la méthode level set dans un modèle de convection 190
3.3.3.3. L'intégration de la méthode de Champ des Phases dans le modèle de convection 2D : couplage complet 192
Conclusions 209

**3.4. Modélisation de la zone affectée thermiquement en cas d'assemblage cuivre-inox par faisceau laser et faisceau d'électrons 210**

**Conclusions 216**

Références bibliographiques 218

## 4. Assemblage TA6V-inox 219

**4.1. La problématique de l'assemblage et les solutions 219**

**4.2. L'assemblage par laser pulsé Nd:YAG 221**

4.2.1. Le procédé et la modélisation du bain fondu 221
4.2.2. La modélisation de la diffusion à l'interface TA6V-cuivre 225
4.2.3. L'étude des microstructures 229
4.2.4. Le scénario de la formation des microstructures 231

**4.3. L'assemblage par laser continu Nd:YAG 234**

**4.4. L'assemblage par faisceau d'électrons 236**

4.4.1. La recherche des conditions optimales 236
4.4.2. L'étude des microstructures 244
4.4.3. Le scénario de la formation des microstructures 248

**4.5. L'assemblage par brasage laser 251**

4.5.1. Le modèle numérique de brasage 251
4.5.2. La qualité de brasage et le champ thermique 252
4.5.3. La convection et le mélange lors du brasage 254
4.5.4. L'étude des microstructures 255

**4.6. Comparaison des techniques 259**

**Conclusions 262**

Références bibliographiques 263

**Conclusion générale 265**

**Annexes 269**

Annexe 1. Les sources de haute énergie 269
Annexe 2. La mise en œuvre du soudage 271
Annexe 3. Les moyens de caractérisation 273

**Résumé 275**

**Abstract 276**

# Introduction

Le soudage des matériaux dissimilaires présente un grand intérêt puisqu'il permet d'innover dans le monde des multimatériaux en proposant des nouvelles solutions technologiques dans les systèmes où peuvent être requis des propriétés fortement différentes (gain de poids et résistance mécanique par exemple). Pourtant, la faisabilité de telles combinaisons est souvent limitée par la forte différence des propriétés thermo-physiques des matériaux et par leur nature chimique (solubilité, formation des phases fragiles, oxydation etc.). L'intérêt de l'utilisation des sources de hautes énergies comme le laser ou le faisceau d'électrons pour ce genre d'assemblages réside dans :

- l'apport d'énergie très localisé, ce qui permet de bien maîtriser la composition et la forme de la zone fondue,
- les grandes vitesses de refroidissement et par conséquent, un cycle thermique court qui influence notamment les cinétiques de formation des phases lors de la solidification, la stabilisation des phases hors équilibres, le phénomène de surfusion pour certains couples de matériaux et l'augmentation de la solubilité des éléments etc.

La composition locale de la soudure est en grande partie à l'origine des caractéristiques mécaniques des assemblages (fragilisation par les phases intermétalliques, fissuration, etc.). Il est donc nécessaire d'optimiser la composition dans l'ensemble de la zone de mélange en fonction de la spécificité de l'interaction entre les éléments.

L'étude de l'assemblage hétérogène nécessite une approche multidisciplinaire :

- la compréhension de l'interaction entre le faisceau de haute énergie et la jonction hétérogène nécessite avant tout une étude expérimentale portant notamment sur l'impact de gradient de températures important sur la morphologie et la composition locale.
- la modélisation numérique représente un outil puissant pouvant fournir des informations précieuses sur le processus de formation de la zone fondue et des microstructures. Le progrès actuel des moyens de calcul et la création récente des méthodes numériques "prêtes à l'emploi" permet d'appréhender les problèmes multiphasiques complexes qui se posent lors de la création d'un modèle de soudage hétérogène.

Ce travail est consacré à l'étude des propriétés d'assemblages hétérogènes réalisés par les faisceaux de haute énergie : les couples cuivre-inox et TA6V-inox (les propriétés des matériaux sont comparés dans Tableau **1**). Le premier couple présente d'importantes différences de propriétés thermo-physiques, de miscibilité et un risque de fissuration inter granulaire. L'assemblage du couple T6AV-inox n'est pas réalisable directement par fusion car le mélange des métaux fondus provoque la formation de phases intermétalliques pouvant conduire à la fissuration. La modification de la composition chimique du bain fondu est la seule voie permettant l'élaboration de cette jonction par fusion directe.

Le mécanisme de formation de la zone fondue par les sources de haute énergie est basé sur le perçage et le déplacement d'un capillaire de vapeur (apport d'énergie en volume et non en surface des matériaux). La position, la pénétration et la géométrie du capillaire déterminent la proportion entre les matériaux fondus et leur mélange. Deux types de sources ont été utilisés : le laser Nd:YAG (continu ou pulsé) et le faisceau d'électrons. Les particularités des assemblages par laser Nd:YAG résident dans le faible coefficient d'absorption du rayonnement par le matériau métallique solide et l'ensemble des phénomènes de réflexions

multiples dans le capillaire, qui déterminent la forme de ce dernier. En revanche, l'efficacité de l'interaction entre le faisceau d'électrons et le matériau métallique est très importante ce qui se traduit par un capillaire droit et approximativement cylindrique. Cependant, dans le cas du soudage hétérogène, le faisceau d'électrons peut être dévié du plan du joint par l'action d'un champ électromagnétique issue de l'effet Seebeck.

L'objectif principal de cette étude est de maîtriser la composition chimique de la soudure pour obtenir des propriétés mécaniques acceptables. Pour cela, il est nécessaire de suivre l'évolution des propriétés des soudures en fonction de la composition et de la morphologie de la zone fondue et de comprendre les mécanismes de formation du mélange hétérogène pour chaque type d'assemblage et en fonction des paramètres opératoires de soudage. Ce dernier objectif nécessite l'implication de la modélisation numérique afin de simuler la forme de la zone fondue, le champ de vitesses contrôlant le mélange des matériaux et la distribution des éléments. Le progiciel de modélisation par la méthode des éléments finis COMSOL Multiphysics 3.5 a été utilisé.

Tableau 1. Comparaison des propriétés des matériaux utilisés dans cette étude.

| **Propriétés** | **Matériaux** | | |
|---|---|---|---|
| | **Cuivre** | **AISI 316L** | **TA6V** |
| Caractéristique | Cuivre pur écroui | Acier inoxydable austénitique, recuit | Alliage $\alpha$-$\beta$ ($T_{\alpha\rightarrow\beta}$ = 1268 K) |
| Composition ( % at. ) | Cu – 99.99 | Fe – 70,00<br>Cr – 20,27<br>Ni – 6,73<br>Mn – 2,09<br>Si - 0,91 | Ti – 87,60<br>Al – 8,80<br>V – 3, 58 |
| Température de fusion (K) | 1356 | 1720 | 1993 |
| Température de vaporisation (K) | 2840 | 3013 | 3600 |
| Densité (solide) ($kg/m^3$) | 8700 | 7980 | 4119 |
| Résistance à la rupture (MPa) | 200 (recuit)<br>330 (écroui) | 652 | 1730 |

Le mémoire est articulé autour de quatre chapitres :

***L'étude bibliographique (chapitre 1)*** de cette étude est dédiée à rappeler la phénoménologie de l'interaction entre les faisceaux de haute énergie et les matériaux métalliques, les phénomènes hydrodynamiques pouvant avoir lieu dans la zone fondue. Un état de l'art de la modélisation numérique des assemblages par faisceaux de haute énergie est fait avec une attention particulière pour les méthodes numériques permettant de reproduire l'hétérogénéité du joint. Enfin, nous nous intéresserons à l'état d'art de l'assemblage des couples cuivre-inox et TA6V-inox ainsi qu'à leur métallurgie.

Le ***chapitre 2*** traitera de l'assemblage cuivre-inox par *faisceau laser Nd:YAG continu* et par *faisceau d'électrons*. Il s'agit ici de proposer les hypothèses concernant la géométrie du capillaire, le développement des mouvements convectifs dans le liquide et les mécanismes de formation des mélanges. Pour chacun des procédés, une étude de la morphologie des zones fondues a été réalisée en fonction des paramètres de soudage. Les compositions chimiques globales et locales des soudures ont permis d'identifier les phases formées. Toutes ces données serviront comme hypothèses ou résultats de comparaison pour le chapitre suivant.

Le ***chapitre 3*** est consacré à la modélisation numérique des soudures hétérogènes cuivre-inox. L'objectif de l'étude est de créer un modèle multiphysique apportant des informations sur les champs de températures et donc de la forme de la zone fondue, les champs de vitesses durant le cycle thermique et l'évolution de la composition chimique de la zone fondue. Les outils spécifiques permettant de simuler l'hétérogénéité de la zone fondue ont été mis en œuvre :

- le module de diffusion utilisant les champs des vitesses calculées précédemment est utilisé pour reproduire la distribution du Cu dans l'inox liquide,
- le module level set qui permet d'introduire une interface mobile entre deux domaines liquides reflétant la morphologie des zones miscibles,
- le module des champs de phases, qui considère le processus de mélange du point de vue du bilan énergétique : l'introduction de la tension superficielle entre des liquides miscibles permet de mieux reproduire le processus de mélange. La robustesse de cette méthode permet un couplage multiphysique facile avec les problèmes de thermique et de Navier-Stokes ce qui a permis de développer un modèle de développement de la zone fondue dans le temps.

Les différences dans l'interaction faisceau-matière entre le soudage laser Nd:YAG et le soudage par faisceau d'électrons nécessitent d'utiliser des approches différentes. Dans le cas du soudage continu laser, la formulation pseudo-stationnaire du transfert de la chaleur basée sur la géométrie d'un capillaire simplifiée et la convection couplée avec les problèmes de diffusion et de mélange des matériaux à une profondeur donnée a été proposée. Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, la formation de la microstructure périodique a nécessité la formulation temporelle. Le modèle multiphysique final avec couplage complet (transfert de chaleur, écoulement du liquide, fonction de level set ou champ des phases) reproduit le processus de formation d'une structure périodique de solidification lors du soudage par faisceau d'électrons et permet d'expliquer le mécanisme de formation des structures alternées entre matériaux miscibles ou présentant une grande différence de propriétés thermophysiques.

Le modèle de transfert thermique par conduction a été proposé afin de caractériser le développement de la zone de recuit. L'influence des paramètres opératoires sur la longueur de ZAT a été étudiée.

Dans le ***chapitre 4***, les approches de la modélisation développées dans le chapitre précédent ont été appliquées pour la détermination des paramètres opératoires favorables pour l'assemblage TA6V-inox et ce pour quatre techniques différentes : laser Nd:YAG continu et pulsé, faisceau d'électrons et brasage par laser. Les critères d'acceptabilité de la jonction ont été formulés pour définir les modèles à mettre en œuvre. Les microstructures des assemblages réussis ont été étudiées pour comprendre le mécanisme de solidification de la soudure. La résistance mécanique des assemblages est déterminée par la nature et les dimensions de la zone de transition entre TA6V solide et le bain fondu, où s'accumulent les phases intermétalliques. La modèle de diffusion dans l'interface hétérogène TA6V-zone riche en cuivre à la base de champ thermique local issue d'un modèle macrographique a donné une première idée de la stabilité de la jonction en fonction de l'épaisseur de la couche des intermétalliques.

# Chapitre 1. Etude bibliographique

## 1.1.Introduction

L'assemblage de métaux différents a été le sujet de plusieurs investigations du fait de son haut potentiel technique et économique. Les matériaux à assembler peuvent avoir des températures de fusion, des conductivités thermiques et des coefficients de dilatation thermiques très différents. En conséquence, les cordons peuvent se rompre pendant la solidification du bain fondu ou même pendant le service. La compatibilité métallurgique doit aussi être prise en compte pour prévenir la formation des phases intermétalliques fragiles. La règle générale à respecter pour l'assemblage hétérogène est d'obtenir une soudure au moins aussi résistante que le matériau le moins résistant des deux.

Le problème de l'assemblage des matériaux métalliques de natures différentes est toujours d'actualité et il ne peut pas toujours être résolu par l'utilisation des techniques de soudage habituelles comme le soudage à l'arc, MIG, TIG etc. Par contre, les procédés comme le soudage par faisceau laser [1,2], par faisceau d'électrons [3] et les techniques d'assemblage à l'état solide (assemblage par diffusion, soudage par explosion, soudage par friction, etc.) peuvent permettre d'aborder différemment les problèmes de soudabilité. La distribution des publications consacrées aux différentes techniques d'assemblage hétérogène est présentée ci-dessous (Figure 1-1).

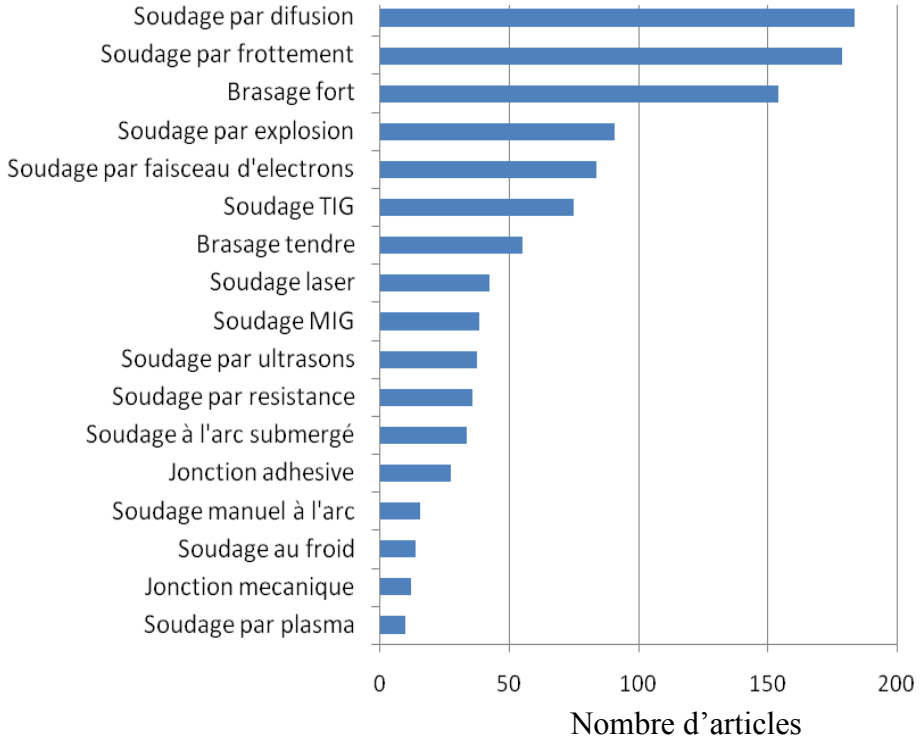



Figure 1-1. Statistiques des publications dans le domaine de l'assemblage hétérogène (Methadex Database 1985-1994).

Dans le cas du soudage par faisceaux de haute énergie, les densités d'énergie élevées peuvent faire fondre simultanément les matériaux ayant des températures de fusion très différentes et stabiliser des structures hors équilibre. Les autres avantages de l'utilisation de l'assemblage par faisceaux de haute énergie sont : une vitesse de travail élevée, une localisation précise de la soudure ainsi que des déformations faibles de l'assemblage et une certaine latitude sur la géométrie des joints.

La spécificité du processus de soudage par faisceaux de haute énergie inclut plusieurs phénomènes. Notre attention s'est portée sur les plus importantes : la propagation du champ thermique, les effets du mélange de la matière dans le liquide et la formation des phases.

## 1.2. Les sources de chaleur de haute énergie : la phénoménologie et l'application pour l'assemblage hétérogène.

### 1.2.1. Le laser Nd:YAG

Le laser Nd:YAG est l'un des lasers les plus importants dans les applications industrielles et scientifiques. L'émission de lumière se situe à 1,06 µm à température ambiante. Les lasers Nd:YAG peuvent fonctionner en mode pulsé ou continu.

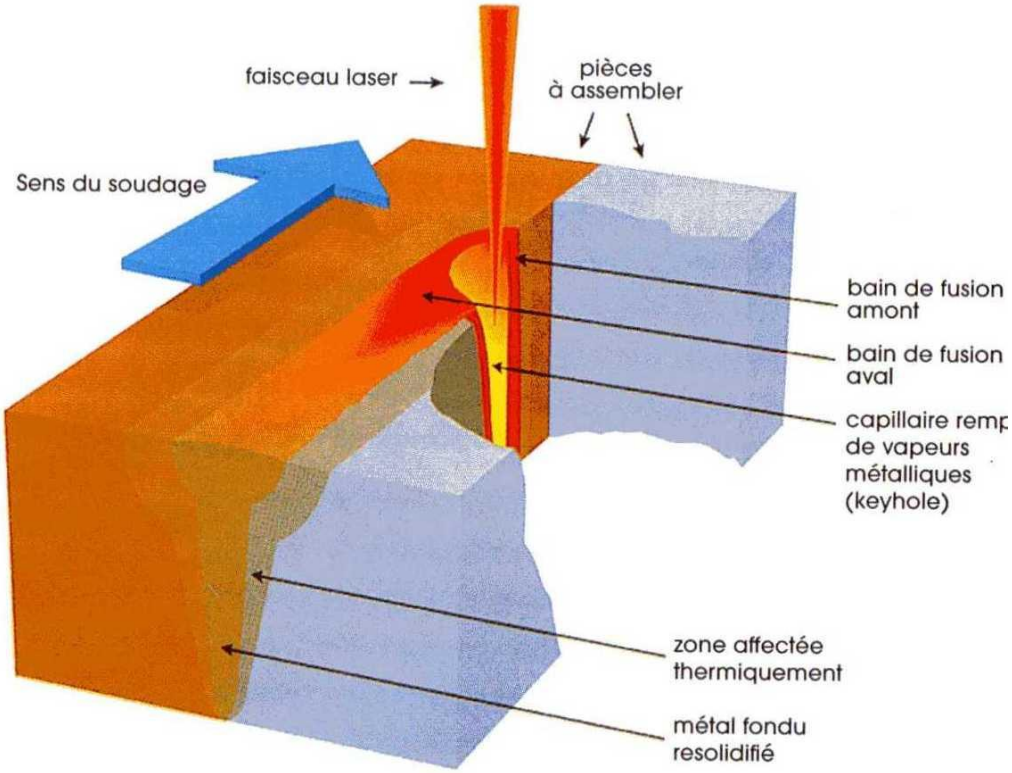



Figure 1-2 : Schéma de soudage laser continu en mode keyhole

Le soudage exige de fortes densités d'énergie. Pour des puissances suffisamment élevées ($10^5$-$10^6$ W/cm$^2$), un capillaire rempli de vapeurs métalliques apparaît dans le matériau (Figure 1-2). Les parois du capillaire sont formées de métal liquide en fusion. Le bain de fusion, ainsi créé et entretenu, est déplacé entre les pièces à assembler et le métal se solidifie après le passage du faisceau, assurant l'assemblage des pièces. Ce phénomène valable avec un faisceau continu est sensiblement différent avec un faisceau pulsé. En effet, dans ce cas, le cordon est réalisé par une succession de points se recouvrant partiellement.

Les paramètres principaux en soudage laser continu sont : puissance, diamètre du faisceau, focalisation et vitesse de soudage. En soudage pulsé, de nouveaux paramètres s'ajoutent, comme la durée d'impulsion, la fréquence des impulsions et la puissance crête de l'impulsion. Dans ce cas, le temps d'interaction laser-matière est beaucoup plus court, ce qui est parfois avantageux pour résoudre des problèmes métallurgiques (limiter la diffusion sur les interfaces hétérogènes, stabiliser des phases hors équilibres, ...)

L'efficacité de l'utilisation de sources laser pour le soudage des métaux est limitée par le coefficient de réflexion, qui est compris entre 0,6 et 0,95 selon la nature des métaux (Figure 1-3).

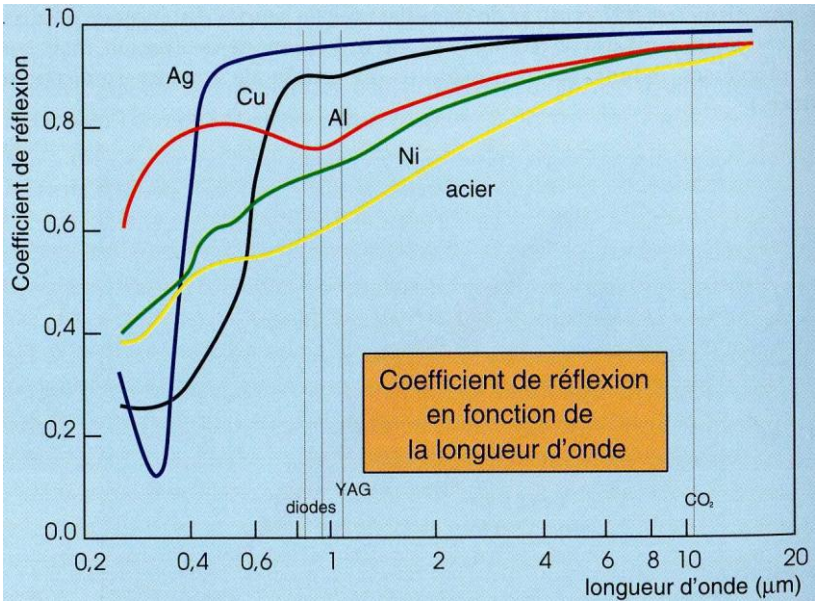



Figure 1-3. Coefficients de réflexion des différents matériaux métalliques en fonction de la longueur d'onde (à température ambiante).

Pour minimiser l'oxydation des métaux à hautes températures, différents moyens de protection par gaz inerte (Ar, He, $CO_2$) sont utilisés. Dans la plupart des cas, la protection se limite à l'introduction de buses coaxiales à la tête du laser. En cas de soudage du Ti qui s'oxyde très facilement au-dessus 800°C, il faut utiliser des moyens de protection plus sophistiqués (Figure 1-4) qui protègent la soudure au cours de son refroidissement.

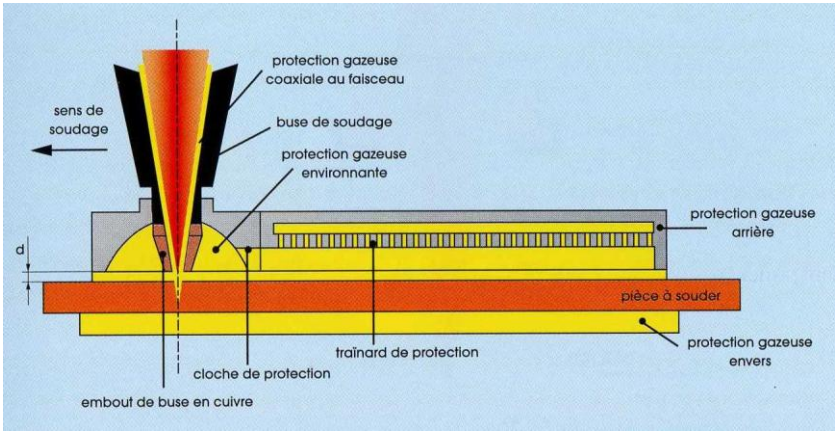



Figure 1-4 . Trainard de protection gazeuse.

L'échauffement par laser peut être présenté comme une source de chaleur complexe contenant la partie surfacique (la distribution gaussienne de l'énergie du faisceau à la surface de la pièce) et la partie volumique (le capillaire). La visualisation du capillaire lors du processus est difficile même si des solutions se développent actuellement. La radioscopie X est envisageable, mais permet seulement d'avoir une idée de la géométrie du capillaire.

Xiangzhong et al. [4] ont visualisé dans le verre GG17 Pyrex (Figure 1-5), le profil du capillaire ayant une forme asymétrique avec une partie inférieure inclinée en arrière qui dépend de l'énergie apportée et de la vitesse de soudage. Les auteurs attribuent cette asymétrie aux phénomènes de réflexions multiples du faisceau à l'intérieur du capillaire et proposent un modèle analytique de l'absorption de Fresnel dans un capillaire incliné.

Les expériences de Fabbro et al. [5] associés avec des modèles analytiques de la géométrie du capillaire, démontrent qu'en cas de soudage débouchant, le capillaire s'élargit dans le bas de la soudure à cause du piégeage du faisceau laser (Figure 1-6).

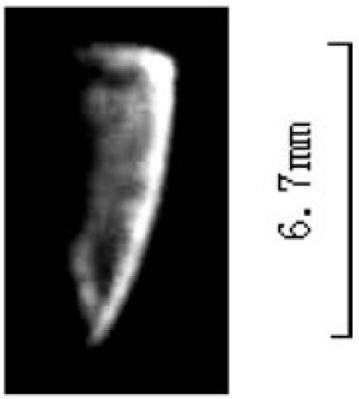



Figure 1-5. Profil du capillaire dans un verre Pyrex (plan de soudage).

La forme d'un capillaire peut être considérée comme la résultante de l'équilibre des pressions, parmi lesquelles certaines tendent à le maintenir ouvert et d'autres tendent à le refermer :

$$P_r+P_s+P_p = 0, \quad (1\text{-}1)$$

où $P_r$ est la pression de recul, $P_s$ la tension superficielle et $P_p$ l'ensemble des pressions hydrostatiques et hydrodynamiques.

Les avantages essentiels de l'utilisation du laser Nd:YAG pour l'assemblage hétérogène sont : la rapidité du cycle de soudage qui permet d'éviter certains problèmes métallurgiques comme l'apparition de phases fragiles ayant une cinétique de formation lente, la grande précision du procédé et la liberté relative de la géométrie d'assemblage. L'un des inconvénients est la faible absorption du rayonnement par les matériaux métalliques, surtout dans le cas des matériaux réflecteurs comme le cuivre, l'argent [6].

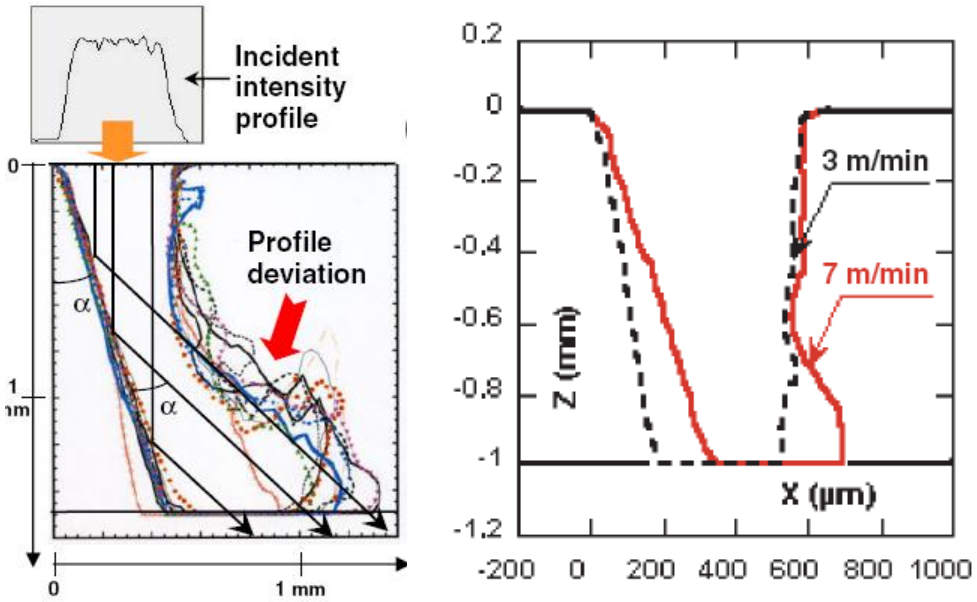



Figure 1-6. Profils analytiques du capillaire en cas de soudage débouchant (Fabbro).

### 1.2.2. Le faisceau d'électrons

Le principe du soudage par faisceau d'électrons est d'utiliser l'énergie cinétique des électrons comme source de chaleur pour fondre les métaux à assembler. La machine à souder par bombardement électronique est composée d'un canon d'électrons de type diode ou triode, d'un système de focalisation et de la partie de positionnement de la pièce, sous vide (<$10^{-3}$ Torr) (Figure

1-7). Le faisceau d'électrons peut être concentré jusqu'à un diamètre de 0,3 à 0,8mm, avec une densité de puissance de $10^6$ W/cm$^2$, ce qui rend possible la réalisation de soudures très profondes (jusqu'à 300 mm) et étroites. L'efficacité de la conversion de l'énergie lors de l'interaction faisceau-métal est très importante : 80-95 %.

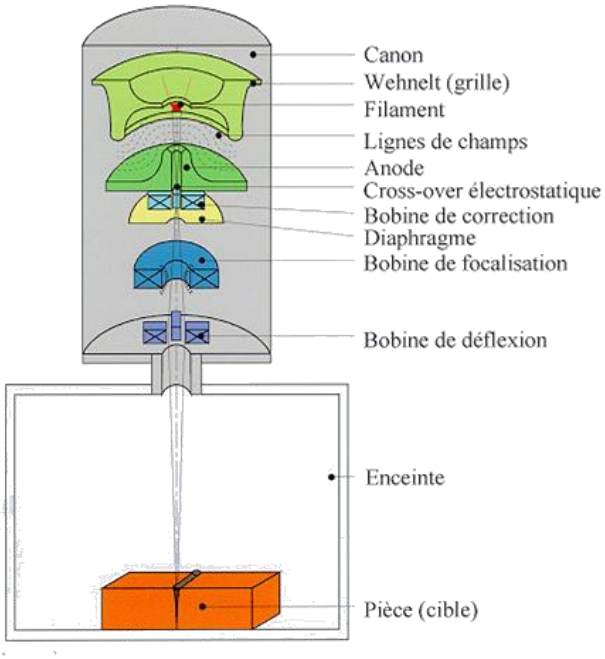



Figure 1-7. Schéma d'une machine à souder par faisceau d'électrons.

Les paramètres principaux du soudage par faisceau d'électrons sont : la puissance du faisceau, la tension d'accélération et la vitesse de soudage.

La puissance du faisceau d'électrons est le produit de la tension d'accélération par le courant du faisceau. Pour une vitesse de soudage donnée, la pénétration du faisceau est proportionnelle à la puissance appliquée. La tension d'accélération est le paramètre qui conditionne la facilité avec laquelle le faisceau d'électrons peut se concentrer. L'augmentation de la tension d'accélération présente les avantages suivants :

- réduction du courant électronique pour une puissance donnée, d'où une diminution de la charge négative du faisceau, donc d'une diminution de la répulsion des électrons entre eux et une meilleure focalisation, surtout à grande distance de tir ;
- plus grande vitesse des électrons d'où un effet de répulsion réduit ;
- réduction de l'effet de dispersion des électrons dû à leurs agitations thermiques.

La vitesse de soudage est un paramètre qui doit être avant tout, choisi en fonction de considérations métallurgiques. Elle est d'une importance capitale pour la qualité du cordon de soudure.

L'interaction entre le faisceau d'électrons et la matière est généralement décrite d'un point de vue global [7, 8]. Une très grande densité d'énergie présente dans le faisceau permet la création d'un capillaire rempli par le plasma et la vapeur et entouré par la matière fondue comme pour le laser. Le capillaire créé par le faisceau d'électrons a une forme droite, fine et étroite, ce qui permet de le considérer comme une source de chaleur cylindrique.

La position et la forme d'un capillaire peuvent être perturbées par des champs magnétiques qui apparaissent pendant le soudage dans les cas suivants :

- soudage de matériaux ferromagnétiques,
- apparition de champs magnétiques résiduels dans le montage de la machine à souder,
- soudage de matériaux hétérogènes qui produisent un effet de thermocouple.

Dans les deux premiers cas, les déviations du faisceau peuvent être supprimées par l'application de bobines à démagnétisation. Dans le cas du soudage de matériaux hétérogènes, les pièces à assembler peuvent être protégées par un écran ferromagnétique.

La déflection du faisceau par rapport au plan du joint est liée au phénomène d'interaction du faisceau avec le courant thermoélectrique présent dans l'assemblage hétérogène découvert par O.K. Nazarenko [9]. Pendant le déplacement du faisceau (Figure 1-8), un courant thermoélectrique apparaît entre des jonctions froides (devant le faisceau) et chaudes (derrière le faisceau) et génère un champ magnétique qui fait à son tour dévier le faisceau.

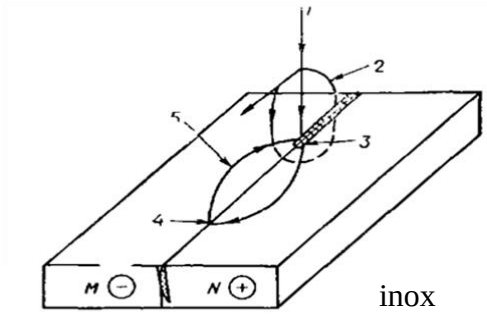



Figure 1-8. Schéma de déflection du faisceau d'électrons par des champs magnétiques en cas de soudage hétérogène : 1 – le faisceau d'électrons ; 2 – le champ magnétique ; 3 – la jonction chaude ; 4 – la jonction froide ; 5 – le courant thermoélectrique.

Le champ magnétique provoqué par des courants thermoélectriques a été enregistré au cours de soudage hétérogène [10]. Il a été déterminé que l'angle de déflection du faisceau est proportionnel à la valeur du potentiel thermoélectrique d'une jonction hétérogène et inversement proportionnel à la tension d'accélération du faisceau :

$$\theta \sim \Delta V \cdot U_{acc}^{-1/2} \qquad (1\text{-}2)$$

La déviation se produit toujours du côté du matériau chargé positivement. La plus importante déviation se passe pendant le soudage du cuivre avec le nickel, dont le potentiel thermoélectrique est égal à 22 mV.

La raison de l'effet barrière sur l'apparition de la déflection reste inconnue [11]. L'effet est toujours absent sous la condition de $\Delta V_{800°C} < 5{,}5$ mV et se manifeste toujours quand $\Delta V_{800°C} > 5{,}8$ mV. Dans le cas de l'assemblage inox-cuivre, $\Delta V_{800°C}$ est égal à 5,6 mV, ce qui est une valeur intermédiaire. L'effet peut se manifester ou disparaître en fonction des conditions de soudage et il ne doit pas être très prononcé.

Le trajet du faisceau dévié présente une courbure dont le rayon dépend de la tension d'accélération des électrons $U_{acc}$ et de la valeur d'induction magnétique B dans les pièces [12] :

$$R_c = 3{,}37 \cdot U_{acc}^{1/2}/B. \qquad (1\text{-}3)$$

Par exemple, pour le couple cuivre-béryllium ($\Delta V_{800°C}$ =20 mV), le rayon de courbure est de 56 mm avec une induction magnétique mesurée à 150 gauss [13].

L'étude de la modélisation analytique de la déflection du faisceau lors du soudage cuivre-nickel a été réalisée par Wei et Lii [14]. Ils ont démontré que la déviation du faisceau est prévisible. Ce phénomène initialement gênant peut être alors utilisé comme moyen de contrôle de la composition du bain fondu hétérogène, avec des conditions bien maîtrisées et pour des couples de matériaux hétérogènes dont les $\Delta V_{800°C}$ sont modérés.

On trouve de nombreux exemples d'utilisations de faisceau d'électrons pour des assemblages hétérogènes [3], grâce à un bon couplage énergétique et à la précision, ainsi que la rapidité de cycle de soudage. Parmi les inconvénients de ce procédé, on peut mentionner la limitation de la géométrie d'assemblage par les paramètres de la chambre à vide et la problématique de la déflection du faisceau.

## 1.3.Les phénomènes hydrodynamiques associés au soudage

La morphologie du bain fondu est déterminée par l'apport de chaleur, par la conduction et la convection. Cet apport dépend de la nature du matériau et des conditions particulières de soudage. En soudage par sources de haute énergie, les phénomènes hydrodynamiques peuvent significativement modifier la forme du bain et sa composition, ce qui est d'une importance cruciale en assemblage hétérogène.

Parmi les nombreux phénomènes hydrodynamiques qui se produisent pendant le soudage, certains sont considérés comme les plus importants : l'écoulement de la matière fondue dans la direction opposée à la direction de soudage, la convection thermocapillaire (effet Marangoni), la convection naturelle et la convection provoquée par la force de Lorentz (pour le soudage par faisceau d'électrons).

### 1.3.1. Les différents régimes d'écoulement dans un bain fondu

Le régime d'écoulement peut être estimé grâce au nombre adimensionnel de Reynolds :

$$R_e = U \cdot W / \nu, \qquad (1\text{-}4)$$

où U est la vitesse d'écoulement, W la largeur du bain fondu et ν la viscosité cinématique du matériau.

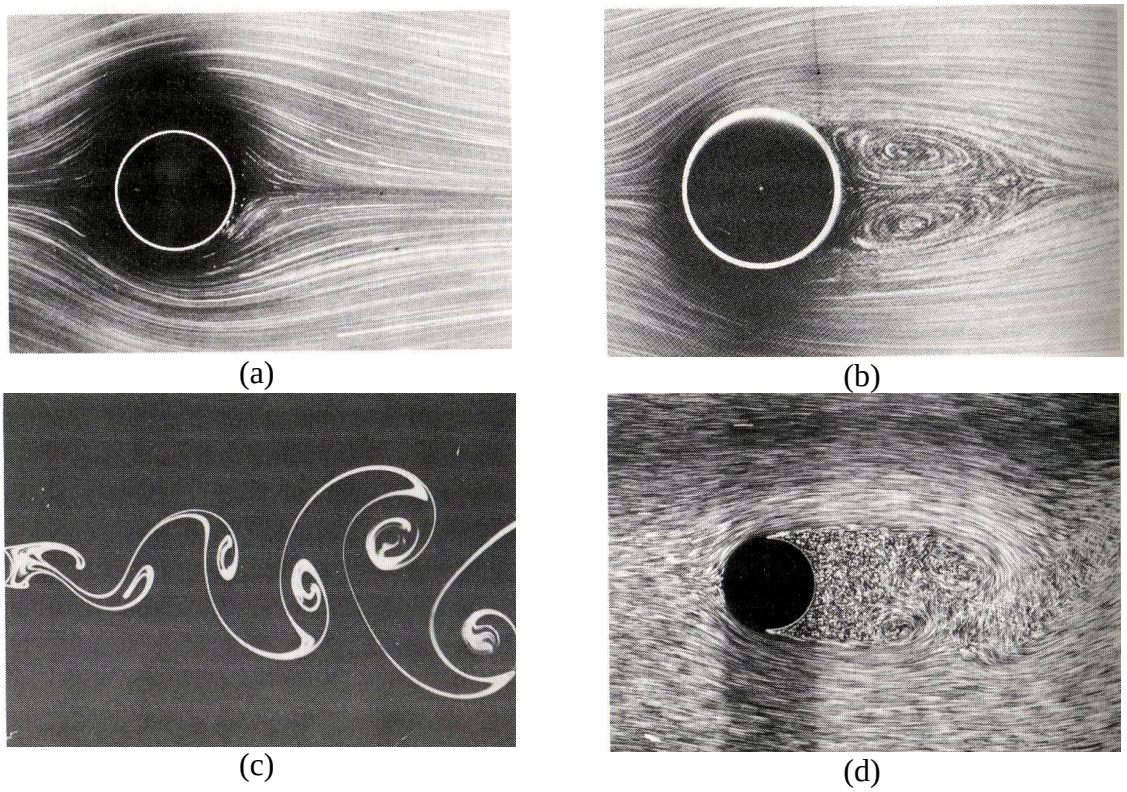



Figure 1-9. Visualisation des écoulements derrière un cylindre avec différents nombres de Reynolds: a) Re = 0,16 ; b) Re = 26 ; c) Re = 200 ; d) Re = 10000 [15].

On distingue les régimes d'écoulement suivants [15] :

- A faible vitesse ($R_e$<<1), l'écoulement est laminaire et parfaitement symétrique entre l'amont et l'aval du cylindre (Figure 1-9a),
- Pour une valeur de $R_e$ typiquement supérieure à l'unité, on observe deux tourbillons contrarotatifs en aval du cylindre (écoulement de recirculation) (Figure 1-9b),
- Pour une valeur critique de Re de l'ordre de 47, l'écoulement cesse d'être stationnaire et la vitesse du fluide dépend explicitement du temps : des tourbillons sont émis périodiquement

en aval de l'écoulement (Figure 1-9c). Ils forment une double rangée de tourbillons appelée "allée de Bernard-Von Karman". La fréquence d'émission des tourbillons est caractérisée par le nombre de Strouhal : S = f.W/U, où f est approximativement constant et de l'ordre de l'unité, U est la vitesse d'écoulement et W la largeur du bain fondu.

- Pour des écoulements avec un nombre de Reynolds très grand, des mouvements turbulents incohérents apparaissent (Figure 1-9d).

Les régimes d'écoulement dans les bains fondus pour le soudage hétérogène peuvent conduire à la formation de structures répétitives de matériaux non miscibles ou partiellement miscibles [16]. Ce phénomène est connu sous le nom de "structures périodiques de solidification" (Figure 1-10).

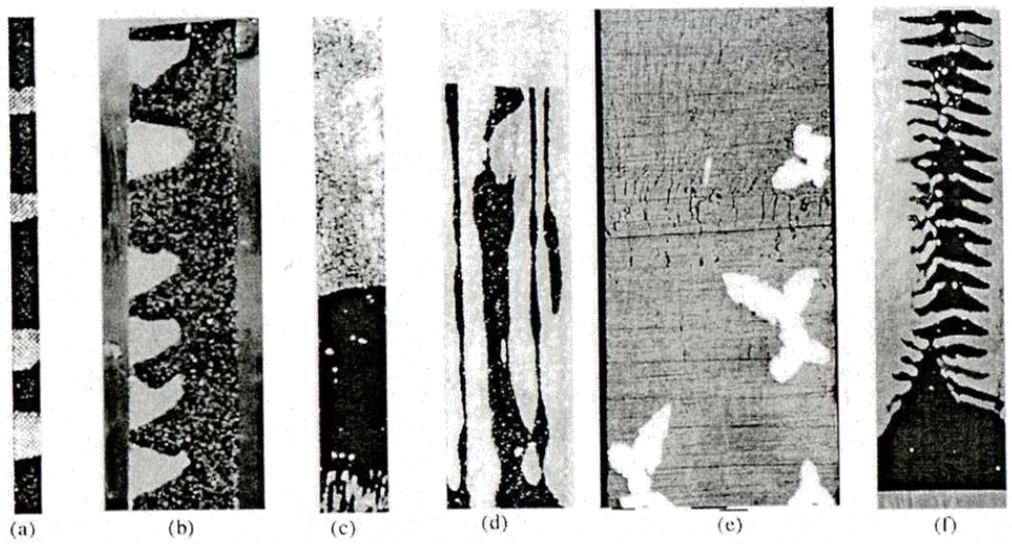



Figure 1-10. Microstructures contrôlées par des écoulements dans les alliages péritectiques : a) deux bandes de deux phases ; b) bandes partielles ou des ilots d'une phase dans la matrice d'une autre ; c) transition phases primaires - péritectiques; d) croissance simultanée des deux phases avec interface solide/liquide plane ; e) phases dispersées à cause de la nucléation devant l'interface ; f) structures continues oscillatoires d'une phase primaire entourées par une phase péritectique.

Les auteurs [12] établissent la dépendance linéaire d'un pas d'une telle structure à la vitesse de soudage. L'augmentation d'un pas est limitée par l'apparition d'un phénomène de "pompage du bain" quand la largeur du cordon n'est plus stable, observé à des vitesses de soudage élevées.

En soudage laser, les régimes d'écoulement reportés par les différents auteurs sont loin d'être laminaires. Par exemple, un modèle 3D proposé par Koch and Leitz [17], montre de forts mouvements de recirculation (Figure 1-11) dans un plan x-y et des tourbillons turbulents à l'arrière du bain pour des conditions typiques de soudage (acier inoxydable soudé avec les paramètres 3,5 kW ; 0,1 m/min).

L'importance des mouvements turbulents dans le cas du soudage laser a été mentionnée par de nombreux auteurs. Les études de Kim [18] démontrent que la turbulence peut être l'un des facteurs provoquant la porosité des soudures. Chakraborty [19] reporte la bonne correspondance entre la distribution des composants dans le cas du soudage cuivre-nickel et les résultats d'un modèle numérique qui inclut des simulations de mouvements turbulents. D'un autre côté, le modèle laminaire des mouvements dans le bain fondu, proposé par Wang [20], montre une très bonne correspondance au niveau du profil du bain, ce qui signifie que les mouvements turbulents n'ont pas une grande importance.

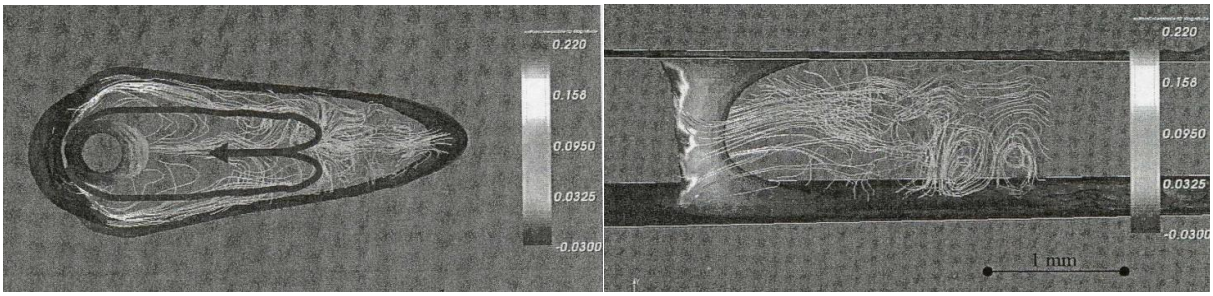


Figure 1-11. Les mouvements de fluide dans une modèle 3D de Koch et Leitz.

Pour le soudage par faisceau d'électrons, le régime d'écoulement s'approche du modèle laminaire et peut aussi se trouver dans le domaine des ondes sinusoïdales [8]. La longueur des ondes peut être estimée par [21] :

$$\lambda = \frac{2 \cdot \pi}{V_v} \cdot \sqrt{\frac{\sigma \cdot R}{2 \cdot \rho_v}} \tag{1-5}$$

où R est le rayon du faisceau, $\rho_v$ la densité de la vapeur dans un capillaire, $V_v$ la vitesse de la vapeur sortant d'un capillaire.

### 1.3.2. L'effet Marangoni

La convection thermocapillaire dit "effet Marangoni", est un phénomène provoqué par le gradient de la tension superficielle en fonction de la température :

$$\sigma(T) = \sigma_0 + \gamma_M \cdot (T - T_0)$$
$$\gamma_M = -\left.\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right|_{T=T_f} \tag{1-6}$$

avec $\sigma_0$ la tension superficielle au point de fusion du matériau.

La tension superficielle est la force de cohésion qui tend à minimiser la surface du liquide. Le mouvement de surface que cette force implique, est communiqué à l'intérieur du fluide par l'intermédiaire de la viscosité de cisaillement. La tension superficielle est dans ce cas, le moteur du mouvement de convection car la tension superficielle varie avec la température. Dans le cas axisymétrique, la condition limite sera :

$$-\eta \frac{\partial u}{\partial z} = \gamma_M \frac{\partial T}{\partial r} \tag{1-7}$$

La convection thermocapillaire a pour effet d'homogénéiser la température et la composition du bain liquide. Le coefficient γ pour la plupart des métaux purs est négatif. Dans ce cas, le liquide se déplace en surface, du milieu vers la périphérie du bain liquide (Figure 1-12a), ce qui provoque la formation de zones fondues larges et peu profondes. Heiple et al. [22,23,24] ont trouvé que la présence d'agents tensio-actifs (comme S, O, Te) même dans de petites quantités peut changer le coefficient γ de négatif vers positif, ce qui change le sens de convection et conduit à la formation de bains fondus profonds et plus étroits (Figure 1-12, b).

Pour estimer la vitesse de convection, Marangoni, DebRoy et al. proposent la formule suivante [25] :

$$U^{3/2} = \frac{(T_{\max} - T_f) \cdot \gamma_M}{0{,}664 \cdot (\rho \cdot \eta \cdot W)^{1/2}}, \tag{1-8}$$

où W est la largeur du bain fondu.

La convection Marangoni peut créer des mouvements importants malgré la haute densité des métaux liquides : la vitesse maximale à la surface du bain liquide peut aller jusqu'à quelques mètres par seconde [26].

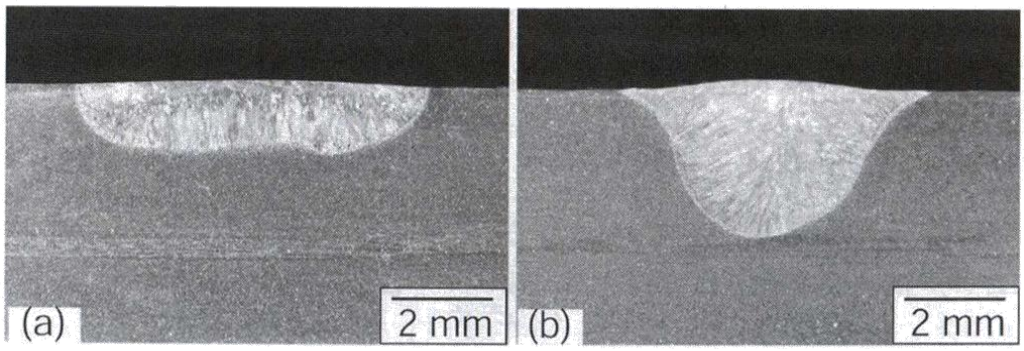



Figure 1-12. Macrographies de zones fondues par laser Nd:YAG dans l'acier inoxydable 304 contenant a) 40 ppm S ; b) 140 ppm S [27].

En soudage par faisceau d'électrons, la convection Marangoni n'est pas observable si l'on travaille en mode capillaire, alors qu'en soudage laser, cet effet est parfois très prononcé. Ceci peut être expliqué par les deux faits suivants.

Selon [28], le champ des vitesses dû à l'effet thermocapillaire est proportionnel à la relation entre une couche liquide $L^l$ et le diamètre du capillaire de la vapeur (estimé comme 2R, où R : rayon du faisceau):

$$U \sim \frac{\gamma_M \cdot (T_{\max} - T_f)}{\eta} \cdot \frac{L^l}{2 \cdot R}, \tag{1-9}$$

En soudage par faisceau d'électrons, le grand apport énergétique conduit à la formation d'une couche liquide de métal fondu $L^l$ fine, souvent lié au caractère nonstationnaire de la fusion (voir p. 164, 208). Le rapport $\frac{L^l}{2 \cdot R}$ <1, correspondant au mode capillaire, résulte en une faible convection Marangoni. Par contre, en cas de couche de liquide importante, comme, par exemple, lors de la fusion superficielle par faisceau d'électrons délocalisé, l'effet Marangoni est bien observable [29].

En soudage laser, l'élargissement de la couche de liquide dans la partie supérieure de la soudure peut être lié à la présence du panache de la vapeur métallique.

### 1.3.3. La convection naturelle

La convection naturelle est provoquée par l'effet thermogravitaire dû à la variation de la densité du fluide avec la température (poussée d'Archimède). Comme la source de chaleur est située au centre du bain fondu (Figure 1-13a), la densité au centre du bain (a) est plus faible qu'à la périphérie (b), ce qui crée des mouvements en surface du centre vers la périphérie du bain (Figure 1-13b).

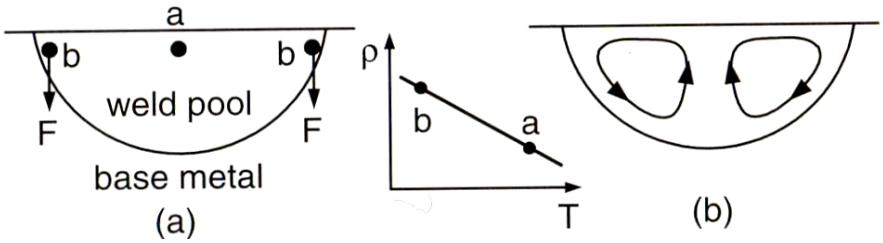



Figure 1-13. Convection naturelle dans le bain fondu.

Pour calculer la force d'Archimède, l'approximation de Boussinesq peut être utilisée :

$$\overrightarrow{F_A} = -g \cdot \rho \cdot \beta \cdot (T - T_f), \tag{1-10}$$

où β est le coefficient d'expansion thermique.

Pour estimer l'ordre de grandeur des mouvements provoqués par la convection naturelle, Oreper et al. [30] proposent la formule suivante :

$$U = \sqrt{g \cdot \beta \cdot H \cdot (T_v - T_f)}, \tag{1-11}$$

où H est la pénétration du soudage.

Les champs de vitesse générés par la convection naturelle sont environ 1000 fois plus faibles qu'en convection thermocapillaire (quelques mm/s selon [26]). Tsai et Kou ont calculé la convection naturelle dans le bain fondu d'alliage d'aluminium [31]. Le maximum de la vitesse se situe au centre du bain parallèlement à l'axe du faisceau et est égal à 2 cm/s.

En soudage hétérogène, la présence de deux métaux qui ne sont pas complètement miscibles et dont la densité est différente, peut générer une convection naturelle plus importante qui conduit à l'accumulation du métal le plus léger, ainsi que des phases intermétalliques plus légères, en haut du bain fondu [32].

### 1.3.4. La convection provoquée par la force de Lorentz

La force électromagnétique (force de Lorentz) en soudage est causée par un champ électrique et un champ magnétique induits dans la pièce métallique avec une source de nature électrique (soudage à l'arc, faisceau d'électrons, etc). Les mouvements provoqués par la force de Lorentz sont peu importants. Par exemple, selon Zang [33], la vitesse maximale générée par la force de Lorentz pendant le soudage d'acier inoxydable à l'arc est seulement de 218 mm/s.

En conclusion, on peut dire qu'en soudage de matériaux hétérogènes, le régime d'écoulement et l'effet Marangoni ont l'effet le plus important sur la morphologie du bain fondu.

## 1.4. Modélisation du soudage par faisceaux d'haute énergie

### 1.4.1. Le développement des modèles thermiques

En 1946, Rosenthal [34] a développé une théorie sur le calcul de la répartition thermique dans la pièce pendant le soudage, basée sur les points suivants :

- flux de chaleur stationnaire ;
- source de chaleur ponctuelle ;
- chaleur latente de fusion négligée ;
- propriétés thermiques constantes ;
- absence de perte de chaleur ;
- absence de convection dans le bain fondu ;
- pièce infinie (2D) et semi-infinie (3D).

Il a obtenu les équations suivantes pour les cas 2D (tôles minces) et 3D :

$$\frac{2\pi(T - T_0)kg}{Q} = \exp(\frac{Vx}{2\alpha})K_0(\frac{V_r}{2\alpha}),$$

$$\frac{2\pi(T - T_0)kR}{Q} = \exp(\frac{-V(R - x)}{2\alpha}) \tag{1-12}$$

où T est la température, $T_0$ la température ambiante, k la conductivité thermique, g l'épaisseur de la pièce, Q la chaleur transférée, V la vitesse de déplacement, $\alpha$ la diffusivité thermique du matériau, $K_0$ la fonction de Bessel de deuxième ordre, r la distance radiale $(x^2+y^2)^{1/2}$ pour le 2D, et R la distance radiale du point d'origine $(x^2+y^2+z^2)^{1/2}$ pour le 3D. Les résultats des calculs peuvent être convertis aux coordonnées temps-distance ou en cycles thermiques. Le point d'origine dans ce

modèle a une température infinie. Malgré ses limitations, le modèle a été largement utilisé dans le domaine du soudage.

En 1973, Swift-Hook et Gick [35] ont appliqué cette méthode de résolution mathématique au soudage laser des tôles minces. L'hypothèse avancée est une répartition homogène de la puissance laser le long de la ligne constituant la source de chaleur et simulant le capillaire. Leur étude a permis de dégager une relation entre la puissance absorbée, la largeur du cordon de soudure et la pénétration de la soudure. Ils ont obtenu une bonne correspondance entre la théorie et la pratique.

En 1977, la modélisation du soudage laser de tôles épaisses a été abordée. En faisant les hypothèses d'un capillaire de profondeur limitée et d'une répartition homogène de la puissance laser sur cette profondeur, Cline et Anthony [36] ont développé un modèle source ligne permettant de calculer le gradient vertical de température. Pour le calcul de la répartition thermique, ils ont utilisé une répartition gaussienne de la puissance laser en surface et considéré un système d'images virtuelles simulant l'absence de flux de chaleur à travers cette surface. Un capillaire de taille finie a été considéré. La validation de leur modèle a été réalisée par comparaison des profondeurs des zones fondues expérimentales à celles calculées. Une bonne correspondance est observée pour les pénétrations inférieures à 1 mm. Au-delà, les hypothèses sont trop simplificatrices pour reproduire la réalité (en particulier le fait de considérer une répartition homogène de la puissance en fonction de la profondeur).

Un modèle plus réaliste a été mis au point par Mazumder et Steen en 1980 [37]. Ils ont pris en compte une source cylindrique et une répartition spatiale de l'énergie gaussienne. Mais l'originalité réside surtout dans le fait qu'ils ont imposé une hypothèse supplémentaire : ils ont considéré que l'énergie laser pénétrant dans le capillaire est absorbée selon la loi de type Beer-Lambert :

$$P = P_0 \cdot \exp(-b \cdot l), \qquad (1\text{-}13)$$

où $P_0$ - puissance initiale, l - la pénétration dans le matériau, b - le coefficient d'extinction.

Une variation du coefficient d'absorption a induit une modification de la forme des isothermes et permis de s'approcher des résultats expérimentaux. Mais avec ce modèle, il est difficile de reproduire les zones fondues ayant des formes très caractéristiques en "tête de clou" obtenues par soudage laser. Ils ont pu obtenir une bonne correspondance dans la partie supérieure, très large, et dans la partie inférieure, très étroite.

Pour palier à ce problème, Steen et al. (1988) [38] eurent l'idée de combiner une source ligne et une source surfacique. La première correspondait à une absorption uniforme quelque soit la profondeur. La seconde simulait une zone où l'absorption serait plus importante. En faisant varier la position et l'intensité de ce point, ils ont pu obtenir, dans la partie supérieure de la soudure, des zones fondues calculées plus proches de la réalité.

Pour améliorer leur méthode, la même équipe en 1989 [39] eut l'idée de considérer plusieurs sources ponctuelles de différentes intensités et placées à différentes profondeurs. Ceci a permi une approche de la variation de l'absorption du faisceau à l'intérieur de capillaire. Les géométries des zones fondues ont pu ainsi être reproduites. Cette méthode très artificielle, montre l'intérêt de formuler l'absorption et donc de rechercher et de quantifier les processus physiques liés à son origine, en particulier l'influence de la plume.

Les coefficients d'absorption du laser ont été liés avec la résistance électrique du matériau et la longueur d'onde de la manière suivante [40] :

$$\eta(T) = 0.365 \cdot \left(\frac{\alpha}{\lambda}\right)^{1/2} - 0.0667 \cdot \left(\frac{\alpha}{\lambda}\right) + 0.006 \cdot \left(\frac{\alpha}{\lambda}\right)^{3/2}, \qquad (1\text{-}14)$$

où $\lambda$ est la longueur d'onde et $\alpha$ est la résistance électrique de matériau.

En utilisant cette équation, la valeur du coefficient d'absorption du faisceau laser Nd:YAG calculée est de 0,27 pour l'acier inoxydable austénitique.

L'équation de la source de chaleur gaussienne prenant en compte le coefficient d'extinction, a été proposée [41] :

$$Q(r) = \frac{4a_T P}{\pi(d/2)^2} \cdot \exp\left[\frac{2(x^2+y^2)}{(d/2)^2}\right] \cdot \exp(-a_T z) \quad (1\text{-}15)$$

où $a_T$ est le coefficient d'extinction ($m^{-1}$) et d est le diamètre du faisceau (m).

L'équation de la source de chaleur gaussienne qui permet de programmer le déplacement du faisceau, a été proposée [42]:

$$q(r) = \frac{3 \cdot P}{\pi r^2} \cdot \exp\left[-3\left(\frac{\Delta x - v_x t}{r}\right)^2\right] \cdot \exp\left[-3\left(\frac{\Delta z - v_z t}{r}\right)^2\right] \quad (1\text{-}16)$$

où P, r et v sont la puissance, le rayon du faisceau et la vitesse de soudage.

Goldak et al. [43] ont proposé la formulation d'une source de chaleur constituée de deux ellipses : l'une derrière l'autre. Les densités de puissance de la source de type Goldak peuvent être exprimées comme :

$$\begin{aligned} q_f(x,y,z) &= \frac{6\sqrt{3} f_f Q}{abc_f \pi\sqrt{\pi}} \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{x^2}{a^2}\right] \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{y^2}{b^2}\right] \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{z^2}{{c_f}^2}\right] \\ q_f(x,y,z) &= \frac{6\sqrt{3} f_r Q}{abc_r \pi\sqrt{\pi}} \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{x^2}{a^2}\right] \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{y^2}{b^2}\right] \cdot \exp\left[-3 \cdot \frac{z^2}{{c_r}^2}\right] \end{aligned} \quad (1\text{-}17)$$

où Q est la puissance, $f_f$ et $f_r$ sont les facteurs fractionnels de la chaleur distribuée, $f_f + f_r = 2$, et a, b et c sont les paramètres de la source de chaleur liés à la taille et à la forme des ellipses.

Il y a très peu de publications consacrées à la modélisation du soudage par faisceau d'électrons. Le soudage par faisceau d'électrons est possible grâce à la création du capillaire de vapeur, similaire à celui crée par laser. Le calcul analytique du transfert de chaleur est toujours basé sur la distribution gaussienne [44]. Le coefficient de transformation de l'énergie cinétique des électrons en énergie thermique est proche de 1. Il peut être estimé par les méthodes suivantes :

- Par la comparaison de la puissance théorique $P_0 = U_{acc} \cdot I$, où $U_{acc}$ est la tension d'accélération des électrons (V) et I le courant (A), et la puissance effective estimée comme étant le produit de la vitesse du soudage *v*, de la section transversale du bain fondu $F_w$ et de la chaleur spécifique du matériau, Cp [45] :

$$\eta_t = \frac{P_f}{P_0} = \frac{v \cdot F_w \cdot C_p}{P_0} \quad (1\text{-}18)$$

- Par la comparaison entre la température initiale de la pièce et de la température de saturation (la température uniforme de la pièce une minute après le passage du faisceau) [46] :

$$\eta_t = \frac{v \cdot C_p \cdot X \cdot Z \cdot (T_{sat} - T_0)}{V \cdot I}, \quad (1\text{-}19)$$

où $T_0$ est la température initiale et Z l'épaisseur de la pièce. L'efficacité calculée (0,8±0,1) est en bonne correspondance avec les résultats expérimentaux.

Le profil transversal des soudures indique un échauffement très local de la pièce et une absence de l'effet Marangoni.

De nombreux modèles analytiques 2D et 3D de soudage par faisceau d'électrons ont été développés dans la littérature. Dans les premières études consacrées à ce sujet, la source de chaleur était présentée sous forme ponctuelle ou linéaire [47]. Les études courantes sont concentrées plus spécifiquement sur les effets physiques [48, 49]. Couedel et al. [50] ont établi un modèle analytique 2D de transfert de la chaleur en utilisant la source thermique mobile et en considérant l'impact de la tache source et l'influence des limites sur le champ des températures. Nguyen et al. [51] ont proposé la solution analytique de la source thermique mobile constituée de doubles ellipsoïdes dans le corps semi-infini. Wei et Shian [52] ont proposé le modèle approximatif 3D du transfert thermique par conduction.

Le modèle du soudage par transparence 2D proposé par Dufrene [53] a permis de prévoir la température, les propriétés métallurgiques, la tension et la contrainte. Semak [54] a proposé le

modèle de capillaire qui prend en compte la chaleur latente et le changement des propriétés thermiques avec changement des phases. Heller [55] a développé le modèle 3D des éléments finis qui permet de prévoir la pénétration du faisceau, l'évolution de la microstructure et la zone affectée thermiquement. S. Roquette a développé une source gaussienne de soudage par faisceaux d'électrons et estimé les paramètres de la dissipation de l'énergie dans les phases gazeuse et liquide par la méthode de Levenberg–Marquardt [56].

Ferro et al. [57] ont proposé un modèle thermomécanique de soudage par faisceau d'électrons. Le modèle thermique est basé sur une source de chaleur complexe : la source sphérique qui représente l'échauffement de la partie supérieure de la soudure et la source conique qui représente la partie capillaire. La source sphérique $q_1 = q_0 f_1(x,y,z)$ où $f_1$ est la fonction FORTRAN des coordonnées spatiales implantée dans le code numérique et ayant la distribution de la puissance constante entre R=0 et $R=R_1$ (le rayon intérieur) et la diminution de la puissance linaire entre $R_1$ et $R_2$ (le rayon externe). La source conique $q_2 = q_0 f_1(x,y,z)$ contient la distribution de la puissance gaussienne :

$$q_2 = q_0 \exp(-r^2/r_0^2), \qquad (1\text{-}20)$$

où $q_0$ est le maximum de la puissance, $r^2=(x^2+y^2)$, $r_0 =R_e – (R_e-R_i)(z_e-z)(z_e-z_i)$, $f_2=exp(-r^2/r_0^2)$.

Les paramètres inconnus sont le maximum de la puissance et les distances qui caractérisent la distribution d'énergie et qui dépendent du rayon et de la puissance du faisceau et de la vitesse du soudage. Avec cette approche phénoménologique, ces paramètres doivent être considérés de telle façon que cela permet de prévoir les profils expérimentaux de la fusion. Les paramètres mécaniques ont été considérés comme dépendants de la température.

### 1.4.2. Le mouvement de la matière fondue

Dès 1976, Klemens [58] s'est intéressé à la manière dont la matière est transportée de l'avant vers l'arrière d'un capillaire considéré comme cylindrique. La matière est-elle vaporisée puis condensée après le passage du faisceau laser ou bien le métal fondu, en amont du faisceau laser, contourne-t-il le capillaire ?

A partir d'un calcul basé sur la continuité du flux de matière, il a obtenu une fraction de matière migrant sous la forme de vapeur, faible de l'ordre de 1 à 10 %. Dans le cas des aciers, pour un capillaire de rayon 1 mm et une vitesse de soudage de 0,03 m/s à pression ambiante, cette fraction est de 2 %. Le principal mode de transport de la matière s'effectue donc grâce à l'écoulement du métal liquide de l'avant vers l'arrière.

Cet écoulement influence nécessairement la géométrie du capillaire et donc la répartition thermique. En 1983, Dowden et al. [59] ont traité de manière théorique le cas d'un écoulement fluide à l'état stationnaire dans un bain fondu circulaire autour du capillaire circulaire. Ils ont obtenu une solution théorique pour des vitesses de soudage faibles et pour différentes formulations de la viscosité (constante ou variable). Leur analyse montre qu'une variation de la viscosité n'entraîne pas de modifications importantes de l'écoulement du liquide.

Cette même équipe, en 1985 [60], a proposé un modèle adapté à une forme plus générale du bain fondu. Il traite les non-linéarités de l'équation de Navier-Stokes et permet de simuler les écoulements pour toutes les vitesses de soudage.

Ils ont par la suite, complété leur modèle par une analyse thermique bidimensionnelle [61]. La température du capillaire cylindrique est fixée à la température de vaporisation et la zone fondue est délimitée par l'isotherme de fusion. Ce modèle a permis de construire des diagrammes représentant l'évolution du rayon du capillaire et de la largeur du cordon de soudure en fonction de la puissance absorbée par unité de longueur et de la vitesse de soudage.

Beck (1990) [62] a présenté un modèle complet incluant la condition d'incompressibilité du fluide, une équation de l'écoulement de la matière fondue (Navier-Stokes) et l'équation de la chaleur. La résolution est obtenue par une analyse par éléments finis et permet d'obtenir les lignes de courant, les iso-vitesses et les isothermes. Il a montré par une approximation analytique, que la vitesse du liquide sur les côtés du capillaire est supérieure à la vitesse de soudage. De plus, pour les vitesses de soudage élevées, on note la présence d'un flux liquide sur l'arrière du capillaire tendant

à allonger le bain fondu et pouvant justifier le phénomène de la formation d'une goutte de métal liquide bombée à l'arrière du bain liquide.

Chan et al. [63] ont créé un modèle 2D en utilisant les équations de Navier-Stokes et en prenant en compte le flux Marangoni dans le bain fondu. Ils ont considéré le matériau comme ayant une largeur finie mais une surface infinie, irradiée par une source rectangulaire avec une distribution constante de la puissance. Les équations du moment et de l'énergie ont été couplées et l'interface liquide/solide a été considérée comme une limite mobile dépendant du temps. Ils ont considéré qu'il n'y a pas de mouvement de liquide parallèle à l'axe du faisceau, que la tension de la surface dépend linéairement de la température, que les propriétés thermiques des phases solides et liquides ont été constantes, que l'effet de la chaleur latente a été négligé et que le bain fondu a été considéré dans un plan (x,y). Leur modèle a permis de calculer la forme du bain fondu et de prévoir que la vitesse de refroidissement en haut du bain est plus grande qu'en bas. Leurs calculs ont montré que le bain fondu fait cinq rotations avant de se refroidir. Le modèle ne prend pas en compte la turbulence interne.

Chande et Mazumder [64] ont créé un modèle 3D de soudage laser consistant en un capillaire où l'absorption de radiation était défini par la loi de Beer-Lambert. Ils ont trouvé que la croissance de la conductivité thermique a une influence importante sur la forme du bain fondu et que la diminution de la pénétration peut expliquer pourquoi les matériaux avec une grande conductivité thermique sont difficiles à fondre.

Lambrakos et al. [65] ont calculé la dépendance temporaire de la température et de la vitesse de la matière fondue pour le cas du soudage avec capillaire. La distribution de la puissance du faisceau a été représentée aux conditions limites dépendantes du temps. Le modèle inclut l'effet Marangoni et la force d'Archimède. Les équations de transfert du moment et de l'énergie couplées avec la condition temporelle à la limite représentent le capillaire et les limites mobiles. Les résultats démontrent que l'influence de l'agitation du fluide pendant le déplacement du capillaire sur la convection est beaucoup plus importante que la force thermocapillaire.

Kar et Mazunder [66] ont développé un modèle mathématique permettant de prévoir la pénétration et le diamètre du capillaire, la vitesse de la surface, la distribution de la température et le profil du bain fondu. Ils ont pris en compte la force thermocapillaire générée à l'interface liquide/vapeur et le bilan énergétique aux interfaces liquide/solide et liquide/vapeur. Ils ont conclu qu'avant la formation du capillaire, le champ de vitesse est important dans les directions radiales et azimutales mais qu'après la formation du capillaire, les directions radiales et axiales sont dominantes.

Drezet et al. [26] ont simulé l'effet Marangoni en 3D dans le cas du traitement superficiel d'alliages métalliques par laser en utilisant l'approche des éléments finis avec le logiciel Calcosoft. La condition de force $\tau = -\mu(dv/dn) = (d\gamma/dT)gradT$ a été appliquée à la surface d'irradiation. Ils ont trouvé que la convection de Marangoni crée des champs de vitesse 1000 fois plus importants (près de 1 m/s) que la convection naturelle ($10^4$ m/s).

He, Fuerschbach et al. [67] ont créé un modèle de transfert de chaleur et de mouvement du liquide pour le soudage laser par points. Ils ont également estimé l'influence des différentes forces sur le mouvement du liquide à partir des paramètres expérimentaux. Ils ont trouvé que la tension de surface produit un effet beaucoup plus important que la force d'Archimède.

Wang et al. [20] ont créé un modèle numérique de soudage laser avec un capillaire qui permet d'estimer l'effet de la pression sur la convection dans le bain fondu. Ils ont trouvé que la pression sur le mur frontal du capillaire et sur le mur à l'arrière est plus grande que la pression atmosphérique. La pression est plus importante sur le mur frontal et la différence de pression entre les murs conduit à un déplacement de métal fondu à l'arrière pendant le déplacement du faisceau et à la fermeture du capillaire. Ils n'ont pas mentionné l'influence de la turbulence sur le mouvement du liquide. Le ralentissement se passe dans la partie arrière du bain fondu.

En conclusion, nous pouvons dire que dans la plupart des travaux, les métaux fondus sont considérés comme des liquides newtoniens incompressibles dont l'écoulement est laminaire. Les écoulements principaux considérés dans le bain fondu sont :

- la convection thermocapillaire,
- l'écoulement derrière le capillaire,
- la force d'Archimède.

### 1.4.3. Le soudage de matériaux différents

Il y a très peu de publications consacrées à la modélisation d'assemblages hétérogènes.
Chung et Wei [68] ont appliqué la méthode du volume fini dans le cas du soudage hétérogène par laser et par faisceau d'électrons. Ils ont déterminé des champs de température et de vitesse en fonction de la tension superficielle. Ils ont utilisé un maillage qui se raffine dans la zone d'échauffement.
Phanicumar et al. [69] ont proposé le modèle de soudage du cuivre avec le nickel basé sur les méthodes de volume fini et des enthalpies, qui prenait en compte le changement des phases, la convection dans le bain fondu, la fusion et le mélange. Les propriétés des mélanges ont été estimées en utilisant la théorie approchée des mélanges. Les auteurs soulignent le développement asymétrique du bain fondu et la nécessité d'optimiser la position d'une source de chaleur afin d'obtenir un mélange efficace.
Dans ces deux premiers modèles l'écoulement est considéré comme laminaire.
Chakraborty et al. [19] ont créé le modèle de soudage laser cuivre-nickel en utilisant la méthode Reynolds Averages Navier Stokes, où la convection turbulente a été prise en compte (k-ε modèle [70]). Il a été observé que le transport de la matière fondue est très affecté par la turbulence : les gradients de vitesse, de température et de concentration sont plus petits dans le bain fondu turbulent que les valeurs pour le mouvement stationnaire. La distribution des éléments obtenue par le modèle turbulent était plus proche des résultats expérimentaux que le modèle de mouvement laminaire. Comme il s'agit de matériaux complètement miscibles, la règle d'additivité a été utilisée pour décrire la variation des propriétés physiques de la zone fondue.
Gnauk and al. [71] ont proposé le modèle du soudage laser du titane avec de l'aluminium basé sur la méthode des enthalpies (finite difference and generalized enthalpy method) qui permet de décrire la formation des phases intermétalliques dans le bain fondu.

Les méthodes de l'interface mobile (level set et champ des phases [72]) offrent une alternative attractive aux approches plus établies de la description de l'évolution des interfaces hétérogènes (écoulement multiphasique, déformation, mélange). Dörfler [73] a proposé le modèle de soudage dissimilaire par friction avec et sans matériau intermédiaire, créé avec le logiciel COMSOL Multiphysics. La méthode level set a été utilisée pour reproduire la formation de l'interface dissimilaire sous l'action de l'outil tournant.

## 1.5.Assemblage hétérogène cuivre-inox et TA6V-inox : état de l'art

Cette étude est consacrée aux deux couples d'assemblages présentant des problèmes métallurgiques différents : cuivre-inox et TA6V-inox. Le couple cuivre-inox pose des problèmes de fissuration intergranulaire et de miscibilité limitée des éléments chimiques principaux. Le couple TA6V-inox présente un problème majeur de fragilisation par des phases intermétalliques et d'oxydation à l'air. L'analyse des propriétés de ces systèmes métalliques, ainsi que des problèmes rencontrés dans les assemblages par d'autres techniques permet d'identifier des pistes d'optimisation des procédés de soudage.

### 1.5.1. Les méthodes d'assemblage cuivre-alliages de fer

Le problème le plus important dans l'assemblage du cuivre avec l'acier est la fissuration à chaud dans la zone affectée thermiquement, qui se produit du fait de la pénétration du cuivre fondu dans les joints de grains de l'inox. La mauvaise soudabilité du cuivre avec l'inox conduit au développement et à l'utilisation de méthodes sophistiquées d'assemblage. Aujourd'hui, les

méthodes les plus utilisées pour ce couple de matériaux sont l'assemblage à l'état solide : friction, explosion, diffusion ou pression isostatique à chaud. Au cours de ces dernières années, il existe quelques publications consacrées à l'assemblage du Cu avec les aciers par faisceaux de haute énergie.

L'analyse des données bibliographiques (Tableau 1-1) montre que la valeur de la résistance mécanique de ces assemblages se trouve entre les valeurs de résistance mécanique du cuivre recuit et du cuivre écroui (211-275 MPa) et dépend de l'échauffement du cuivre proche du cordon.

Les exceptions en soudage par explosion et par frottement peuvent être expliquées par l'absence de fusion. En soudage par friction, c'est un entrelacement mécanique du cuivre et de l'acier non fondus qui augmente la résistance mécanique [75]. En cas de soudage par explosion, l'interface entre les matériaux différents a l'aspect ondulatoire, sans aucune fusion ou diffusion. La stabilité du cordon est causée par collision des plaques pendant les explosions et est proportionnelle à la vitesse d'explosion et à la distance d'éloignement de l'explosion [76].

Tableau 1-1. Comparaison de la résistance mécanique des assemblages cuivre-inox.

| Méthode utilisé | Rm (MPa) | Référence |
|---|---|---|
| laser $CO_2$ | 230 | 74 |
| par friction | 420 | 75 |
| par explosion | 370 | 76 |
| diffusion | 105-245 | 77 |
| HIP (assemblage par pression isostatique à chaud) | 200 | 78 |

Au contraire, les méthodes basées sur l'échauffement prolongé de la pièce (diffusion) montrent une résistance mécanique basse. Pour l'assemblage par pression isostatique à chaud [78], la résistance mécanique du cordon est inférieure à celle des alliages de cuivre utilisées. La différence en résistance mécanique et le durcissement par déformation provoquent la localisation des contraintes côté cuivre près de l'interface. Par conséquent, la fracture se passe à l'interface. L'assemblage par diffusion [77] présente aussi l'effet Kirkendall qui conduit à la formation de microfissures et de microcavités dans les joints de grains de cuivre.

Seuls quelques chercheurs ont observé les assemblages cuivre-acier réalisés par faisceaux de haute énergie. Récemment, Mai et Spowage [79] ont étudié le soudage cuivre-acier à outils par laser pulsé Nd:YAG 350 W. Ils ont trouvé que la fissuration dans la zone affectée thermiquement côté acier est provoquée par la diffusion du cuivre dans les joints de grain. Pour éviter ce phénomène, ils ont réalisé un décalage du faisceau de 0,2 mm vers l'inox. Les résultats montrent une solubilité très limitée (>2%) du cuivre dans le liquide riche en inox, l'absence de microfissures à l'interface bain fondu-ZAT et la formation d'une structure dendritique avec présence de martensite dans la zone fondue. Le cuivre a formé des grains équiaxes et la dispersion du $Cu_2O$. La porosité excessive et la faible liaison des matériaux ont été observées par imagerie de rayons X. La distribution des contraintes résiduelles au travers de la soudure est très uniforme. La résolution des contraintes résiduelles par la technique d'analyse par rayons X a été insuffisante pour démontrer leur variation en fonction des paramètres de soudage. Les contraintes résiduelles les plus importantes étaient présentes dans le centre du bain fondu.

L'assemblage de l'acier AISI 304 avec le cuivre en utilisant le laser $CO_2$ a été réalisé par S. Gopinathan et al. [80]. Ils rapportent la grande influence du positionnement du faisceau par rapport au plan de joint sur la morphologie du bain fondu résultant. Ils notent le mélange important entre les deux matériaux et la formation de zones non miscibles. G. Li et C. Yao [74] ont réalisé l'assemblage de l'acier EE235A avec le cuivre en utilisant le laser $CO_2$. La résistance mécanique de leurs assemblages est de l'ordre de 200-230 MPa.

Wei et al. [81] ont étudié les premiers, l'assemblage cuivre-acier par faisceaux d'électrons en 2000. Ils ont observé une zone fondue homogène avec une composition chimique caractérisée par des variations graduelles des concentrations de fer et de cuivre. La différence de pénétration du capillaire dans le cuivre et dans l'acier est négligeable du fait d'un gradient thermiques important. Tosto et al. [82] ont effectué le soudage par faisceau d'électrons entre le cuivre et l'acier

inoxydable AISI 304 L de 25 mm d'épaisseur. Les auteurs n'ont pas trouvé de défauts (porosité, microfissures etc.).

Magnabosco et al. [83] ont investigué les microstructures qui se forment en soudage par faisceaux d'électrons. Ils n'ont pas observé de phases intermétalliques, ni d'augmentation de la solubilité du cuivre dans la matrice austénitique en présence du chrome. Seulement deux phases riches en cuivre et riche en fer ont été trouvées. Ils n'ont pas observé de redistribution significative du nickel et du chrome grâce au court cycle thermique. Le même type de microstructures a été observé partout dans la soudure : des régions riches en cuivre avec des nodules d'acier et des régions austénitiques avec nodules de cuivre. La forte inhomogénéité des structures montre que le mélange du cuivre et de l'acier s'est formé pendant la faible durée de fusion. Il n'y avait pas de changement graduel des concentrations mais des variations locales importantes de la concentration. La formation des microstructures est contrôlée par les gradients locaux des concentrations et la vitesse de refroidissement très importante. La nucléation abondante se produit en condition de forte surfusion locale. Les porosités générées par le retrait de solidification, se forment dans les endroits les plus riches en cuivre piégés dans l'inox ("*shrinkage*").

### 1.5.2. Les méthodes d'assemblage des alliages de titane avec les alliages de fer

A cause de l'incompatibilité métallurgique de ces matériaux, la plupart des méthodes développées jusqu'à présent, sont des méthodes d'assemblage à l'état solide (qui préviennent la formation des phases intermétalliques) et les méthodes basées sur la diffusion.

Le Tableau 1-2 présente les valeurs de la résistance mécanique des assemblages des alliages de titane avec l'inox réalisés par différentes méthodes. L'insertion d'une couche de cuivre augmente de 2 à 3 fois la ténacité des assemblages pour toutes les techniques, grâce à sa ductilité, à la séparation spatiale des interfaces Ti et Fe et grâce à la nature moins fragile des phases intermétalliques produites avec le cuivre et le titane par rapport à celles produites avec le couple Fe-Ti.

L'assemblage par diffusion [84,85,86,92] ne supprime pas complètement la formation des intermétalliques (σ-phase $TiCr_2$, $Fe_2Ti$, FeTi, $Fe_2Ti_4O$) mais peut diminuer leurs valeur par variation des paramètres opératoires (diminution de la température d'assemblage). Cette technique d'assemblage demande beaucoup de temps (environ 1 à 3 heures sous pression d'environ 3MPa) et conduit à la présence de contraintes résiduelles entre les pièces. Par conséquent, la résistance mécanique des assemblages est beaucoup moins importante que celle des matériaux de base. Pour les températures d'assemblage inférieures à 850 °C, les phases intermétalliques ne se forment pas [87].

L'introduction de 300 µm de Ni comme matériau d'apport [88] permet d'augmenter la résistance à la rupture à 302 MPa en travaillant au-dessous de 900°C . Pour des températures plus élevées, la formation des phases intermétalliques NiTi, $Ni_3Ti$ et $Ni_2Ti$ se produit.

L'introduction d'une couche de 300 µm de cuivre [88] comme matériau d'apport bloque la diffusion du Fe, du Ni et du Cr vers le titane solide et la diffusion du titane vers l'acier inoxydable. La résistance de rupture 318 MPa a été obtenue pour l'assemblage à la température de 900°C. Au-dessus de cette température, la formation des phases ternaires intermétalliques $\tau_2$, $\tau_3$ et $\tau_5$ se produit, ce qui conduit à la diminution de $R_m$.

Le soudage par explosion titane-inox [94] permet d'obtenir des jonctions de haute résistance mécanique où la rupture se produit côté titane. L'interface du cordon ne présente aucune phase intermétallique et pas de défauts d'assemblage. Les grains des matériaux sont allongés par déformation plastique pendant l'explosion. L'augmentation de la dureté du cordon par rapport aux matériaux de base est dûe au durcissement par déformation.

Le soudage par friction [89] de l'alliage TiAl avec l'acier AISI 4140 n'est réalisable qu'avec un matériau d'apport. La fissuration importante du cordon est la conséquence de la formation des phases intermétalliques et de la structure martensitique. L'introduction du cuivre permet d'éviter ces problèmes et d'obtenir une limite à la rupture égale à 375 MPa (la rupture se passe côté TiAl).

Les avantages comme l'augmentation de la ductilité au-dessus de la température de 300°C et la grande conductivité thermique font du cuivre un matériau d'apport intéressant du point de vue métallurgique.

Tableau 1-2. Comparaison des limites à la rupture pour les différentes techniques d'assemblage des alliages du titane avec les aciers.

| Les techniques d'assemblage | Rm (MPa) | Réf. |
|---|---|---|
| friction Ti-6Al-4V - AISI 4140 | 120 | 89 |
| friction Ti-6Al-4V - Cu (600 µm) - AISI 4140 | 250 | 89 |
| friction Ti-6Al-4V - Cu (200-300 µm) - AISI 4140 | 350-370 | 89 |
| brasage par induction avec apport Ag-Cu-Ni | 320 | 90 |
| brasage sous vide avec apport Ag-Cu-Ti | 175 | 91 |
| diffusion TiAl - AISI 304 | 185-217 | 92 |
| diffusion Ti - Cu - AISI 304 | 318 | 93 |
| soudage par explosion | 719 | 94 |

Les chercheurs de l'Institut de Soudure Paton de Kiev ont réussi à assembler ces matériaux non compatibles en utilisant différents feuillards d'apport isolants des métaux non-ferreux [95] comme le vanadium, le tantale, le niobium, souvent en combinaison avec les alliages du cuivre. Les meilleurs résultats ont été obtenus avec l'utilisation de feuillard d'apport de vanadium. Malheureusement, cette technique est très coûteuse car elle nécessite du vanadium de haute pureté. La limite de la résistance mécanique de ces soudures dépend directement des propriétés mécaniques du feuillard d'apport.

H. Gugel et al. [96] ont réalisé l'assemblage direct de NiTi avec de l'acier austénitique en utilisant un laser Nd:YAG pulsé. Les joints ont un comportement pseudo-élastique, une valeur de Rm très élevée (500 MPa) et un déformation limitée à 6-8%.

On peut conclure que les techniques de soudage par faisceaux de haute énergie permettent de minimiser les problèmes métallurgiques rencontrés lors d'assemblage hétérogène. Alors que l'assemblage direct cuivre-acier est réalisable par les sources laser et le faisceau d'électrons, l'assemblage TA6V-inox est beaucoup plus délicat. Dans la majorité des cas, l'utilisation de feuillard intermédiaire est nécessaire pour éviter la fissuration de la soudure. Comme la plupart des matériaux métalliques ayant une bonne soudabilité avec l'alliage TA6V sont très coûteux (tantale, molybdène, vanadium etc.), le cuivre semble pour le moins une solution intéressante. Le matériau largement accessible sous forme de feuilles et de fils a déjà démontré son influence positive sur la qualité des assemblages TA6V-acier réalisés à l'état solide.

## 1.6. La métallurgie des assemblages hétérogènes cuivre-inox et TA6V-cuivre-inox

Pour comprendre le mécanisme de formation d'une soudure hétérogène, il est nécessaire de connaître les propriétés physiques du mélange qui se forme dans le bain fondu, la réactivité des composants et le comportement mécanique des phases issues de la solidification. Pour cela, les données sur les systèmes cuivre-fer, fer-titane, cuivre-titane et cuivre-fer-titane ont été résumées.

### 1.6.1. Les propriétés du système Cu-Fe

Le diagramme Cu-Fe (Figure 1-14) a été créé à partir des résultats d'analyses calorimétriques et des calculs thermodynamiques réalisés par Oelsen [97], confirmé par l'analyse thermique [98] et l'analyse des limites de la solubilité à l'état liquide [99]. Trois réactions ayant lieu dans le système sont présentées dans le Tableau 1-3.

La solubilité des éléments est très limitée. Pour des alliages Fe-Cu, la région de non miscibilité à l'état liquide peut se former sous l'effet de la forte surfusion [100]. La température critique du mélange est située à 20°C en-dessous de la température du liquide en cas de composition équivalente.

La détermination des limites de solubilité du Fe et du Cu à l'état solide a été réalisée par analyse métallographique [101] et par Roentgen [102]. La solubilité du Fe dans le Cu pour les températures 1025 à 700°C est de 2,84 à 0,57% at. La solubilité du Cu dans γ-Fe pour les températures 1470 à 110°C est de 10,0 à 8,0% at. La solubilité du Cu dans α-Fe pour les températures 900 à 690°C est de 0,21 à 0,43 % at. Les vitesses de refroidissement rapides sont susceptibles de stabiliser les structures de γ-Fe riches en cuivre, ce qui conduit à la formation de verres métalliques [103].

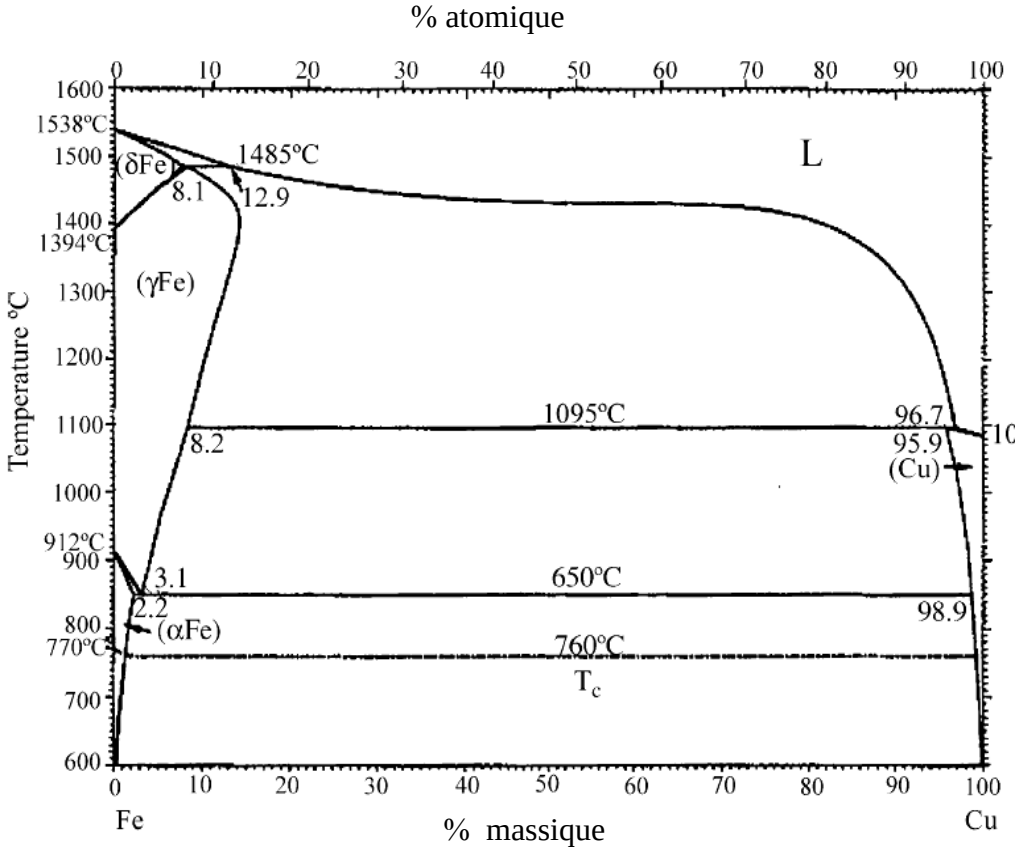



Figure 1-14. Le diagramme des phases Fe-Cu [97]

Tableau 1-3. Deux équilibres péritectiques et un équilibre eutectique dans le système Cu-Fe.

| Réaction | Pourcentage de Fe dans les phases (%) | T (°C) |
|---|---|---|
| L+δ-Fe = γ-Fe | 89,7 93,2 92,6 | 1480 |
| L+ γ-Fe = Cu | 2,8 98,6 4,0 | 1094 |
| γ-Fe = α-Fe+ Cu | 97,9 98,6 1,3 | 850 |

Une lacune de non-miscibilité entre le Fe et le Cu, déterminée par l'enthalpie positive de mélange a été étudiée expérimentalement par Nakagawa [104], Chuang [105] et Wilde [106] (Figure 1-15).

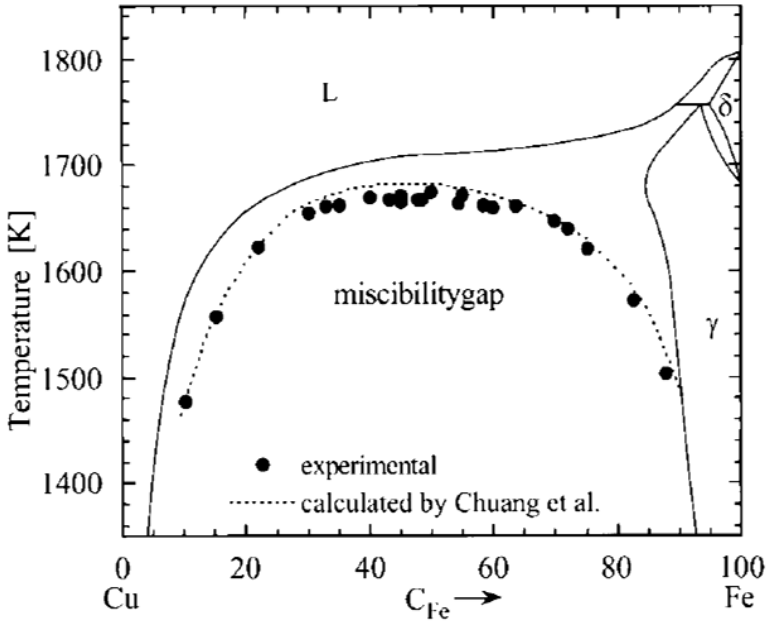



Figure 1-15. La lacune de miscibilité dans le système fer-cuivre : les points représentent les résultats expérimentaux de Wilde [106] et la ligne en pointillés - les résultats de Chang [105].

Chen et al. [107] ont investigué la microstructure des alliages $Fe_{30}Cu_{70}$ obtenus dans des conditions de surfusion différentes (Figure 1-17). Ils ont trouvé que pour un $\Delta T<65$ K, le Fe se solidifie sous forme de structure dendritique, tandis que pour $\Delta T>56$ K, il se solidifie sous forme d'inclusions rondes. La dépendance entre le rayon des inclusions et le degré de surfusion a été trouvé (Figure 1-16). En fonction des deux valeurs $\Delta T$ caractéristiques, $\Delta Tc_1=79$K et $\Delta T_{2c}= 142$ K, la croissance des inclusions avec $\Delta T$ peut être divisée en trois régimes : un petit rayon et une petite vitesse de croissance ($dR_S/d\Delta T$) pour $56<\Delta T<\Delta Tc_1$, le rayon moyen et la grande vitesse de croissance pour $\Delta T_1<\Delta T<\Delta T_2$ et la saturation de rayon pour $\Delta T>\Delta Tc_2$. La taille des inclusions sous $\Delta Tc_1<\Delta T<\Delta Tc_2$ est déterminée par la croissance d'Ostwald et sous $\Delta T>\Delta Tc_2$, par les phénomènes de coagulation et de séparation secondaire des phases. Pour un degré de surfusion important, le phénomène du rétrécissement a été observé dans la partie cuivreuse.

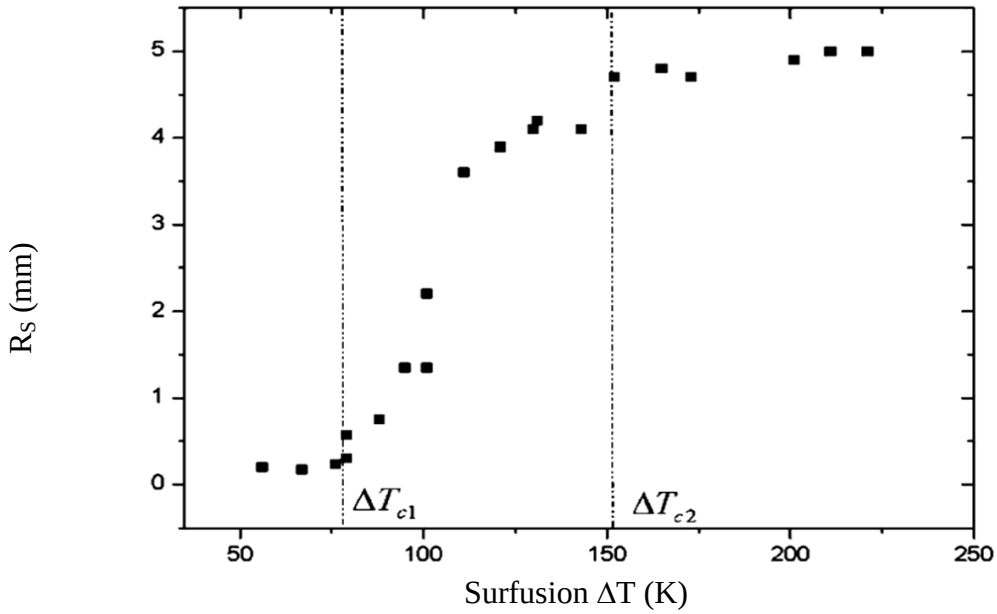



Figure 1-16. La variation de rayon des inclusions en fonction de la surfusion initiale [107].

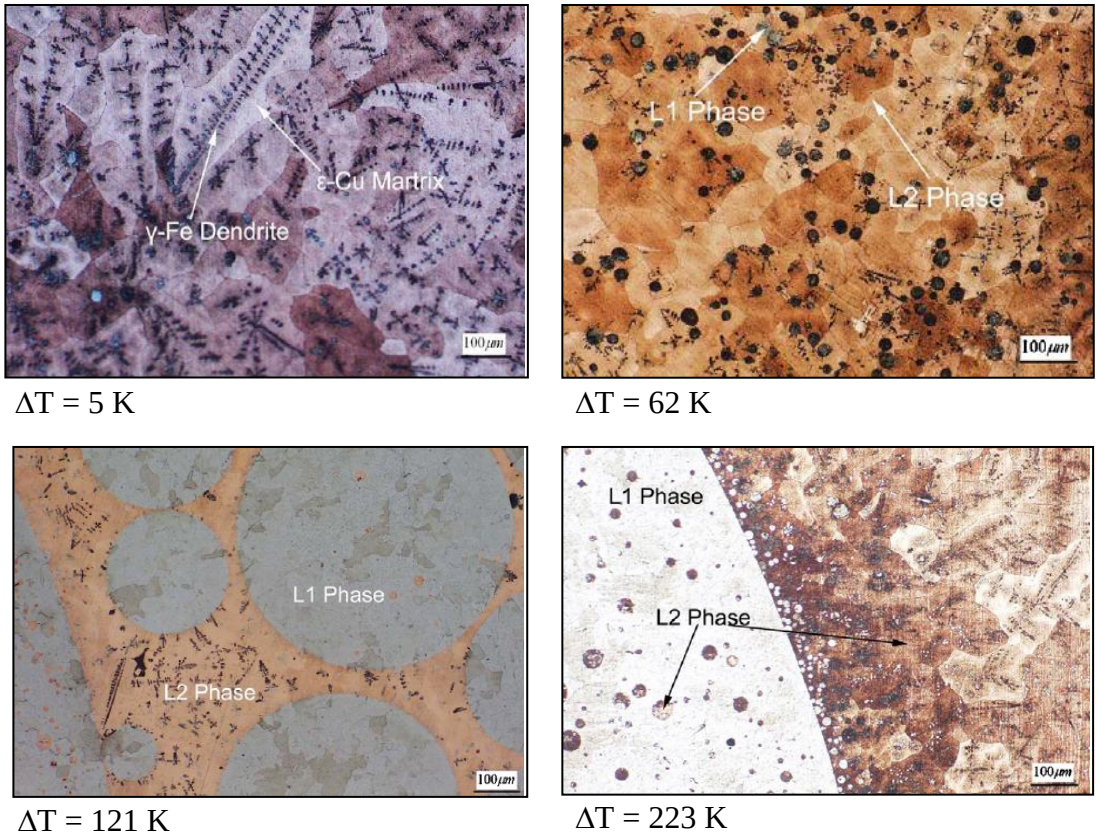



Figure 1-17. Les microstructures de l'alliage $Fe_{30}Cu_{70}$ obtenues sous les surfusions différentes [107].

### 1.6.2. L'influence de l'addition du cuivre dans l'acier

L'addition de cuivre dans l'acier conduit au changement important de ses propriétés [108]. Le cuivre est un élément γ-gène donc il stabilise la structure austénitique. Le phénomène de durcissement structural a lieu si l'acier contient plus de 0,6 % at. de Cu. Le durcissement par trempe peut avoir lieu si l'acier contient plus de 3,4 % at. de Cu. Le Cu ne donne pas lieu à la formation de carbures. L'addition du cuivre diminue l'attaque par les acides, sauf l'acide nitrique, mais n'a pas d'influence sur la corrosion ou l'oxydation à haute température. D'après Faure [109], les aciers craquent au forgeage et au laminage quand ils contiennent plus de 0,5 % at. de Cu.

Le cuivre ne forme pas de phases intermétalliques avec les éléments chimiques de l'acier inoxydable, entre autres, avec le nickel et le chrome. Le système Cu-Cr forme deux solutions solides aux températures inférieures à 1076°C, la solubilité est très faible (les valeurs maximales sont 0,085 % at. Cu dans (Cr) et 0,89 % at. Cr dans Cu). Le système Cu-Ni est caractérisé par la formation de solutions solides continues avec une structure cubique à faces centrées [110].

Le mécanisme de fissuration intergranulaire de l'acier en présence du cuivre a été étudié par Ansis et Zamkov [111], qui ont observé la pénétration du cuivre dans les joints de grains de l'acier inoxydable austénitique pendant le brasage à l'arc. La profondeur de pénétration est proportionnelle à l'énergie apportée à la pièce. Les mêmes auteurs ont étudié le mécanisme de pénétration [112]. Ils ont proposé l'hypothèse que des microfissures initiales apparaissent à l'interface de l'acier pendant la cristallisation à cause de l'action des déformations élastiques et plastiques : le cuivre fondu pénètre dans les microfissures des joints de grains (effet capillaire) et écarte leurs parois (effet de Rebinder). Les contraintes thermiques jouent aussi un rôle important : quand on préchauffe les pièces à assembler, les fissures n'apparaissent pas. Les auteurs ont trouvé que le cuivre mouille bien la phase austénitique (angle de mouillage compris entre 22 et 28°), mais pas la phase ferritique (92-100°). La pression sur les parois d'une fissure dans la structure austénitique est estimée à 2,5 kg/mm$^2$.

### 1.6.3. Les propriétés dy système Fe-Ti

Le système Fe-Ti (Figure 1-18) a beaucoup été étudié. La formation des deux phases intermétalliques FeTi et $Fe_2Ti$ a été établie, ainsi que les transformations polymorphes du Ti et du Fe. La solubilité maximale du Ti en (α-Fe) est de 8,9 et 13 % at. selon les différentes sources [113,114]. Avec la diminution de la température, la solubilité chute jusqu'à 2,9 % at. à 500°C. Le maximum de la solubilité du Ti en (γ-Fe) est de 0,76 - 2,9 % (1100°C).

La phase $Fe_2Ti$ se forme de façon congruente à 1427°C. Elle possède une large zone d'homogénéité (8-10 % at.). La réaction eutectique se passe entre $Fe_2Ti$ et (α-Fe) à 1289°C et la concentration est de 16%at. du Ti [114].

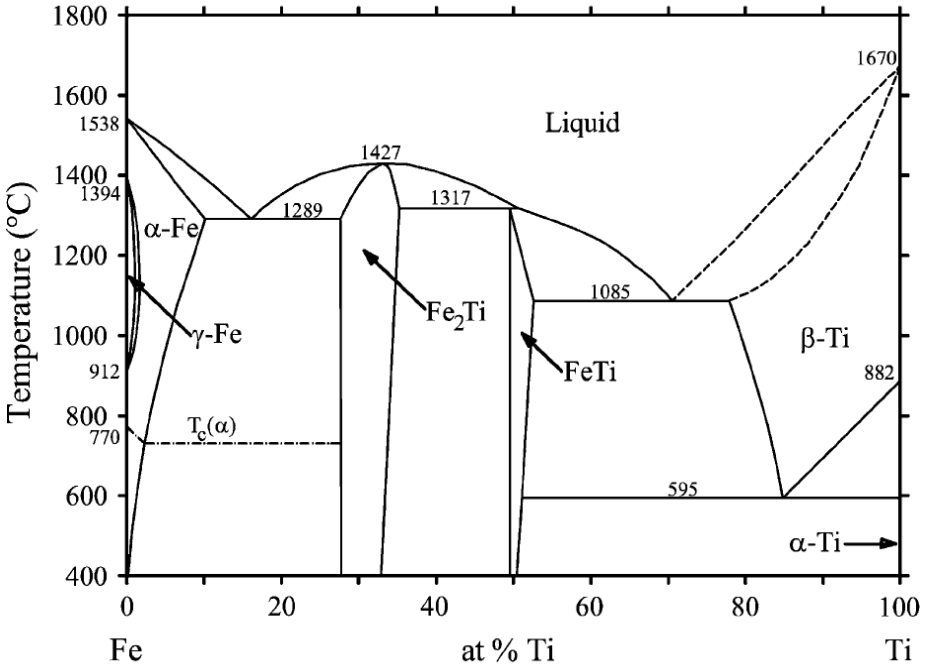



Figure 1-18. Le diagramme d'équilibre Fe-Ti [115]

La phase FeTi se forme par réaction péritectique à partir de 1500°C et possède une zone d'homogénéité d'environ 3%at.[114].

Côté titane, une réaction eutectique à 1085°C et 71 %at. de Ti a lieu. On mentionne que la solubilité importante du Fe en (β-Ti) est égale à environ 22 % at. La présence du Fe diminue la température de la transformation polymorphe du Ti et la deuxième réaction eutectique se passe à 595°C [116].

La solubilité du Fe dans (α-Ti) est égale à 0,047-0,007 % at. sous 580-360°C [117). La solubilité maximale est égale à 0,057 % at. sous 790°C.

La dureté élevée des phases intermétalliques présentes peut provoquer la fissuration des soudures et des alliages fer-titane. Selon Bykovskiy [118], les alliages contenant 50-80 % de Fe ont les pires propriétés mécaniques à cause de la fragilité des FeTi et $Fe_2Ti$. Il souligne la dureté particulièrement élevée de $Fe_2Ti$. Pourtant l'étude de la dureté des alliages dans la grande marge des compositions démontre l'existence de conditions de dureté acceptable (Figure 1-19).

### 1.6.4. L'influence de l'addition de titane dans l'acier

Le titane est un élément α-gène, il provoque la formation des alliages semi-ferritiques pour les teneurs supérieurs à 0,66 % at. et les alliages ferritiques pour les teneurs de 0,8 %at.

Dans les aciers qui ont des teneurs en carbone supérieures à 0,1-0,2 %at. et des teneurs en titane supérieures à 0,2%at., un carbure TiC se forme. Dans le cas des aciers inoxydables, l'addition du titane provoque la formation de phases intermétalliques avec les Ni et Cr [108].

Ajouté dans les aciers austénitiques contenant peu de carbone ou soudé avec les aciers austénitiques, le titane forme une gamme très large d'intermétalliques [119,120].

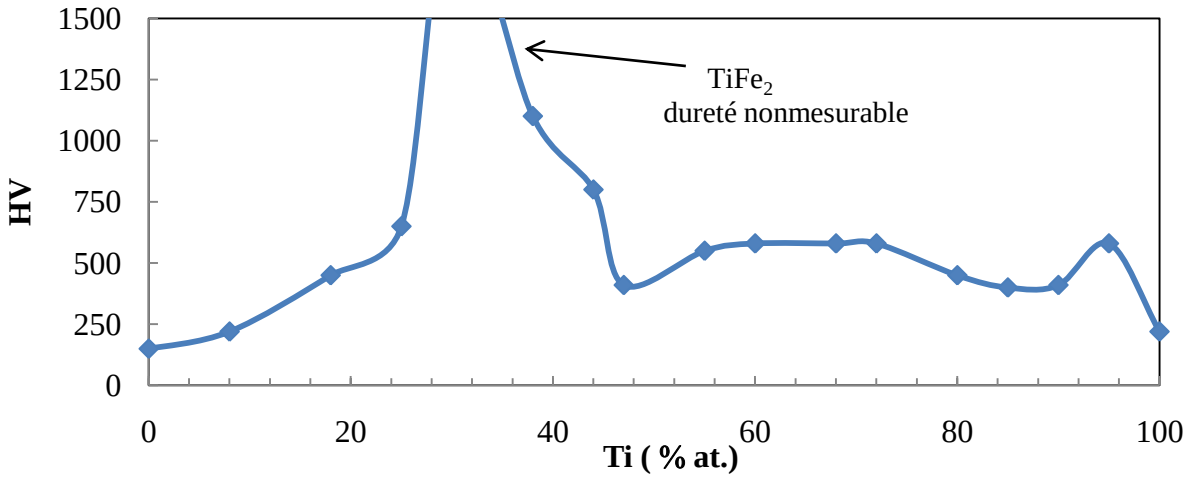



Figure 1-19. L'évolution de la dureté de Vickers dans les systèmes Ti-Fe [118].

### 1.6.5. Les propriétés du système Cu-Ti

Le système Cu-Ti (Figure 1-20) est très compliqué et a été étudié de nombreuses fois, mais il n'existe pas de concordances d'opinions sur la formation de certaines phases intermédiaires [110]. Il y a six phases intermétalliques. $CuTi_2$ et CuTi se forment de façon congruente à respectivement 1005°C et 982°C. Les quatre autres phases $Cu_4Ti$, $Cu_2Ti$, $Cu_3Ti_2$ et $Cu_4Ti_3$ se forment par des réactions péritectiques (Tableau 1-4). $Cu_2Ti$ et $Cu_3Ti_2$ existent dans de petits intervalles de température : 880-865°C et 890-800°C (Figure 1-21) et se désagrègent par des réactions eutectiques. Les phases $Cu_4Ti$, $Cu_4Ti_3$, CuTi et $CuTi_2$ ont des régions d'homogénéité aux intervalles de concentration Ti 20-22, 42-46, 50-52 et 67,7-70 %at. Il y a trois réactions eutectiques dans le système.

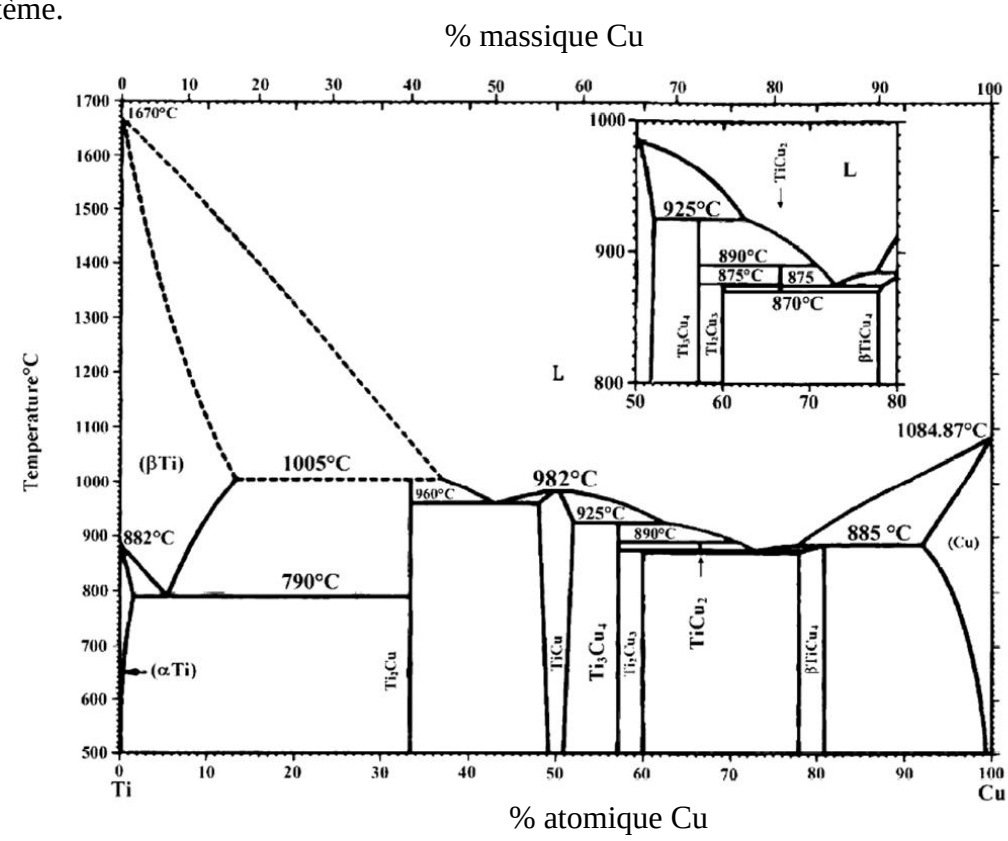



Figure 1-20. Le diagramme d'équilibre Cu-Ti [110].

Certains auteurs ont également trouvé la combinaison $Cu_7Ti_3$ qui fond de façon congruente à 905°C et se décompose à 865°C selon la réaction $Cu_7Ti_3 \rightarrow Cu_3\ Ti_2 + Cu_7Ti_2$. Dans la partie riche en cuivre, certains auteurs rapportent une formation des phases $Cu_7Ti_2$ [121,122], $Cu_4Ti$ [123,125, 126] ou $Cu_3\ Ti$ [124]. En étudiant la transformation de la solution solide du cuivre, on trouve une phase intermédiaire (β' ou β'-$Cu_4Ti$) qui se forme aux températures inférieures à 600°C [122].

La solubilité maximale du titane dans le cuivre ne dépasse pas 9,6 % at. à 870°C. La solubilité maximale du cuivre dans le titane est très faible : 1,13 % at. à 800°C.

Tableau 1-4. Les réactions invariantes dans le système Cu-Ti.

| La réaction | teneur de Ti dans les phases (%at.) | | | T (°C) |
|---|---|---|---|---|
| $L + Cu \rightarrow Cu_4Ti$ | - | 8 | 20 | 892 |
| $L + Cu_3Ti_2 \rightarrow Cu_2Ti$ | - | 40 | 33,3 | 880 |
| $L + Cu_4Ti_3 \rightarrow Cu_3Ti_2$ | - | 42 | 40 | 890 |
| $L + CuTi \rightarrow Cu_4Ti_3$ | - | 50 | 42,85 | 929 |
| $L \rightarrow Cu_4Ti + Cu_2Ti$ | 27 | 22 | 33,3 | 875 |
| $L \rightarrow CuTi + CuTi_2$ | 57 | 52 | 67,7 | 960 |
| $L \rightarrow CuTi_2 + \beta\text{-}Ti$ | 69 | 67,7 | 87 | 1003 |
| $Cu_2Ti \rightarrow Cu_4Ti + Cu_3Ti_2$ | 33,3 | 22 | 40 | 865 |
| $Cu_3Ti_2 \rightarrow Cu_4Ti + Cu_4Ti_3$ | 40 | 22 | 42 | 800 |
| $\beta\text{-}Ti \rightarrow CuTi_2 + \alpha\text{-}Ti$ | 94,25 | 70 | 98,87 | 800 |

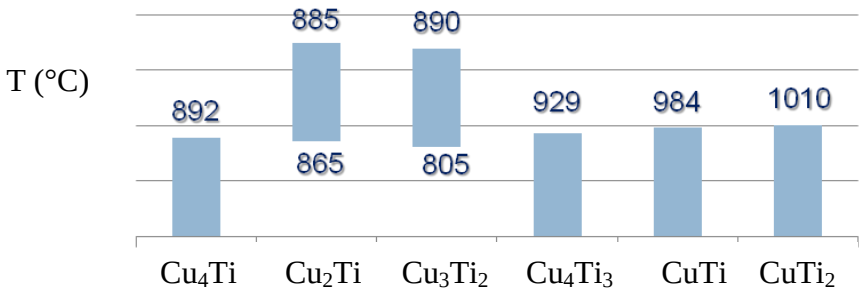



Figure 1-21. Intervalles de stabilité thermique des phases du système Cu-Ti [110].

La dureté des phases intermétalliques, déterminée par V.N. Eremenko et d'autres [125,126], est présentée sur la Figure 1-22. Les phases à éviter sont TiCu et $Ti_2Cu_3$ car leur formation fragilisera l'assemblage cuivre-titane.

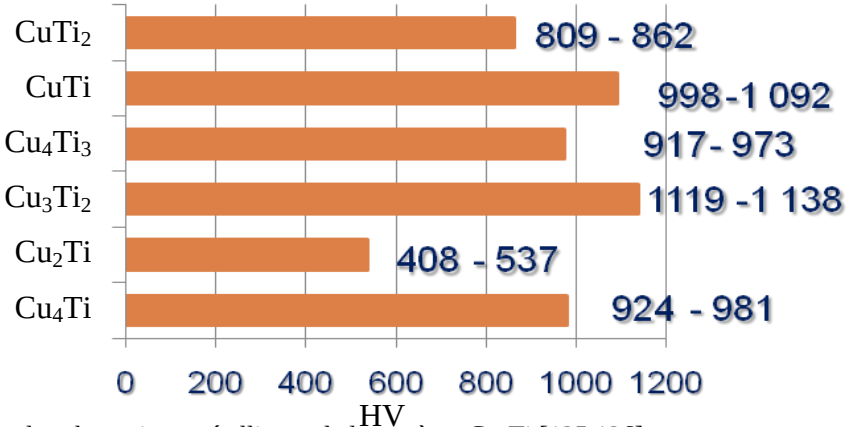



Figure 1-22. Dureté Vickers des phases intermétalliques de la système Cu-Ti [125,126].

Beaucoup de publications [127,128,129,130] sont consacrées au durcissement des alliages de cuivre par addition du Ti (à cause de la formation de phases β'-$Cu_4Ti$).

L'addition du titane augmente également la résistance mécanique du cuivre : l'ajout de 1,5 % at. de Ti conduit à l'augmentation de Rm jusqu'à 600 MPa (alors que Rm maximale du cuivre écroui est de 300 MPa) [131, 132].

La création de dépôts intermétalliques de β-$Cu_3Ti$ et $CuTi_2$ à la surface du titane permet d'améliorer la résistance à de la corrosion dans les milieux acides et fluoriques [133].

### 1.6.6. Les propriétés du système Ti-Cu-Fe

Le système ternaire Cu-Fe-Ti n'est pas suffisamment étudié. Han[134] a investigué la partie riche en cuivre du diagramme ternaire Ti-Cu-Fe (jusqu'à 6,2 %at. Ti). Il a trouvé que la section quasi-binaire Cu-$Fe_2Ti$ de type eutectique avec la température de transformation invariante 1065 °C existe dans le système. La solubilité maximale du $Fe_2Ti$ dans (Cu) est d'environ 2 % massique à 1065°C et diminue jusqu'à 0,4 % massique à 650°C. Les auteurs n'ont pas trouvé de phases ternaires mais seulement des équilibres entre la solution solide (Cu) et les phases $Cu_3Ti$, $Fe_2Ti$ et γ-(Fe). Les isothermes à 900°C et 650°C sont présentées Figure 1-23.

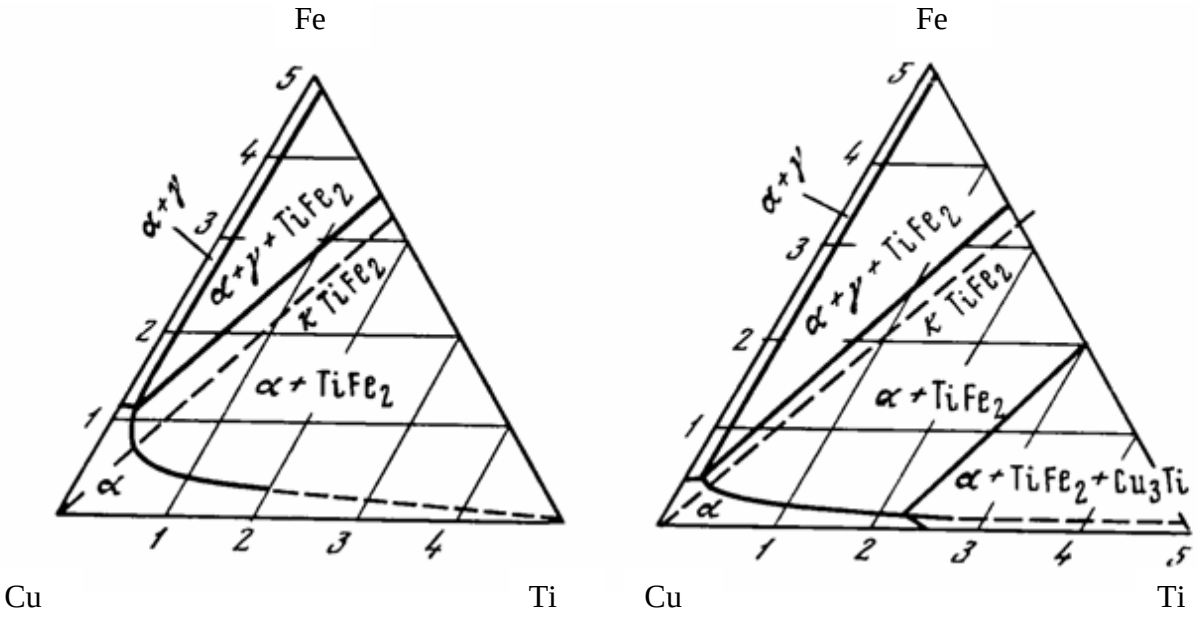



Figure 1-23. Les isothermes à 900°C (a gauche) et 650°C (a droite) du système Cu-Fe-Ti [134] (en % massique).

Van Beek et d'autres [135] ont obtenu l'isotherme du système Cu-Fe-Ti à 850°C (Figure 1-24) en utilisant la technique spéciale de la diffusion et des méthodes conventionnelles pour les alliages à l'équilibre. Ils ont trouvé cinq phases ternaires dans le système, dont trois étaient des phases du système Cu-Ti stabilisées par l'ajout de Fe. $\tau_1(Ti_{33}Cu_{67-x}Fe_x$, $1<x<2,5)$, analogue structurel de la phase $TiCu_2$ (instable au-dessous de 865°C) du système binaire Cu-Ti. Il est probable que la petite quantité de fer stabilise $TiCu_2$. Cette action est connue pour le système Cu-Ni-Ti [136]. Les phases $\tau_2$ ($Ti_{40}Cu_{60-x}Fe_x$, $5<x<17$) et $\tau_3$ ($Ti_{43}Cu_{57-x}Fe_x$, $21<x<24$) sont des analogues structuraux de $Ti_2Cu_3$ et $Ti_3Cu_4$. La phase $\tau_2$ est stable dans la région entre 5 et 17 % at., Fe et la phase $\tau_3$ entre 21 et 24 % at. Fe. Les phases $\tau_4$ ($Ti_{37}Cu_{63-x}Fe_x$, $6<x<7$) et $\tau_5$ ($Ti_{45}Cu_{55-x}Fe_x$, $4<x<5$) ont une région très étroite d'homogénéité (entre 4 et 5 % at. Fe) et n'ont pas d'analogues dans le système binaire Cu-Ti.

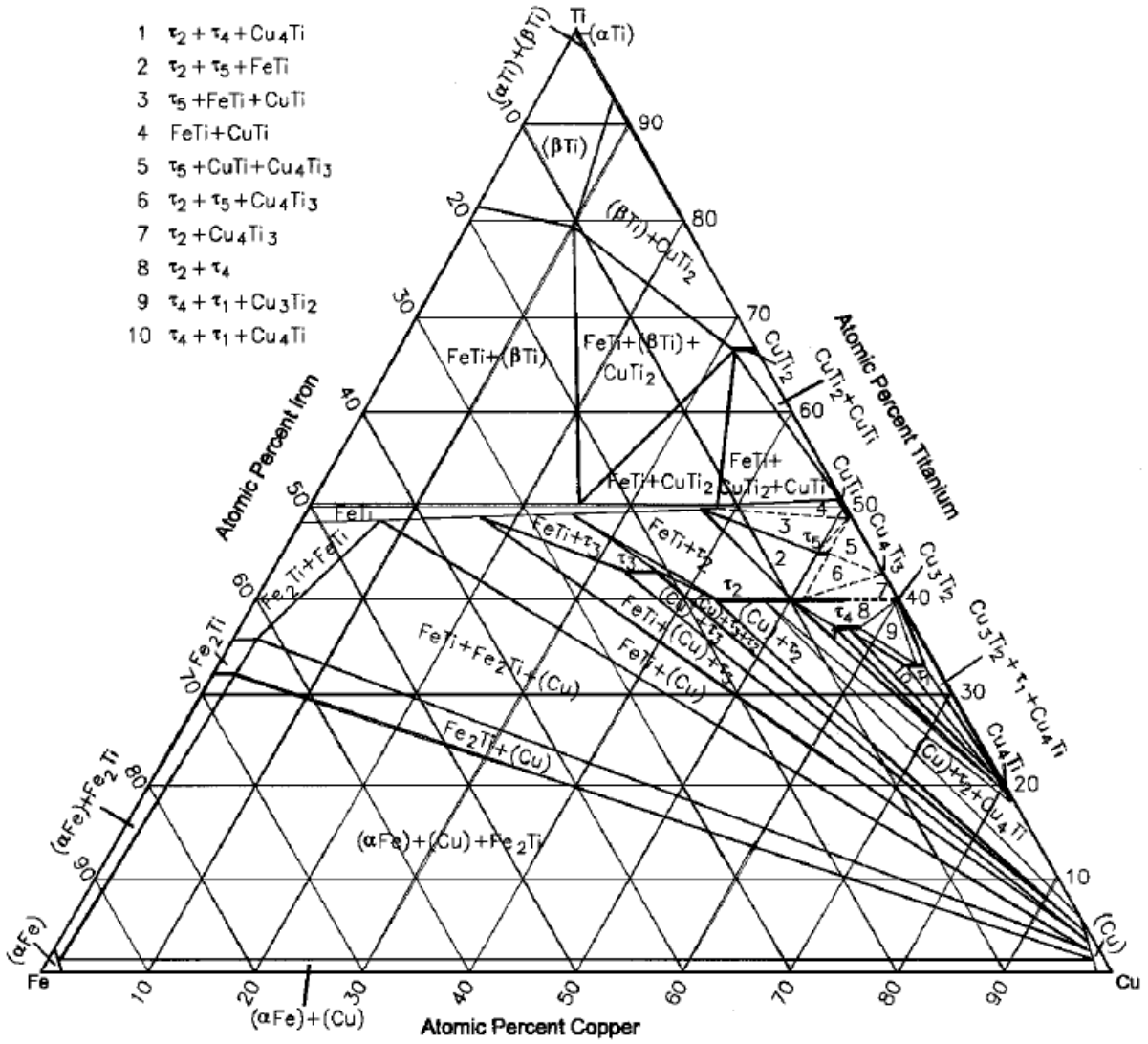



Figure 1-24. L'isotherme à 800°C du diagramme d'équilibre Fe-Ti-Cu [135].

La région d'homogénéité du $Ti_2Cu$ s'élargi sur 2 %at. par rapport au système binaire Cu-Ti. L'existence du $Ti_2Fe$ a été mentionnée [137], mais il a été trouvé par la suite qu'il s'agit d'une phase stabilisée par les impuretés de l'oxygène et l'azote [138].

Une autre propriété importante de ce système est la solubilité importante du Cu dans la phase FeTi (jusqu'à 38 % at. Cu). La substitution du Fe par l'atome de Cu conduit à l'expansion de la structure cristalline cubique.

L'information sur les propriétés thermodynamiques des phases dans le système Cu-Fe-Ti n'est pas complète. Abdulov [139] reporte les enthalpies du mélange dans le système Cu-Ti-Fe à l'état liquide et la contribution des interactions ternaires sur les enthalpies du mélange (Figure 1-25). Il souligne l'importance des interactions paires Cu-Ti et Fe-Ti, qui résultent des valeurs négatives de $\Delta H$ (minimum de -8 et -20 kJ/mol respectivement), alors que l'interaction Cu-Fe est positive (maximum de 10,8 kJ/mol). Dans la région des phases ternaires, les enthalpies du mélange sont comprises entre -4 et -8 kJ/mol et la contribution de l'interaction ternaire est positive dans la plupart des cas. Aucune donnée sur les propriétés thermodynamiques des phases ternaires individuelles n'a été publiée jusqu'à présent.

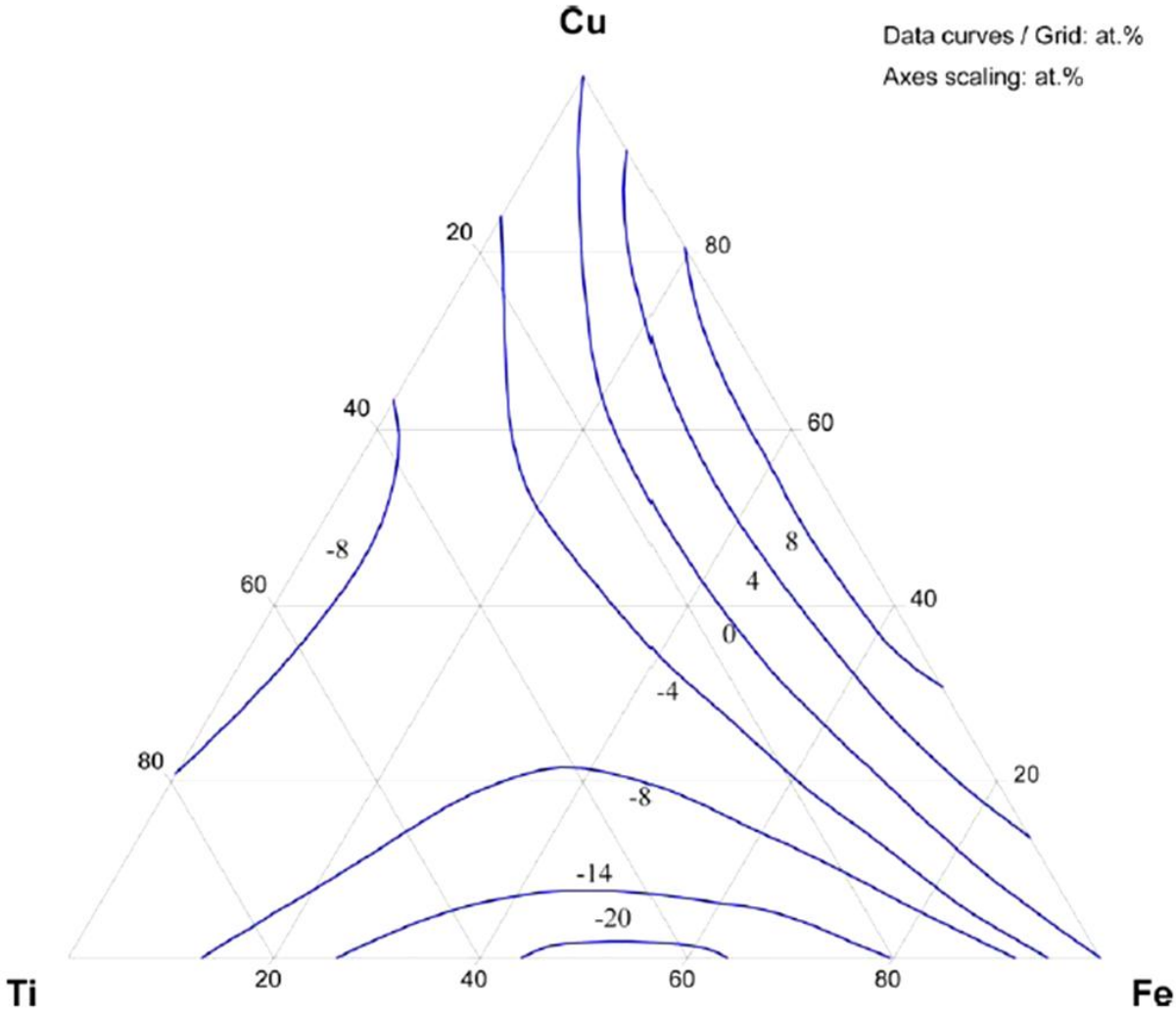


Figure 1-25. L'enthalpie intégrale du mélange des alliages liquides à 1600°C ( kJ/mol) [139].

En ce qui concerne le système binaire, les enthalpies de formation des phases FeTi et $Fe_2Ti$ sont très négatives (-45 et -19 kJ/mol) et les phases $Cu_2Ti$, CuTi, $CuTi_2$ présentent des valeurs moins négatives : -11,62, -9,4 et -8,77 kJ/mol. On peut conclure que du point de vue thermodynamique, la sélection des phases doit débuter avec les interactions Fe-Ti, continuer avec Cu-Ti et Cu-Fe-Ti et se terminer par Cu-Fe. Les propriétés de ce système ternaire sont décrites en détail par Velikanova et Turchanin [140].

Le système cuivre-fer présente une lacune de miscibilité et aucune phase intermétallique, ce qui apporte une certaine liberté au niveau de la variation de la composition du bain fondu. La mouillabilité entre le cuivre liquide et la structure austénitique au cours de la solidification engendre pourtant un risque de fissuration intergranulaire.

On peut conclure que pour obtenir un assemblage réussi TA6V-cuivre-inox, il est nécessaire d'optimiser la composition chimique locale du bain fondu afin d'éviter la formation de phases plus fragiles. Pourtant, la résistance mécanique sera toujours limitée par la fragilité de l'ensemble des phases Cu-Fe-Ti.

## 1.7.Conclusions

Les sources de haute énergie sont des moyens de soudage prometteurs pour la résolution des problèmes d'incompatibilités métallurgiques. Les procédés lasers et faisceaux d'électrons ont beaucoup de points communs : la modulation de l'énergie apportée à la pièce, une localisation extrêmement précise de l'application de la chaleur et la formation du capillaire. Le soudage laser favorise une forte convection thermocapillaire et turbulente, qui conduit à la formation d'un mélange intense des matériaux. En soudage par faisceaux d'électrons, l'apport énergétique est plus efficace, ce qui conduit à une formation de bains fondus étroit et fin ayant des nombres de Reynolds bien inférieurs à ceux du soudage laser. Le faisceau d'électrons peut être dévié du plan du joint par des champs électromagnétiques en cas de soudage hétérogène.

La modélisation numérique des phénomènes thermiques et hydrodynamiques est bien développée dans le cas du soudage homogène, mais il n'existe que quelques travaux consacrés à la modélisation du soudage hétérogène.

Les couples de matériaux hétérogènes choisis pour cette étude présentent des propriétés métallurgiques différentes. Le couple cuivre-inox pose des problèmes de fissuration intergranulaire et de miscibilité limitée entre ses composants principaux. L'assemblage TA6V-inox présente une difficulté due à la fragilisation de la zone fondue par les phases intermétalliques et l'oxydation. L'étude bibliographique démontre que l'introduction du cuivre comme matériau intermédiaire dans cet assemblage permet d'améliorer la soudabilité.

## Références bibliographiques


[1] T. A. MAI AND A. C. SPOWAGE, *Materials Science and Engineering A*, 374, 224-233 (2004)
[2] A. MATHIEU, R.SHABADI, A.DESCHAMPS, M.SUERY, S.MATTEÏ, D.GREVEY, E. CICALA, *Optics & Laser Technology*, 39, 652-661(2007)
[3] Z. SUN AND R. KARPPI, *Journal of Materials Processing Technology*, 59, 257-267 (1996)
[4] XIANGZHONG JIN, LIJUN LI AND YI ZHANG, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 35 2304–2310(2002)
[5] R. FABBRO, S. SLIMANI, F. COSTE, F. BRIAND, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 38 1881–1887 (2005)
[6] F.T. ARECCHI, E.O. SCHULZ-DUBOIS, Laser Handbook, volume 2, Nord-Holland Publishing company, Amsterdam (1972)
[7] B.E. PATON. *Electron beam welding.* Kiev, 1987 (en russe)
[8]. A.A. KAIDALOV Electron beam welding and adjacent technologies. Kiev (2004) (en russe)
[9] O.K. NAZARENKO. *Avtomaticheskaya Svarka*, 1, 33-39 (1982)
[10] G.NEUBERT, R PINKERNELLE. *ZIS-Mitteilungen*, N1, 40-45 (1980)
[11] K. WATANABE A study on occurrence and prevention of defects of EBW. (Report 2). Journal JWS, 44, N2, 121-127 (1975)
[12] G.SAYEGH, A.VOISIN. 4th International Colloquium On Welding And Melting By Electron And Laser Beams – Cannes, France, Sept. 88, Tom 1, P. 159-166
[13] P. BLAKELEY, A. ANDERSON. *Investigation into the origin and effect of magnetic fields in EBW.* Welding institute UK, Doc 172/1982 – Feb 82
[14] WEI P.S., LII T.W. *Journal Of Heat Transfer*, 112, 714-720 (1990)
[15] E. GUYON, J-P. HULIN, L. PETIT. *Hydrodynamique physique*, Paris, 1994.
[16] R. TRIVEDI, A. KARMA, T.S. LOO, P. MAZUMDER, M. PLAPP, J.S. PARK. *Zermatt Workshop On 'Solidification Microstructures'*, Ed. By M. Rappaz And R. Trivedi (1998)
[17] H. KOCH, K.-H. LEITZ, A. OTTO. Three dimensional simulation of laser keyhole welding. Laser Assisted Net Shape Engineering 5, Proceedings of LANE 2007, p. 251.
[18] J.S. KIM. Ultrasonic vibration aided laser welding of alloys improvement of laser welding quality. J. Laser Appl., 7, 38-46 (1995)
[19] N.CHAKRABORTY, S.CHAKRABORTY *International Journal of Heat and Mass Transfer* 50, 1805-1822 (2006)
[20] HONG WANG, YAOWU SHI, SHUILI GONG. *Journal of materials processing and technology*, 184, 386-392 (2007)
[21] A.A.KAIDALOV, B.B. BASHENKO *Automatisation in welding industry*. – Tula, 14-24 (1986) (en russe)
[22] C.R. HEIPE, J.R. ROPER *Welding Journal*, 61, 97 (1982)
[23] C.R.HEIPE, J.R. ROPER, R.T.STAGNER, R.J. ADEN *Welding Journal*,62, 72s, (1983)
[24] C.R. HEIPE, P. BURGARDT *Welding Journal*,64, 159 (1985)
[25] T.DEBROY, S.A. DAVID, *Rev. Mod. Phys.* 67, 85 (1995)
[26] J.M. DREZET, S. PELLERIN, C. BEZENÇON, S. MOKAHEM. *Journal de Physique IV*, 2004 (2th international conference Thermal Process Modeling and Computer Simulation, Nancy, March 2003)
[27] C. LLIMMANEEVICHITR, S. KOU *Welding Journal*, 79, 126 (2000)
[28] D. BAUERLE, Laser processing and chemistry, Springer Verlag, Berlin (2003), 170-171, 586-590.
[29] L. DOMERGUE. Etude de la convection capillaire lors de la fusion-solidification d'alliages industrielles par bombardement électronique délocalisé. Application au soudage. Thèse de doctorat. Soutenu 28 novembre 1997 a l'Ecole Centrale des Nantes.
[30] G.M. OREPER, J. SZEKELY. *Metall. Trans.*, A, 18A, 1325 (1987)
[31] M.S.TSAI, S. KOU *Numerical Heat Transfer*, 17 A, 73 (1990)
[32] P.A. CARVAHLO, A.M. DEUS, R.COLACO, R. VILLER. *Acta Mater*, 46, 1781 (1998)
[33] W. ZANG, C-H. KIM, T. DEBROY. *Journal of applied physics*, 95, 5520-5529 (2004)

[34] D.ROSENTHAL. *Trans ASME,* 48, 849-866 (1946)
[35] D.T. SWIFT-HOOK, A.E.F. GICK, *Welding journal,* 52, 492-499 (1973)
[36] H.E. CLINE, T.R. ANTHONY. *Journal of applied physics*, 48, 3895-3900 (1977)
[37] J.MAZUMDER, W.M.STEEN. *Journal of Applied physics*, 48, 941-947 (1977)
[38] W.M.STEEN, J.DOWDEN, M.DAVIS, P.KAPADIA. *J. Applied physics*, 21, 1255-1260 (1988)
[39] R. AKHTER, M.DAVIS, J.DOWDEN, P. KAPADIA, M .LEY, W.M. STEEN. *Journal of applied physics*, 21, 23-28 (1989)
[40] M. A. BRAMSON Infrared Radiation: A Handbook for Applications (New York: Plenum,1968)
[41] JOAO M.P. COELHO, MANUEL A., ABREU, F. CARVALHO RODRIGUES. *Optics and Lasers in Engineering,* 42, 27–39 (2004)
[42] LINDGREN L.-E. AND KARLSSON L. *Int. J. Num. Methods in Engg.*, 25, 635-655 (1988)
[43] J. GOLDAK, A. CHAKRAVARTI, M. BIBBY, *Metall. Trans. B,* 15B, 299–305 (1984)
[44] D. COUEDEL, P. ROGEON, P. LEMASSON, M. CARIN, J.C. PARPILLON, R. BERTHET *International Journal of Heat and Mass Transfer,* 46, 4553–4559 (2003)
[45] G. MLADENOV, K. VUTOVA, S. WOJCICKI *Vacuum,* 51, 231-233 (1998)
[46] S.M. ROBERTS, H.J. STONE, J.M. ROBINSON, P.J. WITHERS, R.C. REED, D.R. CROOKE, B.J. GLASSEY, D.J. HORWOOD, in: H. Cerjak (Ed.), Mathematical Modeling of Weld Phenomena 4, , pp. 631–640.The Institute of Materials, London (1998)
[47] D. ROSENTHAL, The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments, *Trans ASME* 43 (1946), pp. 849–866.
[48] P.S. WEI, C.Y. HO, M.D. SHIAN AND C.L. HU, *Int J Heat Mass Transfer* 40 (1997), pp. 2283–2292.
[49] C.Y. HO AND P.S. WEI, *Int J Heat Mass Tran* 40 (1997), pp. 1895–1905.
[50] COUEDEL, D., ROGEON, P., LEMASSON, P., CARIN, M., PARPILLON, J.C., BERTHET, R. *Int. J. Heat Mass Trans.* 46 (2003) 4553–4559.
[51] NGUYEN, N.T., OHTA, A., MATSUOKA, K., SUZUKI, N., MAEDA, Y. *Weld. J.* (1999) 265.
[52] WEI, P.S., SHIAN, M.D. J. Heat Trans. 115 (1993) 848–855.
[53] L. DUFRENE, J. TRUC, R. MARTIN *J Therm. Stresses,* 19, 211–36 (1996)
[54] V. V. SEMAK, W.D. BRAGG, B. DAMKROGER, S. KEMPKA *J Phys D* 32:L61–L4 (1999)
[55] H. HEMMER, O. GRONG, S. KLOKKEHAUG *Metall Mater Trans A—Phys Metall Mater Sci*, 31,1035–48 (2000)
[56] S. ROUQUETTE, J. GUO AND P. LE MASSON, *Int J Therm Sci* 46 (2007), pp. 128–138.
[57] P. FERROA, A. ZAMBONB, F. BONOLLOA *Materials Science and Engineering A* 392, 94–105 (2005)
[58] P.G. KLEMENS. *Journal of applied physics,* 47, 2165-2174 (1976)
[59] J. DOWDEN, M. DAVIS, P.KAPADIA. *Journal of computational physics*, 60, 534-548 (1983)
[60] M.DAVIS, P. KAPADIA. *Journal of fluid mecanics*, 126, 123-146 (1983)
[61] P.KAPADIA, .J. DOWDEN, M. DAVIS. *Welding journal*, 167-174 (1986)
[62] M.BECK, P.BERGER, F.DAUSINGER, H.HUGEL. SPIE, 1397, Eight International Symposium on Gas Flow and Chemical Lasers, 769-774 (1990)
[63]C. CHAN, J. MAZUMDER, M.M. CHEN *Metall Trans A-Phys Metall Mater*,15,2175–2184 (1984)
[64] T. CHANDE, J. MAZUMDER *J Appl Phys*,56,1981–1986 (1984)
[65] S.G.LAMBRAKOS, E.A. METZBOWER, P.G. MOORE, J.H. DUNN, A. MONIS *J Mater Eng Perform*, 2,819 –838 (1993)
[66] A. KAR, J. MAZUMDER *J Appl Phys*,78,6353–6360 (1995)
[67] HE X., FUERSCHBACH P.W., DEBROY T. *Journal of Applied Physics*, 36, 1388-1398 (2003)
[68] F.K. CHUNG, P.S. WEI *J Heat Transfer— Trans ASME*,121,451–461 (1999)
[69] PHANIKUMAR G., CHATTOPADHYAY K., DUTTA P. International journal of Numerical Methods for Heat and Fluid Flow 11 (2001) 156-174
[70] W. P JONES, B. E. LAUNDER, International Journal of Heat and Mass Transfer, 15 (1972) 301-314

[71] GNAUK J., WENKE R., FROMMEYER G *Materials Science and Engineering A* 413-414 (2005) 490-496
[72] SMITH D. *Comsol News 2009*. Comsol Inc. (www.comsol.eu)
[73] DÖRFLER S.M. Comsol Multiphysics European Conf. 2008 presentation CD (Hannover, Germany, 2-4 November 2008)
[74] G. LI, C. YAO. Welding and Cutting 7 (2008) 222-224.
[75] S.A. FABRITSIEV, A.S. POKROVSKY, M. NAKAMICHI, H. KAWAMURA, *Journal of Nuclear Materials* 258-263, 2030-2035 (1998)
[76] A. DURGUTLU, B. GULENC¸, F. FINDIK, *Materials and Design* 26, 497–507 (2005)
[77] O.YILMAZ, M.ASKOY, Journal of Materials Processing Technology, 121, 136-142(2002)
[78] S. TAHTINEN, A. LAUKKANEN, B.N. SINGH, *Fusion Engineering and Design* 56–57, 391–396 (2001)
[79] T.A. MAI, A.C. SPOWAGE, *Mater. Sci. Eng*. A 374, 224–233 (2004)
[80] S. GOPINATHAN, J. MURTHY, T. D. MCCAY, M.H. MCCAY. Proceedings of the ICALEO'93 LIA Volume 77, 661-671
[81] P.S. WEI, Y.K. KUO, J.S. KU, *Trans. ASME 122,* 626–631. (2000)
[82] S. TOSTO, F. NENCI, G. HU JIANDONG, F. CORNIANI, PIERDOMINICI, *Mater. Sci. Technol.* 19, 519–522 (2003).
[83] I. MAGNABOSCO , P. FERRO , F. BONOLLO , L. ARNBERG, *Materials Science and Engineering A*, 424, 163–173 (2006)
[84] M. GHOSH, K. BHANUMURTHY, G.B. KALE, J. KRISHNAN, S. CHATTERJEE *Journal of Nuclear Materials* 322, 235–241(2003)
[85] S. KUNDU, M. GHOSHB, S. CHATTERJEE *Materials Science and Engineering A*, 428, 18–23 (2006)
[86] M. GHOSHA, SAMAR DASB, P.S. BANARJEEA, S. CHATTERJEEA, *Materials Science and Engineering A*, 390, 217–226 (2005)
[87] G.B. KALE, R.V. PATIL , P.S. GAWADE *Journal of Nuclear Materials*, 257, 44-50 (1998)
[88] S. KUNDU, S. CHATTERJEE *Materials Science and Engineering A*, 425, 107–113 (2006)
[89] W.-B. LEE, Y.-J. KIM, S.-B. JUNG, *Intermetallics*, 12, 671-678 (2004)
[90] T. NODA, T. SHIMIZU, M. OKABE, T. IIKUBO. *Materials Science and Engineering: A*, 613, 239-240 (1997)
[91] H. LIU, JC. FENG, *Materials Science and Technology*, 18, 1049 (2002)
[92] P. HE, JC. FENG, BG. ZHANG, YY. QIAN, *Materials Characterization*,48, 401 (2002)
[93] S. KUNDU, M. GHOSH, A. LAIK, K. BHANUMURTHY, G.B. KALE, S. CHATTERJEE, *Materials Science and Engineering: A*, 407, 154–160 (2005)
[94] N.KAHRAMAN, B. GULENC¸, F.FINDIK Journal *of Materials Processing Technology* 169, 127–133(2005)
[95] L.S KIREEV, V.N. ZAMKOV *Avtomaticheskaya svarka*, 7, 34-40 (2002)
[96] H. GUGEL et all. Materials Science and Engineering A 481-482 (2008) 668-671
[97] W. OELSEN, E. SCHURMANN, C. FLORIN, *Arch. Eisenhuttenwes*, 32, 719-728 (1961)
[98] A. HELLAWEL, W. HUME-ROTHERY, *Phylos. trans. Royal society*, 249A, 417-459 (1957)
[99] A.A. BOCHVAR, A.S. EKATOVA, E.V. PANCHENKO, *Doklady AN SSSR*, 174, 863-864 (1967)
[100] Y. NAKAGAWA *Acta Metall.*, 6, 764-771 (1958)
[101] D. HANSON, W.G. FORD, *J.Inst.Met*, 32, 335-361 (1924)
[102] A.G.N. ANDERSON, A.G. KINSGBURY, *Trans AIME*, 152, 38-47 (1993)
[103] Z. CHEN et all. Journal of Crystal Growth310 (2008) 5385-5391.
[104] Y. NAKAGAWA, Acta Metall 6 (1958) 704-711
[105] Y.-Y. CHUANG, R. SCHMID, Y.A. CHANG. Metall. Trans 15 A (1984) 1921
[106] G. WILDE, J.H. PEPEREZKO. Acta Materialia 47 (1999) 3009-3021
[107] Y.Z. CHEN, F. LIU, G.C. YANG, X.Q. XU, Y.H. ZHOU *Journal of Alloys and Compounds*, L1–L5, 427 (2007)

[108] R. BENSIMON. *Les Aciers. Tom2*, 32. Pys edition, Paris (1971)
[109] FAURE, *Revue Metallurgique*, 331-334 (1936)
[110] N.P. LYAKICHEV. Les diagrammes des phases des systèmes métalliques binaires. Moscow, Machinostroenie (1996).
[111] E.A. ANSIS, V.N. ZAMKOV Svarochnoe prisvodstvo, 7, 20-22 (1961)
[112] E.A. ANSIS, V.M. PROHORENKO, L.S. CHVINDLERMAN, Svarochnoe prisvodstvo, 11, 8-9 (1965)
[113] G.R. SPEICH *Trans. AIME*, 224, 850-858 (1962)
[114] I.I. KORNILOV, N.G. BORISKINA, *Doklady AN SSSR*, 108, 1083-1085 (1956)
[115] J.L. MURRAY, Phase diagrams of binary titanium alloys, ASM International, 99–111 (1987)
[116] N.G. BORISKINA, K.P. MYASNIKOVA Titanium and its alloys. 61-67 (1962)
[117] M.M.STUPEL, M. BAMBARGER, M. RON *J. Less-Common Met*, 123, 1-7 (1986)
[118] O.G. BYKOVSKIY, I.V. TKACHENKO. Avtomaticheskaya svarka, 9, p.414 (1987)
[119] V.IVANCHENKO, T. PRYADKO: *Chromium – Iron – Titanium*. Effenberg, Günter, Ilyenko, Svitlana (ed.). SpringerMaterials - The Landolt-Börnstein Database, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008. DOI: 10.1007/978-3-540-74199-2_17
[120] K. P. GUPTA, Journal Of Phase Equilibria 23 (2002) 541-547
[121] U. ZWICKER, E. KALSH, T. NISHIMURE, D. OTT, H. SEILSTORFER *Metall*,20, 1252-1255 (1966)
[122] U. ZWICKER *Z. Metallocunde*, 53, 709-714 (1962)
[123] E. RAUB, P. WALTER, M. ENGEL *Z. Metallocunde*, 43, 112-118 (1952)
[124] N. KARLSSON *J.Inst.Metals*, 79, 391-405 (1951)
[125] V.N. EREMENKO, Y.I. BUYANOV, S.B. PRIMA, *Poroshkovaya metallurgiya*, 42, 77-86 (1966)
[126] V. N. EREMENKO, Y.I. BUYANOV, N.M. PANCHENKO, *Poroshkovaya metallurgiya*, 89, 73-78 (1970)
[127] R. MARKANDEYA, S. NAGARJUNA, D.S. SARMA , *Materials Science and Engineering A* 371, 291–305 (2004)
[128] S. NAGARJUNA, M. SRINIVAS A, K. BALASUBRAMANIAN D.S. SARMA *Materials Science and Engineering A*, 259, 34–42 (1999)
[129] A.A. HAMEDA, L. BLAZ *Materials Science and Engineering A,* 254, 83–89 (1998)
[130] M.R. BATENI, F. ASHRAFIZADEH, J.A. SZPUNAR, R.A.L. DREW *Wear*, 253, 626–639 (2002)
[131] S. NAGARJUNA, M. SRINIVAS *Materials Science and Engineering A*, 335, 89–93 (2002)
[132] S. NAGARJUNA, M. SRINIVAS, K. BALASUBRAMANIAN, D. S. SARMA *Acta mater*,44, 2285.-2293 (1996)
[133] PH. SHANK Structure of Double Alloys, Metallurgy, Moscow, (1973)
[134] M.G. HAN, A.M. ZAKHAROV, M.B.ZAKHAROV *Isvestiya vuzov.Tsvetnaya metallurgiya*, 1, 104-109 (1970)
[135] J.A. VAN BEEK, A.A. KODENTSOV, F.J.J. VAN LOO, *Journal of Alloys and Compounds*, 217, 97-103 (1995)
[136] F.J.J. VAN LOO, G.F. BASTIN, A.J.H. LEENEN *J. Less-Common Met*., 57, 111 (1978)
[137] M. HANSEN in Constitution of binary alloys, McGraw-Hill, New York (1958)
[138] F.J.J.VAN LOO, J.W.G.A VROJLIK , G.F.BASTIN *J.Less-Common Met.*, 77, 121 (1981)
[139] A.R. ABDULOV, L.A. DREVAL', P.G. AGRAVAL, M.A. TURCHANIN, Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2009, No. 5, pp. 371–376. © Pleiades Publishing, Ltd., 2009.Original Russian text published in Metally, 5 (2009) 3–9.
[140] T.VELIKANOVA, M. TURCHANIN: *Copper – Iron – Titanium*. G. Effenberg, S. Ilyenko (ed.). Springer Materials - The Landolt-Börnstein Database. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008. DOI: 10.1007/978-3-540-78644-3_4

# Chapitre 2. Assemblage cuivre-inox par faisceau laser Nd:YAG continu et faisceau d'électrons : étude expérimentale

## 2.1. Introduction

La soudabilité des assemblages cuivre-AISI 316L est déterminée principalement par les propriétés du système Cu-Fe, dont les composants sont partiellement miscibles à l'état liquide et solide et ne forment pas de composés intermétalliques fragiles. La difficulté d'assembler ces matériaux réside dans la grande différence de conductivité thermique et de température de fusion ainsi que la non mouillabilité de l'acier austénitique par le cuivre fondu.

Les méthodes d'assemblage par les faisceaux de haute énergie sont plus adaptées à la problématique du soudage hétérogène que les méthodes conventionnelles. L'application locale de gradients de températures particulièrement forts à l'échauffement comme au refroidissement permet de niveler la différence de propriétés physiques des métaux ainsi que de stabiliser les structures et les phases métastables en condition d'équilibre. Nous avons choisi deux méthodes d'assemblage par faisceaux de haute énergie : le soudage continu par laser Nd:YAG et le soudage par faisceaux d'électrons. Le soudage laser permet de réaliser des assemblages précis avec une géométrie sophistiquée, mais le faible coefficient d'absorption du faisceau par les métaux (surtout dans le cas du cuivre) rend ce procédé moins efficace du point de vue énergétique par rapport au soudage par faisceau d'électrons qui se réalise dans une chambre à vide.

Le but de l'étude expérimentale est de comprendre l'influence des paramètres opératoires de soudage sur :

- la morphologie de la soudure (forme du bain fondu, hétérogénéité, défauts etc.) ;
- la composition chimique (proportion globale des matériaux fondus, distribution des éléments dans le bain fondu, microstructures développées et phases) ;
- les propriétés mécaniques (résistance à la rupture et déformation, variation de la dureté).

L'objectif est d'identifier les phénomènes physiques ayant lieu dans le bain fondu et de donner ainsi les conditions et les hypothèses nécessaires à la création des modèles numériques quantifiant ces phénomènes.

La morphologie du bain fondu est déterminée par la superposition de la conduction et de la convection. Le premier point est d'obtenir une "représentation" de la forme du capillaire de vapeur dont l'observation directe est difficile voir impossible. En tant que source de chaleur volumique, le capillaire de vapeur détermine (si on néglige l'influence de la convection) la géométrie de la soudure : sa profondeur et sa forme. Inversement, les fluctuations de la forme de la zone fondue peuvent indiquer l'évolution de la forme du capillaire. L'observation des coupes dans trois plans perpendiculaires permet de recréer une géométrie de capillaire simplifiée qui sera introduite ensuite dans un modèle numérique comme source volumique de chaleur.

L'évolution de la forme du bain fondu avec la durée du cycle thermique peut indiquer, pour le soudage continu, l'importance du transfert convectif de la chaleur. En connaissant les propriétés physiques des matériaux, l'importance des différentes forces convectives, le régime et la vitesse d'écoulement peuvent être estimés.

La composition chimique globale des joints est déterminée par les conséquences des différences des températures de fusion et de vaporisation des matériaux dissimilaires, par l'apport énergétique et la durée de cycle thermique et la position de la source d'énergie par rapport au plan de joint. Dans le même temps, la distribution spatiale des éléments ainsi que des phases résultantes peuvent être influencées par le régime et le sens d'écoulement du fluide.

Le comportement mécanique est le critère majeur retenu pour évaluer la soudabilité des assemblages hétérogènes. Si la rupture se passe dans la zone fondue, cela indique la présence d'un problème métallurgique : fissuration ou fragilisation de la soudure suite à une composition chimique locale défavorable. Par contre, la rupture en dehors de la zone fondue indique une bonne qualité de l'assemblage. Cette partie de l'étude permettra de déterminer la plage opératoire des paramètres correspondant à la meilleure résistance de l'assemblage.

## 2.2. Assemblage cuivre-inox par faisceau laser Nd:YAG continu

Une étude expérimentale permettant d'appréhender le mécanisme de formation des soudures hétérogènes entre les matériaux partiellement miscibles et dont l'un est fortement réfléchissant à 1,06µm, a été réalisé. Les sous-parties de cette étude cherchent à répondre aux questions :

- quelle est l'influence de la puissance et de la vitesse de soudage sur la géométrie des soudures laser Nd:YAG ?
- quelle est la forme possible et l'évolution du capillaire de vapeur en fonction de l'apport énergétique et de la vitesse de soudage ?
- quel est le rôle de la convection dans la morphologie de la soudure laser ?
- dans quelles limites, la composition des soudures change et quelle est la distribution spatiale des éléments ?
- quelle est la microstructure des soudures, quelles phases peut-on attendre lors du soudage ?
- quelles conditions déterminent la résistance mécanique des soudures ?

### 2.2.1. Les conditions opératoires

Les paramètres opératoires pour le soudage laser continu sont :

- *la puissance du faisceau P (W),*
- *le diamètre de tache focale d (µm),*
- *la vitesse de soudage Vs (m/min),*
- *la position du faisceau par rapport au plan du joint.*

Pour caractériser la quantité d'énergie qui arrive à la surface du joint, nous utilisons le terme d'énergie linéique, calculée comme :

$$E_l = \frac{P}{V_s} \ (J/m) \qquad \textbf{(2-1)}$$

La puissance du faisceau et la vitesse de déplacement de la pièce (ou vitesse de soudage) ont été choisis comme des paramètres variables car ils déterminent l'apport énergétique et sont facilement modifiables expérimentalement.

Trois séries d'essais en configuration bord à bord, ont été réalisées :

1.- les essais préliminaires, permettant d'identifier la plage du travail ;
2.- variation de la puissance de 0,6 à 4 kW à Vs constante (croissance d'énergie apportée);
3.- variation de la vitesse de 0,5 à 2 m/min à P constante (diminution d'énergie apportée).

Dans toutes nos expériences, le diamètre de la tache focale était de 200 µm de et le faisceau était centré par rapport au plan du joint. L'argon a été utilisé comme gaz de protection. Les conditions opératoires sont présentées dans le Tableau 2-1. La mise en œuvre du soudage est décrite dans l'annexe 2. Les macrographies des soudures sont regroupées sur Planche 2-1, p. 110.

Tableau 2-1.Les conditions opératoires du soudage cuivre-inox par laser Nd:YAG continu.

| No | Puissance (W) | Vs (m/min) | $E_l \cdot 10^{-5}$ (J/m) |
|---|---|---|---|
| **Essais préliminaires** | | | |
| L 1_1 | 800 | 0,3 | 1,60 |
| L 2_1 | 1125 | 0,6 | 1,13 |
| L 3_1 | 2000 | 1,1 | 1,09 |
| L 4_1 | 3000 | 1,5 | 1,20 |
| **Variation de puissance** | | | |
| L 1_2 | 600 | 1 | 0,36 |
| L 2_2 | 800 | 1 | 0,48 |
| L 3_2 | 1000 | 1 | 0,60 |
| L 4_2 | 1500 | 1 | 0,90 |
| L 5_2 | 2000 | 1 | 1,20 |
| L 6_2 | 3000 | 1 | 1,80 |
| L 7_2 | 3500 | 1 | 2,10 |
| L 8_2 | 4000 | 1 | 2,40 |
| **Variation de vitesse** | | | |
| L 1_3 | 2000 | 0,5 | 2,40 |
| L 2_3 | 2000 | 1,5 | 0,80 |
| L 3_3 | 2000 | 2 | 0,60 |

### 2.2.2. La morphologie des soudures

Suite à la grande différence de réflectivité des matériaux, les soudures hétérogènes cuivre-AISI 316L ont typiquement un aspect asymétrique. La partie dominante de la zone fondue se trouve côté inox, alors que le cuivre est très peu fondu. Si on compare les joints cuivre-AISI316L avec les jonctions homogènes AISI 316L-AISI 316L réalisés avec les mêmes conditions, les profils des zones fondues côté inox sont quasi-identiques, alors que les profils des zones fondues côté cuivre sont différentes (Figure 2-1). La dissymétrie de la zone fondue par rapport au plan de joint résulte d'un apport énergétique insuffisant pour creuser le capillaire dans le cuivre car l'absorption du rayonnement laser par ce dernier est nettement inférieure à l'inox. Le capillaire est alors décalé vers l'inox. Evidement, à forte puissance, ce phénomène disparaît.

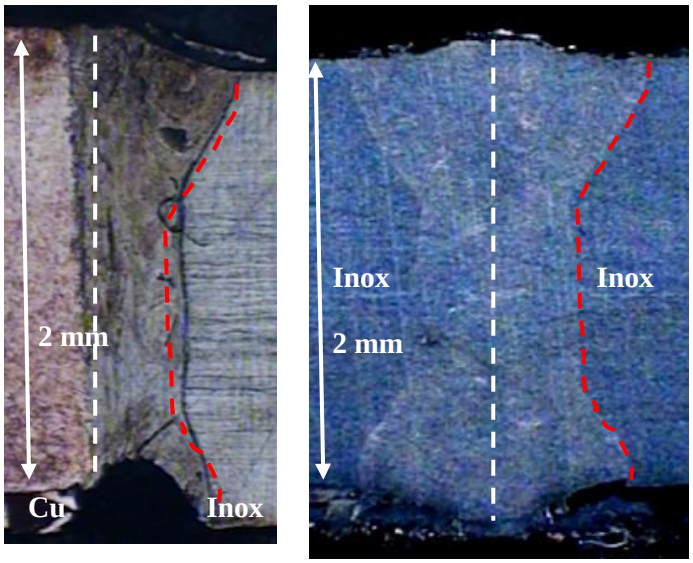



Figure 2-1. Comparaison des profils du bain fondu pour le joint hétérogène cuivre-AISI 316L (a) et le joint homogène AISI 316L-AISI 316L (paramètres de soudage sont P = 1 kW, Vs = 1 m/min).

L'élargissement, endroit de la soudure (tête de clou), se forme suite à l'action de la vapeur métallique sortant du capillaire et par la convection thermo capillaire.

### *Influence de la puissance sur la géométrie des soudures*

Pour étudier l'influence de la puissance du faisceau sur les dimensions du joint, nous avons comparé des essais faits avec des puissances différentes à vitesse de soudage constante, en mesurant les largeurs endroit et envers des soudures ($W_h$ et $W_b$).

Les courbes $W_h = f(P)$ et $W_b = f(P)$ peuvent être divisées en trois domaines (Figure 2-2) :

- jusqu'à 1000 W, la largeur augmente rapidement. Cela correspond à la fusion de l'inox alors que la température de fusion du cuivre n'est pas atteinte. Le capillaire de vapeur se creuse uniquement dans l'inox. Par exemple, pour des puissances faibles ($<0{,}6 \cdot 10^5$ J/m), il a été observé que la racine de la soudure est déviée visiblement côté inox, ce qui explique l'asymétrie du capillaire par rapport au plan du joint (Figure 2-5 a, Figure 2-6, a).
- largeurs constantes jusqu'à 3,5 kW. Cela correspond à la formation des capillaires côtés inox et cuivre, mais une grande part de l'énergie incidente sur le cuivre est dissipée sous forme de chaleur du fait de sa forte conductivité thermique, ce qui ne permet pas de fondre les matériaux en proportions égales (L 3_2-L 5_2).
- augmentation des largeurs quand la puissance augmente au delà de 3,5kW. Cela correspond à la situation où les pertes par conduction en cuivre sont compensées par le surplus énergétique et donc la largeur augmente brusquement grâce à la fusion côté cuivre (L 7_2).

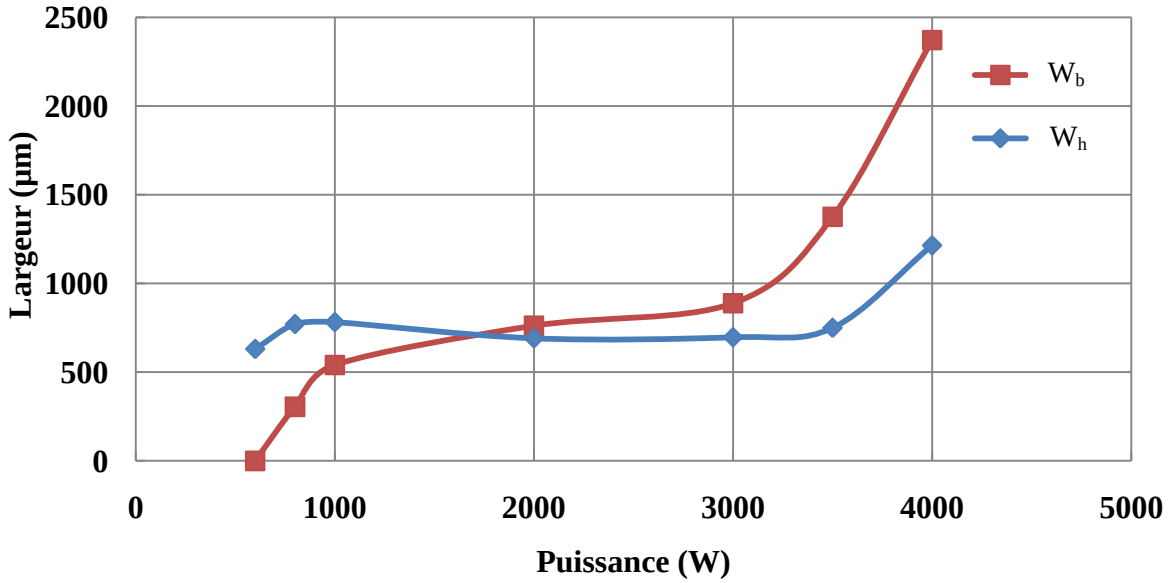
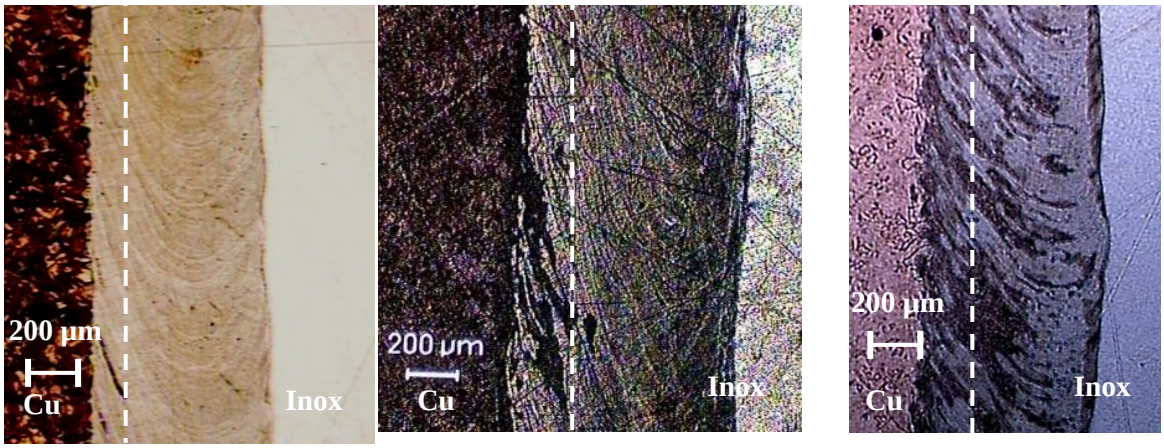



Figure 2-2. Evolution de la largeur endroit ($W_{h\ -\ haut}$) et envers ($W_{b\ -\ bas}$) des zones fondues des joints cuivre-AISI 316L avec l'augmentation de la puissance (Vs = 1m/min).

Ces trois cas sont également illustrés Figure 2-3. Les joints idéalement homogènes sont produits pour les puissances faibles (P =1 kW), alors que pour des puissances moyennes (P = 2kW) les lamelles du cuivre fondu amenées par le flux d'inox fondu sont observables. Pour les fortes puissances, le cuivre fondu occupe des zones importantes dans le joint. La composition chimique des joints et la distribution des éléments sont discutées dans le paragraphe 2.1.3.




**P = 1 kW** **P = 2 kW** **P = 3 kW**
**$E_l = 0{,}6 \cdot 10^5$ J/m** **$E_l = 1{,}2 \cdot 10^5$ J/m** **$E_l = 1{,}8 \cdot 10^5$ J/m**

Figure 2-3. Evolution de la morphologie à mi-hauteur de la soudure sur le plan horizontal des joints cuivre-AISI 316L avec l'augmentation de puissance.

### *Influence de la vitesse de soudage sur la géométrie des soudures*

La vitesse de soudage est le paramètre qui détermine la durée du cycle thermique et contrôle le développement des phénomènes de convection dans le liquide.

Les largeurs des zones fondues ($W_h$ et $W_b$) évoluent en fonction de la puissance et de la vitesse de soudage (Figure 2-4). Pour les puissances faibles (P = 800 W), $W_h$ diminue rapidement avec l'augmentation de la vitesse de soudage, ce qui correspond à la diminution de l'apport énergétique. Par contre, dans le cas de puissances fortes (P = 2 kW), $W_h$ et $W_b$ augmentent avec la vitesse jusqu'à Vs ≈ 1,5 m/min. Cela peut s'expliquer par un excès d'énergie (surpuissance) se traduisant par un élargissement de la largeur envers. Au-delà de Vs = 1,5 m/min, l'apport d'énergie est juste suffisant pour la formation d'une zone fondue à bord droit.

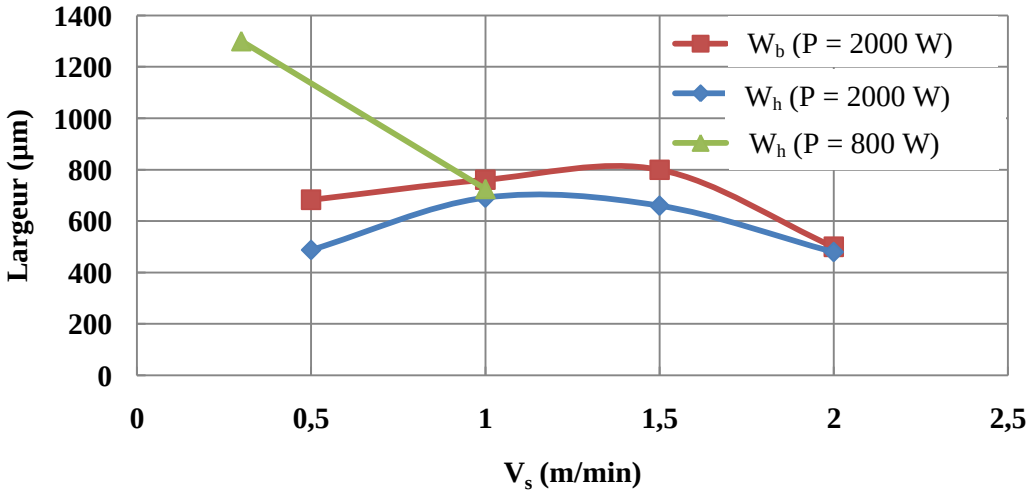



Figure 2-4. Evolution des largeurs endroit ($W_h$) et envers ($W_b$) des joints cuivre-AISI 316L en fonction de la vitesse de soudage.

La vitesse de soudage joue un rôle primordial dans le développement des mouvements thermo capillaires (effet Marangoni), qui peuvent influencer la géométrie de la zone fondue et conduire à l'homogénéisation de la composition chimique du bain. Pour le démontrer, deux joints réalisés avec une faible puissance et des vitesses de soudage différentes sont comparés.

La soudure (Figure 2-5) L 1_1 (P=800W et Vs= 0,3 m/min), a une largeur importante et une pénétration faible (1100 µm). La largeur est importante en haut du bain fondu côté inox, ce qui peut être attribué à la forte convection thermo capillaire dans le plan transversal. Pour l'AISI 316L, le coefficient thermique de tension de surface est négatif, alors la matière fondue circule en surface du centre du bain vers le côté. Ce mouvement limite aussi la pénétration de la soudure. Une coupe longitudinale de la soudure montre un élargissement du front de solidification preuve que la convection thermo capillaire se développe également dans la direction du soudage.

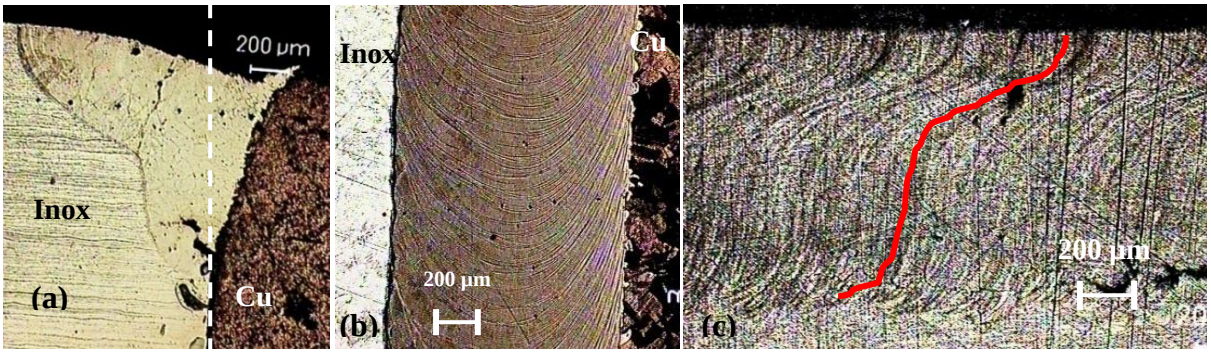



Figure 2-5. Le joint 1_1 : la coupe transversale (a), horizontale (b) et longitudinale (c).

La soudure L 1_2 (Figure 2-6), (P=600 W et Vs=1 m/min), est plus fine et plus profonde (1400 µm), car les phénomènes convectifs n'ont pas pu se produire.

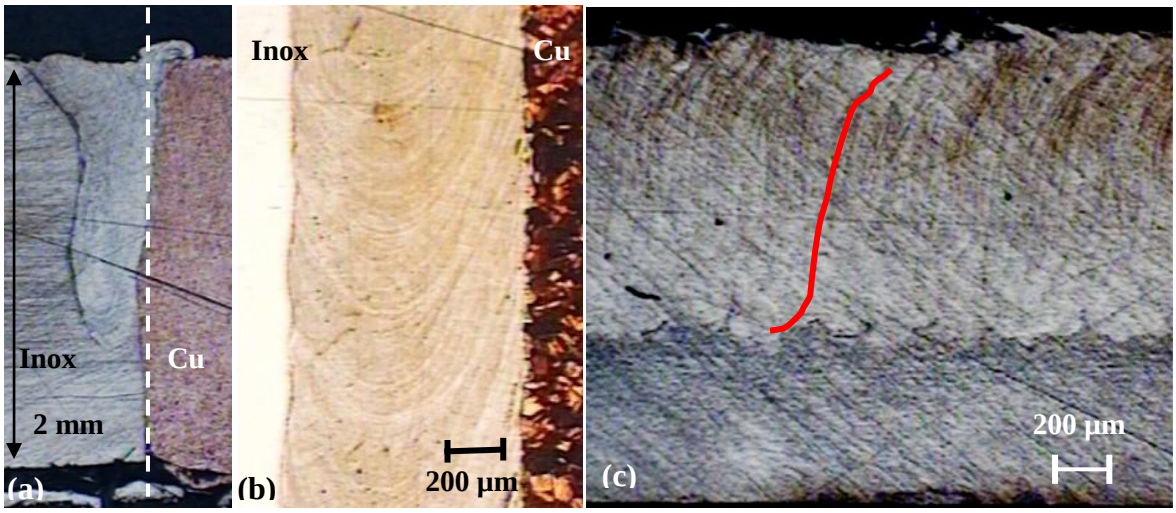



Figure 2-6. Joint L1_2 : Macrographies transversale (a), horizontale (b) et longitudinale (c).

### *Impact de l'inclinaison du capillaire sur la forme du bain*

Il est connu que sous certaines conditions de soudage à pleine pénétration, la partie inférieure du capillaire s'incline vers l'arrière [1,2]. Nous ne pouvons pas visualiser une forme 3D de capillaire pendant le procédé. Cependant, comme l'inclinaison du capillaire impacte sur le profil de solidification en arrière du bain fondu, l'observation du plan longitudinal des soudures permet d'émettre des hypothèses sur la géométrie du capillaire ce qui autorise ensuite la création d'un modèle numérique avec une forme imposée et simplifiée du capillaire.

Par l'observation de l'ensemble des macrographies longitudinales, il est possible de comprendre l'évolution du capillaire avec les changements des paramètres de soudage en

utilisant comme indicateur la forme du front de solidification. Dans la partie supérieure (haut de la zone fondue), le front présente l'allongement de la zone fondue en arrière du faisceau (traîne) qui se développe par transfert de chaleur par conduction et par convection (mouvements thermo capillaires) pendant le déplacement de la source. La partie inférieure du front de solidification s'incline en arrière en fonction de la vitesse de soudage (Figure 2-7) : pour des vitesses de soudage comprises entre 0,3 et 0,5 m/min, le front est pratiquement droit, alors qu'à partir de 0,6 m/min, une inclinaison apparaît à mi-hauteur de soudure. Pour 2 m/min, l'inclinaison commence plus haut. L'apparition de cette inclinaison ne peut pas être attribuée à la convection thermo capillaire car dans ce cas, elle aurait dû être présente également à faibles vitesses de soudage.

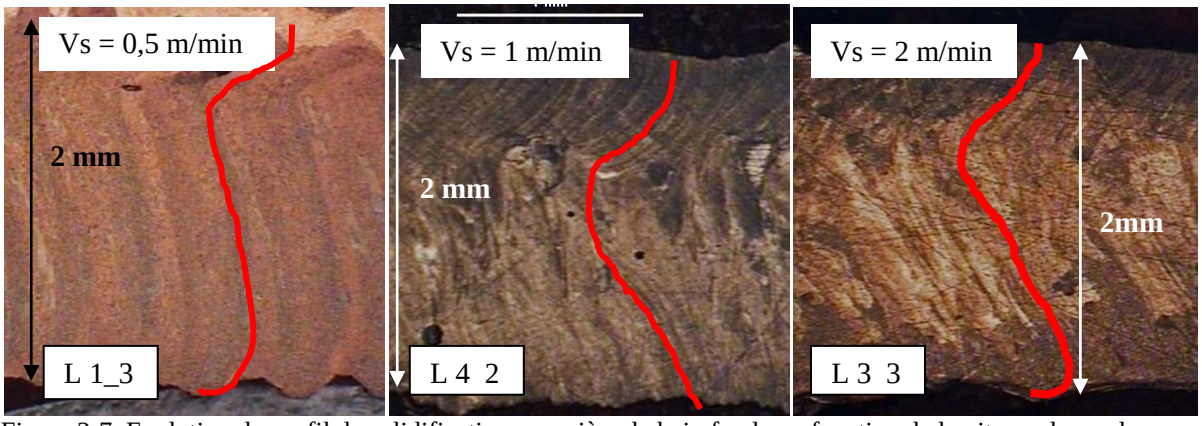


Figure 2-7. Evolution du profil de solidification en arrière du bain fondu en fonction de la vitesse de soudage.

Nous avons suivi l'évolution des deux caractéristiques du front de solidification des soudures pleinement pénétrées :

- l'angle d'inclinaison $\alpha_i$ entre la perpendiculaire à la surface de la pièce et la partie inclinée du front de solidification (Figure 2-8),
- le rapport entre la hauteur inclinée ($h_i$) du capillaire et la pénétration (H) (Figure 2-9).

L'angle d'inclinaison est égal à zéro pour les faibles vitesses de soudage et augmente d'une façon brusque pour Vs > 0,5 m/min et se stabilise vers 25° (Figure 2-8). Nous partons de l'hypothèse que l'angle d'inclinaison déterminé à partir du front de solidification est proche de l'angle d'inclinaison du capillaire. Les valeurs rapportées en bibliographie sont comprises entre 0 et 40° [3]. Ces données d'angles d'inclinaison de capillaire en fonction de la vitesse de soudage serviront par la suite dans le chapitre modélisation cuivre-inox laser.

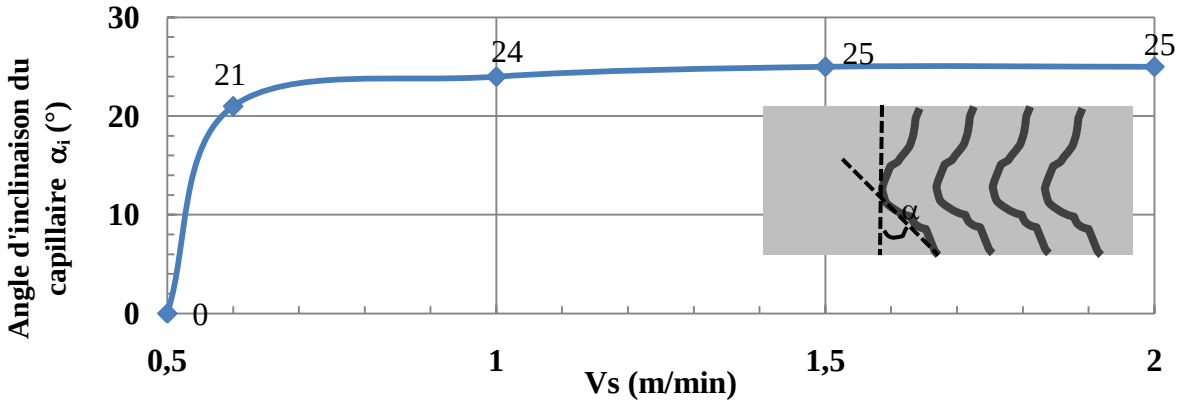


Figure 2-8. L'évolution de l'angle d'inclinaison de la partie inférieure du front de solidification en fonction de vitesse de soudage (P = 1 kW).

La hauteur de la partie inclinée du front de solidification croît avec l'augmentation de la vitesse de soudage et gagne jusqu'à 70% de la hauteur totale de la pièce pour la vitesse de 2 m/min (Figure 2-9).

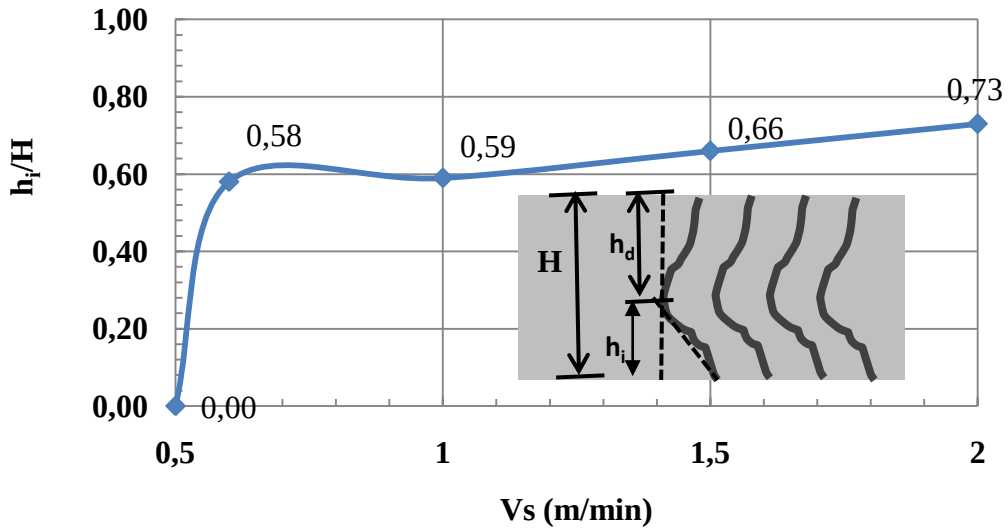



Figure 2-9. Evolution du rapport hauteur de la partie inclinée du capillaire sur la hauteur totale du capillaire (P = 1 kW).

La puissance a une influence faible sur la forme longitudinale du front de solidification. Elle ne semble pas influencer l'angle d'inclinaison (Figure 2-10), par contre elle doit être suffisamment grande pour que les soudures soient débouchantes.

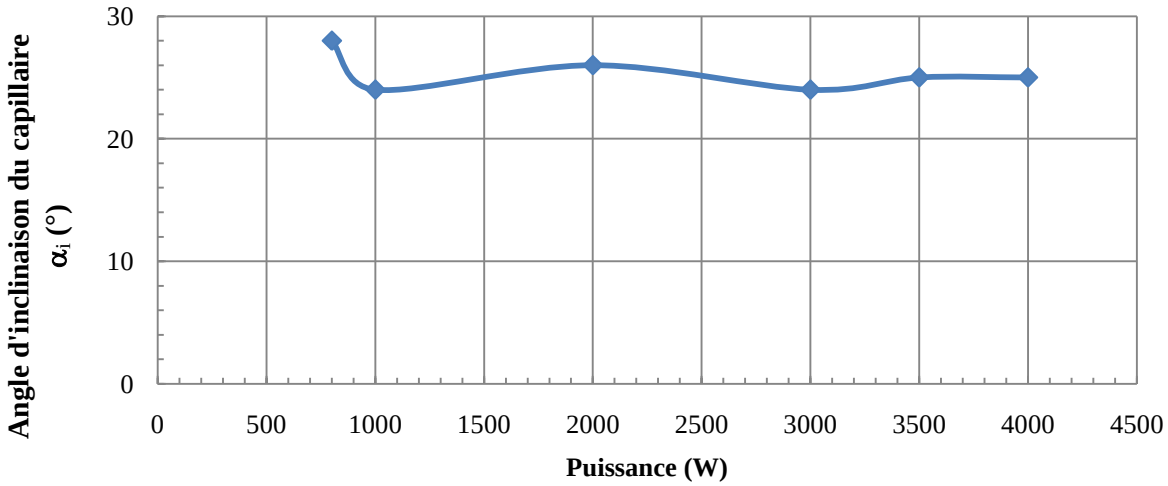



Figure 2-10. Evolution de l'angle d'inclinaison du front de solidification en fonction de la puissance (Vs = 1 m/min).

L'augmentation de la puissance diminue visiblement la hauteur de la partie inclinée du front de solidification (Figure 2-11). Ceci a été expliqué par Fabbro [3] : la forme du capillaire résulte de l'équilibre entre la vitesse de soudage qui tente de dévier le capillaire en arrière et la vitesse de perçage de capillaire qui est proportionnelle à la puissance et tente de garder le capillaire droit. Avec l'augmentation de puissance, la vitesse de perçage du capillaire devient plus importante et permet de maintenir le capillaire plus droit.

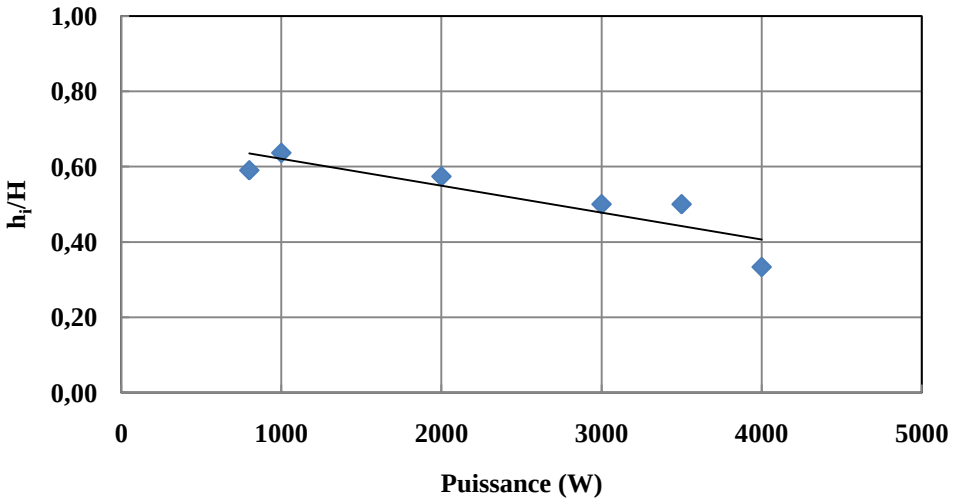



Figure 2-11. Evolution de la hauteur de la partie inclinée du front de solidification en fonction de la puissance (Vs = 1 m/min).

L'inclinaison du capillaire, sous certaines conditions, peut totalement modifier la morphologie du joint. Par exemple, les joints L 7_2 (P = 4kW, Vs = 1 m/min) et L 1_3 (P = 2kW, Vs = 0,5 m/min) ont la même énergie linéique, mais présentent une géométrie très différente : L 7_2 a une forme de clou renversé avec une zone fondue en racine très vaste, alors que L 1_3 est fin et droit. L 7_2 est dans la condition de vitesse de soudage où le capillaire est incliné en arrière, ce qui produit en combinaison avec une énergie importante, la concentration d'énergie dans la partie inférieure de la soudure (Figure 2-12, a). Si la vitesse de soudage est faible, l'inclinaison est absente et comme le capillaire est débouchant, l'excès d'énergie est dissipé hors du joint soudé, ce qui donne une zone fondue presque cylindrique et fine.

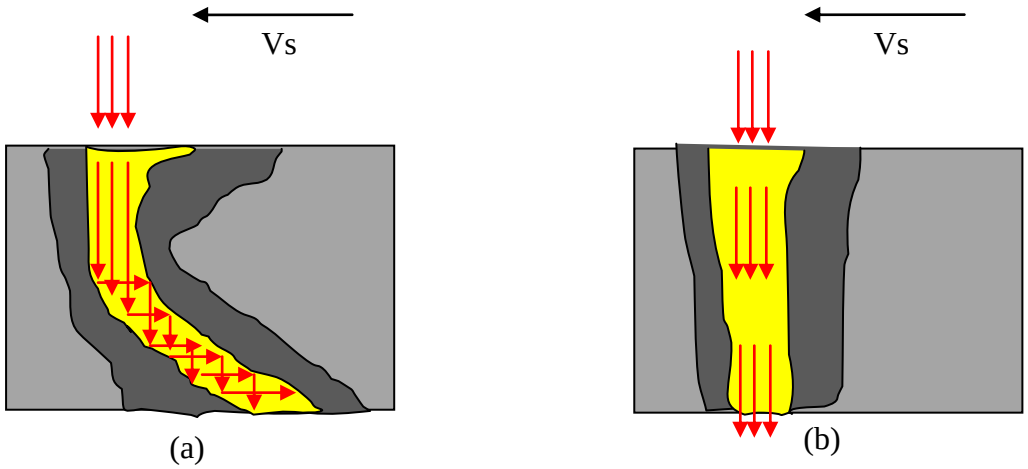



Figure 2-12. Schéma du passage du faisceau pour les joints L 7_2 (a) et L 1_3 (b).

### *Influence de l'énergie linéique*

Si les dimensions de la zone fondue sont les résultats des effets de la puissance et de la vitesse de soudage, l'énergie linéique $E_l$ = P/Vs (J/m) peut être le paramètre qui permet de quantifier l'évolution de ces dimensions.

Nous avons remarqué que pour certaines soudures, la largeur envers de la zone fondue est plus importante que la largeur endroit. Ceci peut être attribué à l'élargissement du capillaire provoqué par le piégeage du faisceau en fond de capillaire si ce dernier ne débouche pas.

La comparaison de la différence $W_h$ - $W_b$ en fonction de l'énergie linéique ($E_l$) pour tous les essais montre que l'élargissement du bain ($W_h$-$W_b$<0) apparaît après le passage d'un seuil énergétique de $0{,}6 \cdot 10^5$ J/m.

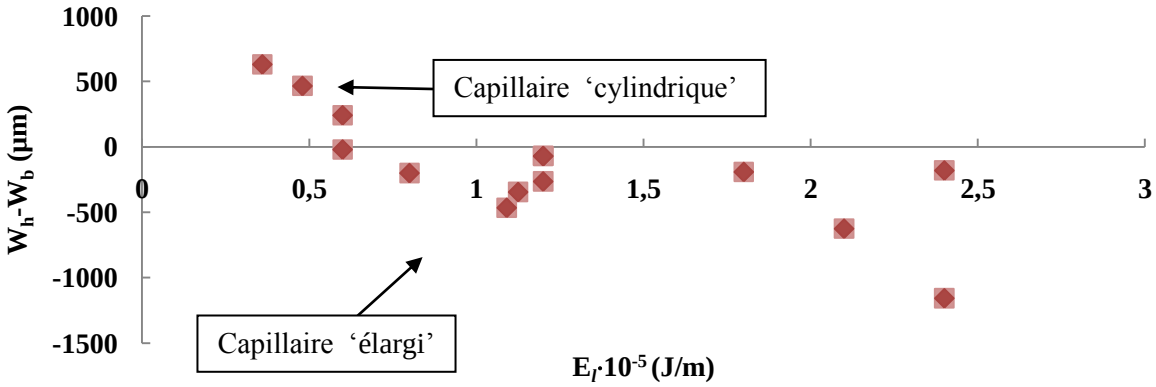



Figure 2-13. Différence entre les largeurs endroit et envers de la soudure en fonction de l'énergie linéique.

Pour des énergies inférieures de $0{,}6 \cdot 10^5$ J/m, les zones fondues sont droites avec une tête de clou bien visible (Figure 2-14). Pour des énergies supérieures, la forme du bain commence à évoluer : la tête de clou est remplacée par un petit bourrelet et le bain s'élargit en bas, ce qui correspond à un déplacement du maximum énergétique de la surface de la pièce (distribution gaussienne) vers le fond du capillaire (piégeage du faisceau). Le bain fondu reste asymétrique jusqu'à l'énergie de $2.10^5$ J/m quand le grand apport d'énergie compense entièrement la conductivité et la réflectivité élevées du cuivre.

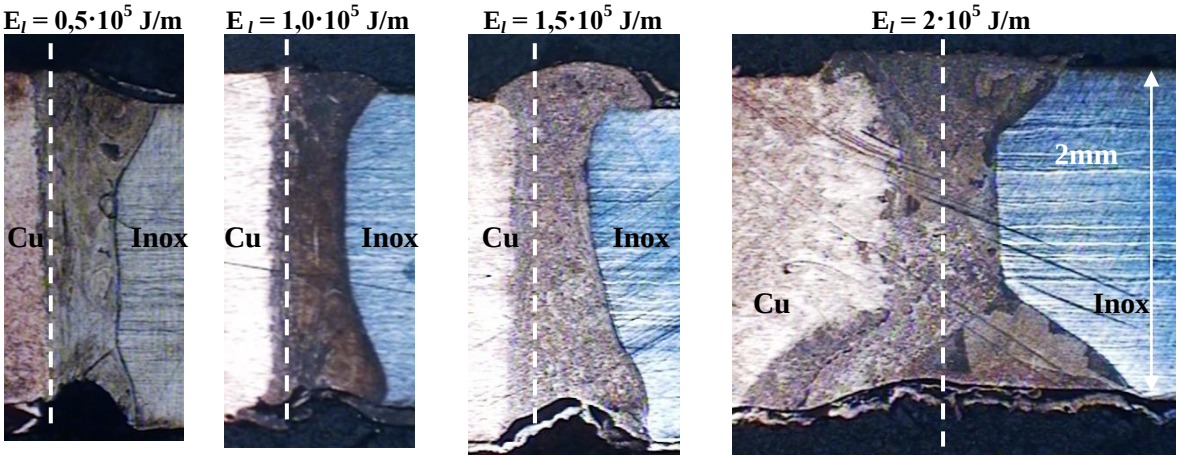



Figure 2-14. Evolution de la forme du bain avec l'augmentation de l'énergie linéique.

### *L'estimation de l'importance des forces convectives*

Le transfert de la chaleur et la distribution des éléments dans les joints hétérogènes peuvent être influencés par les phénomènes de convection. En s'appuyant sur les dimensions connues des zones fondues et les valeurs des propriétés physiques des matériaux, nous avons estimé l'importance de différentes forces de convection en utilisant des nombres adimensionnels de la mécanique des fluides.

Il est connu que la convection thermo capillaire génère dans le bain fondu des écoulements beaucoup plus rapides (1-5 m/s) que les autres phénomènes hydrodynamiques.

Ainsi, la vitesse de la convection thermo capillaire peut être considérée comme la vitesse maximale de convection du métal liquide. D'après la forme de la zone fondue des soudures, il semble se former deux tourbillons de convection thermo capillaire qui se développent en haut et en bas de la soudure, là où le métal liquide est en contact avec l'air. Comme le coefficient thermique de tension superficielle est négatif, la convection se réalise du centre vers la périphérie de la soudure et donc le tourbillon est concentré près de l'interface métal liquide/atmosphère. Par contre, au milieu de la soudure, l'influence de la convection thermo capillaire est minimale. Nous avons estimé les valeurs du nombre de Marangoni (Ma) et la vitesse maximale de la convection thermo capillaire ($U_{max}$) développée en haut et en bas de la soudure, en utilisant les propriétés de l'inox fondu, par :

$$M_a = \frac{\gamma_M \cdot (T_v - T_f) \cdot W \cdot \rho \cdot C_{p;}}{k \cdot \eta}; U_{max} = \sqrt[2/3]{\frac{(T_v - T_f) \cdot \gamma_M}{0.664 \cdot (\rho \cdot \eta \cdot W)^{1/2}}}, \quad \textbf{(2-2)}$$

ou W - la largeur de la zone fondue.

Des nombres de Marangoni de l'ordre de $10^4$ ont été retrouvés (Figure 2-15), ce qui confirme l'importance de la convection thermocapillaire. Le transfert de chaleur par la convection thermocapillaire augmente en fonction de la puissance du laser et atteint les valeurs maximales quand le bain fondu devient symétrique. La variation de vitesse de soudage influe moins sur Ma que la puissance. Par contre, pour les grandes vitesses de soudage (Vs ≥2 m/min), le volume de métal fondu est trop faible pour développer une convection thermocapillaire importante dans le plan transversal.

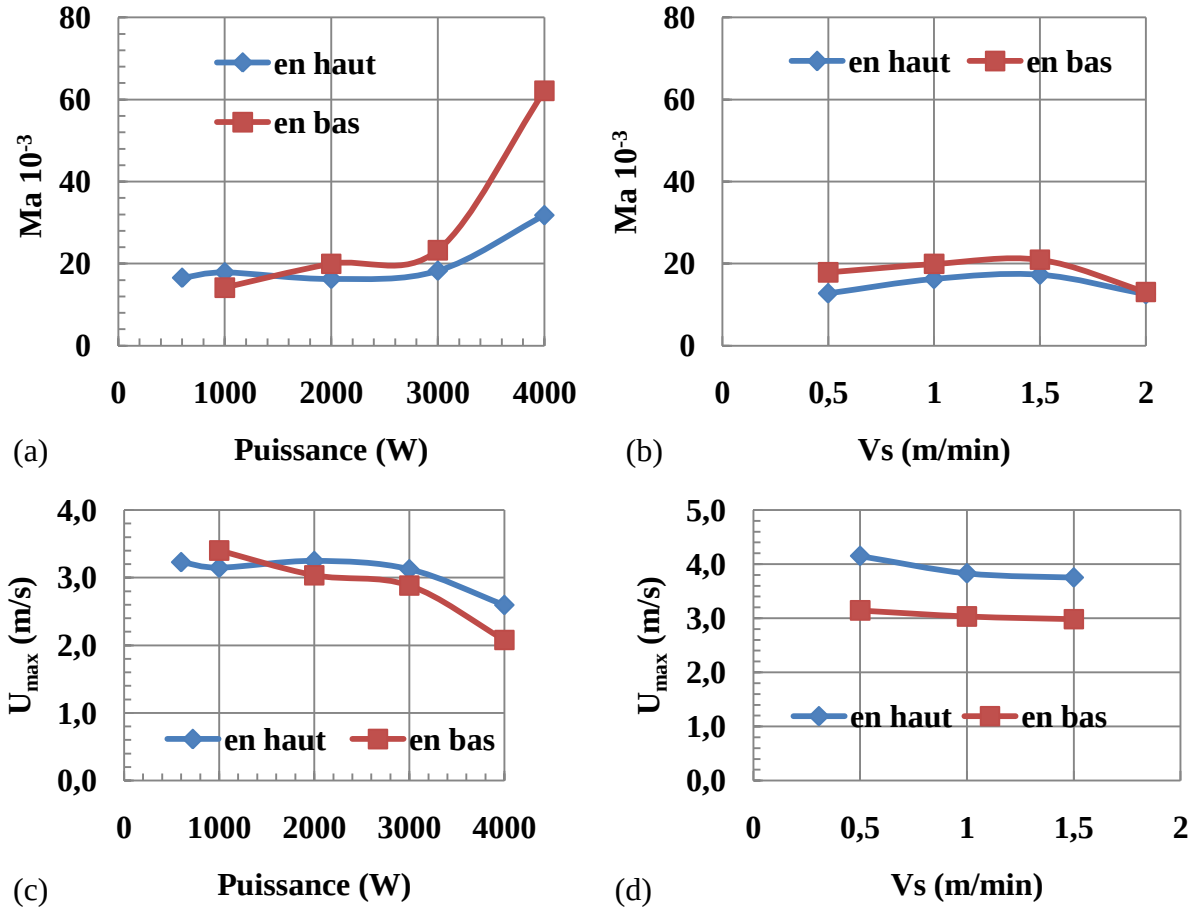



Figure 2-15. Evolution du nombre de Marangoni (a, b) et de la vitesse maximale de convection thermocapillaire (c,d).

Les vitesses de la convection thermocapillaire sont estimées à environ 2 à 3 m/s. Elles diminuent quand la puissance de laser augmente et restent constantes quand la vitesse de soudage $V_s$ est supérieure à 2 m/min.

La convection en bas de la soudure est moins importante qu'en haut pour les faibles puissances de laser et inversement pour les puissances maximales ce qui correspond à l'apparition d'un élargissement dans la partie inférieure de la soudure.

Il faut préciser, que ces calculs considèrent seulement la convection dans le plan transversal des soudures, alors que dans le plan longitudinal, la convection thermocapillaire doit aussi avoir lieu. Cependant, il est impossible d'estimer la longueur du bain liquide, n'ayant pas d'indication sur le front avant du capillaire.

Pour démontrer la différence des modes de transfert de la chaleur en fonction de la hauteur de la soudure, nous avons comparé les nombres de Péclet en haut, au milieu et en bas des soudures (Figure 2-16) :

$$P_e = \frac{U \cdot W \cdot C_p \cdot \rho}{k}, \qquad \textbf{(2-3)}$$

où $U$ est la vitesse de convection considérée comme $u_{max}$ aux interfaces métal liquide/air et comme Vs au centre de la soudure (pas d'influence de la convection thermocapillaire) et W – la largeur du bain fondu dans l'endroit considéré.

Il en résulte que Pe est inférieure à $10^3$ en haut et en bas de la soudure, alors qu'au milieu, Pe est inférieur à 1, prouvant la prépondérance du transfert de la chaleur par conduction (Figure 2-16a). Avec l'augmentation de la vitesse de soudage, Pe augmente légèrement, mais passe à Pe<1 pour Vs ≥2 m/min, quand la convection thermocapillaire disparaît (Figure 2-16b).

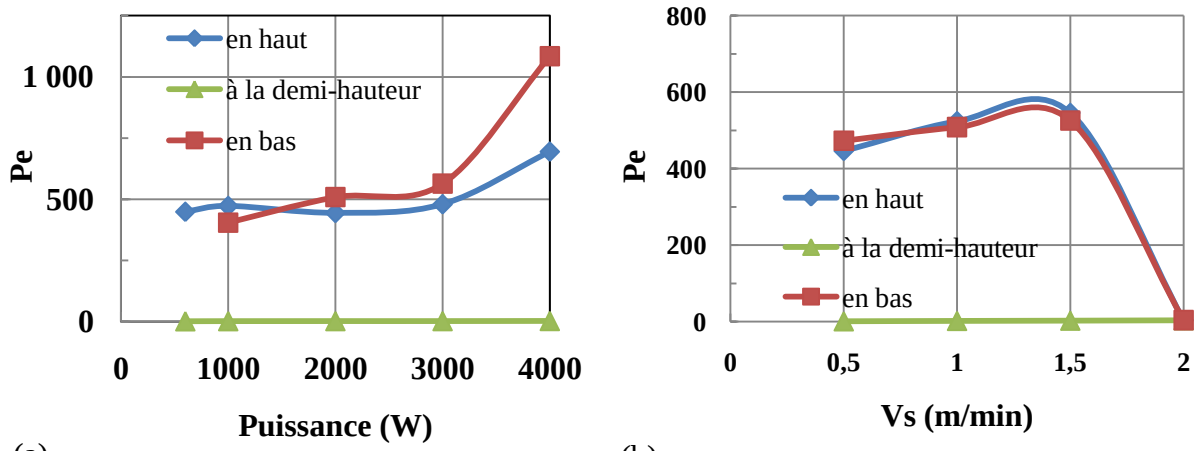



Figure 2-16. Nombre de Peclet en fonction de la puissance de laser (a) et la vitesse de soudage (b).

Les autres phénomènes moins prononcés sont la convection verticale générée par la force d'Archimède et l'écoulement horizontal autour du capillaire de la vapeur. La concurrence de ces deux écoulements a été estimée en utilisant le nombre de Grashof :

$$G_r = \frac{g \cdot \beta \cdot {L_b}^3 \cdot (T_v - T_f) \cdot \rho^2}{\eta^2}; \qquad \textbf{(2-4)}$$

où $W_A = 1/8 \cdot L$ : distance caractéristique de l'écoulement buyancy.

Les valeurs du nombre de Grashof montrent que c'est la convection naturelle qui domine à partir de 3kW (Figure 2-17). La vitesse de la convection buyancy a été estimée comme $U = \sqrt{g \cdot \beta \cdot H \cdot (T_v - T_f)} \approx 0{,}025$ m/s.

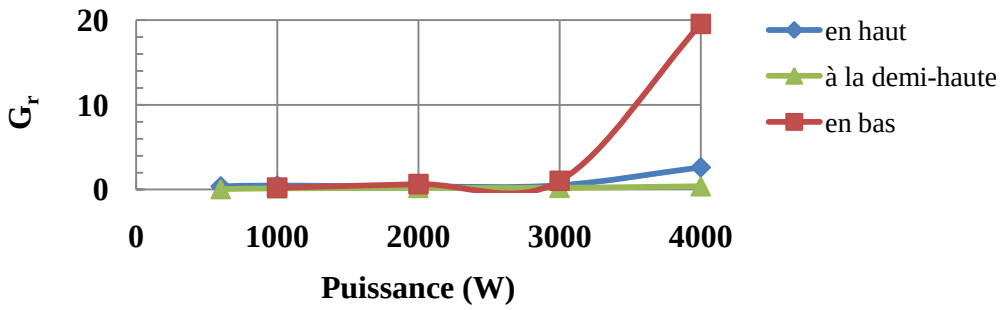



Figure 2-17. Nombre de Grashof en fonction de la puissance de laser.

Le régime d'écoulement est différent entre les extrémités et le milieu de la soudure (Figure 2-18). Pour étudier ces régimes d'écoulement, comparons les valeurs du nombre de Reynolds calculées comme $R_e = U \cdot d/\nu$ où U est la vitesse du liquide ($U = U_{max}$ aux extrémités de la soudure et U = Vs au milieu de la soudure) et d est la largeur de bain fondu et ν la viscosité cinématique du matériau.

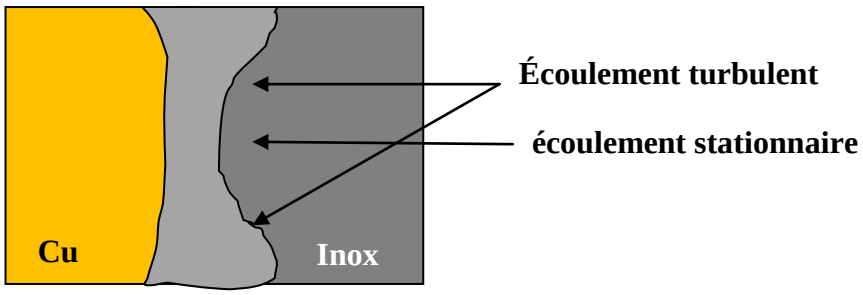



Figure 2-18. Le régime d'écoulement dans les différentes parties de soudure.

En haut et en bas du bain fondu, la convection thermocapillaire conduit aux grands nombres de Reynolds qui correspondent au régime d'écoulement turbulent ($Re = 10^4$), alors qu'au milieu du bain, le régime d'écoulement est stationnaire avec recirculation ($Re \leq 10$) (Figure 2-18).

L'augmentation de la puissance laser conduit à une légère augmentation du nombre de Reynolds en élargissant le bain fondu. Sur les extrémités du bain, Re augmente en fonction de la vitesse de soudage jusqu'à Vs = 2 m/min où la convection thermocapillaire ne se produit plus dans le plan transversal. Re retombe à une valeur de 10.

Les dimensions des soudures et les nombres adimensionnels calculés sont réunis dans le Tableau 2-2.

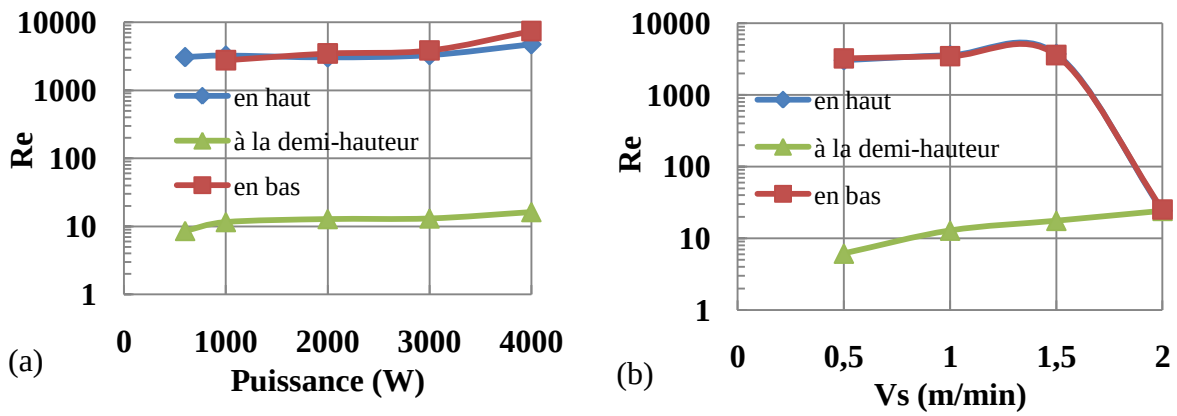



Figure 2-19. Evolution du nombre de Reynolds à différents points de la zone fondue.

Tableau 2-2.Les caractéristiques d'écoulement dans les différents endroits du bain fondu.

| No | P (W) | Vs (m/min) | En haut de la soudure | | | | | | A mi-hauteur de la soudure | | | | En bas de la soudure | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | $W_h$ (µm) | Ma ($\times 10^4$) | $U_{max}$ (m/s) | Pe ($\times 10^2$) | Gr | Re ($\times 10^3$) | $W_{1/2}$ (µm) | Pe ($\times 10^2$) | Gr | Re ($\times 10^3$) | $W_b$ (µm) | Ma ($\times 10^4$) | $u_{max}$ (m/s) | Pe ($\times 10^2$) | Gr | Re ($\times 10^3$) |
| **Variation de puissance** | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| L 1_2 | 600 | 1 | 631 | 2,1 | 3,2 | 4,49 | 0,37 | 3,08 | 340 | 0,01 | 0,06 | 0,01 | 0 | - | - | 0,00 | - | - |
| L 3_2 | 1000 | 1 | 682 | 2,3 | 3,1 | 4,73 | 0,47 | 3,24 | 460 | 0,02 | 0,14 | 0,01 | 540 | 1,4 | 3,4 | 4,05 | 0,23 | 2,77 |
| L 5_2 | 2000 | 1 | 621 | 2,1 | 3,2 | 4,44 | 0,35 | 3,04 | 510 | 0,02 | 0,19 | 0,01 | 761 | 2,0 | 3,0 | 5,08 | 0,65 | 3,49 |
| L 6_2 | 3000 | 1 | 697 | 2,3 | 3,1 | 4,80 | 0,50 | 3,29 | 520 | 0,02 | 0,21 | 0,01 | 888 | 2,3 | 2,9 | 5,64 | 1,03 | 3,86 |
| L 8_2 | 4000 | 1 | 1214 | 4,1 | 2,6 | 6,94 | 2,63 | 4,76 | 647 | 0,02 | 0,40 | 0,02 | 2371 | 6,2 | 2,1 | 10,85 | 19,56 | 7,44 |
| **Variation de vitesse** | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| L 1_3 | 2000 | 0,5 | 488 | 1,6 | 4,2 | 4,46 | 0,17 | 3,06 | 488 | 0,01 | 0,17 | 0,01 | 683 | 1,8 | 3,1 | 4,73 | 0,47 | 3,24 |
| L 5_2 | 2000 | 1 | 621 | 2,1 | 3,8 | 5,24 | 0,35 | 3,59 | 510 | 0,02 | 0,19 | 0,01 | 761 | 2,0 | 3,0 | 5,08 | 0,65 | 3,49 |
| L 2_3 | 2000 | 1,5 | 660 | 2,2 | 3,8 | 5,46 | 0,42 | 3,74 | 465 | 0,03 | 0,15 | 0,02 | 800 | 2,1 | 3,0 | 5,26 | 0,75 | 3,60 |
| L 3_3 | 2000 | 2 | 480 | 1,6 | - | 0,00 | 0,16 | 0,00 | 480 | 0,04 | 0,16 | 0,02 | 500 | 1,3 | - | 0,00 | 0,18 | 0,00 |

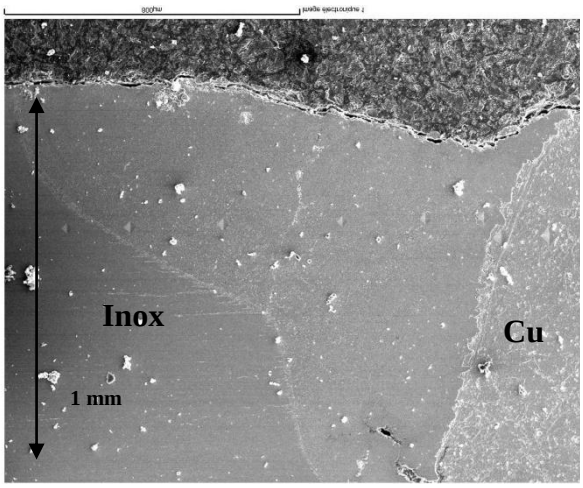
### 2.2.3. La composition chimique des soudures

La composition chimique de la soudure ainsi que la distribution spatiale des éléments peuvent servir comme sources d'information sur le mécanisme de mélange. L'analyse EDS nous a permis de cartographier la composition chimique de la zone fondue, d'avoir une idée sur les phases présentes et d'estimer les volumes fondus des matériaux de base.

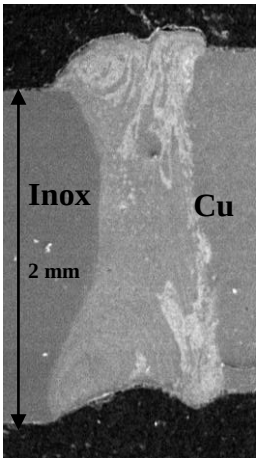
#### *Compositions globale et spatiale*

L'analyse chimique globale de la zone fondue donne la proportion de métaux dissimilaires fondus. En comparant la proportion des composants avec la limite de leur solubilité respective, on peut classer les soudures en deux groupes :

- la limite de solubilité n'est pas dépassée et la distribution des éléments dans les solutions solides continues est contrôlée par la diffusion et la convection (Figure 2-20a),
- la limite de solubilité est dépassée, ce qui indique la possibilité de formation de zones non-miscibles de solutions solides saturées (Figure 2-20b).




a) P = 2000 W, Vs = 1 m/min




b) P= 3000 W, Vs = 1,5 m/min

Figure 2-20. Images MEB en contraste topographique de zones fondues.

Il est connu que lors d'un refroidissement rapide, ce qui est le cas du soudage laser, les conditions hors équilibre peuvent être stabilisées. Selon l'analyse EDX, l'homogénéité de la zone fondue (formation d'une seule phase) est préservée jusqu'à la concentration de 18-20%at. de Cu dans la structure austénitique, ce qui dépasse largement la solubilité dans les conditions d'équilibre (Figure 2-26).

La solubilité des matériaux a été estimée en s'appuyant sur les données des diagrammes de phases [4] et en utilisant une règle d'additivité. Dans le diagramme Cu-Fe, il est possible de définir trois solubilités caractéristiques :

- La solubilité minimale du Cu dans γ-Fe à 1123K de ≈ 3 %at.
- La solubilité du Cu dans γ-Fe à la température de fusion du cuivre (1356K) est d'environ 7,4 % at.
- La solubilité maximale du Cu dans γ-Fe à 1700K est d'environ ≈ 14 % at.

La présence du Cr et du Ni dans la structure austénitique peut élargir la solubilité comme ces éléments forment des solutions solides avec le cuivre :

$$[S_{Cu}]=\%Fe\cdot S_{\gamma\text{-}Fe}+\%Cr\cdot S_{Cr}+\%Ni\cdot S_{Ni}. \quad \textbf{(2-5)}$$

Les solubilités calculées en utilisant une simple règle d'additivité conduisent à :

- 9 % at. Cu ( γ-Fe) à 1123 K,
- 12 % at. Cu ( γ-Fe) à 1356 K,
- 18 % at. Cu ( γ-Fe) à 1700 K.

La solubilité maximale des éléments en provenance de l'acier dans le cuivre est définie comme :

$$[S_{inox}]=\%Fe\cdot S_{Fe(max)}+\%Cr\cdot S_{Cr(max)}+\%Ni\cdot S_{Ni}=13\ \%\ at., \quad \textbf{(2-6)}$$

où % Fe est seulement de 4 %at.

On peut conclure que des concentrations élevées de Cu dans (γ-Fe) correspondent au refroidissement rapide de 1700 K jusqu'à $T=T_f$.

Les analyses indiquent que la quantité de cuivre fondu augmente rapidement avec la puissance du laser (Figure 2-21). La teneur en cuivre de la zone fondue dépasse la limite de solubilité du cuivre dans l'acier austénitique à partir de la puissance de 1kW. Ensuite, l'augmentation de la teneur en cuivre conduit à la ségrégation de petites zones à base de cuivre et d'autres à base d'austénite puis finalement à la formation de grandes zones non-miscibles plus ou moins homogènes. Du fait de la forte réflectivité du cuivre à la longueur d'onde de 1,064 µm, l'obtention d'une zone fondue ayant autant de cuivre que d'inox n'est possible qu'à partir de 4 kW.

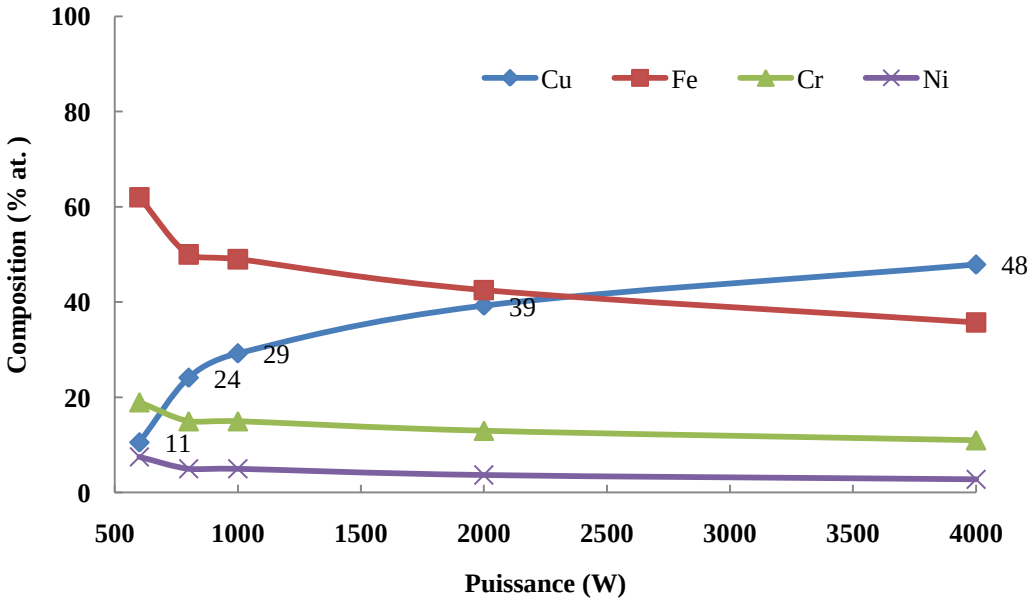



Figure 2-21. Evolution de la composition globale des joints cuivre-AISI 316L en fonction de la puissance.

La quantité de cuivre fondu diminue inversement à la vitesse de soudage (Figure 2-22), puisqu'énergie linéique utilisée pour fondre le cuivre diminue. Ceci peut être aussi liée avec la position du capillaire : en cas de soudage lent, un grand apport d'énergie, en cas de soudage lent, permet de former un capillaire symétrique par rapport au plan du joint alors qu'un soudage rapide, donc une énergie linéique faible, favorisera le perçage du capillaire plutôt dans le matériau le moins réflecteur donc l'inox.

Les éléments chimiques de l'acier se retrouvent dans des quantités proportionnelles à la composition de l'acier de base.

La variation transversale de la composition des joints est déterminée par la limite de solubilité du cuivre dans la structure austénitique. Par exemple, le joint L 1_1 (Figure 2-23, a) contient 13 % at.Cu, et par conséquent, la zone fondue est constituée de la solution solide Cu (γ-Fe) et reste homogène sur toute la longueur. Pour le joint L 3_1, la solubilité approche de la

limite des 17 %at. de Cu et le gradient de cuivre, à travers la zone fondue, présente certaines inhomogénéités (Figure 2-23, b). Finalement, pour le joint L 4_1, la teneur en cuivre (46 % at. Cu) dépasse la limite de solubilité, et on trouve deux zones non-miscibles. L'une est l'austénite saturée en cuivre (environ 20 %at. de Cu) et l'autre, le mélange du cuivre avec l'excès des éléments de l'acier (Figure 2-23, c).

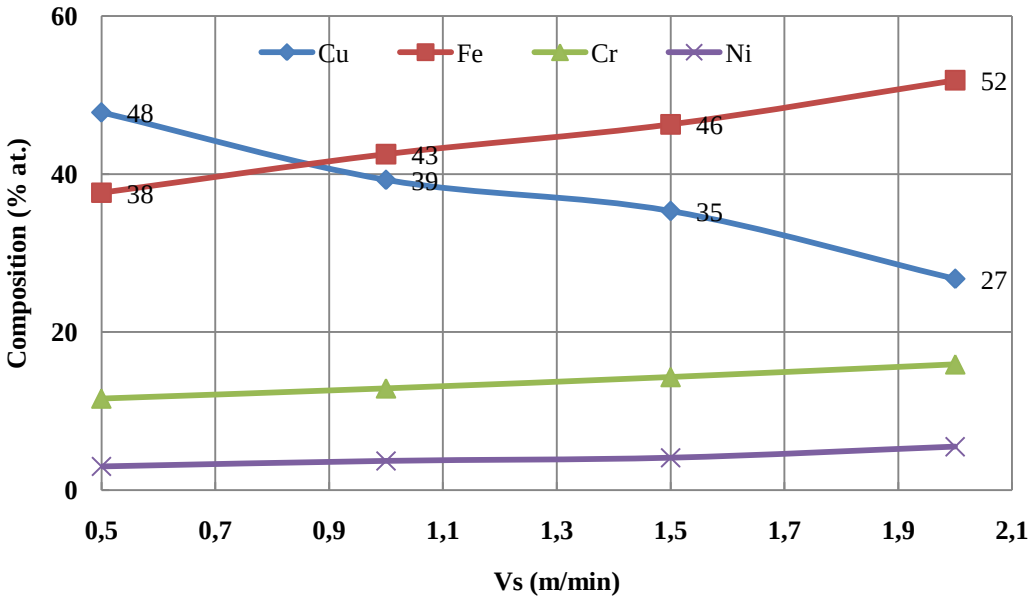



Figure 2-22. Evolution de la composition globale des joints cuivre-AISI 316L en fonction de la vitesse de soudage ( P = 2 kW).

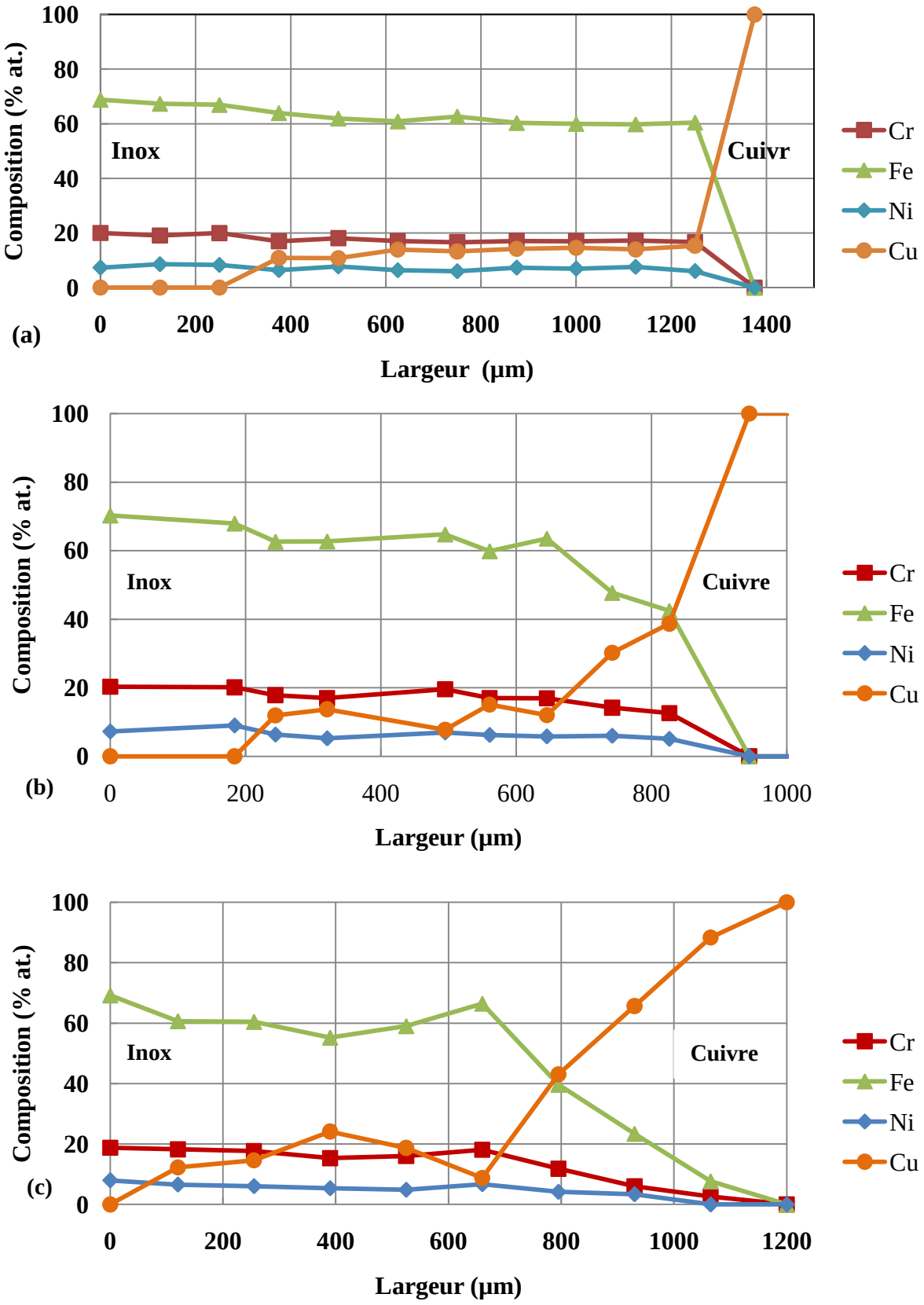



Figure 2-23. Distribution des éléments dans le plan transversal des soudures L 1_1 (a), L 3_1 (b) et L 4_1 (c).

### *Les microstructures et la notion des phases*

Les grandes vitesses de refroidissement influencent les microstructures du bain fondu cuivre-inox de deux façons:

- augmentent la solubilité de matériau opposé (l'équilibre diffusionnel n'est pas atteint);
- conduisent plutôt à la formation des structures granulaires ou globulaires formés par la coalescence des gouttes non-miscibles (surfusion forte) que colonnaires (surfusion faible).

Suivant les deux principaux types de distribution des éléments, il est possible de distinguer deux principaux modèles de microstructures dans les joints cuivre-AISI 316L. Pour simplifier, nous travaillerons avec le diagramme d'équilibre Cu-Fe et nous verrons plus loin l'influence du nickel et du chrome contenus dans l'inox.

La structure typique présente entre le bain fondu et l'inox (Figure 2-24), est la région étroite de liquation (10 µm de largeur) qui contient 2 %at. de Cu suivie par une région de structure colonnaire contenant 10 % at. Cu. La présence de cette dernière indique un faible degré de surfusion à la périphérie de la zone fondue.

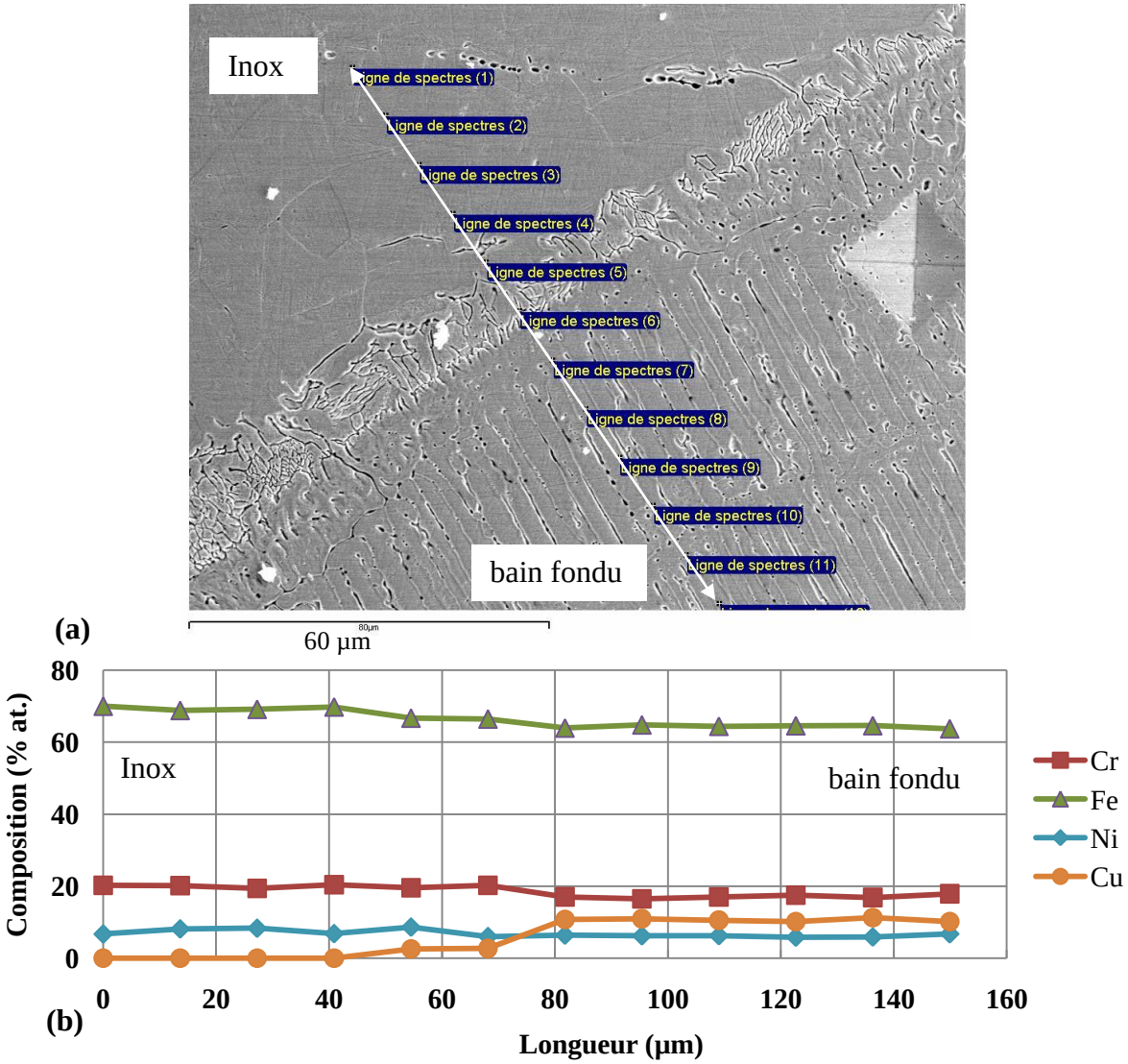



Figure 2-24. L'interface inox-bain fondu du joint L 1_1 : (a) MEB image topographique avec des points d'analyses et (b) la distribution des éléments.

Dans la région de liquation, la teneur en Cu ne dépasse pas 4%at. (rapporté à un mélange Cu-Fe), ce qui correspond à la solubilité minimale du Cu dans γ-Fe et indique que la liquation se produit dans les conditions d'équilibre thermodynamique.

Dans la région de croissance colonnaire, la teneur de 14 % at. de Cu correspond à la solubilité maximale du cuivre dans (γ-Fe) et elle ne dépasse pas la solubilité maximale dans l'acier. Lors de la solidification rapide, le cuivre reste « piégé » dans la structure austénitique. L'espace entre les cellules colonnaires présente une composition très proche de celle des colonnes.

L'interface entre le bain fondu et le cuivre solide ne présente pas la même structure. Le bain fondu riche en inox présente la structure granulaire due à un haut degré de surfusion. Dès que la limite de solubilité n'est pas dépassée, on observe l'interface très fine et irrégulière (Figure 2-25, a), qui se forme pendant l'érosion du cuivre par le flux du liquide riche en inox. Le gradient de diffusion du Cu dans l'inox est parfaitement visible (Figure 2-25,b). Les teneurs en Cu de la zone fondue proche de l'interface dépassent localement la limite de solubilité. Alors, l'excès de cuivre se précipite sous forme de globules de l'ordre du micromètre. Les petites fissures visibles sur cette interface peuvent être attribuées à la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux et à la fissuration intergranulaire de l'austénite provoquée par la présence de l'infiltration du cuivre [5].

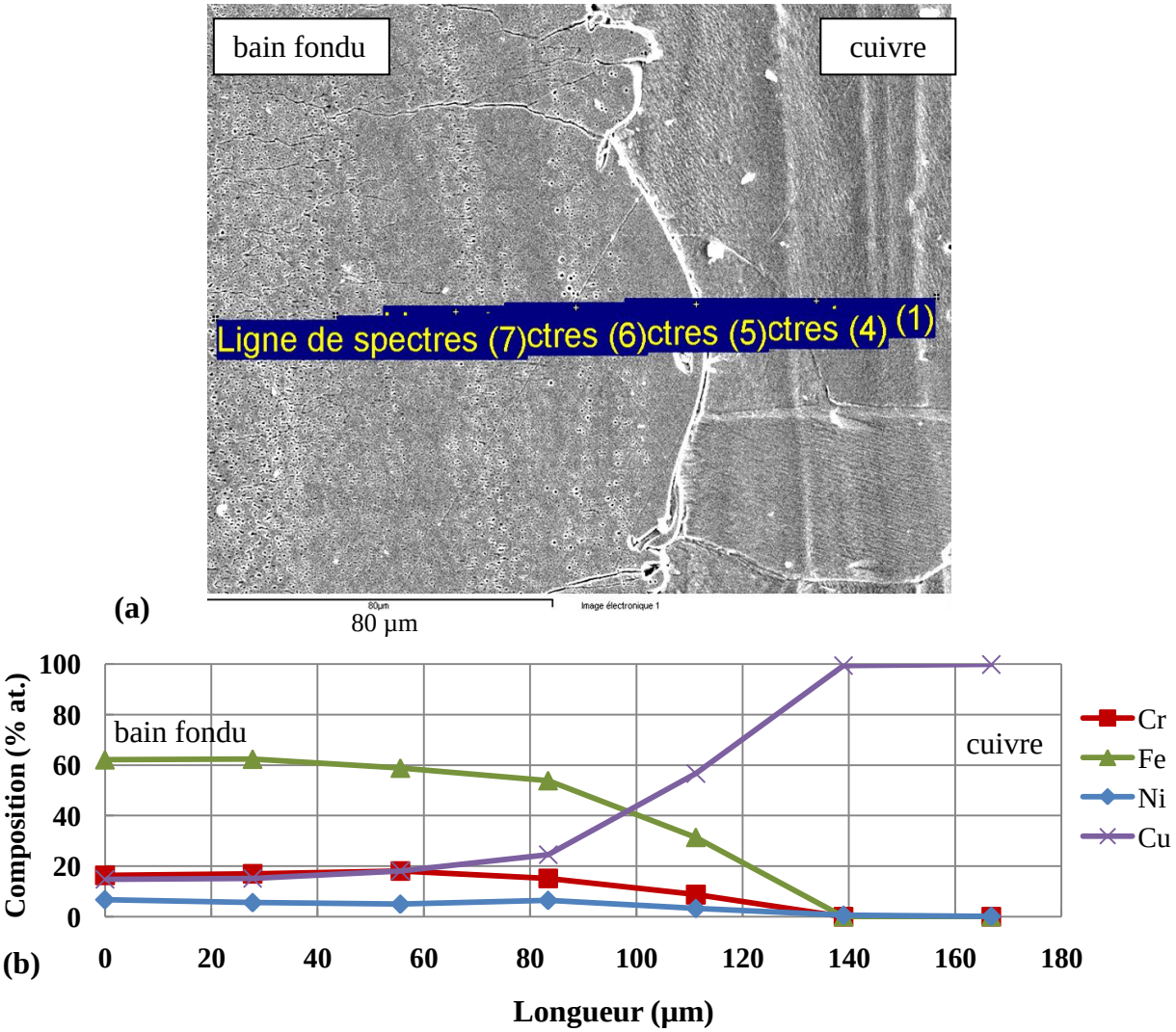



Figure 2-25. La structure de l'interface cuivre- bain fondu pour le joint L 1_1 avec des points d'analyses (a); la distribution des éléments (b).

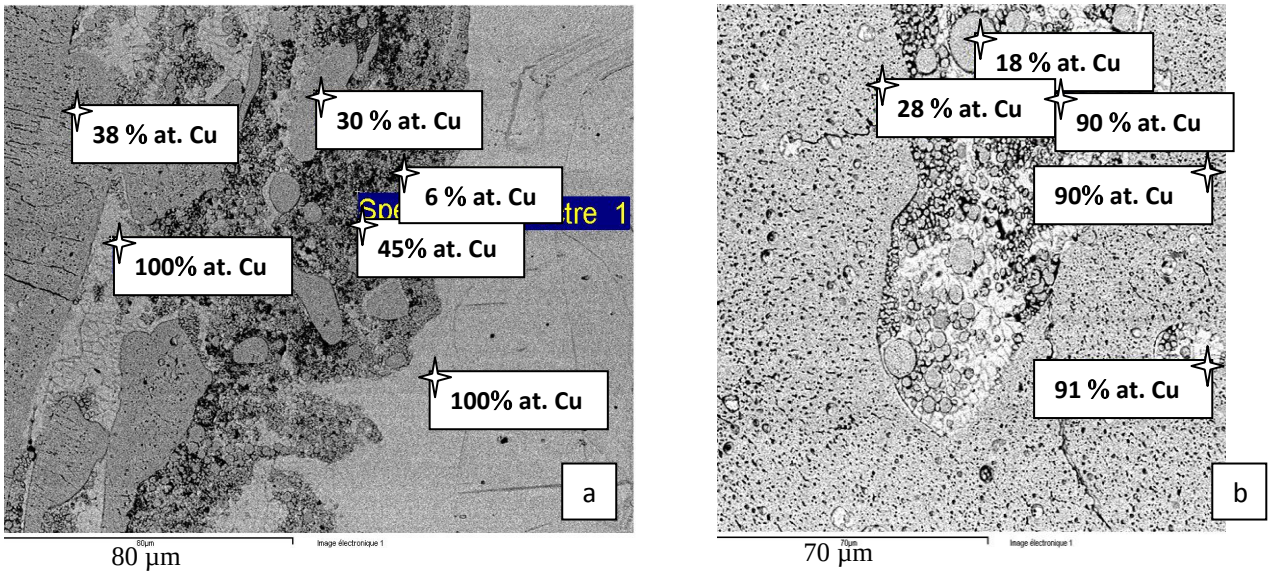



Figure 2-26. (a) structure d'interface cuivre-bain fondu de joint 4_1 ; (b) structure au milieu de la zone fondue.

Lorsque les teneurs dépassent la limite de solubilité, la structure de l'interface côté cuivre change radicalement (Figure 2-26) : la quantité considérable de cuivre fondu conduit à la formation d'une interface très inhomogène. Elle est composée de lamelles de cuivre pures arrachées par le flux d'inox et un mélange très fin de cellules de cuivre et d'austénite.

Au centre de la zone fondue, se trouve des régions de cuivre, transportées par la convection. Dans ce cas, la structure est différente : les régions riches en cuivre contiennent des globules riches en inox saturés en cuivre (18 %at. Cu), et inversement, les zones riches en inox contiennent des globules riches en cuivre. Au centre du bain, les gradients de températures sont les plus forts, et les lamelles de cuivre arrachées atteignent la température de fusion et se mélangent partiellement avec l'inox. Ensuite pendant le refroidissement rapide, le phénomène de surfusion apparaît : les matériaux sont encore liquides, mais leur miscibilité est déjà limitée. L'excès de matériau favorise la formation d'une seconde phase. En situation de refroidissement rapide, la séparation des phases n'est pas à l'équilibre d'où la richesse de morphologies présentes. Le même type de microstructure est retrouvé pour les joints réalisés par faisceau d'électrons.

Nous nous sommes intéressés à la distribution du Cr et du Ni entre les solutions solides (Cu) et (γ-Fe). Le Cr a une solubilité très limitée dans le cuivre, alors que le Ni forme une seule solution solide de substitution (diagramme d'équilibre en fuseau). En première approximation, la variation des teneurs des deux éléments semblent rester proche des teneurs de l'inox. Par contre, le calcul des teneurs de Ni et Cr uniquement par rapport aux éléments de l'acier comme ci-dessous, permet de visualiser s'il existe des différences :

$$\varphi_{Ni\,(\gamma-Fe)}(\%) = \frac{\%\,at.Ni}{\%\,at.Ni+\%\,at.Cr+\%\,at.Fe}\cdot 100,\ \varphi_{Cr\,(\gamma-Fe)}(\%) = \frac{\%\,at.Cr}{\%\,at.Ni+\%\,at.Cr+\%\,at.Fe}\cdot 100. \quad \textbf{(2-7)}$$

Le Cr, élément peu soluble dans le cuivre, garde la proportion originale de 19,5-21 %at. dans l'inox. Par contre, la concentration locale de Ni dans la structure austénitique, varie en fonction de la vitesse de soudage (donc de la durée d'existence du liquide) et de la puissance appliquée (qui détermine la quantité de cuivre fondu). Comme la solubilité du Ni dans le Cu est de 100 %, le nickel a tendance à se concentrer dans les régions plus riches en cuivre, mais comme l'existence du mélange à l'état liquide est limitée en temps, l'équilibre entre Ni (γ-Fe) et Ni(Cu) n'est pas toujours atteint.

Nous avons étudié l'influence de la puissance (Vs = 1 m/min) sur la distribution du Ni dans la zone fondue en comparant sa teneur dans trois zones :

- près de l'interface avec l'inox non-fondu,
- au milieu du bain,
- près de l'interface avec le cuivre.

Pour P = 600 W, la distribution du Ni est pratiquement homogène, alors que pour les puissances comprises entre 800 et 2000 W, le (γ-Fe) s'appauvrit en Ni de l'interface inox vers l'interface cuivre (Figure 2-27,a). Dans le même temps, les globules de cuivre qui apparaissent dans les zones où la teneur en cuivre dépasse la limite de solubilité, commencent à accumuler du Ni ainsi que les autres éléments de l'acier sous forme de solution solide (Figure 2-27; b). A 2 kW, les globules de solutions solides de Cu contiennent déjà φNi = 7,5 %, alors que (γ-Fe) – seulement 6 %. Avec la formation de la zone de cuivre fondu, la majorité du Ni se concentre dans la phase de (Cu) et (γ-Fe) s'appauvrit encore plus en Ni (φNi = 6,5%). La formation d'un mélange dans le centre du bain fondu et la surfusion maximale lors du refroidissement conduit à la formation des structures riches en Cu, et donc, en Ni (φNi = 7-7,5%). Dans (Cu), la proportion entre le Ni et les autres éléments atteint 30% .

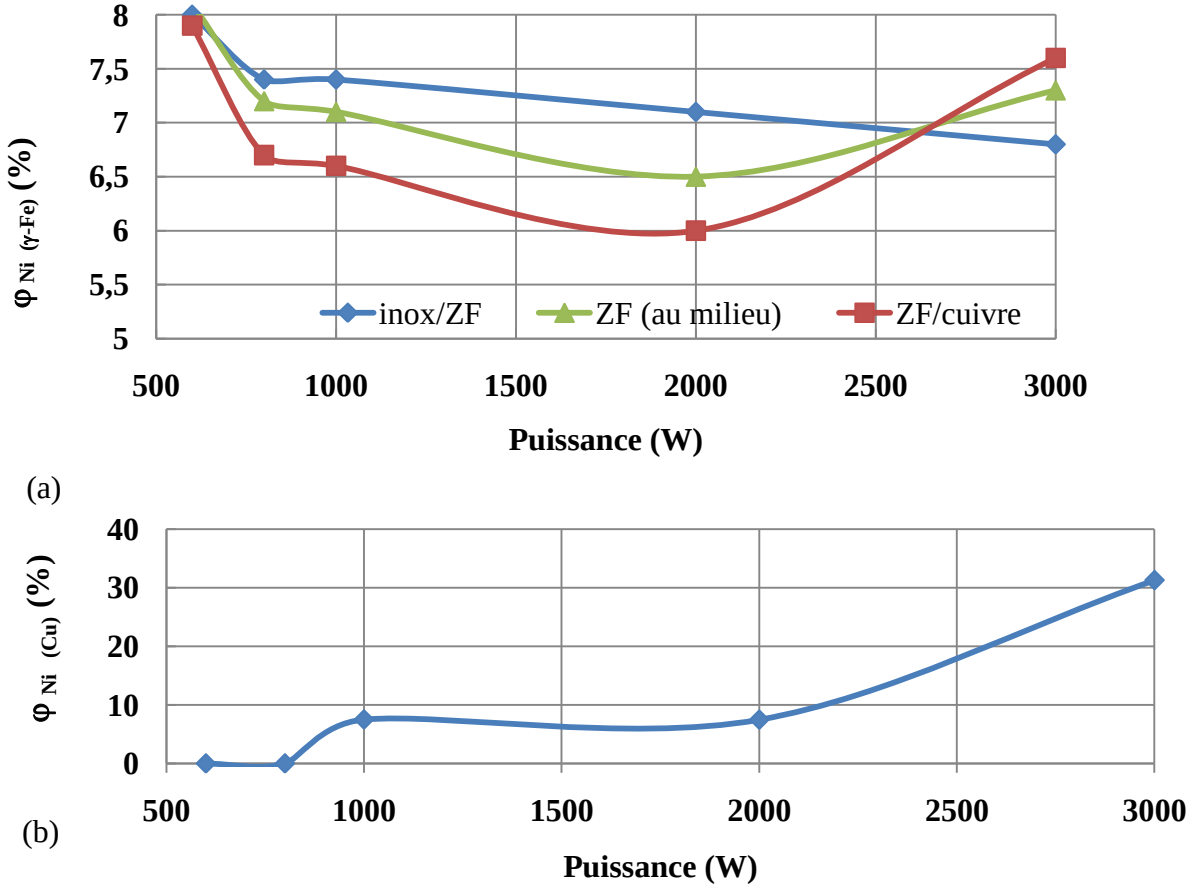



Figure 2-27. Variation de la proportion du Ni par rapport aux éléments d'acier dans (γ-Fe) (a) et dans (Cu) (b) à Vs = 1 m/min.

La vitesse de soudage influe beaucoup sur la distribution du cuivre car elle conditionne la durée de vie du bain fondu. La comparaison de la teneur en Ni dans les joints réalisés à 0,8kW et à une vitesse de 0,3 et 1 m/min montre que dans un premier cas, φNi maximale augmente en direction de l'interface inox-ZF à l'interface ZF-cuivre, ce qui correspond à la distribution du cuivre dans (γ-Fe) (11 et 16 % at.) contrairement au cas des vitesses élevées. On peut conclure que la solubilité du Ni dans Cu(γ-Fe) est plus élevée que dans γ-Fe et que

pour Vs = 0,3 m/min, la durée de vie du bain fondu devient suffisamment longue pour permettre l'établissement de l'état d'équilibre.

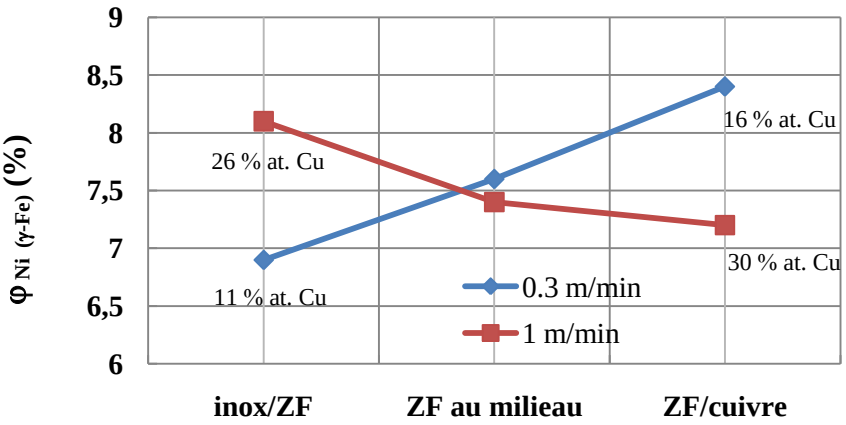



Figure 2-28. Variation de la proportion du Ni par rapport aux éléments d'acier dans le bain fondu à P = 0,8 kW.

### 2.2.4. Les propriétés mécaniques des soudures

Des caractérisations de microdureté, de résistance mécanique et d'allongement des joints ont été réalisées pour comprendre les facteurs qui influencent la ténacité de la soudure et pour définir les paramètres optimaux d'élaboration de l'assemblage.

#### *La microdureté de la zone fondue*

Les mesures de microdureté permettent de repérer la présence éventuelle des composants fragiles dans la zone fondue.

La variation de dureté sur le plan transversal (Figure 2-29) met en évidence l'homogénéité de la zone fondue pour des joints de faible et moyenne puissance (L 1_1 et L 2_1). La dureté est proche de celle de l'inox. Le joint réalisé sous forte puissance présente un gradient important de dureté suite à l'existence de la zone riche en cuivre. Les valeurs de dureté trouvées sont comprises entre la dureté d'inox AISI 316L (250-300 HV) et du cuivre. Aucune phase fragilisante n'est donc présente.

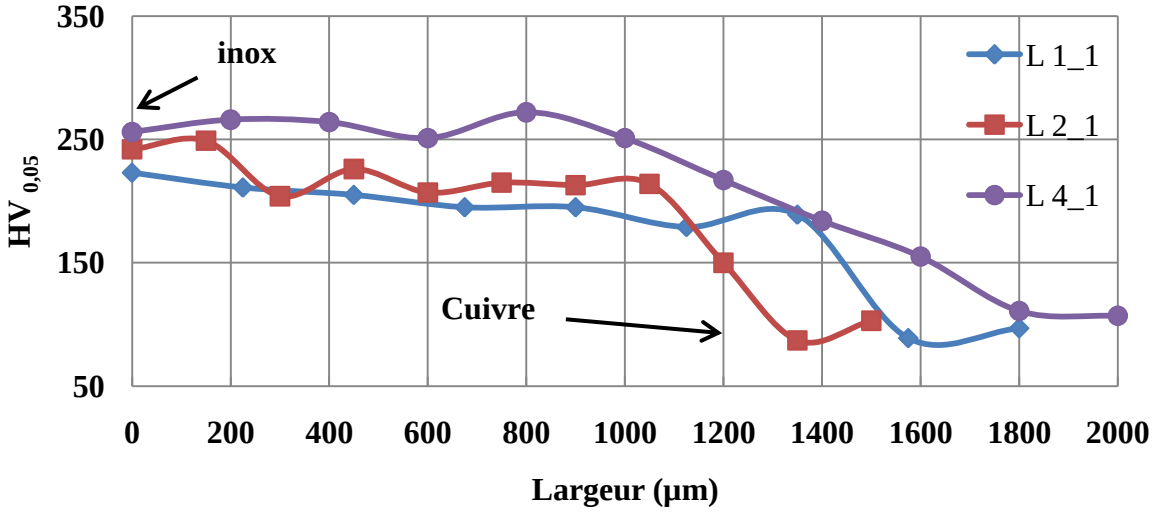



Figure 2-29 Filiation de dureté transversales à différentes puissances.

Les mesures de dureté dans la direction du soudage ont démontré la présence d'une structure périodique de solidification (Figure 2-30 , L 4_1). Pour des joints de faibles puissances (L 1_1), cet effet n'est pas observable à cause de la variation non significative de la valeur de dureté du cuivre.

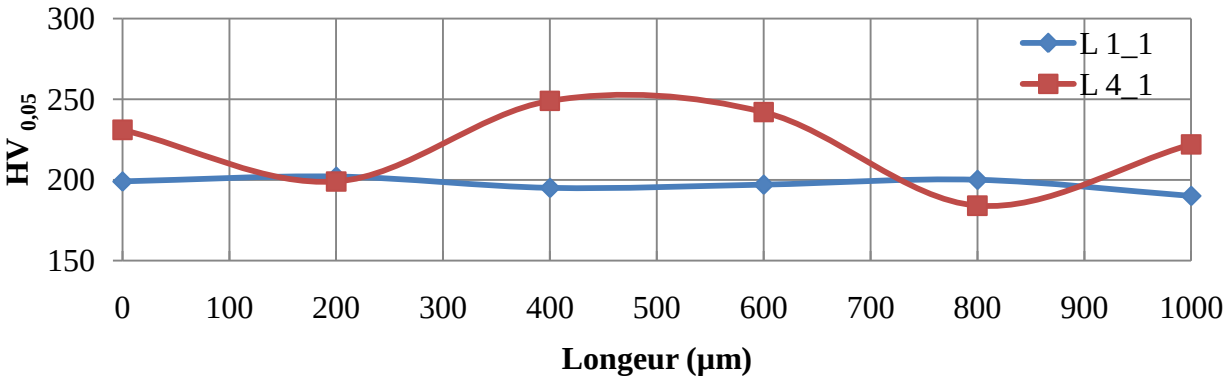



Figure 2-30. Filiation de dureté sur les coupes longitudinales à différentes puissances.

### *Les essais de traction*

Le premier critère de satisfaction recherché pour la résistance mécanique des soudures hétérogènes est l'obtention d'une rupture dans l'un des matériaux de base. Le deuxième est de rechercher les conditions pour lesquelles la limite à rupture Rm sera maximale. Les conditions des essais mécaniques sont données dans l'annexe 3.

Pour les soudures cuivre-AISI 316L réalisées par laser et sous condition de pleine pénétration, la rupture est toujours observée dans le cuivre à une distance de quelques millimètres du bain fondu là où le recuit partiel ou complet du cuivre a affaibli sa résistance mécanique. Le bain fondu ne présente pas de problèmes métallurgiques sur une vaste plage des paramètres de soudage. La résistance mécanique des soudures était comprise entre Rm du cuivre écroui (état du substrat : $R_m$ = 280 MPa) et le cuivre recuit (Rm = 200 MPa) (Tableau 2-3). La déformation des joints soudés est comprise entre 4 et 51%, ce qui ne contredit pas le résultat de Yao (Rm =233 MPa, $\varepsilon_s$ = 29.8%, rupture dans le cuivre ) [6]. Les courbes de traction des soudures indiquent un comportement ductile (Figure 2-31).

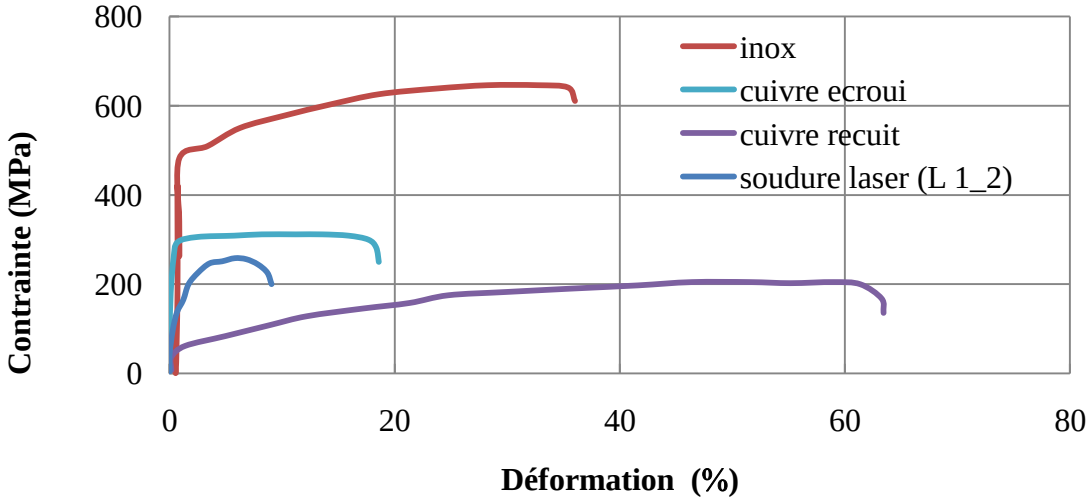



Figure 2-31. Comparaison entre courbes de traction des matériaux massifs avec une courbe de traction typique de la soudure cuivre-inox réalisée par laser Nd :YAG.

La résistance à la rupture atteint son maximum à condition d'une pleine pénétration et l'obtention d'une liaison suffisamment solide avec le cuivre (P = 1 kW, Vs = 1 m/min pour 2

mm d'épaisseur). Pour P>1kW la résistance diminue linéairement, mais garde 90% de Rm sous P = 4 kW (Figure 2-32) : vue la faible amplitude des valeurs, la diminution de $R_m$ est comparable avec l'erreur de mesure. L'augmentation de la puissance n'améliore pas la résistance des soudures. La vitesse de soudage ne modifie pas significativement la valeur de la résistance mécanique. On observe une légère croissance de Rm aux grandes vitesses (Figure 2-33).

Contrairement à Rm, la déformation varie beaucoup en fonction des paramètres opératoires. La courbe $\varepsilon = (P)$ se divise en trois parties :

- P< 1 kW - $\varepsilon_s$ < 10 %
- 1kW<P<2kW - $\varepsilon_s \approx$ 13 %
- P>2kW - $\varepsilon_s$ < 40 %

Tableau 2-3. Les résultats des essais de traction pour des joints réalisés par laser Nd:YAG.

| No | P (W) | Vs (m/min) | $E_l \cdot 10^{-5}$ (J/m) | Rm (MPa) | $\varepsilon_s$ (%) | $L_{ZAT}$ (µm) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| L 1_2 | 600 | 1 | 0,36 | 148 | 3,8 | 700 |
| L 2_2 | 800 | 1 | 0,48 | 242 | 6,1 | 1500 |
| L 3_2 | 1000 | 1 | 0,6 | 256 | 12,5 | 2000 |
| L 4_2 | 1500 | 1 | 0,9 | 260 | 13,3 | 2600 |
| L 5_2 | 2000 | 1 | 1,2 | 247 | 14,0 | 3600 |
| L 6_2 | 3000 | 1 | 1,8 | 247 | 43,5 | 6000 |
| L7_2 | 4000 | 1 | 2,4 | 241 | 51,6 | 8500 |
| L 1_3 | 2000 | 0,5 | 2,4 | 247 | 14,3 | 2800 |
| L 2_3 | 2000 | 1,5 | 0,8 | 249 | 8,9 | 2500 |
| L 3_3 | 2000 | 2 | 0,6 | 253 | 7,1 | 2200 |
| L 1_3 | 800 | 0,3 | 1,6 | 161 | 6,0 | 3000 |

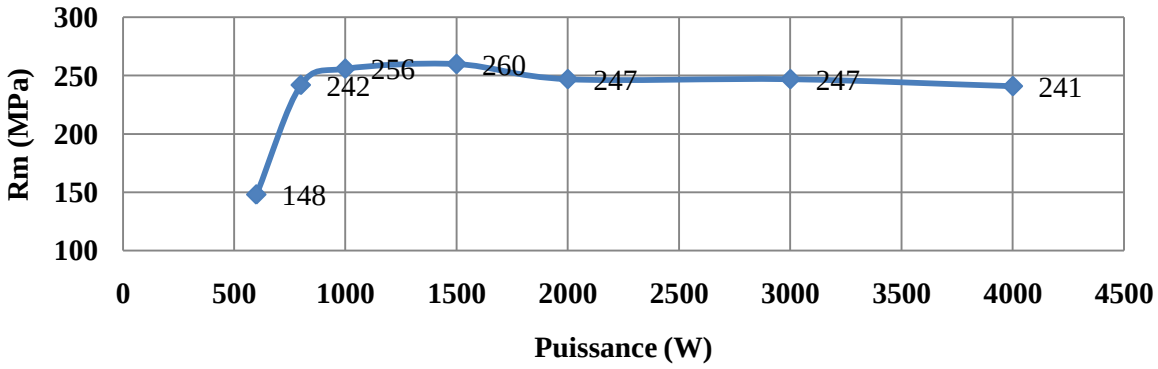



Figure 2-32. Variation de la limite à rupture en fonction de la puissance du laser (Vs = 1 m/min).

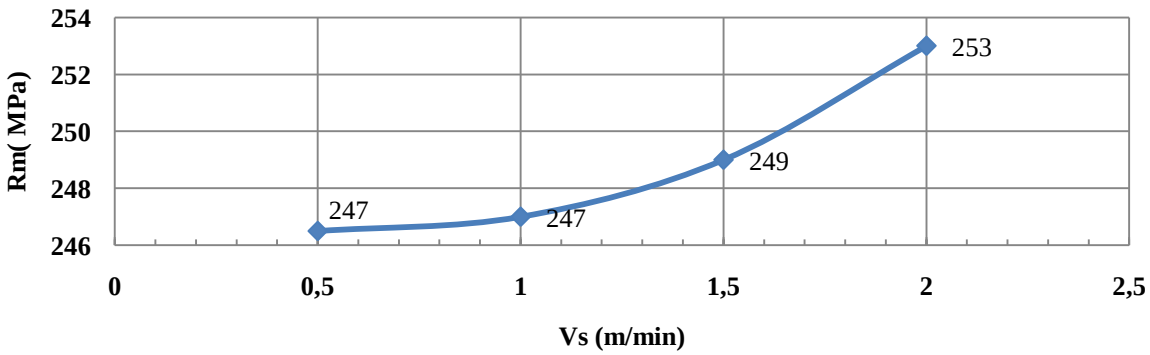



Figure 2-33. Variation de la limite à rupture en fonction de la vitesse de soudage (P =2 kW).

Si on compare cette courbe avec celle de la largeur en fonction de la puissance (Figure 2-2), l'évolution de la déformation montre les mêmes tendances que celles de la largeur du bain fondu (Figure 2-34). Ces deux caractéristiques sont liées au flux incident de chaleur sur le cuivre qui contrôle la quantité du cuivre fondu ainsi que la longueur de recuit dans la zone thermiquement affectée. Dans le premier segment, le recuit est faible et la déformation est proche de celle du cuivre écroui (6%). La ZAT se forme à partir du flux de chaleur provenant de l'inox fondu, alors que l'interface côté cuivre est plutôt une brasure. Le deuxième segment marque une déformation intermédiaire entre le cuivre recuit et le cuivre écroui. Après 2 kW, l'apport d'énergie nécessaire à la fusion du cuivre favorise un recuit très important ($\varepsilon_s$ <40 %). Mais la déformation n'atteint pas la valeur de cuivre recuit (72 %).

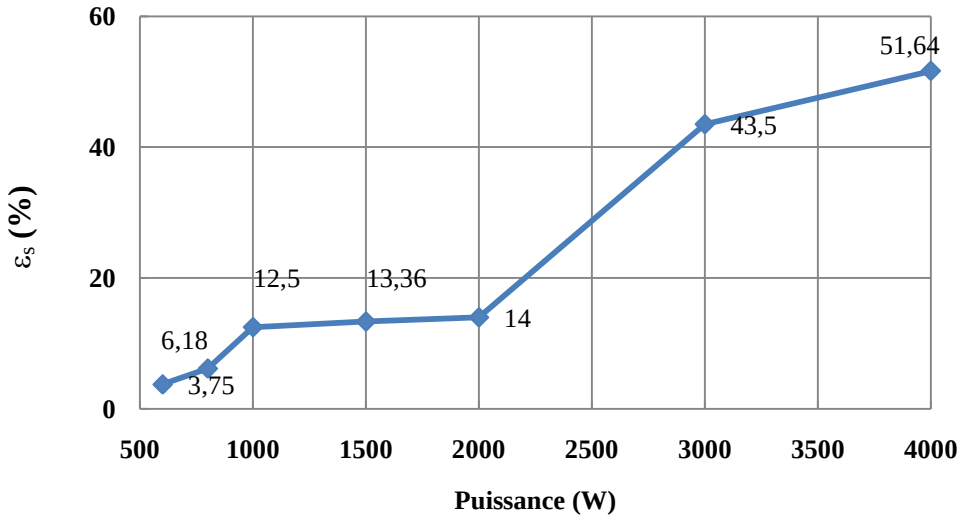



Figure 2-34. Variation de la déformation en fonction de la puissance de laser pour Vs = 1 m/min.

La déformation diminue progressivement avec l'augmentation de la vitesse de soudage, ce qui correspond bien à une diminution de la durée de vie du bain fondu et donc, de la propagation de la chaleur (Figure 2-35).

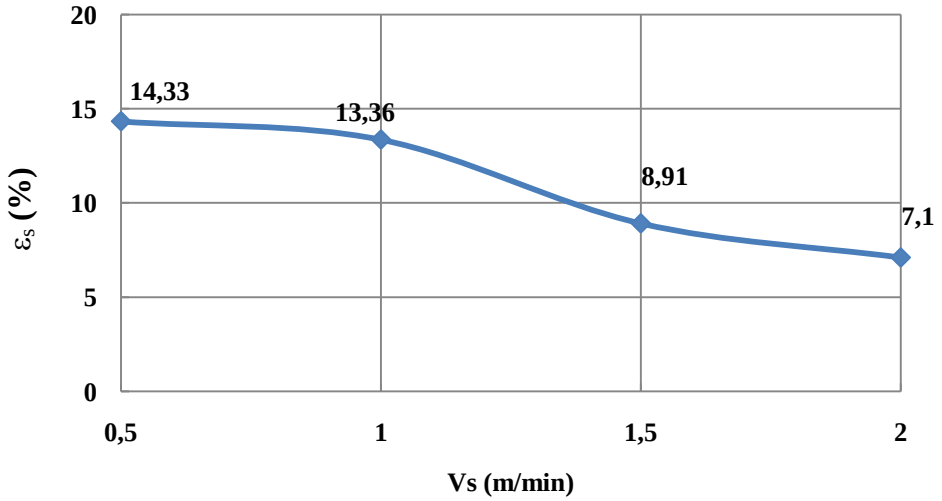



Figure 2-35. Variation de la déformation en fonction de la vitesse de soudage (P =2 kW).

### *Etude d'une zone affectée thermiquement (ZAT)*

Comme cela a été montré précédemment, la résistance mécanique des soudures cuivre-inox est contrôlée par les propriétés de la zone de recuit dans le cuivre solide affecté thermiquement. Les mesures de dureté au travers de la ZAT de cuivre ont été réalisées pour estimer la longueur de recuit, qui peut être caractérisée par deux paramètres : la dureté moyenne et la longueur. La longueur de la ZAT est déterminée entre la limite de la zone fondue et le lieu où la dureté se stabilise à la valeur du cuivre écroui.

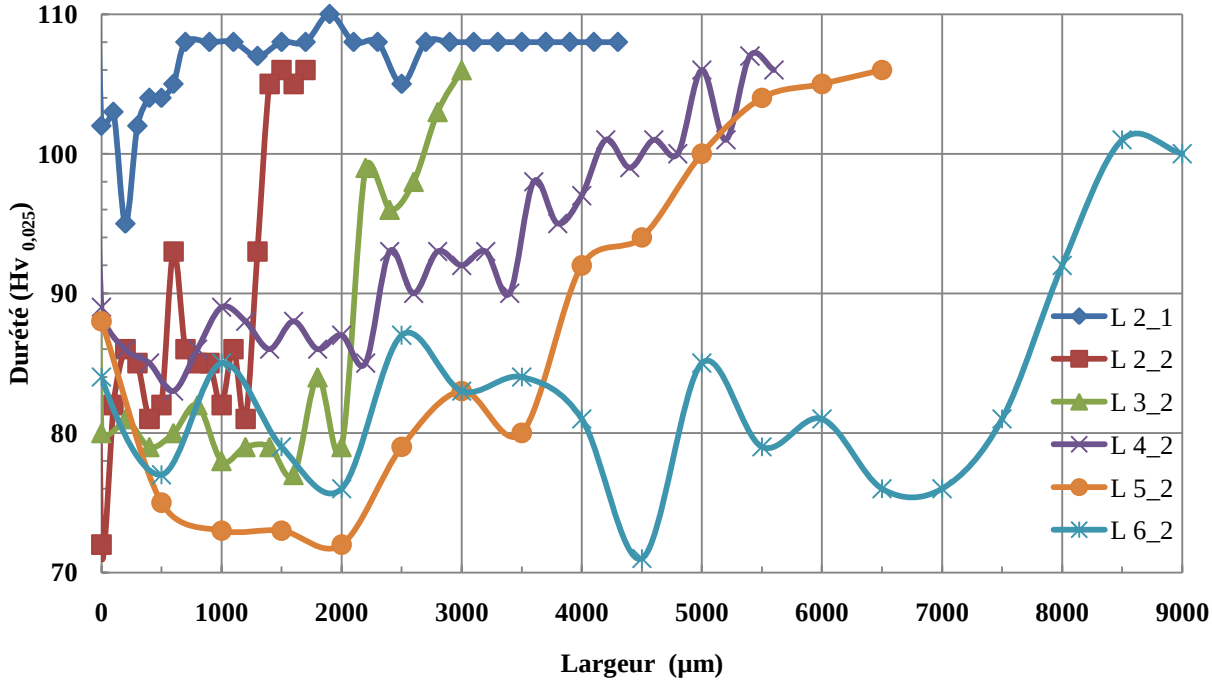



Figure 2-36. Filiation de dureté dans la zone de ZAT côté cuivre en fonction de la puissance de laser.

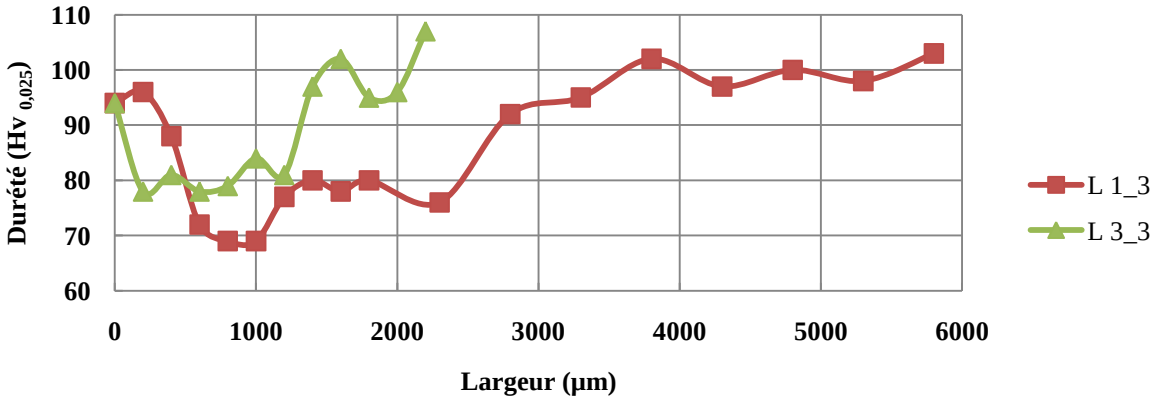
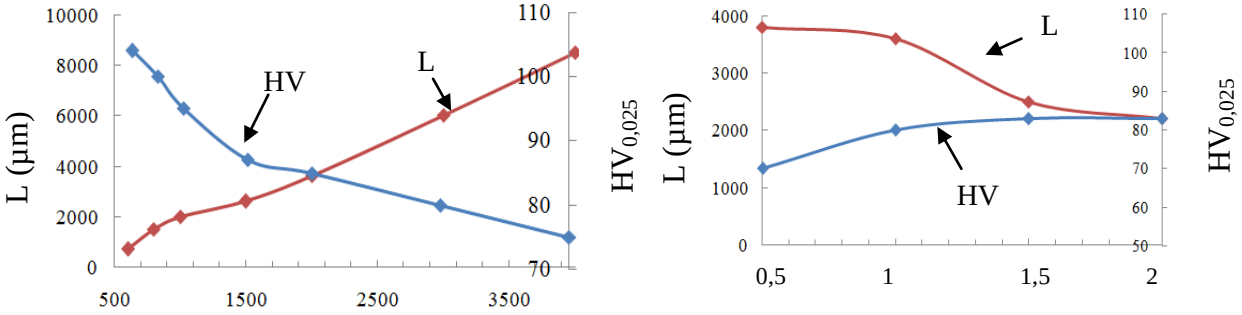



Figure 2-37. Filiation de dureté dans la zone de ZAT côté cuivre en fonction de la vitesse de soudage.

Avec l'augmentation de la puissance du laser, la longueur de la zone de recuit augmente jusqu'à 8 mm, ce qui correspond aux conclusions des essais de traction (Figure 2-36). La dureté moyenne de la zone recuite diminue en fonction de la puissance de 105 HV (cuivre écroui) jusqu'à 70 HV, ce qui reste supérieur au 50 HV d'un recuit complet. L'augmentation de la vitesse de soudage mène à la réduction de la zone de recuit et à des valeurs de dureté plus élevées.




(a) (b)

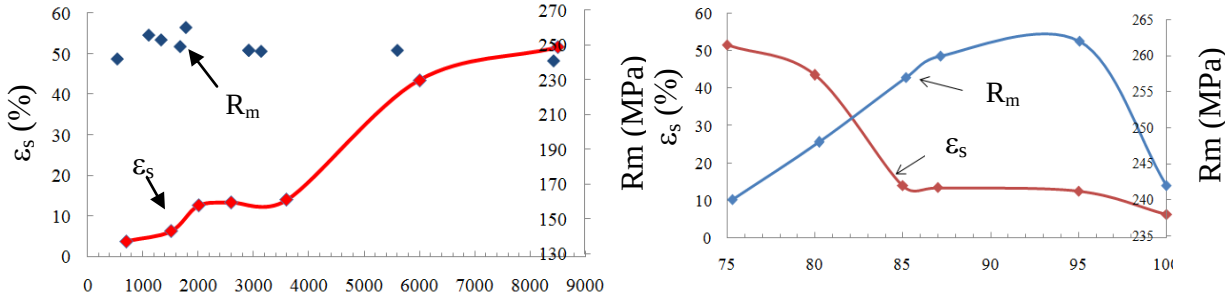
Figure 2-38. Variation de la longueur de recuit et de la dureté moyenne de la zone fondue.

La longueur de la zone de recuit est proportionnelle à la puissance appliquée, alors que sur la courbe de dureté deux segments peuvent être définis (Figure 2-38) :

- P<1,5kW ⇨ ΔHV/ΔP = 0,02,
- P>1,5kW ⇨ ΔHV/ΔP = 0,005.

Si on compare ces données avec celles de la géométrie et de la composition des soudures, le premier segment peut être attribué aux conditions où le flux de la chaleur arrivant dans la zone affectée thermiquement de cuivre est issu uniquement de l'inox fondu et le deuxième quand il est issu du bain fondu dont la composition est mixte (la fusion du cuivre est atteinte).

Avec l'augmentation de la vitesse de soudage, on observe une diminution graduelle de la longueur de la zone de recuit et de la croissance de sa dureté.




(a) (b)

Figure 2-39. Lien entre les paramètres locaux – L (a) et HV (b) et les macropropriétés des assemblages.

En faisant le lien entre les propriétés locales $L_{ZAT}$ et HV et les macropropriétés des soudures cuivre - inox, il est possible de démontrer que la déformation de la soudure est déterminée par la longueur de la zone de recuit (Figure 2-38a), alors que Rm reste pratiquement constant.

Comme les propriétés de la ZAT du cuivre varient entre celles du cuivre écroui et recuit, Rm et $\varepsilon_s$ varient de manière inverse. La déformation varie entre 6 et 60 % et Rm entre 240 et 256 MPa. Cette faible variation de Rm est difficilement interprétable compte tenu de l'incertitude et du nombre réduit de mesure. La Figure 2-38b montre le comportement inverse de Rm et de $\varepsilon_s$ en fonction de la microdureté de la ZAT : avec l'augmentation de dureté (ce qui peut être traduit comme la diminution du flux de la chaleur), le joint devient moins ductile et plus résistant, jusqu'au moment où le flux de chaleur n'est plus suffisant pour assurer le brasage du cuivre.

On peut conclure que la déformation de la soudure est déterminée par la longueur de la zone de recuit, alors que la limite à la rupture est quasi stable sur la plage des paramètres utilisés. La longueur de la zone de recuit donne une indication sur la propagation du flux de

chaleur dans le cuivre solide. Ces données seront ensuite utilisées pour quantifier le phénomène de la formation de ZAT en utilisant la modélisation numérique.

### 2.2.5. Conclusions

La morphologie des soudures cuivre-AISI 316 L est déterminée par l'évolution de l'interaction entre le faisceau laser et les matériaux en fonction des paramètres opératoires. On peut définir quatre cas particuliers de morphologie.

Nous supposons, qu'en travaillant à puissance faible (P≤1 kW), un capillaire asymétrique par rapport au plan du joint se créé : il se forme uniquement dans l'inox, alors que la partie irradiée du cuivre réfléchie la totalité de l'énergie incidente. Cela conduit à des joints riches en inox où la distribution du cuivre est contrôlée par sa diffusion à l'interface entre le cuivre solide et l'inox fondu. La teneur en cuivre reste inférieure à sa limite de solubilité dans l'austénite de l'inox. En fonction de la vitesse de soudage, la convection thermocapillaire peut avoir un rôle plus ou moins important dans l'homogénéisation du bain et de l'élargissement de la zone fondue dans la partie supérieure de la soudure.

Au-delà du seuil énergétique de $0{,}6.10^5$ J/m, la morphologie du joint change du fait d'un excès d'énergie. Cela conduit à une forme caractéristique du joint "le clou renversé". Dans ces conditions, il y a surpuissance par rapport à l'inox, mais inversement sous-puissance par rapport au cuivre ; la concentration globale du cuivre dans l'inox atteint sa limite de solubilité. La géométrie du capillaire pour ce cas reste difficilement identifiable.

Les observations de la variation du profil de solidification dans le plan longitudinal de la soudure supposent une inclinaison du capillaire vers l'arrière pour les joints à pleine pénétration et des vitesses de soudage supérieures à 0,6 m/min. L'apparition de cette inclinaison favorise le piégeage du faisceau.

Dans le cas des grandes énergies ($E_l$ = $1{,}5\text{-}2\cdot10^5$ J/m), une fusion importante du cuivre est observée : la symétrie des géométries côté cuivre et côté inox s'établit et la proportion entre le cuivre et les composants de l'inox s'approche de 50%. Au niveau de la morphologie, on observe les zones partiellement miscibles dont la solidification brusque produit la microstructure qui indique la présence de phénomène de surfusion. En fonction de la vitesse de soudage, on peut avoir deux morphologies : le joint réalisé sous une grande vitesse de soudage présente la forme de 'clou renversé' à cause du piégeage du faisceau favorisé par le capillaire incliné, alors que le joint réalisé sous la même énergie linéique mais sous une vitesse de soudage faible est droit et étroit.

La résistance mécanique des assemblages cuivre-AISI 316L est contrôlée par le développement d'une zone de recuit dans le cuivre solide affecté thermiquement, dont la distance détermine la déformation de l'assemblage. Les meilleures caractéristiques mécaniques (Rm maximale et déformation proche du matériau de base) nécessitent de limiter l'apport d'énergie à condition qu'une bonne adhésion entre le cuivre et l'inox soit atteinte.

Les données acquises serviront comme points de référence pour la création du modèle numérique de soudage. La difficulté essentielle consiste dans le manque d'informations sur la forme de capillaire élargi pour les grandes énergies de soudage.

## 2.3. Assemblage cuivre-inox par faisceau d'électrons

Le soudage par faisceau d'électrons est largement utilisé pour l'assemblage des joints hétérogènes. La différence majeure entre le soudage des métaux par faisceau d'électrons et par laser réside dans l'efficacité du premier qui est sensiblement plus grande. Le coefficient d'absorption des électrons par les métaux est plus élevé ($a_{max}$ = 0,8) que celui des photons ($a_{max}$ = 0,3 à 1,06µm). L'autre différence est la possibilité de déflection du faisceau d'électrons par les champs magnétiques qui apparaissent lors de soudage des métaux et dont l'importance dépend des caractéristiques du faisceau ainsi que du coefficient de force électromotrice pour le couple de métaux dissimilaires (cf. Chapitre 1).

Le but de cette étude expérimentale est de comprendre les mécanismes de formation des soudures pour des matériaux partiellement miscibles à l'état liquide. Nous avons donc cherché à mettre en évidence l'influence des paramètres du faisceau sur la morphologie, les compositions chimiques globale et locale et le comportement mécanique des joints.

### 2.3.1. Les paramètres opératoires

Les paramètres opératoires de soudage par faisceau d'électrons sont : la tension d'accélération des électrons Uacc (kV), le courant du faisceau (mA), le diamètre du faisceau (d ≈ 400 µm), la focalisation, la distance de tir (fixé à 21 cm pour une focalisation à la surface de substrat) et la vitesse de soudage (Vs, m/min). La mise en œuvre du soudage est décrite dans l'annexe 2.

Tableau 2-4. Conditions opératoires de soudage du couple cuivre-AISI 316L par faisceaux d'électrons.

| **No** | **I (mA)** | **$U_{acc}$ (kV)** | **$V_s$ ( m/min)** | **P (W)** | **$E_l \cdot 10^{-5}$ (J/m)** |
|---|---|---|---|---|---|
| FE_1 | 30 | 20 | 0,2 | 600 | 1,80 |
| FE_2 | 20 | 30 | 0,2 | 600 | 1,80 |
| FE_3 | 32 | 25 | 0,3 | 800 | 1,60 |
| FE_4 | 25 | 32 | 0,3 | 800 | 1,60 |
| FE_5 | 40 | 25 | 0,6 | 1000 | 1,00 |
| FE_6 | 25 | 40 | 0,6 | 1000 | 1,00 |
| FE_7 | 30 | 37,5 | 0,6 | 1125 | 1,13 |
| FE_8 | 35 | 40 | 0,9 | 1400 | 0,93 |
| FE_9 | 35 | 25 | 0,3 | 875 | 1,75 |
| FE_10 | 37,5 | 30 | 0,6 | 1125 | 1,13 |
| FE_11 | 40 | 35 | 0,9 | 1400 | 0,93 |

Pour étudier l'influence des paramètres opératoires sur la morphologie et la composition des soudures, une série d'essais a été réalisée avec des puissances (calculé comme P (W)= I· Uacc) identiques mais avec des intensités I et des tensions d'accélaration Uacc différentes, en positionnement l'axe théorique du faisceau (cas du soudage de couples homogènes et non magnétiques) centré sur le plan du joint et focalisé à la surface.

### 2.3.2. L'effet de la déflection du faisceau

Selon les données bibliographiques, les champs magnétiques liés à l'effet de Seebeck qui apparaissent lors du soudage hétérogène, peuvent changer la trajectoire du faisceau d'électrons de la sortie du canon vers le matériau. L'importance de cette déflection dépend de la nature des métaux et des paramètres du faisceau. Comme cela a été expliqué dans le premier chapitre dans le cas du couple cuivre-acier inoxydable austénitique, la force thermoélectrique développée est égale à 5,6 mV à 800°C, ce qui est à la limite d'apparition de l'effet Seebeck. La déviation n'est donc pas assez importante pour empêcher l'obtention d'une soudure pleinement pénétrée dans le plan de joint, mais suffisante pour modifier la composition et la morphologie de la zone fondue.

Si l'effet Seebeck n'est pas présent, la position du capillaire créé et le bain liquide par rapport au plan du joint est déterminée exclusivement par la différence des propriétés thermo-physiques des matériaux (Figure 2-40, a). En cas d'apparition de la déflection, le faisceau entre dans la pièce sous un certain angle θ à la distance *d* du plan du joint et réalise la trajectoire courbée dans le matériau (Figure 2-40, b). En fonction du rayon de courbure R et l'épaisseur de la pièce, on peut observer la déviation du bain fondu sur le côté de l'un des matériaux, ce qui empêche parfois l'obtention d'une soudure en racine de correcte.

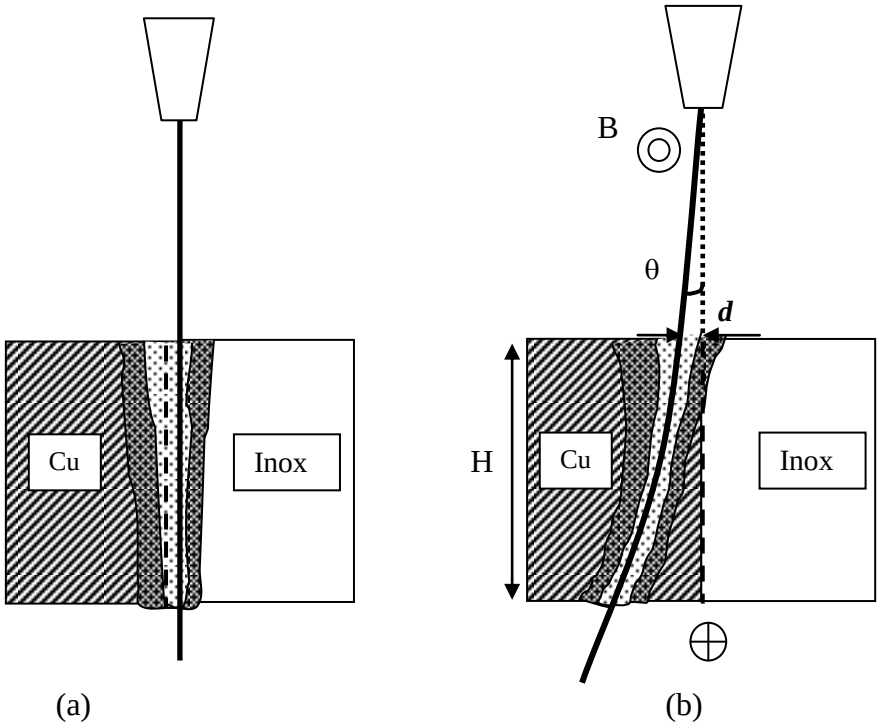



Figure 2-40. Schéma du passage du faisceau (a) en absence de l'effet Seebeck, (b) en cas de déflection par l'effet Seebeck (coupes transversales).

Le sens de déflection est déterminé par les valeurs des coefficients de Seebeck ($S^{\alpha}$, μV/K). $S^{\alpha}_{Cu}$ est égale à +1,9 μV/K, alors que $S^{\alpha}_{inox\ 18\text{-}8} \approx$ -1,1 μV/K [7]. Le courant thermoélectrique résultant génère un champ magnétique dont les lignes de champ sont parallèles au plan du joint. Le faisceau d'électrons peut être dévié par une force de Lorentz sur le côté du matériau qui sert de pôle positif (le cuivre dans notre cas). Pour le couple inox-cuivre, la force électromotrice ΔV développée dans la jonction soudée (correspondante à l'intervalle des températures $T_v$-$T_0$= 2713 K) est d'environ 8,13 mV, ce qui est suffisant pour le développement d'une déflection à haute température.

Nous avons d'abord étudié l'influence des paramètres du faisceau sur sa déflection.

### *Influence de $U_{acc}$ et I sur la déflection apparente du faisceau d'électrons*

L'angle de déflection du faisceau d'électrons "θ" par le champ électromagnétique dépend de la tension d'accélération " $U_{acc}$ " de la façon suivante :

$$\theta \approx \Delta V_{inox\text{-}cuivre} \cdot U_{acc}^{-1/2} \quad \textbf{(2-8)}$$

Autrement dit, plus l'énergie cinétique des électrons est importante (liée à $U_{acc}$), moins le champ magnétique influe sur la déviation.

Pour connaître la position sur la pièce du faisceau dévié, nous avons mesuré la distance entre le plan du joint et le trou du point d'arrêt de soudage (Figure 2-41) que nous avons considéré par hypothèse comme une approximation de la position du capillaire. La distance de déflection *d* est considérée comme positive, si le trou observé est décalé vers le cuivre et négative en cas de décalage vers l'inox. Par ailleurs, le diamètre du trou varie de 380 à 420 µm ce qui est très proche du diamètre du faisceau.

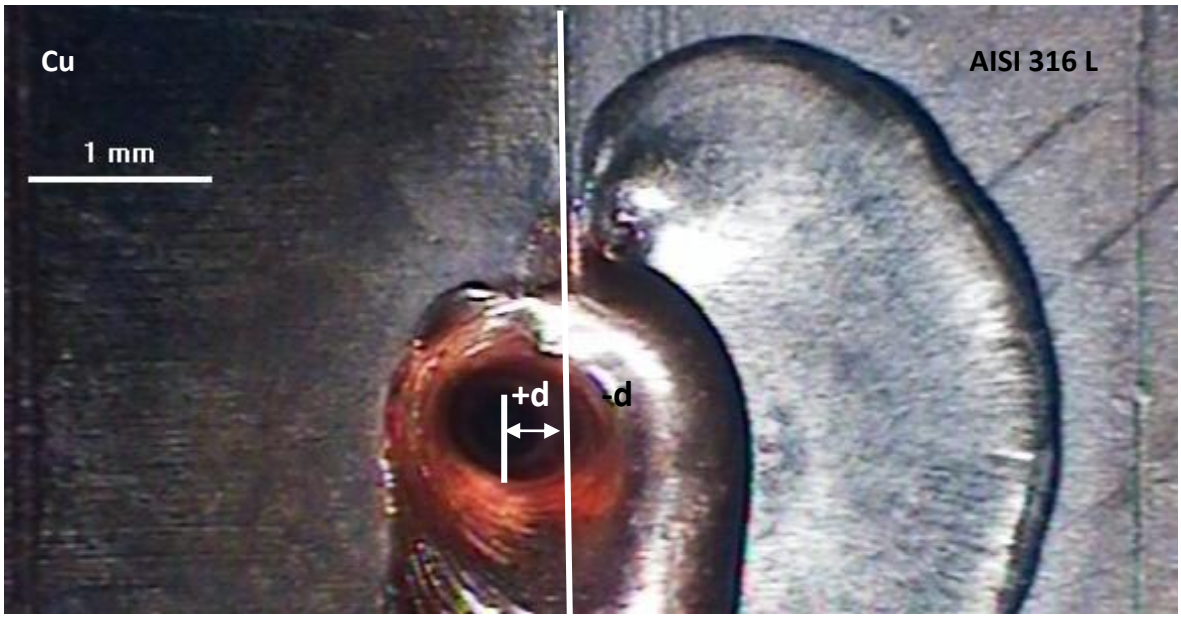



Figure 2-41. Mesure de la distance de déflection du faisceau.

En connaissant la distance de tir du faisceau, on peut calculer l'angle de déflection θ par tgθ = d/L, ou L – la distance de tir (Tableau 2-5). Dans certains cas, il semblerait que la formation du capillaire doit se faire dans l'inox, alors que la réalité est inverse. Ces joints (No 6-7) sont réalisés sous une grande tension d'accélération, donc la déflection doit être minime voir même supprimée. L'explication de ce phénomène est la suivante : la position du capillaire est aussi influencée par les conductivités thermiques des matériaux : dans le cas de non déviation du faisceau, le capillaire a tendance à se creuser plutôt dans l'inox (faible conductivité thermique par rapport au cuivre). Le joint 6, réalisé avec une tension d'accélérations maximale et un courant faible, ne présente pas de déflection. Nous avons donc corrigé les valeurs des angles d'entrée pour les joints riches en inox en prenant en compte l'influence de l'hétérogénéité du joint : θ° corrigé = θ° mesuré - θ° du joint 6.

Les valeurs des angles d'entrée sont faibles. Cependant la distance de tir étant importante par rapport à la surface, la déflection maximale du faisceau par rapport au plan de joint atteint 600 µm.

Les valeurs des angles calculées avec cette méthode, sont considérées comme des valeurs observables, car l'influence des propriétés des deux métaux hétérogènes sur la

géométrie et la position du capillaire ne peuvent être connues exactement. La modélisation numérique nous permettra de confirmer ces valeurs observables.

Tableau 2-5. Décalage par rapport au plan de joint et angle de déflection.

| **No** | **I ( mA)** | **$U_{acc}$ ( kV)** | **d (µm)** | **$\theta_{observable}$, °** | **$\theta_{corrigé}$, °** |
|---|---|---|---|---|---|
| FE_1 | 30 | 20 | 280 | 0,076 | - |
| FE_2 | 20 | 30 | 420 | 0,115 | - |
| FE_3 | 32 | 25 | 375 | 0,1 | - |
| FE_4 | 25 | 32 | 380 | 0,104 | - |
| FE_5 | 40 | 25 | 400 | 0,109 | - |
| FE_6 | 25 | 40 | -200 | -0,005 | 0 |
| FE_7 | 30 | 37,5 | -120 | -0,003 | 0,002 |
| FE_8 | 35 | 40 | -80 | -0,02 | 0,015 |
| FE_9 | 35 | 25 | 300 | 0,082 | - |
| FE_10 | 37,5 | 30 | 600 | 0,163 | - |
| FE_11 | 40 | 35 | 550 | 0,15 | - |

La dépendance entre l'angle d'entrée et la tension d'accélération est présentée Figure 2-42. Pour les tensions maximales, l'angle de déflection est proche de zéro et augmente ensuite (théoriquement de façon linéaire avec $U_{acc}^{-1/2}$). Au delà de $U_{acc}^{-1/2}$= 0,18, θ diminue car pour rester dans la plage de fonctionnement du canon à électrons, il est nécessaire de diminuer le courant de faisceau pour pouvoir augmenter la tension ce qui revient à baisser la puissance.

L'approximation linéaire donne une valeur de $\Delta V_{inox\text{-}cuivre}$ de 8,13 mV, ce qui est proche de la valeur calculée précédemment.

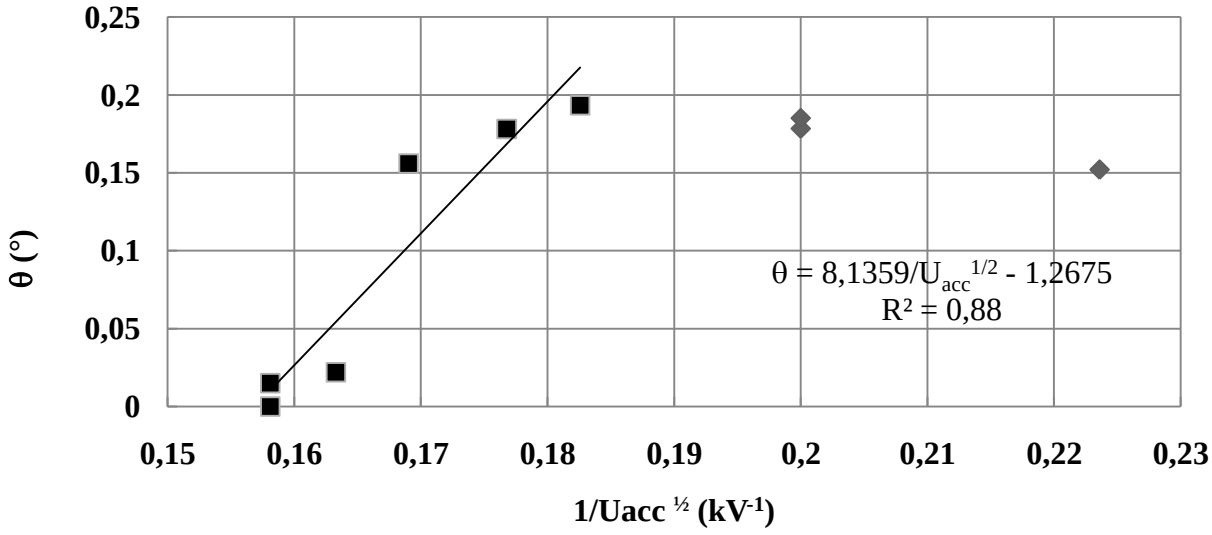



Figure 2-42. Dépendance de l'angle d'entrée et de la tension d'accélération du faisceau d'électrons.

### *Calcul des paramètres du champ magnétique et son influence sur la pénétration maximale avec comme condition que la racine de la soudure reste dans le plan de joint*

A partir des données acquises, le rayon de courbure du chemin du faisceau dans les matériaux peut être calculé par :

$$R_c = \frac{2d}{\theta^2}. \quad \textbf{(2-9)}$$

Il est possible ensuite d'estimer l'importance des champs électromagnétiques à partir des formules empiriques [8] :

$$\begin{gathered} R_c\ (\text{cm}) = 3{,}37 \cdot U_{acc}^{1/2}/B, \text{ où B est l'induction magnétique (Gauss) ;} \\ R_c\ (\text{cm}) = 2{,}7 \cdot U_{acc}^{1/2}/H_c/100, \text{ où } H_c \text{ – la puissance du champ magnétique (A/m).} \end{gathered} \quad \textbf{(2-10)}$$

Les résultats sont présentés dans le Tableau 2-6. Les rayons de courbure calculés sont compris entre 6 et 10 cm, ce qui permet de dire que compte tenu de l'épaisseur des plaques, cela représente approximativement une déviation en fond de cordon de l'ordre de 0,03mm.

Tableau 2-6. Calculs de rayon de courbure du faisceau et des paramètres du champ électromagnétique.

| **No** | **I (mA)** | **$U_{acc}$ (kV)** | **$R_c$ (cm)** | **B (Gauss)** | **$H_c$ (A/m )** |
|---|---|---|---|---|---|
| FE_1 | 30 | 20 | 9,10 | 52,39 | 0,45 |
| FE_2 | 20 | 30 | 6,09 | 95,89 | 0,80 |
| FE_3 | 32 | 25 | 7,14 | 74,60 | 0,63 |
| FE_4 | 25 | 32 | 6,70 | 89,92 | 0,76 |
| FE_5 | 40 | 25 | 6,44 | 82,76 | 0,69 |
| FE_6 | 25 | 40 | infini | - | |
| FE_7 | 30 | 37,5 | infini | - | |
| FE_8 | 35 | 40 | infini | - | |
| FE_9 | 35 | 25 | 8,41 | 63,36 | 0,54 |

L'induction magnétique calculée est comprise entre 50 et 100 gauss, ce qui est comparable aux données bibliographiques pour les autres joints dissimilaires [8].

La puissance du champ magnétique est comprise entre 0,45 et 0,8 A/m. En utilisant la condition empiriqueж :

$$H_c < \frac{0{,}0135 \cdot W \cdot \sqrt{U_{acc}}}{H_\delta}, \quad \textbf{(2-11)}$$

où *W* est la largeur de la soudure, on peut déterminer $H_\delta$ qui est la pénétration maximale pour avoir une racine de la soudure correct.

On peut comparer ces valeurs avec la pénétration maximale possible calculée à l'aide de la formule empirique [9] :

$$H = \frac{2 \cdot I \cdot U_{acc}}{\pi \cdot k \cdot (T_f - T_0)}, \quad \textbf{(2-12)}$$

où k - la conductivité thermique du matériau.

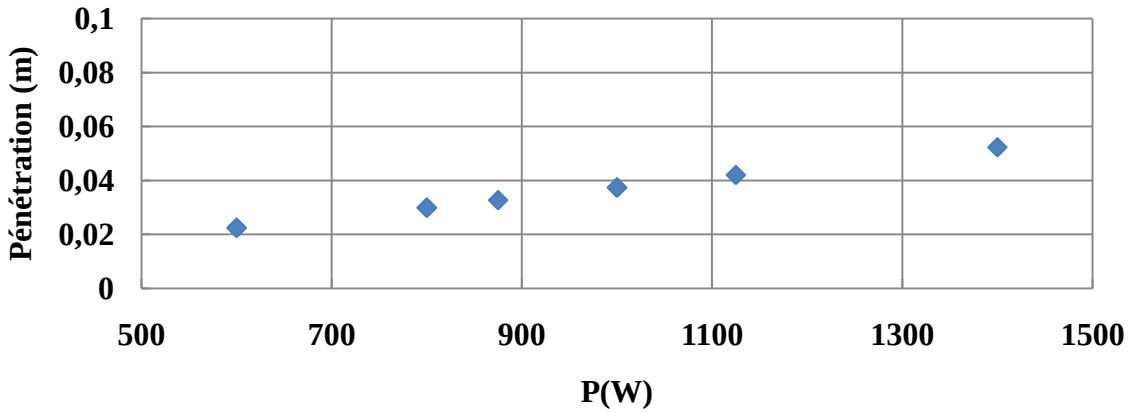



Figure 2-43. Pénétration maximale théorique du faisceau d'électrons dans l'inox en fonction de sa puissance.

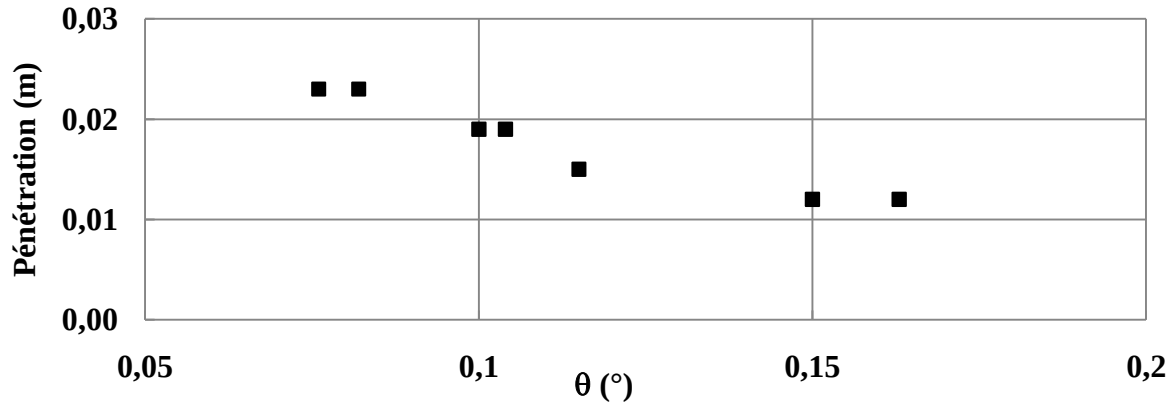



Figure 2-44. Dépendance de la pénétration maximale de l'angle de déflection.

Les valeurs de pénétration sous condition d'absence de déflection (dans la plage de puissances de travail) sont de 20 à 60 mm (Figure 2-43). L'apparition de la déflection divise par deux la pénétration pour laquelle la soudure ne soit pas déviée à la racine du plan du joint (Figure 2-44). Dans notre cas, l'épaisseur des pièces est égale à 2 mm, alors le phénomène de déflection modifie uniquement la composition du bain fondu, mais permet d'obtenir une soudure correcte.

## Conclusion

La déflection du faisceau d'électrons est déterminée par la nature des matériaux hétérogènes (autrement dit, par la valeur de la force électromotrice dans le plan de joint $\Delta V_{inox\text{-}cuivre}$) et peut être plus ou moins prononcée en fonction de la tension d'accélération des électrons. Nous avons confirmé la dépendance de l'angle de déviation avec la tension d'accélération appliquée, ce qui nous a permis d'estimer la valeur de $\Delta V_{inox\text{-}cuivre}$. Le calcul de la courbure du faisceau nous a permis d'estimer l'importance de champ magnétique créé et la limite de pénétration maximale possible pour obtenir un soudage avec une soudure restante dans le plan de joint à la racine.

Pour le couple de matériaux retenu, l'effet de déflection diminue drastiquement la limite de pénétration de la soudure. L'utilisation d'une haute tension d'accélération ($U_{acc}$ > 40 kV) permet de supprimer ce phénomène.

Pour les soudures de faible épaisseur, la déflection du faisceau d'électron induit uniquement un changement de composition chimique du bain fondu.

### 2.3.3. L'étude de la morphologie des cordons

Pour caractériser la morphologie des soudures hétérogènes cuivre-AISI 316L, nous avons observé la structure selon trois coupes transversales.

#### *La morphologie*

En fonction de l'angle de déflection, deux domaines principaux de morphologie de soudures peuvent être définis : au faible angle de déflection (0-0,02°), les joints sont très étroits car il n'y a pratiquement que l'inox qui fond, alors qu'à partir des angles supérieurs à 0,08°, la fusion du cuivre domine et se traduit par des joints larges (Figure 2-45).

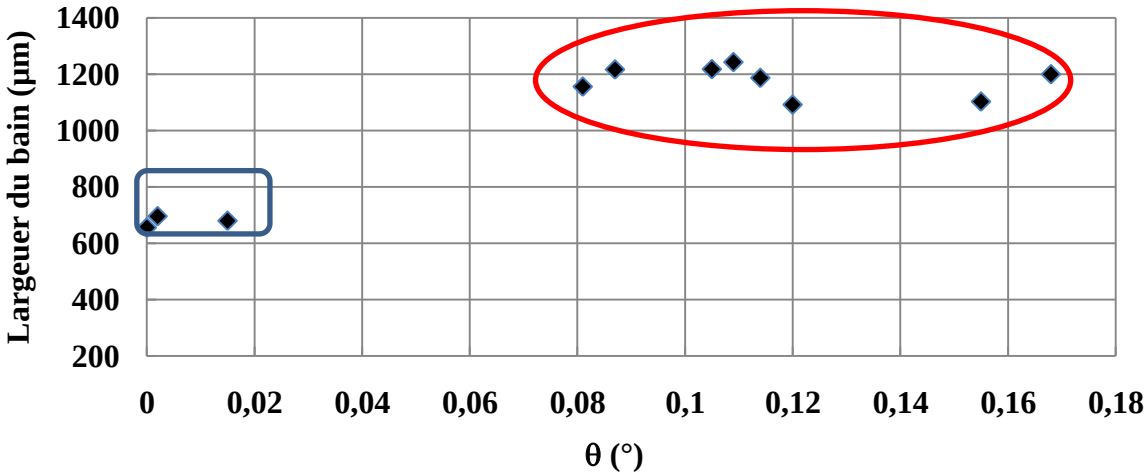
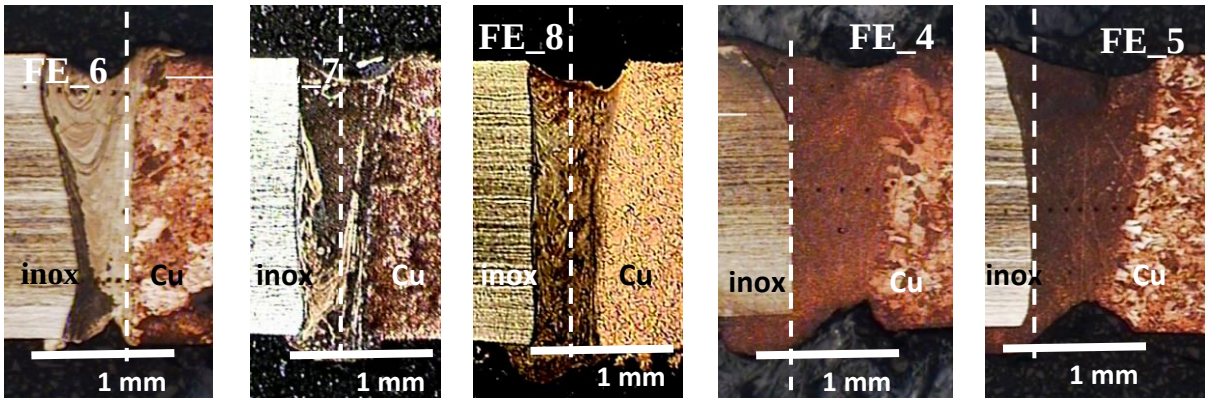



Figure 2-45. Influence de l'angle de déflection sur la largeur des joints cuivre-AISI 316L.

L'évolution de la morphologie de la coupe transversale en fonction de la progression de la déflection est illustrée sur la Figure 2-46. Le joint FE_6 ne présentant pas de déflection, il a un aspect homogène. Le bain fondu se situe dans l'inox, et le côté cuivre semble être légèrement brasé. Les joints FE_7 et FE_8 présentent la morphologie mixte avec les zones d'inox et cuivre non miscibles. Pour les angles importants de déflection, les joints retrouvent encore l'aspect homogène où le cuivre domine et l'inox n'est que légèrement fondu.




(a) (b) (c) (d) (e)

Figure 2-46. Morphologie des zones fondues: a) d= -200µm, b) d= -120µm,, c) d= -80µm, d) d= 380µm, e) d= 400µm.

### *Morphologie des cordons en coupes longitudinales*

Les coupes longitudinales réalisées au milieu du bain fondu permettent de voir le front de solidification en arrière du bain (Figure 2-47). Dans tous les joints, le front de solidification est pratiquement droit. Nous n'observons pas d'étalement important de liquide ("traînes") en haut du bain fondu, ni d'inclinaison du capillaire, comme en soudage laser. L'effet Marangoni ne s'établit pas dans ces conditions. Une source de chaleur approximativement cylindrique peut être prise comme hypothèse. Le volume de matière fondue n'est pas suffisant pour développer la convection thermocapillaire dont les effets auraient été observables sur les macrographies.

Les structures montrent une certaine répétitivité dans ce plan d'observation qui est encore plus visible dans le plan horizontal (Figure 2-47). Pour les joints mixtes FE_7 et FE_8 (joint avec une zone fondue constituée des deux solutions (Cu) et γ(Fe)), la structure est très complexe et nous supposons qu'elle se forme lors de la rencontre des deux flux non miscibles d'inox et du cuivre après la fermeture du capillaire.

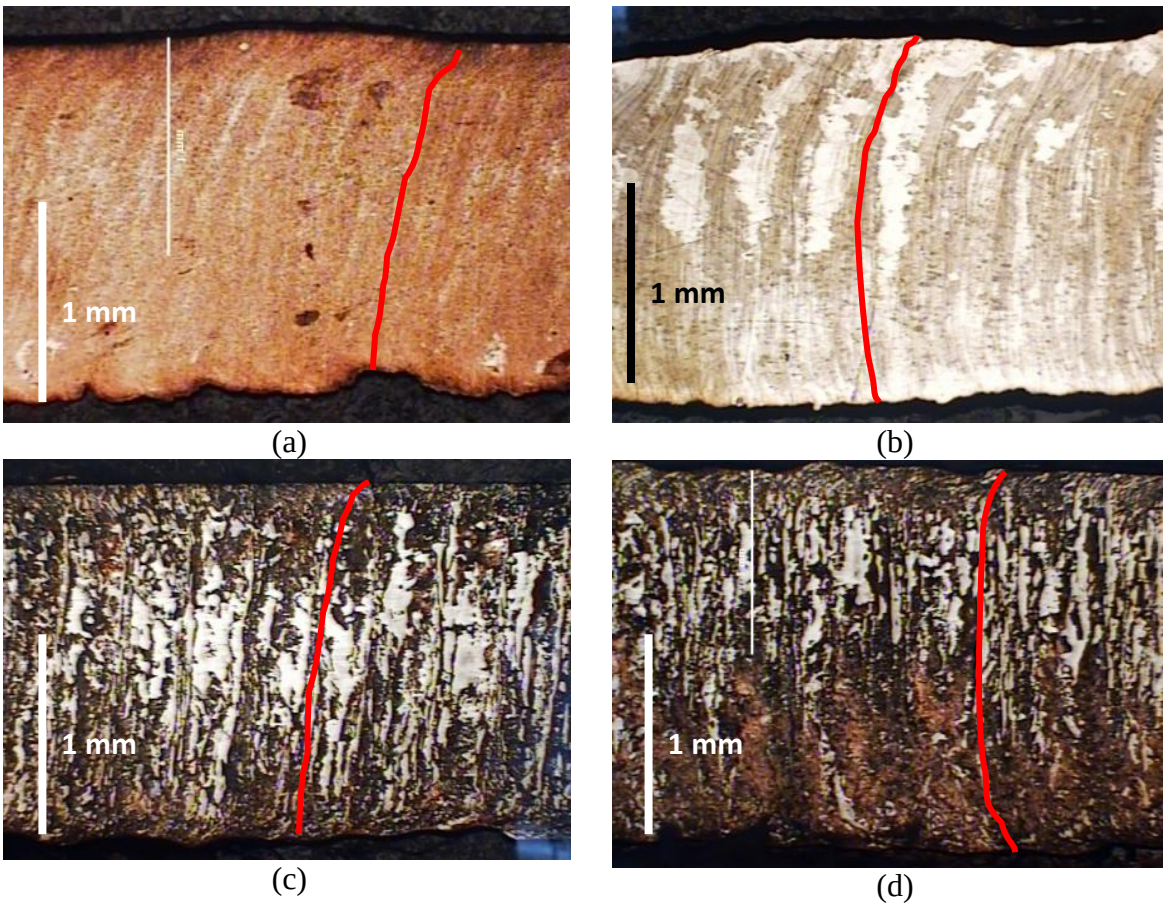


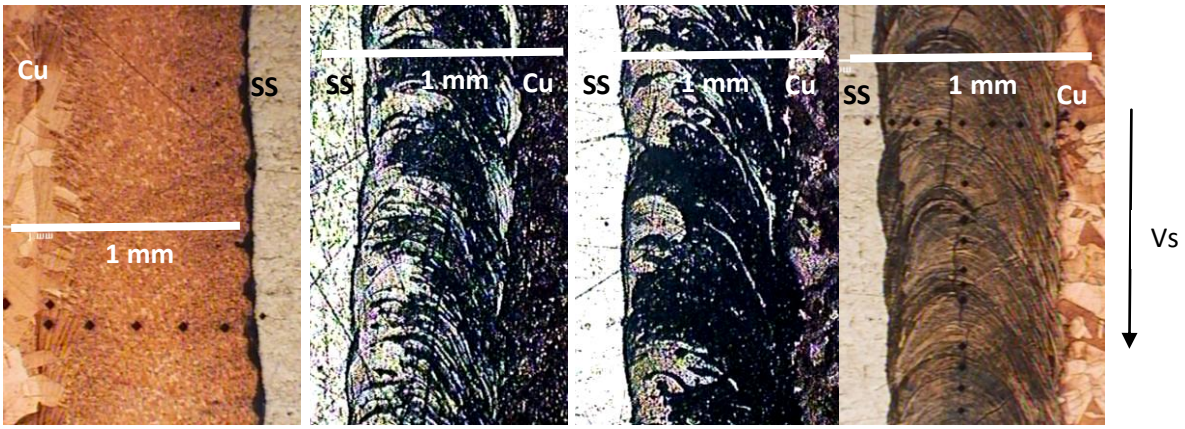

Figure 2-47. Morphologie de la zone fondue des soudures: a) FE_ 5, b) FE_ 6, c) FE_ 7, d) FE_ 8.

### *La morphologie des coupes horizontales*

Les coupes horizontales (Figure 2-48) donnent des informations nombreuses et intéressantes, car elles illustrent l'écoulement de deux métaux non miscibles en arrière du bain fondu suite à la fermeture de capillaire. Pour les joints avec forte déflection, la zone fondue est assez homogène, avec une couche fine et irrégulière d'inox qui se forme lors de l'érosion de l'inox solide par le flux de cuivre liquide. Pour les joints avec une faible déflection, une structure périodique de solidification très régulière apparaît, dont le période est

proportionnelle à la vitesse de soudage [9]. Le joint riche en inox présente des fissures importantes à cause de la fragilisation due à la présence du cuivre dans l'espace intercellulaire. Les joints mixtes (FE_7 et FE_8) n'ont pas de fissuration et présentent une structure alternée de flux de cuivre et d'inox, qui s'enroulent l'un dans l'autre.

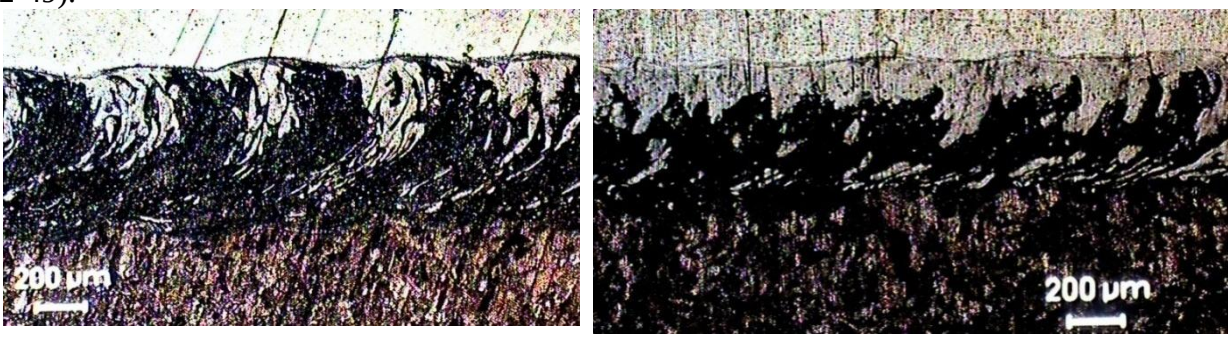
Pour comprendre la formation de cette morphologie (quel matériau arrive à contourner le premier le capillaire et quelle est l'importance relative des flux), nous avons utilisé la modélisation numérique.




(a) (b) (c) (d)

Figure 2-48. Les coupes horizontales des soudures: a) FE_4, b) FE_7, c) FE_8, d) FE_6.

Pour savoir si la morphologie de soudure évolue avec la pénétration, nous avons comparé plusieurs coupes horizontales. Nous relevons une perte de répétitivité, mais conservons la même proportion entre les métaux fondus ainsi que la direction des flux (Figure 2-49).




(a) (b)

Figure 2-49. La morphologie du joint FE_7 observé à la profondeur de 400 µm (a) et de 1900 µm (b).

### *Estimation de forces convectives dans le bain fondu*

À partir des observations macroscopiques, nous pouvons conclure que la zone fondue est droite, fine et donc typique de l'absence de convection thermocapillaire. Comme le caractère de fusion est oscillatoire, la couche du liquide entre la paroi du capillaire et la limite du bain fondu se développe à nouveau dans chaque zone fondue. Donc l'épaisseur de la couche du liquide reste inférieure par rapport au diamètre du faisceau. Comme le champ des vitesses dû à l'effet thermocapillaire est proportionnel à la relation entre l'épaisseur du liquide et le diamètre du capillaire [10,11], on peut affirmer que dans ce cas la vitesse du liquide due à l'effet thermocapillaire est minime et peut être négligée:

Pour estimer l'importance des phénomènes convectifs dans le bain fondu, nous avons utilisé les nombres adimensionnels :

nombre de Reynolds nombre de Peclet nombre de Grashof

$$R_e = U \cdot W / \nu, \qquad P_e = \frac{U \cdot W \cdot C_p \cdot \rho}{k}, \qquad G_r = \frac{g \cdot \beta \cdot W_A^{\,3} \cdot (T_v - T_f) \cdot \rho^2}{\eta^2} \quad \textbf{(2-13)}$$

Les propriétés des éléments majoritairement présents dans le joint ont été utilisées pour les calculs.

Pour tous les joints, les nombres de Reynolds trouvés correspondent au régime d'écoulement avec recirculation (1<Re<47) (Figure 2-50). Alors, l'écoulement de la matière autour du capillaire sur le plan horizontal doit s'effectuer en régime stationnaire et la compétition des deux flux de matériaux sera déterminée par la position du faisceau par rapport au plan du joint et par la différence de viscosité des métaux liquides. Re est plus important pour les joints riches en cuivre qui sont plus larges.

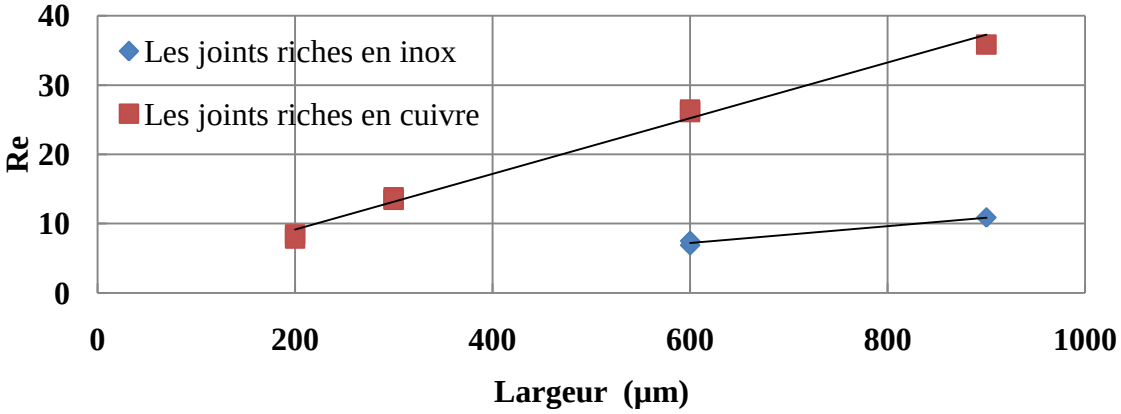



Figure 2-50. Les valeurs de Re pour des joints réalisés par faisceau d'électrons comme fonction de la largeur de la soudure.

Le nombre de Peclet (Figure 2-51) varie de 1 à 10 avec l'augmentation de la vitesse de soudage ce qui souligne l'importance du transfert de chaleur par convection. Cette valeur est particulièrement grande pour les joints riches en cuivre, où le transfert de chaleur du flux du cuivre vers l'inox solide rend possible la réalisation d'assemblages.

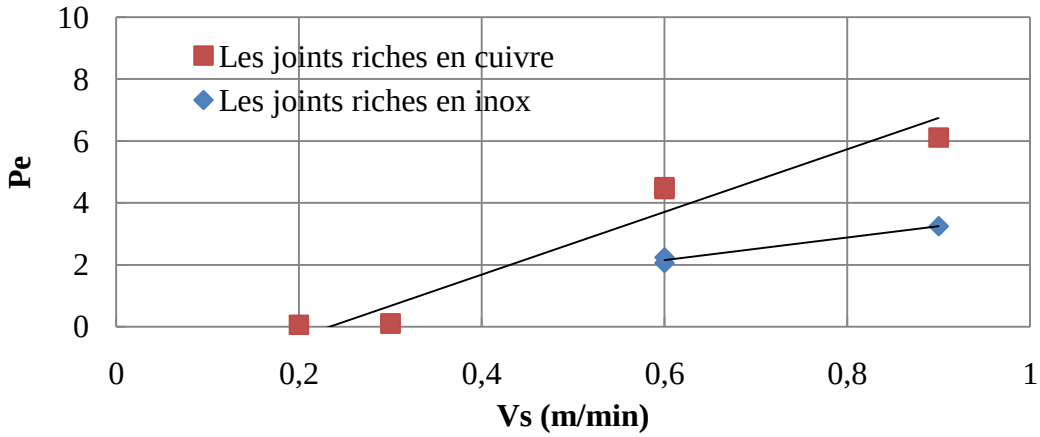



Figure 2-51. Variation de Pe en fonction de la vitesse de soudage.

Le nombre de Grashof varie entre 0,1 et 1 ce qui indique un effet non négligeable de la convection buyancy, mais qui reste cependant inférieur à l'écoulement autour de capillaire dans le plan horizontal.

La morphologie des soudures réalisées par faisceau d'électrons est déterminée par la proportion des matériaux fondus et l'importance des phénomènes convectifs autour de capillaire concentrés principalement dans le plan horizontal.

Nous avons déterminé trois types de morphologie dont les mécanismes de formation peuvent être les suivants :

- Les joints riches en inox se forment par le brasage du cuivre solide par le flux d'inox fondu. La diffusion du cuivre provoque ensuite la fissuration de la soudure.
- Les joints mixtes sont formés par l'alternance des veines de matériaux fondus, dont l'importance dépend de la vitesse de soudage.
- Les joints riches en cuivre sont formés par le brasage et l'érosion de l'inox solide par le flux de cuivre fondu.

Pour confirmer ces hypothèses et caractériser le mouvement du liquide et le transfert de la matière lors le soudage, la modélisation numérique sera utilisée. L'observation des trois coupes métallographiques, nous permet de proposer une source cylindrique pour le soudage par faisceaux d'électrons.

### 2.3.4. La composition chimique des soudures

L'analyse chimique des joints sur trois niveaux (composition globale, évolution de concentration à travers le joint et composition des microstructures) a été faite en utilisant la technique du MEB-ESD.

#### *La composition globale*

La composition globale des joints change en fonction de l'angle de déflection du faisceau d'électrons ou, autrement dit, de la tension d'accélération des électrons (Figure 2-52). Les tensions inférieures à 35 kV qui correspondent aux grands angles de déflection, mènent à la formation de soudures contenant 95 %at. de cuivre. Au delà de 37,5 kV, lorsque le faisceau touche le côté inox, la teneur en cuivre chute rapidement de 55 à 9 %at.

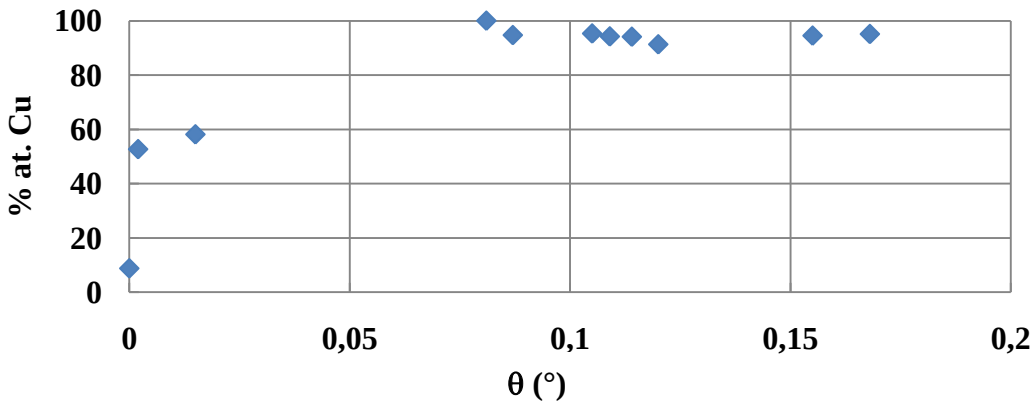



Figure 2-52. Dépendance de la teneur en cuivre de la zone fondue avec l'angle de déflection.

Nous avons remarqué que la composition du joint pour les faibles déviations, dépend aussi du courant de faisceau. Les essais FE_6 et FE_8 qui ont la même tension d'accélération, présentent des angles de déflection observés différents, entraînant des modifications

marquantes en composition et en morphologie. L'augmentation de courant implique un accroissement de la teneur en cuivre dans la zone fondue. Ceci peut être expliqué de deux façons : l'augmentation de courant et donc de la puissance, permet de chauffer plus le cuivre et donc de le fondre d'avantage. De l'autre côté, l'accroissement de la tension du faisceau influence le champ magnétique et donc la trajectoire.

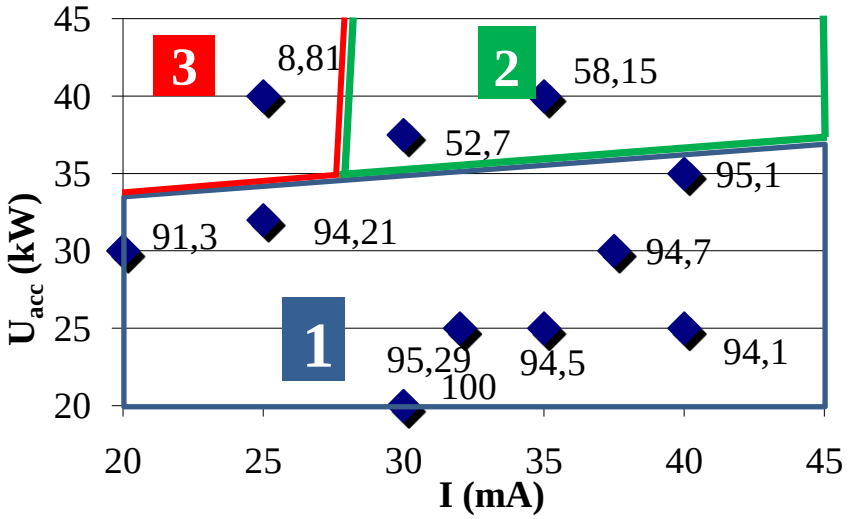



Figure 2-53. Cartographie de la teneur en cuivre de la zone fondue (% en poids indiqué à coté des marqueurs).

Si les teneurs en cuivre sont positionnées dans un graphe tension-courant (Figure 2-53), la carte de composition globale permet d'identifier trois zones :

- pour 20 < $U_{acc}$ < 35 kV, les joints contiennent 91 à 95% at. Cu, teneur qui augmente légèrement avec l'intensité,
- pour $U_{acc}$ > 37 kV et I ≥ 30 mA, la proportion entre le cuivre et l'inox est proche à 50%,
- pour $U_{acc}$ > 37 kV et I≤30 mA, la teneur de cuivre diminue à 9 %at.

### *La distribution spatiale des éléments*

La distribution des éléments dans les coupes transversales des joints de chaque type a été analysée à partir des images MEB en électrons rétrodiffusés et de l'analyse EDS.

Le joint riche en inox FE_6 a une distribution chimique homogène (Figure 2-54). Le gradient de concentration du cuivre dans le bain fondu se développe sur une courte distance et se stabilise à 9%. Les éléments constitutifs de l'inox gardent la même proportion que dans l'acier non fondu. Nous supposons que le transfert du cuivre se fait par diffusion et convection dans l'état liquide.

Le joint riche en cuivre FE_4 (Figure 2-55) présente certaines inhomogénéités qui peuvent être provoquées par les îlots d'acier, déchirés de l'interface d'inox par le flux du cuivre (ils sont bien observables dans la partie supérieure de la soudure). La zone fondue contient également les éléments d'acier distribués d'une façon homogène grâce à la diffusion et à la convection.

Le joint mixte FE_8 (Figure 2-56) présente deux zones partiellement miscibles de chaque matériau, dans lesquels le gradient de concentration de matériau opposé est présent. Les flux des matériaux opposés s'écrasent l'un contre l'autre, ce qui donne une structure compliquée et le gradient de l'interdiffusion dans chaque matériau, limitée par leur limite de miscibilité. Nous n'observons aucune convection verticale dans ce plan.

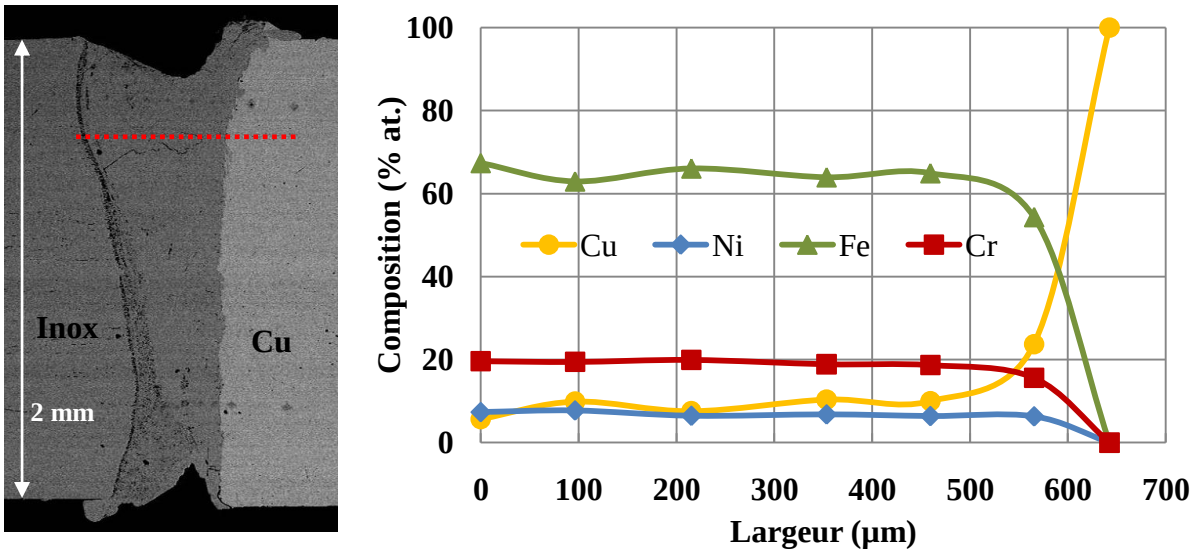



Figure 2-54. L'image BSE des joint FE_6 et la distribution des éléments sur le coup transversal.

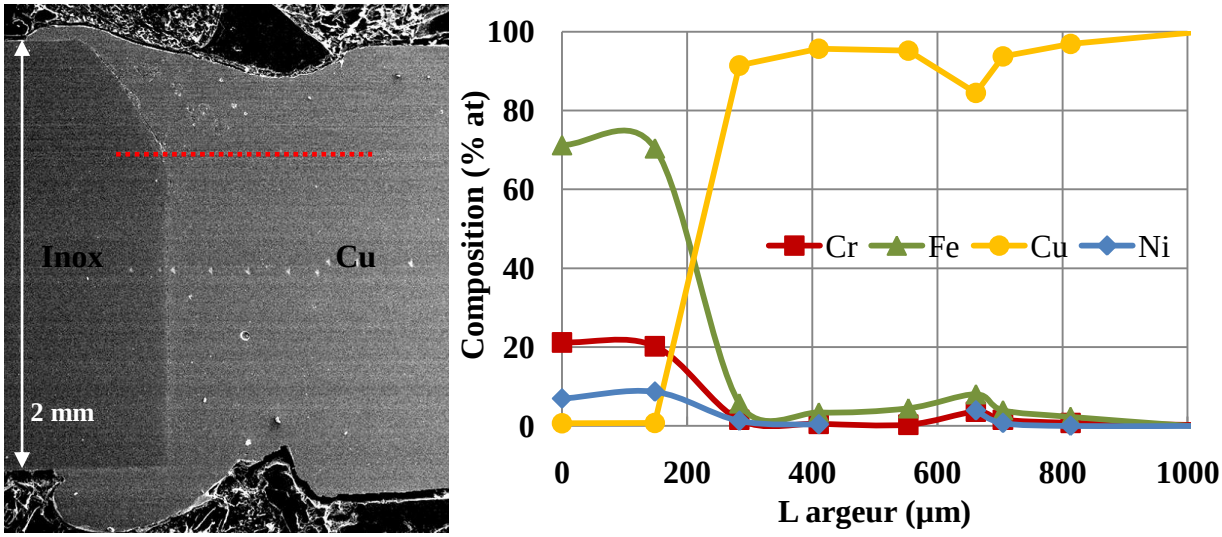



Figure 2-55. Image BSE du joint FE_4 et distribution transversale des éléments (ligne pointillé rouge).

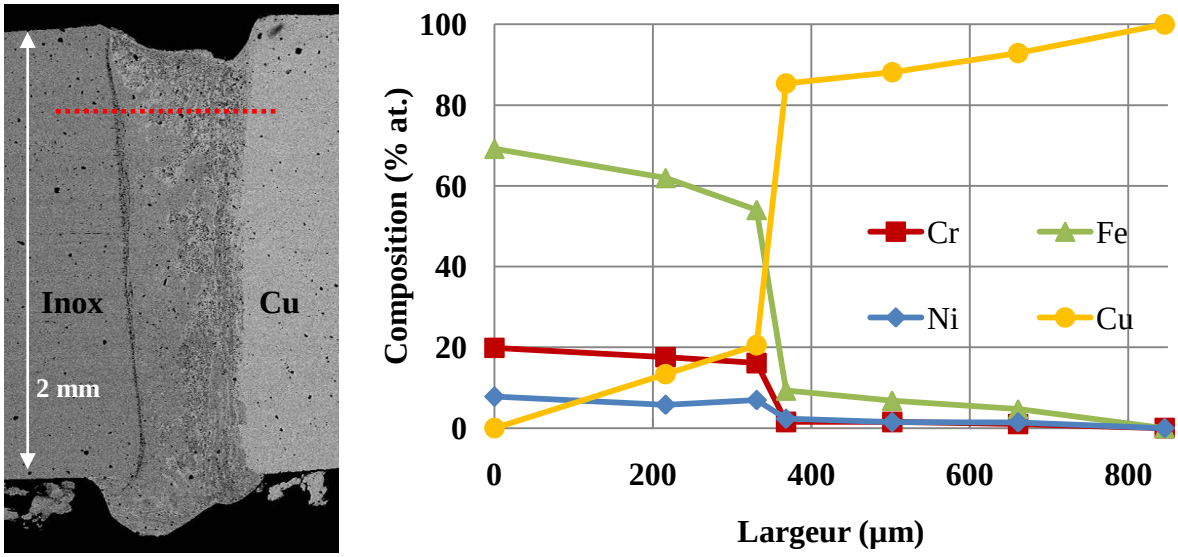
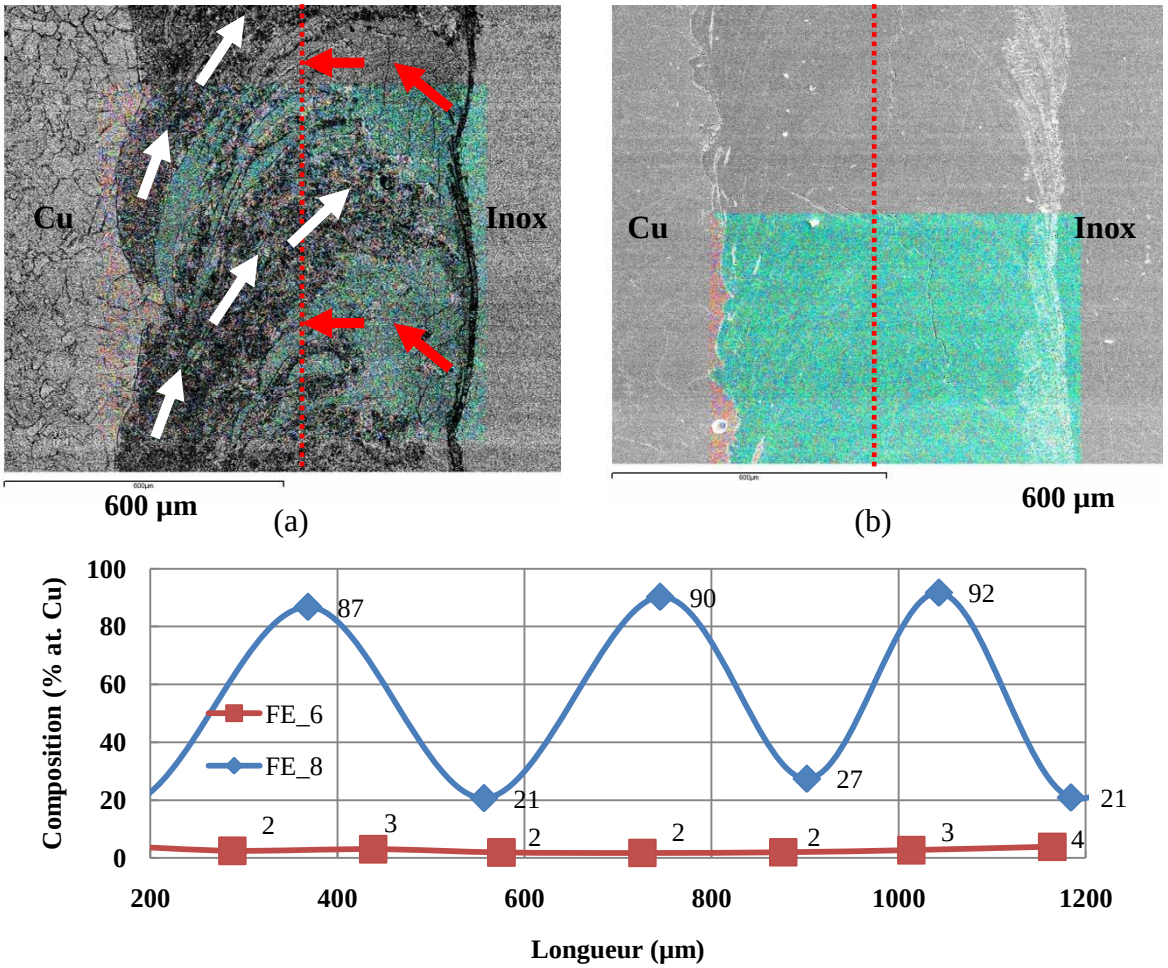



Figure 2-56. Image BSE du joint FE_8 et distribution transversale des éléments (ligne pointillé rouge).

Les coupes horizontales présentent des structures répétitives pour les joints riches en inox (Figure 2-57). Dans le cas des joints mixtes, les répétitions correspondent bien à l'alternance des zones riches en inox avec des zones riches en cuivre. On peut avoir aussi certaines indications sur les mouvements dans le bain. Le joint FE_6 riche en inox ne présente aucun motif périodique au niveau de la composition. Les vagues visibles en microscopie optique sont donc le résultat de la différenciation optique des grains ayant des orientations différentes sous l'action de l'attaque chimique.




(c)

Figure 2-57. Concentration du fer (en vert) pour les joints FE_8 (a) et FE_6 (b) et évolution de la teneur en cuivre dans l'axe de la soudure dans le plan horizontal (c).

### *Microstructures et phases*

Pour chaque type de morphologie, nous avons identifié et analysé les différents types de microstructures. Ceci permet de proposer des hypothèses sur le mécanisme de formation des microstructures des zones fondues.

Dans les joints riches en cuivre à l'interface avec l'inox, on observe des zones riches en inox (liquide ?) arrachées par le flux du cuivre, qui se déplacent ensuite dans le liquide et qui se retrouvent sous forme de globules de 30-40 µm en diamètre. Sur la Figure 2-58-a, une goutte partiellement arrachée lors de la solidification est visible. L'évolution de la composition chimique perpendiculairement à l'interface, met en évidence la diffusion du cuivre dans l'inox solide sur une profondeur de 17 µm (de 0 à 8 %at. Cu) et le gradient de concentration du cuivre qui augmente en direction du bain fondu de 8 %at. Cu (limite de

solubilité du cuivre dans l'austénite à la température de fusion du cuivre) à 16 %at. Cu (proche de la limite de solubilité du cuivre dans l'austénite à 1700K). Comme la limite de solubilité n'est pas dépassée, le cuivre pénètre, d'une façon plus ou moins homogène, dans la structure austénitique de l'inox. Le globule d'inox déjà formé (Figure 2-58-b) a une taille proche de celle de la goutte située vers l'interface et sa composition chimique est homogène, ce qui indique que l'équilibre d'interdiffusion avec le milieu du cuivre était bien atteint. Par contre, il n'y a aucune dissolution observable au bord des structures, ce qui permet de supposer la séparation des phases liquides (Cu) et (γ-Fe) dans les conditions de surfusion. Les gouttes riches en inox se forment lors du passage du faisceau à une température supérieure du point de fusion de $Fe_{80}Cu_{20}$ et ensuite sont amenés par le flux du cuivre vers l'arrière du bain fondu où la température est comprise entre $T_f$ du cuivre et la température de séparation des phases liquides de $Fe_{80}Cu_{20}$. Ce type de structure se retrouve pour tous les joints dont la vitesse de soudage est égale ou supérieure à 0,3 m/min.

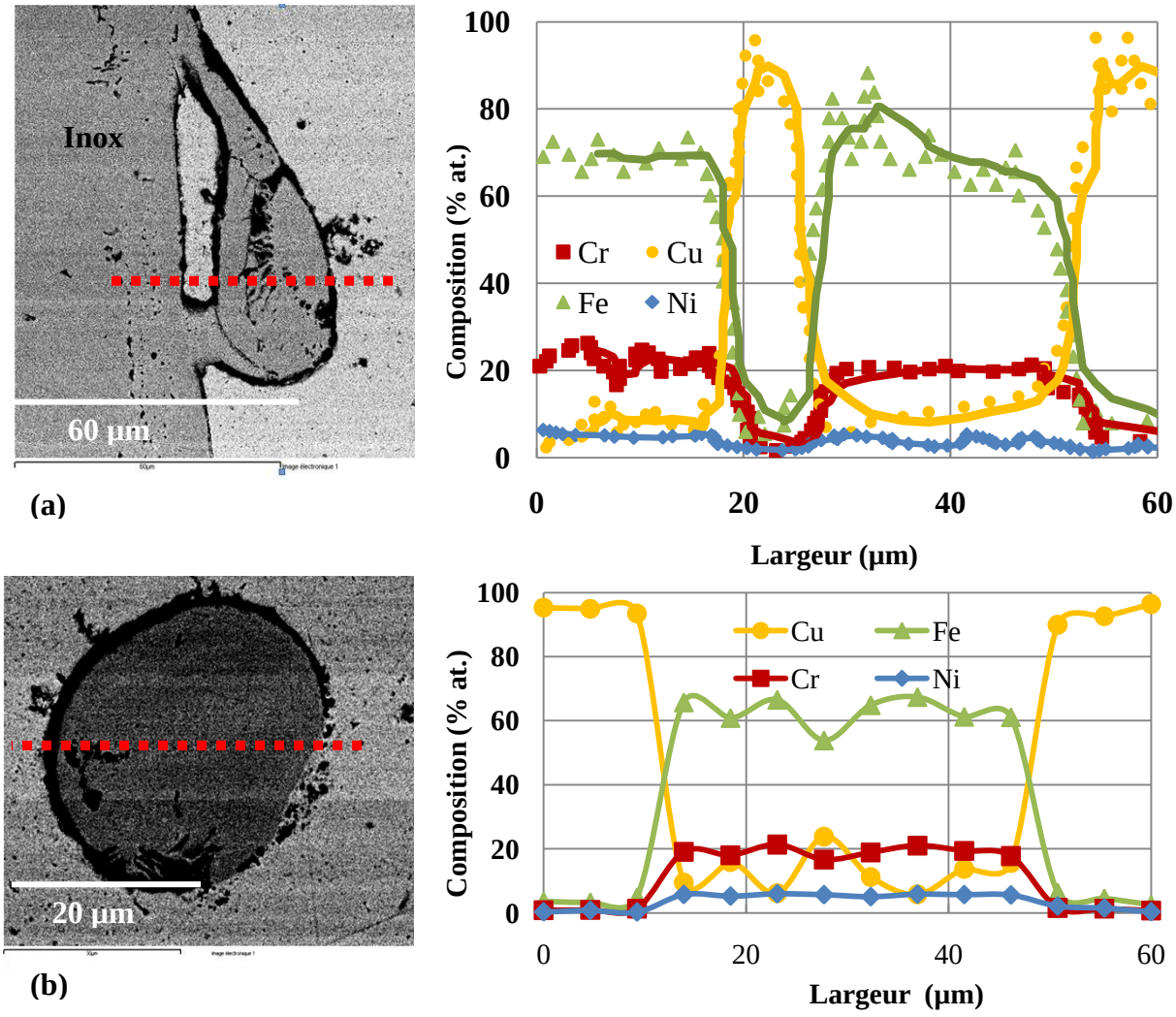



Figure 2-58. Distribution des éléments de gouttes d'inox situées à l'interface (a) et au centre de la zone fondue (b) du joint FE_4.

Une faible vitesse de soudage (0,2 m/min, FE_1) change significativement la microstructure : les globules deviennent plus petits (10-15 µm) et de nombreuses inclusions dendritiques très irrégulières apparaissent autour d'eux (Figure 2-59a). Sous les vitesses de

soudage très lentes le refroidissement du bain fondu est moins violent, et, par conséquent, la surfusion atteinte est moins prononcée. Selon Chen [12], le voisinage des globules et des dendrites de γ-Fe dans le milieu du cuivre est caractéristique pour les surfusions de l'ordre 60 K.

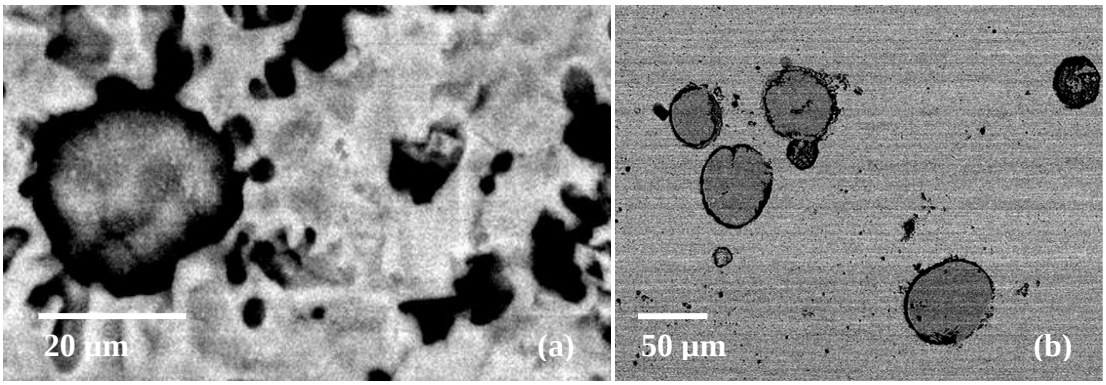


Figure 2-59. Microstructures des joints riches en cuivre : FE_1 (a), FE_4 (b).

La distribution des éléments chimique de l'inox est la suivante : le chrome, ayant une faible solubilité dans le cuivre, il garde la même teneur dans les deux phases γ-Fe et (Cu) que dans l'acier inoxydable solide (21% par rapport à la somme Fe+Cr+Ni). Le nickel ayant une solubilité illimitée dans le cuivre, les structures globulaires d'acier s'appauvrissent en Ni par rapport à l'inox solide (7,4 % at. Ni) : lors du détachement des gouttelettes, elles contiennent 6,7%at. de Ni par rapport à Fe+Cr+Ni, alors que les globules détachés contiennent 6,5 %at. de Ni, si la taille est de l'ordre de 45 µm, et ≤4,1% at.de Ni pour une taille ≤20 µm. Tant que le volume d'inox fondu ne dépasse pas ≈ 5% du volume de la zone fondue, la concentration Ni(Cu) est pratiquement indéterminable par l'analyse MEB-EDS.

Le joint riche en inox présente une structure cellulaire (haut degré de la surfusion [13]) avec une fissuration importante (Figure 2-60). L'analyse locale de la fissure montre une teneur en cuivre élevée par rapport à la surface et supérieure à la limite de solubilité du cuivre dans l'austénite à la température ambiante. Pendant la solidification du liquide, les cellules d'inox contenant 8-9 % at. Cu se forment, alors que l'excès de cuivre reste dans le milieu intercellulaire (12 % at. Cu). A cause de la différence de dilatation thermique entre les cellules et l'espace intercellulaire enrichi en cuivre, des fissures intergranulaires importantes se développent dans le joint.

La concentration en Cr et en Ni reste pratiquement homogène, à cause de la faible durée de vie du bain fondu.

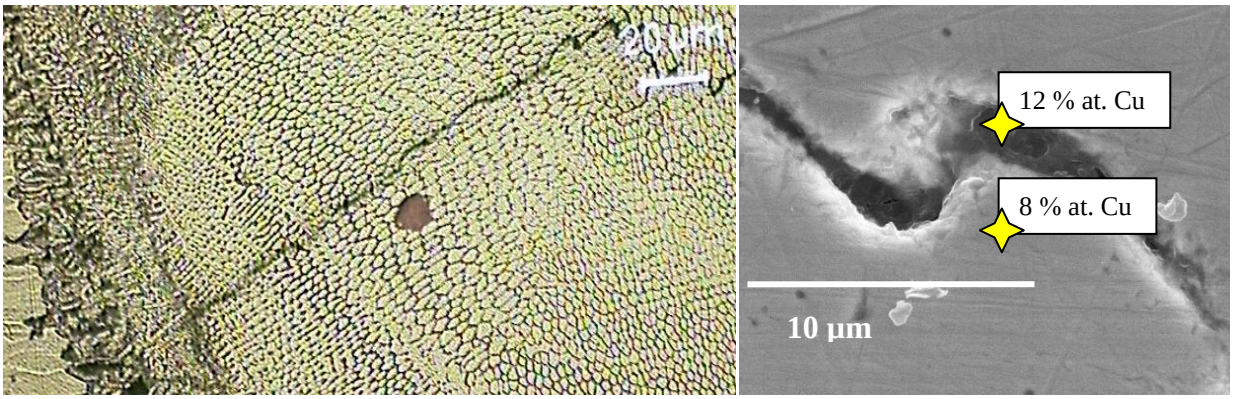


Figure 2-60. Microstructure du joint FE_6 riche en inox.

Les joints mixtes présentent une microstructure très complexe (Figure 2-61). On trouve deux régions non miscibles d'inox et de cuivre avec une interface très fine entre eux, qui sont saturées l'un par rapport à l'autre : le premier correspond à la composition $Fe_{80}Cu_{20,}$ et le deuxième à $Fe_5Cu_{95.}$ Nous supposons, que l'interaction entre ces zones s'est produite à des températures beaucoup plus grandes que la température de séparation des phases $Fe_{80}Cu_{20}$ et $Fe_5Cu_{95}$, et que pendant le refroidissement, l'excès de matériau se sépare sous forme de nombreux globules. Ce type de structure a été également retrouvé pour les alliages hypopéritectiques CuFe [12], obtenus sous condition de refroidissement rapide et correspond à la surfusion de l'ordre 220 K.

L'interface entre l'inox solide et la zone fondue contient de 0 à 8% at. Cu, ce qui correspond au refroidissement de la température de l'ordre de 1360K jusqu'à la température ambiante. La zone d'inox fondu contient de 8 à 21% at. de Cu, ce qui correspond au refroidissement rapide d'une phase liquide riche en inox à partir des températures initiales comprises entre 1361 et 1700K. Le système dans cette zone n'est donc pas à l'équilibre thermodynamique.

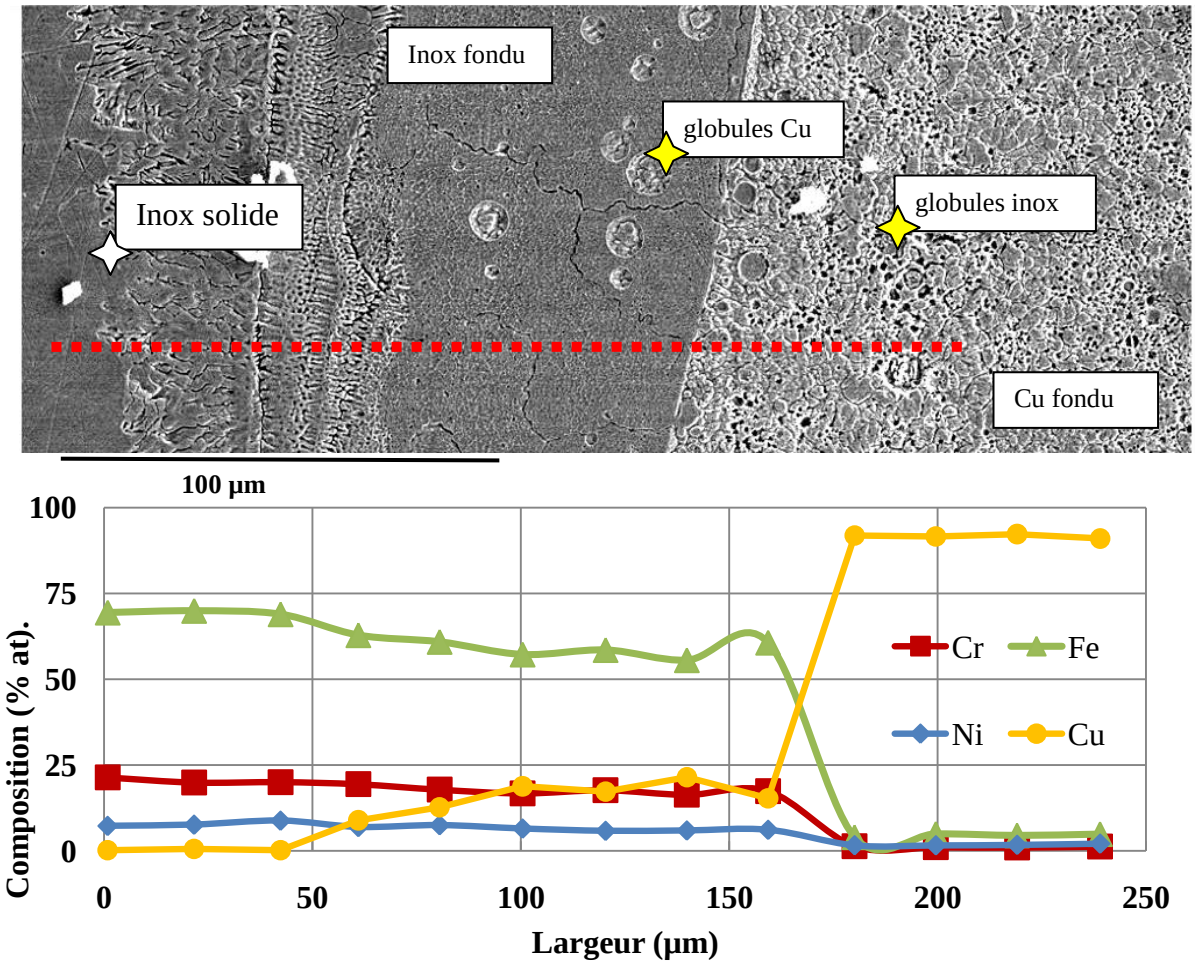



Figure 2-61. Interface entre deux phases non miscibles (en haut) et la distribution des éléments (en bas) dans le plan transversal du joint FE_7.

La structure des globules d'inox est bien différente de celles qui se forment dans les joints riches en cuivre (Figure 2-62a). Le globule présente une précipitation de cuivre (petits grains en blanc). Les globules contiennent environ 18 % at. Cu, ce qui est égale à la solubilité du cuivre sous 1700K mais bien supérieure à la limite de solubilité sous la température à 1300K. On peut également observer une zone grise de diffusion autour du globule dont

l'épaisseur est de l'ordre de 1 µm. Le diamètre du globule est de 10 µm, ce qui correspond, selon les données bibliographiques, à la saturation de coalescence et à la zone de surfusion de 120 à 200K. Les globules partiellement formés contiennent jusqu'au 28 % at. Cu.

Les globules riches en cuivre présentent également une structure secondaire (Figure 2-62b) : on peut noter des grains de cuivre avec des inclusions d'inox. La taille de ces globules est d'environ 15 µm. La zone de diffusion est également présente et de l'ordre de 2,3 µm.

La concentration des éléments secondaires d'inox est exprimée comme φM avec :

$$\varphi_M = \frac{M}{\Sigma Mi} \cdot 100, \qquad \textbf{(2-14)}$$

où $M_i$ : les éléments d'inox.

φM varie en fonction de la solubilité de l'élément considéré dans les mélanges liquides non-miscibles. Le Cr ayant une solubilité peu importante dans le cuivre, se concentre dans les zones riches en Fe et garde une concentration proche de celle d'inox d'origine (21-19,5%), alors que Ni, ayant une solubilité illimitée dans le Cu, est présent dans une proportion légèrement inférieure à celle de l'inox non fondu (7,2-7% Ni au lieu de 7,5%). Dans le milieu du cuivre, la proportion entre ces éléments change : 7,3% Cr et 27% Ni.

Les globules riches en cuivre, formés lors de la séparation des phases, contiennent 14% de Ni et 13% de Cr et les zones riches en inox – 5,3% de Ni et 20,7% de Cr.

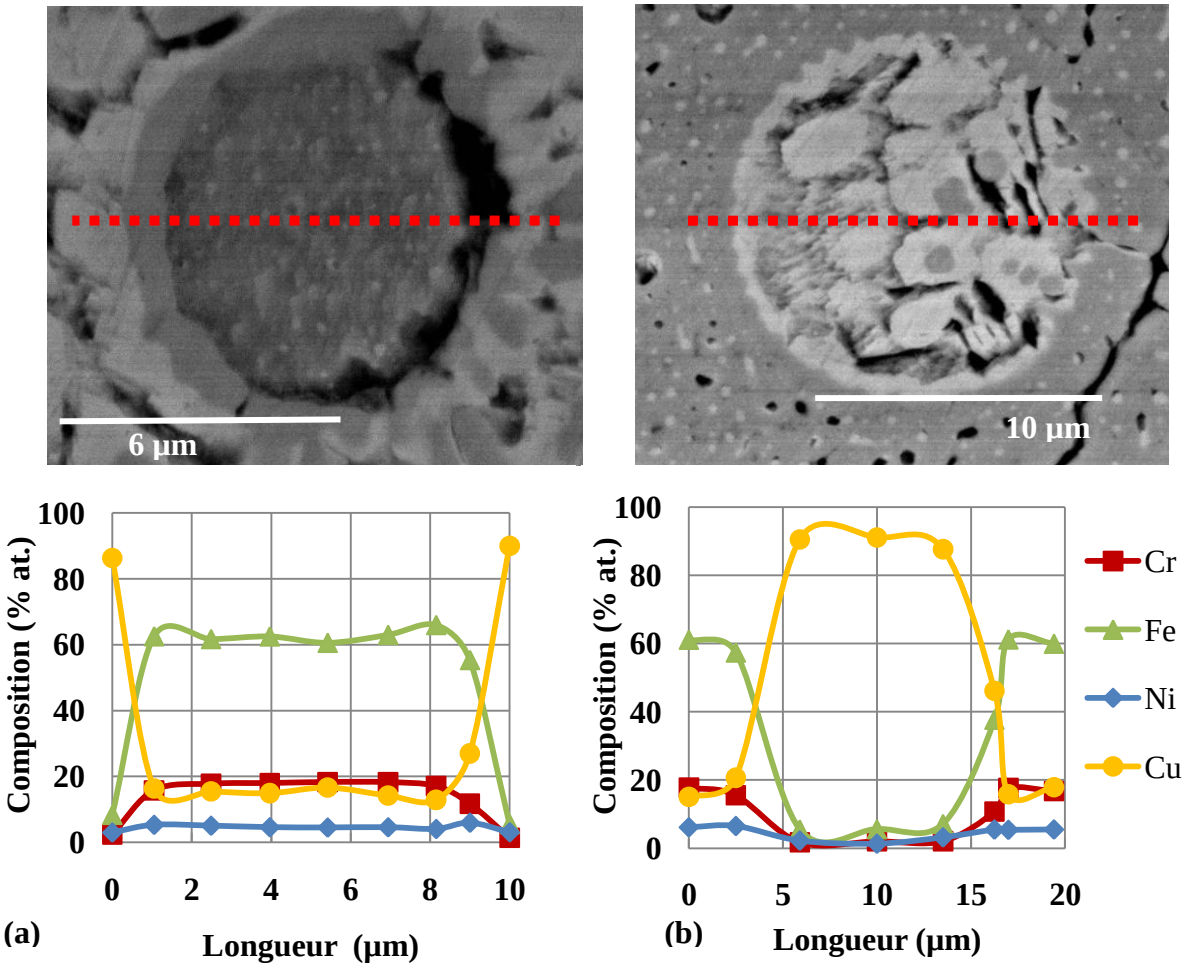



Figure 2-62. Micrographies et composition chimique des globules formés par coalescence grâce à une surfusion importante dans le joint FE_7 : globule d'inox dans le cuivre (a) ; globule du cuivre dans l'inox (b).

A partir de nos observations, on propose le mécanisme suivant de formation des structures des joints mixtes. Nous supposons que le comportement du système est déterminé

principalement par les propriétés de système Fe-Cu. La présence des éléments Cr et Ni peut, par contre, modifier la température des transformations et les limites de solubilité des éléments.

Après le passage du faisceau, deux "veines" de métal fondu, dont la température est bien supérieure au liquidus, s'écrasent l'une contre l'autre. Comme la convection dans le bain n'est pas très importante, on n'obtient pas une homogénéisation complète de la composition, mais chaque matériau de base devient sursaturé par l'autre. Pendant le refroidissement rapide, la séparation des phases liquides a lieu dans chacun des flux, ce qui se traduit par la formation de globules riches en matériau opposé : $L \rightarrow L_{Cu}+L_{Fe.}$ Sous condition de surfusion importante, il est possible d'observer la séparation secondaire des phases à l'intérieur même des globules. Ensuite, la solidification des zones riches en inox sous une température $T < T_f^{inox}$ (surfusion) a lieu : $L_{Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}+ L_{Cu.}$ En fonction de la surfusion locale, la teneur (plus ou moins importante selon la vitesse de refroidissement) du Cu($\gamma$-Fe) est stabilisée (jusqu'à environ 20 %at.). Ensuite les zones riches en cuivre se solidifient au contact de $\gamma$-Fe : $L_{Cu}+\gamma\text{-Fe} \rightarrow Cu$. Le fait que $L_{Cu}$ se solidifie après $L_{Fe}$ explique la plus longue distance de diffusion entre les globules de Cu et le $\gamma$-Fe contrairement aux globules de $\gamma$-Fe dans Cu.

La composition des joints hétérogènes réalisés par faisceau d'électrons est déterminée par la position du faisceau par rapport au plan du joint et par la puissance du faisceau. La composition en cuivre de la zone fondue varie très largement : de 9 à 95 %at. On peut déterminer des fenêtres paramétriques qui correspondent aux trois types de morphologie retrouvés : riche en cuivre, riche en inox et mixte. L'analyse chimique locale met en évidence une composition plutôt homogène pour les deux premiers cas, alors que les joints mixtes présentent une inhomogénéité causée par la solubilité limitée des matériaux.

A chaque type de joint correspond une microstructure caractéristique qui retrace le mécanisme de formation de la soudure. Les joints riches en inox présentent des défauts importants, causés par la fissuration intergranulaire qui se développent pendant le refroidissement de la structure cellulaire austénitique sursaturée en cuivre. Les joints riches en cuivre n'ont pas de défauts et leurs microstructures présentent des globules d'inox arrachés à l'interface solide par le flux de cuivre. Les joints mixtes présentent une microstructure très compliquée formée lors du refroidissement rapide des deux phases sursaturées en matériaux antagonistes.

### 2.3.5. Les propriétés mécaniques des soudures

Nous avons étudié la microdureté et la résistance mécanique des joints pour comprendre l'influence de la déflection sur le comportement mécanique des soudures.

#### *La dureté de la zone fondue*

La dureté locale des joints est comprise entre les valeurs des matériaux de base, ce qui signifie l'absence des phases fragiles. Les variations typiques de la dureté pour le joint de chaque morphologie sont présentées sur la Figure 2-63.

Les joints riches en cuivre (FE_4) ont une dureté très homogène de 100 HV dans la zone fondue et d'environ 60 HV dans la ZAT. 100 HV indique un durcissement de la zone fondue par des éléments en provenance de l'acier, alors que dans la ZAT, le cuivre est partiellement recuit.

Le joint riche en inox (FE_6) présente des variations de dureté, mais la valeur s'approche de l'inox de base. La ZAT du cuivre est moins sollicitée thermiquement car la dureté descend seulement à 90 HV.

Les joints mixtes (FE_7) montrent un gradient de dureté qui correspond à l'évolution de la composition de la zone fondue. La dureté de la ZAT côté cuivre est également proche à 90 HV.

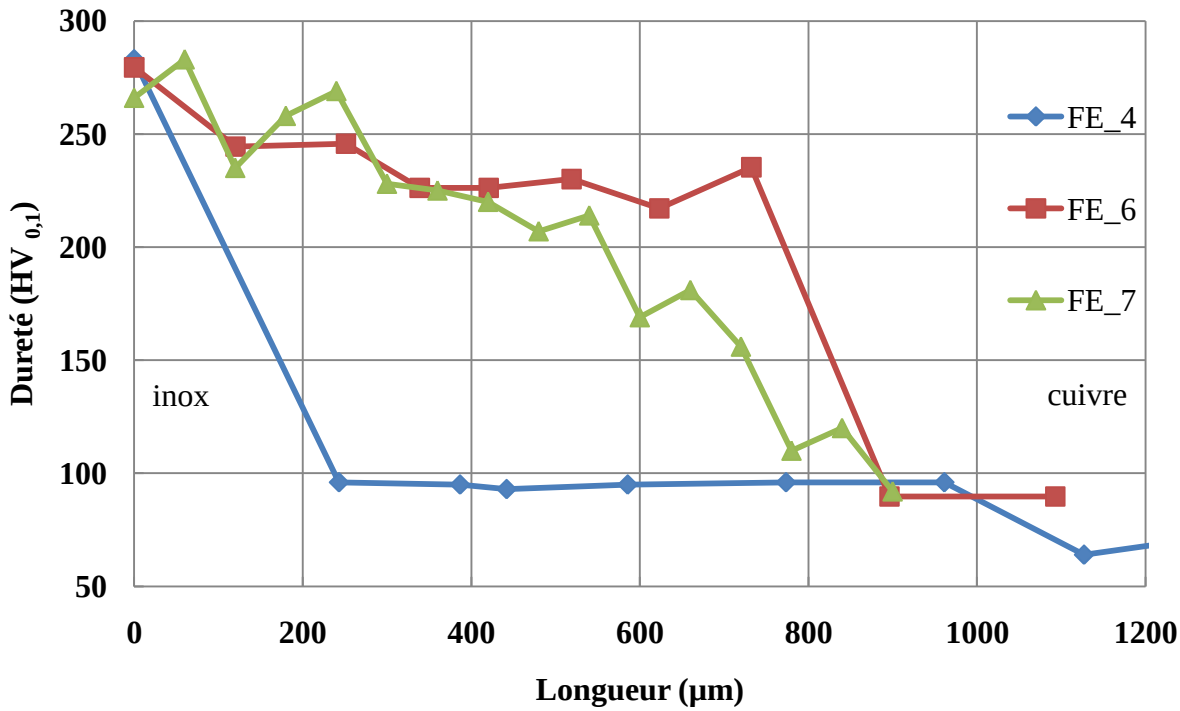



Figure 2-63. Variation de la dureté transversale des joints réalisés par faisceau d'électrons.

#### *Les essais de traction*

Nous avons réalisé des essais de traction pour l'ensemble des soudures (Tableau 2-7). La rupture se produit dans la zone de recuit côté cuivre à la distance de quelques millimètres du cordon de la soudure, sauf dans le cas des joints partiellement pénétrés (FE_1 et FE_2), où la soudure était déchirée. Nous avons remarqué qu'à la différence des joints réalisés par faisceau laser, la variation des paramètres influe significativement sur les propriétés du joint.

Ceci peut être lié au plus grand apport énergétique que dans le cas de soudage laser (Figure 2-68). Les conditions des essais mécaniques sont données dans l'annexe 3.

Tableau 2-7. La résistance mécanique des joints cuivre-AISI 316L réalisés par faisceaux d'électrons.

| No | I (mA) | $U_{acc}$ (kV) | Vs ( m/min) | P (W) | Rm (MPa) | $\varepsilon_s$ (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **FE_1** | 30 | 20 | 0,2 | 600 | 157 | 14 |
| **FE_2** | 20 | 30 | 0,2 | 600 | 64 | 18 |
| **FE_3** | 32 | 25 | 0,3 | 800 | 199 | 68 |
| **FE_4** | 25 | 32 | 0,3 | 800 | 236 | 72 |
| **FE_5** | 40 | 25 | 0,6 | 1000 | 248 | 72 |
| **FE_6** | 25 | 40 | 0,6 | 1000 | 266 | 19 |
| **FE_7** | 30 | 37,5 | 0,6 | 1125 | 302 | 14 |
| **FE_8** | 35 | 40 | 0,9 | 1400 | 308 | 15 |
| **FE_9** | 35 | 25 | 0,3 | 875 | 239 | 72 |
| **FE_10** | 37,5 | 30 | 0,6 | 1125 | 235 | 72 |
| **FE_11** | 40 | 35 | 0,9 | 1400 | 218 | 72 |

Les deux facteurs qui déterminent le comportement mécanique des soudures sont la puissance du faisceau et la déflection du faisceau. Leur influence sur les propriétés des joints est illustrée sur la Figure 2-64.

La résistance mécanique à la rupture des joints riches en cuivre augmente avec la puissance du faisceau jusqu'à Rm = 260 MPa, ce qui correspond à la pleine pénétration et à une bonne qualité de brasage avec l'interface d'inox. Ensuite Rm diminue avec le développement de la zone de recuit côté cuivre. La déformation des joints riches en cuivre est très importante : à pleine pénétration, elle atteint 68-72% ce qui dépasse même la valeur du cuivre recuit ($\varepsilon_s$ = 60%).

Les joints riches en inox et mixtes ont une résistance mécanique de 260 à 310 MPa (cuivre écroui). La déformation des joints riches en inox est plus faible que dans le cas précédent (14-16%) et proche de la valeur du cuivre écroui, ce qui veut dire que la ZAT côté cuivre a été moins importante.

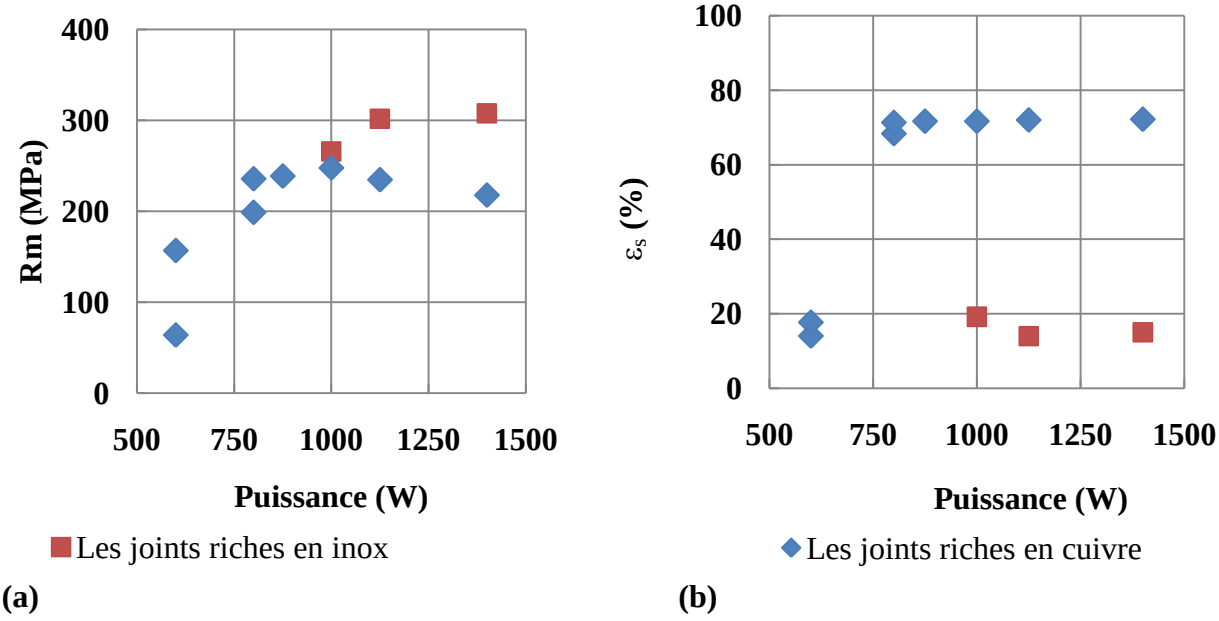



Figure 2-64. La variation de la résistance mécanique (a) et de la déformation des joints (b).

La comparaison des courbes de traction des joints hétérogènes avec les propriétés des matériaux de base, montre que le comportement mécanique des soudures est déterminé par la superposition des propriétés des matériaux du joint et s'approche du comportement ductile du cuivre (Figure 2-65). Les courbes de traction des joints riches en cuivre (FE_9) s'approchent approximativement de la courbe du cuivre recuit. Les caractéristiques de l'assemblage sont conditionnées soit par la soudure soit par la zone recuite du cuivre. Mais en aucun cas par l'inox massif dont les propriétés sont très supérieures aux autres. Le joint riche en inox (FE_6) présente un comportement proche de celui du cuivre écroui, ce qui veut dire que le déplacement du faisceau sur l'inox, dont la conductivité thermique est peu importante par rapport au cuivre, diminue le réchauffement du cuivre (ZAT) et donc n'abaisse pas la résistance mécanique. Les microfissures présentes dans le joint FE_6 ne progressent pas lors de l'essai de traction car la rupture se passe toujours dans la ZAT du cuivre. Pour les joints mixtes (FE_8), la rupture se passe toujours dans la ZAT du cuivre, mais la zone de recuit est moins développée. Les valeurs de Rm et de $\varepsilon_s$ sont égales à celles du cuivre écroui.

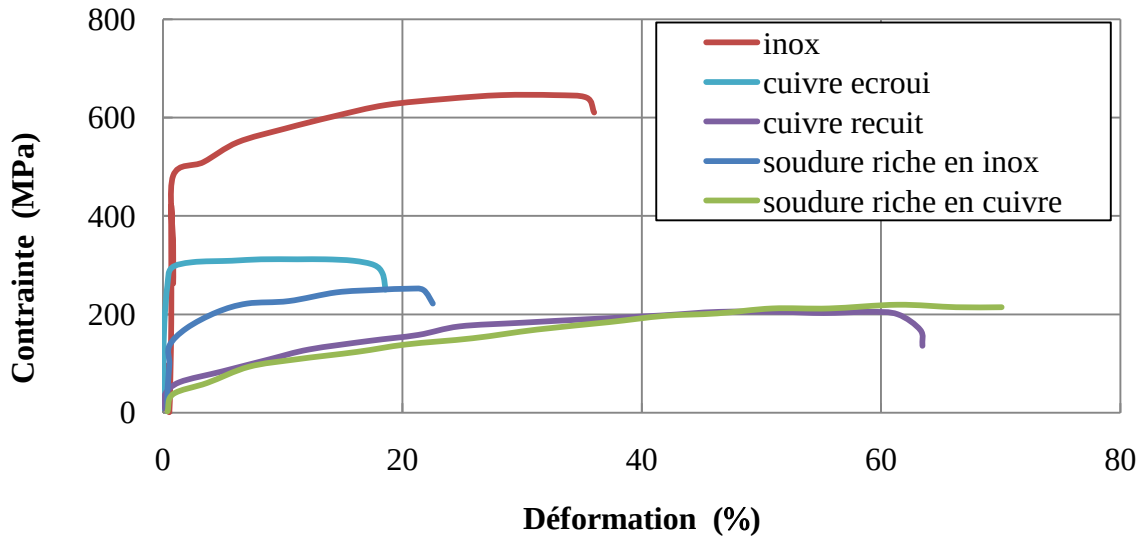



Figure 2-65. Courbes de traction des joints des trois morphologies en comparaison avec les matériaux de base.

### *L'étude de la zone de recuit*

Les mesures de microdureté dans la ZAT du cuivre pour les soudures avec des décalages de faisceau et des vitesses de soudage différentes ont été effectuées pour pouvoir caractériser la zone de recuit où se produit souvent la rupture.

La zone de recuit se développe sur une distance inférieure de 3 mm. La distance minimale de recuit correspond à la position du faisceau centré sur le plan du joint (Figure 2-66a). L'augmentation de la vitesse de soudage permet de réduire la zone de recuit (≤ 2mm) en gardant la pleine pénétration ce qui explique que la valeur de Rm est de 50 MPa plus grande qu'en cas de soudage laser (Figure 2-66b).

L'évolution des propriétés mécaniques de la soudure est suivie avec l'évolution de la zone de recuit. La longueur et la dureté de cette zone sont déterminées par le flux de chaleur $F_{cond}$ venant du bain fondu en direction du cuivre solide. En fonction du décalage du capillaire, trois situations limites sont possibles (Figure 2-67) :

1. $F_{cond}^{1}$ inox fondu →cuivre solide (d = -200 µm)
2. $F_{cond}^{2}$ inox et cuivre fondus →cuivre solide ( d ≈0 µm)
3. $F_{cond}^{3}$ cuivre fondu →cuivre solide ( d ≥ 200 µm)

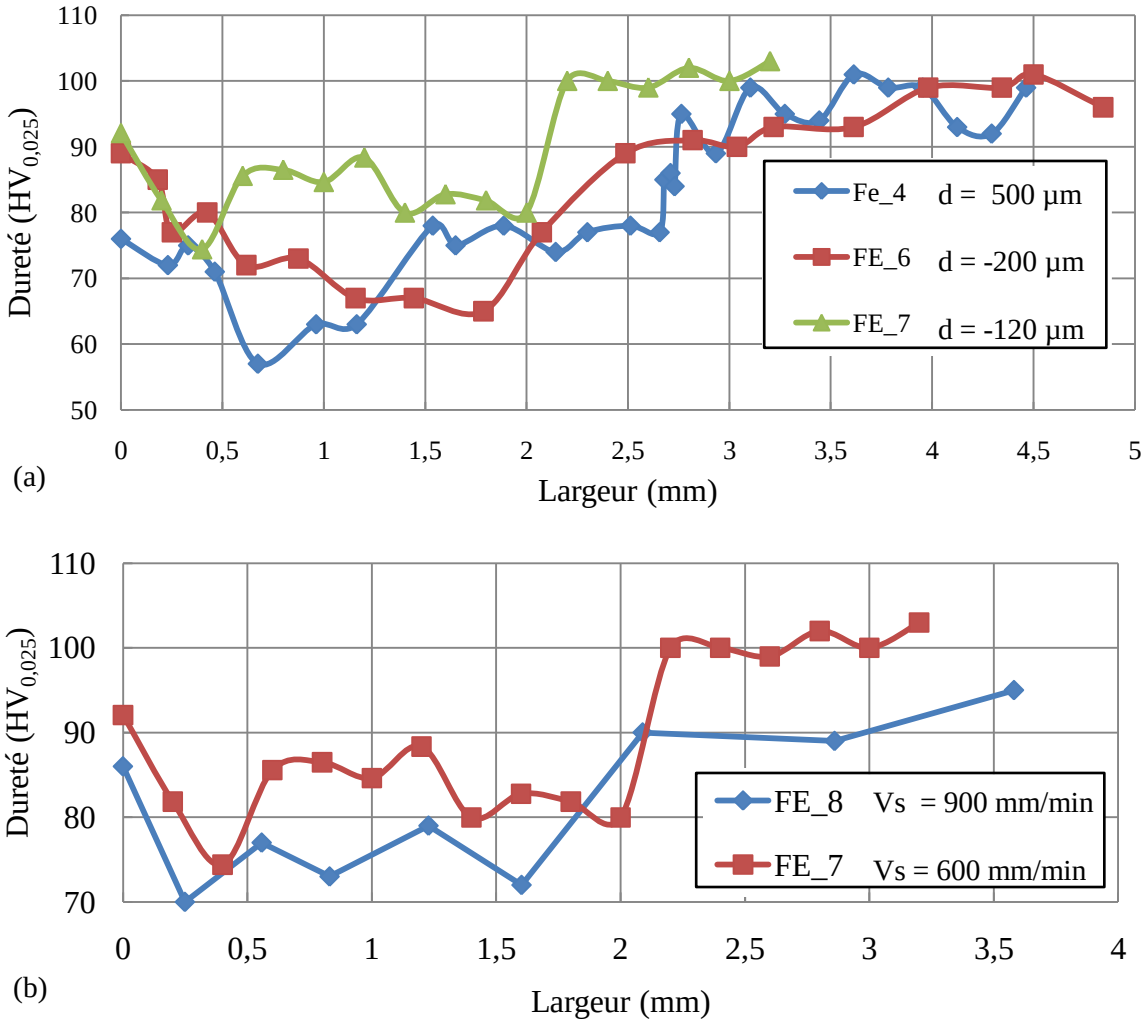



Figure 2-66. Variation de la dureté de la ZAT de cuivre en fonction du décalage du capillaire (a) et de la vitesse de soudage (b).

Le premier cas conduit à la formation d'une ZAT relativement étroite (2,4 mm) dont les valeurs de dureté sont intermédiaires entre celles des cuivres recuit et écroui. Par conséquent, les caractéristiques mécaniques des soudures (Rm = 266 MPa et $\varepsilon_s$ = 19%) sont aussi intermédiaires.

Le deuxième cas aboutit à la formation de la zone de recuit minimale avec une haute dureté qui conduit à une valeur de Rm de 302 MPa et à une déformation proche de celle du cuivre écroui.

Dans le troisième cas, même si la longueur de ZAT n'est pas très grande par rapport aux soudures laser, un recuit important est noté (la dureté de ZAT n'est que de 57 HV), ce qui explique la faible valeur de Rm (236 MPa) et une déformation égale à celle du cuivre recuit (72%).

On peut conclure que les flux de la chaleur transmis à la ZAT dans ces trois cas, doivent avoir des valeurs s'établissant comme $F_{cond}^{2}<F_{cond}^{1}<F_{cond}^{3}$. L'énergie reçue par la ZAT du cuivre est donc déterminée par la valeur de décalage du faisceau.

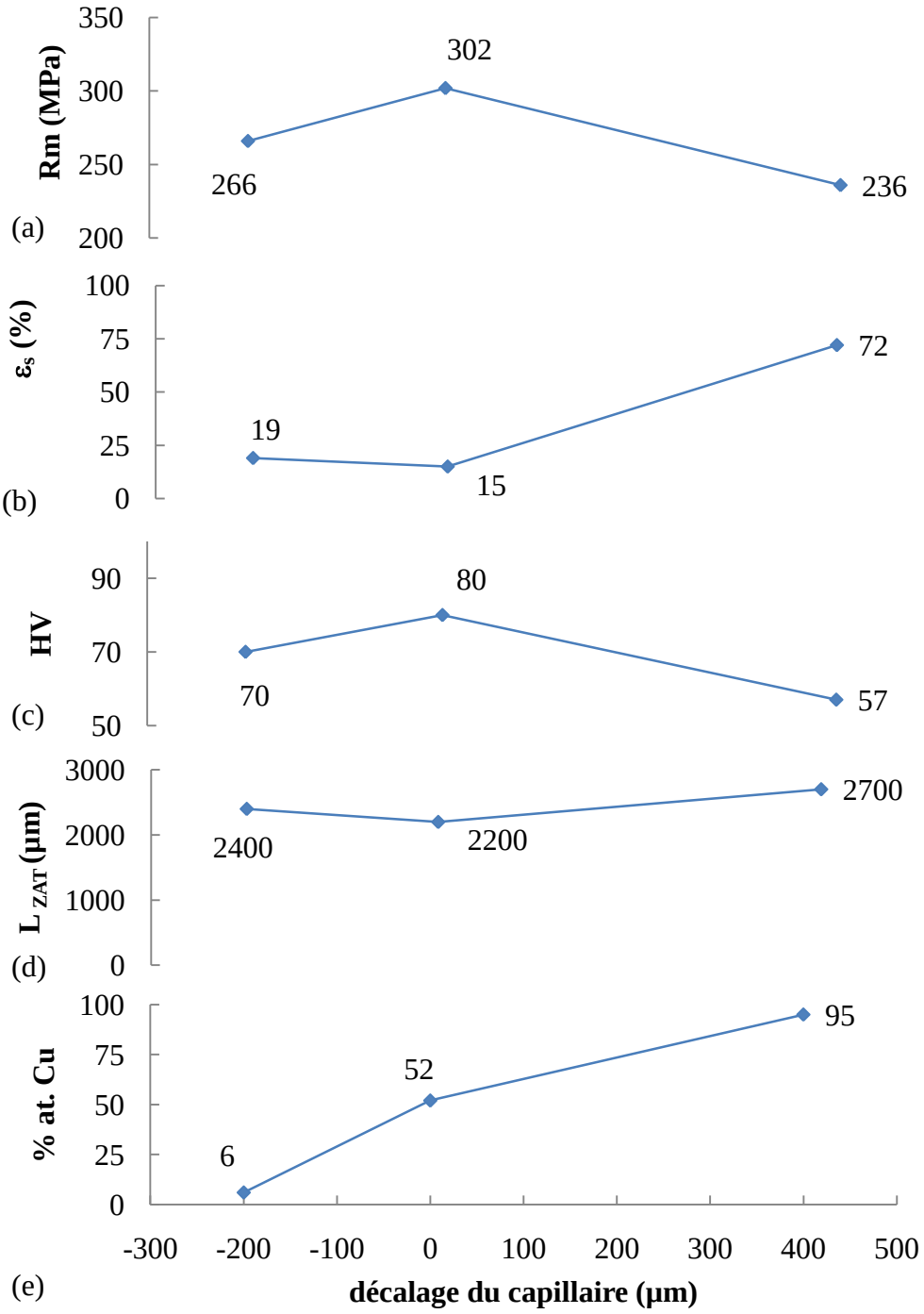



Figure 2-67. Caractéristiques de la zone de recuit et propriétés mécaniques de l'assemblage.

Nous constatons la diminution des valeurs de la résistance mécanique et l'augmentation de la déformation en fonction de la croissance de la zone de recuit et de la diminution de la dureté locale (Figure 2-67). Les limites à rupture et les déformations sont dans des gammes plus vastes que dans le cas de soudage avec laser. Ceci peut être expliqué par la différence des flux thermiques générés par ces deux procédés et liées à la quantité d'énergie absorbée et au diamètre de capillaire très différents.

Toutes les caractéristiques de la zone de recuit sont réunies dans Tableau 2-8.

Tableau 2-8. La variation des propriétés de ZAT du cuivre en fonction du décalage du capillaire de la vapeur (Vs = 0,6 m/min).

| Décalage (µm) | Vs (m/min) | $\varphi_{Cu}^{EDS}$ (% at.) | $L_{ZAT}$ (µm) | $\varepsilon_s$ (%) | Rm (MPa) | HV |
|---|---|---|---|---|---|---|
| -200 | 0,6 | 6 | 2400 | 19 | 266 | 70 |
| 0 | 0,6 | 52 | 2200 | 15 | 302 | 80 |
| 400 | 0,6 | 95 | 2700 | 72 | 236 | 57 |
| -120 | 0,9 | 58 | 2000 | 15 | 308 | 75 |

### 2.3.6. Conclusions

Les propriétés des joints hétérogènes cuivre-AISI 316L réalisés par faisceau d'électrons, sont déterminées par la déflection du faisceau par rapport au plan du joint dû aux champs magnétiques résultants de l'effet Seebeck et par la puissance du faisceau. La position du bain et du capillaire est déterminée non seulement par la position du faisceau mais par l'hétérogénéité des propriétés des matériaux à souder. La présence de la déflection limite la pénétration maximale possible du faisceau à 10-30 mm. Comme les épaisseurs des échantillons sont faibles (2 mm), le chemin du faisceau dans le matériau peut être considéré comme rectiligne, et le changement de l'angle de déflection influe uniquement sur la composition et la morphologie du bain.

On peut définir trois types de morphologie pour les joints hétérogènes :

- les joints avec des grands angles de déflection riches en cuivre;
- les joints aux petits angles de déflection riches en inox (forte tension d'accélération des électrons et faible puissance);
- les joints mixtes (forte tension d'accélération des électrons grande puissance).

Dans tous les cas, les profils des fronts de solidification indiquent une forme droite de capillaire, qui peut donc être approximé comme une source cylindrique de la chaleur. Nous supposons un régime d'écoulement avec la recirculation pour toutes les soudures. Leur morphologie globale est donc déterminée par l'écoulement horizontal de deux flux non miscibles autour du capillaire. Les observations au niveau microstructural, indiquent des gradients de températures particulièrement élevés car la surfusion des composants a eu lieu.

Les propretés mécaniques des joints sont déterminées par la superposition des propriétés du joint hétérogène et la ZAT côté cuivre. La variation des paramètres de soudage permet d'obtenir des joints avec des ductilités et des résistances mécaniques variées.

## Conclusions

La morphologie des soudures hétérogènes qui se forment entre les matériaux partiellement miscibles, dépend de l'énergie apportée au joint donc de la géométrie et de la position du faisceau par rapport au plan du joint, ainsi que des phénomènes convectifs qui ont eu lieu dans le bain fondu. En termes d'énergie, le laser et le faisceau d'électrons sont très différents. Si on compare les énergies linéiques absorbées, calculées comme :

$$E_{ef} = \frac{P}{V_s} \cdot a \ (J/m), \qquad \textbf{(2-15)}$$

où $a$ est une partie du faisceau absorbé par le matériau, on trouve que les plages d'énergie linéique effective absorbée par les matériaux dans ces deux procédés n'ont qu'une intersection peu importante pour nos plages paramétriques (Figure 2-68).

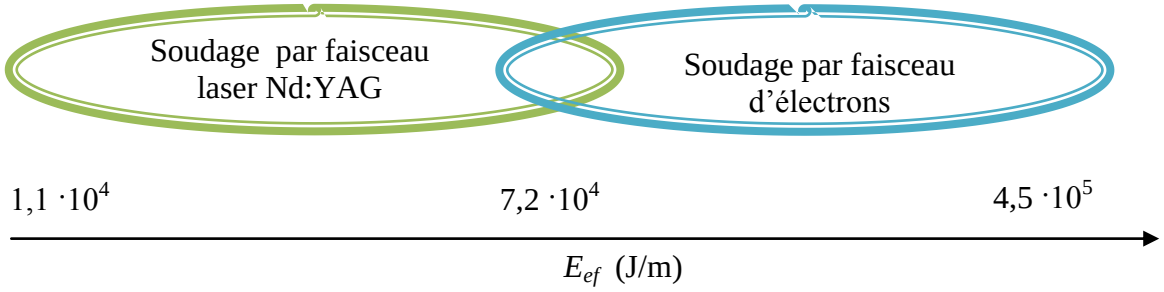



Figure 2-68. Plages d'énergie linéique absorbé par le faisceau laser Nd:YAG ($a_{max}$ = 30 %) et le faisceau d'électrons ($a_{max}$ = 80 %).

La nature de l'interaction faisceau-matière dans ces deux procédés de soudage détermine la proportion entre les matériaux dans le bain fondu :

- en cas de soudage laser, le faible coefficient d'absorption du cuivre à la longueur d'onde du laser conduit à la formation de soudures riches en inox. La fusion équivalente entre deux matériaux ne peut être atteinte que dans les conditions de surpuissance ;
- en cas de soudage par faisceau d'électrons, la composition du bain fondu est contrôlée par la déflection du faisceau sous l'action du champ magnétique dû à l'effet Seebeck et grâce à la haute efficacité d'interaction électron-métal, la fusion du cuivre ne pose pas de difficultés, ce qui permet de varier la composition des soudures de 6 au 95 %at. Cu.

L'autre différence majeure entre les joints réalisés par laser et par faisceau d'électrons réside dans l'absence de phénomène de réflexions multiples des électrons (faible coefficient de réflexion lors de l'interaction avec le métal liquide, dispersion d'énergie d'électrons lors de l'interaction) contrairement à l'interaction photonique (fort coefficient de réflexion). Par conséquent, la géométrie de la source de chaleur est différente. Pour le laser, elle peut être imaginée comme la superposition d'une source surfacique gaussienne et d'une source volumique dont la géométrie peut être particulièrement compliquée (inclinaison, asymétrie et élargissement par les réflexions multiples), alors que pour le faisceau d'électrons, la source est approximativement cylindrique. Cette différence influe sur les autres propriétés, comme la forme du bain, la distribution des éléments et les propriétés mécaniques.

Par contre, pour les joints laser et FE ayant le même ordre de grandeur d'énergie absorbée ($7 \cdot 10^4$ et $9 \cdot 10^4$ J/m respectivement) et une géométrie de source proche, on retrouve une morphologie très similaire (Figure 2-69), ce qui démontre que les phénomènes d'interaction conduisant à des résultats très proches.

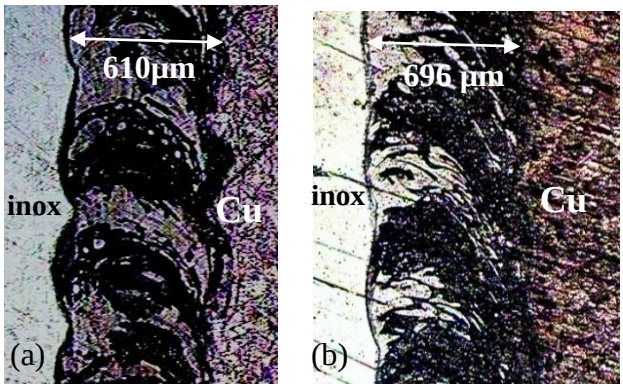


Figure 2-69. Comparaison de morphologie sur le plan horizontal des soudures (a) réalisé par laser Nd:YAG (P = 2000W, Vs = 0,5 m/min)) et par faisceau d'électrons (P = 1125 W, Vs = 0,6 m/min)

En synthèse, tous ces résultats vont orienter notre réflexion sur la modélisation à partir des points suivants. L'objectif sera de quantifier les phénomènes physiques intervenant grâce à la modélisation numérique :

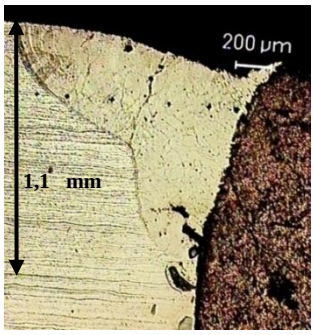
- champ thermique pour déduire la forme du bain fondu et le flux de la chaleur conductif formant la zone de recuit dans le cuivre ;
- champ des vitesses qui détermine la distribution des éléments et peut influencer la forme du bain fondu ;
- champ des concentrations qui permet de prédire les phases formées.

Comme les deux procédés de soudage présentent des différences importantes, pour chacun d'entre eux, les informations permettant de construire un modèle sont différentes :

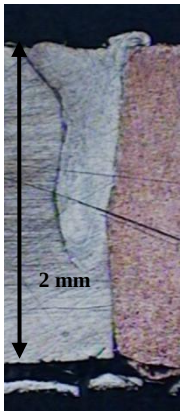
1. En soudage laser :
   - Nous nous concentrons sur la plage d'énergie linéique $E_l \leq 0{,}9 \cdot 10^5$ J/m, car les meilleures caractéristiques mécaniques s'observent sous les puissances moyennes et la géométrie du capillaire reste inconnue pour les cas plus énergétiques.
   - L'information sur l'inclinaison du capillaire permet d'imposer une source volumique simplifiée.
   - Le régime d'écoulement varie de l'écoulement turbulent (convection Marangoni) à l'écoulement stationnaire en fonction de la profondeur ; la convection buyancy peut être négligée.
   - La quantité de cuivre fondu sous $E_l \leq 0{,}9 \cdot 10^5$ J/m n'est pas encore suffisante pour former des zones non-miscibles importantes ; alors que la distribution des éléments est contrôlée par la diffusion du cuivre dans l'inox fondu. Au-delà de cette valeur, on observe la coexistence des régions non-miscibles du cuivre et de l'inox.
2. En soudage par faisceau d'électrons :
   - La composition du joint et la distribution des températures sont déterminées par la position du capillaire par rapport au plan du joint.
   - Le joint est formé par la superposition des zones fondues hétérogènes (la structure périodique de solidification).
   - Le régime d'écoulement avec la recirculation a lieu dans le bain fondu.
   - La limite de solubilité du cuivre dans l'austénite est largement dépassée dans la majorité des cas : La morphologie du bain est déterminée par l'écoulement compétitif des flux miscibles.

Planche 2-1. Les macrographies des joints cuivre-inox réalisés par laser Nd:YAG.

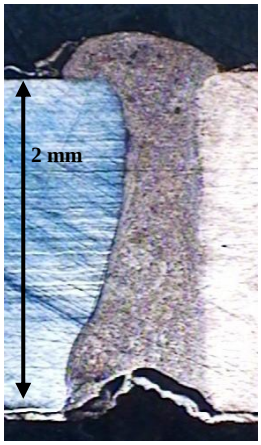
**L 1_1**




**L 1_2**

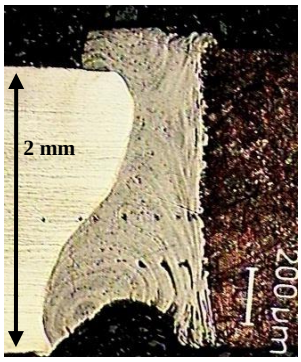



**L 5_2**

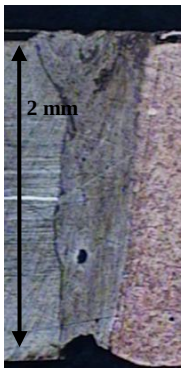



**L 1_ 3**

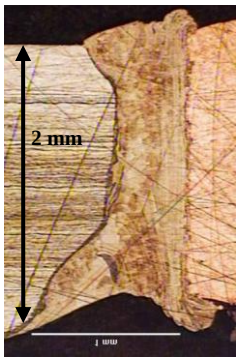
**L 2_1**



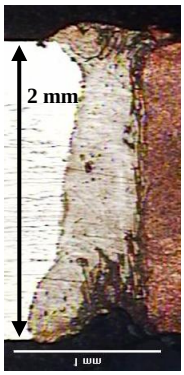

**L 2_2**



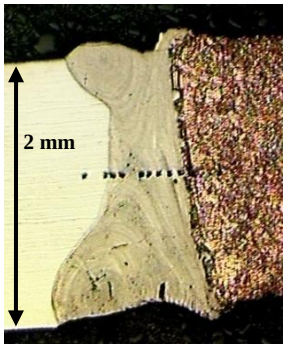

**L 6_2**



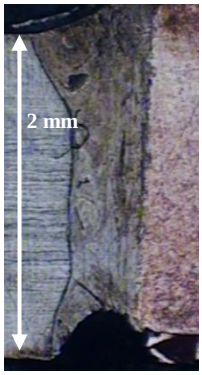

**L 2_ 3**



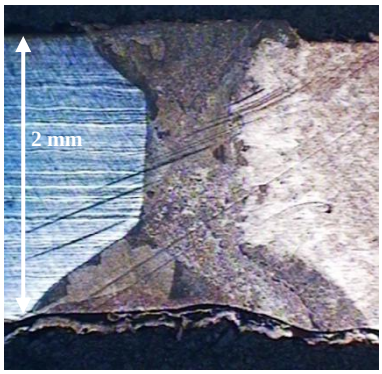

**L 3_1**



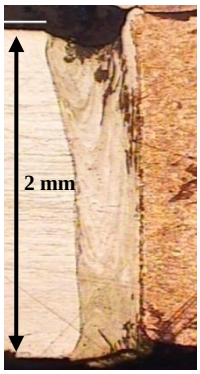

**L 3_2**



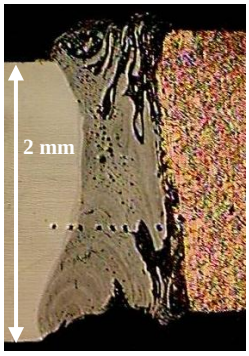

**L 7_2**



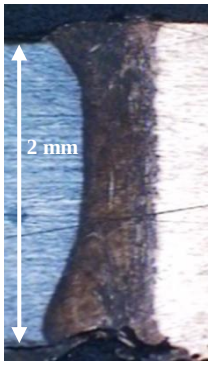

**L 3_ 3**




**L 4_1**




**L 4_2**



## Références bibliographiques


[1] ARATA Y, MARUO H, MIYAMOTO I, TAKEUCHI S, Dynamic Behavior Of Laser Welding And Cutting: Proc. 7th Int. Conf. On Electron And Ion Beam Science And Technology (Pennington, NJ, 1976) 111–28

[2] ARATA Y, ABE N , ODA T , Trans. *JWRI* 14 5–11 (1985)

[3] R. FABBRO, S. SLIMANI, F. COSTE, F. BRIAND, *J. Phys. D: Appl. Phys*. 38 1881–1887 (2005)

[4] N.P. LYAKICHEV. Les Diagrammes Des Phases Des Systèmes Métalliques Binaires. Moscow, Machinostroenie (1996).

[5] E.A. ANSIS, V.M. PROHORENKO, L.S. CHVINDLERMAN, Svarochnoe Prisvodstvo, 11, 8-9 (1965)

[6] C. YAO, B. XU, X. ZHANG, J. HUANG, J. FU, Y. WU, Optics and Lasers in Engineering 47 (2009) 807–814

[7] ROBIN E. BENTLEY. Theory and Practice of Thermoelectric Thermometry. Volume 3. Springer-Verlag ,Singapore (1998) 245p.

[8] G.SAYEGH, A.VOISIN. 4th International Colloquium On Welding And Melting By Electron And Laser Beams – Cannes, France, Sept. 88, Tom 1, P. 159-166

[9] B.E. PATON. *Electron beam welding.* Kiev, 1987 (en russe)

[10] D. BAUERLE, Laser processing and chemistry, Springer Verlag, Berlin (2003), 170-171, 586-590.

[11] A. SOVEJA , Thèse de doctorat de L'Université de Bourgogne, *Modélisation du processus de texturation par faisceau laser: approches expérimentale et numérique*, 2007

[12] Y.Z. CHEN, F. LIU, G.C. YANG, X.Q. XU, Y.H. ZHOU *Journal of Alloys and Compounds*, L1–L5, 427 (2007)

[13] Z.CHEN, F.LIU, H. WANG, W.YANG, G. YANG, Y. ZHOU, Journal of Crystal Growth 310 (2008) 5385-5391.

# Chapitre 3. Modélisation numérique de l'assemblage cuivre-inox

## 3.1. Introduction à COMSOL Multiphysics

### 3.1.1. Le logiciel de simulation par éléments finis Comsol Multiphysics

Les différentes modélisations numériques de ce travail ont été réalisées à l'aide du logiciel COMSOL MULTIPHYSICS 3.4, basé sur la méthode des éléments finis.

Ce logiciel est constitué de modules qui contiennent les équations prédéfinies pour les différents problèmes physiques ainsi que le choix des conditions aux limites : la modélisation du transfert de chaleur, de la matière (mécanique de fluide, système diphasiques, diffusion, …), les équations aux dérivées partielles quelconques. L'avantage majeur de COMSOL est la possibilité de réaliser le couplage entre plusieurs phénomènes physiques de nature différente.

La méthode des éléments finis fait partie des outils de mathématiques appliquées. Il s'agit de mettre en place, à l'aide des principes hérités de la formulation variationnelle ou de la formulation faible, un algorithme mathématique discret permettant de rechercher une solution approchée d'une équation aux dérivées partielles sur un domaine compact avec des conditions aux limites et/ou à l'intérieur du compact. On parle couramment de conditions de type Dirichlet (valeurs aux bords) ou Neumann (gradients aux bords) ou de Robin (relation gradient/valeurs sur le bord). Il s'agit donc avant tout de la résolution approchée d'un problème où grâce à la formulation variationnelle, les solutions du problème vérifient des conditions d'existence plus faibles que celles des solutions du problème de départ, et où une discrétisation permet de trouver une solution approchée.

La création d'une modèle numérique COMSOL se fait en quelques étapes. L'étape préalable consiste en la création de la géométrie et le choix du maillage (Figure 3-1). Il y a une possibilité de travailler en 1D, 2D ou 3D et en coordonnées cylindriques. Les simulations réalisées en 2D pourront parfois remplacer la 3D en cas de présence de symétrie dans un système à modéliser car utilisant moins les ressources de l'ordinateur. Les modèles 3D peuvent apporter une solution plus complexe et réaliste pour la simulation des systèmes asymétriques, mais parfois avec une perte de précision. Le maillage détermine la qualité de discrétisation du système modélisé, autrement dit, la taille de mailles locale détermine la précision de la résolution numérique. Pour les modèles complexes, nous devons parfois chercher le compromis entre la précision de calcul et le temps nécessaire pour le calcul, qui est proportionnel à la quantité de mailles et l'utilisation de la mémoire opérative de l'ordinateur.

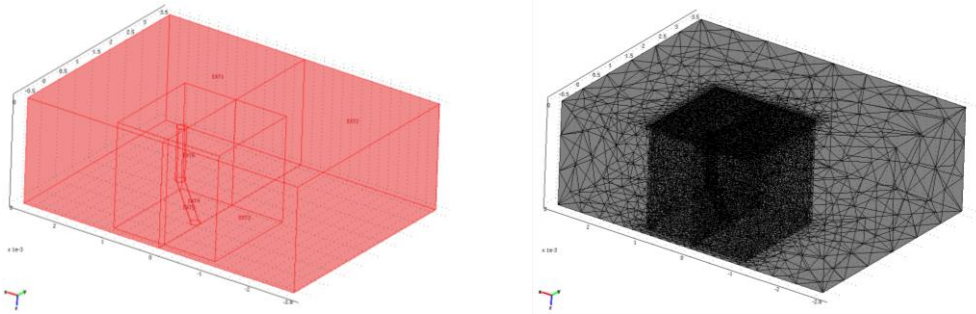


Figure 3-1. L'exemple de la géométrie et maillage dans le milieu de COMSOL MULTIPHYSICS.

La deuxième étape est le choix des modules de travail, l'introduction des constantes et des relations usuelles, la définition des propriétés physiques des matériaux et le choix des conditions initiales et aux limites. Dans ce travail, nous avons utilisé les modules de transfert de chaleur, le module de la dynamique des fluides non compressibles, le module de diffusion et les modules level set et phase field qui permettent de simuler la coexistence des deux phases non miscibles dans le système.

L'étape de résolution consiste en un choix du schéma de résolution, le choix du solveur et la tolérance d'approximation du calcul et de l'exécution du calcul. Le schéma de résolution peut contenir le couplage des variables, la réutilisation des résultats du calcul précédent et est défini par la nature du problème à résoudre. Le choix du solveur est déterminé par les propriétés du système (linéaire ou non-linéaire, stationnaire ou temporel etc.) et les capacités de l'ordinateur (les solveurs itératifs ou directs). Nous avons utilisé deux types de solveurs : le solveur stationnaire ou temporelle direct UMFPACK pour les problèmes en 2D et le solveur stationnaire itératif GMRES pour les problèmes en 3D. Les solveurs directs donnent la solution la plus précise et arrivent le plus souvent à trouver la solution, mais ils nécessitent beaucoup de mémoire opérative, ce qui les rend inutiles pour les problèmes complexes en 3D. Ils utilisent l'élimination de Gauss pour arriver à la solution. Les solveurs itératifs sont peu gourmands en mémoire opérative, mais nécessitent le choix attentif des paramètres pour arriver à la solution stable. Ils sont basés sur une méthode de calculs consécutifs de plusieurs approximations à la solution. Dans ce travail, nous avons parfois testé plusieurs solveurs jusqu'à obtention de la convergence du problème.

L'étape de post-traitement consiste en l'extraction des résultats de modélisation sous forme d'images ou de graphiques (Figure 3-2) et leurs validations. Il permet d'exploiter les résultats (visualisation des champs de vitesse, température, …), mais il est aussi possible d'extraire des données calculées dans un problème 3D pour être utilisées dans un nouveau calcul dans une géométrie 2D (module « extrusion des variables couplées »).

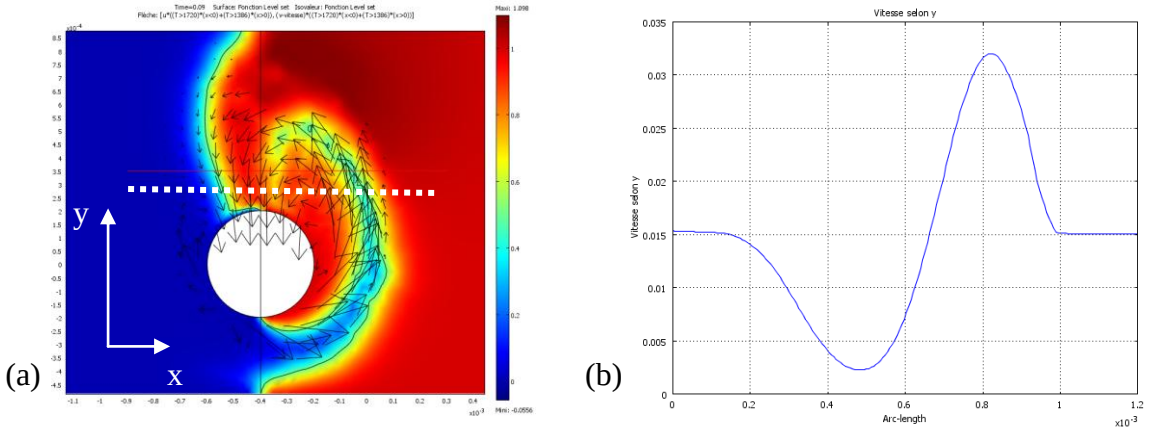



Figure 3-2. Exemple de post-traitement : la représentation de la distribution des éléments sous forme de gradient de couleur (a) ; représentation de la distribution des vitesses dans la direction y sous forme de graphique x- v (b).

### 3.1.2. Principe de la modélisation

Dans les deux chapitres précédents, nous avons étudié les propriétés des joints hétérogènes cuivre-inox et proposé certaines hypothèses à propos des phénomènes contrôlant la géométrie et la morphologie du joint. Pour confirmer ou réfuter les hypothèses, quantifier les phénomènes thermiques et hydrodynamiques présents, nous avons mis au point une série de simulations numériques. Le cuivre étant partiellement miscible dans l'inox, notre but est de modéliser d'une part la diffusion du cuivre dans l'inox et surtout le brasage des deux matériaux fondus. Pour cela, il est nécessaire de prendre en compte :

- le transfert thermique de la chaleur apportée par le faisceau laser par l'intermédiaire de l'équation de diffusion de la chaleur. Le champ de température permet de définir les limites de la zone fondue. Cependant, les processus de transfert d'énergie au sein du capillaire sont complexes (réflexions multiples, surpression, absorption du faisceau par les vapeurs, …) et ont surtout une importance sur la géométrie du capillaire et la dynamique du fluide au voisinage de celui-ci. C'est pourquoi, afin de simplifier le problème et de nous focaliser sur le mélange des métaux liquides loin du capillaire, nous avons pris en compte cet apport d'énergie sous la forme d'une source équivalente définie comme l'isotherme de vaporisation (isotherme à la température Tvap, qui n'est pas la température réelle en surface du capillaire). La géométrie de cette source est définie de façon à reproduire la zone fondue observée post-mortem sur une coupe métallographique transversale et une coupe longitudinale au point d'arrêt.
- les mouvements du métal liquide autour du capillaire en mouvement par rapport à la pièce d'un point de vue eulérien (référentiel lié au capillaire). Ces mouvements induisent un transfert d'énergie par convection, nécessitant un couplage avec la thermique. La pièce est en déplacement donc le métal liquide arrive sur le capillaire avec une vitesse égale à la vitesse de soudage. Le liquide est donc dévié par la rencontre du capillaire. A ce mouvement vient s'ajouter l'effet hydrostatique (poussée d'Archimède), l'effet thermocapillaire (effet Marangoni) et l'action de la tension de surface à l'interface entre les deux matériaux liquides.
- les champs de température et de vitesse dans la zone liquide est le support pour étudier le mélange des liquides (diffusion et mélange). Les phénomènes sont simultanés et couplés, puisque le champ de vitesse va induire un déplacement de la matière, donc un changement local des caractéristiques thermo-physiques du matériau (conductivité thermique, masse volumique, chaleur massique, viscosité).

Dans les différentes simulations de l'assemblage des deux matériaux, nous avons défini deux domaines géométriques parallélépipédiques (à 2 ou 3 dimensions) dont les propriétés thermophysiques correspondent aux deux matériaux respectifs.

Nous avons considéré que les propriétés de chaque matériau ne dépendent pas de la température, mais dépendent de la phase (solide ou liquide). Afin de ne pas provoquer d'oscillation numérique dû à un changement brusque de ces propriétés provoquant des oscillations numérique, nous utilisons une fonction de Comsol, notée flc2hs correspondant à une fonction d'Heaviside continue et deux fois dérivables. Ainsi, cette fonction permet de faire varier continuellement les propriétés thermophysiques (la conductivité thermique k, la masse volumique $\rho$, la chaleur massique $C_p$ et la viscosité $\nu$) d'une valeur $a_s$ à l'état solide à sa valeur $a_l$ à l'état liquide sur un intervalle de température d T centré sur la température de fusion. Ceci est programmé sous la forme :

$$A = A_s + (A_l - A_s)\cdot \mathrm{flc2hs}(T-T_f, dT) \quad \textbf{(3-1)}$$

Ainsi, dans le cas de l'assemblage cuivre-inox, les deux domaines ont respectivement les propriétés du cuivre ou de l'inox. Mais en réalité, le mouvement induit un déplacement de matière et les éléments changent de domaine. La solution est alors de modéliser les déplacements de l'interface par les méthodes de level-set ou champ de phase. C'est pourquoi nous décrivons dans la partie suivante, les différentes méthodes mises en œuvre.

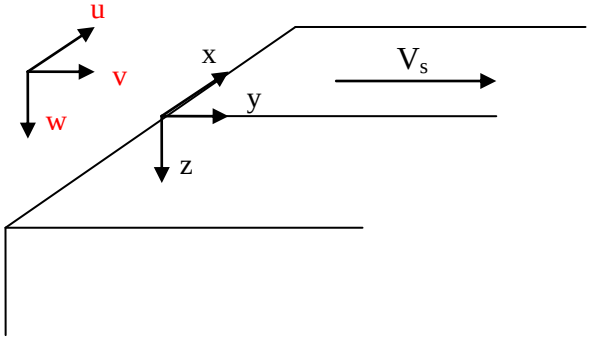
En règle générale, nous nous plaçons dans le référentiel du capillaire, c'est-à-dire que la pièce se déplace à la vitesse du soudage, mais la source thermique reste fixe. Nous avons souvent utilisé l'hypothèse d'un régime pseudo-stationnaire de soudage, c'est-à-dire une géométrie du capillaire et de zone fondue indépendante du temps. Cette hypothèse est réaliste pour les conditions de soudage étudiées qui correspondent bien à un régime continu de soudage.

Tableau 3-1. Les propriétés physiques des matériaux utilisés dans les modèles numériques.

| **Grandeurs physiques** | | **Matériau** | |
|---|---|---|---|
| | | **Cuivre** | **AISI 316L** |
| Température de fusion (K) | $T_f$ | 1356 | 1720 |
| Température de vaporisation (K) | $T_v$ | 2840 | 3013 |
| Densité (solide) (kg/m$^3$) | $\rho_s$ | 8700 | 7980 |
| Densité (liquide) (kg/m$^3$) | $\rho_l$ | 7940 | 7551 |
| La capacité calorifique (solide) (J/(kg.K)) | $Cp_s$ | 385 | 433 |
| La capacité calorifique (liquide) (J/(kg·K)) | $Cp_l$ | 350 | 734 |
| La conductivité thermique (solide) (W/ (m.K)) | $k_s$ | 400 | 8,116 |
| La conductivité thermique (liquide) (W/ (m.K)) | $k_l$ | 140 | 12,29 |
| La viscosité dynamique (solide) (Pa.s) | $\eta_S$ | 1 | 1 |
| La viscosité dynamique (liquide) (Pa.s) | $\eta_L$ | 0,003 | 0,005 |
| La tension interfaciale entre des phases liquides Cu et γ-Fe (N/m) | $\sigma_{L1/L2}$ | 0,15 | |
| Variation thermique de la tension de la surface libre (N/ (m.K)) | $\gamma_M$ | $-0{,}17\cdot10^{-3}$ | $-0{,}46\cdot10^{-3}$ |
| Coefficient de diffusion dans le matériau opposé (m$^2$/s) | $D_0$ | $3\cdot10^{-4}$ | $1{,}4\cdot10^{-4}$ |
| Energie d'activation de la diffusion dans le matériau opposé (kJ/mol) | $E_a$ | 255 | 217 |
| Emissivité en état solide | $\varepsilon_M$ | 0,4 | 0,4 |
| Le coefficient d'absorption du faisceau laser Nd:YAG | *a* | 0,03-0,08 | 0,3 |
| du faisceau d'électrons | | 0,9 | 0,9 |

Le fait de se placer dans le référentiel du capillaire oblige de tenir compte lors de la modélisation thermique, d'un terme de convection en arrière de la plaque dû à la sortie du flux de matière chauffée. Au niveau de la modélisation des mouvements du fluide, plusieurs points de vue peuvent être utilisés. Le point de vue Eulérien considère le champ de vitesse en un point contrairement au point de vue Lagrangien où l'on s'intéresse au mouvement propre d'un élément de matière. Nous nous plaçons dans un point de vue Eulérien où l'équation de Navier-Stokes donne le champ de vitesses dans la zone fondue, induisant un mouvement propre du liquide. C'est pourquoi, nous sommes conduits à visualiser soit le champ de vitesses total U (u, v, w) dû au mouvement de la plaque et au mouvement propre soit le champ de vitesses relatif $U_r$ (mouvement propre).

Notation :



Le maillage utilisé a une dimension spatialement variable car il est nécessaire d'avoir un maillage fin dans les zones à fort gradient. Cependant, il faut trouver un compromis entre un maillage fin entraînant un système d'équation de grande dimension et des problèmes de divergence ou d'oscillation. Plusieurs techniques sont utilisées dans ce travail :

- La résolution numérique des équations dans le cas d'un maillage d'une géométrie tridimensionnelle conduit souvent à un nombre très important d'équations à résoudre (taille mémoire grande ou temps de résolution important). Dans ce cas, il peut être préférable de simplifier le problème en se plaçant à deux dimensions.
- La prise en compte des nombres sans dimension de Reynolds ou de Peclet de maille donne des critères de convergence permettant de définir les dimensions maximales du maillage.
- Ces critères permettent de mettre en œuvre des techniques de convergence : la méthode des liquides équivalents (faire un calcul du champ de vitesse pour un liquide équivalent dont le calcul converge, et en déduire le champ de vitesse du matériau réel) ou la méthode de diffusion artificielle (on ajoute un terme de diffusion supplémentaire permettant de stabiliser les oscillations numériques).

Durant le travail de la thèse, les différents moyens de calcul ont été utilisés:

- Windows XP x64, Intel(R)Xeon(TM) CPU 3.00 GHz, 2 Gb RAM;
- Windows XP x64, Intel(R)Core(TM)2 Quad CPU Q8200 2.33 GHz, 8 Gb RAM,

### 3.1.3. Modélisation de l'hétérogénéité des milieux

Il existe différentes méthodes numériques pouvant être appliquées pour décrire la formation des joints hétérogènes : diffusion des éléments chimiques, brassage des métaux fondus.

#### *Equation de diffusion-convection*

En cas de solubilité complète des composants d'un système hétérogène, la distribution de chaque composant étant contrôlée par la diffusion et la convection peut être décrite par la loi de Fick. La concentration c d'un élément est donnée par l'équation :

$$\frac{\partial c}{\partial t} + \vec{\nabla} . (-D_{A(B)} \cdot \vec{\nabla} c) = -\vec{U} \cdot \vec{\nabla} c \qquad \textbf{(3-2)}$$

$\vec{U}$ est le champ de vitesses à l'origine des mouvements de convection,
$D_{A(B)}$ est le coefficient de diffusion d'un élément chimique.

#### *Mouvement de l'interface*

Si la solubilité des composants est limitée par leurs propriétés physiques ou par une interaction très limitée en temps, la nécessité de déterminer l'interface entre les zones non-miscibles se présente. Parmi les méthodes numériques classiques décrivant la position de l'interface mobile, on citera:

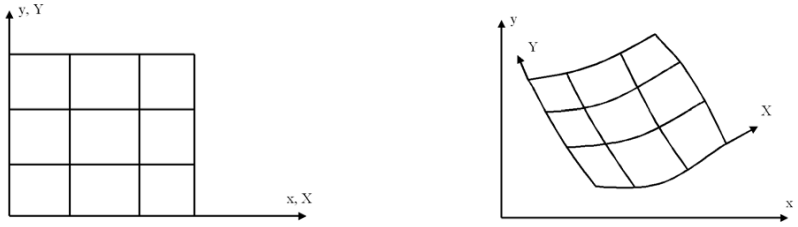
- la méthode de maillage mobile ALE (*arbitrary Lagrangian-Eulerian method*) qui calcule la position de l'interface libre entre deux domaines ;
- la méthode level set qui calcule la position d'interface entre deux liquides comme la variation de la fonction de niveau φ déterminée par le champ des vitesses externe ;
- la méthode de champ de phase (phase field) qui calcule la fonction de champ des phases ϕ déterminée par le champ des vitesses externe en respectant la condition de l'énergie minimale libre du système.

Suivant la méthode utilisée la simplification suivante est considérée :

- pour la méthode ALE, les propriétés thermo physiques ($\rho$, $C_p$ et $\eta$) dépendent uniquement du domaine géométrique initial (cuivre dans le domaine 1 et inox dans le domaine 2) puisque les domaines restent les mêmes mais c'est le maillage qui se déforme.
- Pour les méthodes de level set et phase field, l'interface dépend de la fraction volumique de cuivre $V_m$. Les propriétés thermophysiques ($\rho$, $C_p$ et $\eta$) sont considérées comme étant celles du cuivre si la fraction volumique est supérieure 0,5, et à celles de l'inox dans le cas contraire. Ces méthodes ont des paramètres qui doivent être ajustés en fonction du problème : l'épaisseur et la mobilité de l'interface. L'épaisseur de l'interface est déterminée par la taille du maillage (*1/2h*). Une étude complémentaire sur la recherche de valeur optimale de mobilité et sa sensibilité au changement des paramètres opératoires est nécessaire.

### *La méthode de maillage mobile ALE*

La méthode du maillage mobile ou maillage déformé [1] peut être utilisée pour les systèmes dont les limites se déplacent en fonction d'un paramètre défini. Le maillage ne se recrée pas pour chaque configuration de limites, mais les nœuds de maillage sont perturbés, ce qui provoque le déplacement des limites (Figure 3-3). La technique pour le déplacement du maillage ALE est un cas spécial d'une méthode *Lagrangian*. Le déplacement du maillage suit le mouvement du matériau physique. Cette méthode est souvent utilisée dans la mécanique des solides, où le déplacement est relativement petit. Quand le mouvement du matériau se complique, par exemple, en cas de mouvement de fluides, la méthode *Lagrangian* n'est plus appropriée. Pour de tels modèles, la méthode *Eulerian*, où le maillage reste fixe, est souvent appliquée. ALE est une méthode intermédiaire entre les méthodes *Lagrangian* et *Eulerian*, et elle combine leurs meilleures propriétés : elle permet de bouger les limites sans avoir à déplacer le maillage. L'inconvénient de la méthode ALE est un temps de calcul très long.

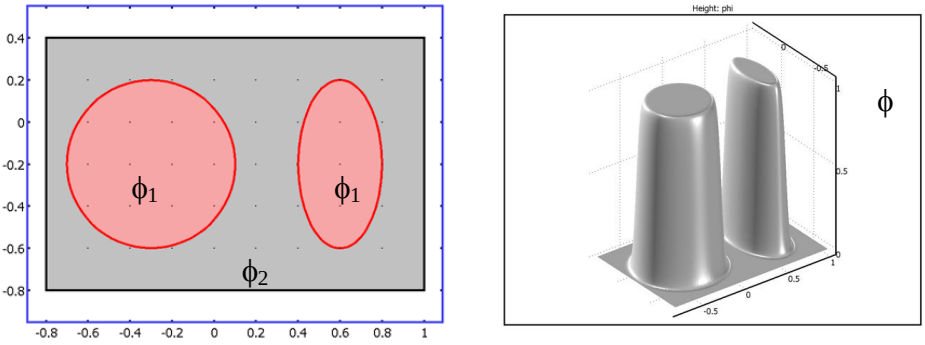



(a) (b)

Figure 3-3. Illustration du principe de maillage mobile : système original sous t = 0 (a) ; système avec un maillage déformé après un certain temps t.

### *La méthode level set*

La méthode level set, développée par Osher et Sethian [2] est une technique de simulation du mouvement des interfaces dans une configuration de maillage fixe. Elle est utile pour des problèmes où le système peut être divisé en deux domaines avec une interface mobile entre eux. Chacun de ces domaines peut contenir plusieurs parties. Chaque domaine est caractérisé par une fonction de niveau, notée $\phi$ (avec $0 \leq \phi \leq 1$). Par exemple, sur la Figure 3-4, un des domaines consiste en deux parties séparées. L'interface est représentée par le changement de la fonction de niveau de $\phi_1$ à $\phi_2$. La position de l'interface est définie par l'isocontour de $\phi = 0{,}5$.




(a) (b)

Figure 3-4. Illustration du principe d'une méthode level set : la représentation des domaines ($\phi$ = 1 pour des domaines en rose) (a) ; la fonction de niveau résultante (b).

Le déplacement de l'interface est défini en fonction des champs de vitesse par l'équation d'advection :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{U} \cdot \overrightarrow{\nabla \phi} = \gamma \cdot \vec{\nabla} \left( \varepsilon \overrightarrow{\nabla \phi} - \phi(1-\phi) \cdot \frac{\overrightarrow{\nabla \phi}}{|\nabla \phi|} \right) \quad \textbf{(3-3)}$$

La partie gauche de l'équation donne le déplacement correct de l'interface, alors que la partie droite de l'équation permet la stabilisation numérique. Le paramètre $\varepsilon$ détermine l'épaisseur de l'interface, c'est-à-dire la zone où la fonction $\phi$ varie de 0 à 1. Le paramètre $\gamma$ détermine la valeur de stabilisation de la fonction de niveau. Il doit être adapté pour chaque problème particulier. En pratique, $\gamma$ est égal à la valeur maximale du champ de vitesse.

### *Méthode du champ de phase (phase field)*

La méthode phénoménologique du champ des phases créée par Fix [3] et Langer [4] offre une alternative attractive pour les calculs des écoulements multiphasiques. La position de l'interface entre deux phases immiscibles est déterminée par une variable de champ des phases $\phi$. La notion de la tension de surface est inclue dans l'équation de Navier-Stokes par la multiplication du potentiel chimique du système et du gradient de la variable de champ des phases. L'évolution de la variable de champ des phases $\phi$ est contrôlée par l'équation de Cahn-Hillard.

Dans le cadre de la méthode de level set, l'interface se déplace tout simplement avec le champ imposé des vitesses. Par contre l'équation de Cahn-Hillard, ne contrôle pas seulement le déplacement convectif de l'interface, mais aussi la diminution de l'énergie libre totale dans le système. La méthode de champ des phases est plus « physique » que la méthode de level set. Cette méthode peut permettre de reproduire la morphologie des joints d'une manière plus réaliste. La méthode, plus robuste que level set, présente parfois les problèmes de la conservation de masse [5].

Dans le cas d'un écoulement diphasique de liquides immiscibles, l'énergie libre ne dépend que de l'énergie de mélange, ce qui rend la formulation de l'énergie libre très simple. L'équation de Cahn-Hillard est donnée sous la forme d'une équation aux dérivées partielles (EDP) de quatrième ordre.

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{U} \cdot \vec{\nabla}(\phi) = \vec{\nabla} \cdot (\gamma \cdot \vec{\nabla} G) \quad \textbf{(3-4)}$$

où $\phi$ est la variable de champ des phases (avec $-1 \leq \phi \leq 1$), définie de telle façon que les fractions du volume des composants du liquide sont $(1+\phi)/2$ et $(1-\phi)/2$.

La mobilité de l'interface $\gamma$ ($m^3 \cdot s/kg$) détermine l'échelle du temps de l'équation de la diffusion de Cahn-Hillard et doit être suffisamment grande pour maintenir la largeur de

l'interface constante, mais suffisamment petite pour que les termes de convection ne soient pas complètement amortis.
Le potentiel chimique *G* peut être écrit sous la forme :

$$\boldsymbol{G} = \lambda \cdot \left[ -\boldsymbol{\nabla^2}\phi + \frac{\phi \cdot (\phi^{\boldsymbol{2}} - \boldsymbol{1})}{\boldsymbol{\varepsilon^2}} \right] \quad \textbf{(3-5)}$$

où λ est la densité de l'énergie de malaxage (N) et ε l'épaisseur de l'interface (m).

Ces deux paramètres sont reliés avec le coefficient de la tension de surface entre deux phases $\sigma_{L1/L2}$ (N/m) par l'équation :

$$\sigma_{L1/L2} = \frac{\sqrt{8} \cdot \lambda}{3 \cdot \varepsilon} \quad \textbf{(3-6)}$$

La force de tension de surface peut s'écrire :

$$\overrightarrow{\boldsymbol{F_s}} = G \cdot \vec{\nabla} \phi \quad \textbf{(3-7)}$$

En pratique, une valeur appropriée de ε est $h_m/2$, où $h_m$ est la taille maximale de l'élément de maillage dans une zone de l'interface.

Ainsi, l'équation de Cahn-Hillard force ϕ à prendre une valeur égale à 1 ou -1 à l'exception de la région très fines de l'interface d'épaisseur ε. Elle peut être écrite sous une forme non-conservative, sous la forme d'un ensemble de deux équations aux dérivées partielles de deuxième ordre.

$$\begin{aligned} \frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{U} \cdot \vec{\nabla}(\phi) &= \vec{\nabla} \cdot \left( \frac{\gamma \cdot \lambda}{\varepsilon^2} \cdot \vec{\nabla} \psi \right) \\ \psi &= -\vec{\nabla}(\varepsilon^2) \cdot \vec{\nabla} \phi + \left( \phi^2 - 1 \right) \phi + \left( \frac{\varepsilon^2}{\lambda} \right) \frac{\partial \phi}{\partial t} \end{aligned} \quad \textbf{(3-8)}$$

Si le champ des vitesses ne diverge pas $\vec{\nabla} \cdot \vec{U} = 0$, la forme conservatrice de l'équation de Cahn-Hillard peut être utilisée :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{\nabla}\left( \phi \cdot \vec{U} \right). = \vec{\nabla} \cdot \left( \frac{\gamma \cdot \lambda}{\varepsilon^2} \cdot \vec{\nabla} \psi \right) \quad \textbf{(3-9)}$$

En utilisant la forme conservatrice, on peut obtenir la conservation numérique exacte de la quantité de matière des deux matériaux respectifs. La forme non conservative, néanmoins, est plus adaptée aux calculs numériques et converge plus facilement. Dans ce cas, la quantité de matière des deux matériaux est conservée approximativement, ce qui est suffisant pour la plupart des applications.

Comme dans le cas d'une méthode de level set, la fonction de champ des phases doit être initialisée de manière à varier entre -1 et 1 perpendiculairement à l'interface. Durant le stade d'initialisation, les termes de convection sont négligés :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = \vec{\nabla} \cdot \left( \frac{\gamma \cdot \lambda}{\varepsilon^2} \cdot \vec{\nabla} \psi \right) \quad \textbf{(3-10)}$$

La valeur du temps d'initialisation dépend du problème. Contrairement à la méthode de level set, le temps d'initialisation peut être plus grand que le temps de la solution même. L'interface correctement définie est lisse et ne contient que des valeurs de ϕ comprises entre 1 et -1. Après la fin de l'initialisation, la résolution du problème complet peut être effectuée.

Les méthodes level set et de champ des phases sont moins gourmandes en temps de calcul et en mémoire opérative par rapport à ALE, ce qui permet de réaliser le couplage multiphysique. La méthode level set est déjà utilisée pour décrire la position de l'interface entre des alliages dissimilaires en cas de soudage par friction [6] et pour délimiter la zone vaporisée de la zone fondue lors de soudage laser [7,8].

Il faut remarquer que dans l'écriture des méthodes de level set et de champ des phases, les paramètres ϕ et γ représentent des grandeurs différentes, bien qu'elles soient notées de la même façon.

## 3.2. Modélisation du bain fondu : assemblage cuivre-inox par laser Nd:YAG

Le but de cette étude numérique du soudage cuivre-inox par laser est de pouvoir reproduire et prévoir les caractéristiques de la soudure : la dimension et la forme du bain fondu, sa composition chimique et les caractéristiques mécaniques.

La géométrie du bain fondu et la zone affectée thermiquement sont déterminée en premier lieu par l'apport énergétique du faisceau laser et son dépôt à l'intérieur du capillaire. La forme du capillaire résulte de l'équilibre de différentes pressions, et dépend de la vitesse de perçage et de la vitesse de soudage (inclinaison). Dans les conditions de flux énergétique très important, les réflexions multiples du faisceau dans le capillaire peuvent induire un élargissement de la partie inférieure du capillaire conduisant à une forme approximativement cylindrique. Cependant, nous allons nous limiter au cas d'énergie inférieures à $0{,}9 \cdot 10^5$ J/m, correspondant à une géométrie simple du capillaire, et donnant les meilleures caractéristiques mécaniques.

Plusieurs approches sont possibles pour modéliser ce dépôt d'énergie. L'approche plus physique est de modéliser la géométrie réelle du capillaire, le guidage du faisceau et le dépôt d'énergie par réflexions multiples à l'intérieur de celui-ci. La géométrie du capillaire dépendant fortement du dépôt d'énergie et des mouvements du métal fondue autour du capillaire, cette approche nécessite le couplage de plusieurs équations et constitue à lui seul un problème numériquement complexe. Une seconde approche, plus simple et historiquement plus ancienne (utilisée par exemple dans le cas d'un couplage du problème thermique avec les aspects de mécanique et de métallurgie), consiste à prendre en compte l'effet du capillaire par une source équivalente, définie par exemple par une isotherme de vaporisation. Cette source équivalente est généralement définie par un ajustement de ses dimensions afin de reproduire la zone fondue expérimentale. Le but de notre travail est d'étudier le mouvement et le brasage des métaux fondus. Ceci nécessite de résoudre simultanément différentes équations différentielles couplées : thermique, mécanique des fluide, diffusion, interface mobile. C'est pourquoi, nous avons choisi de simplifier la résolution en utilisant l'approche de source équivalente afin de tenir compte de l'apport énergétique du faisceau laser.

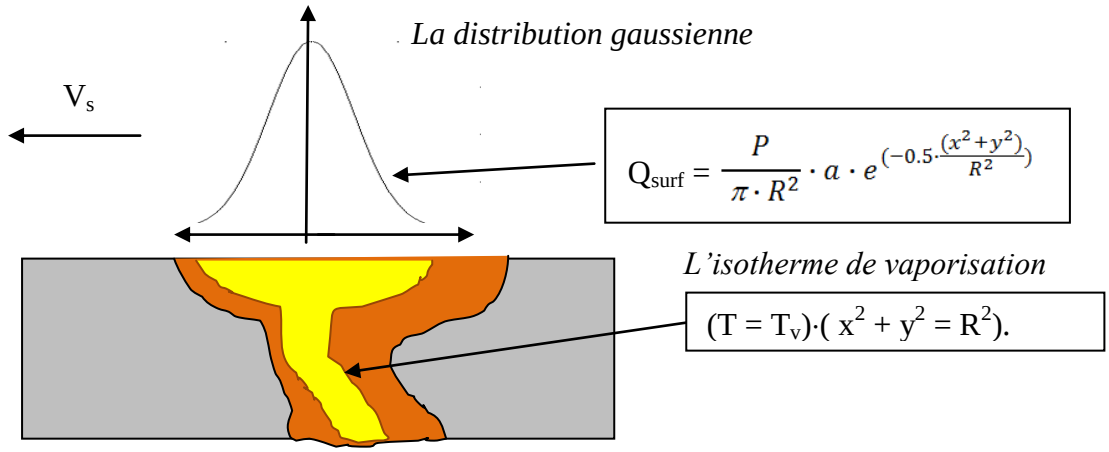



Figure 3-5. La représentation schématique du soudage laser.

La source thermique peut être définie comme la superposition d'un flux de chaleur surfacique et d'un flux de la chaleur provenant du capillaire de vapeur. On décrit la source surfacique comme ayant une distribution énergétique gaussienne et la géométrie du capillaire simplifiée – l'isotherme de vaporisation de matériau correspondant ayant la forme d'un cylindre incliné en arrière.

Comme les températures de vaporisation et les coefficients d'absorption de l'inox et du cuivre sont très différents, le capillaire peut être asymétrique par rapport au plan du joint.

Selon les calculs réalisés dans le chapitre 2, la convection peut significativement influencer la forme du bain fondu. L'équation de la chaleur s'écrit alors :

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = Q_{tot} - \rho \cdot c_p \cdot \vec{U} \cdot \vec{\nabla} T \qquad \textbf{(3-11)}$$

où *U* est le champ des vitesses global.

On peut significativement simplifier l'équation sans perdre l'exactitude physique en passant dans l'état pseudo stationnaire : comme le soudage est continu, le capillaire et le bain fondu gardent la même forme en se déplaçant le long du plan du joint. Donc si on choisi le capillaire de vapeur comme le point de repère, on obtient :

$$\rho \cdot c_p \cdot \vec{U} \cdot \vec{\nabla} T + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = Q_{tot}. \qquad \textbf{(3-12)}$$

Dans le cas du soudage par les faisceaux de haute énergie, la contribution de la chaleur latente dans le bilan d'énergie globale est très limitée à cause de la fusion locale (la quantité de la matière fondue est petite) et de l'application des sources d'énergie beaucoup plus importante : source surfacique (distribution Gaussienne) et le capillaire. Par exemple, la différence entre le volume de la matière fondue dans le cas P = 1 kW, $V_s$ = 1 m/min est seulement de 0,25 $mm^3$, ce qui correspond à 5% du volume total selon le modèle thermique 3D.

La proportion entre l'apport d'énergie par faisceau de haute énergie et la chaleur latente peut être estimée de la façon suivante. Le bilan total d'énergie dans le système s'écrit :

$$\mathrm{Q_{tot}} = \mathrm{Q_{faisceau}} + \mathrm{Q_{lat}}. \qquad \textbf{(3-13)}$$

Si on calcule les valeurs typiques des sources, en considérant les propriétés physiques de l'inox, à partir d'un modèle thermique 3D on obtient :

$$\begin{aligned} \mathrm{Q_{faisceau}} &= P \cdot t_{vie} = 10^2 - 10^3 J, \\ \mathrm{Q_{lat}} &= m_l \cdot L_f = \rho_l \cdot V_l \cdot L_f = 4J, \end{aligned} \qquad \textbf{(3-14)}$$

où $m_l$ - la masse de la matière fondue. L'énergie obtenue par chaleur latente $\mathrm{Q_{lat}}$ est donc négligeable.

Dans le cas particuliers où l'énergie apportée par le laser est peu importante à cause de sa faible puissance où de sa courte durée d'interaction, la quantité de la matière fondue est très importante, et la chaleur latente doit être considérée. La formulation de la chaleur latente $L_f$ combiné avec la fonction Heaviside, est introduite [9] via l'expression décrivant la chaleur massique, où la contribution de la chaleur latente au travers de l'intervalle de fusion est contrôlée par la fonction delta de Dirac :

$$\mathrm{C_p} = \mathrm{C_{pS}} + (\mathrm{C_{pL}} - \mathrm{C_{pS}}) \cdot \mathrm{flc2hs(T - T_f, dT)} + L_f \cdot \frac{\exp\left(-\dfrac{(T - T_f)^2}{(dT)^2}\right)}{\sqrt{\pi (dT)^2}}. \qquad \textbf{(3-15)}$$

Le métal fondu peut être considéré comme un liquide incompressible newtonien dont l'écoulement est décrit avec les équations de Navier-Stokes :

$$\begin{aligned} &\rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\vec{P_l} + \eta \cdot (\vec{\nabla}\vec{U} + (\vec{\nabla}\vec{U})^T)) + \vec{F}, \\ &\vec{\nabla}(\rho \cdot \vec{U}) = 0. \end{aligned} \qquad \textbf{(3-16)}$$

Le champ des vitesses dans le bain fondu est formé par les différents effets :

- la convection thermo capillaire Marangoni : la condition à la limite

$$-\eta \cdot \frac{du}{dz} = \gamma_M \cdot \frac{dT}{dx}; -\eta \cdot \frac{dv}{dz} = \gamma_M \cdot \frac{dT}{dy}. \quad \textbf{(3-17)}$$

- l'écoulement autour du capillaire qui peut passer du régime turbulent (dans les parties larges de la soudure) au régime stationnaire (dans les parties étroites).
- la poussée d'Archimède qui se décrit par l'approximation de Boussinesq :

$$F_A = -g \cdot \rho \cdot \beta \cdot (T - T_f) \quad \textbf{(3-18)}$$

Les deux premiers facteurs sont les plus importants dans la formation de bain fondu.
La distribution du Cu dans le bain fondu résulte de deux effets :

- la diffusion dans la structure austénitique qui induit la formation de solutions continues Cu (γ-Fe) ;
- l'excès de cuivre forme des globules qui se déplacent dans le champ local des vitesses et se réunissent dans les zones plus grandes.

Dans la plage des puissances moyennes, la quantité de cuivre fondu s'approche de la limite de solubilité du cuivre dans la structure austénitique, donc la distribution des éléments résulte de la loi de Fick :

$$\frac{\partial c_{Cu}}{\partial t} + \vec{\nabla}(-D_{Cu(Fe)} \cdot \vec{\nabla} c_{Cu}) = -\vec{U} \cdot \vec{\nabla} c_{Cu}. \quad \textbf{(3-19)}$$

où $t_{max} = L/V_s$ - le temps de vie du bain fondu, $\vec{U}$ - champ des vitesses dans le bain fondu et

$$D_{Cu(Fe)} = D_{Cu(Fe)}{}^{0} \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{R \cdot T}\right) \quad \text{si } T > T_f{}^{Cu}. \quad \textbf{(3-20)}$$

Pour les puissances fortes, la méthode de l'interface libre doit être utilisée.

L'étude numérique présentée est repartie en plusieurs étapes :

- la création d'un modèle de transfert thermique par conduction en 3D (§ 3.2.1) :
  - la définition de la géométrie du modèle, des conditions aux limites et des propriétés physiques des matériaux ;
  - le calcul de la distribution gaussienne de la chaleur à la surface de la pièce qui permettra de caractériser la dissymétrie du capillaire par rapport au plan du joint ;
  - l'étude de l'inclinaison du capillaire, qui permet de définir l'angle d'inclinaison correct à partir des données sur l'inclinaison du front de solidification dans le plan longitudinal ;
  - la comparaison entre la forme réelle du bain et l'isotherme de fusion calculée à partir du flux conductif de la chaleur, pour estimer l'influence du transfert convectif sur la forme du bain.
- La caractérisation des écoulements dans le bain fondu (§ 3.2.2) :
  - le modèle 3D d'écoulement dans la tête de clou et dans la racine de la soudure : solution approchée sous condition d'écoulement stationnaire ;
  - la comparaison entre la forme réelle du bain et l'isotherme de fusion calculée à partir du flux de la chaleur total ;
  - la mise en évidence du rôle de la convection dans le transfert de la chaleur dans le bain fondu ;
- La caractérisation de la distribution du cuivre dans le bain fondu (§ 3.2.3) :
  - le rôle des différentes forces convectives dans la distribution des éléments ;
  - l'approche de la fonction de niveau ;
  - l'approche de la diffusion.

Le schéma logique qui doit être réalisé pour caractériser le bain fondu est donné sur la Figure 3-6.

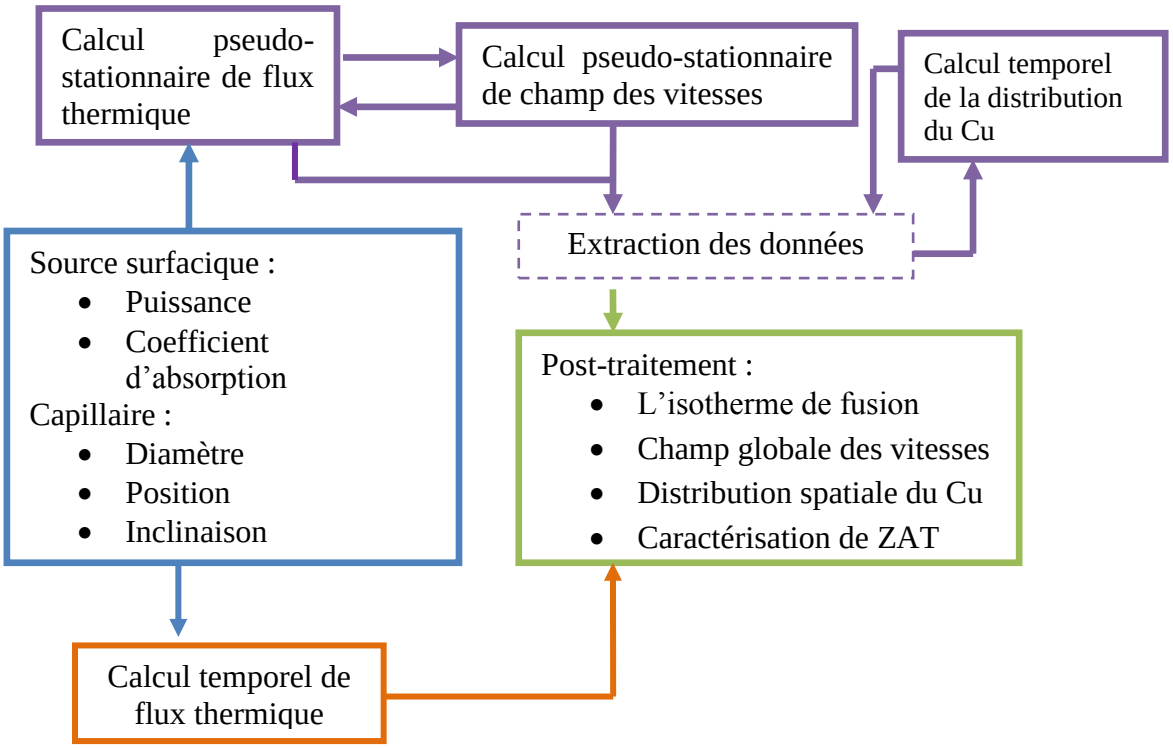



Figure 3-6. Le schéma de calcul.

### 3.2.1. Modélisation de la source thermique

La première étape dans la mise au point du modèle de soudage profond est de définir la géométrie du capillaire de vapeur (dimensions, inclinaison) en tant que source de chaleur volumique assurant la fusion au fond du matériau. Comme nous l'avons montré au chapitre 2, le capillaire de vapeur peut s'incliner en arrière en fonction de la vitesse de soudage et peut s'élargir à cause du piégeage du faisceau, dans le cas d'une énergie linéique supérieure $0{,}6.10^5$ J/m.

Pour développer un modèle de source thermique équivalente correcte, il faut prendre en compte l'inclinaison du capillaire. Lors de l'étude expérimentale, nous avons pu observer l'inclinaison du front de solidification dans le plan longitudinal. En s'appuyant sur la géométrie de l'arrière du bain fondu, il est possible de reconstruire une forme simplifiée du capillaire de vapeur.

Par contre, l'effet d'élargissement rend la géométrie du capillaire inconnue. Nous nous sommes donc limités à la modélisation des joints dont l'énergie linéique est inférieure à $0{,}6.10^5$ J/m, c'est-à-dire le cas où le capillaire reste approximativement cylindrique et où les caractéristiques mécaniques sont les meilleures.

Le capillaire peut être défini comme la superposition d'un cylindre droit et d'un cylindre incliné en arrière, ayant le même diamètre que la tache laser (Figure 3-7). En faisant varier l'angle d'inclinaison du deuxième cylindre, nous ajustons l'isotherme de fusion dans le plan longitudinal avec la forme du front de solidification observée post-mortem.

### *3.2.1.1. La description du modèle*

La source thermique équivalente peut être représentée comme la superposition d'une source surfacique gaussienne et d'une source volumique (le capillaire).

- La source surfacique de chaleur Q peut être définie comme condition limite au niveau de la surface supérieure :

$$Q = \frac{f_1 \cdot P}{\pi \cdot R^2} \cdot a \cdot \exp\left( - \frac{f_2 \cdot (x^2 + y^2)}{R^2} \right), \qquad \textbf{(3-21)}$$

où P est la puissance du laser (W), R est le rayon du faisceau (m), a est le coefficient d'absorption du faisceau, et $f_1$ et $f_2$ sont des facteurs de la distribution de la chaleur qui varient en fonction du matériau et de la source d'énergie utilisée [10]. Ces facteurs $f_1$ et $f_2$ ont été déterminés par ajustement à partir de la coupe transversale de la soudure et sont égaux respectivement à 1 et 0,5.

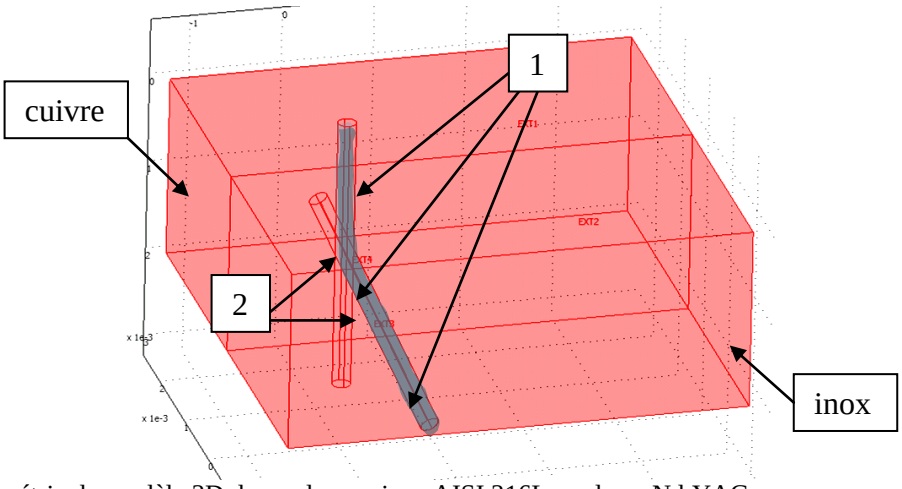



Figure 3-7. La géométrie du modèle 3D de soudage cuivre-AISI 316L par laser Nd:YAG.

Nos hypothèses de départ à propos de la source volumique sont les suivantes : le capillaire est défini à partir de l'isotherme de vaporisation du métal pur correspondant (cuivre ou fer) et à un diamètre égal à celui de la tache laser (200 µm). Une source volumique cylindrique est imposée dans le cas de soudage débouchant et une source conique de profondeur déterminée à partir des données empiriques est imposée en cas de soudage non débouchant.

La géométrie du modèle (Figure 3-7) est définie par deux domaines parallélépipédiques correspondant à l'inox et au cuivre. La prise en compte de la source thermique se fait sous la forme d'une condition aux limites en flux en surface et en température sur les parois du capillaire. La zone active dans le calcul thermique (et les autres calculs) est constituée des deux domaines (cuivre et inox) privés des deux portions cylindriques (zone 1) inclinées d'un angle ajustable. L'un des domaines cylindriques est perpendiculaire à la surface du pied et représente la forme du capillaire cylindrique en condition d'absence de l'inclinaison. L'autre domaine est incliné d'un certain angle et représente la partie inclinée du capillaire. Leur superposition donne la géométrie de la source équivalente au capillaire.

Pour le calcul thermique, chaque domaine garde les propriétés des matériaux de base durant tout le calcul.

L'équation de la chaleur pour ce modèle prend en compte le transfert par la convection résultant du déplacement de la pièce à la vitesse de soudage $V_s$ :

$$\rho \cdot c_p \cdot \vec{V}_s \cdot \vec{\nabla} T + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = 0 \,. \qquad \textbf{(3-22)}$$

Ce modèle correspond à un régime pseudo-stationnaire de transfert de chaleur : on considère que les champs de température et de vitesse (dans le référentiel du faisceau laser) ne

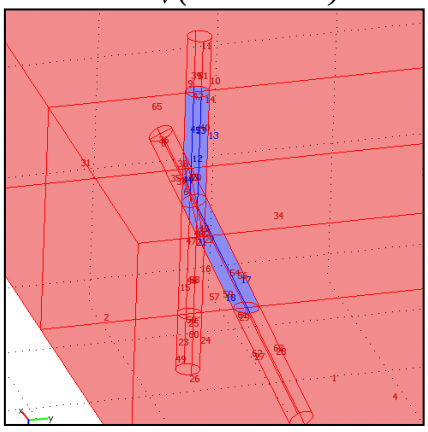
dépendent pas du temps. Dans un premier temps, nous effectuons un calcul purement thermique, mais lorsque nous ferons un couplage avec la mécanique des fluides, le terme de convection résultera de la superposition du déplacement global de la pièce et du champ de vitesse relative du métal fondu autour du capillaire.

Les conditions aux limites thermiques sont représentées sur la Figure 3-8.

On considère dans ce calcul, que la composition chimique et donc les propriétés physiques des matériaux (la conductivité thermique, la chaleur massique et la masse volumique – Tableau 3-1) sont constantes dans chaque domaine (cuivre ou inox) et ne dépendent que de la phase (état solide / état fondu). Le solveur utilisé est direct UMFPACK stationnaire avec l'erreur relative de $1 \cdot 10^{-3}$.

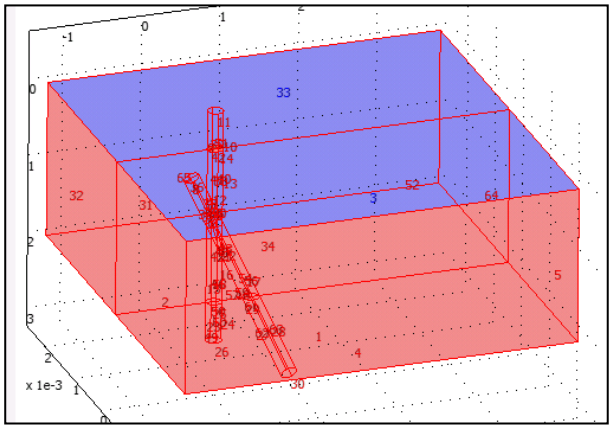
**Les parois de la source équivalente**

*$T = T_v$ (Cu ou inox)*



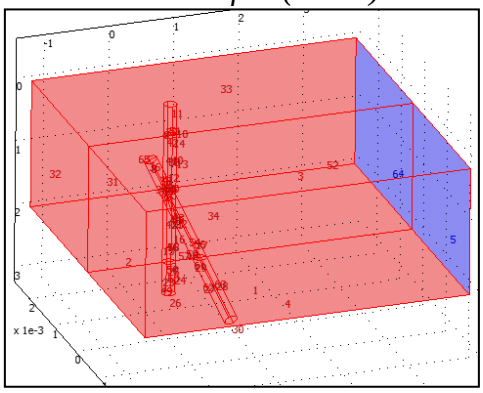
**La surface irradiée**

*La source Gaussienne de la chaleur*



**Les faces arrières**

*Flux convectif $n \cdot (-k \cdot \nabla T) = 0$*



**Les autres faces de la pièce**

*$T$ = température ambiante*

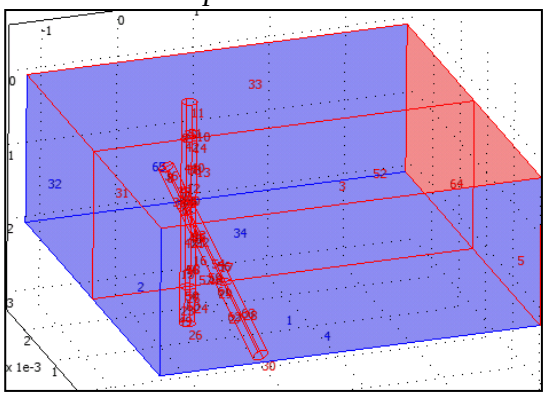


Figure 3-8. Les conditions aux limites du modèle thermique de soudage cuivre-AISI 316L par laser Nd:YAG.

### *3.2.1.2. Etude de l'asymétrie du capillaire : décalage transversal de la source équivalente*

Comme nous l'avons mentionné dans le chapitre 2, le capillaire peut être asymétrique par rapport au plan du joint parce que la réflectivité du faisceau laser Nd:YAG est très différente entre le cuivre (95%) et l'acier (70 %). Dans le domaine des puissances moyennes ($E_l < 0{,}6 \cdot 10^5$ J/m), cet effet peut devenir encore plus important. Pour estimer l'asymétrie du capillaire, nous avons réalisé des simulations 2D avec une source surfacique gaussienne centrée sur le plan de joint. Pour différentes puissances, nous pouvons observer un décalage transversal de l'isotherme de vaporisation (Figure 3-9), donc de la source équivalente.

Selon le résultat du calcul thermique, la Figure 3-10 présente une coupe horizontale (dans le plan X-Y). La vaporisation du cuivre est peu importante et la position centrée du capillaire ne peut être atteinte que jusqu'à la puissance de 2 kW soit une énergie linéique de $0{,}6.10^5$ J/m (cas d), ce qui est en concordance avec les observations expérimentales.

La progression de la vaporisation du cuivre en fonction de la puissance appliquée peut être illustrée (Figure 3-9) par l'évolution de la largeur de la zone vaporisée du cuivre perpendiculairement à la direction de soudage ($x_{vap}^{Cu}$).

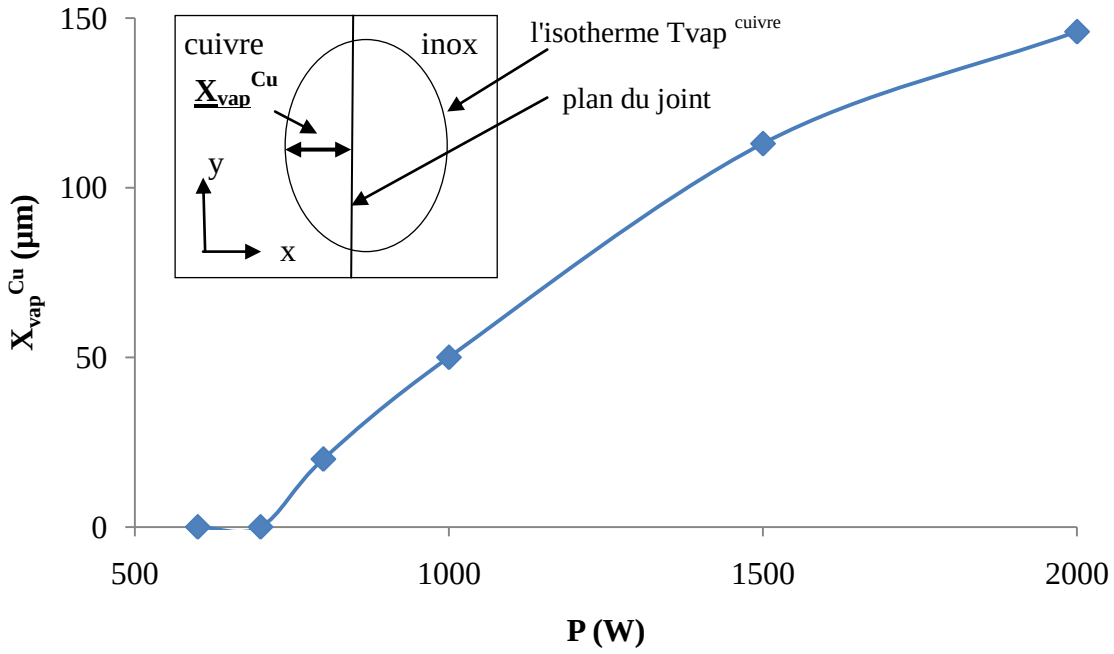



Figure 3-9. Progression de la vaporisation du cuivre en fonction de la puissance laser ( $V_s$ = 1 m/min).

En comparant la dimension de la zone vaporisée avec le rayon de la tache laser, on peut conclure que la position de la source équivalente doit être décalée dans le plan x-y :

- de 100 µm vers l'inox pour P > 800 W ;
- de 50 µm vers l'inox pour 800W > P > 2000W ;
- pas de décalage pour P ≤ 2000 W.

La vitesse de soudage a moins d'influence sur la vaporisation du cuivre (Figure 3-11) ; la variation de vitesse de 0,5 à 2 m/min provoque le rétrécissement de la zone vaporisée du cuivre de seulement 150 à 135 µm.

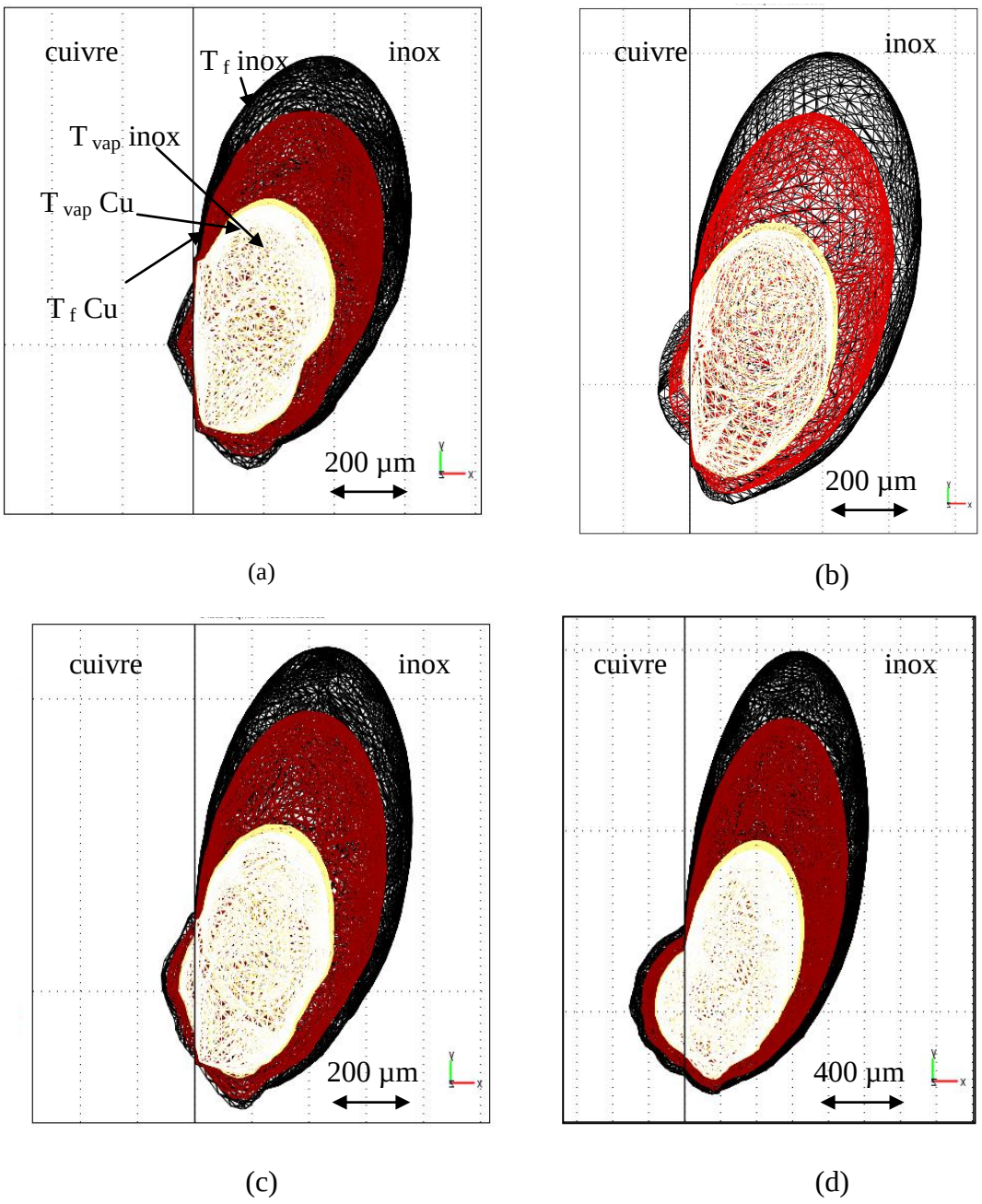



Figure 3-10. Isothermes de fusion et de vaporisation dans le plan X-Y : Vs = 1 m/min et les puissances de (a) 0,6 kW, (b) 0,8 kW, (c) 1 kW et (d) 2 kW.

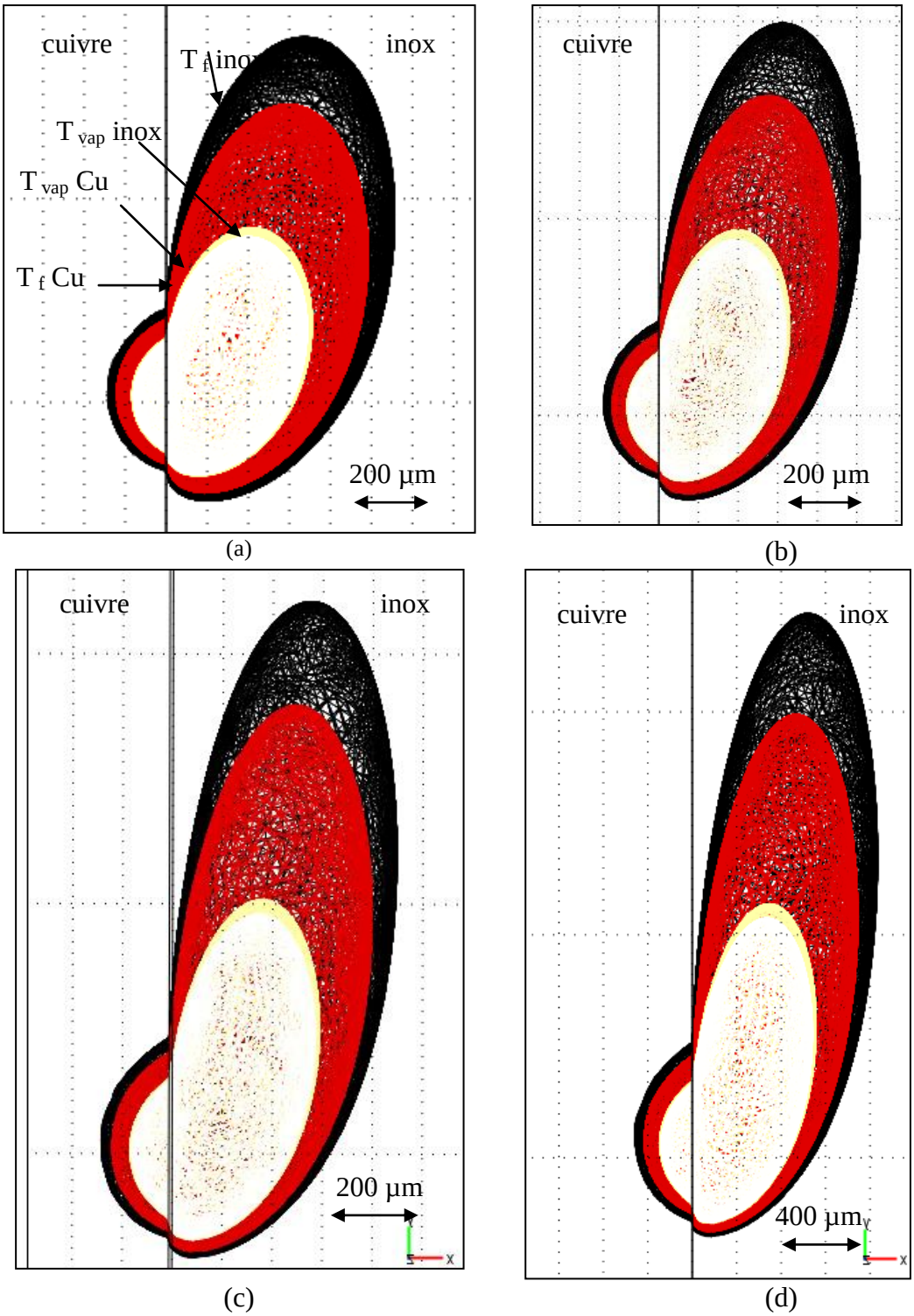



Figure 3-11. Les isothermes de fusion et de vaporisation dans le plan X-Y : P = 2 kW m/min et (a) $V_s$ = 0,7 m/min, (b) 1 m/min, (c) 1,5 m/min et (d) 2 m/min.

Le calcul de la source surfacique a été validé par comparaison avec le front de solidification dans le plan X-Y de la partie supérieure des soudures (Figure **3-12**). On peut conclure que pour des énergies inférieures à $0{,}6.10^5$ J/m, la distribution gaussienne proposée est valide.

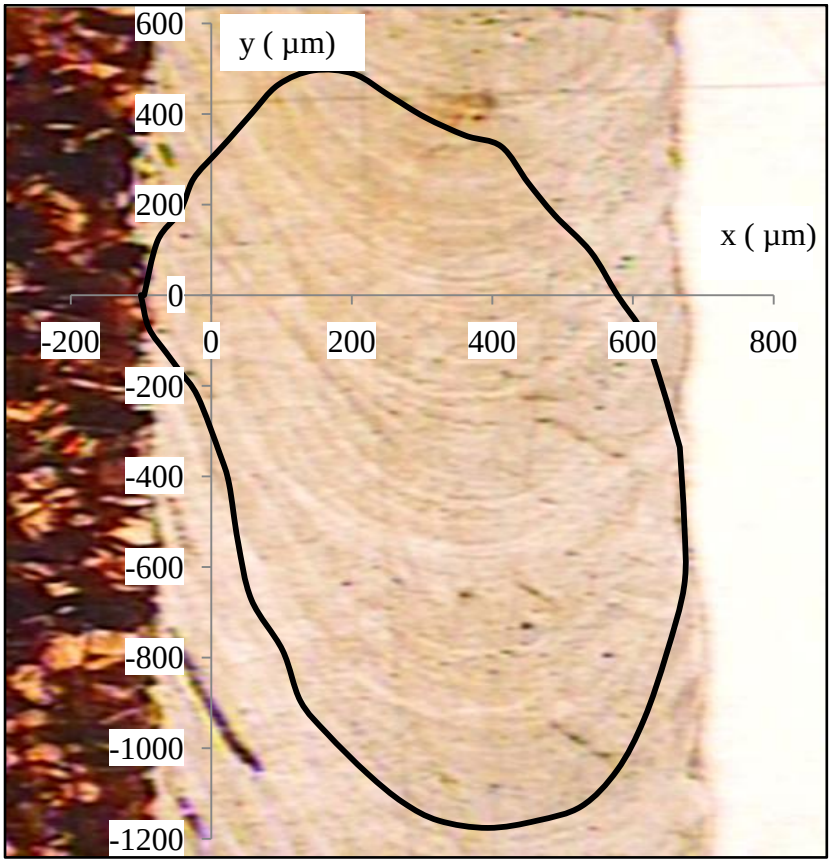



Figure 3-12. La comparaison de profil de solidification dans le plan X-Y du joint P = 1kW, V = 1 m/min avec l'isotherme de fusion calculé.

### *3.2.1.3. Etude de l'inclinaison du capillaire dans le plan z-y*

L'étude expérimentale montre que l'inclinaison du front en arrière du bain fondu est proche de 25° pour les vitesses de travail supérieures à 0,6 m/min. En faisant varier l'angle d'inclinaison du capillaire géométrique dans un calcul 3D, nous recherchons l'angle permettant de reproduire l'inclinaison du front de solidification observé. Sur la Figure 3-13, nous comparons les fronts expérimental et calculé pour l'exemple (P = 1 kW, $V_s$ = 1 m/min). Nous avons réalisé le calcul thermique pour les angles variant de 10 à 40° et trouvé une concordance maximale dans le cas d'une inclinaison de 25°. Il semble donc qu'une forme de profil de solidification reflète parfaitement le profil de l'arrière du capillaire, ce qui nous permet d'utiliser les données sur la géométrie du front de solidification pour la création d'un modèle numérique.

Sur la Figure 3-14, nous avons comparé les profils des fronts de solidification observés (coupes macrographiques dans la direction du soudage) et calculés pour différentes vitesses. Le capillaire est incliné de 25° dans le cas du soudage rapide ou non incliné dans le cas de vitesse de soudage lente ($V_s$ > 0,6 m/min). Nous observons une reproductibilité des profils dans le cas du soudage rapide (en sachant que les profils réels peuvent présenter certaines instabilités). Dans le cas du soudage lent (Figure 3-14, a) le profil de calcul thermique est loin de la réalité, parce que le transfert thermique par convection n'était pas pris en compte.

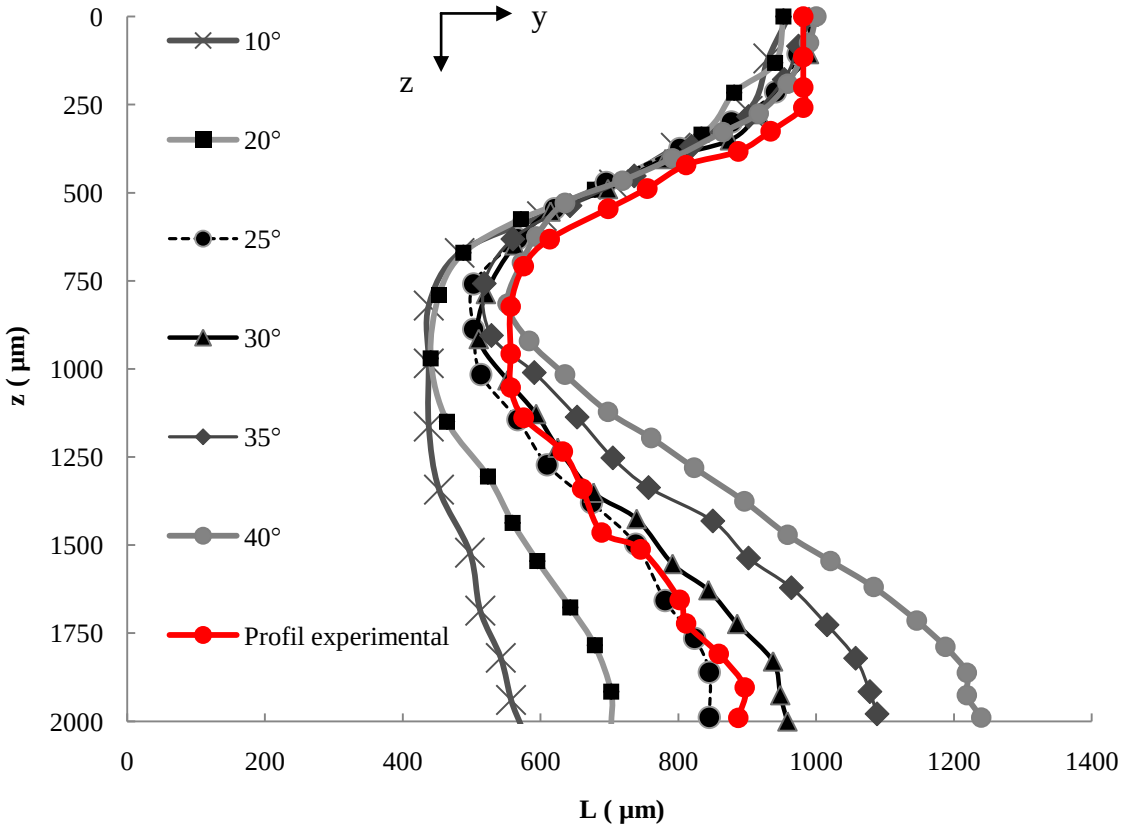



Figure 3-13. Profils de solidification calculés pour les différents angles d'inclinaison du capillaire comparés avec le profil observé expérimentalement.

Les joints soudés avec la vitesse de 1 m/min et une gamme de puissance de 1 à 1,5 kW présentent une bonne correspondance avec le calcul thermique (Figure 3-15). Pour les puissances plus importantes, le front de solidifications se déforme avec l'apparition d'un élargissement du capillaire dont la géométrie est inconnue.

Nous avons estimé l'angle théorique d'inclinaison de l'arrière du capillaire, en nous appuyant sur le modèle de Fabbro [11] et la thèse de Chouff [12] (Figure 3-16), selon lequel la condition d'apparition de l'inclinaison est :

$$H_{tot} \geq h_i + h_d = \frac{R}{tg(2\alpha_i)} + \frac{R}{tg(\alpha_i)}, \quad \textbf{(3-23)}$$

où $tg(\alpha_i) = \frac{V_s}{V_p}$ et $V_p = \frac{P \cdot V_s}{R}$, P est la pénétration du faisceau laser et $H_{tot}$ - l'épaisseur de la pièce. La vitesse de perçage est estimée proche de 0,12 m/s pour des puissances moyennes (le joint L 1_2). Les résultats des calculs sont présentés dans le Tableau 3-2. Pour les vitesses de soudage de 0,3 à 2 m/min, l'angle d'inclinaison $2\alpha_i$ est compris entre 5° et 30°. Par contre, expérimentalement, l'angle maximal de l'inclinaison s'arrête à 25° même pour de grandes vitesses de soudage. Il est aussi montré que l'inclinaison apparaît seulement pour les vitesses supérieures à 0,5 m/min, ce qui est en concordance avec les données expérimentales ($H_{tot} - H$ positive).

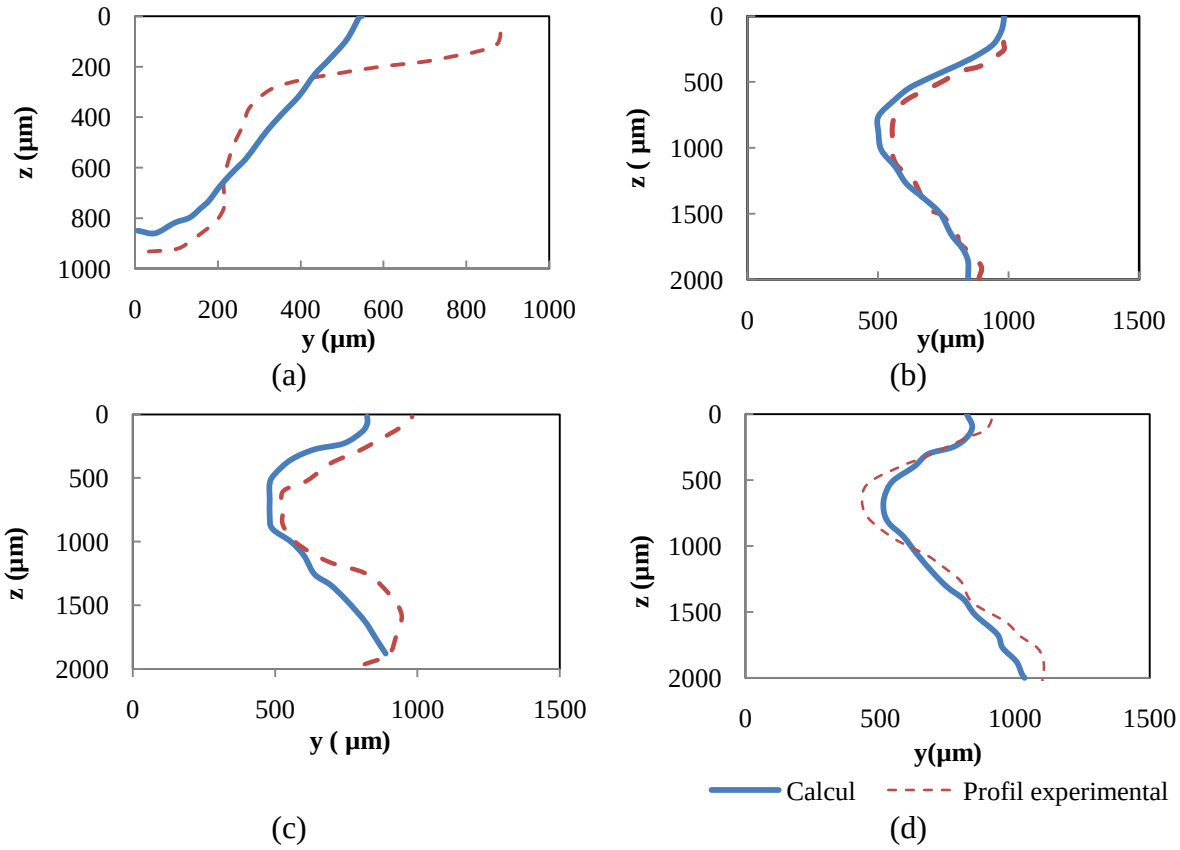



Figure 3-14. La comparaison des profils de front de solidification en arrière du bain fondu pour P = 1 kW et les vitesses de soudage de (a) 0,3 m/min, (b) 1 m/min, (c) 1,5 m/min et (d) 2 m/min.

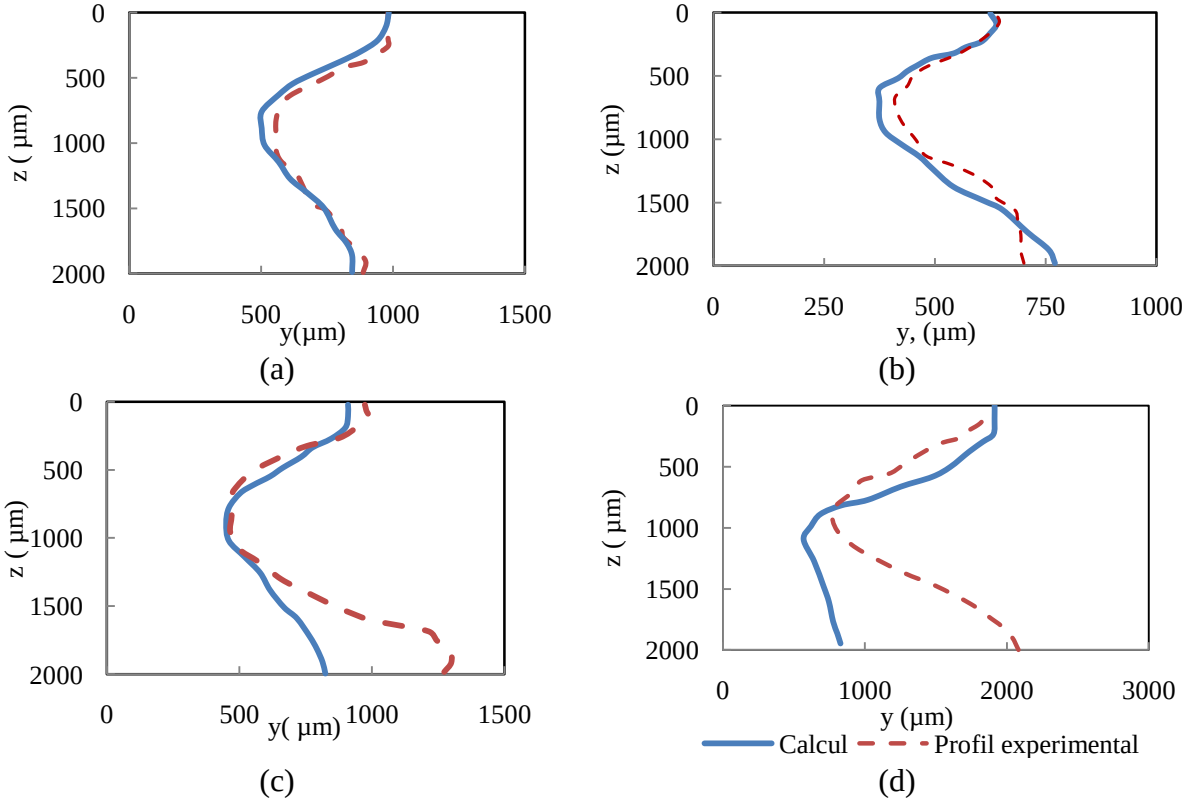



Figure 3-15. La comparaison des profils de front de solidification en arrière du bain fondu pour Vs = 1 m/min et les puissances de (a)1 kW, (b) 1,5 kW, (c) 2 kW. et (d) 4 kW.

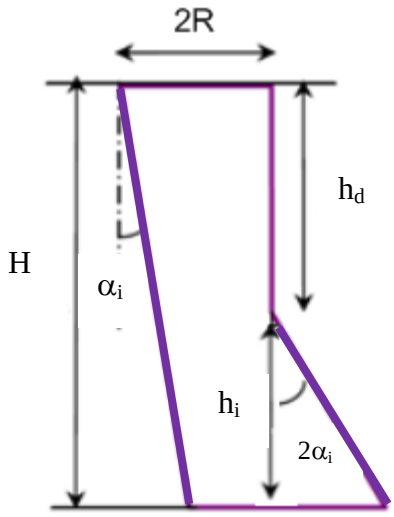



Figure 3-16. Schème de la géométrie du capillaire selon Fabbro [11].

Donc, la paroi avant du capillaire doit être inclinée de $\alpha_i$ = 12,5°. Nous avons comparé les résultats du calcul thermique avec une partie supérieure du capillaire droite et inclinée, pour voir l'influence de cette inclinaison sur le champ thermique global. Comme on peut le voir sur la Figure 3-17, les résultats sont un peu différents dans la partie supérieure : l'inclinaison de la partie initiale du capillaire diminue la longueur de la traîne de 100 µm.

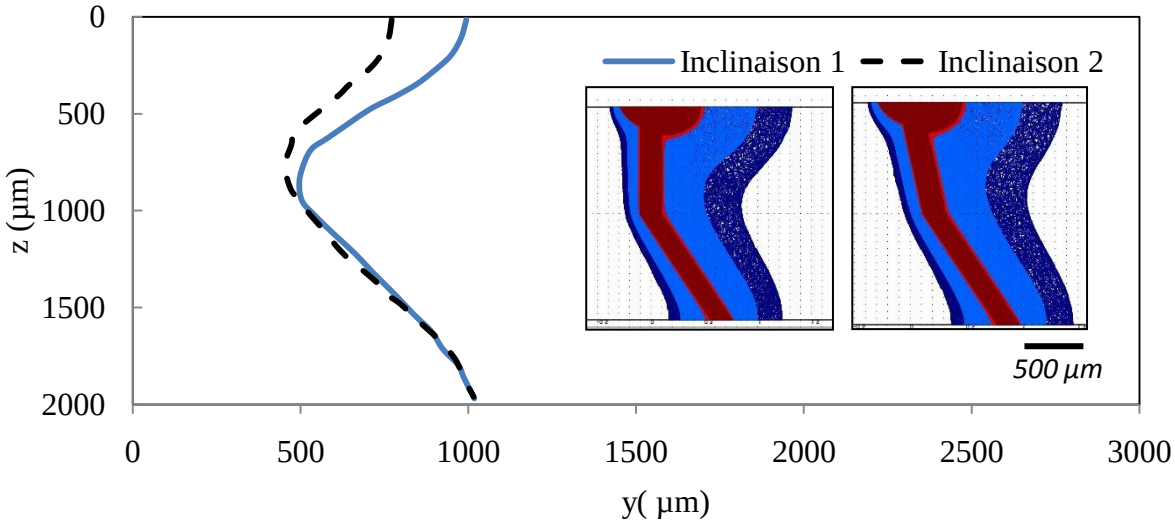



Figure 3-17. La comparaison des isothermes de fusion pour les modèles (1) sans inclinaison et (2) avec l'inclinaison de la partie initiale du capillaire.

Tableau 3-2. Le calcul théorique de l'inclinaison du capillaire.

| $V_s$ (m/min) | $tg\alpha_i$ | $\alpha_i$ | $2\alpha_i$ | $tg(2\alpha_i)$ | H (mm) | $H_{tot}$-H (mm) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,3 | 0,04 | 2,30 | 4,60 | 0,08 | 3,65 | -1,65 |
| 0,5 | 0,07 | 3,90 | 7,80 | 0,14 | 2,17 | -0,17 |
| 1 | 0,14 | 7,90 | 15,80 | 0,28 | 1,07 | 0,93 |
| 1,5 | 0,21 | 11,80 | 23,60 | 0,44 | 0,71 | 1,29 |
| 2 | 0,28 | 15,50 | 31,00 | 0,60 | 0,53 | 1,47 |

### *3.2.1.4. La validation du modèle thermique*

Le modèle thermique final a été validé par comparaison de l'isotherme de fusion calculée avec la coupe transversale des soudures (Figure 3-18).

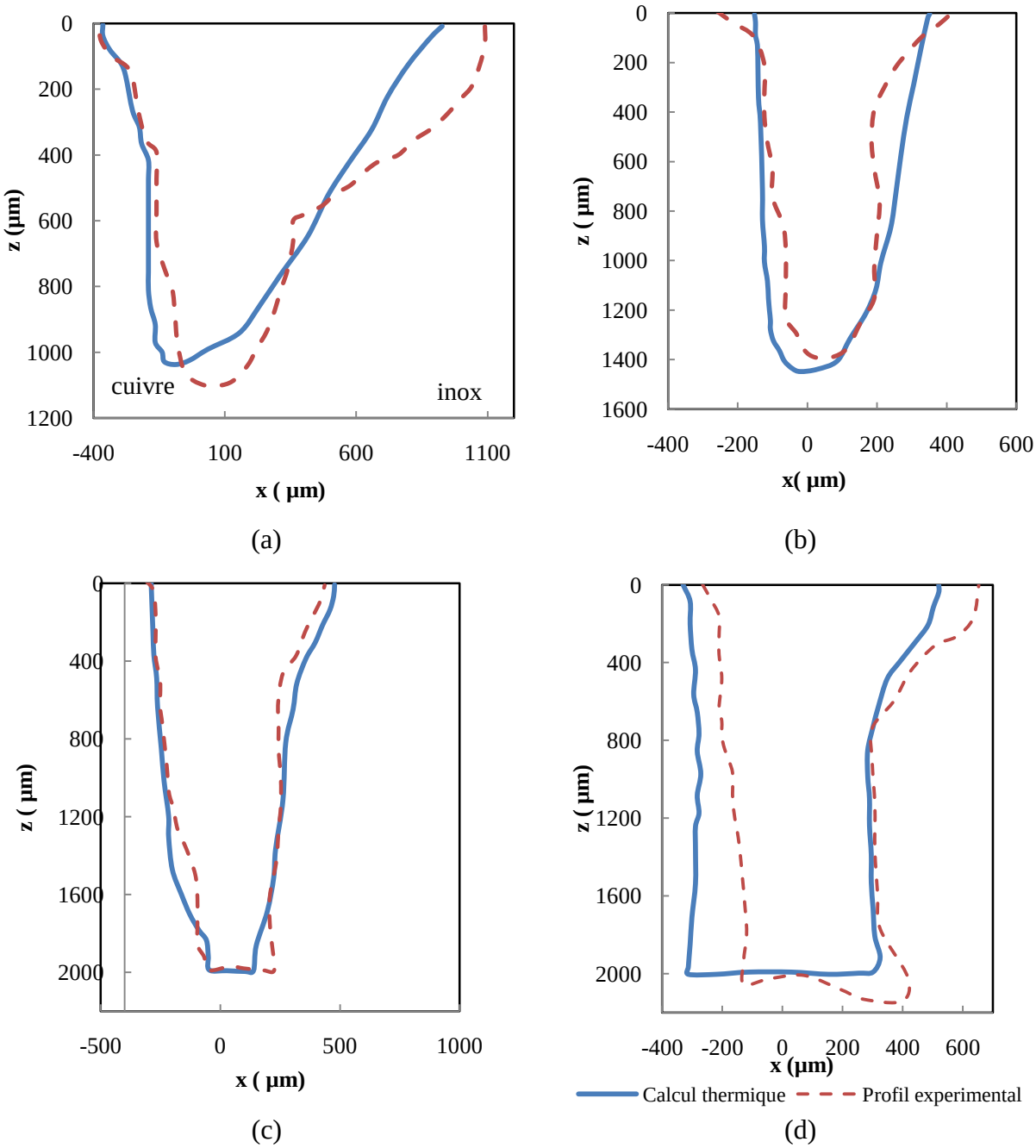



Figure 3-18. Comparaison de profils calculé et observé du bain de fusion sur la coupe transversale pour les joints P = 800 W, Vs = 0,3 m/min (a), P = 600 W, Vs = 1 m/min (b), P = 800 W, Vs = 1 m/min (c), P = 1000 W, Vs = 1000 m/min (d).

On peut conclure que dans la gamme de puissance 0,6 à 1,5 kW et une vitesse de soudage 1-2 m/min, la morphologie du bain est contrôlée principalement par le transfert de la chaleur par conduction à partir d'une source Gaussienne surfacique et le capillaire cylindrique incliné sous l'angle de 25°.

On peut remarquer deux cas quand le transfert de la chaleur par convection modifie une forme de l'isotherme de fusion.

1- Dans le cas du soudage lent (Figure 3-18a), le profil du bain calculé est très différent de la réalité : le côté inox est beaucoup plus large que le profil calculé, ce qui peut être expliqué par l'importance du transfert de chaleur par convection dans le plan z-x (plan longitudinal).
2- Les profils obtenus pour des vitesses de soudage importantes montrent les déviations acceptables. Pourtant, la partie de la racine de la soudure est plus large qu'en réalité parce que l'écoulement autour du capillaire, responsable de l'évacuation de la chaleur en arrière du bain, n'est pas pris en compte (Figure 3-18d).

Pour obtenir une isotherme de fusion réaliste, il est nécessaire de coupler le transfert thermique et les mouvements du métal fondu.

D'après les calculs effectués, on peut conclure que la forme et la position du capillaire de vapeur est le facteur dominant qui détermine les dimensions du bain et la composition globale. L'influence du transfert de chaleur par convection est importante, essentiellement pour les vitesses de soudage lentes.

Pour les puissances faibles et moyennes, le capillaire reste approximativement cylindrique. Pour les puissances fortes, l'élargissement de la partie inférieure du capillaire dû au piégeage du faisceau est possible. Sa position par rapport au plan du joint est déterminée par l'énergie linéique apportée : pour les puissances moyennes le décalage vers le côté inox persiste. À partir de 0,6 m/min, l'inclinaison de la partie inférieure du capillaire se manifeste : pour les puissances moyennes et des vitesses de soudage inférieures à 2 m/min l'angle d'inclinaison de 25° persiste.

### 3.2.2. Le mouvement du fluide dans le bain fondu

Comme nous l'avons mentionné dans le chapitre 2, les régimes d'écoulement dans la tête de clou et dans la racine de la soudure laser sont différents. Dans la partie supérieure de la soudure, comme la quantité de matière fondue est importante, le mouvement de convection thermocapillaire est important, alors que dans la racine de la soudure, il n'y a qu'un écoulement dans le plan horizontal autour du capillaire. L'estimation de l'importance de la poussée hydrostatique réalisée auparavant montre que sa valeur est négligeable (de l'ordre 0,001 m/s) par rapport à la convection thermocapillaire (quelques m/s). Cette force n'est donc pas prise en compte dans nos modèles.

Dans nos calculs, nous utilisons l'hypothèse des liquides incompressibles. Dans ce cas, les équations de Navier Stokes sont :

$$\rho\cdot(\vec{U}\cdot\vec{\nabla}T)\cdot\vec{U}=\vec{\nabla}(-\vec{P_l}+\eta\cdot(\vec{\nabla}\vec{U}+(\vec{\nabla}\vec{U})^T)),$$
$$\vec{\nabla}(\rho\cdot\vec{U})=0. \qquad \textbf{(3-24)}$$

La viscosité des matériaux dépend de l'état solide ($\eta_s$=1) ou liquide,

$$\eta=\eta_s+(\eta_l-\eta_s)\cdot\mathrm{flc2hs}(T\text{-}T_f, dT) \qquad \textbf{(3-25)}$$

#### *3.2.2.1. Le problème de maillage et de convergence*

La modélisation des écoulements dans notre cas (milieux denses, fort gradient de température et de vitesse), entraîne la nécessité de travailler avec des dimensions de maille très petites pour permettre la convergence vers une solution stable. Or, si on veut travailler en 3D, l'utilisation d'un maillage fin est limitée par l'épuisement de la mémoire opérative de l'ordinateur.

Une dimension de maillage trop importante, conduit à un nombre de Reynolds de maille importants :

$$R_{e\ maille}=\frac{h_m\cdot\rho\cdot|U|}{\eta}, \qquad \textbf{(3-26)}$$

où $h_m$– la dimension maximale des mailles.

L'obtention d'une solution stable pour les gradients de vitesses importants est possible par :

1. raffinement des mailles au voisinage des zones à forts gradients de vitesses et l'utilisation d'un solveur itératif pour compenser l'utilisation de la mémoire opérative ;
2. travailler dans le système des coordonnées réduites (dimensionnement) quand la densité imposée est inférieure à la densité réelle du métal ;
3. stabilisation de la solution par les termes de la diffusion artificielle.

Le seul raffinement du maillage ne peut pas résoudre le problème de la divergence de la solution. Nous avons donc comparé deux méthodes différentes permettant de calculer le champ approché des vitesses : l'approche des ***liquides équivalents*** (basée sur la relation entre la grandeur de vitesse d'écoulement et les caractéristiques de matériau fondu) et l'utilisation des méthodes de la ***diffusion artificielle***.

#### *3.2.2.2. La méthode des liquides équivalents*

Le principe de la méthode des liquides équivalents consiste dans :

1. le choix d'un liquide équivalent, dont les propriétés permettent de faire converger la solution directe des équations de Navier-Stokes ;
2. le calcul du champ des vitesses du liquide réel à partir de la solution obtenue avec la condition que la relation entre les propriétés du liquide et l'ordre de grandeur du champ des vitesses est connue.

Dans la tête de clou de la soudure, la convection thermocapillaire (effet Marangoni) est la principale cause de l'écoulement. Comme la dérivée $\gamma_M$ du coefficient de tension de surface par rapport à la température est négative pour l'inox comme pour le cuivre, le sens des mouvements de convection sera dirigé du centre vers la périphérie du bain, ce qui peut influencer significativement la forme du joint.

La convection thermocapillaire (effet Marangoni) est donnée par l'équation **(3-17)**. Cette condition limite est appliquée au niveau de la surface supérieure (interface métal liquide-milieu extérieur).

Le coefficient thermique de la tension superficielle est $\gamma_M = \begin{cases} \frac{d\sigma}{dT} & \text{pour } T_f < T < T_{vap} \\ 0 & ailleurs \end{cases}$

La méthode des liquides équivalents est basée sur le lien entre la vitesse de convection thermocapillaire et les paramètres des matériaux. La relation proposée par DebRoy [13] donne un ordre de grandeur de la vitesse d'écoulement relatif :

$$U^{3/2} = \gamma_M \cdot \frac{T_v - T_f}{0.664 \cdot (\eta \cdot \rho \cdot W)^{1/2},} \qquad \textbf{(3-27)}$$

où W – la largeur du bain fondu.

Le principe de la méthode est d'utiliser les propriétés d'un liquide moins dense, pour lequel une réduction du nombre de Reynolds de maille a permis la convergence vers une solution. La relation de Zhang permet de déterminer le rapport entre la vitesse d'écoulement du liquide réel et du liquide équivalent. Ensuite, on multiplie par ce facteur les valeurs du champ de vitesse obtenu dans le cas du liquide équivalent afin d'en déduire le champ de vitesse du matériau réel.

Si on considère que les caractéristiques thermophysiques du liquide équivalent sont ($\gamma_{EQ}$ ; $\rho_{EQ}$ ; $\eta_{EQ}$) et celles du liquide réel sont ($\gamma_M$ ; $\rho_M$ ; $\eta_M$), on peut écrire les relations sous la forme :

$$\gamma_M = \gamma_{EQ} \cdot a \qquad \rho_M = \rho_{EQ} \cdot b \qquad \eta_M = \eta_{EQ} \cdot c \qquad \textbf{(3-28)}$$

La vitesse de convection thermocapillaire dans une direction quelconque sera :

$$U_M{}^{3/2} = \gamma_M \cdot \frac{T_v - T_f}{0.664 \cdot (\eta_M \cdot \rho_M \cdot W)^{1/2}}$$
$$= \gamma_{EQ} \cdot \frac{T_v - T_f}{0.664 \cdot (\eta_{EQ} \cdot \rho_{EQ} \cdot W)^{1/2}} \cdot a \cdot b^{-1/2} \cdot c^{-1/2} = U_{EQ}{}^{3/2} \cdot a \cdot b^{-1/2} \cdot c^{-1/2} \quad \textbf{(3-29)}$$

On obtient ainsi une relation entre le champ de vitesse calculé à l'aide du liquide équivalent et le champ de vitesse du matériau réel :

$$U_M = U_{EQ} \cdot a^{2/3} \cdot b^{-1/3} \cdot c^{-1/3} = k_{EQ} \cdot U_{EQ} \quad \textbf{(3-30)}$$

Pour comprendre comment le changement des paramètres d'un liquide équivalent influe sur la topographie du champ des vitesses, et quel paramètre est crucial pour la convergence du modèle, nous avons effectué une étude paramétrique. En utilisant la fonction de l'extraction des données (permettant d'extraire dans une coupe 2D les données du problème 3D), nous avons effectué une série de calculs de la convection thermocapillaire en 2D (ce qui permet de diminuer le temps de calcul) dans le plan longitudinal de la soudure (Figure 3-19), où la convection thermocapillaire doit être la plus prononcée.

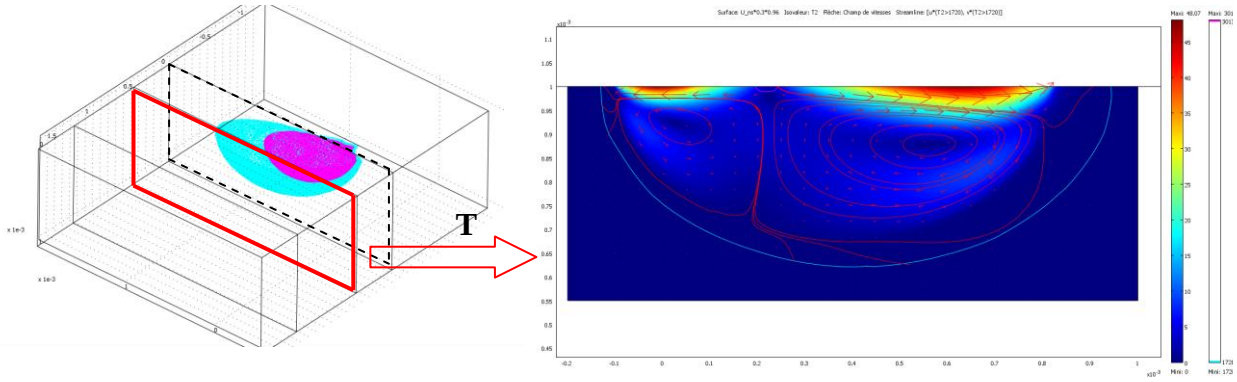



Figure 3-19. L'extraction des données d'une modèle thermique 3. D pour le calcul de la convection thermocapillaire sur le coup y-z (en rouge).

Les conditions aux limites appliquées sont :

- condition de stress $\vec{F} = \gamma_M \cdot \frac{\overrightarrow{dT}}{dx}$ pour la surface supérieure ;
- condition de non glissement pour les autres surfaces.

Nous avons fait varier les valeurs de $\gamma_M$, $\eta$ et $\rho$, pour comprendre quel facteur influe le plus sur la valeur du nombre de Reynolds de maille et par conséquent, sur la convergence du modèle. Les résultats des calculs sont réunis dans le Tableau 3-3 : le coefficient homothétique k, la valeur du champ de vitesse maximal $U_{max}$ calculé pour le liquide équivalent et la valeur du nombre de Reynolds de maille correspondant.

Nous avons trouvé que la variation de $\gamma_M$ et $\eta$ n'influe pas sur la convergence du modèle, alors que la diminution de $\rho$ d'un facteur 10 par rapport à la valeur réelle permet d'obtenir une solution stable.

Ensuite, nous nous sommes intéressés à la différence entre les solutions réalisées avec des $\rho$ équivalents différents. Nous avons trouvé que la direction d'écoulements et l'intégralité de la topographie du champ des vitesses reste stable (Figure 3-20), mais la valeur de la vitesse maximale est très différente, alors qu'il doit se trouver de l'ordre de 1,96 m/s.

Nous avons étudié la dépendance de la valeur maximale du champ des vitesses équivalentes avec la densité de liquide équivalent (Figure 3-21). On trouve une fonction du

type $U = n \cdot \rho^{-1/3 \cdot m}$, où n et m sont des coefficients qui dépendent du maillage et les réglages du solveur utilisé. On voit que la vitesse maximale décroit jusqu'à la valeur de 2,53 m/s pour une densité de 775,1 kg/m$^3$. Cette valeur correspond à la limite de convergence pour une maille défini ($1.10^{-5}$ m pour le modèle 2D présenté), ce qui correspond à un paramètre $R_e$ de maille de l'ordre de 10. A trois dimensions, nous sommes limités par l'ordre de grandeur des mailles de $4 \cdot 10^{-4}$ m, ce qui signifie qu'il faut utiliser le liquide équivalent au moins 40 fois moins dense pour avoir une solution stable. Comme nous le savons, la vitesse maximale de la convection Marangoni est limitée par les propriétés physiques du métal et l'intervalle de température entre le liquidus et la température de vaporisation de l'inox. Alors, la façon la plus simple d'accéder à la solution réelle du champ des vitesses est de normaliser la solution sous condition que U max réel est égale à 1,97 m/s, si la vaporisation était bien atteinte dans le système, ce qui est notre cas.

Tableau 3-3. L'étude d'influence des paramètres du liquide équivalent sur le champ des vitesses et la convergence du modèle.

| **No** | **$\gamma_{EQ}$** | **$\rho_{EQ}$** | **$\eta_{EQ}$** | **a** | **b** | **c** | **k** | **$U_{max}$** | **Re $_{maille}$** | **Solution** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | **7551** | **$3 \cdot 10^{-3}$** | 1 | 1 | 1 | 1 | 0,262 | 273,3 | Divergée |
| | | **Variation de $\gamma_{EQ}$** | | | | | | | | |
| 2 | **$4{,}6 \cdot 10^{-5}$** | 7551 | $3 \cdot 10^{-3}$ | 10 | 1 | 1 | 4,64 | 2,5 | 2,73e-3 | Divergée |
| 3 | **$4{,}6 \cdot 10^{-6}$** | 7551 | $3 \cdot 10^{-3}$ | 100 | 1 | 1 | 21,5 | 1,9 | 2,73e-4 | Divergée |
| | | **Variation de $\rho_{EQ}$** | | | | | | | | |
| 4 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | **0,7551** | $3 \cdot 10^{-3}$ | 1 | 10000 | 1 | 0,0464 | 11,6 | **0,0273** | **Convergée** |
| 5 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | **7,551** | $3 \cdot 10^{-3}$ | 1 | 1000 | 1 | 0,1 | 6,8 | **0,273** | **Convergée** |
| 6 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | **75,51** | $3 \cdot 10^{-3}$ | 1 | 100 | 1 | 0,21 | 5,43 | **2,73** | **Convergée** |
| 7 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | **755,1** | $3 \cdot 10^{-3}$ | 1 | 10 | 1 | 0,464 | 4,22 | 27,3 | Divergée |
| | | **Variation de $\eta_{EQ}$** | | | | | | | | |
| 8 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | 7551 | **$3 \cdot 10^{-4}$** | 1 | 1 | 10 | 0,464 | 0,197 | 2,323 | Divergée |
| 9 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | 7551 | **$3 \cdot 10^{-5}$** | 1 | 1 | 100 | 0,21 | 0,129 | 2,864 | Divergée |
| 10 | **$4{,}6 \cdot 10^{-4}$** | 7551 | **$3 \cdot 10^{-6}$** | 1 | 1 | 1000 | 0,1 | 4,6 | - | Divergée |

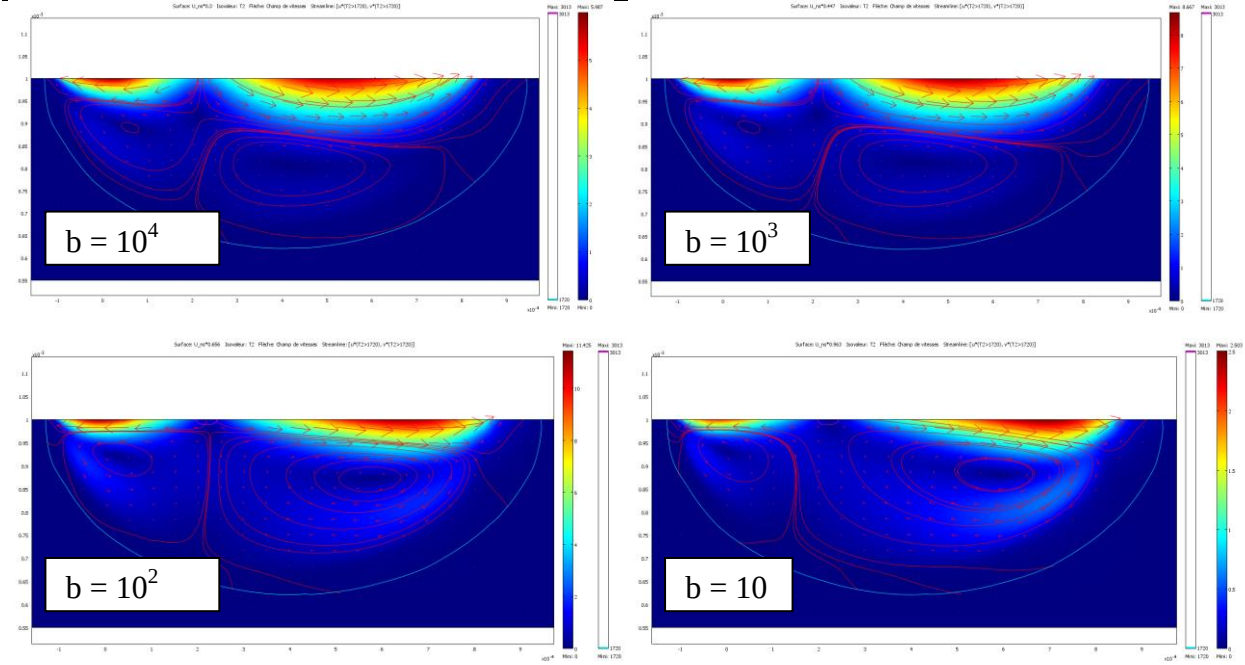



Figure 3-20. La variation du champ des vitesses en fonction de $\rho_{eq}$.

Contrairement à ρ, la variation de $\gamma_M$ intervenant dans l'équation de Marangoni, peut modifier la distribution spatiale des vitesses lorsque $\gamma_M$ inférieure de $1 \cdot 10^{-6}$ N/m/K.

La diminution de η diminue la convergence du modèle, parce que Re ~ 1/η.

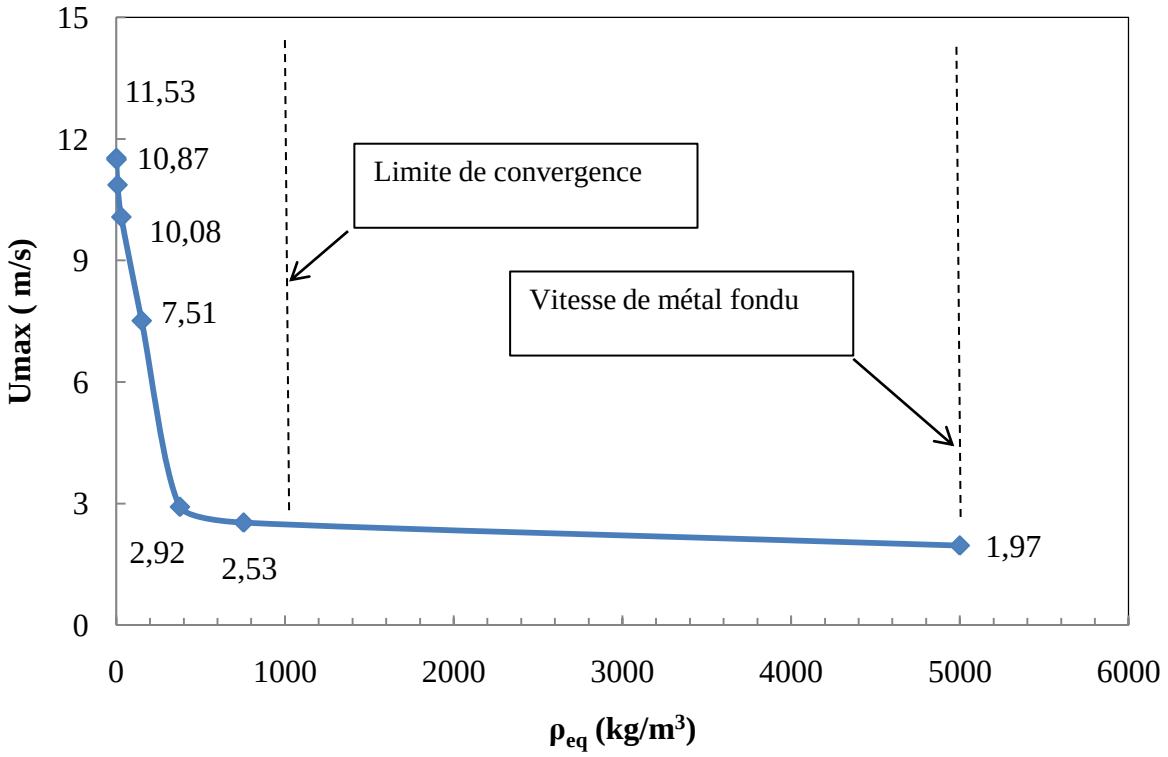



Figure 3-21. La dépendance de la valeur maximale de champ des vitesses équivalent de la densité de liquide équivalente.

On peut conclure que l'utilisation de la méthode des liquides équivalents dans notre cas doit se limiter à une diminution de la densité du liquide équivalent, ce qui correspond à la relation :

$$U = U_{EQ} \cdot b^{-1/3} = 0{,}0464 \cdot U_{EQ} . \qquad \textbf{(3-31)}$$

### *3.2.2.3. Application du modèle des liquides équivalents pour le calcul du champ des vitesses en trois dimensions*

Le calcul de la forme du bain fondu avec l'utilisation d'un modèle des liquides équivalents est constitué des étapes suivantes :

1. calcul thermique (la taille de maille maximale de $1.10^{-4}$ m),
2. calcul du champ des vitesses dans un liquide équivalent à partir du résultat précédent (la taille du maille maximale de $2.10^{-4}$ m),
3. normalisation du champ des vitesses,
4. calcul thermique qui prend en compte un terme de convection thermocapillaire,
5. si la convection influence beaucoup sur la forme du bain, deuxième calcul du champ des vitesses ($V_s \leq 0{,}6$ m/min).

Les conditions aux limites appliquées sont :

- condition de stress $\vec{F} = \left( \gamma_M \cdot \frac{\overrightarrow{dT}}{dx}; \gamma_M \cdot \frac{\overrightarrow{dT}}{dy} \right)$ pour la surface supérieure ;
- condition de glissement pour les parois du capillaire ;
- les autres surfaces se déplacent avec la vitesse de soudage $V_s/k_{EQ}$.

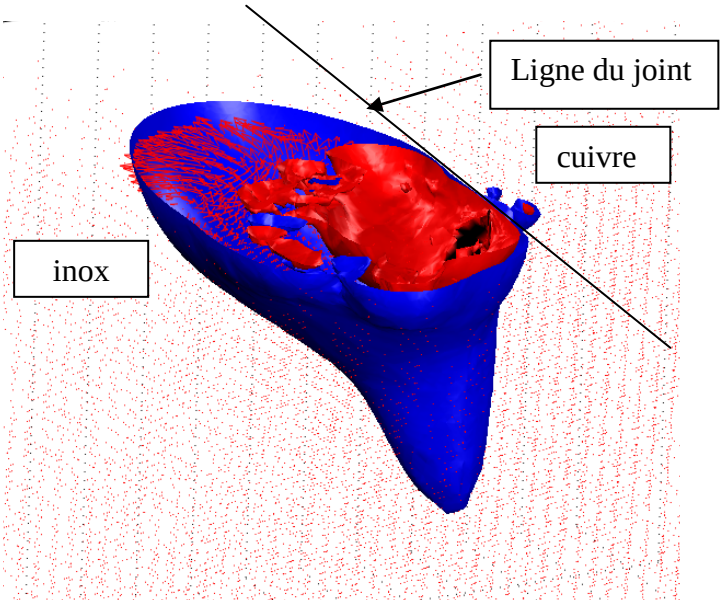



Figure 3-22. La visualisation des isothermes de fusion et vaporisation dont la position est influencée par le champ des vitesses (P = 0,8 kW, Vs = 0,3 m/min).

La solution résultante (Figure 3-22) permet de visualiser la position des isothermes de fusion et de vaporisation. La forme irrégulière de l'isotherme de vaporisation montre l'aspect non-stationnaire du capillaire lors de soudage continu. Dans le même temps, l'isotherme de fusion est plus lisse et plus éloigné du centre du bain par rapport à la solution thermique pure. La comparaison, pour différentes vitesses de soudage, de la position de l'isotherme de fusion calculée à celle déterminée à partir des coupes macrographiques dans le plan x-y et y-z montre une bonne correspondance du modèle avec la réalité.

Dans le cas du soudage lent, l'introduction de la convection change principalement le résultat du calcul thermique (Figure 3-23).

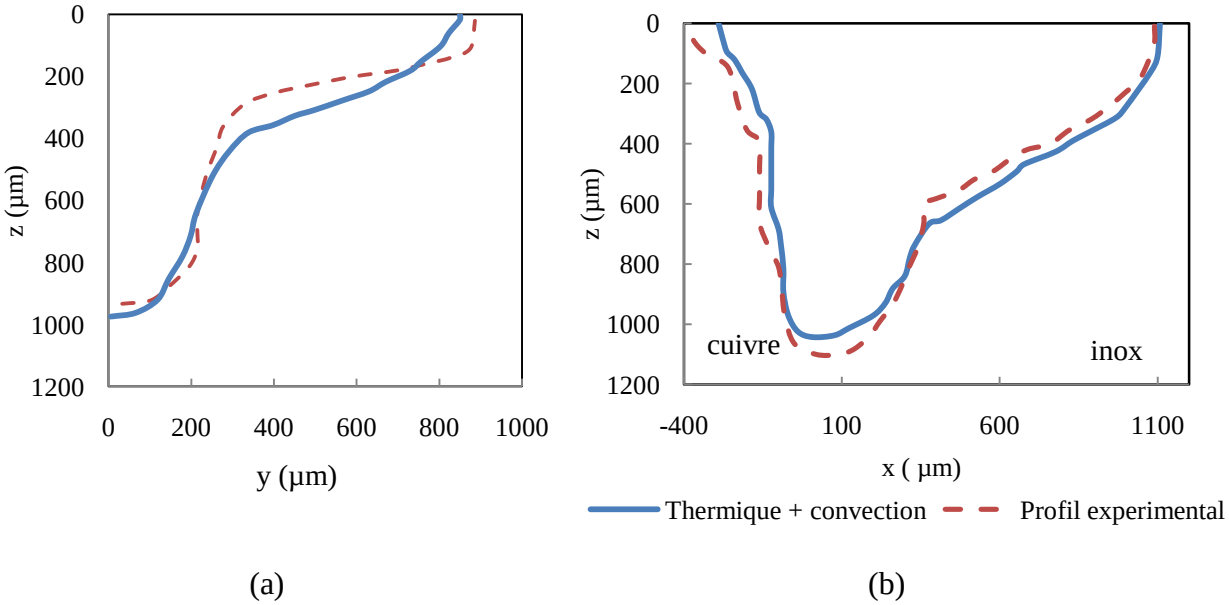



Figure 3-23 . La comparaison de la forme du bain fondu de la soudure L 1_1 (P = 800 W, Vs = 1 m/min) avec les isothermes de fusion calculées sur la coupe longitudinale z-y ( a ) et transversale z-x (b).

Pour de grande vitesse de soudage, l'introduction de la convection ne change pas significativement la forme de la zone fondue observée dans une coupe transversale (Figure

3-24,a). Dans le plan longitudinal (Figure 3-24,b), la bonne correspondance entre l'isotherme de fusion et la forme du front de solidification peut être atteinte à condition que l'inclinaison de la partie initiale du capillaire soit prise en compte (12,5°).

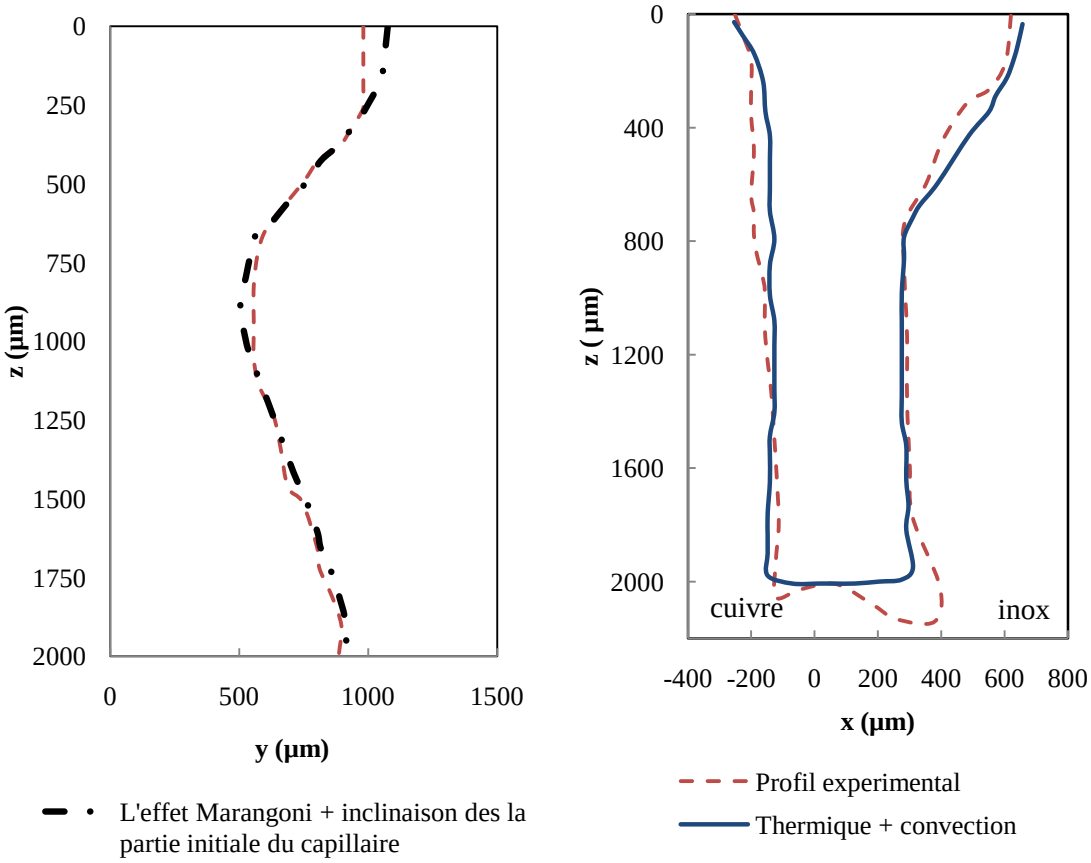
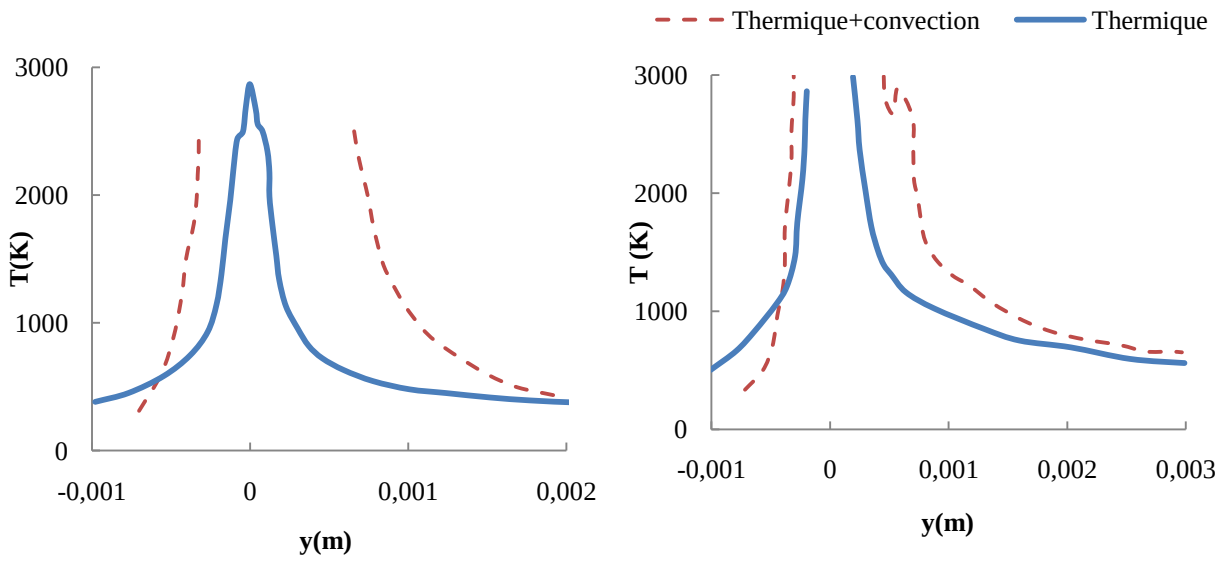



Figure 3-24 . La comparaison de la forme du bain fondu de la soudure L 3_2 (P = 1000 W, Vs = 1 m/min) avec les isothermes de fusion calculés sur (a) la coupe longitudinale z-y et (b) transversale z-x

La convection thermocapillaire affecte fortement la distribution des températures dans le bain fondu. Le contrôle de la forme du bain se partage entre le transfert de chaleur par conduction et la convection. Nous avons comparé deux cas : petite et grande vitesse.

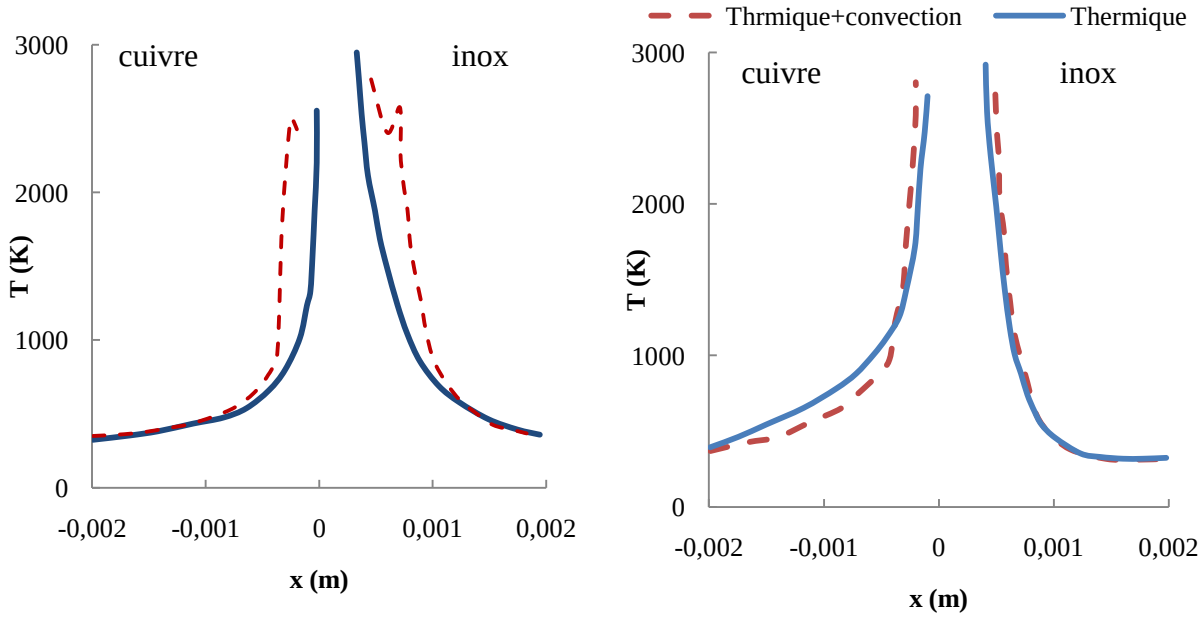
Dans le plan z-y (ce qui correspond à la composante v du champ des vitesses) on observe une différence importante des résultats : les positions des isothermes de fusion et de vaporisation sont décalées en arrière par rapport à la solution thermique (Figure 3-25).

Dans le plan transversal (Figure 3-26) dans le cas du soudage rapide, la différence entre les résultats est négligeable, alors que pour le soudage lent, on observe l'élargissement du bain et du capillaire. Au-delà de l'isotherme de fusion, il y a peu de changement dans le champ de température.




(a) (b)

Figure 3-25. Comparaison de températures obtenues dans le plain du joint (x = 0) pour des calculs thermique et couplé thermique+convection (a) pour le joint L 1_1 (800 W, 0,300 m/min) et (b) L 3_2 (1000 W, 1 m/min)




(a) (b)

Figure 3-26. La comparaison de températures obtenues sur la coupe transversale (y = 0) pour des calculs thermique et couplé thermique+convection (a) pour le joint L 1_1 (800 W, 0,3 m/min) et (b) L 3_2 (1000 W, 1 m/min)

### *3.2.2.4. Les écoulements dans la tête de clou de la soudure*

Regardons de plus près la distribution des vitesses dans le bain fondu (Figure 3-27). Le métal fondu ayant un coefficient thermocapillaire négatif effectue le mouvement du centre vers la périphérie du bain fondu, ce qui crée le tourbillon asymétrique localisé dans l'inox fondu. Le maximum du champ de vitesses est situé à la surface du métal liquide : le mouvement du centre vers la périphérie du bain se propage sur une profondeur d'environ 100 µm. Le liquide refroidi à la périphérie retourne vers le centre du bain dans la profondeur entre

z = 100-300 µm avec une vitesse bien inférieure au maximum. Ce tourbillon joue un rôle important dans l'homogénéisation chimique du bain fondu.

Analysons plus en détail la topographie des composants du champ des vitesses en arrière du bain fondu (Figure 3-28). Le composant x (u) prend des valeurs positives lors de l'écoulement en direction de l'inox et négatives lors de l'écoulement côté cuivre (Figure 3-28,a). On observe deux extremums de u, correspondants au côté gauche du tourbillon qui est éloigné du plan du joint ( $+u_{max}$= 2,23 m/s) et le côté droit peu important situé prés du plan de joint ( $-u_{max}$ = 1,27 m/s). La composante v (Figure 3-28,b) montre le déplacement du liquide en direction y. La convection thermocapillaire avant et autour du capillaire reste très peu importante même sous des vitesses de soudage lentes, car la quantité de métal fondu est insuffisante. La composante w (Figure 3-28,c), responsable de la montée et la descente du liquide au cours de la convection, est presque 10 fois moins importante que u et v. Les vitesses négatives dominent au fond du bain fondu, où le métal fondu cherche à monter à la surface. Le maximum de w se situe à la surface du métal dans le centre du bain, où le liquide cherche à descendre au fond du bain sous l'effet de contrainte appliqué. Le minimum se situe à la périphérie du bain : les vitesses négatives correspondent au "débordement" du bain et à la formation des "bourrelets" sur la surface non fondue. Le champ total des vitesses (Figure 3-28,d) présente le tourbillon en forme de croissant compris entre les isothermes de fusion et de vaporisation.

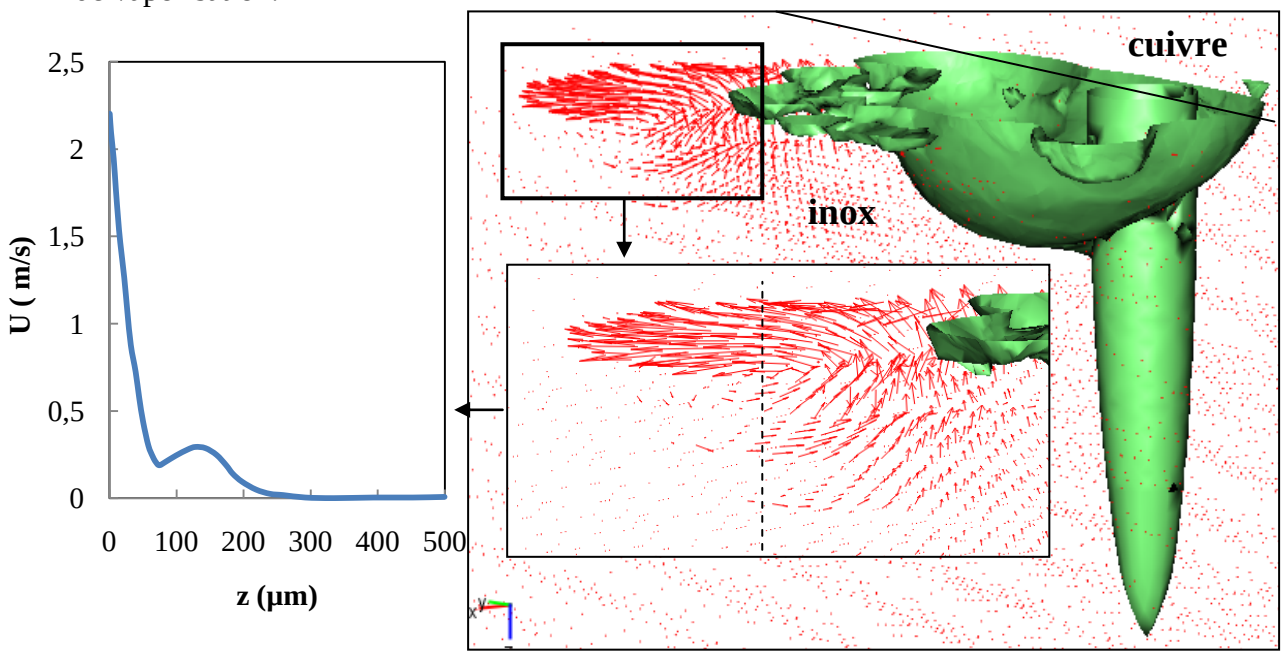



Figure 3-27. Le tourbillon de la convection thermocapillaire et sa variation de sa vitesse en fonction de la profondeur.

L'importance de la convection thermocapillaire dépend des paramètres géométriques du bain, et donc des paramètres de soudage (puissance du laser et de la vitesse de déplacement) (Figure 3-29). La puissance du laser (sous la vitesse de soudage fixe) a tendance à intensifier la convection dans le bain fondu via l'augmentation du volume de métal fondu et le temps de vie du bain. La vitesse de la convection $+u_{max}$ se stabilise au niveau de ≈ 2 m/s, alors que -u continue de se développer proportionnellement à la puissance appliquée, comme la quantité de la matière fondue côté cuivre se développe progressivement. La composante +v montre la même tendance +u, alors que $-v_{max}$ se stabilise sur 0,1 m/s. La convection verticale +w augmente brusquement dès que P = 1 kW , alors que -w, qui correspond à la formation des bourrelets, se développe progressivement.

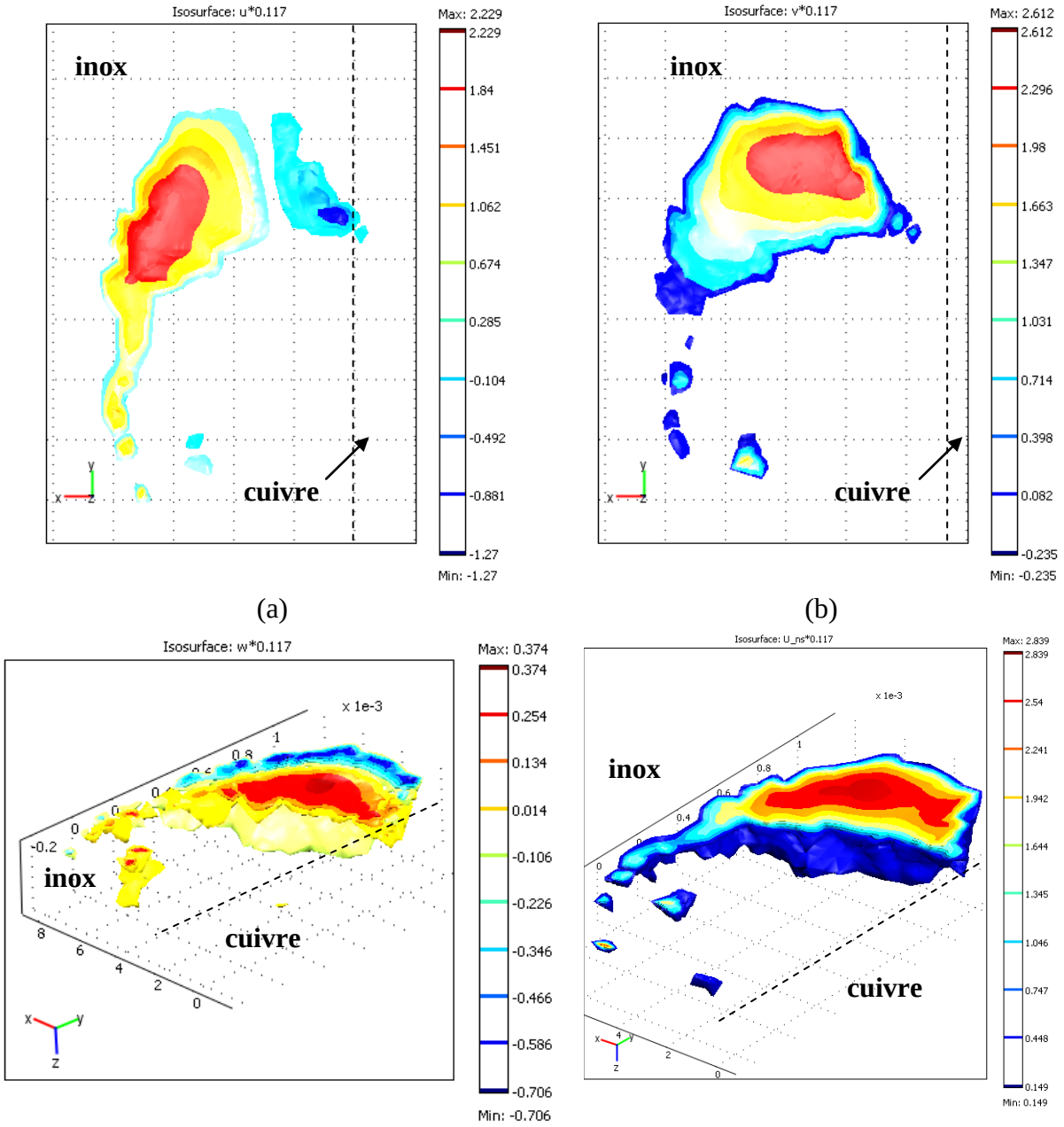



Figure 3-28. La topographie typique des composants de champ des vitesses ( P = 0,8 kW, Vs = 0,3 m/min) : (a) transversale u, (b) longitudinal v, (c) profondeur w, (d) module Ur.

La grande vitesse du soudage, comme il a été démontré précédemment, peut niveler complètement l'influence de la convection sur la forme du bain. Nous avons réalisé une série des calculs en variant la vitesse et en gardant la puissance moyenne du laser (0,8 kW).

La composante +u, maximale sous la vitesse de soudage nulle, diminue brusquement sous $V_s$ = 0,6 m/min et ensuite diminue lentement avec l'augmentation de $V_s$. Cela correspond à la suppression de l'effet de la convection thermocapillaire sur la forme du joint dans la coupe transversale. La composante -u, importante lors de la vitesse de soudage nulle, diminue jusqu'à zéro sous 0,6 m/min <$V_s$<1 m/s et ensuite augmente un peu à cause de la forme plus allongée et symétrique du bain fondu aux grandes vitesses de soudage.

La composante +v diminue progressivement jusqu'au $V_s$ = 1 m/min, et ensuite augmente : le déplacement en direction de y commence à dominer dans le bain fondu. La composante -v, importante sous la vitesse de soudage nulle, devient pratiquement nulle dès que le laser

commence à se déplacer : cela signifie que devant le capillaire, seuls des mouvements en direction de y ont lieu.

La composante +w qui diminue jusqu'au $V_s$ = 1 m/min, est ensuite accélérée par le mouvement en direction de y et devient égale à +u. La même tendance s'observe pour -w.

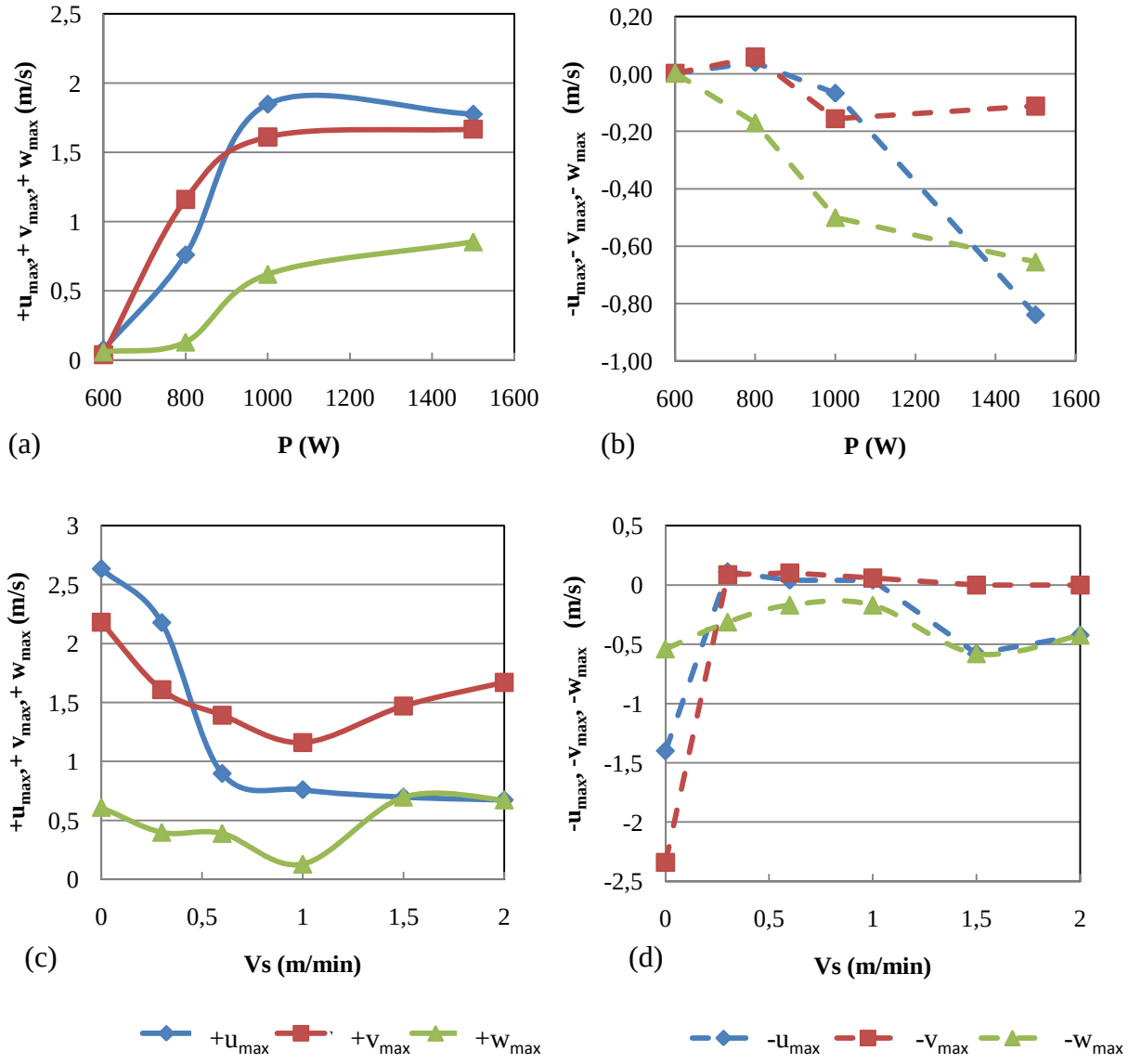



Figure 3-29. L'évolution des valeurs extrêmes des composants de champ des vitesses en fonction des paramètres de soudage: (a) et (b) vitesse fixé ( 1 m/min), (c) et (d) - la puissance fixé ( 0,8 kW).

On peut conclure que la forme du bain fondu est contrôlée par la superposition des déplacements de liquide fondu en direction de x et y : aux vitesses lentes ($V_s$>0,6 m/min) la composante u domine, ce qui conduit à la formation de "tête de clou" observable sur les coupes transversales, alors que pour les vitesses importantes, v devient la composante dominante, ce qui résulte dans la formation du bain fondu étroite dans le plan (x-y) mais longue dans le plan (z-y). L'augmentation de la puissance du laser jusqu'à 1,5 kW favorise le développement de la convection thermocapillaire et la formation de bourrelets.

### *3.2.2.5. Les écoulements dans la racine de la soudure*

L'écoulement dominant dans la racine de la soudure est horizontal et s'effectue autour du capillaire de vapeur (Figure 3-30). La puissance du laser et la vitesse de soudage déterminent la position de ce dernier par rapport au plan du joint : les vitesses élevées favorisent le déplacement du capillaire côté inox, alors que les puissances élevées favorisent la formation d'un capillaire symétrique ou même décalé dans le cuivre.

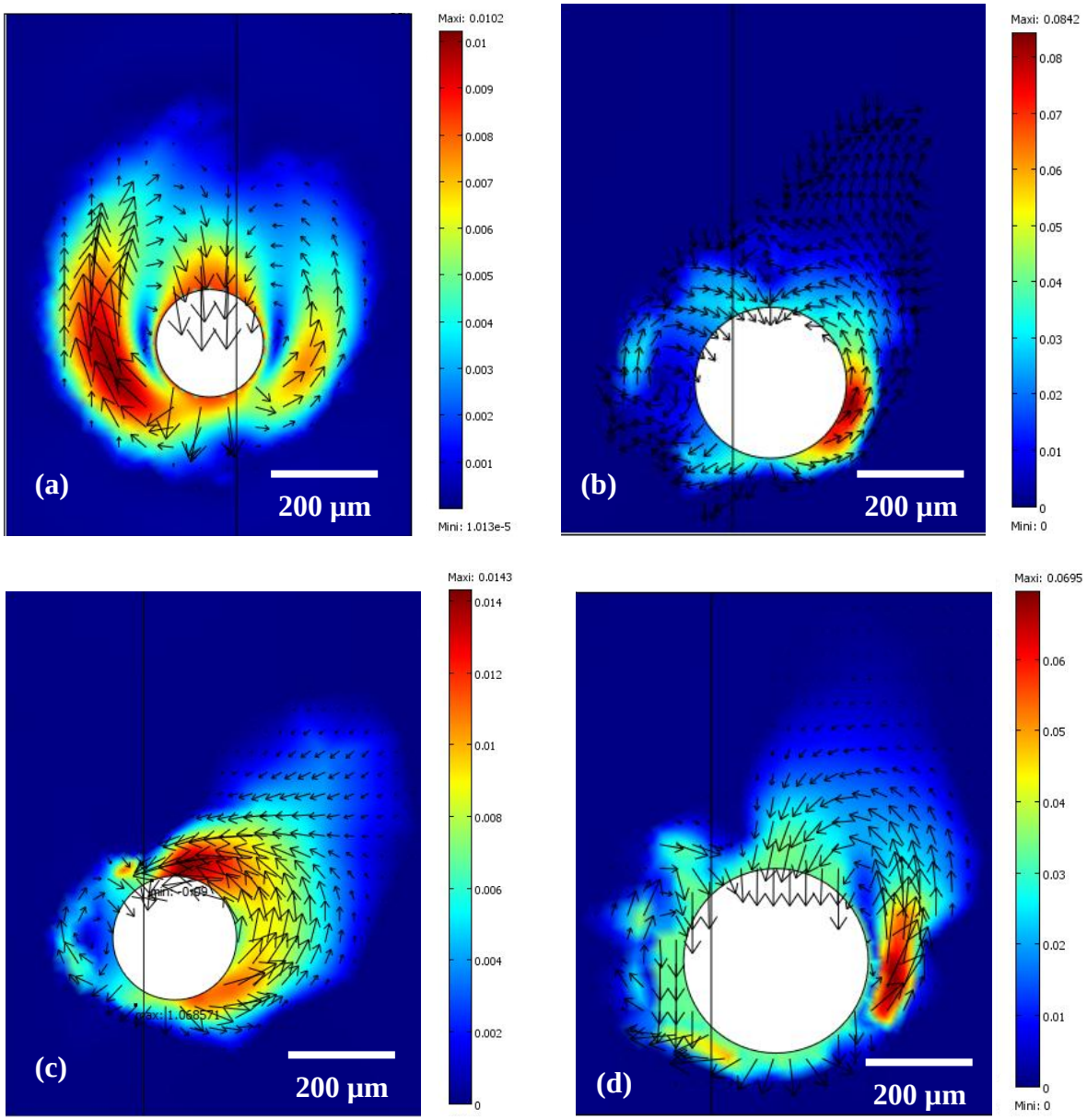



Figure 3-30. L'écoulement horizontal dans la racine de soudure :(a) P = 2 kW, Vs = 0,5 m/min ; (b) P = 2 kW, Vs = 2 m/min, (c) P = 1 kW, Vs = 0,5 m/min ; (d) P = 1 kW, Vs = 2 m/min.

Les flux d'inox et de cuivre, dont l'importance dépend de la position du capillaire, entourent ce dernier et effectuent la recirculation, ce qui correspond aux nombres Re calculés dans le chapitre 2.

Le champ des vitesses relatives autour du capillaire est proportionnel à la vitesse de soudage (Figure 3-31). L'ordre de grandeur des vitesses créée par cet écoulement est environ 10 fois inférieur aux vitesses générées dans la tête de clou (provenant de la convection thermocapillaire).

La position du capillaire n'influe principalement que sur la composante transversale u $_{max}$ (vecteur de vitesse positionné du côté du cuivre fondu et dirigé vers l'inox) : dans le cas des puissances faibles (Figure 3-31, b) u $_{max}$ de l'ordre de 0,03 m/s, d'ou une limitation du mélange entre la petite quantité du cuivre fondu et l'inox.

On peut conclure que la portion de la racine de la soudure doit présenter des gradients de concentration de cuivre plus importants que dans la tête de clou. Ces vitesses de liquide faibles rendent impossible une homogénéisation parfaite.

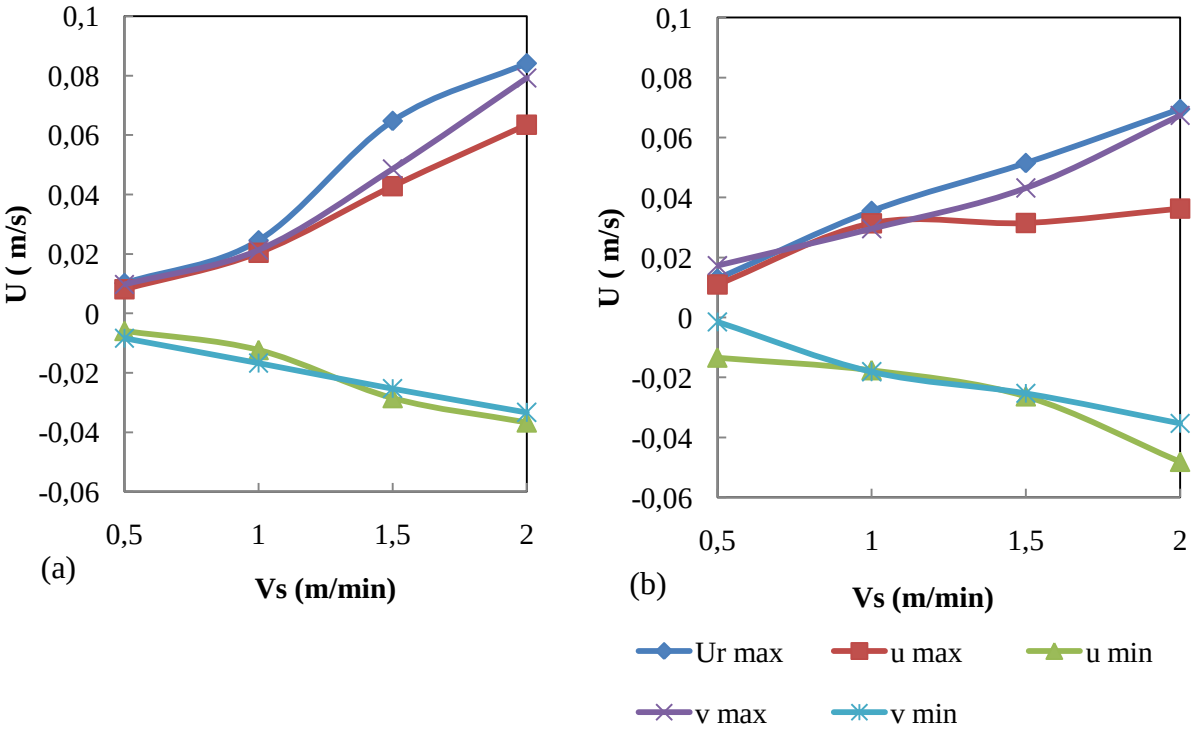



Figure 3-31. La variation des valeurs extrêmes des composants de champ des vitesses relatives au capillaire en fonction de la vitesse de soudage : (a) P = 2 kW et (b) P = 1 kW.

### *3.2.2.6. La stabilisation par la méthode de la diffusion artificielle*

La résolution numérique des équations de transport :

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \beta \cdot \vec{\nabla} \cdot \vec{u} = \vec{\nabla} \cdot \left( c \, \vec{\nabla u} \right) + F \qquad \textbf{(3-32)}$$

présente parfois des oscillations, même si les solutions finales sont lisses. Ces fausses oscillations sont causées par les instabilités numériques.

La condition de l'apparition des instabilités est définie par un nombre de Peclet de maille supérieure à 1 :

$$Pe_{maille} = \frac{\|\beta\| \cdot h_m}{2 \cdot c} > 1 \qquad \textbf{(3-33)}$$

où $h_m$ – la taille de maille, β - le vecteur vitesse de convection, c – coefficient de diffusion. Le nombre de Peclet exprime l'importance relative des effets convectifs par rapport aux effets diffusifs.

Il existe des techniques qui traitent les instabilités numériques sans affinement du maillage. Toutes ces techniques ajoutent de nouveaux termes dans l'équation de transport : les termes de diffusion artificielle (la viscosité artificielle ou diffusion/viscosité numérique) qui stabilisent la solution [14] :

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \beta \cdot \nabla u = \nabla \cdot \left((c + c_{art})\nabla u\right) + F \quad \textbf{(3-34)}$$

- La diffusion isotrope consiste en la résolution du problème perturbé contenant un terme de diffusion supplémentaire $c_{art} = \delta \cdot \|\beta\| \cdot h$ (où δ - le paramètre ajustable), qui influe sur le nombre de Peclet de maille :

$$Pe_{maille} = \frac{\|\beta\| \cdot h_m}{2 \cdot (c + c_{art})} = \frac{\|\beta\| \cdot h_m}{2 \cdot c + \|\beta\| \cdot h_m} \quad \textbf{(3-35)}$$

Le coefficient δ doit être le plus petit possible, tout en permettant d'obtenir une solution lisse. En effet, plus ce paramètre est grand (δ>0,5), plus la solution finale s'éloigne de la réalité physique.

- La diffusion le long des lignes de courant [15,16] :
  - Diffusion anisotrope est un affinement directionnel de la diffusion isotrope. Dans la plupart des cas, il n'y a pas besoin de diffusion artificielle dans la direction orthogonale à β. La diffusion anisotrope agit uniquement dans la direction du flux :

$$c_{art} = \frac{\delta \cdot \beta_i \cdot \beta_j \cdot h_m}{\|\beta\|} \quad \textbf{(3-36)}$$

    où δ - le paramètre ajustable. La valeur de δ=0,5 garantie que le nombre de Peclet dans le flux ne dépassera pas 1. Il est préférable de choisir δ le plus petit possible car, analogiquement à la diffusion isotrope, le problème stabilisé n'est pas identique à la solution exacte, mais plus proche que dans le cas de diffusion isotrope.
  - Streamline Upwind Petrov-Galerkin method (SUPG) [17] est une méthode qui ne perturbe pas l'équation originale de transport. Un modèle qui converge avec ce type de stabilisation présente un résultat très proche de la solution exacte.
  - Galerkin least-squares (GLS) est la version plus avancée de SUPG. Les deux méthodes utilisent l'équation de transport élargi :

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \beta \cdot \nabla u = \nabla \cdot (c\nabla u) + s \cdot u + F \quad \textbf{(3-37)}$$

    où s – est un coefficient de production si s>0 ou un coefficient d'absorption si s <0. Si le degré des fonctions de base est supérieur à 1, GLS introduit une *superviscosité*. GLS et SUPG coïncident si s = 0 et la solution numérique est caractérisée par un nombre de Peclet et un nombre de Damköhler de maille :

$$Da_{maille} = \frac{|s| \cdot h_m}{\|\beta\|} \quad \textbf{(3-38)}$$

    Un autre nombre adimensionnel peut être introduit par la combinaison des nombres de Damköhler et de Peclet :

$$2DaPe = \frac{|s| \cdot {h_m}^2}{c} \quad \textbf{(3-39)}$$

    La discrétisation de Galerkine devient instable sous $2DaPe > 1$ [18], quand les effets de production/absorption dominent sur les effets visqueux. GLS permet de faire converger la solution sous cette condition, mais pas LCAPG. Leurs effets sur la solution finale sont peu importants.
    - La diffusion crosswind [19] introduit la diffusion artificielle en direction du flux. Elle est souvent suffisante pour obtenir la solution lisse si le système ne présente pas de discontinuités. La diffusion crosswind est adaptée au cas des oscillations liées aux discontinuités et consiste en l'addition d'un terme de diffusion orthogonale en direction du flux.

Nous avons choisi d'utiliser la méthode de Galerkin least-squares, étant donné que la solution résultante doit être peu différente de la solution réelle. Pourtant, pour arriver à la convergence de ce modèle, il faut combiner plusieurs techniques de stabilisation. C'est pourquoi, la diffusion isotopique ($\delta_{art}$ = 0,1) a été utilisée pour lisser des discontinuités en direction du flux. La combinaison de ces deux méthodes, nous a permis de réaliser le calcul direct du champ de vitesse, sans passer par la méthode des liquides équivalents. Nous avons également remarqué que l'utilisation de la diffusion crosswind perturbe sensiblement le champ des vitesses même si sa contribution est petite ( $\delta_{art}$ = 0,1 ).

La norme du champ des vitesses obtenu (Figure 3-32) est très inférieure à celle obtenue en utilisant une méthode des liquides équivalents. En effet, l'influence de la diffusion artificielle est d'éroder les zones de forts gradients de vitesses pour arriver à la convergence de la solution.

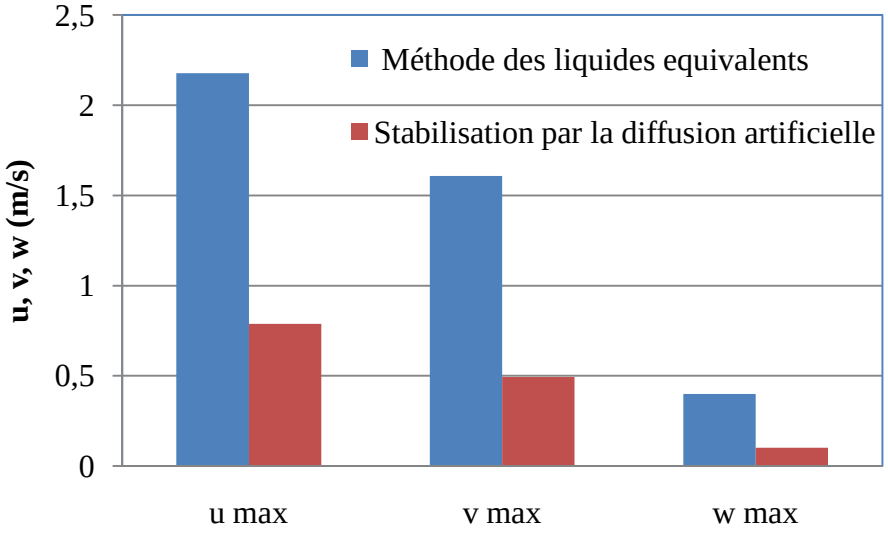



Figure 3-32. Comparaison de champs des vitesses dans le bain fondu calculés en utilisant la méthode des liquides équivalentes et les techniques de la diffusion artificielle ( P = 0,8 kW, Vs = 0,3 m/min).

L'intérêt des méthodes de diffusion artificielles est de converger vers une solution et ainsi d'estimer l'ordre de grandeur du champ de vitesse dans la tête de clou de la soudure. Cependant, le calcul couplé de thermique et de convection stabilisée par les techniques de diffusion artificielle donne une position de l'isotherme de fusion bien différente du profil expérimental (Figure 3-33). La méthode des liquides équivalents montre de meilleurs résultats pour la forme du bain fondu (Figure 3-23).

Une suite possible à cette étude de modélisation de l'écoulement serait :

- L'utilisation d'un modèle turbulent des vitesses, qui reflète mieux la réalité physique de l'écoulement dans la tête de clou ;
- Le couplage direct entre les équations de la chaleur et Navier-Stokes (résolution de ces deux problèmes simultanément).

Dans la suite de ce travail, nous avons utilisé les résultats obtenus avec la méthode des liquides équivalents. Le champ des vitesses a été utilisé pour le calcul de distribution des éléments dans le bain fondu faisant l'objet du paragraphe suivant.

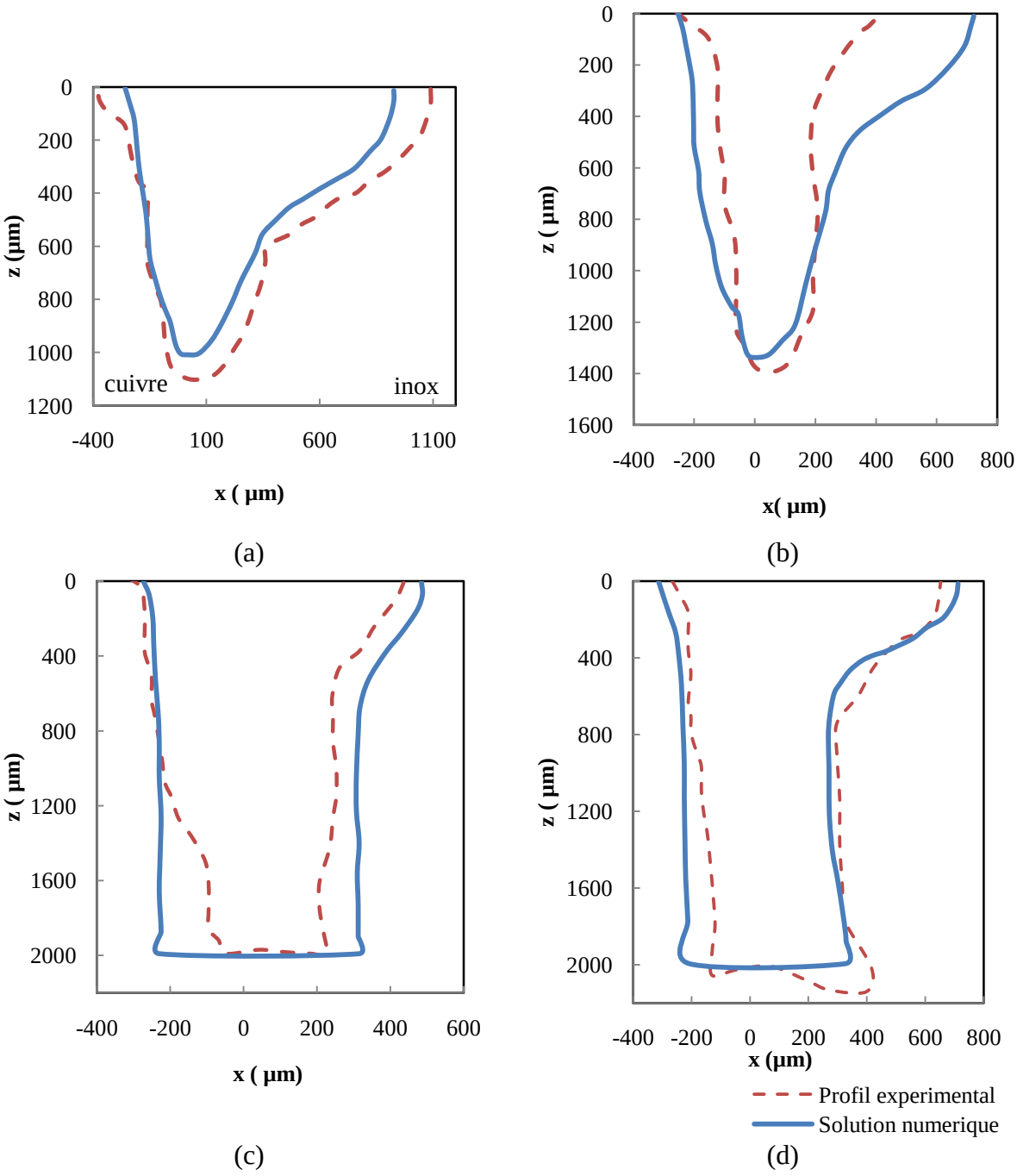



Figure 3-33. Comparaison de profils calculés en utilisant les techniques de stabilisation et le profil observé de la zone fondue sur la coupe transversale pour les joints P = 800 W, Vs = 0,3 m/min (a), P = 600 W, Vs = 1 m/min (b), P = 800 W, Vs = 1 m/min (c), P = 1000 W, Vs = 1000 m/min (d).

### 3.2.3. La distribution des éléments

Le transport du cuivre dans le bain fondu peut s'effectuer par deux mécanismes :

- transport par diffusion contrôlé par les mouvements convectifs, qui est dominant pour les puissances moyennes, lorsque la limite de solubilité du cuivre dans l'austénite n'est pas dépassée (paragraphe 2.1.3) ;

- transport des gouttes (homogénéisation importante) ou lamelles (écoulement laminaire) de cuivre pure, dominant pour les puissances importantes quand la limite de solubilité est déjà dépassée.

L'analyse de la géométrie et des écoulements dans le bain fondu peut apporter une première idée de la distribution spatiale du cuivre. Le transport de la quantité principale de cuivre doit se produire dans le plan horizontal x-y : un flux d'inox enrichi par le cuivre s'introduit dans le bain fondu après la fermeture du capillaire. L'homogénéisation par la convection de Marangoni expliquera la distribution constante du cuivre le long du bain. Le transport dans le plan x-z est minimal, car très peu de cuivre est fondu et la couche liquide entre le capillaire et la paroi du cuivre est insuffisante pour développer la convection thermocapillaire. La convection verticale ne doit pas jouer un rôle important : la poussée d'Archimède est très peu importante par rapport à la convection thermocapillaire qui s'effectue dans la direction horizontale.

Si on regarde la morphologie d'une soudure typique cuivre-inox réalisée par laser (Figure 3-34), nous nous apercevons que le cuivre fondu arrive avec un flux horizontal peu important (flèches blanches sur Figure 3-34 a et b) à l'arrière du bain après le passage du laser.

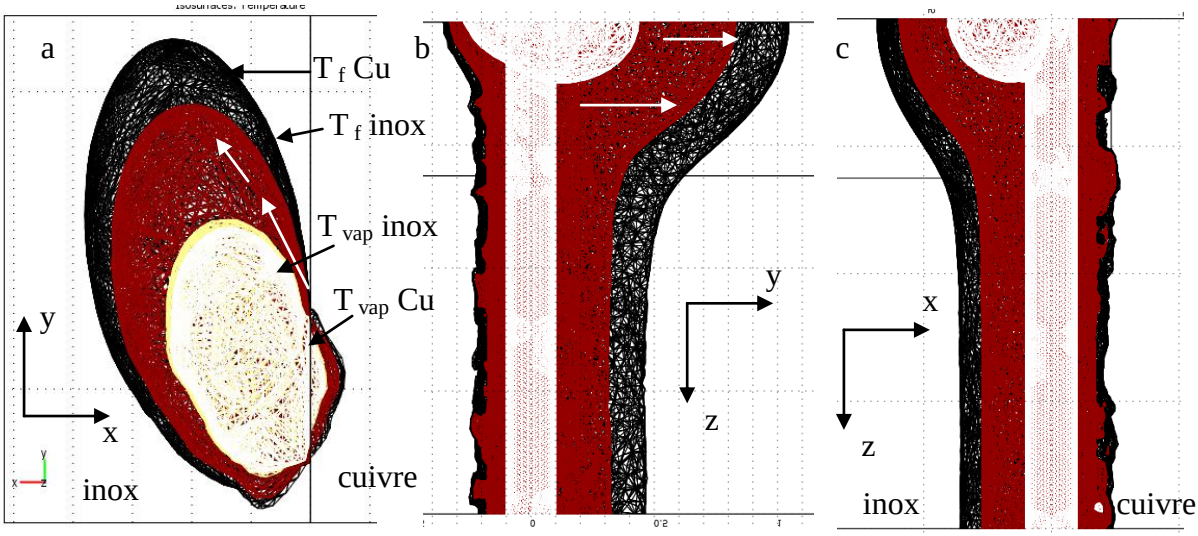



Figure 3-34 Morphologies de la soudure cuivre-inox réalisée par laser Nd: AG : a) coupe horizontale ; b) coupe longitudinale ; c) coupe transversale.

Pour obtenir une représentation satisfaisante, nous avons mis au point un modèle 2D afin d'obtenir la distribution du cuivre dans le bain fondu dans le plan x-y. Deux méthodes différentes ont été utilisées : level set (déplacement de l'interface entre des milieux hétérogènes) et la résolution de l'équation de la diffusion.

Dans ces calculs, nous avons utilisé les résultats précédents donnant le champ de température et de vitesses. Afin d'utiliser dans notre calcul les résultats du modèle tridimensionnel couplant thermique et convection (T, u, v,η), nous avons utilisé l'option de Comsol appelée « extrusion des variables couplées ». Cette méthode permet d'obtenir une projection du champ 3D sur une portion de surface du bain fondu.

L'étude du mélange des matériaux a été effectuée dans deux plans horizontaux :

- un plan dans la partie supérieure (la tête de clou),
- un plan dans la racine de la soudure (contrôlé par l'écoulement autour du capillaire).

### *3.2.3.1 . La description du modèle level set*

La méthode level set décrit le mouvement entre deux matériaux non-miscibles par la résolution temporelle d'une équation d'évolution de la fonction de niveau ϕ (ϕ = 1 dans le cuivre et ϕ = 0 dans l'inox). Cette équation prend en compte le champ des vitesses calculées auparavant :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \overrightarrow{U_r} \cdot \overrightarrow{\nabla \phi} = \gamma \cdot \nabla \left( \varepsilon \overrightarrow{\nabla \phi} - \phi(1-\phi) \cdot \frac{\overrightarrow{\nabla \phi}}{|\nabla \phi|} \right), \quad \textbf{(3-40)}$$

où ϕ est la fonction du niveau comprise normalement entre 1 et 0 et égale à 0,5 à l'interface, ε est le paramètre d'épaisseur d'interface (l'intervalle de longueur sur laquelle ϕ passe de 0 à 1), γ est le paramètre du taux de renouvèlement, et $U_r$ est le champ des vitesses relatives des deux liquides miscibles.

Le choix correct des paramètres ε et γ détermine la position de l'interface de la manière suivante : l'épaisseur d'interface ε détermine la précision de la position de l'interface, mais elle ne doit pas être inférieure à la taille du maillage géométrique. Le taux de renouvèlement γ détermine la sensibilité de la fonction de niveau au champ des vitesses imposées. La valeur de γ doit être de l'ordre de grandeur de la vitesse (dans notre cas, la vitesse minimale est la vitesse $V_s$ de déplacement du laser).

Le schéma de résolution de l'équation précédente comprend deux étapes : La première étape consiste en la stabilisation de l'interface sans prise en compte du champ de vitesses. Ce calcul est effectué sur un intervalle de temps égal à 5·ε/γ. La deuxième étape correspond à la prise en compte du champ des vitesses. Ce calcul est effectué sur un intervalle de temps pouvant être estimé à partir de la vitesse de solidification $G_s = V_s \cos\alpha_S$, où $\alpha_S$ est l'angle entre la direction du soudage et la normale à la limite de la zone fondue dans le plan horizontal [20]. Dans la partie la plus éloignée de la source d'énergie, cosα ≈1, donc $G_s = V_s$, donc le temps de vie du bain s'écrira comme $t_{vie} = L/V_s$, où L : la longueur du bain fondu et $V_s$ : la vitesse de soudage.

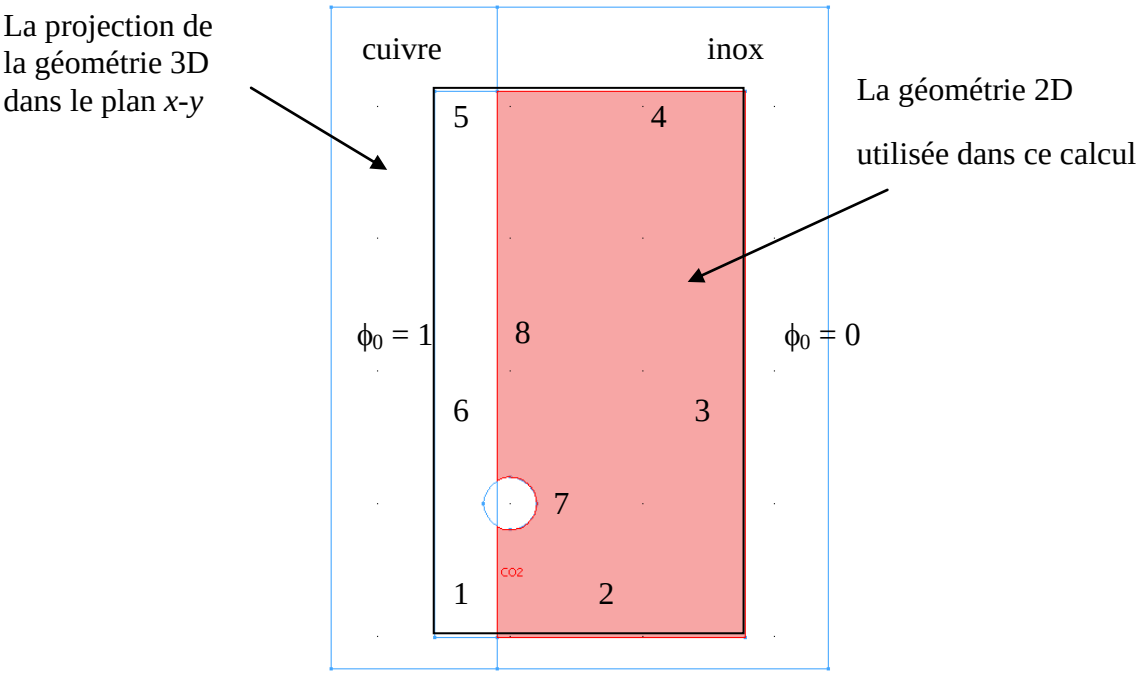



Figure 3-35. La géométrie du modèle 2D.

La géométrie du modèle et la numérotation des limites est présentée sur la Figure 3-35. Le maillage appliqué est de 100 µm.

Les conditions initiales sont :

- dans le cuivre $\phi_0$=1 et dans l'inox $\phi_0$=0 ;
- $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$ m et $\gamma = V_s$ (m/s) ;
- U = (u ; v) (dans la zone liquide).

Les conditions aux limites sont :

- 1, 6 - $\phi_0$=1 ;
- 2 , 3 - $\phi_0$=0 ;
- 4,5 - la sortie $\vec{n} \cdot (\varepsilon \cdot \vec{\nabla}\phi - \phi \cdot (1-\phi) \cdot \vec{\nabla}\phi / |\vec{\nabla}\phi|) = 0;$
- 7 - symétrie $\vec{N} \cdot \vec{n} = 0$ où $\vec{N} = \varepsilon \cdot \vec{\nabla}\phi - \phi \cdot (1-\phi) \cdot \frac{\vec{\nabla}\phi}{|\vec{\nabla}\phi|} - \phi \cdot \vec{U}_r$ ;
- 8 - l'interface initiale $\vec{n} \cdot (\vec{N}_{cuivre} - \vec{N}_{inox}) = 0.$

  où $\vec{n}$ - normale à la surface.

La résolution numérique est effectuée à l'aide du solveur UMFPACK transitoire de Comsol.

### *3.2.3.2. Description du modèle de diffusion*

Dans le cas où la limite de solubilité n'est pas dépassée, la distribution du cuivre peut être modélisée par l'équation de diffusion :

$$\frac{\partial c_{Cu}}{\partial t} + \vec{\nabla}(-D_{Cu(Fe)} \cdot \vec{\nabla} c_{Cu}) = -\vec{U} \cdot \vec{\nabla} c_{Cu} \qquad \textbf{(3-41)}$$

où le coefficient de diffusion est défini par :

$$D_{Cu(Fe)} = D^0_{Cu(Fe)} \cdot \exp[-E_a / (\overline{R} \cdot T)] \cdot (T > T_f^{Cu}) \qquad \textbf{(3-42)}$$

où $D^0_{Cu(Fe)} = 3 \cdot 10^{-4}$ m$^2$/s, $E_a$ = 255 kJ/mol [21], $\vec{U}$ = (u ;v).

La résolution est effectuée uniquement dans le domaine de l'inox, avec les conditions aux limites suivantes (voir Figure 3-35) :

- 2,3,4 - $C_{Cu}$ = 0
- 7 : arrière du capillaire - symétrie $\vec{N} \cdot \vec{n} = 0$ où $\vec{N} = -D_{Cu(Fe)} \cdot \vec{\nabla} C_{Cu} + C_{Cu} \cdot \vec{U}$
- 8 - $C_0$ = 1· pour T > $T_f^{Cu}$

La résolution numérique est effectuée à l'aide du solveur UMFPACK transitoire sur une durée t = L/$V_s$, où L - la largeur du bain fondu.

Pour stabiliser le résultat du calcul, nous avons utilisé une diffusion artificielle de Petrov-Galerkin.

### *3.2.3.3 Le post-traitement et la comparaison avec les résultats d'analyse*

Pour exprimer la concentration locale du cuivre, il faut prendre en compte à la fois le transfert par diffusion ($\varphi^{Cu}{}_{dif}$) et le déplacement des domaines isolés du cuivre ($\varphi^{Cu}{}_{dom}$). Le pourcentage local de cuivre est :

$$\varphi_{Cu}{}^{locale} (\%\, at) = (\varphi^{Cu}{}_{dom} + \varphi^{Cu}{}_{dif}) \cdot 100\% \qquad \textbf{(3-43)}$$

La fonction de level set $\phi$ permet de localiser l'interface. Si $\phi$ est supérieure à 0,5, nous sommes dans le domaine du cuivre fondu ($\varphi_{cu} \approx 100$ % Cu). Dans le cas contraire, nous sommes dans le domaine de l'inox et alors la diffusion du cuivre dans l'inox doit donc être prise en compte.

$$\varphi^{Cu}{}_{dom} = \begin{cases} 1 & (si\ \phi > 0{,}5) \\ 0 & (si\ \phi < 0{,}5) \end{cases} \quad \text{et} \quad \varphi^{Cu}{}_{dif} = \begin{cases} 0 & (si\ \phi > 0{,}5) \\ C_{Cu} & (si\ \phi < 0{,}5) \end{cases}. \tag{3-44}$$

Le calcul de la concentration totale en cuivre est effectué par intégration sur la surface :

$$\varphi_{Cu}{}^{tot}\ (\%\ at) = \varphi_{dom}{}^{tot} + \varphi_{dif}{}^{tot} \tag{3-45}$$

où

$$\varphi_{dom}{}^{tot}(\%\ vol.) = \frac{S_{cuivre}}{S_{BF}} \cdot 100\% \tag{3-46}$$

où $S_{cuivre} = S_{(T>TfCu)}$ et $S_{BF} = S_{(T>TfCu)}{}^{cuivre} + S_{(T>TfCu)}{}^{inox}$ soit

$$\varphi_{dom}{}^{tot}(\%\ at.) = \frac{S_{cuivre} \cdot \rho_{cuivre}}{Ar_{Cu} \cdot \left(\frac{S_{cuivre} \cdot \rho_{cuivre}}{Ar_{cuivre}} + \frac{S_{inox} \cdot \rho_{inox}}{Ar_{inox}}\right)} \cdot 100\%, \tag{3-47}$$

où Ar - la masse atomique, et ρ - la densité d'une phase solide.

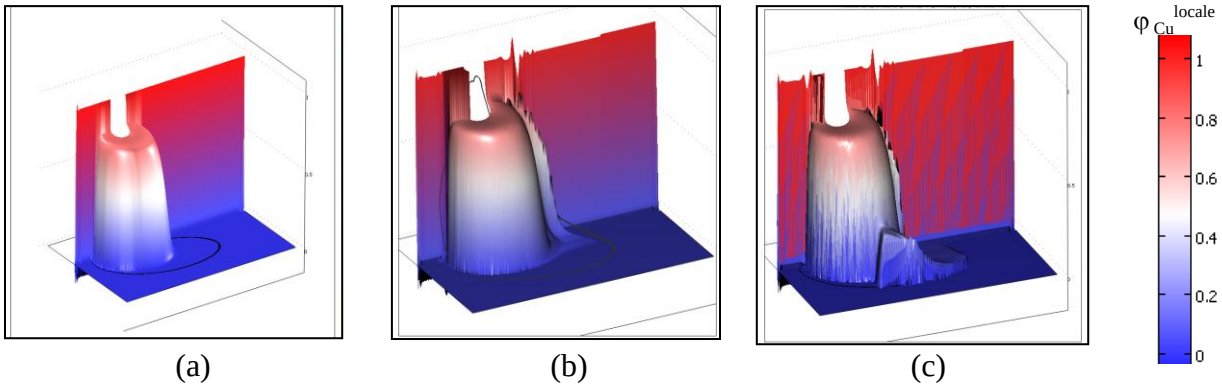
La fraction atomique totale du cuivre issue de la diffusion, se calcule comme le ratio intégral de la concentration $C_{Cu}$ (ici en % at.) sur la surface d'inox fondu :

$$\varphi_{dif}{}^{tot}(\%\ at.) = \frac{\int_0^{S^{inox}} C_{Cu}\, dS^{inox}}{S^{inox}} \cdot 100\%. \tag{3-48}$$

Pour calculer des surfaces et des intégrales variables, l'outil d'intégration de Comsol a été utilisé.

### *3.2.3.4. Le mélange des composants dans "la tête de clou" de la soudure*

Dans la partie supérieure de la soudure, la distribution des éléments est affectée par la convection thermocapillaire : l'homogénéisation importante nivèle le gradient initial de composition. Comme il a été montré au chapitre 2 pour des puissances moyennes, la composition du bain est presque homogène, alors qu'à partir de 2kW, la quantité de cuivre transportée sous forme de fragments devient importante.




(a) (b) (c)

Figure 3-36. Influence de la convection sur la distribution du cuivre dans le bain fondu (P = 1 kW, $V_s$ = 1 m/min) : U = 0 (a), l'écoulement autour du capillaire seulement (b), la convection Marangoni et l'écoulement autour du capillaire (c). $\varphi_{Cu}{}^{locale} = \varphi^{Cu}{}_{dom} + \varphi^{Cu}{}_{dif}$ - le teneur total du cuivre dans le bain fondu.

L'influence des forces de convection est montrée sur la Figure 3-36. En l'absence de ce champ de vitesses, le mélange des composants est peu important car le déplacement du cuivre du centre vers la périphérie du bain est limité par la faible durée de vie de la zone fondue (Figure 3-36, a). L'écoulement autour du capillaire créé un déplacement supplémentaire du cuivre vers l'arrière du bain fondu, qui reste pourtant peu important vu l'ordre de grandeur des vitesses (Figure 3-36, b). La convection Marangoni change principalement la distribution des éléments : le tourbillon asymétrique placé à la périphérie du bain provoque le mélange intense

des composants. Le mélange résultant arrive en arrière du bain fondu où la concentration locale diminue à cause de la dilution dans l'inox pur.

### *Le rôle de la diffusion*

Sous condition d'une fusion limitée du cuivre, la teneur en cuivre est contrôlée par la diffusion du Cu dans l'inox fondu et la convection de celle-ci.

Pour montrer le mécanisme d'homogénéisation du contenu du bain, nous avons étudié l'influence de la puissance et la vitesse de soudage sur la distribution spatiale des éléments. Ces données ont été validées par rapport aux résultats d'analyse EDS.

La vitesse de soudage influe sur le contenu du bain par deux facteurs : premièrement, elle contrôle la quantité d'énergie par unité de surface de soudure, et donc détermine la quantité de cuivre fondu et deuxièmement, la durée de vie du bain liquide.

Plus le temps de vie du bain est grand, plus la distribution des éléments sera homogène. Ceci est démontré sur Figure 3-37, a : dans le cas de vitesses de soudage lentes, le temps de vie est suffisant pour obtenir le bain fondu idéalement homogène (200 ms). La variation transversale de la composition dans la tête de clou de soudure correspond très bien aux résultats d'analyse EDS. (pour un z donné).Vu que la puissance appliquée est peu importante, la concentration du Cu dans l'inox ne dépasse pas la limite de solubilité. Le transport de ce dernier est donc entièrement contrôlé par la diffusion.

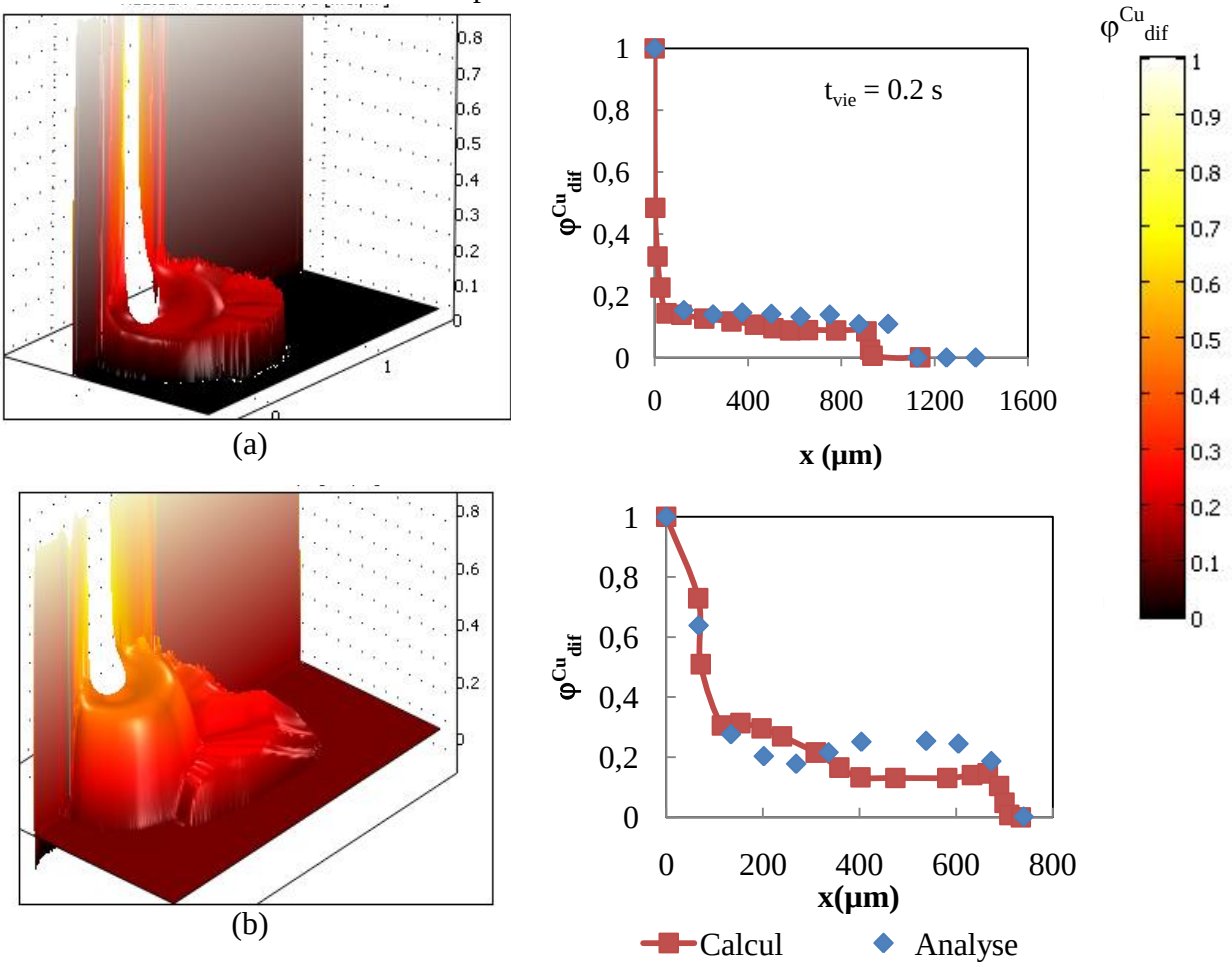



Figure 3-37. La diffusion du cuivre dans le zone fondue riche d'inox pour les soudures laser P = 0,8 kW (a) Vs = 0,3 m/min, (b) Vs= 1 m/min.

Les vitesses de soudage importantes conduisent à des bains fondus moins homogènes : le temps de vie se réduit, alors que la surface de contact entre le cuivre solide et l'inox fondu

augmente (bain fondu plus long et dans ce cas, plus profond). Ceci conduit à un bain fondu moins homogène (Figure 3-37, b). La comparaison avec les donnés d'analyse EDS indique le même niveau de composition, par contre le maximum de la concentration ne se trouve pas prés de la surface du cuivre, mais à la périphérie. Le calcul prend en compte uniquement la diffusion des atomes de Cu, alors que les résultats expérimentaux indiquent que la quantité supplémentaire de cuivre est engagée dans le tourbillon de la convection thermocapillaire, qui s'approche à la limite de la solubilité du cuivre dans l'inox. Ceci peut signifier la présence de gouttes fondues de cuivre, engagées dans le tourbillon. Ce type de transfert ne peut pas être considéré dans le modèle de diffusion.

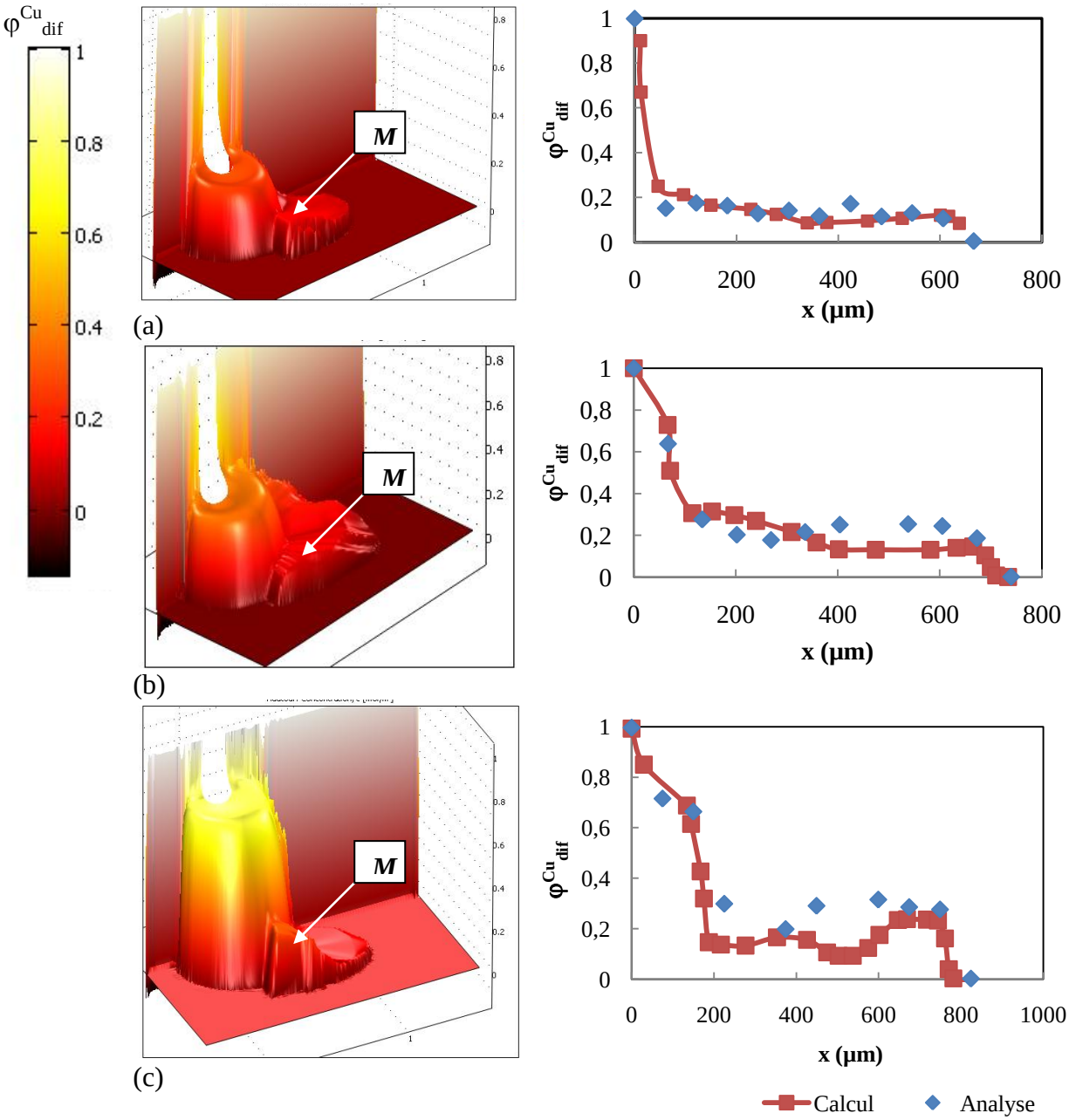



Figure 3-38. La diffusion du cuivre dans le zone fondue riche d'inox pour les soudures laser Vs= 1 m/min (a) P = 0,6 kW, (b) P = 0,8 kW, (c) P = 1 kW.

L'augmentation de la puissance de soudage conduit à l'enrichissement du bain fondu par le cuivre (Figure 3-38) : la concentration moyenne de cuivre franchit la limite de solubilité

sous la puissance de 1 kW. Au-delà de cette limite énergétique, le modèle de diffusion pure n'est plus applicable.

A la base de la distribution calculée du cuivre dans le bain fondu, on peut définir le mécanisme de sa propagation et de l'homogénéisation du bain fondu. En se propageant de la surface solide avant le capillaire, le cuivre fondu entoure le capillaire de vapeur et s'engage dans le tourbillon thermocapillaire intense *M* présent à la périphérie du bain. Suite à l'homogénéisation, la concentration locale du cuivre diminue et la solution résultante se propage en arrière du bain fondu, où la convection thermocapillaire est moins importante. La partie de Cu engagée dans le bain fondu après passage du capillaire se retrouve dans le champ des vitesses moins intense, ce qui se traduit par le fort gradient de concentration à proximité du cuivre solide. L'homogénéisation finale de l'arrière du bain dépend à la fois de la durée de vie du bain et de la quantité du cuivre qui arrive en arrière du bain.

### *Le transport par les lamelles et les gouttes*

Lorsqu'une quantité importante de cuivre est fondue lors du soudage, le transport du Cu peut s'effectuer non seulement sous forme de solution dans l'inox fondu, mais aussi par les lamelles et les gouttes de cuivre, vu la solubilité limitée des ces deux matériaux. La convection thermocapillaire est susceptible de détruire les zones isolées du cuivre car la vitesse dans le tourbillon est importante (1-2 m/s). La solution finale sera par contre sursaturée en cuivre ce qui doit conduire à la séparation des phases lors du refroidissement de la zone fondue : l'excès de cuivre se présentera donc sous forme de globules distribués d'une manière plus ou moins homogène dans la tête de clou de la soudure. Sous condition d'un apport d'énergie extrêmement important, il est possible de trouver des lamelles et même des zones de cuivre qui ne sont pas mélangées avec l'inox.

Le modèle 2D présent permet d'estimer la quantité de cuivre transportée par les lamelles et gouttes non-miscibles et de déterminer la fraction totale du cuivre fondu (équation **(**3-45).

#### *a) L'influence de la puissance appliquée*

L'augmentation de la puissance favorise le transport du cuivre en lamelles : le capillaire situé sous faibles puissances principalement dans l'inox, se déplace vers le cuivre, ce qui fait augmenter sa quantité et dépasser la limite de solubilité. Dans le cas des puissances moyennes, le transport en lamelles est très peu important, ce qui est illustré par la bonne correspondance entre le calcul de diffusion et l'analyse chimique de tête de clou de la soudure.

Comme nous avons pu l'observer dans le chapitre 2, les grandes puissances de soudage donnent un bain fondu présentant certaines anomalies : la partie supérieure de la soudure est relativement étroite et présente le bourrelet d'inox, alors que la partie inférieure est élargie. Le maximum de l'énergie se situe donc dans la partie inférieure. Ces soudures ont une teneur de cuivre qui dépasse la limite de la solubilité dans la structure austénitique (maximum de 47% at. Cu pour 4 kW).

Pour pouvoir estimer les mouvements convectifs et le mélange des composants dans la partie supérieure de la soudure, la notion de la puissance équivalente appliquée à l'inox a été introduite. C'est la puissance fictive inférieure de la puissance de laser, qui permet, si introduite dans le gaussien, de reproduire la forme de la partie supérieure de la soudure côté inox. Les valeurs de $P_{eq}$ ont été retrouvées par l'ajustement de l'isotherme de fusion avec la forme du bain fondu réelle. La fonction $P_{eq\ (inox)} = f(P)$ est présentée sur Figure 3-39. La quantité d'énergie appliquée à la surface ne dépasse donc pas 20% de l'énergie totale appliquée et près de 50% de l'énergie absorbée par le matériau.

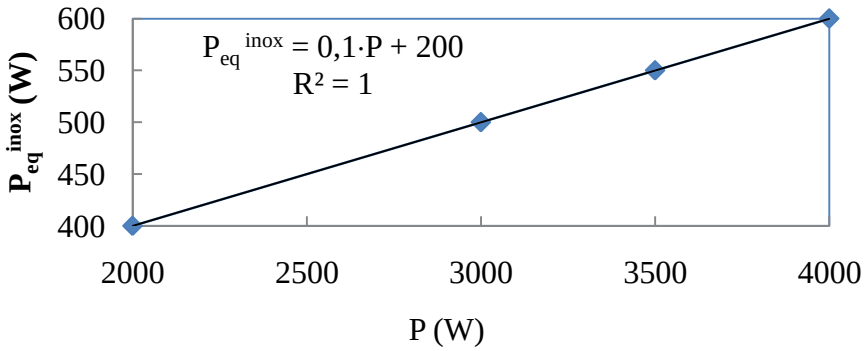
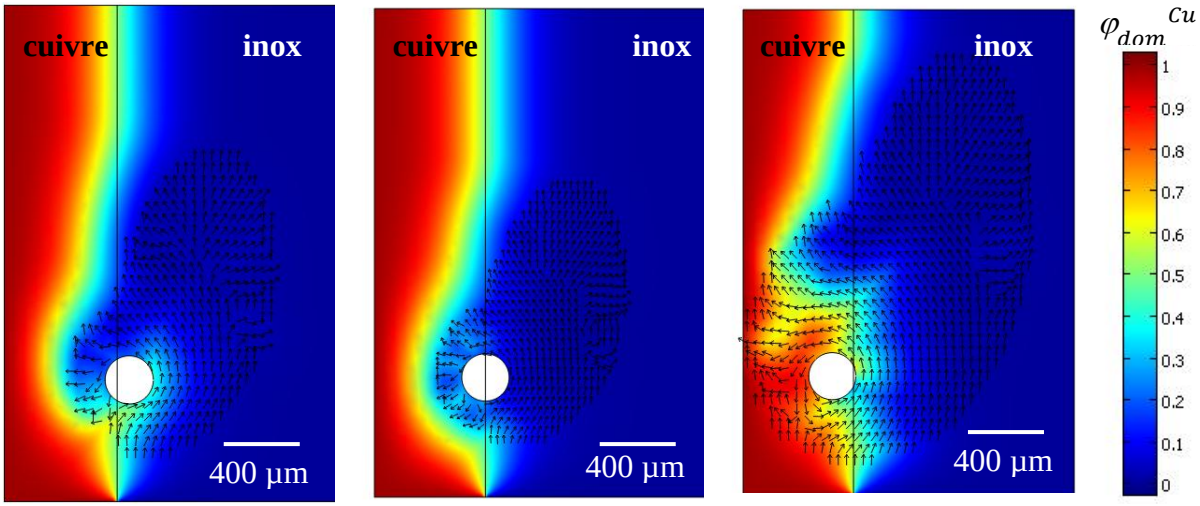



Figure 3-39. La fonction $P_{eq}^{inox}=f(P)$.

Les observations de la position finale de l'interface libre indiquent que la formation des zones isolées importantes du cuivre n'est possible que sous P≥4kW, et uniquement sous condition que le capillaire de vapeur soit pratiquement entièrement situé dans le cuivre (Figure 3-40). Dans les autres cas, la visualisation des éventuelles structures est limitée par le modèle.




(a) (b) (c)

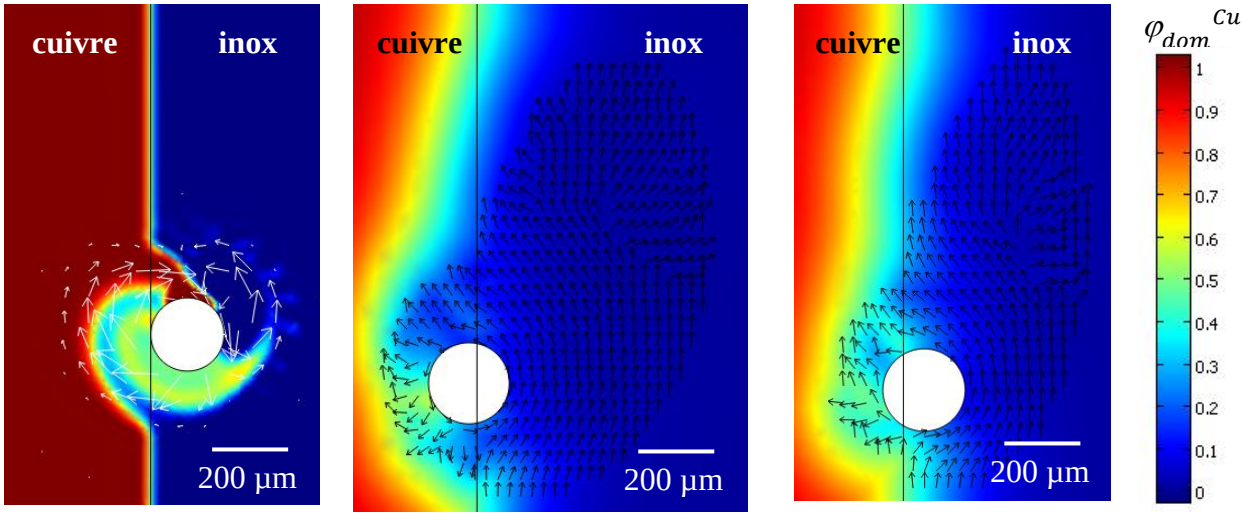
Figure 3-40. Les résultats de calcul level set pour les soudures laser Vs= 1 m/min (a) P = 1 kW, (b) P = 3,5 kW ($P_{\text{équivalente inox}}$ = 0,55 kW), (c) P = 4 kW ($P_{\text{équivalente inox}}$ = 0,6 kW).

### *b) L'influence de la vitesse de soudage*

L'augmentation de la vitesse de soudage diminue la concentration du cuivre dans la partie supérieure de la soudure (Figure 3-41) :

- l'apport d'énergie linéique diminue, ainsi que la quantité de cuivre fondu ;
- l'augmentation de la longueur de la soudure se fait plus vite côté inox que côté cuivre (grande conductivité thermique de ce dernier), ce qui diminue la fraction du Cu globale ;
- le temps de vie des soudures diminue et comme la vitesse de solidification est proportionnelle à la vitesse de soudage donc l'érosion du cuivre solide par le flux d'inox est plus limitée dans le temps ;
- la position du capillaire par rapport au plan du joint dépend de l'énergie linéique appliquée : sous les vitesses importantes de soudage il a tendance à dévier côté inox.

Dans le cas de vitesse de soudage extrêmement lente et de puissance importante (Figure 3-41, a), le régime de fusion change en s'approchant des conditions énergétiques du faisceau d'électrons (§2.2. et §3.3.). Les quantités de cuivre fondus sont très importantes et forment une zone immiscible avec l'inox. L'autre spécificité de cette condition consiste en la suppression de la convection thermocapillaire vue la largeur insuffisante de la zone fondue.




(a) (b) (c)

Figure 3-41. Les résultats de calcul level set pour les soudures laser P = 2 kW (a) Vs = 0,5 m/min, (b) Vs = 1 m/min, (c) Vs = 2 m/min.

### *3.2.3.5. Le mélange des composants dans la racine de la soudure*

Les calculs réalisés nous ont permis d'étudier le rôle de chaque mécanisme de transport dans la partie supérieure de la soudure et son évolution en fonction des paramètres opératoires. La concordance entre la fraction globale du cuivre issue d'analyse et de calcul est satisfaisante : l'erreur relative ne dépasse pas 12%.

#### *Puissance de laser*

La courbe calculée de la variation de la fraction du Cu en fonction de la puissance du laser est composée comme la courbe expérimentale, de trois parties (Figure 3-42) :

a) P≤1kW, où la concentration monte jusqu'à dépasser la limite de solubilité ;
b) le plateau 1 ≤P≤3,5 kW où la concentration monte doucement ;
c) P≥ 4 kW, où la quantité des matériaux fondus devient équivalente.

La diffusion de Cu dans l'inox liquide joue un rôle important dans le cas *a* : la limite de solubilité n'est pas encore atteinte et la majorité du Cu diffuse dans l'inox fondu sans former des lamelles ou des globules. Sous le plateau 1 ≤P≤3,5 kW, la dimension de la tête de clou diminue, ce qui réduit le temps de la diffusion du Cu dans la phase liquide. Le transport par diffusion devient donc moins important. Enfin pour P≥ 4 kW, la longueur du bain augmente à nouveau ce qui se traduit par l'augmentation de temps de vie et donc du rôle de la diffusion.

La quantité de cuivre engagée dans le bain fondu sous forme de globules ou de lamelles augmente progressivement avec l'augmentation de la puissance du laser et devient le mécanisme dominant à partir P>1kW.

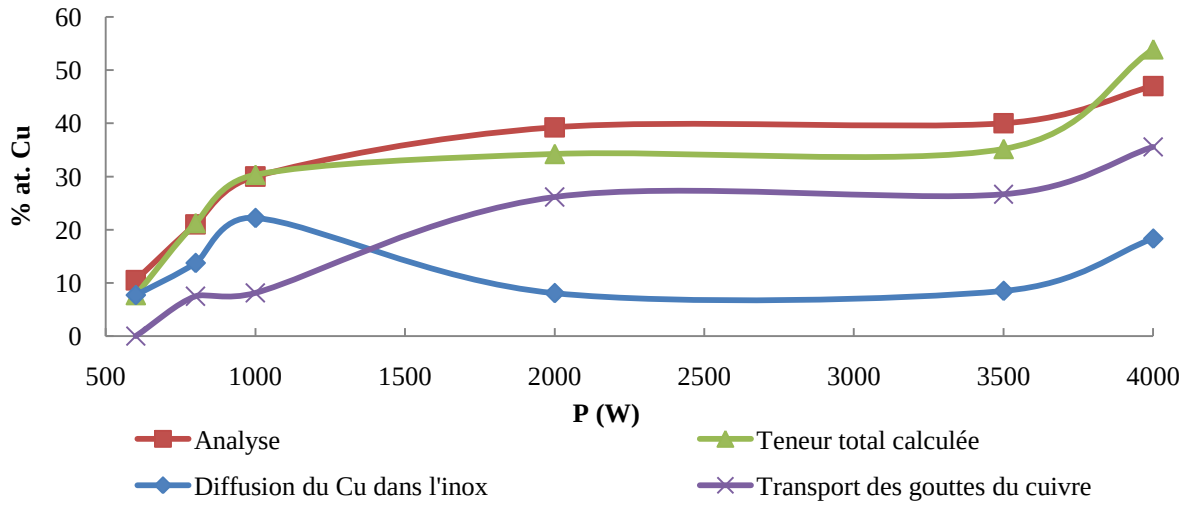



Figure 3-42. La variation de la fraction calculée du cuivre dans la tête de clou de la soudure en fonction de la puissance de laser en comparaison avec l'analyse EDS.

### *Vitesse de soudage*

L'augmentation de la vitesse de soudage conduit à la réduction presque linéaire de la quantité du cuivre fondu, alors que les différents mécanismes de transport diminuent différemment (série des calculs pour P = 2 kW, Figure 3-43).

Le transport en gouttelettes qui est sous la puissance de laser de 2 kW, le mécanisme dominant, diminue très vite avec l'augmentation de la vitesse, à cause de l'allongement, côté inox du bain fondu et de la réduction de l'énergie linéique et, par conséquent, la quantité de cuivre fondu. La diffusion se montre plus résistante à la vitesse de soudage, parce que l'allongement du bain fondu côté inox permet de compenser la réduction de sa durée de vie.

Au total, la quantité de cuivre fondu diminue presque de 50 % lorsque $V_s$ passe de 0,5 à 2 m/min. Cet effet peut aussi être expliqué par l'évolution de la position du capillaire de vapeur par rapport au plan du joint : la diminution de l'énergie linéique appliquée ne permet pas de créer un capillaire symétrique. L'évaporation du cuivre se réduit et le capillaire se déplace progressivement côté inox (Figure 3-41). L'asymétrie résultante se trouve plus importante que celle du calcul thermique de la position du bain fondu issue de la source surfacique réalisée dans la partie 3.2.1 (p.122).

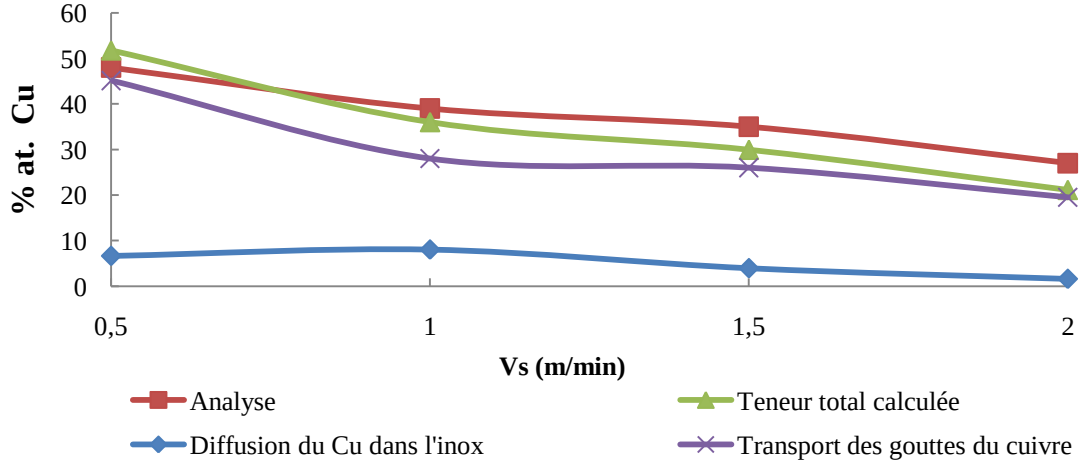



Figure 3-43. La variation de la fraction calculée du cuivre dans la tête de clou de la soudure en fonction de la vitesse de soudage en comparaison avec l'analyse EDS.

### *Le mélange des composants autour du capillaire*

Au milieu de la soudure, l'influence de la convection thermocapillaire sur le mélange des composants se nivèle complètement, puisque le champ des vitesses lié à la convection de Marangoni ne se propage que sur quelques centaines de micromètres de profondeur. Le mélange des composants autour du capillaire est contrôlé par l'écoulement horizontal La puissance et la vitesse du laser influeront sur la composition de la section horizontale de soudure via la position du capillaire. La vitesse du laser influera également sur la surface de bain liquide dans la section horizontale et sur le champ des vitesses provoqué par le déplacement du capillaire.

Nous avons étudié l'influence de la vitesse de soudage sur la composition de la section horizontale du bain dans la racine de soudure pour deux puissances : 1 et 2 kW.

Sous les puissances faibles, le capillaire de vapeur se trouve décalé côté inox, ce qui résulte en une fraction de cuivre peu importante. La teneur en cuivre augmente avec la vitesse et attend le maximum sous $V_s$ = 1,5 m/min, ensuite elle commence à diminuer (Figure 3-44). Le transfert par diffusion devient de plus en plus important à cause de la progression de la longueur de l'interface entre le cuivre solide et l'inox fondu. Par contre, le temps de vie du bain est bien inférieur par rapport à celui de la tête de clou, ce qui limite le temps de diffusion. Le transport par gouttelettes reste le mécanisme dominant : il augmente jusqu'à $V_s$ = 1,5 m/min, puisque les vitesses croissantes d'écoulement de l'inox autour du capillaire favorisent l'érosion du cuivre solide. Sous 2 m/min, la durée de vie de la section commence à diminuer ce qui limite l'érosion du cuivre.

Le teneur total en cuivre ne dépasse dans aucun cas, la limite de solubilité dans l'austénite : cela signifie une possibilité que les gouttelettes de cuivre arrachées de l'interface solide puissent être dissoutes dans l'inox fondu.

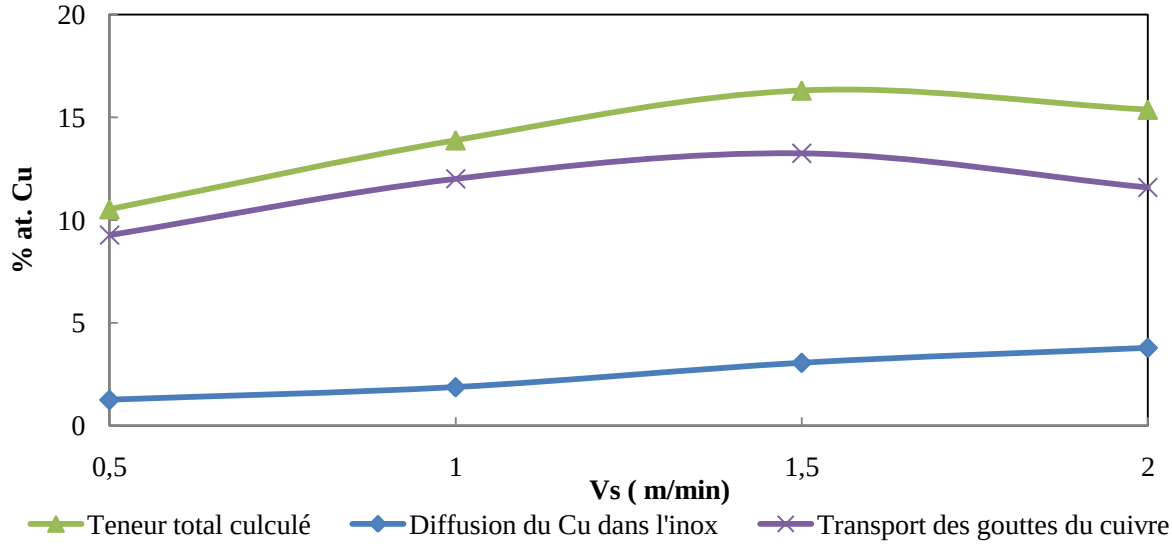



Figure 3-44. La variation de la fraction calculée du cuivre dans la racine de soudure en fonction de la vitesse de soudage: cas des puissances moyennes (1kW).

Sous les puissances fortes (Figure 3-45) la teneur du cuivre dépasse la limite de solubilité dans l'austénite quelque soit la vitesse de soudage. La fraction commune du cuivre diminue en fonction de $V_s$ à cause de : 1) diminution de l'énergie linéique et donc décalage du capillaire de plus en plus côté l'inox ; 2) augmentation de la fraction d'inox fondu à cause de l'allongement de la section du bain.

La totalité des résultats de calculs est réuni dans Tableau 3-4.

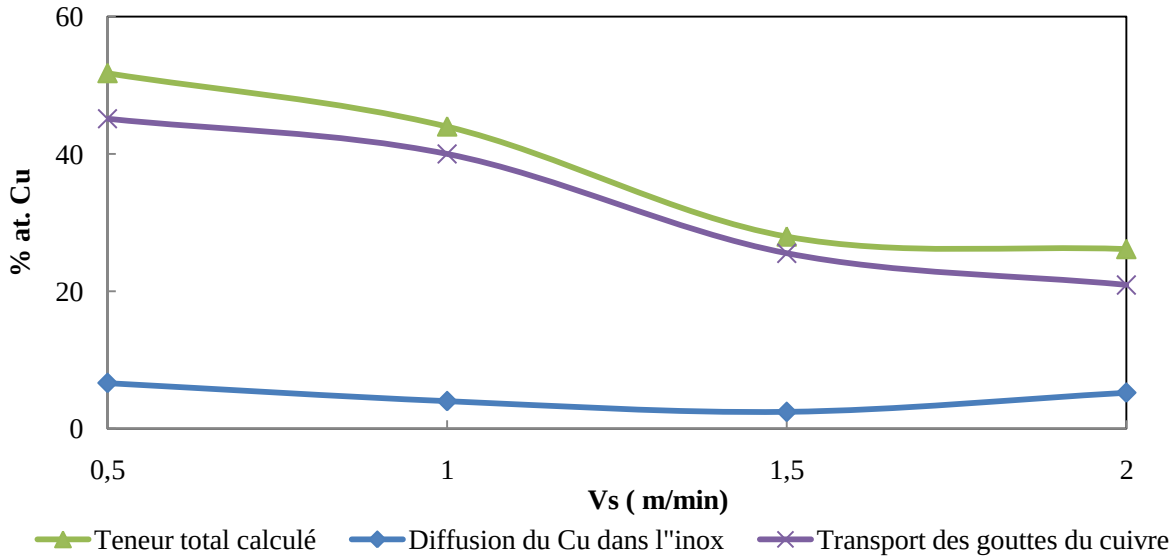



Figure 3-45. La variation de la fraction calculée du cuivre dans la racine de soudure en fonction de la vitesse de soudage : cas des puissances fortes (2 kW).

Le calcul de la composition sur différentes coupes du bain fondu permet de montrer le rôle des différents types de transport du cuivre dans l'inox fondu et sa variation en fonction des paramètres appliqués et de la localisation dans la soudure. La validation par la comparaison avec les images MEB des soudures et leurs compositions globale et locale confirment, que l'énergie faible ou moyenne appliquée, résulte en une faible concentration de Cu et la diffusion liquide reste le mécanisme dominant de la distribution spatiale du Cu. Le passage aux grandes énergies favorise le transport par les gouttes ou lamelles du cuivre fondu, qui peuvent être soit ruinées par le mélange dans le tourbillon de la convection thermocapillaire (tête de clou de la soudure) soit migrées en arrière du bain fondu sans la dissolution complète de l'inox (racine de la soudure).

Pour illustrer pleinement la formation de la morphologie des soudures laser cuivre - inox, il est nécessaire de réaliser le calcul 3D de la diffusion et de level set, ce qui demande beaucoup de mémoire opérative. L'exemple de la solution un peu grossière est présenté sur la Figure 3-46.

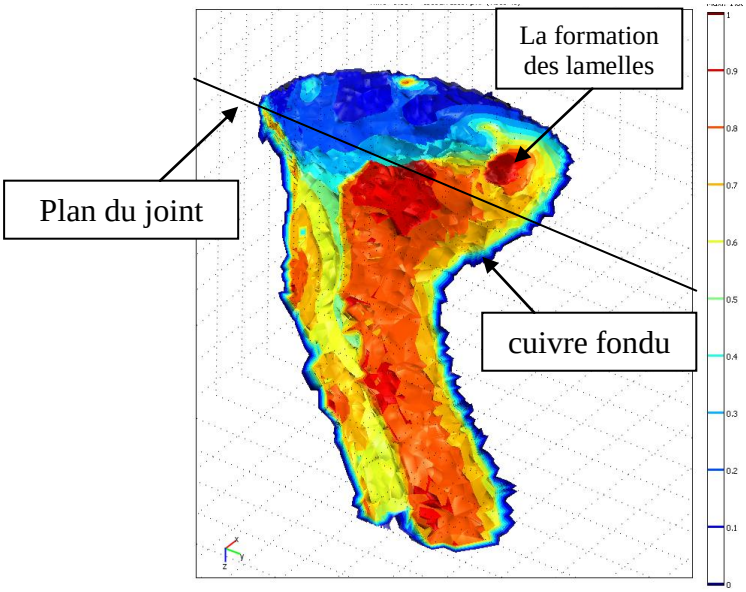



Figure 3-46. L'illustration de la morphologie du bain fondu 3D (P = 1 kW, Vs = 1 m/min).

Tableau 3-4. Les conditions et les résultats des calculs de la teneur en Cu.

| P (W) | $V_s$ ( m/min) | $\varphi^{Cu}_{dif}$ (% at.) | $\varphi^{Cu}_{dom}$ (% at.) | $\varphi^{Cu}_{tot}$ (% at.) | $t_{vie}$ (s) | d ( µm) * |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Tête de clou de la soudure : $\varphi_{Cu\ tot} = (P)$** | | | | | | |
| **600** | 1 | 7,7 | 0,0 | 7,7 | 0,072 | -95 |
| **800** | 1 | 17,0 | 7,5 | 24,5 | 0,081 | -45 |
| **1000** | 1 | 22,2 | 8,1 | 30,3 | 0,084 | -45 |
| **2000** | 1 | 8,1 | 26,2 | 34,3 | 0,054 | 20 |
| **3500** | 1 | 8,5 | 26,7 | 35,2 | 0,072 | 50 |
| **4000** | 1 | 18,3 | 35,6 | 53,9 | 0,200 | 90 |
| **Tête de clou de la soudure $\varphi_{Cu\ tot} = (V_s)$** | | | | | | |
| **2000** | 0,5 | 6,6 | 45,1 | 51,8 | 0,114 | 50 |
| **2000** | 1 | 8,0 | 28,0 | 36,0 | 0,042 | 0 |
| **2000** | 1,5 | 4,0 | 26,0 | 30,0 | 0,042 | 0 |
| **2000** | 2 | 1,6 | 19,5 | 21,1 | 0,033 | -50 |
| **Racine de la soudure $\varphi_{Cu\ tot} = (V_s)$, P = 1 kW** | | | | | | |
| **1000** | 0,5 | 1,3 | 9,3 | 10,5 | 0,074 | -50 |
| **1000** | 1 | 1,9 | 12,0 | 13,9 | 0,036 | -50 |
| **1000** | 1,5 | 3,1 | 13,3 | 16,3 | 0,026 | -50 |
| **1000** | 2 | 3,8 | 11,6 | 15,4 | 0,021 | -70 |
| **Racine de la soudure $\varphi_{Cu\ tot} = (V_s)$, P = 2 kW** | | | | | | |
| | | | | | | |
| **2000** | 0,5 | 6,6 | 45,1 | 51,8 | 0,114 | 50 |
| **2000** | 1 | 4,0 | 40,0 | 44,0 | 0,042 | 20 |
| **2000** | 1,5 | 2,4 | 25,5 | 28,0 | 0,022 | 0 |
| **2000** | 2 | 5,2 | 20,9 | 26,1 | 0,018 | -50 |

*- d est pris pour positif dans le cas du décalage côté cuivre et négatif – côté inox.

## Conclusions

Nous avons développé un modèle thermique de soudage cuivre-inox par laser Nd:YAG en trois dimensions qui prend en compte la complexité de la géométrie du capillaire de vapeur. En comparant les isothermes de fusion avec les macrographies des joints, nous avons clarifié la question de l'influence de l'inclinaison du capillaire et sa position par rapport au plan du joint sur la forme résultante de la zone fondue. La source de la chaleur complexe proposée prend en compte la distribution gaussienne de la chaleur à la surface de la pièce, l'inclinaison de la paroi avant du capillaire, l'inclinaison de la paroi arrière du capillaire et la déflection du capillaire par rapport au plan du joint, provoquée par la différence des propriétés physiques des deux matériaux.

A la base du calcul thermique, nous avons réalisé l'étude des écoulements possibles dans le bain fondu : l'écoulement provoqué par le déplacement du laser et l'effet thermocapillaire. Nous étions confrontés au problème de l'absence de la solution stable lors des calculs des écoulements en trois dimensions, à cause de la grande valeur du nombre de Reynolds de maille. La solution de ce problème est : 1) réduire la géométrie à 2D, ce qui a été réalisé pour estimer les écoulements en plan horizontal, provoqués par le déplacement de laser dans le matériau ; 2) rester en 3D mais travailler en système de cordonnées réduites qui résulte du nombre de Reynolds de maille acceptable. Pour modéliser les écoulements thermo-

capillaires en trois dimensions, nous avons créé et validé une méthode des liquides équivalents.

A la base des champs de températures et de vitesses calculés, nous avons voulu créer un modèle qui simule la distribution du cuivre dans le bain fondu d'inox. Nous avons appliqué la méthode de level set des écoulements multiphasiques et de la diffusion. En travaillant en 3D, on ne peut pas avoir une finesse de résolution suffisante. Nous avons donc créé un modèle en deux dimensions x-y (z=0), qui utilise les données de température et de vitesse extrudées du modèle 3D.

Dans le soudage hétérogène, la source d'énergie symétrique par rapport au plan du joint peut provoquer différents types d'asymétrie de champ de températures dans la matière :

1. l'asymétrie du capillaire par rapport au plan du joint,
2. l'asymétrie du bain fondu par rapport au plan du joint dans le plan x-z et x-y,
3. pour $V_s > 0,6$ m/min : l'inclinaison du capillaire et donc du bain fondu en arrière dans le plan y-z.

La position de la zone fondue, qui peut être présentée comme composée d'une "tête de clou" et d'une " racine", est déterminée par la différence entre les propriétés des matériaux (notamment la réflectivité, les températures de changement des phases et la conductivité thermique) et par l'apport énergétique du laser. Pour obtenir le capillaire symétrique par rapport au plan du joint, il faut compenser la différence en conductivité thermique et réflectivité du cuivre et de l'inox : cela ne peut avoir lieu que dans le cas d'énergies extrêmement importantes (de l'ordre $2,4 \cdot 10^5$ J/m le capillaire peut même être décalé dans le cuivre). Dans tous les autres cas, le capillaire se trouve plus ou moins décalé côté inox. Ce décalage ne doit pourtant pas dépasser le rayon du laser (100 µm). Pour les puissances fortes, nous supposons un élargissement de la partie inférieure du capillaire lié au phénomène de piégeage du faisceau. Pour les vitesses de soudage supérieures à 0,6 m/min, la partie inférieure du capillaire s'incline en arrière sous un angle d'environ 25°.

Comme le capillaire de vapeur est dans la plupart des cas asymétrique, le bain fondu résultant est lui aussi très asymétrique : le côté inox est plus large puisque la conductivité thermique de l'inox est inférieure à celle du cuivre. La forme du bain est contrôlé à la fois par la géométrie du capillaire et par les forces convectives : convection de Marangoni et l'écoulement autour du capillaire. La première se développe aux extrémités du bain fondu sous condition que la largeur de la zone liquide >200 µm et conduit au régime d'écoulement turbulent de l'ordre de quelques mètres par seconde, ce qui favorise l'homogénéisation du bain fondu. L'écoulement autour du capillaire dominant dans la racine de soudure est en régime stationnaire et dix fois moins important que la convection Marangoni.

La composition du bain fondu est contrôlée par l'énergie absorbée du laser via la proportion entre le cuivre et l'inox fondu. Dans la plupart des cas, l'inox reste le composant dominant. Deux mécanismes de distribution du Cu existent dans le bain fondu : la diffusion du Cu dans l'inox fondu et le transport des gouttes ou lamelles de cuivre arrachées du côté solide et ensuite fondus. En fonction du champ de vitesses locales, les gouttes de cuivre peuvent être soit malaxées et homogénéisées dans l'inox (tourbillon thermocapillaire) soit migrées en arrière du bain fondu (l'écoulement autour du capillaire). Les grandes énergies linéiques favorisent le transport par gouttes, alors que sous les énergies moyennes le transport par diffusion est dominant.

## 3.3. Modélisation de bain fondu : assemblage cuivre-inox par faisceaux d'électrons

Dans le cas du faisceau d'électrons, l'énergie apportée est significativement supérieure à celle apportée par faisceau laser, du fait du fort coefficient d'absorption des électrons par les métaux. Le coefficient d'absorption du faisceau d'électrons peut être exprimé comme :

$$a = 1 - k_e \cdot R_{ref,} \quad \textbf{(3-49)}$$

où, $k_e$ est le coefficient de réflexion du flux d'électron et $R_{ref}$ est le coefficient de rétrodiffusion qui dépend du nombre atomique :

$$R_{ref} \approx \frac{1}{6} \cdot \ln Z - \frac{1}{4}. \quad \textbf{(3-50)}$$

Le produit de $k_e \cdot R_{ref}$ peut être estimé à 20% [22].

Les coefficients d'absorption du faisceau par le cuivre et par l'inox sont proches car les numéros atomiques des éléments de ces matériaux ne sont pas très éloignés l'un de l'autre. En conséquence, la fusion simultanée des deux métaux est possible.

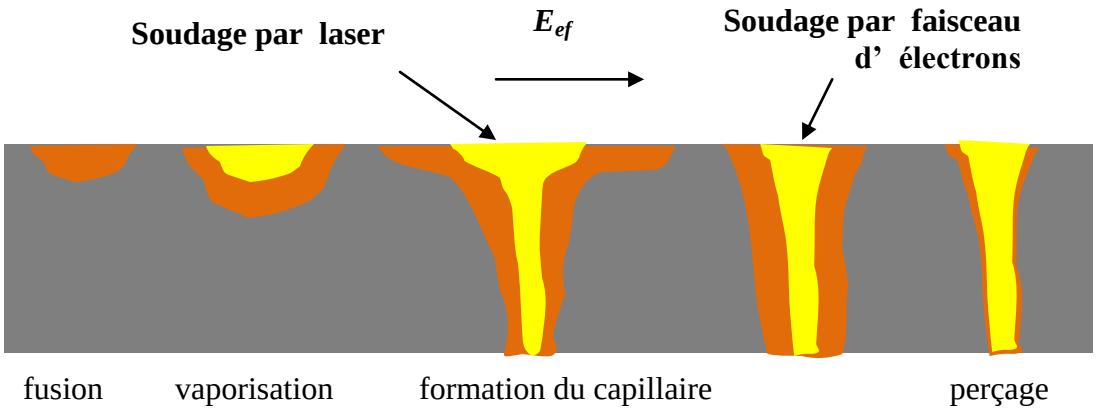
Pour caractériser la source équivalente de la chaleur, on part de l'idée d'une source complexe comme dans le cas du soudage laser. La source surfacique joue un rôle moins important dans le transfert d'énergie que la source volumique. Elle peut s'écrire comme :

$$Q = \frac{f_1 \cdot P}{\pi \cdot R^2} \cdot a \cdot exp^{\left(-\frac{f_2 \cdot (x^2+y^2)}{R^2}\right)} \quad \textbf{(3-51)}$$

où $f_1$ et $f_2$ sont les facteurs de la distribution de la chaleur, qui varient en fonction du matériau et de la source d'énergie [10].

Avec l'augmentation de l'énergie linéique effective (Figure 3-47), le capillaire s'approche de plus en plus de la forme cylindrique et le bain fondu devient de plus en plus étroit par rapport au capillaire, en passant de la fusion au perçage.

Si pour les faibles énergies la convection joue un rôle important dans la formation du bain fondu, avec l'augmentation de l'énergie, le transfert de la chaleur par conduction commence à dominer. En conséquence dans le cas du soudage par faisceau d'électrons qui est plus énergétique que le soudage laser, la largeur du bain fondu à l'arrière du capillaire n'est pas suffisante pour développer une convection thermocapillaire importante. Ceci se confirme par l'observation du front de solidification qui est approximativement droit sur les sections longitudinales et transversales des soudures.




.

Figure 3-47. L'évolution de forme du bain fondu en fonction de l'énergie appliquée.

La source de la chaleur équivalente peut donc être représentée par une isotherme de vaporisation cylindrique droite. Pour reproduire l'élargissement dans la partie haute du capillaire, une source surfacique gaussienne peut aussi être introduite.

La position du capillaire (et du bain fondu) par rapport au plan du joint dépend de plusieurs facteurs :

- le positionnement du faisceau initial ;
- l'angle de déflection du faisceau provoqué par l'effet de Seebeck, lié aux paramètres du faisceau et la nature des matériaux ;
- l'effet d'hétérogénéité du joint.

Le phénomène de réflexions multiples, connu pour les photons, est ici absent à cause du fort coefficient d'absorption des électrons par les métaux.

Comme il a été montré dans un chapitre précédent, l'écoulement principal dans le bain fondu de soudures formées par le faisceau d'électrons, est l'écoulement horizontal autour du capillaire de vapeur. L'écoulement vertical provoqué par la force d'Archimède est moins important.

A condition que la limite de solubilité des matériaux hétérogènes soit dépassée, la morphologie du bain fondu est déterminée par l'écoulement compétitif entre deux flux des matériaux immiscibles. Les propriétés physiques du liquide doivent changer au travers de l'interface entre deux matériaux.

Si on utilise l'approche pseudo-stationnaire, le bilan énergétique se présentera comme suit :

$$\vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla}T) = Q_{tot} - \rho \cdot c_p \cdot \vec{U} \cdot \vec{\nabla}T \qquad \textbf{(3-52)}$$

où la source de la chaleur surfacique présente la distribution gaussienne et la source volumique est imposée comme $(T = T_v)\cdot( x^2 + y^2 = R^2)$.

### *Structure périodique de solidification*

En soudage par faisceau d'électrons, de façon similaire à ce qui a été observé pour certaines conditions de soudage laser, on peut observer la présence de structures périodiques de solidification dont le période est proportionnel à la vitesse d'avancement du faisceau. Ce phénomène est observable uniquement pour des vitesses de déplacement $V_s$<1m/min et l'application de grande énergie linéique. Il rend la morphologie horizontale du joint semblable à celle du soudage pulsé ou de l'application de l'arc oscillant.

L'explication physique de ce phénomène, connu aussi sous le nom de "pompage du bain", est liée à la surfusion importante de la zone fondue, qui apparaît lorsque les conditions de vitesse faible et l'énergie linéique importante sont réunies. Le bain fondu se solidifie à une température inférieure à la température théorique de solidification or à ce moment, la source de chaleur s'est déjà fortement déplacée, entraînent la solidification surfacique de toute une vague.

La condition de l'apparition des structures oscillatoires peut être caractérisée par la position des points d'intersection des isoclines zéro de la vitesse du front de solidification $v_f$ (loi de Frenkel-Wilson) et sa température $T_i$ [23] :

$$v_f = v_0 \cdot \left[1 - exp\left(\frac{\Delta H_s}{k_B \cdot T_f} \cdot \frac{T_f - T_i}{T_i}\right)\right] \cdot exp\left(-\frac{E_a}{k_B \cdot T_i}\right)$$
$$T_i = T_\infty + \frac{\Delta H_s}{C_p}\,\psi\left(\frac{v_c \cdot H}{\alpha_T}\right) \qquad \textbf{(3-53)}$$

où $v_0$ est la vitesse maximale du front de solidification, $E_{ac}$ est l'énergie d'activation de solidification dans les conditions de surfusion ($T_i$<$T_f$), $\Delta H_s$ est la chaleur de solidification, ψ est une fonction monotone croissante qui dépend des conditions expérimentales, $\alpha_T = \frac{k}{\rho \cdot C_p}$ est la diffusivité thermique, H est la hauteur de la zone fondue, $k_B$ -est la constante de Boltzmann.

Lorsque $V_s < v_f$, la solidification du bain fondu débutera au moment où le nouveau cycle de fusion commencera à une certaine distance du matériau déjà cristallisé. Lorsque $V_s > v_f$, la structure va devenir uniforme. A partir des donnés expérimentales, on peut conclure que pour le couple cuivre-inox, la vitesse de solidification $v_f \approx 1 \frac{m}{min}$.

La durée de vie $t_{vie}$ de chaque cycle peut être estimée comme la somme de la durée de l'interaction laser-matière $t_i$ et le temps de vie de la zone liquide lors du refroidissement hors équilibre $t_{eq}$ :

$$t_{vie} = t_i + t_{eq} = \frac{L}{V_s} + \frac{L_f / Cp_l + \Delta T}{V_r}, \quad \textbf{(3-54)}$$

où $L_f$ est la chaleur latente de fusion, $C_{pl}$ - capacité thermique de liquide, $\Delta T$ - la différence entre la température de solidification sur et dehors les conditions d'équilibre (estimée de 200 K), $V_r$ - la vitesse de refroidissement de la zone fondue (estimée comme $2{,}5 \cdot 10^4$K/s).

Dans chaque cycle correspondant à la formation d'un élément répétitif de solidification, les valeurs des nombres adimensionnels conduisent à un écoulement stationnaire avec recirculation. La convection thermocapillaire est pratiquement absente et la convection hydrostatique (poussée d'Archimède) est beaucoup plus faible que la vitesse d'écoulement autour du capillaire. Les mouvements des fluides sont déterminés à l'aide des équations de Navier-Stokes et l'approximation de Boussinesq:

$$\begin{aligned} &\rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\vec{P_l} + \eta \cdot (\vec{\nabla}\vec{U} + (\vec{\nabla}\vec{U})^T)) + \vec{F_A}, \\ &\vec{\nabla}(\rho \cdot \vec{U}) = 0; \\ &F_A = -g \cdot \rho \cdot \beta \cdot (T - T_f) \end{aligned} \quad \textbf{(3-55)}$$

où $\alpha$ - le coefficient d'expansion thermique, $g$ - la constante de gravité.

Les propriétés thermo-physiques $\rho$, $C_p$ et $\eta$ sont considérées comme étant celle du cuivre si la concentration en cuivre $\varphi_{cu}$ est supérieure à la solubilité du cuivre $S_{cu}$ dans la structure austénitique, et à celles de l'inox dans le cas contraire :

$$A = \begin{cases} A_{cuivre} \cdot (\varphi_{Cu} > S_{Cu}) \\ A_{inox} \cdot (\varphi_{Cu} < S_{Cu}) \end{cases} \quad \textbf{(3-56)}$$

Pour obtenir la position de l'interface et le champ des vitesses correcte, il faut résoudre simultanément les équations de Navier-Stokes et les équations décrivant la position de l'interface (selon la méthode choisie). Ce couplage est nécessaire car le champ de vitesses détermine la position de l'interface mais à son tour, la position de l'interface détermine les caractéristiques du matériau ($\rho$, $C_p$, $\eta = f(\varphi_{Cu})$ ). Dans cette étude, les méthodes de level set et de champ de phases ont été utilisés (§ 3.1.3.).

Le champ des vitesses résultant des équations de Navier-Stokes prend en compte le déplacement de la partie solide de la pièce (la vitesse de soudage) et de la partie fondue (la vitesse de l'écoulement de métal fondu autour du capillaire de vapeur). Pour déterminer la position de l'interface entre les flux compétitifs des deux matériaux immiscibles, il faut utiliser uniquement la deuxième partie du champ des vitesses ($U_r$). La position de l'interface $I_i$ évolue en fonction du champ des vitesses relatif au capillaire :

$$I_i = f(u; v - V_s) = f(U_r). \quad \textbf{(3-57)}$$

Comme le système est approximativement symétrique par rapport à l'axe Z, on a le choix de travailler en deux (x-y) ou en trois dimensions. La modélisation 2D donne l'avantage de la précision puisqu'on peut choisir un maillage fin. La modélisation 3D permet de prendre en compte les effets d'écoulement vertical mais on a un grand nombre de mailles et donc d'équations à résoudre, ne permettant pas l'utilisation d'un maillage fin.

- Dans un premier temps, on utilise l'approche de la source pseudo-stationnaire (tant qu'il s'agit de soudage continu), en faisant l'hypothèse que la forme du bain reste approximativement constante quelque soit l'instant de l'interaction. Les modèles de thermique, de convection et de mélange (méthode de level set) basés sur l'approche pseudo-stationnaire ont été créés et validés par la comparaison avec les résultats expérimentaux.

- L'approche de l'interaction non stationnaire, faisant l'hypothèse que chaque élément répétitif de la structure de solidification correspond au bain fondu qui se développe dans le temps indépendamment de la précédente, reflète mieux la morphologie de l'assemblage. Le modèle décrivant la formation du bain fondu dans le temps a été proposé.

## 3.3.1. Modélisation de la source thermique

### *3.3.1.1. L'étude de l'influence des paramètres opératoires sur le positionnement du capillaire par rapport au plan du joint*

Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés à l'influence des paramètres opératoires sur la position du capillaire (qui détermine en conséquence la position et la composition du bain fondu) par rapport au plan du joint.

Nous avons créé un modèle thermique 3D pseudo-stationnaire, soumis à une source de chaleur surfacique gaussienne excentrée par rapport au plan de joint.

L'équation de la chaleur est :

$$\rho \cdot c_p \cdot \vec{V}_s \cdot \vec{\nabla}T + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla}T) = 0 \quad \textbf{(3-58)}$$

où

$$Q = \frac{f_1 \cdot P}{\pi \cdot R^2} \cdot a \cdot exp\left(-\frac{f_2 \cdot ((x-D_\theta)^2+y^2)}{R^2}\right) \quad \textbf{(3-59)}$$

En comparant les profils du trou et de la zone fondue observés au point d'arrêt de soudage (Figure 3-41) avec les isothermes de vaporisation et la fusion des deux matériaux, nous avons trouvé $f_1$= 0,5 pour l'inox et 1 pour le cuivre et $f_2$=1 pour les deux matériaux.

Nous nous sommes intéressés aux trois facteurs d'influence sur la position du capillaire et ces dimensions : 1) l'effet de l'hétérogénéité du joint sur la déflection du faisceau variable ; 2) l'influence de la puissance ; 3) l'influence de la vitesse de soudage.

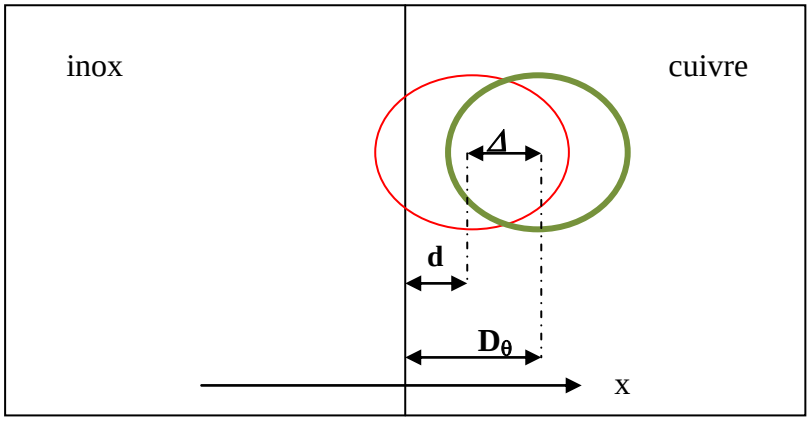



Figure 3-48. La mesure de la position du faisceau initiale et la position du capillaire de vapeur résultante par rapport au plan du joint hétérogène.

La position calculée d'un centre géométrique du capillaire est décalée d'une distance **d** par rapport au plan du joint. Ce décalage est issu de deux effets (Figure 3-48) :

- la déflection du faisceau d'une distance $\mathbf{D_\theta}$ provoquée par le champ magnétique;
- l'hétérogénéité du joint dû à la différence des vitesses de vaporisation des matériaux (conductivité thermique et température de vaporisation différentes) qui conduit à la différence $\Delta$ entre la position d'un centre du capillaire et d'un centre de la source thermique (effet d'hétérogénéité).

Pour étudier l'influence de la puissance de faisceau sur l'effet de hétérogénéité (Figure 3-49), nous avons réalisé une série de calculs avec trois puissances différentes (0,6, 1 et 1,5 kW), une vitesse de soudage $V_s$ de 0,6 m/min et une déflection du faisceau variant entre 0 et 500 µm.

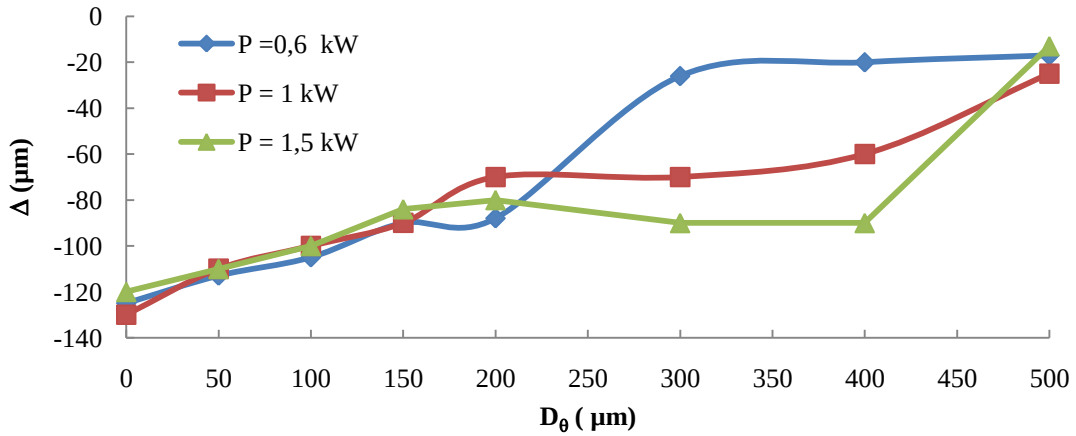



Figure 3-49. $\Delta = f(D_\theta)$ pour les trois puissances différentes (Vs = 0,6 m/min).

Ainsi pour le couple inox-cuivre, la différence $\Delta$ est négative : le décalage du capillaire de vapeur est inférieur à la déflection du faisceau par rapport au plan du joint. Cet effet est lié à la grande différence de conductivité thermique des matériaux : dans la zone entre le plan de joint et le capillaire, la chaleur se dissipe moins que du côté du cuivre pur. L'effet de l'hétérogénéité est maximal si $0 < D_\theta < 200$ µm et dans cette zone il ne dépend pas de la puissance, ce qui explique l'existence de joints riches en inox lorsque la déflection du faisceau est supprimée. Pour $200 < D_\theta < 500$ µm l'effet de l'hétérogénéité diminue avec la puissance du faisceau.

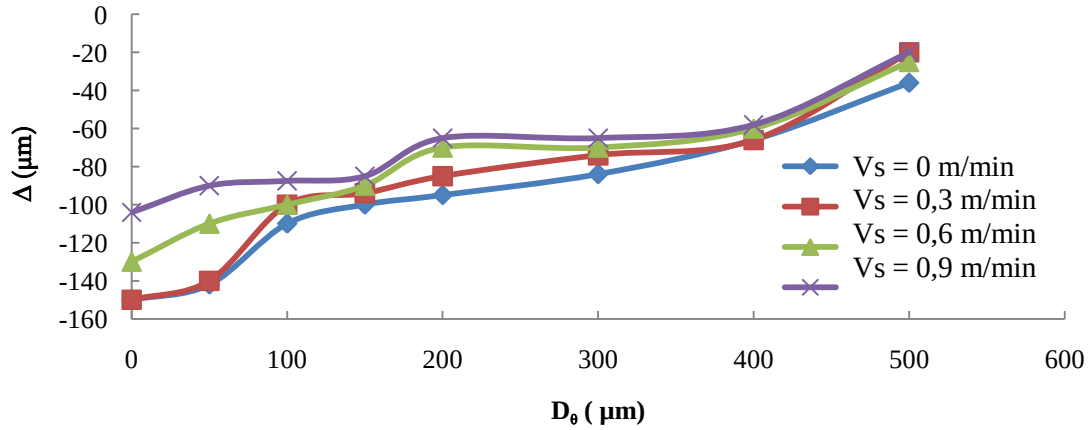



Figure 3-50. $\Delta = f(D_\theta)$ pour les vitesses différentes (P = 1 kW).

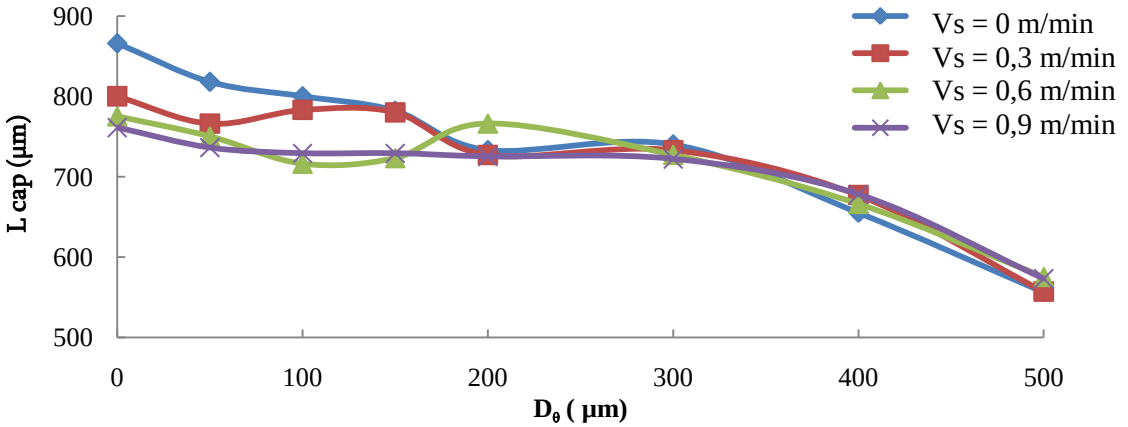



Figure 3-51. $L_{cap} = f(D_\theta)$ pour les vitesses différentes (P = 1 kW).

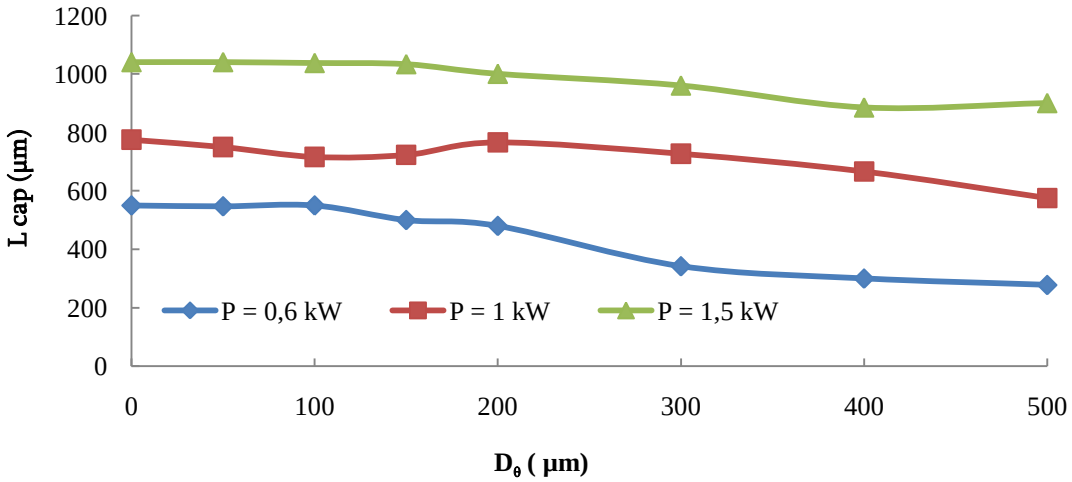



Figure 3-52. $L_{cap} = f(D_\theta)$ pour les puissances différentes (Vs = 0,6 m/min).

La variation de la vitesse de soudage (Figure 3-50) a une influence importante sur l'effet d'hétérogénéité. Pour P = 1 kW, lorsque la vitesse est nulle et la déflection est nulle, le capillaire de vapeur se décale de 150 µm vers l'inox. L'augmentation de la vitesse de soudage conduit à la diminution de cette distance sur 50 µm, mais elle est impossible à supprimer dans la gamme de vitesse $V_s$ pour laquelle la réalisation de la soudure est possible. Avec l'augmentation de la déflection du faisceau Δ diminue jusqu'à -20 µm pour $D_\theta$ de 500 µm.

L'effet de l'hétérogénéité peut aussi être remarqué au niveau de la géométrie du capillaire, notamment, sur sa largeur $L_{cap}$ maximale dans le plan x-z.

Le diamètre du capillaire est maximal pour les déflections minimales ou nulles, ce qui correspond à la formation d'une cavité importante dans l'inox. Lors de la progression de la déflection, le diamètre de la cavité diminue jusqu'à 1,5 fois (Figure 3-51). La puissance du faisceau influe beaucoup sur le diamètre du capillaire, qui tend vers une dimension égale au diamètre du faisceau pour z = 200 µm (Figure 3-52).

On peut conclure que l'effet de l'hétérogénéité influe à la fois sur la position et la largeur du capillaire de la vapeur et doit être pris en compte pour corriger la valeur de $D_\theta$ afin d'obtenir le décalage du capillaire recherché. Il faut souligner, que les dimensions du capillaire dans le calcul agissent seulement sur la partie supérieure de la soudure. La pénétration de la source surfacique ne fait que 300-400 µm.

#### *3.3.1.2. Le modèle thermique tridimensionnel*

Pour décrire l'intégralité de la source équivalente, la combinaison de deux sources de chaleur est nécessaire :

- source surfacique positionnée pour $D_\theta$ imposé ;
- source volumique positionnée pour $d = D_\theta - \Delta$.

Cette dernière peut être représentée par une source cylindrique, représentant le capillaire, ayant le diamètre de la tache du faisceau d'électrons : les mesures du trou de sortie dans le cuivre comme dans l'inox donnent les valeurs de 380-400 µm, alors que le diamètre du faisceau focalisé est de 400 µm.

Nous avons donc introduit une source cylindrique dans la géométrie initiale, ayant le diamètre de 400 µm et de position correspondante à d résultante. Les parois de cette source sont soumises à la température de vaporisation du matériau correspondant (cuivre ou inox suivant le sous-domaine).

Des calculs ont été effectués pour différentes configurations expérimentales (Tableau 2-4 et 2-5) dans différents cas de FE_6 (joint riche en inox), FE_5 (joint riche en en cuivre), FE_7 et FE_8 (joints mixtes). Les paramètres du calcul sont la puissance du faisceau, la vitesse de soudage, la déflection du faisceau $D_\theta$ pour la source surfacique et le décalage du capillaire d.

Les Figure 3-53 et Figure 3-54 présentent une comparaison de l'isotherme de fusion calculé avec les coupes transversales et longitudinales des macrographies des soudures. La correspondance des profils transversaux n'est pas bonne, probablement à cause de la résolution de maillage insuffisante, mais permet de voir les tendances de base : le bain fondu est droit et fin, approximativement de même largeur sur toute la hauteur. La source surfacique n'a pas une grande influence sur la forme du bain, contrairement au cas du soudage par faisceau laser.

Les profils de solidification longitudinaux sont plus inclinés en arrière par rapport aux profils calculés, ce qui peut être attribué à l'influence de la convection (Figure 3-54).

On peut conclure que l'influence de la convection sur la forme de la soudure n'est pas aussi importante que dans le cas du soudage laser, mais elle n'est pas négligeable. Les macrographies présentent des profils plus fins et souvent inclinés en arrière par rapport aux profils calculés, ce qui correspond à une réduction de la largeur de la soudure et une augmentation de sa longueur par le champ de vitesses longitudinal (direction y).

Une vue générale de la forme des soudures est présentée sur la Figure 3-55.

### 3.3.2. Modélisation des écoulements dans le bain fondu

#### *3.3.2.1. L'écoulement horizontal autour du capillaire : modèle 2D*

##### *Description du modèle*

Comme montré dans la partie précédente, dans le cas de la pleine pénétration, la source thermique dépend peu de la profondeur et peut être représentée par un cylindre  Selon les calculs effectués dans le chapitre 2, le mouvement du métal liquide se fait principalement dans le plan horizontal. Nous allons donc dans un premier temps, alléger le calcul du champ des vitesses en se plaçant à deux dimensions (plan x-y, Figure 3-56).

Pour caractériser cet écoulement, nous avons utilisé une modèle pseudo-stationnaire 2D avec couplage des équations de la chaleur et de Navier Stokes :

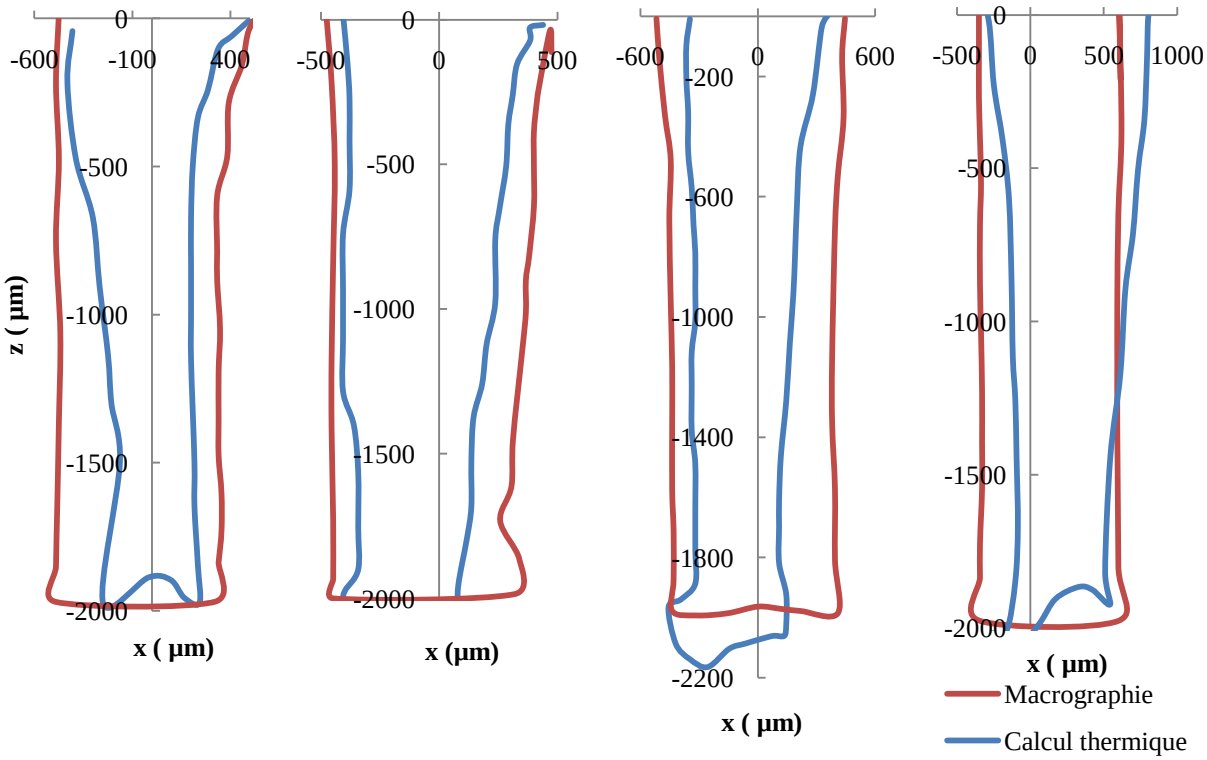



Figure 3-53. La comparaison des profils du bain fondu calculés par le modèle thermique 3D et les coupes transversales des soudures: a) FE_ 6, b) FE_ 7, c) FE_ 8, d) FE_5. (inox est à gauche) (pour les conditions opératoires voir tableau 2-4).

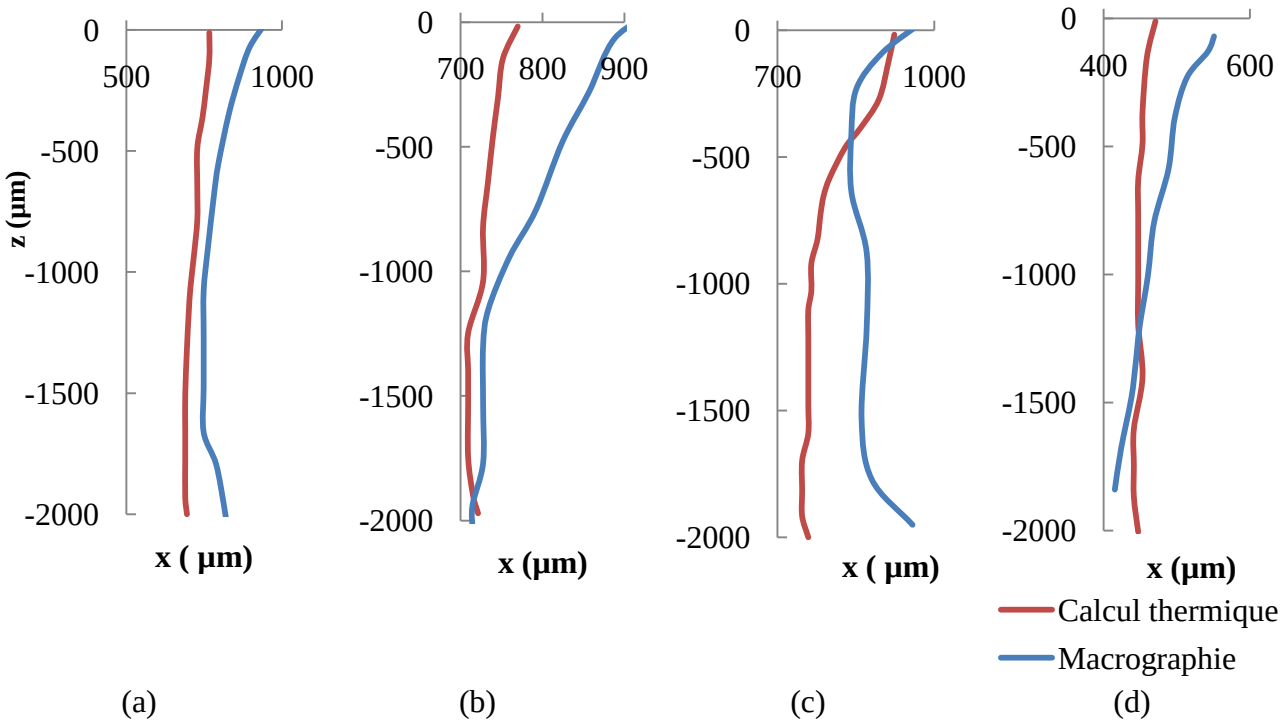



Figure 3-54. La comparaison des profils du bain fondu calculés par le modèle thermique 3D et les coupes longitudinales des soudures: a) FE_ 6, b) FE_ 7, c) FE_ 8, d) FE_5 (pour les conditions opératoires voir tableau 2-4).

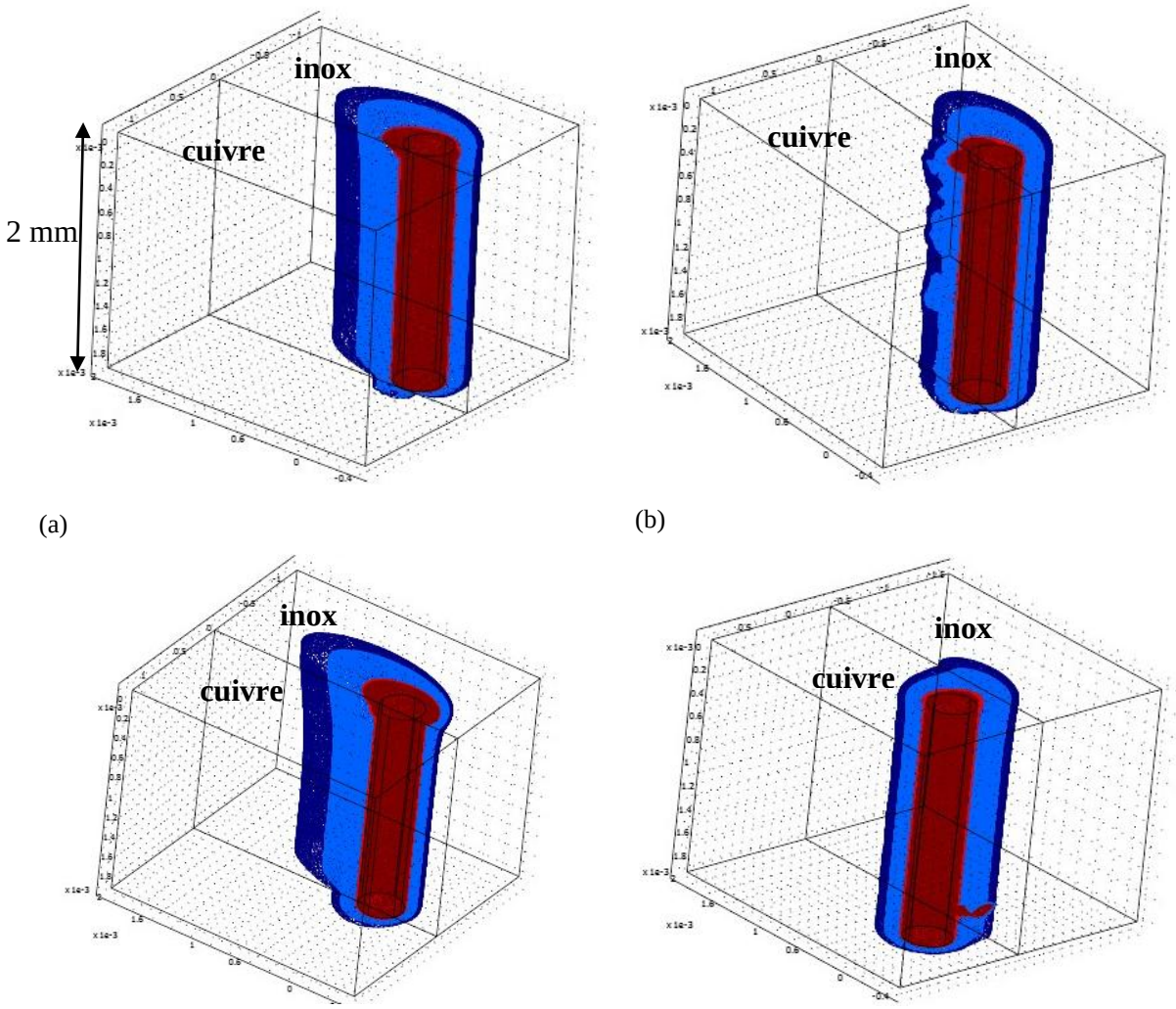



Figure 3-55. La forme des soudures hétérogènes à partir du modèle thermique 3D: a) FE_ 6, b) FE_ 7, c) FE_ 8, d) FE_5 (pour les conditions opératoires voir tableau 2-4).

$$\begin{cases} \rho \cdot c_p \cdot \vec{U} \cdot \vec{\nabla}(T) + \vec{\nabla}.(-k \cdot \vec{\nabla} T) = Q \\ \rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\vec{P_l} + \eta \cdot (\vec{\nabla}\vec{U} + (\vec{\nabla}\vec{U})^T)) \\ \vec{\nabla}.(\rho \cdot \vec{U}) = 0 \end{cases} \quad \textbf{(3-60)}$$

où $\vec{U} = (u, v)$ est le champ des vitesses et les propriétés thermo physiques programmées comme des fonctions Heaviside.

**Conditions aux limites thermiques** (selon la numérotation de la Figure 3-56) :

- Le capillaire est représenté par une source équivalente ayant la température de vaporisation de matériau correspondant (limites 7 et 8) ;
- 1et 6 (front avant) à la température ambiante 300K ;
- 2 et 5 – isolation thermique ou température ambiante 300K ;
- 3 et 4 - flux convectif (représentant la chaleur sortant à la vitesse de soudage)

$$\vec{n} \cdot (-k \cdot \vec{\nabla} T) = \rho \cdot C_p \cdot \vec{V}_s \cdot \vec{n}$$

- 9 – continuité.

Avec $\vec{n}$ - normale à la surface.

**Conditions aux limites de l'écoulement**

- Les limites extérieures sont à l'état solide. Dans le référentiel du capillaire ces points se déplacent à la vitesse de soudage.
- Le capillaire a une géométrie fixe, donc ses parois ont une vitesse nulle (on ne considère pas les vitesses du liquide vaporisé [24]).
- Les paramètres d'entrée de ce modèle sont la position du capillaire de vapeur (d) et la vitesse de soudage. La taille des mailles est significativement inférieure (10 µm) à celle utilisée dans le modèle 3D (100-200 µm).

La simplification principale est que :

- dans un premier temps, le modèle ne prend pas en compte le changement des propriétés locales des matériaux lors de leur mélange,

- la forme du capillaire est considérée comme cylindrique, ce qui induit une imprécision sur le champ des vitesses dans la zone de mélange.

Le calcul couplé des équations de la chaleur et de Navier-Stokes a été réalisé avec le solveur stationnaire UMFPACK.

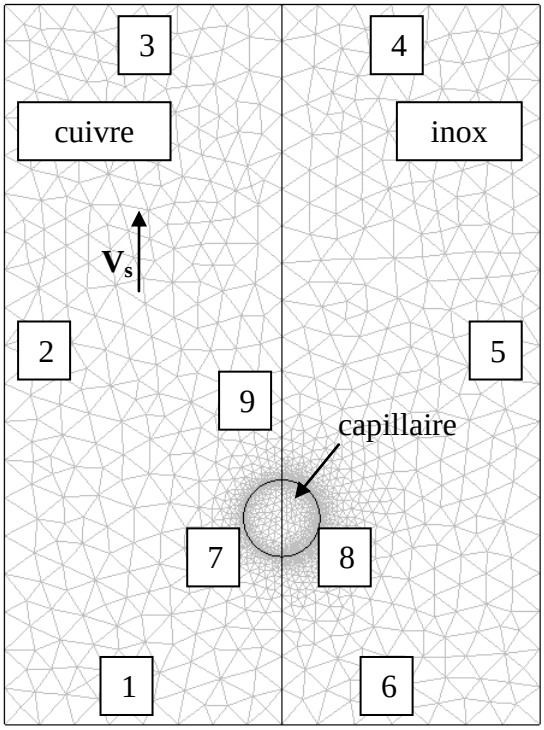



Figure 3-56. Géométrie d'une modèle 2D.

### *Validation du modèle*

Pour valider le modèle, nous avons réalisé des calculs pour les paramètres des joints examinés au chapitre 2. La comparaison des profils de bain fondu calculés avec les coupes horizontales des soudures montre une bonne concordance entre le front de solidification observé et la forme de profil de solidification obtenue (Figure 3-58).

La correspondance entre les largeurs du bain calculé et observé est de 80-90% (Figure 3-57). Ainsi le fait de tenir compte du capillaire sous la forme d'une source équivalente dont les parois sont à la température de vaporisation des matériaux respectifs conduit à une solution correcte.

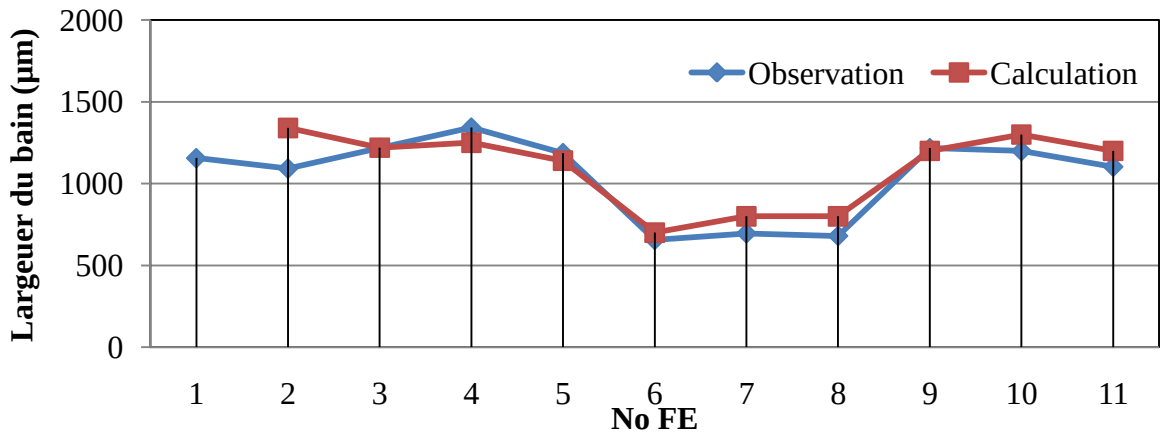



Figure 3-57. Comparaison entre la largeur du bain fondu observé et calculé (pour les conditions opératoires voir tableau 2-4).

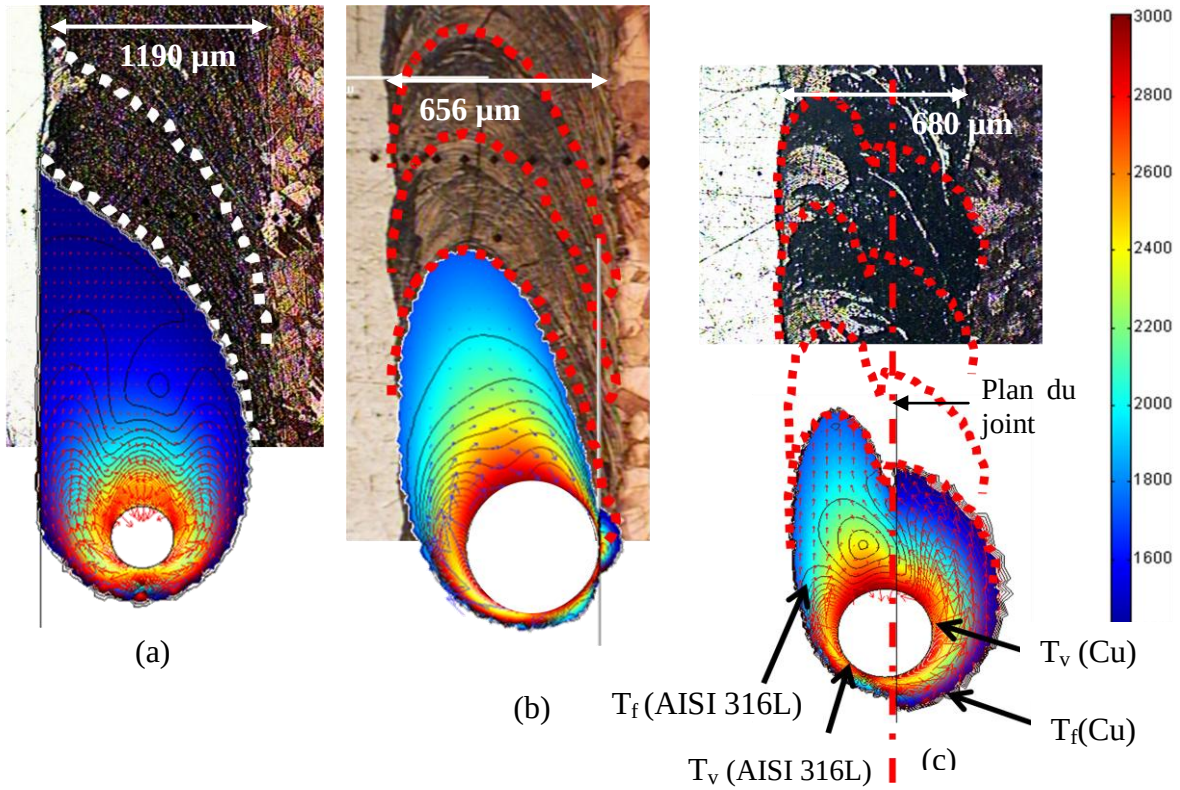



Figure 3-58. Comparaison entre les profils de front de solidification des joints et les isothermes de fusion calculés : FE_ 5 (a), FE_ 6 (b), FE_ 8 (c) (pour les conditions opératoires voir tableau 2-4).

### *Evolution de champ des vitesses en fonction des paramètres de soudage*

Pour visualiser le mouvement des métaux fondus l'un par rapport à l'autre, nous pouvons représenter le champ de vitesses relatif $\vec{U}_r = (u ; v - V_s)$ qui correspond uniquement aux mouvements du liquide dans la zone fondue. Nous avons comparé les champs de vitesses pour les joints ayant une déflection du faisceau différente (Figure 3-59) : -200, -120, 0 et 400 µm.

Dans tous les cas, nous observons de forts mouvements de recirculation, ce qui est en concordance avec le $R_e$ estimé dans le chapitre 2. On voit que la position du capillaire par

rapport au plan de joint détermine l'importance et la direction des mouvements. Dans le cas d = - 200 µm, la pénétration du cuivre dans le bain fondu est limitée par la petite surface d'interaction entre les deux matériaux fondus et le fait que le flux d'inox est beaucoup plus important et opposé au flux du cuivre. Pour les joints mixtes (d = -120 et 0 µm), on retrouve deux flux importants qui se brisent l'un contre l'autre après la fermeture du capillaire. Enfin, pour les joints riches en cuivre, comme d = 400 µm, deux flux de cuivre sont présents, et l'un d'eux, voisin du plan de joint, amène une certaine quantité d'inox en arrière du bain fondu.

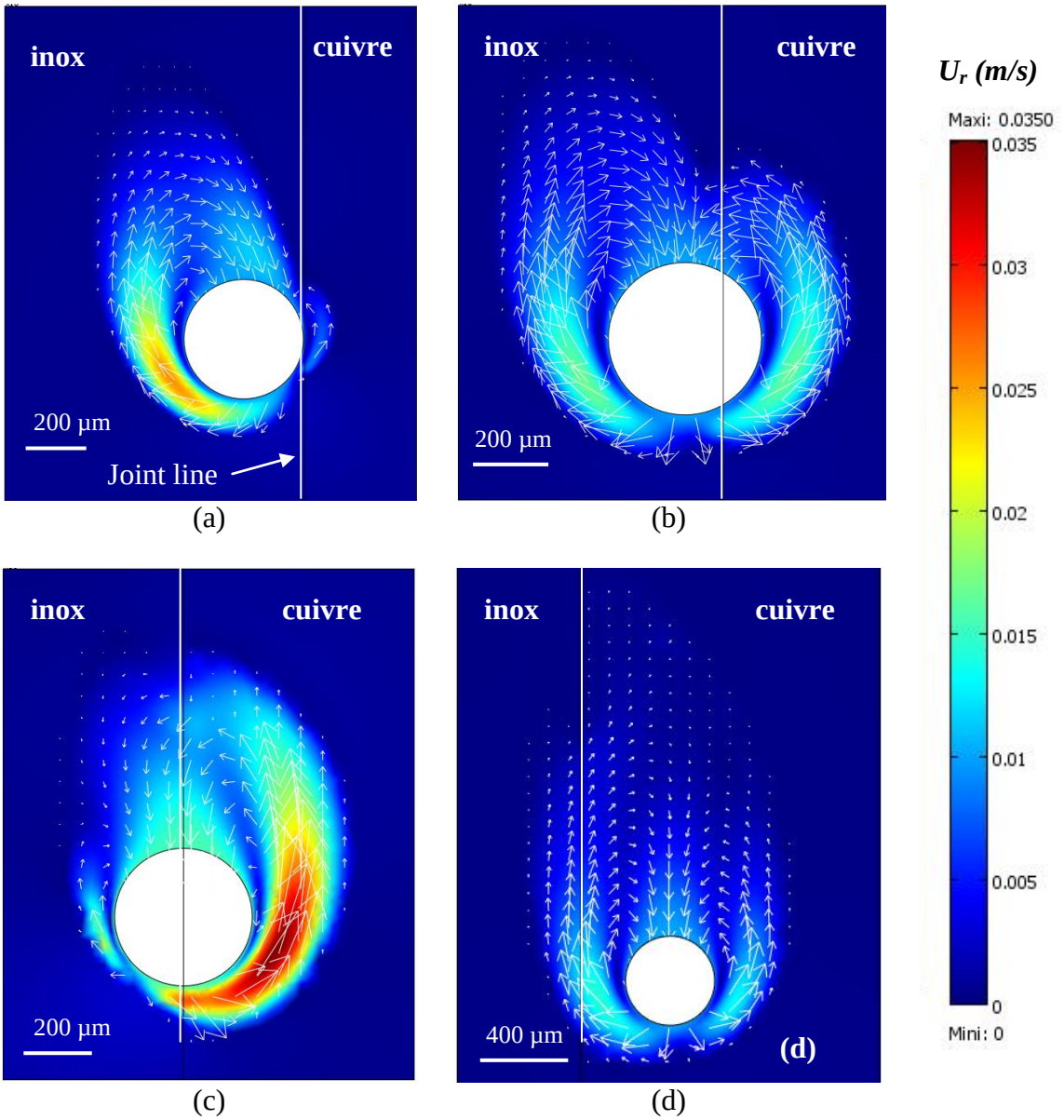



Figure 3-59. Le champ des vitesses relatif pour les joints (a) d = -200 µm, (b) d = -120 µm, (c) d = 0 µm (c) et (d) d = 400 µm, Vs = 0.9 m/min.

L'évolution de la vitesse dans la direction longitudinale ($v_r$ = v-Vs) est montrée sur la Figure 3-60. Avec la variation de d de -200 à 400 µm, l'importance relative des flux varie. Pour d = -200 µm, il se développe un flux d'inox de $v_r$ (max) = 0,012 m/s, alors que le flux de cuivre a une vitesse proche de zéro. Pour d = -120 µm, les flux du cuivre et d'inox sont pratiquement équivalents avec $v_r$ (max) = 0,01 m/s. Pour d = 0 µm, le flux de cuivre commence à dominer : $v_r$ (max) est de 0,005 m/s pour l'inox et 0,022 m/s pour le cuivre, ce qui représente presque un rapport de 4. Pour les joints riches en cuivre (d >> 0 µm), il y a

deux flux de cuivre de vitesse $v_r$ (max) proche (0,01 et 0,085 m/s), mais celui qui se trouve à proximité de l'inox est toujours plus rapide parce que la fusion est limitée par l'interface avec l'inox solide.

La valeur de la composante transversale u dans le plan du joint contrôle la morphologie finale du joint hétérogène (Figure 3-61). Les valeurs négatives correspondent aux mouvements du cuivre vers l'inox, et les valeurs positives aux mouvements de l'inox vers le cuivre.

Pour d = -200 µm, nous observons un flux très local (près de 100 µm) mais rapide, d'inox dans le cuivre (0,01 m/s) qui se développe devant le capillaire et un flux moins rapide mais plus vaste (200-250 µm) du cuivre vers l'inox (-0,005 m/s). Ce dernier est responsable de la propagation du cuivre dans le bain fondu.

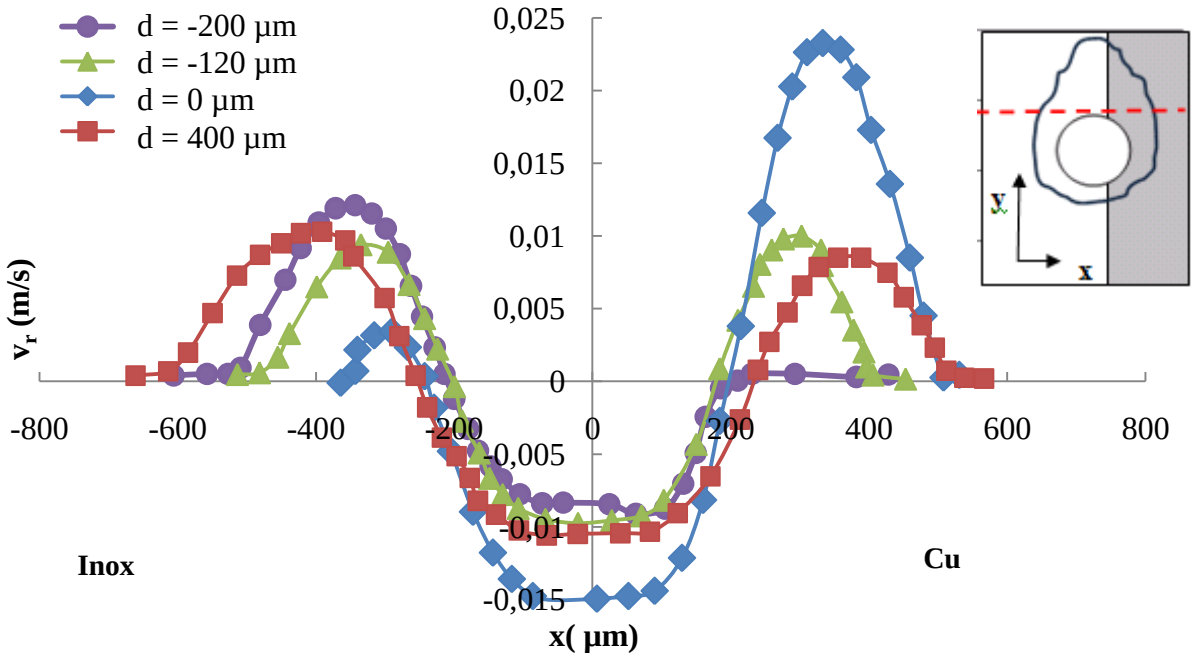



Figure 3-60. La distribution des vitesses au travers du bain fondu après la fermeture du capillaire Vs = 0.9 m/min.

Pour d = -120 et 0 µm, nous observons également un flux rapide et très local d'inox vers le cuivre devant le capillaire ($u_{max}$= 0,01 et 0,02 m/s). Ce flux peut être responsable de la présence de lamelles fines individuelles d'inox dans le flux de cuivre fondu qui ressortent après la fermeture du capillaire. Ces derniers sont plus vastes qu'en cas de d=-200 µm, et leur largeur est proportionnelle à la vitesse de soudage. Ils contrôlent la formation d'un motif répétitif observable dans le plan horizontal des soudures. Pour d=-200 µm, la largeur de ce flux n'est que de 300 µm et $u_{max}$ = - 0,005 m/s, alors que pour d = 0 µm – 600µm et $u_{max}$= -0,0095 m/s.

Les joints riches en cuivre (Figure 3-61, b) présentent le flux du cuivre (400 µm) qui arrive vers l'inox et qui est responsable de son érosion. La vitesse de ce flux augmente proportionnellement à la vitesse de soudage. Après le passage du capillaire, ce flux change de direction en emportant l'inox fondu dans l'écoulement de recirculation. Ce flux est très vaste (environ 1000 µm) et lent, ce qui explique que les inclusions d'inox ne s'approchent pas de l'interface avec le cuivre solide.

Cette étude nous à permis de comprendre quels sont des flux présents dans le plan horizontal des soudures et à quelles morphologies finales ils peuvent aboutir. Ensuite, nous allons appliquer la méthode de level set pour visualiser les flux immiscibles et le motif hétérogène qui se développe.

### *La limitation physique de la vitesse de soudage*

Comme l'ordre de grandeur des vitesses des métaux liquides relatifs au capillaire sont proportionnelles à la vitesse de soudage, l'augmentation de celle-ci conduit logiquement au mélange plus intense des composants. Pourtant, le caractère non stationnaire de formation du joint limite la vitesse de soudage utilisable : comme chaque élément répétitif de la structure solidification se forme indépendamment du prochain, il est nécessaire d'avoir un recouvrement d'au moins 60 % pour garder la continuité de la jonction.

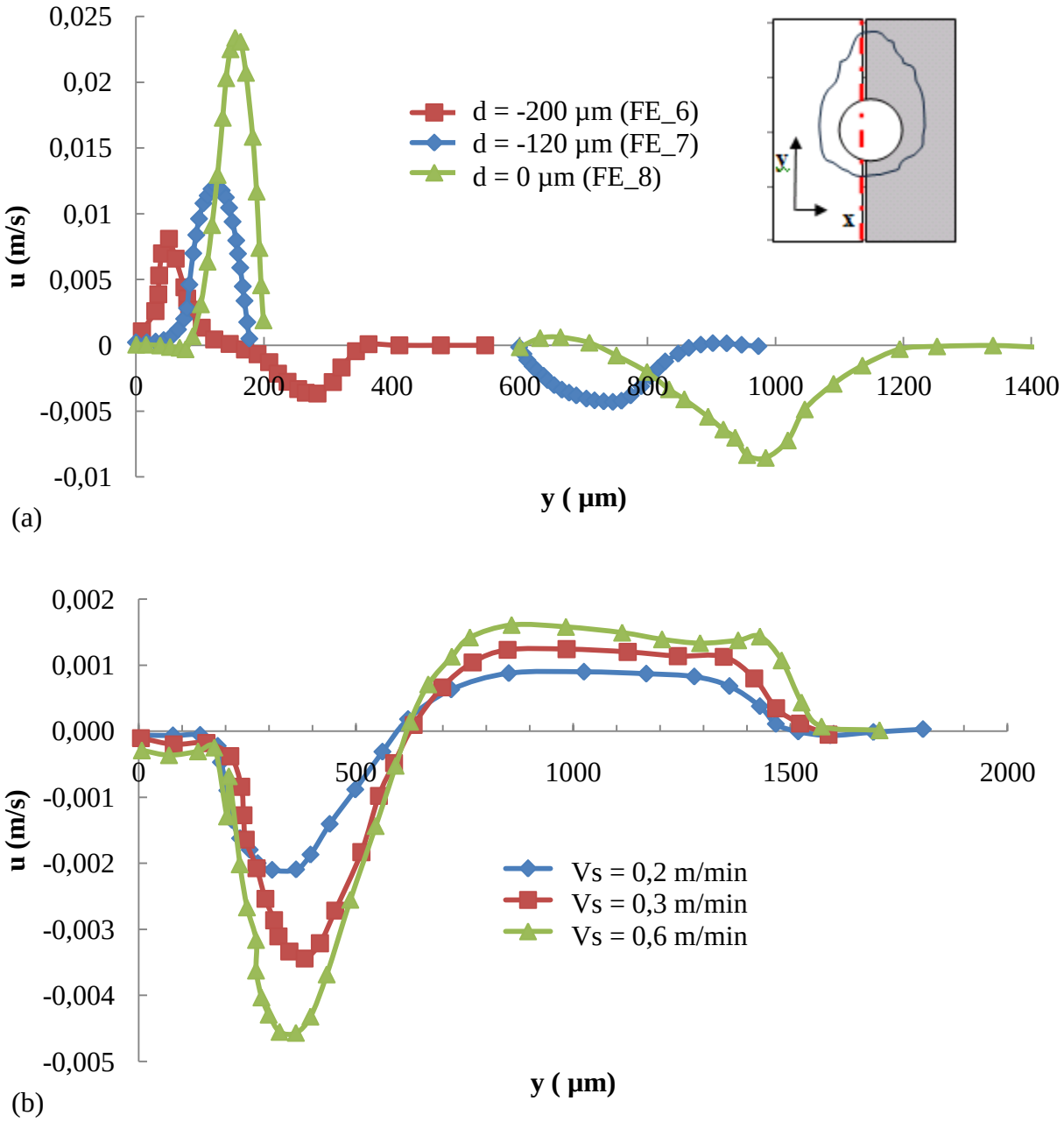



Figure 3-61. Les vitesses u perpendiculaires au plan du joint pour les joints riches en inox et mixtes (a) et pour les joints riches en cuivre (d = 400 µm) (b).

Le taux de recouvrement des zones fondues dans la structure périodique de la solidification est directement proportionnel à la vitesse de soudage (Figure 3-62). Si on prend

la longueur totale du bain fondu pour L, $L = \Delta L + \Delta L_r$, où $\Delta L$ est le période de la structure répartitive et $\Delta L_r$ est le recouvrement. Le période $\Delta L$ peut être présenté comme $\Delta L = a \cdot V_s + b$, où a et b sont des coefficients empiriques, qui peuvent être calculés à partir de $\Delta L$ mesurée pour les soudures FE_6, FE_7 et FE_8 (où le caractère périodique est bien visible). Les valeurs trouvées sont : a = 0,041 et b = 10. On peut donc calculer la distance de recouvrement $\Delta L_r = L - (a \cdot V_s + b)$ ou le pourcentage de recouvrement défini par $(L - \Delta L)/L \cdot 100$. Ces calculs sont présentés dans le Tableau 3-5.

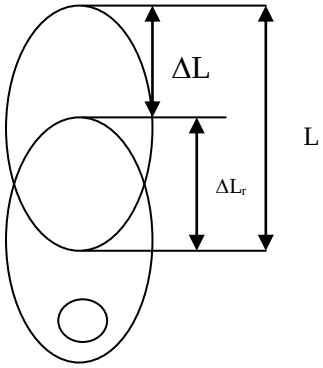



Figure 3-62. Le recouvrement des zones fondues.

On peut voir que la longueur du bain varie entre 1000 et 1300 µm et passe un maximum à la vitesse de 1,2 m/min, alors que la distance de recouvrement diminue très vite en fonction de la vitesse de soudage (Figure 3-63). Par exemple, pour 1,5 m/min le recouvrement ne consiste que de 14 % ce qui met en question la continuité de la soudure. Les vitesses de soudage sont donc limitées à environ 1 m/min pour garder le recouvrement de 40-50 %.

Tableau 3-5. Les caractéristiques des joints calculés avec la vitesse de soudage différente.

| $V_s$ (m/min) | L (µm) | $t_{vie}$ (s) | $\Delta L$ (µm) | $\Delta L_r$ (µm) | Recouvrement (%) |
|---|---|---|---|---|---|
| 0,3 | 1071 | 0,214 | 215 | 856 | 80 |
| 0,6 | 1128 | 0,113 | 420 | 708 | 63 |
| 0,9 | 1285 | 0,086 | 625 | 660 | 51 |
| 1,2 | 1333 | 0,067 | 830 | 503 | 38 |
| 1,5 | 1210 | 0,048 | 1035 | 175 | 14 |

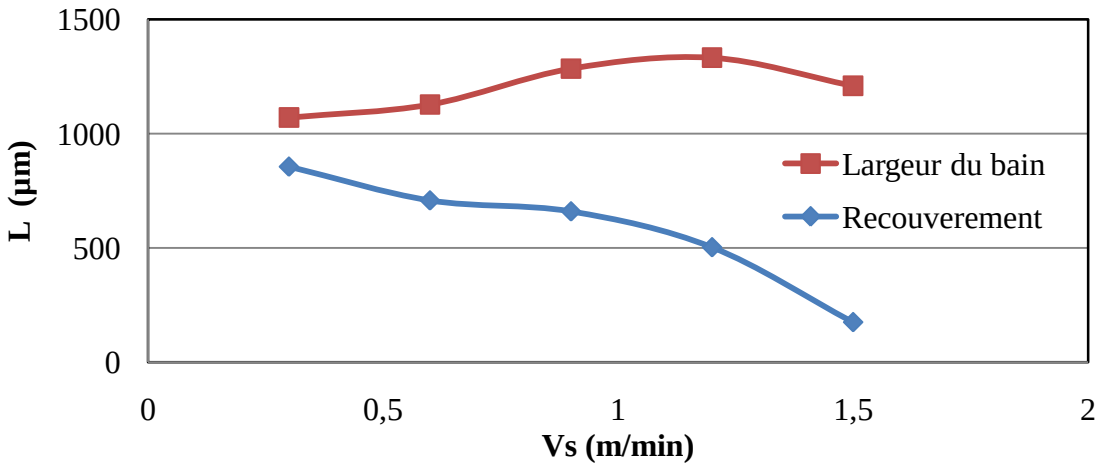


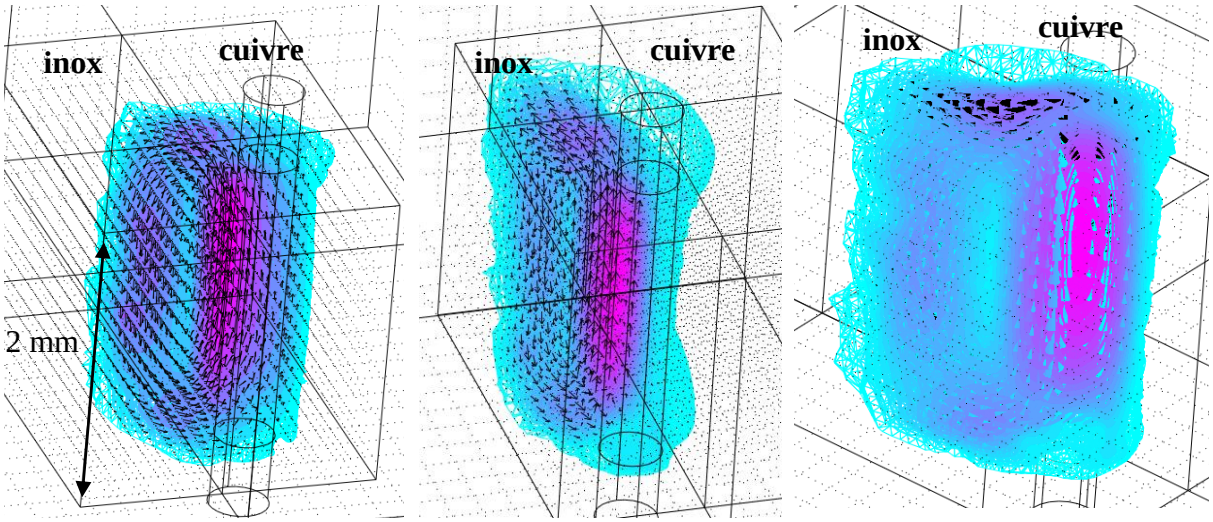

Figure 3-63. L'évolution de la largeur du bain fondu et le recouvrement des zones fondues en fonction de la vitesse de soudage.

### *3.3.2.2. Le modèle thermique-convection 3D*

Pour connaître l'influence des écoulements verticaux sur la morphologie du bain, nous avons généralisé le problème précédent à trois dimensions.

Deux types d'écoulements sont pris en compte dans ce modèle : l'écoulement autour du capillaire et la convection naturelle provoquée par la différence locale de la masse volumique du liquide. Pour la convection autour du capillaire, nous avons gardé les mêmes conditions aux limites que pour un modèle 2D, en ajoutant les conditions de glissement pour les faces supérieures et inférieures. La poussée d'Archimède peut être présentée sous forme d'approximation de Boussinesq (équation **(3-55)**). Nous avons calculé séparément le champ de vitesses correspondants à la convection naturelle (Figure 3-64) et l'écoulement autour du capillaire (Figure 3-65) pour les joints ayant une composition différente (d = -200 µm riche en inox, d = 400 µm riche en cuivre et d = 0 µm mixte).

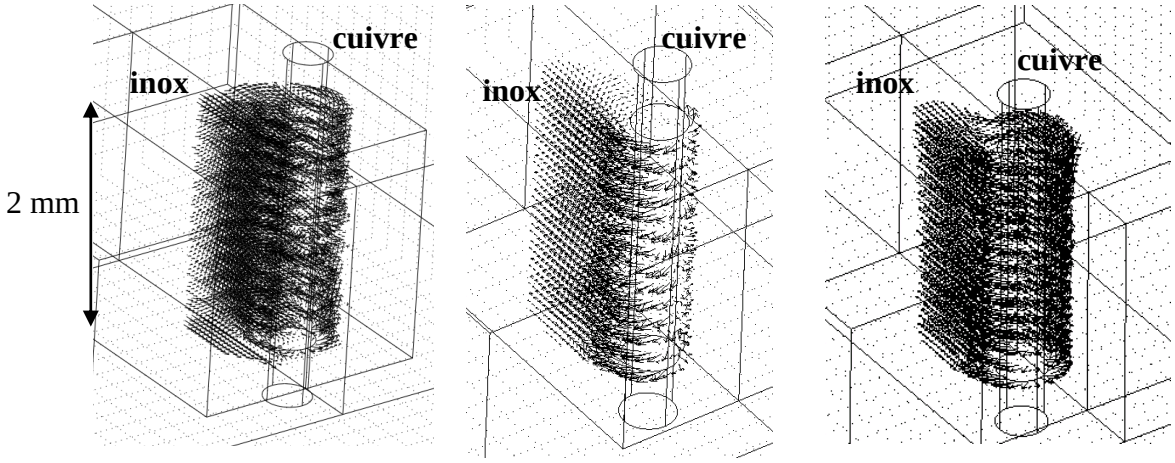
La convection issue de la différence de densité (Figure 3-64) est orientée du centre à la périphérie du bain et présente l'asymétrie générée par l'hétérogénéité du joint. Dans le cas de joint riche en inox, le mouvement est décalé vers l'inox comme le cuivre n'est pratiquement pas fondu. Pour les joints riches en cuivre (d = 400 µm) et mixtes (d = 0 µm), dans la partie supérieure de la soudure, le mouvement dans le plan x-y se passe du cuivre vers l'inox, ce qui doit refléter le mélange des matériaux. Le maximum de la vitesse (6 à 9 mm/s) est toujours situé dans le plan vertical près du capillaire de vapeur, alors que dans la zone de mélange des flux hétérogènes en arrière du capillaire, la vitesse du déplacement ne dépasse pas 1 mm/s.




| | | | |
|---|---|---|---|
| $U_{max}$ | 0,009 m/s | 0,0058 m/s | 0,0064 m/s |
| | (a) | (b) | (c) |

Figure 3-64. Le champ des vitesses relatif induit par la force flottante : d= -200 µm (a) ; d = 0 µm (b) et d = 400 µm (c), Vs = 0,6 m/min.

Le champ des vitesses correspondant à l'écoulement autour du capillaire est complètement symétrique pour l'axe z (Figure 3-65). On retrouve la même distribution des vitesses que dans le modèle 2D, mais avec une perte de précision à cause d'un maillage grossier.




(a) (b) (c)

Figure 3-65. L'écoulement autour du capillaire : d= -200 µm (a) ; d = 0 µm (b) et d = 400 µm (c), Vs = 0,6 m/min.

### 3.3.3. Modélisation de la morphologie des assemblages réalisés par faisceau d'électrons par les méthodes de l'interface mobile.

La morphologie des joints hétérogènes formés entre deux matériaux immiscibles à l'état liquide est déterminée par la proportion entre les éléments chimiques, le champ de vitesses et l'interaction entre les éléments. Pour reproduire la morphologie du bain fondu, nous avons utilisé deux méthodes de l'interface mobile déterminant la position de l'interface entre deux liquides : level set et champ des phases.

Comme il a été décrit au début de ce chapitre, la méthode level set détermine la position de l'interface en se basant sur le champ des vitesses et la mobilité ajustable de l'interface. La méthode de champ des phases prend en compte aussi la nature d'interaction entre les composants et minimise l'énergie libre du système.

#### *3.3.3.1. Intégration de la méthode level set dans un modèle de convection 2D*

##### *Les différents schémas de résolution*

Dans le bain liquide formé entre les métaux immiscibles, les propriétés locales du liquide sont déterminées à partir de sa composition locale (équation **(3-44)**). Pour reproduire le comportement du bain avec le maximum de réalisme, le couplage entre les équations de Navier-Stokes et de level set (l'équation **(3-40)**) doit être effectué. Comme la position de l'interface mobile se développe au cours du temps, une formulation temporelle est nécessaire. La solution stationnaire du problème de thermique-convection, qui donne les limites de bain fondu, doit être utilisée comme la condition initiale.

Le calcul simultané et couplé de ces deux problèmes exige une grande mémoire opérative et un temps de calcul considérable. Pour tester et adapter les méthodes mentionnées pour le système inox-cuivre, nous avons débuté par une résolution avec une géométrie 2D et un couplage partiel pour aller ensuite vers la 3D et le couplage complet. Le chemin de développement des modèles est présenté sur la Figure 3-66.

Dans un premier temps, on utilise le champ des températures (profil de la zone liquide) et des vitesses relative au capillaire, calculé en conservant les propriétés locales des liquides comme si chaque matériau restait de son côté, comme les conditions initiales pour le calcul de

la position de l'interface par la méthode de level set (Figure 3-66, a). La morphologie résultante pourrait avoir les mêmes tendances que l'écoulement réel, mais pas de le reproduire entièrement, puisque le champ des vitesses dans la zone de mélange est approché. On appelle ce cas "le couplage partiel".

Pour obtenir un champ de vitesses plus réaliste dans la zone de mélange, on peut utiliser la solution de level set comme la condition initiale du nouveau calcul de champ des vitesses, où $\rho_l, \eta = f(\varphi_{Cu})$, qui va être à son tour utilisé comme la condition initiale pour le nouveau calcul de la position de l'interface. Il ne s'agit donc pas de calcul couplé entre les équations de Navier-Stokes et level set, mais d'une série d'itérations répétées jusqu'à ce que l'interface mobile ne se déplace plus (Figure 3-66, b). Cette approche ne nécessite pas de mémoire opérative importante, mais du temps pour chaque pas d'itération.

Enfin, sous condition de ressources de mémoire suffisantes, il est possible de réaliser le calcul couplé entre les équations de Navier-Stokes et level set en se basant sur la forme du bain et du champ des vitesses initiale calculés en forme stationnaire (Figure 3-66, c). Dans ce cas, les propriétés locales du liquide et l'avancement de l'interface sont réajustés après chaque pas du temps. Les problèmes de convergence de level set peuvent apparaître sur cette étape.

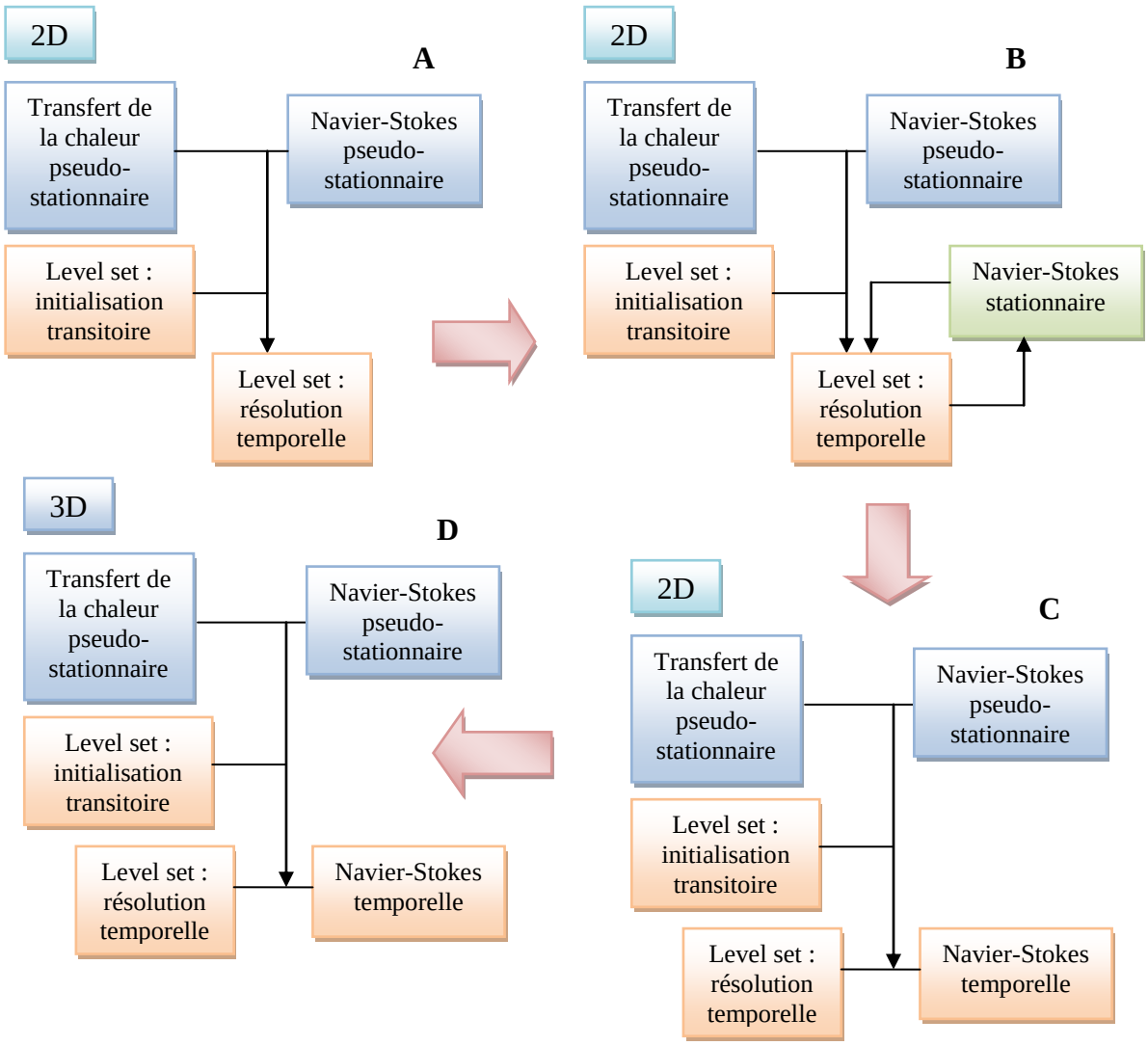



Figure 3-66. Schéma de progression des modèles de l'interface mobile.

Finalement, il est possible d'appliquer ces modèles pour le calcul en trois dimensions (Figure 3-66, d). Cela permet de visualiser la progression du mélange en volume, mais en diminuant la précision locale de la position de l'interface.

### *Temps de vie de la zone fondue*

Le temps de vie de la zone fondue est défini par l'équation **(3-54)** (voir introduction 4.2.). La variation de $t_{eq}$ en fonction de la composition du bain fondu peut être illustrée par la Figure 3-67, où la règle des mélanges est appliquée pour le calcul de $L_f$ et $Cp_l$. Le $t_{eq}<<t_l$, alors il peut être choisi à 0,02s pour les joints riches en inox ou mixtes et à 0,01 pour les joints riches en cuivre.

### *Description du modèle*

La solution du modèle d'écoulement autour de capillaire a été utilisée comme condition initiale du calcul : le champ des vitesses relatif au capillaire délimité par les isothermes de fusion des matériaux.

Les valeurs de la fonction de niveau sont : $\phi = 1$ en cuivre et $\phi = 0$ en inox.

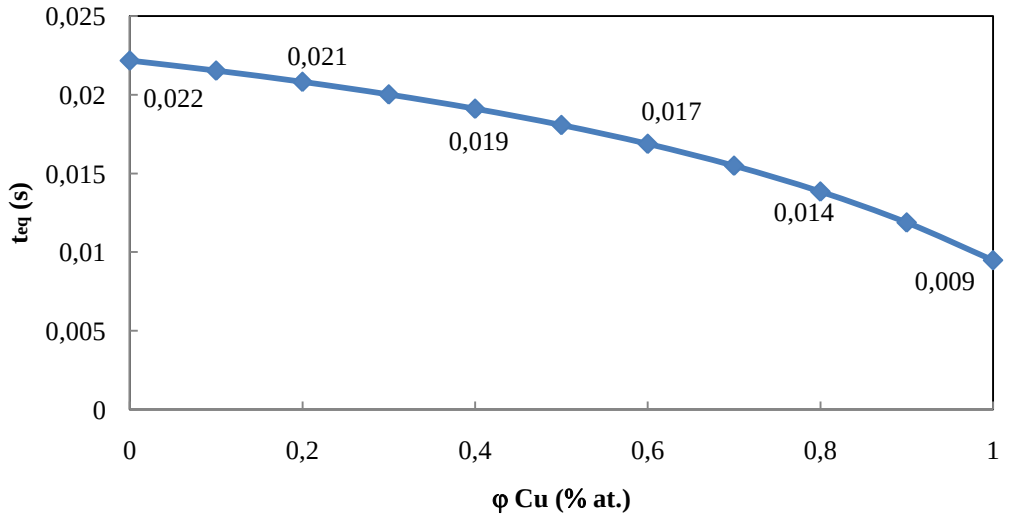



Figure 3-67. Variation du temps de relaxation de la zone fondue en fonction de sa composition.

Les conditions aux limites sont les suivantes (Figure 3-56) :

- 1, 2, 7 - l'entrée $\phi=0$ (inox) ;
- 5,6, 8 - l'entrée $\phi=1$ (cuivre) ;
- 3,4 – la sortie $\vec{n}\cdot\left(\varepsilon\cdot\vec{\nabla}\phi-\phi\cdot(1-\phi)\cdot\frac{\vec{\nabla}\phi}{|\vec{\nabla}\phi|}\right)=0$;
- 9 - l'interface initiale entre deux liquides :

$$\vec{n}\cdot(\vec{N}_{cuivre}-\vec{N}_{inox})=0,\vec{N}=\varepsilon\cdot\vec{\nabla}\phi-\phi\cdot(1-\phi)\cdot\frac{\vec{\nabla}\phi}{|\vec{\nabla}\phi|}-\phi\cdot\vec{U}_r.$$

Les simplifications de ce modèle sont : la ligne de $\varphi = 0,5$ indique la limite entre les matériaux immiscibles, mais ne prend pas en compte la solubilité existante de l'un des matériaux dans l'autre ainsi que la tension de surface à la limite entre deux matériaux. La position de l'interface est calculée uniquement à la base du champ des vitesses imposé, mais il n'y a pas de couplage entre $\varphi$ et $U_r$ via les propriétés des matériaux.

Pour obtenir des résultats corrects de modélisation, il est nécessaire d'adapter les paramètres de mobilité $\gamma$ [m.s $^{-1}$] et de l'épaisseur de l'interface $\varepsilon$ [m]. Le manuel de Comsol Multiphysics conseille d'adapter la mobilité en fonction de la grandeur des champs des

vitesses spécifiques pour chaque problème : la valeur de γ doit être de l'ordre de la vitesse minimale de déplacement du liquide qu'on veut prendre en compte (0,005 m/s).

### *Post-traitement*

La composition globale de la soudure hétérogène dépend de la proportion entre les matériaux fondus défini par la position de la source de chaleur (capillaire). A partir du modèle 2D, la composition stricte peut donc être calculée, comme le rapport entre la surface délimitée par l'isotherme de fusion du cuivre et le plan du joint et la surface totale du bain fondu (équations **(3-46)** et **(3-47)**).

Le modèle ne prenant pas en compte la diffusion du cuivre dans l'inox, les teneurs calculées de cuivre seront systématiquement inférieures à celles observées. Vu les vitesses de soudage faibles limitées par la nature de l'interaction et les volumes de la matière fondue peu importantes (par rapport au soudage laser) et la surfusion importante du bain fondu, on peut considérer que dans les joints où $S^{cuivre} >> S^{inox}$ la concentration du cuivre dans l'inox doit atteindre sa limite de solubilité (environ de 20%). La teneur en cuivre peut donc être formulée comme :

$$\varphi_{Cu}^{tot}(\%at.) = {\varphi_{dom}}^{Cu}(\%at) + \left(S^{cuivre} \gg S^{inox}\right) \cdot \left(100 - {\varphi_{dom}}^{Cu}(\%at)\right) \cdot 0{,}2 \qquad \textbf{(3-61)}$$

### *Schéma A*

Le modèle a été validé par rapport à la morphologie des joints expérimentaux (§3.2.4). La comparaison de la position de l'interface mobile et la limite entre les phases Cu et γ-Fe montre que le calcul level set est capable de reproduire les tendances de la morphologie.

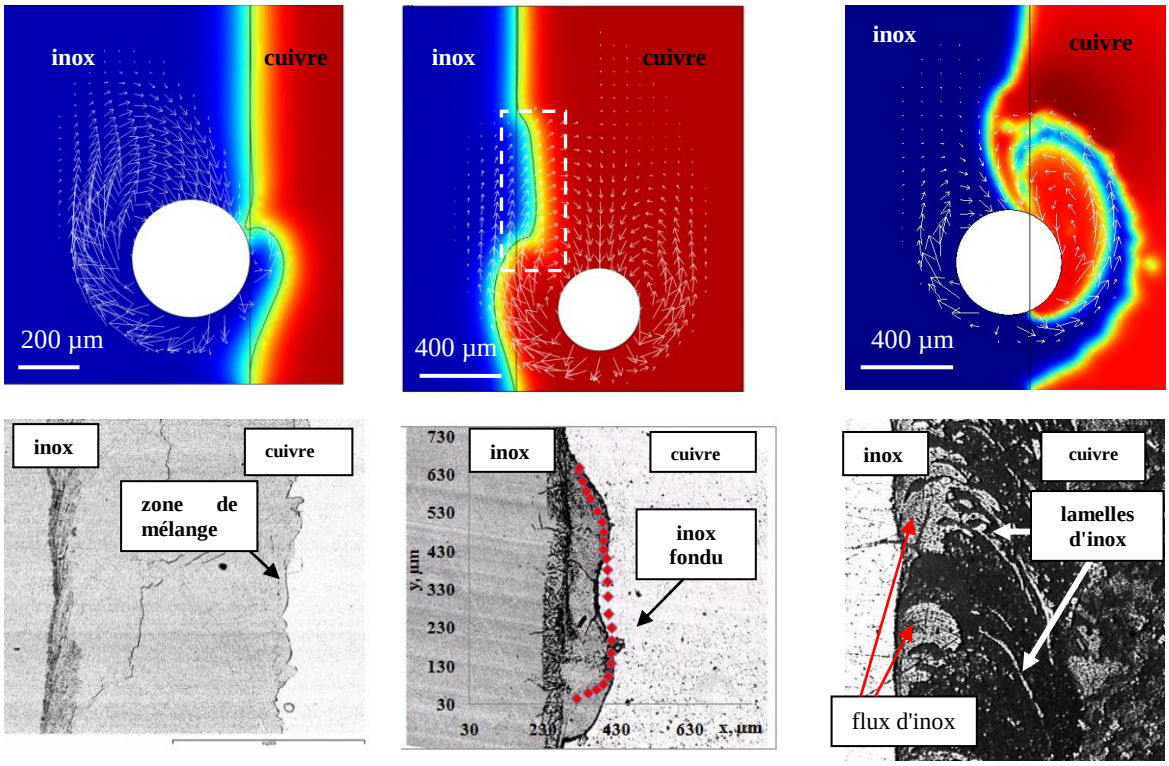
Pour le joint FE_6 riche en inox (Tableau 3-6), le mouvement de l'interface est très faible (Figure 3-68,a). A l'interface avec le cuivre, on observe un faible flux d'inox qui brase le cuivre solide, créant une couche fine de mélange, qu'on peut retrouver sur l'image topographique MEB de la soudure.

Pour les joints riches en cuivre, comme par exemple FE_4 (Figure 3-68,b), on observe un flux de cuivre qui attaque l'interface avec l'inox et entraîne de l'inox liquide dans le bain fondu. Ces éléments d'inox fondu, comme il a été montré dans le chapitre 2, peuvent se dissiper en globules. Les dimensions de ces zones sont comparables à l'interface calculée.

Dans le cas des joints mixtes, par exemple pour FE_8 (Figure 3-68,c) on aperçoit un petit flux d'inox (en bleu) et un grand flux de cuivre (en rouge) avec des éléments rares d'inox. Ces éléments sont également présents sur les macrographies réelles.

Les résultats de ces calculs (Tableau 3-6) montrent la bonne correspondance entre les valeurs calculées et expérimentales. Ceci confirme la modélisation correcte de la source de chaleur ainsi que la conservation de la matière lors du calcul de mélange. L'erreur relative de la composition est calculée comme :

$$Err^{Cu}(\%) = \begin{cases} \dfrac{{\varphi_{Cu}}^{EDS} - {\varphi_{Cu}}^{tot}}{{\varphi_{Cu}}^{EDS}} \cdot 100 \; if \; {\varphi_{Cu}}^{tot} > 50\% \\ \dfrac{{\varphi_{inox}}^{EDS} - {\varphi_{inox}}^{tot}}{{\varphi_{inox}}^{EDS}} \cdot 100 \; if \; {\varphi_{Cu}}^{tot} < 50\% \end{cases} \qquad \textbf{(3-62)}$$




(a) (b) (c)

Figure 3-68. La comparaison de morphologie d'un élément répétitif de la structure périodique de solidification calculée par la méthode de level set et la structure hétérogène réelle des joints : a) FE_ 6, b) FE_4, c) FE_8.

Tableau 3-6. La comparaison de la fraction du cuivre calculée et issue de l'an analyse EDS pour les joints réalisés par faisceau d'électrons.

| **Joint** | **d (µm)** | **$\varphi_{Cu}^{EDS}$ (% at.)** | **$\varphi_{Cu}^{tot}$(% at.)** | **$Err^{Cu}$ (%)** |
|---|---|---|---|---|
| FE_6 (0,6 m/min , 25 mA , 40 kV) | -200 | 8,81 | 2,0 | -7,5 |
| FE_7 (0,6 m/min , 30 mA , 37,5 kV) | -120 | 52,7 | 49,0 | 7,0 |
| FE_8 (0,9 m/min , 35 mA , 40 kV) | -80 | 58,2 | 53,0 | 8,9 |
| FE_2 (0,2 m/min , 22 mA , 30 kV) | 420 | 91,3 | 84,7 | 7,2 |
| FE_9 (0,3 m/min , 35 mA , 25 kV) | 300 | 94,1 | 83,5 | 11,3 |
| FE_4 (0,3 m/min , 25 mA , 32 kV) | 380 | 94,2 | 85,4 | 9,4 |
| FE_5 (0,6 m/min , 40 mA , 25 kV) | 400 | 94,5 | 55,02 | -5 |
| FE_10 (0,6 m/min , 37,5 mA , 30 kV) | 600 | 94,7 | 98,5 | -4,0 |
| FE_11 (0,9 m/min , 40 mA , 35 kV) | 550 | 95,1 | 95,6 | -0,5 |
| FE_3 (0,3 m/min , 32 mA , 25 kV) | 375 | 95,3 | 86,1 | 9,7 |

### *Schéma B*

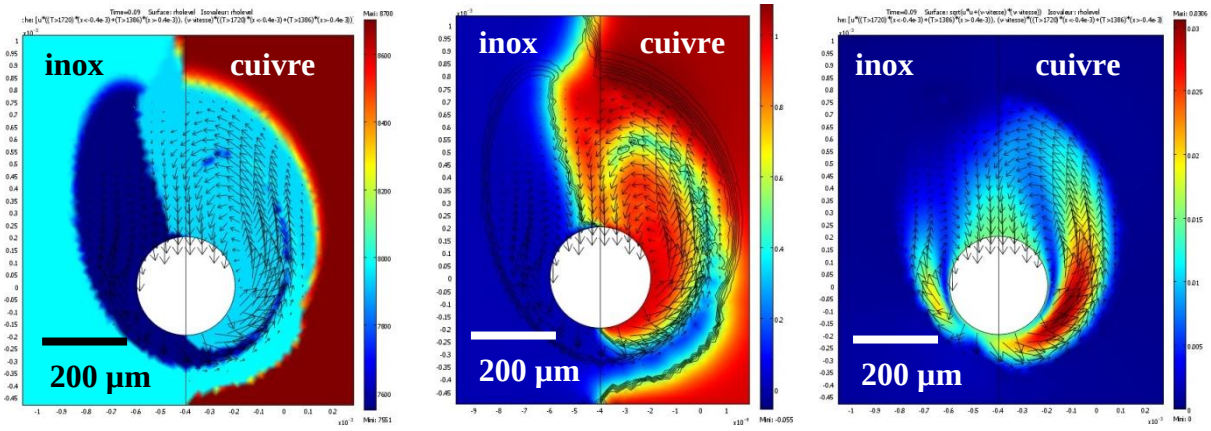
Dans le modèle précédent, le calcul de la position de l'interface entre les métaux liquides est basé sur un champ de vitesses ne prenant pas en compte l'hétérogénéité de la composition du bain. Les propriétés des métaux étaient fixées pour chaque domaine géométrique. Cette approche donne des résultats cohérents avec l'expérience, mais le champ des vitesses n'est pas tout à fait réaliste à l'interface des deux domaines (où l'un des métaux entre dans le domaine de l'autre).

Le schéma B (Figure 3-66) suit une démarche similaire au schéma précédent. Dans un premier temps, nous déterminons le champ des vitesses stationnaires dans chaque domaine, où les propriétés physiques sont celles du matériau initial caractérisant ce domaine. Puis, nous déterminons la fonction de niveau ϕ à partir de ce champ de vitesse, permettant de définir une première approximation de position de l'interface entre les deux milieux. On peut ainsi tenir compte de la présence de chaque matériau dans les deux domaines. Les propriétés physiques du matériau en un point sont alors définies par l'équation **(3-56)**.

On peut ainsi faire un nouveau calcul du champ de vitesse, permettant ensuite de corriger la fonction de niveau et d'obtenir la position de l'interface entre les deux matériaux.

Ce schéma prend plus de temps de calcul (environ 2 jours par rapport aux quelques heures).

Le résultat final du calcul obtenu après une itération est présenté dans le cas de la position centrée du capillaire (Figure 3-69). La distribution des densités montre que la simulation de contact des deux liquides immiscibles à densité variable avec le changement des phases est réussie : lorsqu'un liquide délimité par l'isoligne ϕ =0,5 quitte son domaine d'origine, il conserve ses propriétés. La distribution des vitesses et la fonction de niveau ne changent pas principalement par rapport au calcul direct.




(a) (b) (c)

Figure 3-69. La distribution de la densité (a), la fonction de niveau (b) et le champ des vitesses relatives (c) pour un décalage nul (d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min)

La comparaison du champ des vitesses à travers le bain fondu (Figure 3-70) pour le calcul direct (schéma A) et après correction (schéma B) montre une similitude des deux solutions : les valeurs de vitesses sont légèrement supérieures pour le cuivre et légèrement inférieures pour l'inox. La composante u (composante transversale de la vitesse relative) au niveau du plan du joint est un peu moins importante pour le second calcul, mais la distribution locale des vitesses reste la même (Figure 3-71).

La variation de la fonction de niveau au niveau du flux du cuivre, est pratiquement égale pour les calculs direct et bouclé (Figure 3-72). Par contre, le calcul bouclé augmente l'importance des lamelles d'inox qui sont amenées dans le cuivre par l'écoulement qui commence en avant du capillaire. On peut conclure que le résultat du calcul direct ne s'éloigne pas trop du résultat obtenu dans un schéma bouclé.

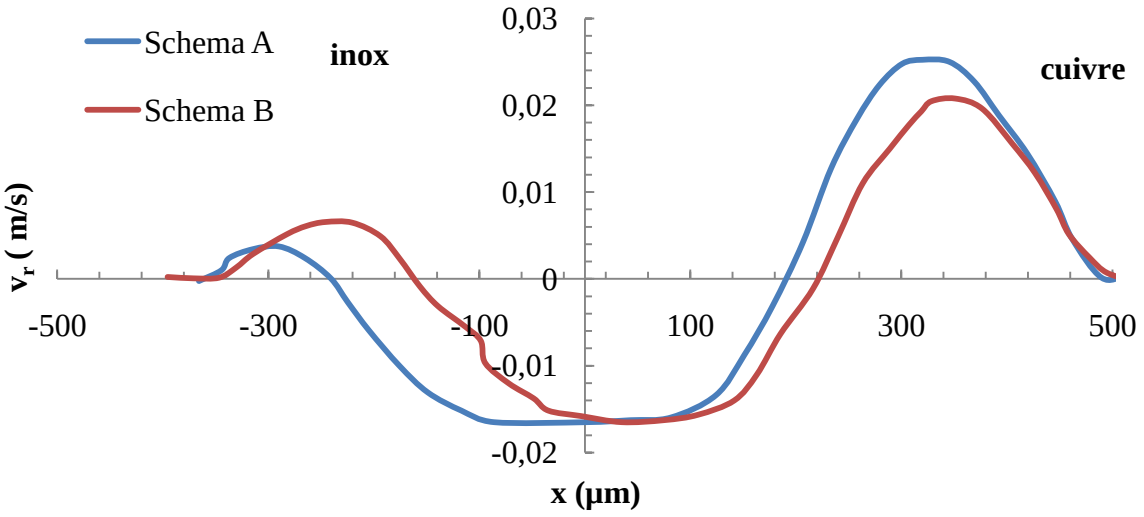



Figure 3-70. Distribution transversale des vitesses relatives (composante longitudinale) dans le bain fondu à l'arrière du capillaire (d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min, y= 200µm) : schéma A et B.

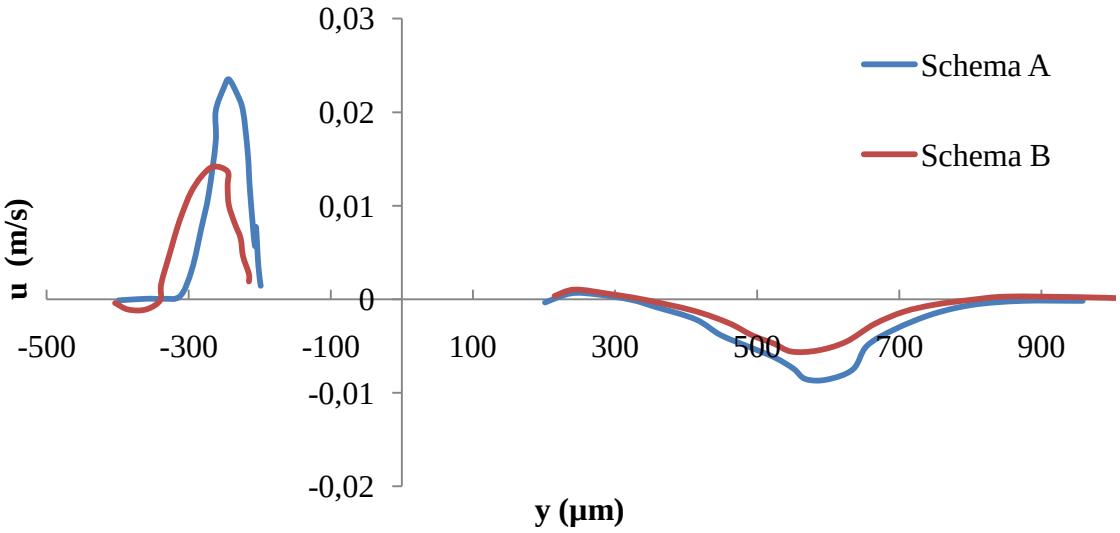



Figure 3-71. Distribution longitudinale des vitesses relatives (composante transversale) dans le plan (x=0): schéma A et B (d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min).

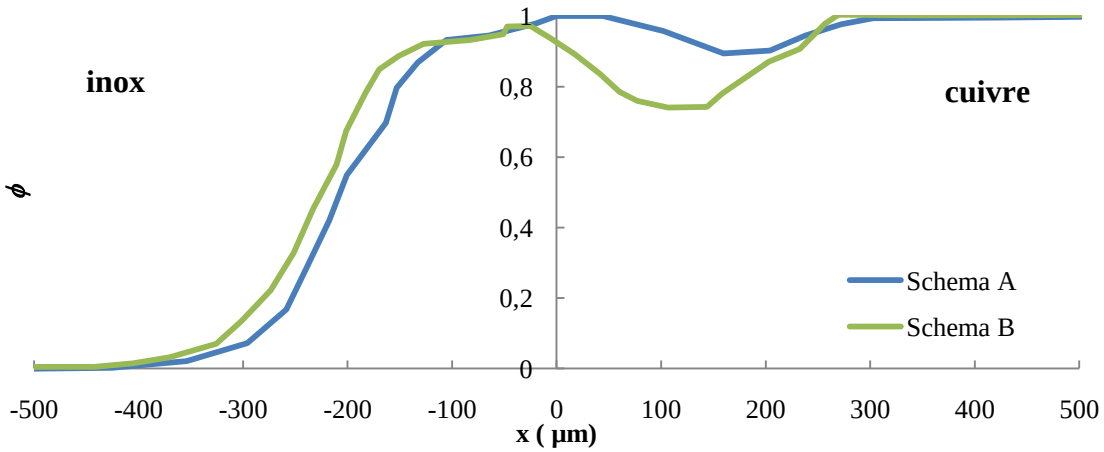



Figure 3-72. Fonction de niveau à travers le bain fondu : schéma A et B (d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min, y = 600 µm).

### *Schéma C*

Dans ce schéма, il y a couplage entre les équations de Navier-Stokes et level set

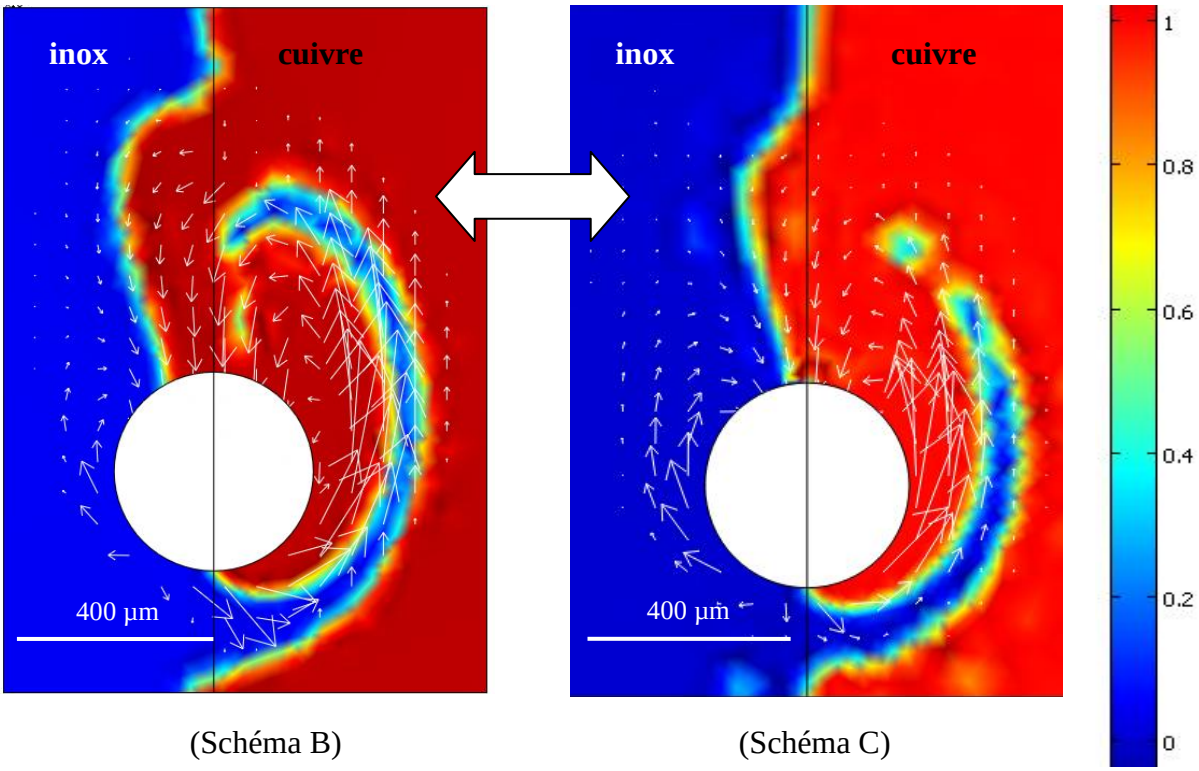
$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \overrightarrow{U_r} \cdot \vec{\nabla}\phi = \gamma \cdot \vec{\nabla}\left( \varepsilon \vec{\nabla}\phi - \phi(1-\phi) \cdot \frac{\vec{\nabla}\phi}{|\vec{\nabla}\phi|} \right).$$

$$\rho \cdot \frac{\partial \vec{U}}{\partial t} + \rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\overrightarrow{P_l} + \eta \cdot (\vec{\nabla}\vec{U} + (\vec{\nabla}\vec{U})^T)), \quad \textbf{(3-63)}$$

$$\vec{\nabla}(\rho \cdot \vec{U}) = 0;$$

où U (u,v) est le champ des vitesses global et Ur (u, v-$V_s$) est le champ des vitesses relatif.

La résolution simultanée de ces équations permet un meilleur couplage, mais nécessite une taille mémoire plus importante que dans la méthode itérative (schéma B). On ne constate pas de changement significatif de la morphologie issue du calcul (Figure 3-73).




(Schéma B) (Schéma C)

Figure 3-73. La comparaison de morphologie issue du calcul via schéma B et C ( d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min).

Ainsi le schéma A permet d'obtenir rapidement la représentation réaliste de la forme du bain, du champ des vitesses, de la composition et de la morphologie de la soudure. Les calculs itératifs, qui demandent des ressources informatiques importantes, peuvent apporter une représentation réaliste de la variation de densité et plus d'information sur le développement du champ des vitesses. Cependant, afin d'économiser le temps de calcul, nous avons réalisé différentes études paramétriques en utilisant le schéma A.

L'évolution des champs des vitesses montre que :

- dans le plan transversal : le flux du cuivre avance avec une vitesse 6 fois supérieure au flux d'inox et qu'ensuite avec le temps, il ralenti de 0,006 jusqu'à 0,004 m/s, alors que le flux d'inox s'intensifie (Figure 3-74 a);

• dans le plan du joint, les vitesses locales du liquide augmentent avec le temps, ce qui correspond avant le capillaire au développement des bandes fines d'inox et en arrière du capillaire à l'avancement d'un flux riche en cuivre du côté inox (Figure 3-74 b).

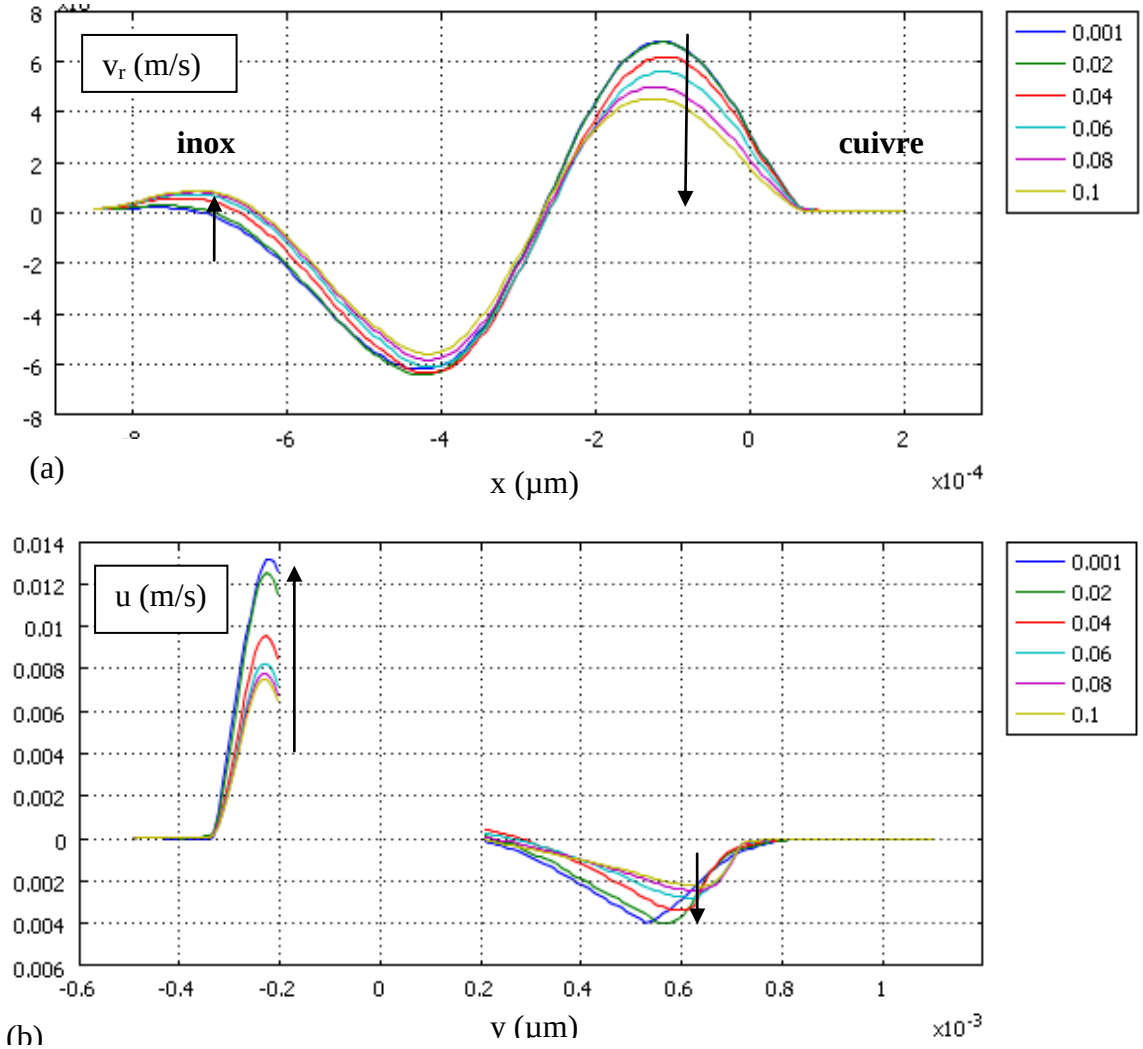



Figure 3-74. Evolution des champ des vitesses issus du calcul via le schéma C : v-Vs (a) et u(b) ( d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min).

### *Evolution de la morphologie des joints en fonction des paramètres opératoires*

Nous avons étudié l'influence du décalage du capillaire et la vitesse de déplacement du faisceau d'électrons variables sur la morphologie des zones immiscibles.

La position du capillaire est le facteur majeur déterminant la proportion des matériaux fondus. En faisant varier la position de la source thermique équivalente, on obtient plusieurs types de morphologie (Figure 3-75).

Dans le cas d'une déflection de faisceau égale à zéro, ce qui correspond à un décalage du capillaire de -200 µm vers l'inox, le capillaire se trouve entièrement dans l'inox, et le cuivre arrive dans le bain fondu seulement grâce au flux d'inox érodant le cuivre solide.

Pour un décalage de -150 µm à -100 µm, on observe la coexistence de deux flux symétriques qui se rencontrent à l'arrière du capillaire.

Pour un décalage de -100 à 150 µm, le mélange des composants est maximal : un flux lent d'inox entourant le capillaire rencontre un flux plus rapide de cuivre fondu à l'arrière du

capillaire. A l'avant du capillaire, un flux important d'inox fondu est entrainé dans le cuivre fondu, produisant une longue bandes riche d'inox qui entourent le capillaire.

A partir de d =150 µm, il existe deux flux riches en cuivre, l'un érode le côté d'inox et l'autre entraine l'inox fondu à l'arrière du bain.

Pour des déflections importantes (d≥400 µm), les bandes sont remplacées par des structures ondulaires, alors que les vitesses de déplacement dans la périphérie du flux du cuivre diminuent lors de l'augmentation de la distance entre le capillaire et le plan du joint.

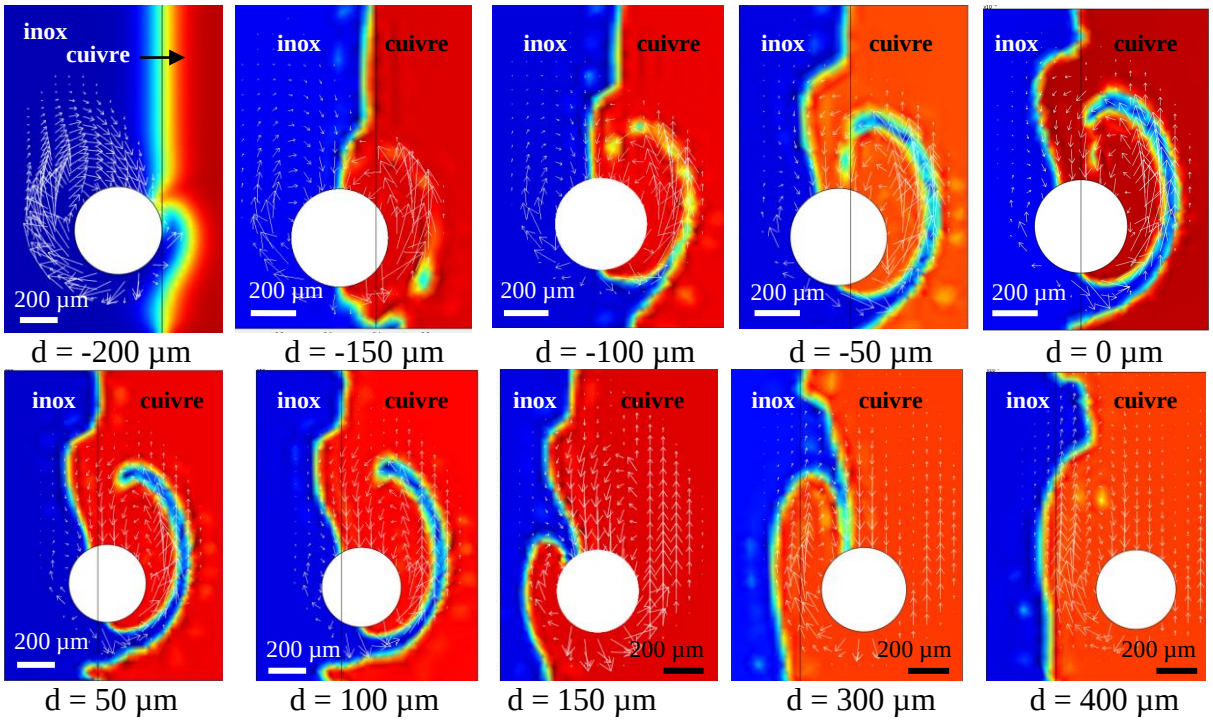



Figure 3-75. L'évolution de la morphologie des soudures en fonction du décalage du capillaire (*Vs* = 0,9 m/min).

La variation de la vitesse de soudage ne change pas principalement la morphologie de l'assemblage (Figure 3-76). Pour des vitesses de soudage lentes, le champ des vitesses relatives est peu intense, ce qui est compensé par une durée de vie du bain importante. On obtient une morphologie très similaire au cas des vitesses fortes pour lesquels la durée de vie du bain fondu est plus courte. L'élongation du bain fondu en fonction de la vitesse de soudage provoque l'allongement de tous les éléments de morphologie.

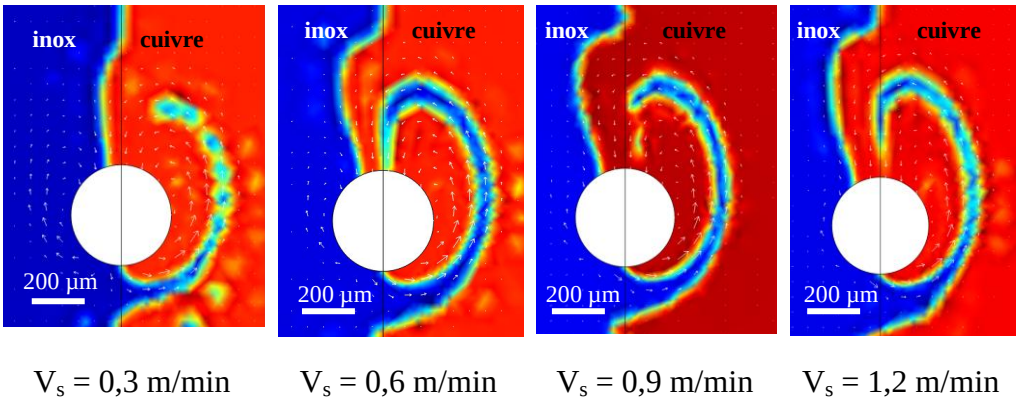



Figure 3-76. Résultat de calcul level set pour les joints avec une vitesse de soudage différente et la position du faisceau centré (d = 0).

On peut conclure que la morphologie du bain fondu formé entre les immiscibles est contrôlée principalement par la position du capillaire de vapeur.

### *L'évolution de composition des joints en fonction des paramètres opératoires*

En fonction de la composition globale, les joints peuvent être divisés en trois groupes (Figure 3-77) :

1) d<-100 µm, quand le capillaire est dévié vers l'inox et le bain fondu est donc situé pratiquement entièrement dans l'inox ;
2) 100 µm<d<-100µm, quand le capillaire est situé dans les deux matériaux, ce qui donne une proportion entre les composants proche à la parité ;
3) d<100 µm, quand le capillaire est dévié vers le cuivre ce qui conduit à un bain fondu riche en cuivre. La quantité d'inox fondu diminue d'avantage pour les décalages importants.

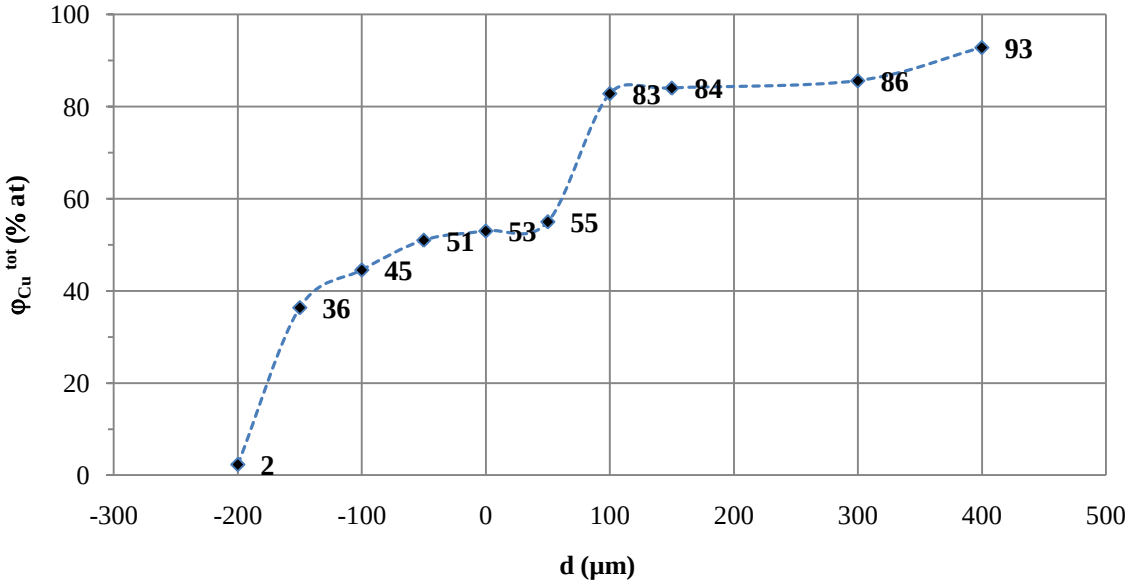



Figure 3-77 Variation de la composition globale des soudures en fonction du décalage du capillaire ($V_s$ = 0,9 m/min).

L'influence de la vitesse de soudage sur la composition globale varie en fonction du décalage du capillaire. Trois cas ont été choisis : déflection nulle, -200 µm et 400 µm (Figure 3-78). Pour d = 0 et d = 400 µm, l'augmentation de la vitesse de soudage conduit à la diminution de la quantité d'inox fondu, alors que pour d = -200 µm la composition reste stable.

Une telle diminution de la quantité d'inox fondu peut être expliquée par la différence de température de fusion et surtout la différence de conductivité thermique entre les matériaux. Avec l'augmentation de la vitesse de soudage, le bain fondu côté inox devient de plus en plus fin et allongé, alors que le côté cuivre ne change pratiquement pas de largeur mais gagne en longueur. Par exemple, pour d = 0 µm sous $V_s$ = 0,3 m/min l'isotherme de fusion côté inox est située à la distance de 480 µm du plan du joint et côté cuivre - à 510 µm, alors que pour $V_s$ = 1,2 m/min, seule l'isotherme de fusion d'inox se déplace (330 µm) et celle du cuivre reste immobile (500 µm)

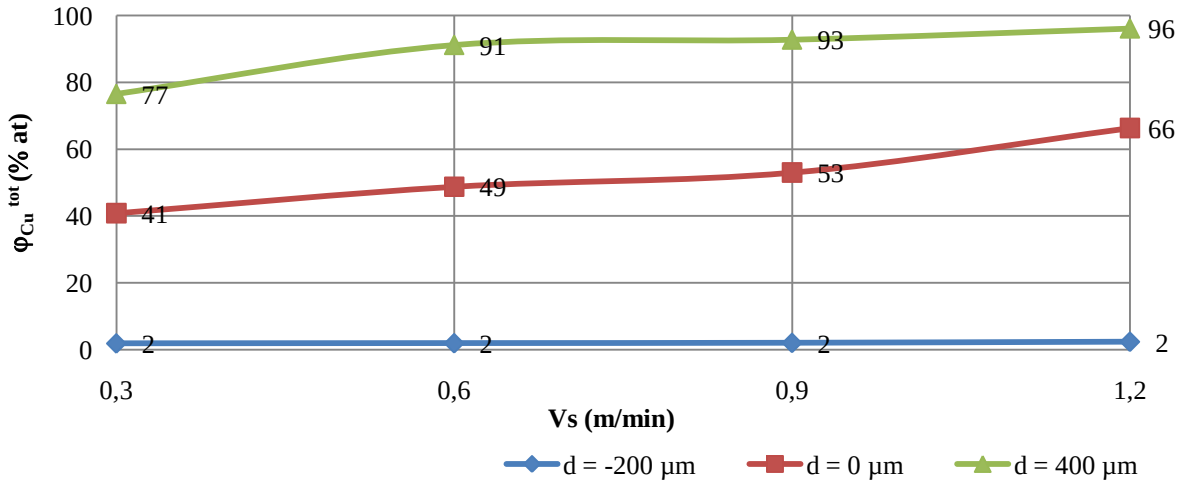



Figure 3-78. Variation de la composition globale des soudures pour trois cas de décalage du capillaire.

### *3.3.3.2. L'étude d'un modèle 3D intégrant la méthode level set dans un modèle de convection*

Nous avons testé l'influence du passage en trois dimensions. Celui-ci peut apporter des informations supplémentaires concernant l'évolution de la morphologie en profondeur. Les mêmes conditions aux limites du modèle 2D ont été conservées et les conditions de symétrie pour les faces supérieures et inférieures ont été ajoutées. Le calcul utilisant le schéma A a été réalisé dans le cas d = -80 µm, $V_s$ = 0,9 m/min (Figure 3-79).

La morphologie le long de l'axe z peut varier dans deux cas :

1. l'influence de la convection dans le plan vertical (ici la convection naturelle) ;
2. l'inclinaison du capillaire de vapeur au fond du matériau suite à l'action des champs magnétiques parasites ou l'inclinaison volontaire de la pièce.

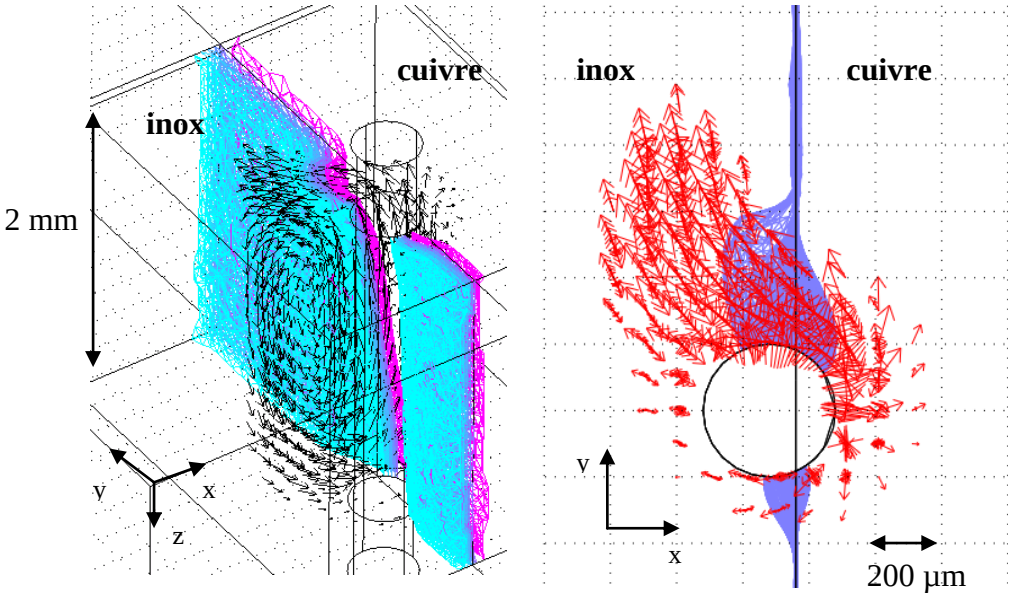



Figure 3-79. Résultat de calcul level set (vue général 3D et le plan x-y, z=0 ) pour d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min : la position d'interface sous action de la convection naturelle.

En premier, nous avons estimé l'influence de la convection naturelle sur la position de l'interface entre deux matériaux (Figure 3-79). Le champ des vitesses issu de la convection

naturelle, provoque le déplacement de l'interface mobile uniquement dans une couche fine aux extrémités de la soudure. Le déplacement maximal de l'interface vers l'inox (z=0) est de l'ordre de 300 µm.

Deuxièmement, le calcul de la position de l'interface à la base de la convection naturelle et l'écoulement autour du capillaire a été réalisé (Figure 3-80). On peut constater l'intensification du mélange aux extrémités de la soudure. La bande d'inox entrainée par le flux du cuivre dans le mouvement de recirculation rejoint le flux d'inox de l'autre côté du capillaire. L'analyse de l'évolution de la morphologie en fonction de z montre que le mélange le plus intensif correspond à $z \leq 200$ µm et $z \geq 1800$ µm, alors que dans le milieu de la soudure, la bande d'inox est peu développée.

La comparaison des profils calculés pour les différents z avec les macrographies explique la légère évolution de la morphologie des joints mixtes avec la profondeur (Figure 3-81). Trois éléments de morphologie ont été comparés : le flux du cuivre (1), la bande d'inox entrainée dans le mouvement de recirculation (2) et le flux d'inox (3).

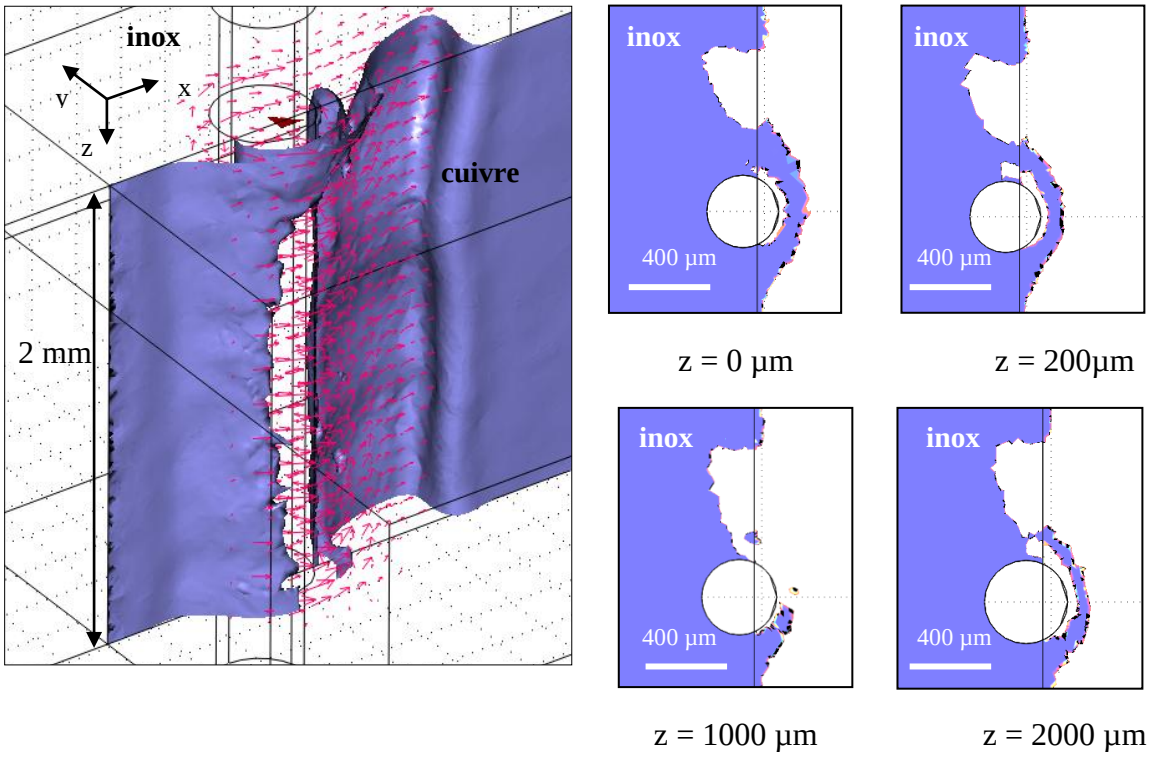
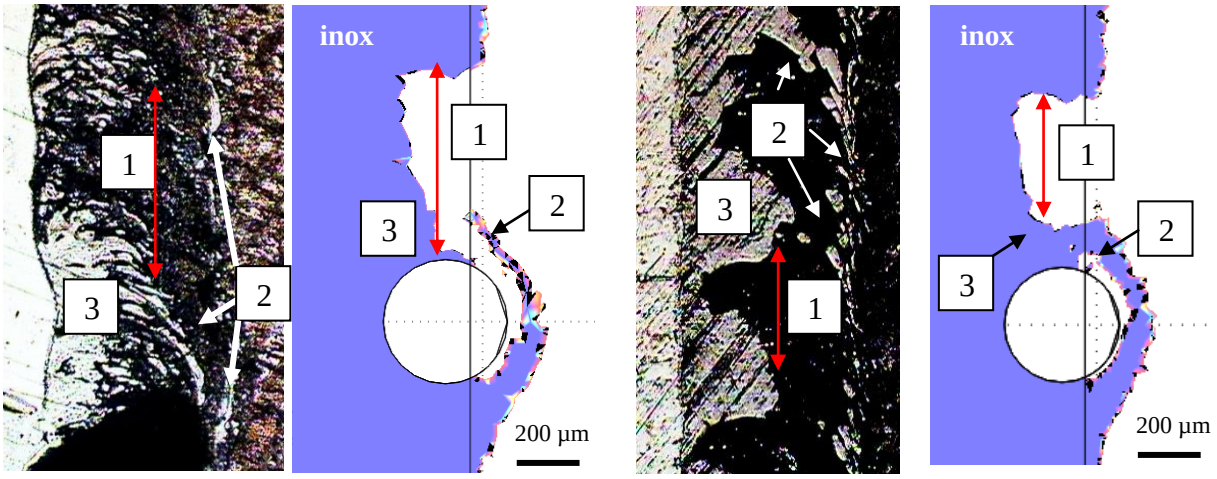



Figure 3-80. Le résultat de calcul level set (vue général 3D et vue dans le plan x-y) pour d = -80 µm, Vs = 0,9 m/min : la position de l'interface sous l'action de la convection naturelle et de l'écoulement autour du capillaire.

L'aspect des zones de mélange dans la partie supérieure de la soudure (450 µm de profondeur) et le milieu de la soudure (1200 µm) présente une bonne correspondance avec la position de l'interface libre issue du calcul 3D. Pour le premier cas, la bande d'inox est fine et les flux d'inox et de cuivre sont assez étendus. Pour le deuxième cas, au contraire, les flux sont plus compactes et le bande d'inox plus épaisses.

On peut conclure que le calcul de la position de l'interface libre en considérant de la convection naturelle dans le bain fondu peut expliquer la variation des nuances de morphologie, à condition d'une résolution de maillage suffisante (ici le maillage est de 100 µm). La convection naturelle intensifie les mouvements convectifs aux extrémités de la soudure.




z = 450 µm z = 1200 µm

Figure 3-81. Comparaison des positions de l'interface entre les zones immiscibles pour les différentes profondeurs de la soudure FE_8 avec les résultats de calcul 3D.

### *3.3.3.3. L'intégration de la méthode de Champ des Phases dans le modèle de convection 2D : couplage complet*

Les modèles basés sur l'approche pseudo-stationnaire, ne permettent pas d'étudier le mécanisme exact de la création de la morphologie et sont basés sur la supposition que le bain fondu conserve la même forme tout au long du soudage. L'approche plus réaliste dans le cas du faisceau d'électrons serait de considérer séparément la formation de chaque élément répétitif de la structure de solidification. L'aspect horizontal de la soudure proche de celui du soudage pulsé, reflète l'interaction non stationnaire entre le faisceau d'électrons et la matière : la formation de chaque élément répétitif de la structure de solidification commence par la fusion des matériaux solides et la création de la zone liquide ; ensuite, quand la source de la chaleur est enlevée, l'effet de surfusion garde le bain fondu à l'état état liquide, le temps nécessaire pour atteindre l'équilibre thermodynamique, alors que la source de la chaleur s'est déjà déplacée en avant, où le processus recommence.

Un modèle final dans notre étude considère le développement d'un unique élément répétitif de la structure de solidification par la résolution simultanée du problème de fusion et du mélange dans le temps et dans le plan horizontal. Pour reproduire l'interface entre deux phases liquides, une méthode de champ des phases a été utilisée, car elle permet de prendre directement en compte, la présence de la tension superficielle entre deux phases.

La formation d'un élément répétitif de la structure de solidification a été présentée en deux étapes : le développement de la zone pendant le temps $t_f$ et sa rétention à l'état liquide dans les conditions de surfusion sous $t_{eq}$, après lequel la solidification spontanée fige la morphologie. Le temps de développement de la zone fondue peut être estimé comme une relation entre la longueur d'un élément répétitif (mesurée comme la distance entre les structures répétitives observables sur la macrographie) et non la longueur entière du bain fondu et la vitesse de soudage $V_s$, alors que le temps de vie sous $T<T_f$ peut être estimé à partir des propriétés thermo physiques des matériaux et la vitesse de refroidissement (le gradient de la température) (équation **(3-52)**).

Analogiquement aux modèles pseudo-stationnaires, la source de la chaleur est considérée comme l'isotherme de vaporisation : $(T = T_v)\cdot( x^2 + y^2 = R^2)$ L'équation de la chaleur est présentée sous forme temporelle (*U* - champ des vitesses global) :

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = \rho \cdot c_p \cdot \vec{U} \cdot \vec{\nabla} T. \quad \textbf{(3-64)}$$

Les conditions aux limites sont :

- la surface avant : T = 300 K ;
- les surfaces latérales : pertes de la chaleur par radiation : $\vec{n} \cdot (-k \cdot \vec{\nabla} T) = \varepsilon_m \cdot \bar{\sigma} \cdot (T_0^4 - T^4)$;
- la surface arrière : $-\vec{n} \cdot (-k \cdot \vec{\nabla} T) = 0$ ;
- le profil du capillaire : $T = T_v^{inox}$ soit $T_v^{cuivre}$ respectivement.

Le métal fondu est considéré comme un liquide Newtonien incompressible dont l'écoulement est considéré comme temporel et est décrit par les équations de Navier-Stokes :

$$\begin{aligned} &\rho \cdot \frac{\partial \vec{U}}{\partial t} + \rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\vec{P_l} + \eta \cdot (\vec{\nabla} \vec{U} + (\vec{\nabla} \vec{U})^T)), \\ &\vec{\nabla}(\rho \cdot \vec{U}) = 0; \end{aligned} \quad \textbf{(3-65)}$$

L'écoulement en arrière du capillaire est considéré comme le seul facteur de la convection et de mélange dans le système. Les côtés de la pièce se déplacent avec la vitesse de soudage, alors que le bain fondu a son propre champ des vitesses $U_r$ (u, v-$V_s$) lié aux écoulements compétitifs autour du capillaire. La condition de glissement est appliquée aux parois avant du capillaire $\vec{n} \cdot \vec{U} = 0$, alors que le glissement tangentiel est considéré en arrière : $\vec{n} \cdot \vec{U} = 0, \vec{U} \cdot \tau = V_w, \tau = (-n_y, n_x)$.

Pour décrire le mélange entre les matériaux immiscibles, la forme conservative de l'équation de champ des phases couplée avec le champ des vitesses relatif au capillaire a été utilisée :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{\nabla}(\phi \cdot \vec{U_r}) &= \vec{\nabla} \cdot \left(\frac{\gamma \cdot \lambda}{\varepsilon^2} \cdot \vec{\nabla} \psi\right), \\ \psi &= -\vec{\nabla}(\varepsilon^2) \cdot \vec{\nabla} \phi + (\phi^2 - 1)\phi + \left(\frac{\varepsilon^2}{\lambda}\right) \frac{\partial \phi}{\partial t} \end{aligned} \quad \textbf{(3-66)}$$

où la mobilité à l'interface est définie comme $\gamma = \varepsilon \cdot \chi^2$, le champ des vitesses comme $\vec{U}_r = (\vec{u}; \vec{v} - \vec{V_s})$ et l'énergie de mélange est en liaison avec la tension superficielle $\sigma = \frac{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \lambda}{3 \cdot \varepsilon}$.
Les conditions aux limites sont considérées comme :

- initialement $\phi = 1$ dans le domaine du cuivre et $\phi = -1$ dans l'inox, ce qui correspond aux fractions de volume de $V_m = 1$ et 0 respectivement :

$$V_m = \frac{1+\phi}{2};$$

- $V_m = 1$ sur la surface avant côté cuivre et 0 côté inox ;
- l'angle de contact entre le métal fondu et le capillaire est considéré comme $\pi/2$ ;
- la condition sur l'interface mobile est donnée comme :

$$\vec{n} \cdot (\vec{N}_{cuivre} - \vec{N}_{inox}) = 0, ou \quad \vec{N} = \varepsilon \cdot \vec{\nabla} \phi - \phi \cdot (1 - \phi) \cdot \frac{\vec{\nabla} \phi}{\left|\vec{\nabla} \phi\right|} - \phi \cdot \vec{U}_r.$$

Pour permettre la reproduction réaliste du processus de mélange, il est nécessaire de reproduire le changement des propriétés des matériaux en fonction de la composition locale. Pour cela, les fonctions lisses de Heaviside ont été programmées pour prendre en compte la fusion et le mélange entre les deux matériaux. La solubilité des composants à l'état liquide est négligée et les propriétés physiques sont considérées constantes pour chaque phase. Pour décrire les variables comme la densité$\rho$, la conductivité thermique *k*, la capacité calorifique *Cp* et la viscosité $\eta$, le schéma suivant a été utilisé :

- la séparation de la zone fondue de la zone solide (limitée par $T_f^{inox}$ côté inox et $T_f^{cuivre}$ côté cuivre) :

$$A^{inox} = A^{inox}_{solide} + (A_{liquide} - A^{inox}_{solide}) \cdot flc2hs(T-T_f^{inox}, dT),$$
$$A^{cuivre} = A^{cuivre}_{solide} + (A_{liquide} - A^{cuivre}_{solide}) \cdot flc2hs(T-T_f^{cuivre}, dT), \quad \textbf{(3-67)}$$

- le processus de mélange entre deux liquides avec la conservation des propriétés de chacune (délimités par l'isoligne $\phi$ =0) est donnée comme :

$$A_{liquide} = A_{liquide}^{inox} + (A_{liquide}^{copper} - A_{liquide}^{steel}) \cdot flc2hs(V_m-0,5, dV_m). \quad \textbf{(3-68)}$$

La viscosité du matériau solide est fixée à 10 Pa·s, la valeur n'ayant pas de signification physique mais permettant de supprimer les champs des vitesses parasites dans la partie solide.

Les autres variables comme le champ des vitesses relatives au capillaire $U_r$ et le paramètre $\chi$, nécessitent aussi l'application du terme $flc2hs(T-T_f, dT)$. Pour le premier cas, le champ des vitesses est introduit dans l'équation du champ des phases et doit être appliqué strictement dans la partie fondue pour supprimer l'influence du champ des vitesses parasite dans le solide. Le paramètre $\chi$ est introduit aussi comme une fonction de la température : la valeur maximale est considérée dans le domaine liquide (limitée par $T_f^{inox}$ côté inox et $T_f^{cuivre}$ côté cuivre) alors qu'une valeur faible est utilisée dans le reste du matériau ($1 \cdot 10^{-5}$) pour permettre la convergence numérique plus facile.

Pour obtenir des résultats corrects de modélisation, il est nécessaire d'adapter deux paramètres : la mobilité $\gamma$ [$m^3.s.kg^{-1}$] et l'épaisseur de l'interface $\varepsilon$ [m].

Le paramètre $\chi$ peut être défini comme le rapport entre le champ des vitesses et le coefficient de tension de surface $\sigma_{L1/L2}$ [N/m] :

$$\chi = \frac{U_r}{\sigma_{L_1/L_2}} \quad \textbf{(3-69)}$$

La mobilité de l'interface $\gamma$ est déterminée non seulement par le champ des vitesses et la nature des forces à l'interface, mais aussi par l'épaisseur de l'interface :

$$\gamma = \chi \cdot \varepsilon^2 = \frac{U_r}{\sigma_{L_1/L_2}} \cdot \varepsilon^2. \quad \textbf{(3-70)}$$

L'épaisseur de l'interface $\varepsilon$ contrôle la précision de l'affichage de l'interface mobile et doit être choisie en fonction de l'objectif de calcul et des ressources de mémoire disponibles.

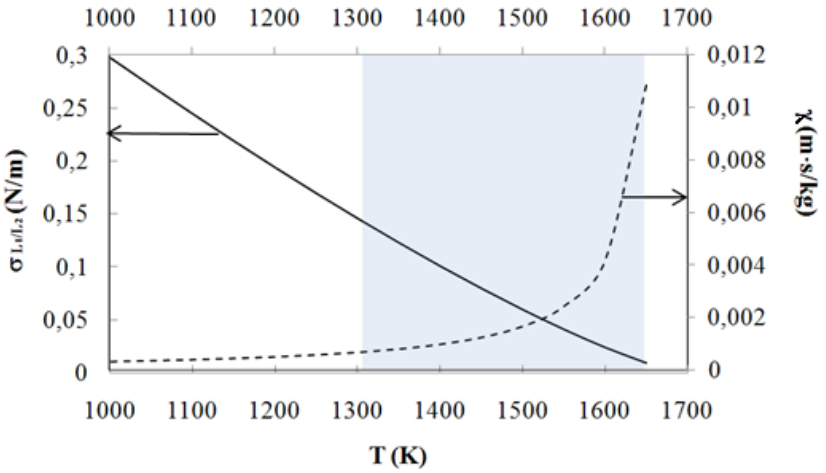



Figure 3-82. La variation de la tension superficielle et la mobilité de l'interface en fonction de la température.

Pour les systèmes présentant la séparation des phases liquides, la tension superficielle peut être calculée à partir de [25] :

$$\sigma_{L_1/L_2} = \frac{2 \cdot \overline{R}}{V_{mol}} \cdot l \cdot T_s \cdot \left(1 - \frac{T}{T_s}\right)^{1.26}, \quad \textbf{(3-71)}$$

où $V_{mol}$ - le volume molaire de matériau ($7{,}94 \cdot 10^{-6}$ $m^3$/mol), $\overline{R}$ - la constante universelle des gaz parfaits, l - la distance d'interaction entre les phases liquides ($2{,}31 \cdot 10^{-10}$ m), $T_s$ - la température de la séparation des phases (1694 K).

En considérant que la vitesse minimale de déplacement du liquide est de l'ordre de 0,1 mm/s, nous avons calculé l'évolution de la tension superficielle et la mobilité de l'interface en fonction de la température (Figure 3-82). La tension superficielle minimale correspondant à la séparation des phases liquides est de 0,9 mN/m, et maximale pour le contact entre le cuivre liquide et la phase solide γ-Fe est de 0,3 N/m. A partir des données expérimentales, on peut remarquer que puisque le mélange se déroule dans des conditions hors d'équilibre, les métaux liquides restent immiscibles même à une température supérieure à la température $T>T_s$. La tension superficielle moyenne de 0,15 N/m conduit à une valeur de paramètre de mobilité $\chi$ de 0,005 m·s/kg. Pour la simplification du calcul, ces valeurs ont été appliquées sur tout l'intervalle de températures.

Le schéma de résolution comporte trois étapes :

1. L'initialisation de la fonction de champ des phases pour $t_{ini} = 5 \cdot t$ ;
2. La résolution couple des équations de la chaleur, Navier-Stokes et du champ des phases en utilisant le solveur temporel non linéaire UMFPACK pour $t_i$, ce qui correspond au développement de la zone fondue ;
3. La résolution couplée des équations de Navier-Stokes et du champ des phases à partir de la forme du bain fondu obtenue à la fin de l'étape précédente en utilisant le solveur temporel non linéaire UMFPACK pour $t_{eq}$, ce qui correspond au temps pendant lequel la zone fondue est maintenue à l'état liquide hors des conditions d'équilibre.

### *Les résultats du modèle*

Les données "brutes" issues du modèle peuvent être divisées en trois types :

- transfert de la chaleur : champ de température, flux thermique, nombre de Prandtl, la variation locale de ρ, k, Cp et η ;
- écoulement du liquide : champ des vitesses, nombre de Reynolds de maille ;
- champ des phases : fonction de champ de phase, la fraction de volume, la tension interfaciale entre deux phases liquides.

A partir de ces données, on peut obtenir des résultats "indirects" caractérisant le développement de la zone fondue :

- l'évolution de la forme de la zone fondue et le motif du mélange avec le temps ;
- la variation de la composition globale du liquide en fonction du temps ;
- la fraction du cuivre liquide dans la zone fondue en fonction du temps, calculée à partir de l'équation **(3-46)**;
- le champ des vitesses relatif au capillaire $\vec{U}_r = (\vec{u}; \vec{v} - \vec{V_s})$;
- le régime d'écoulement.

Nous avons suivi le développement de la zone fondue dans les trois cas de position du capillaire :

1. centré ;
2. déplacé vers l'inox (d = -200 µm) ;
3. déplacé vers le cuivre (d = 400 µm).

Nous avons observé que la conservation de la masse issue du champ des phases, contrairement à la méthode de level set, n'est pas parfaitement la même que dans le cas de la formulation conservative : la quantité d'inox fondu migré côté cuivre $S_{i\to c}$ est systématiquement supérieure à la quantité du cuivre fondu migré vers l'inox $S_{c\to i.}$ L'erreur résultante a été estimée comme suit :

$$Err^{cons} = \frac{S_{i\to c} - S_{c\to i}}{S_{i\to c} + S_{c\to i}} \cdot 100 \approx 24\%. \quad \textbf{(3-72)}$$

Si on compare la différence $S_{s\to c} - S_{c\to s}$ avec la quantité totale de la matière fondue, on voit que l'erreur résultante $Err_2^{cons}$ n'est pas importante :

$$Err_2^{cons} = \frac{S_{i\to c} - S_{c\to i}}{S_L^{inox} + S_L^{cuivre}} \cdot 100 \approx 6\%. \quad \textbf{(3-73)}$$

Même en utilisant le multiplicateur de Lagrange, le module de champ des phases fournies par Comsol présente toujours un problème de conservation. Les erreurs induites résultent en une position de l'interface mobile entre cuivre et inox légèrement plus avancée vers le cuivre en comparaison avec les images MEB. Cependant, les résultats obtenus permettent de caractériser le processus de fusion et de tirer différentes informations sur le comportement du bain.

Les résultats de la modélisation ont été traités de la façon suivante. Avant tout, la morphologie issue du calcul était validée par rapport à la morphologie réelle, ainsi que les dimensions du bain fondu et la teneur du cuivre. Ensuite la dynamique de fusion et le mécanisme de mélange ont été étudiés pour trois positions différentes de capillaire.

### *La validation*

Pour comparer les résultats de modélisation avec les soudures réelles, trois critères ont été définis :

1. l'épaisseur du bain fondu ;
2. la proportion entre des matériaux dans la zone fondue ;
3. l'identification des éléments de morphologie.

En comparant les résultats du modèle avec les données expérimentales, nous avons remarqué qu'en cas de joints mixtes, quand la position du capillaire de vapeur peut changer sensiblement la composition, l'incertitude sur la forme du capillaire (approximée comme le cercle) et de sa position (estimée à partir du point d'arrêt) conduit à des différences importantes des résultats par rapport au modèle stationnaire.

Par exemple, pour le joint FE_8 le décalage du capillaire ayant une forme assez asymétrique était de -80 µm. Cette valeur, introduite dans le modèle pseudo-stationnaire, donne une bonne correspondance de la composition finale du joint (53 %at. Cu). Dans la formulation temporelle, la quantité de cuivre fondu est toujours inférieure (40 %at. Cu). Pour arriver à la composition proche de celle de la soudure (58 %at. Cu), le capillaire de vapeur doit être centré sur le plan du joint. On retrouve la même situation pour le joint FE_7 (52 % at. Cu) : le modèle stationnaire donne 49 %at. Cu alors que le modèle temporelle seulement de 40 %at. Cu. Comme l'incertitude est présente dans la mesure de la position du capillaire dans le point d'arrêt comme dans les résultats de modélisation, il est difficile d'estimer avec précision, le décalage du capillaire réel sans impliquer les techniques d'imagerie. Dans ce

modèle, on considère que FE_8 correspond au cas du capillaire centré. Pour les plus grands décalages du capillaire de chaque côté, on observe une bonne correspondance entre la composition chimique en fonction de la distance de décalage imposée. La comparaison des dimensions et la composition entre les soudures et les modèles est donnée dans le Tableau 3-7.

Tableau 3-7. La concordance entre les résultats de modélisation et les propriétés des joints.

| **Joint FE** | | **Les paramètres réels** | | | | **Les paramètres calculés** | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **N** | **d (µm)** | **ΔL (µm)** | **$t_{vie}$* (s)** | **L (µm)** | **$\varphi_{Cu}^{EDS}$ (%)** | **$L^c$ (µm)** | **$\varphi_{Cu}^{tot}$ (%)** | **$Err_L$(%)** | **$Err^{Cu}$(%)** |
| 5 | 400 | 730 | 0,073 | 1200 | 94 | 1400 | 92 | 16 | 2 |
| 8 | 0 | 630 | 0,062 | 720 | 58 | 870 | 54 | 19 | 7 |
| 6 | -200 | 400 | 0,06 | 656 | 8 | 860 | 10 | 23 | 2 |

*$t_{vie} = \Delta L/V_s$.

La morphologie résultante du modèle de champ des phases est beaucoup plus réaliste que celle issue du modèle level set : on ne peut pas seulement identifier les directions des mouvements, mais on peut retrouver tous les éléments de morphologie dont la forme est proche du réel.

La morphologie la plus complexe est observée en cas de fusion équimolaire des composants. Les éléments retrouvés dans la géométrie réelle sont (Figure 3-83) :

1- le flux large d'inox engagé dans le mouvement de recirculation autour du capillaire ;

2- le flux important du cuivre situé en arrière du flux d'inox ;

3- une zone importante de mélange qui contient de nombreuses inclusions de γ-Fe dans le milieu du cuivre ;

4- les lamelles d'inox plus ou moins isolées.

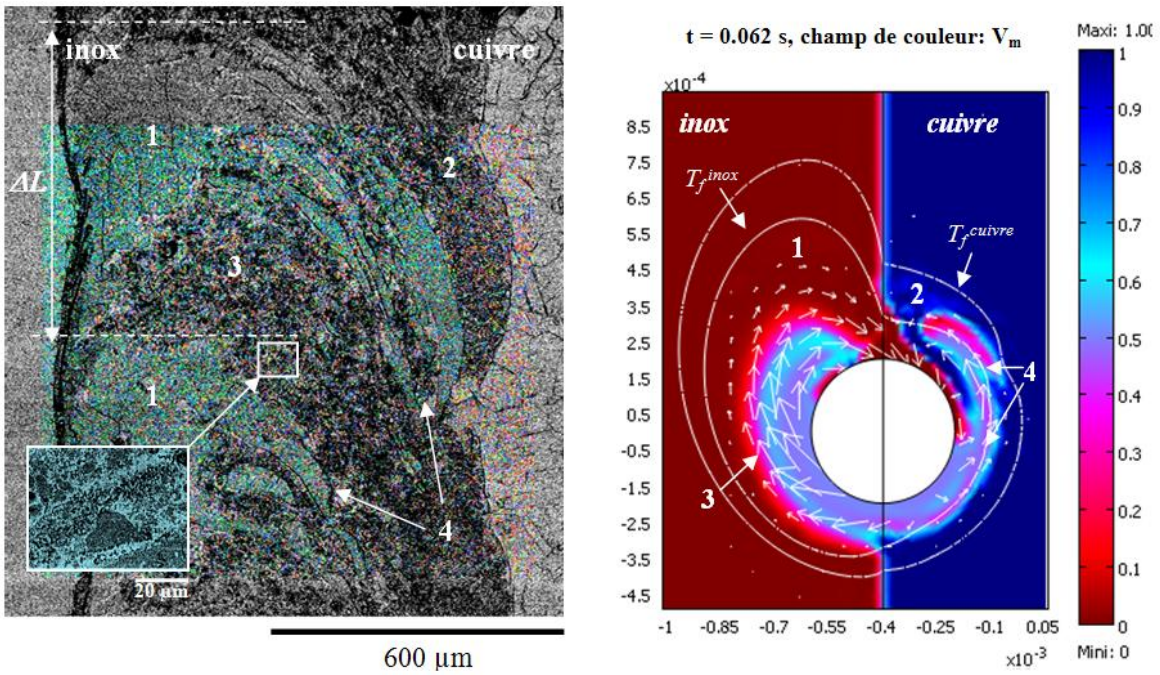



Figure 3-83 .La comparaison entre les morphologies calculé et réelle pour le joint mixte (d = 0 µm, $V_s$ = 0,9 m/min).

La morphologie résultante de la modélisation présente les mêmes éléments. Suite au déplacement du faisceau, la zone importante de mélange entre le cuivre et l'inox liquides (*zone 3*) apparaît en avant du capillaire et se propage de chaque côté de la zone fondue. Côté cuivre, le mélange vient au contact du cuivre pur, dont la conductivité thermique supérieure à celle de la zone 3, ce qui conduit à la solidification des lamelles de γ-Fe (*zone 4*). En arrière

de cette zone, le cuivre fondu est pratiquement libre des inclusions d'inox (*zone 2*), ce qui correspond à l'aspect homogène de la zone 2 sur l'image MEB. Côté inox en arrière de la *zone 3*, la quantité importante d'inox fondu reste libre des inclusions de cuivre *(zone 1*). Engagée dans le mouvement de recirculation, cette zone entoure le capillaire et entre côté du cuivre, où elle peut rejoindre les lamelles γ-Fe (*zone 4*).

Le joint riche en inox (Figure 3-84) présente une morphologie moins complexe car la fusion du cuivre est peu importante. Le bain fondu présente une teneur homogène de Cu. Deux détails morphologiques visibles sont : la *zone 1* qui présente une interface irrégulière entre la zone fondue et le cuivre solide, résultante de l'érosion de ce dernier par le flux riche en inox ; la *zone 2* correspond à la pollution par l'oxygène issue de l'attaque chimique de la surface d'échantillon et ne reflète pas le processus de mélange.

Dans la morphologie calculée, la *zone 1* peut être identifiée comme la région très limitée de mélange entre le flux d'inox (*zone 3*) qui entoure le capillaire, et le cuivre fondu. La matrice fondue effectue un mouvement presque circulaire dans le bain fondu : le cuivre fondu est poussé en avant du capillaire où il forme une zone de mélange *zone 4*. Cependant, cette zone n'est pas observable à cause de l'intersection assez proche des ondes de solidification (ΔL = 400 µm). L'existence de telle zone riche en cuivre explique la distribution homogène du cuivre dans la partie observable du bain : elle est contrôlée par la diffusion du Cu de la *zone 4* à la *zone 3*.

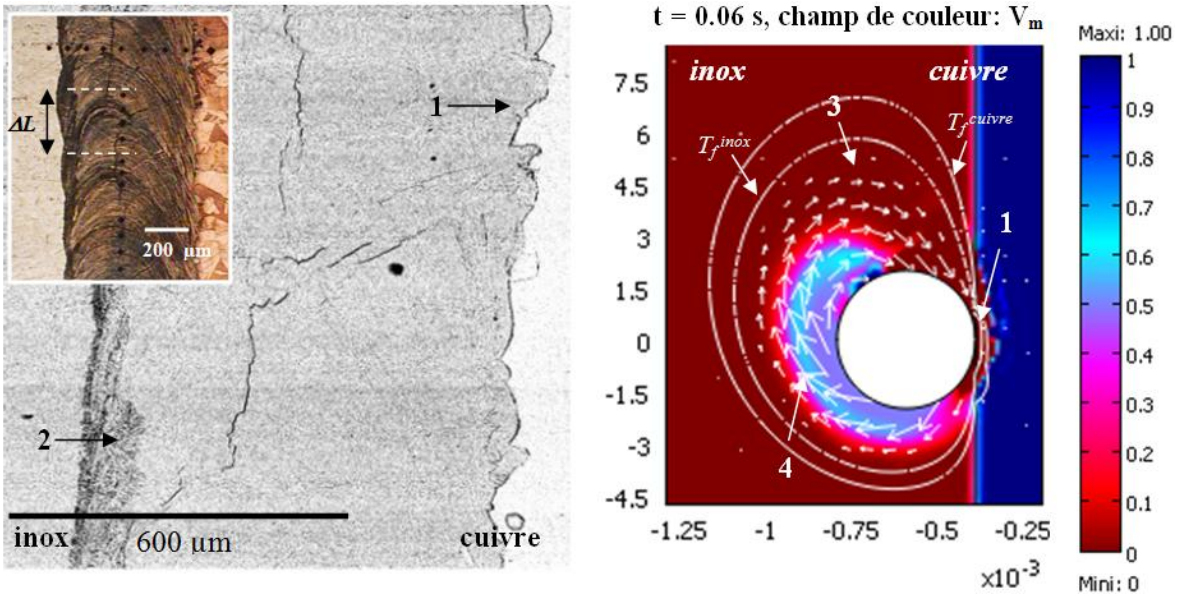



Figure 3-84. La comparaison entre les morphologies calculée et réelle pour le joint riche en inox (d = -200 µm, Vs = 0,6 m/min).

Le joint riche en cuivre (Figure 3-85) présente le seul élément de la morphologie : l'interface entre l'inox solide et le cuivre fondu. Très irrégulière, cette interface permet quand même de déterminer le caractère répétitif : la période correspond à la formation des "larmes" de γ-Fe qui s'allongent et ensuite se décomposent en globules qui sont amenées par les flux de convection. Entre eux, l'interface érodée ayant une couche peu importante d'inox fondu peut être observée.

La zone fondue simulée est composée de deux flux de cuivre liquide qui se propagent en arrière du capillaire. Le flux ente le capillaire et l'inox solide entre dans la zone d'inox fondu et la pousse en direction de la zone fondue. Une "larme" résultante s'oriente en direction du capillaire sous l'action du mouvement de recirculation. Avec la résolution donnée (50 µm) la décomposition possible d'une larme sur les globules γ-Fe n'est pas observable.

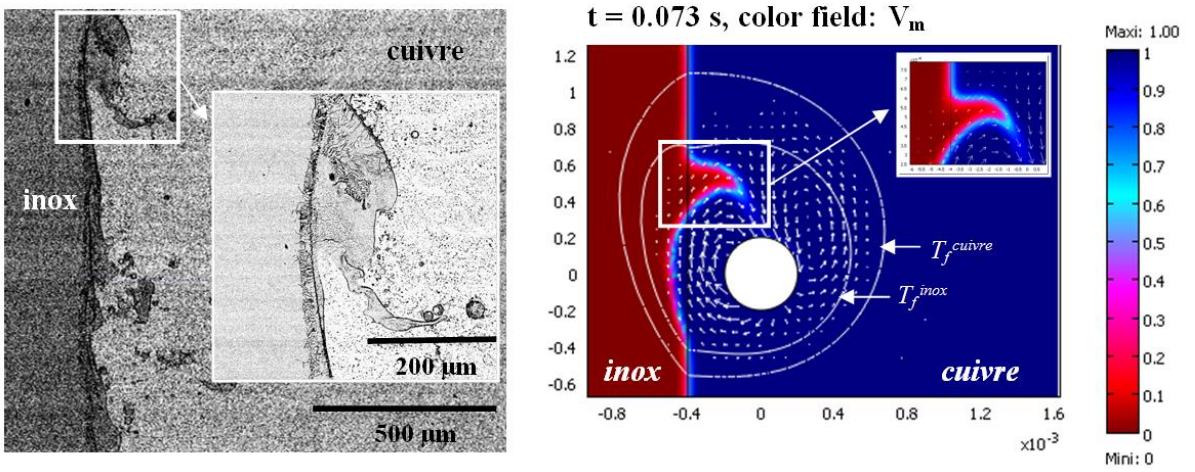



Figure 3-85. La comparaison entre les morphologies calculée et réelle pour le joint riche en cuivre (d = 400 µm, $V_s$ = 0,6 m/min).

### *L'étude de développement du bain fondu*

L'étude de la dynamique de fusion permet de montrer l'influence de la nature dissimilaire des matériaux sur le développement de la zone fondue dans le temps.

Dans le cas de la position centrée du capillaire, la différence en dynamique de fusion de chacun des matériaux est le plus remarquable (Figure 3-86). Durant la période initiale de fusion (t≤0,007 s), le cuivre fond plus rapidement que l'inox, à cause de la température de fusion plus petite : pour t = 0,006s le cuivre est le matériau dominant dans la zone fondue. Ensuite, dans l'intervalle entre 0,007 et 0,03s, la quantité de cuivre liquide diminue, alors que la quantité d'inox fondu continue d'augmenter linéairement en fonction du temps. La solidification prématurée du cuivre peut être attribuée au pompage de la chaleur de la zone fondue par le cuivre solide ayant la conductivité thermique la plus importante. Après 0,03 s la quantité de cuivre fondu augmente légèrement à cause du transfert de chaleur lié au mélange : la propagation des éléments d'inox fondu dans le cuivre liquide entraîne une fusion supplémentaire de ce dernier.

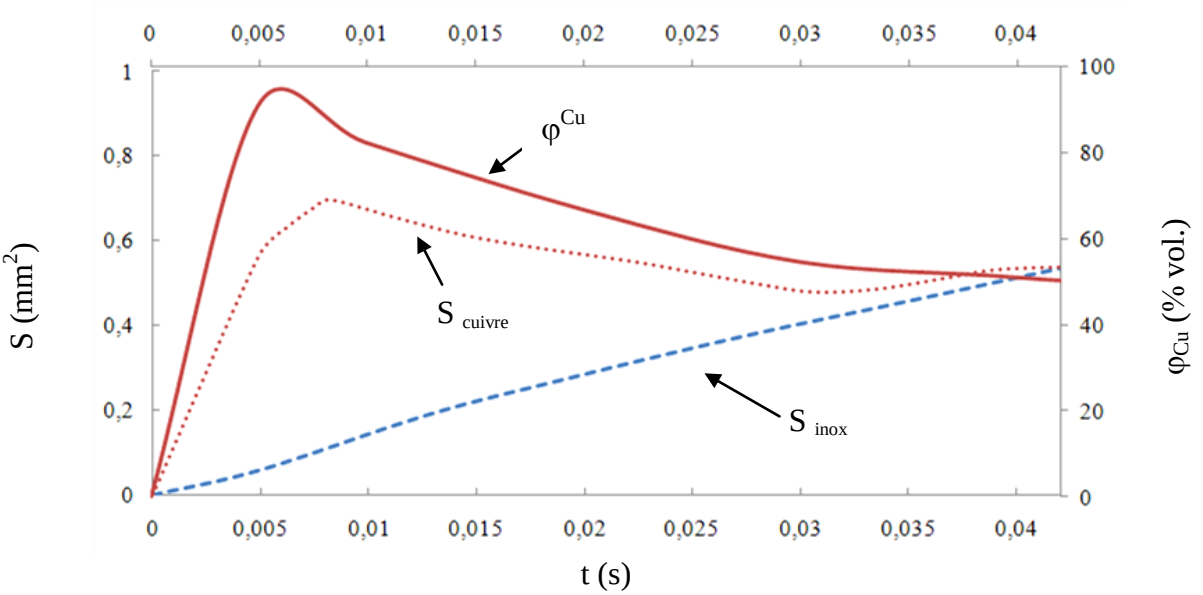



Figure 3-86. La dynamique de fusion de chacun des matériaux dans le joint mixte illustrée par la variation de la surface de la zone liquide correspondante à chacun des matériaux (S) et de la fraction du cuivre fondu ($\varphi^{Cu}$) en fonction du temps t = 0-$t_m$.

Dans les joints riches en inox, la fusion du cuivre garde la même tendance (Figure 3-87). La fraction maximale de cuivre est atteinte au début de la fusion (t = 0,005 s). Le brasage de l'interface du cuivre solide par le flux d'inox fondu permet de maintenir la quantité constante de cuivre fondu jusqu'à t = 0,02 s. Ensuite les pertes de chaleur pompée par le cuivre solide entraînent la solidification côté cuivre. La quantité d'inox fondu augmente constamment, ce qui résulte en $\varphi_{Cu}$ final de 6 %.

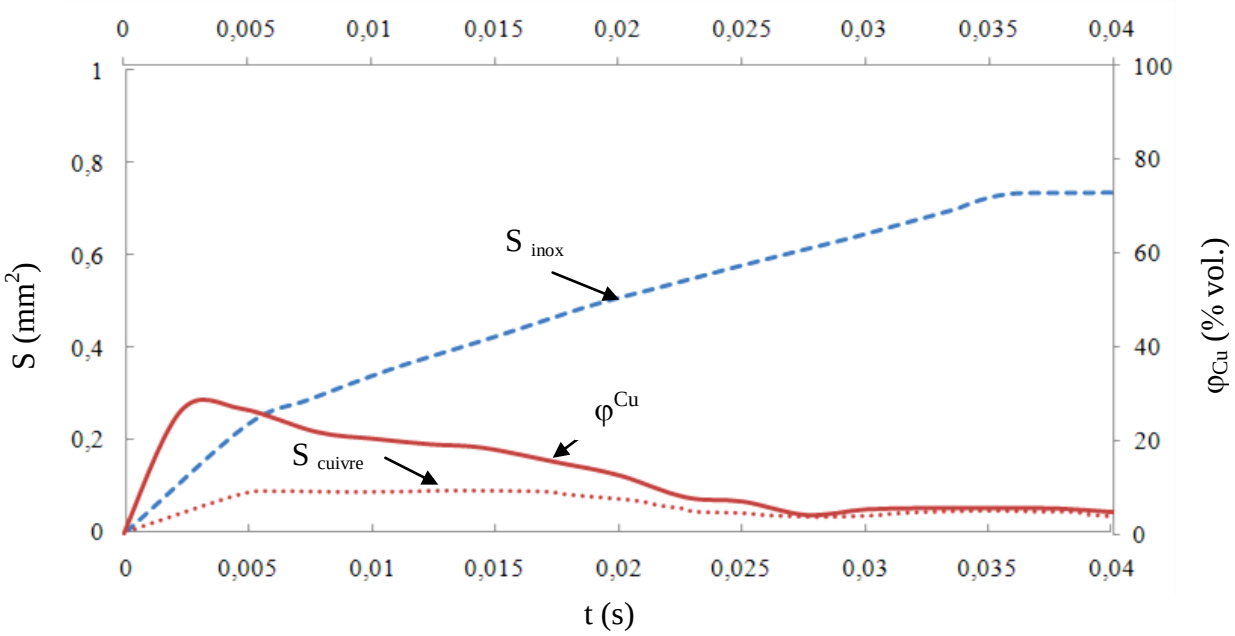



Figure 3-87. La dynamique de fusion de chacun des matériaux dans le joint riche en inox illustré par la variation de la surface de la zone liquide correspondant à chacun des matériaux (S) et de la fraction du cuivre fondu ($\varphi^{Cu}$) en fonction du temps t = 0-$t_m$.

Dans le cas du joint riche en cuivre (Figure 3-88), la quantité de cuivre fondu augmente constamment. La quantité d'inox fondu augmente lentement, tandis que le flux de cuivre arrivant jusqu'à l'interface avec l'inox solide n'est pas important et atteint 8%at.

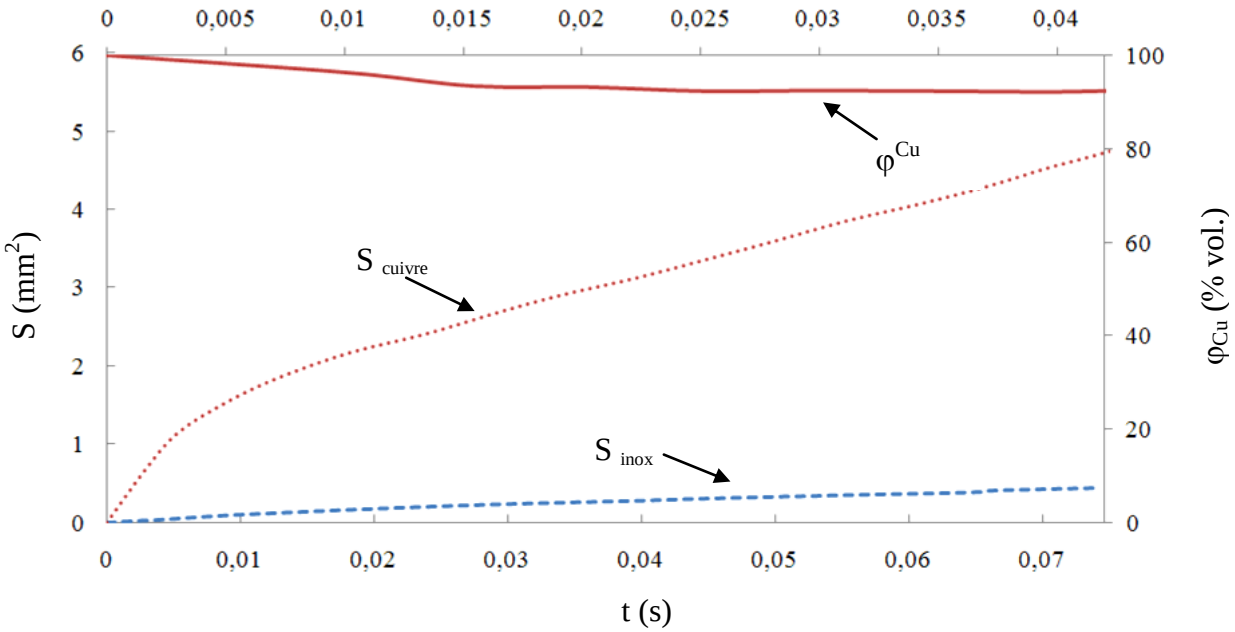



Figure 3-88. La dynamique de fusion de chacun des matériaux dans le joint riche en cuivre illustré par la variation de la surface de la zone liquide correspondante à chacun des matériaux (S) et de la fraction du cuivre fondu ($\varphi^{Cu}$) en fonction du temps t = 0-$t_m$.

On peut conclure que la fusion des deux matériaux est contrôlée par la différence importante de leur conductivité thermique et de leur température de fusion. Au début du cycle thermique, la température de fusion du cuivre relativement basse permet une fusion plus rapide en comparaison avec l'acier, mais elle décélère rapidement à cause des pertes de chaleur induites par la présence du cuivre solide. Par conséquent, le développement des flux d'inox et de cuivre est alterné dans le temps : si les zones riches en cuivre commencent à se développer au début de la fusion, les zones riches en inox, qui se développement moins vite, poursuivent leur évolution jusqu'à la fin de cycle thermique.

Le rôle de la convection dans le développement de la zone fondue a été estimé grâce aux nombre de Prandtl (Figure 3-89). Pour toutes les positions du capillaire, il reste peu important, ce qui signifie une faible influence de la convection sur le transfert de la chaleur dans le bain fondu. Les forces convectives déterminent principalement la morphologie interne de la zone fondue.

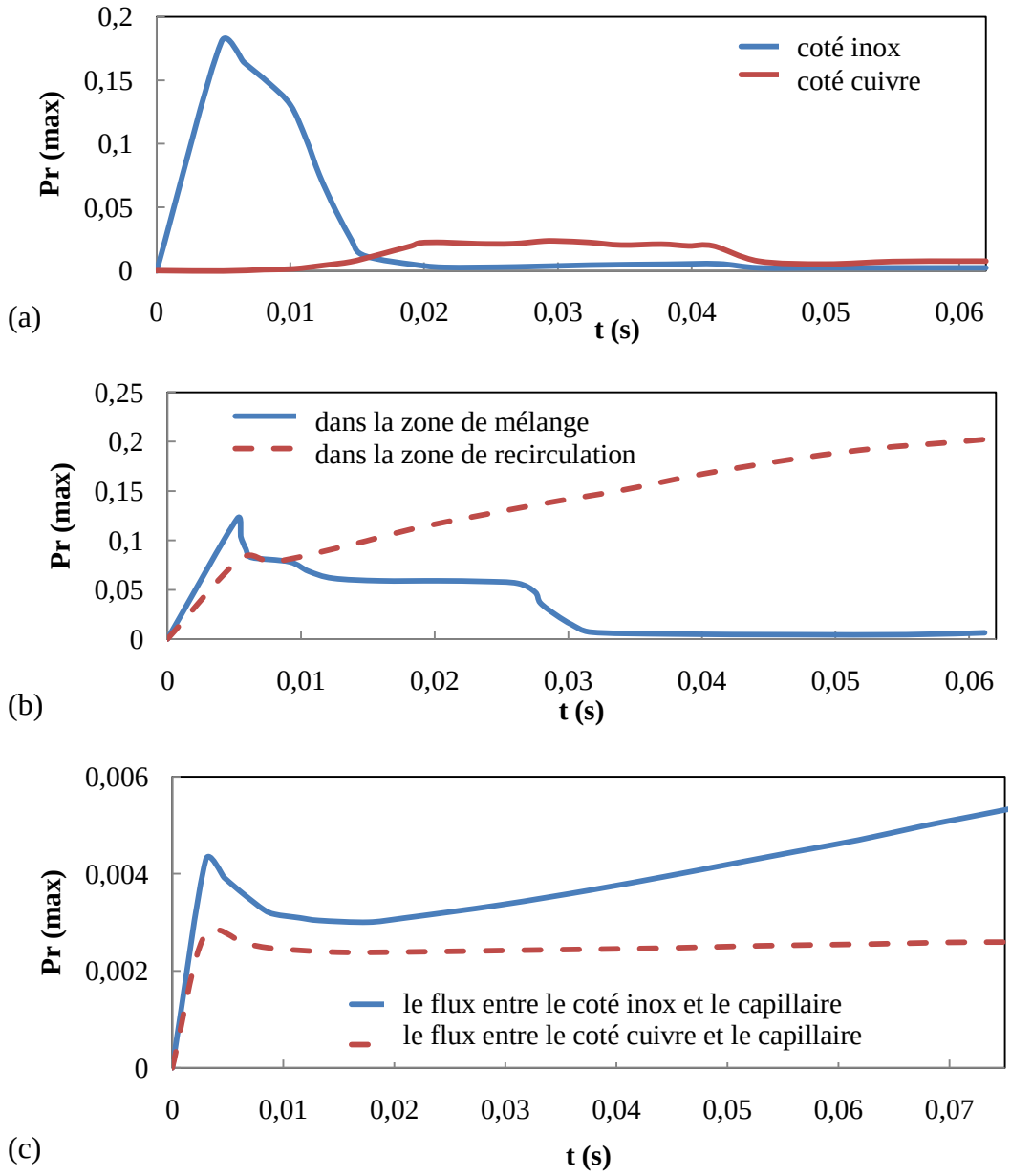



Figure 3-89. Evolution temporelle du nombre de Prandtl dans la zone fondue mixte (a), riche en inox (b) et riche en cuivre (c).

Dans le cas du joint mixte, le nombre de Prandtl maximal est observé côté inox, ayant une conductivité thermique minimale. L'évolution du nombre du Prandtl moyen avec le temps indique que l'influence de la convection sur le transfert de la chaleur est maximale durant la période initiale de la fusion (t<0,015 s) et lors de la formation de la zone de mélange *zone 4* (t = 0,015-0,042 s). Dans le joint riche en inox, l'évolution du nombre de Prandtl, en avant du capillaire, reflète le développement du processus dans la *zone 4* (t<0,03 s), et en arrière du capillaire – le développement de mouvement de recirculation. Dans les joints riches en cuivre, ayant une influence minimale de la convection sur le transfert de la chaleur, l'augmentation du nombre de Prandtl entre l'inox et le capillaire correspond à l'érosion d'inox solide par le flux du cuivre.

La variation du nombre de Reynolds en fonction du temps (Figure 3-90) correspond au régime d'écoulement avec recirculation, qui peut être considéré comme stationnaire dans les limites d'une seule zone fondue. La position du faisceau centré conduit aux nombres de Reynolds les plus importants, ce qui reflète la forte compétitivité entre les flux dissimilaires. Maximal au début du cycle de fusion, Re diminue progressivement avec le temps.

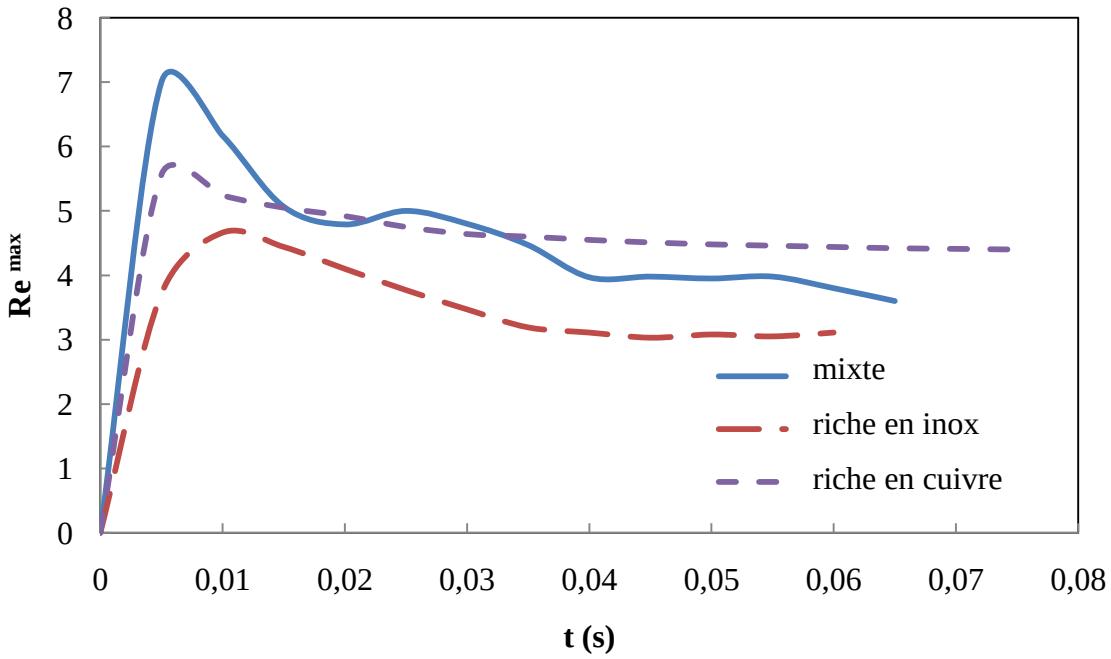



Figure 3-90. Evolution temporelle du nombre de Reynolds de maille dans la zone fondue mixte, riche en inox et riche en cuivre.

L'écoulement du liquide dans le bain fondu est illustré par l'évolution temporelle du champ des vitesses le long d'une ligne considérée en arrière du bain (Figure 3-91). Les valeurs peu importantes du champ des vitesses généré lors de l'écoulement autour du capillaire sont définies par la vitesse de soudage peu importante (quelques cm/s) et reflètent une faible homogénéisation de la zone fondue.

Dans le cas de la zone fondue mixte (Figure 3-91, a), le champ des vitesses est maximum au début de la fusion et diminue avec le temps. Localement, le développement des flux dissimilaires n'est pas simultanée : le flux du cuivre (4 cm/s au maximum) est plus important au début du cycle de fusion (t<0,01 s) et diminue avec l'augmentation de la largeur du bain fondu, alors que le flux d'inox, au contraire, s'intensifie avec le temps et atteint 2 cm/s. Une telle différentiation des vitesses des flux reflète le caractère alterné de la morphologie résultante.

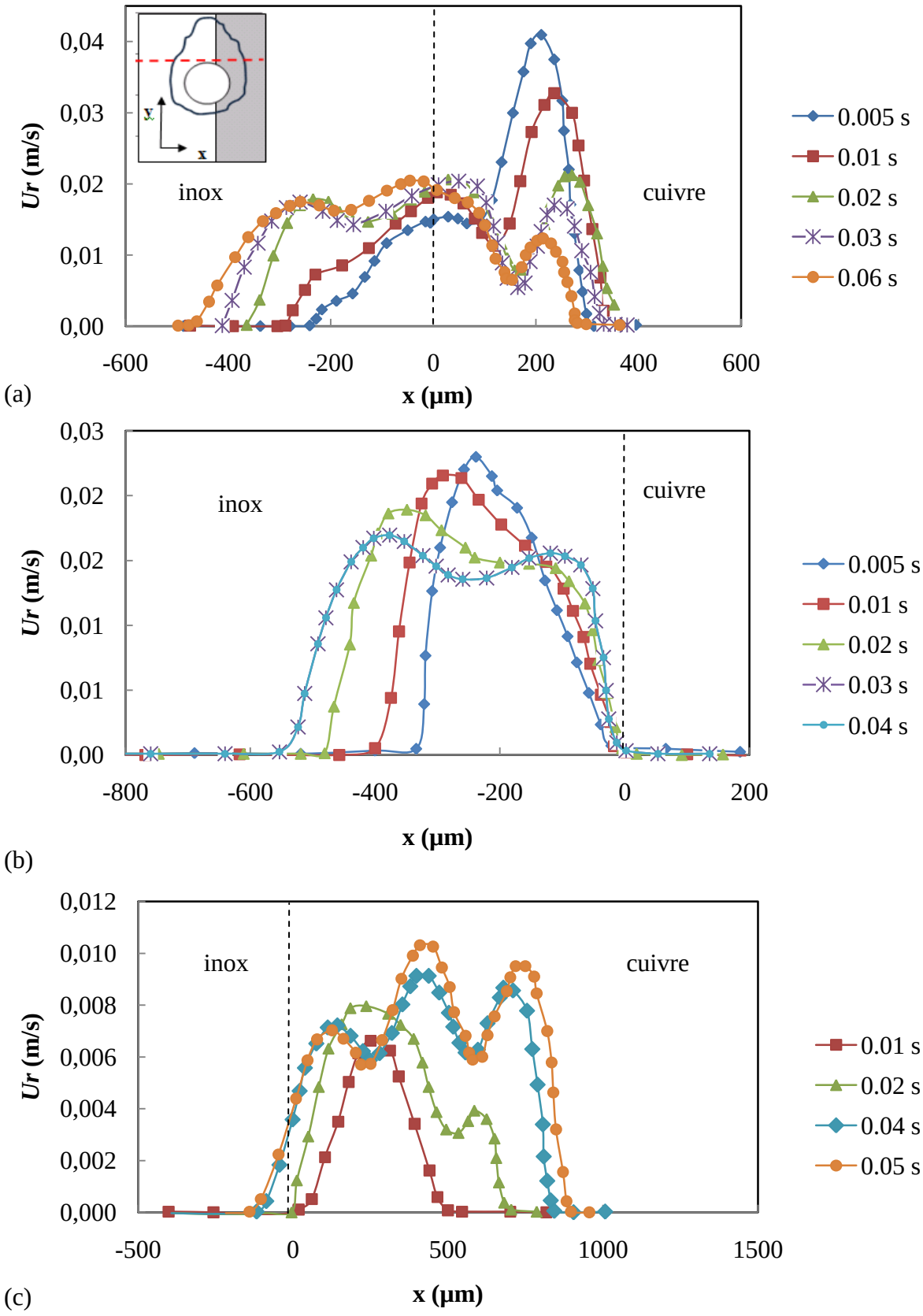



Figure 3-91. Evolution temporelle du champ des vitesses en arrière du capillaire dans le cas de la zone fondue mixte (a), riche en inox (a) et riche en cuivre (b).

Pour le joint riche en inox (Figure 3-91, b), le champ des vitesses lié au mouvement de recirculation autour du capillaire est maximum au début de la fusion (t<0,01 s) et se stabilise ensuite au niveau de 1,6 cm/s.

Pour le joint riche en cuivre (Figure 3-91, c), le champ des vitesses s'intensifie dans le temps mais reste toujours peu important par rapport aux cas précédents, où les zones fondues sont moins vastes. En débutant par le seul flux (t<0,02 s), il se différencie en deux mouvements de recirculation répétitifs, dont l'interaction provoque la formation de tourbillons situés entre le capillaire et le cuivre solide (Figure 3-85).

Pour expliquer le mécanisme de l'apparition des vagues hétérogènes alternées dans les structures périodiques de solidification, le développement temporel de la morphologie a été analysé.

Pour le joint mixte (Figure 3-92), le processus de mélange peut être divisé en étapes :

- t < 0,005 s - le début de mélange en avant du capillaire (*zone 3*) ;
- t = 0,005-0,01 s - la pénétration de la *zone 2* riche en cuivre côté inox ;
- t = 0,02 s - le début de la formation des lamelles d'inox (*zone 4*) ;
- t = 0,03 s - le flux d'inox effectuant le mouvement de recirculation (*zone 1*) pénètre dans la zone riche en cuivre ;
- t = 0,04 s - les *zone 1* et *zone 4* se réunissent ;
- au moment de la fin de vie d'une vague t = 0,062 s la zone de mélange *zone 3* se forme sous la *zone 1* riche en cuivre et les lamelles d'inox (*zone 4*) se solidifient au milieu du cuivre (*zone 2*).

On peut conclure que le caractère alterné de la morphologie des soudures dites "mixtes" est défini par la reproduction et l'intersection des *zones 1 riches en inox* et *zones 2* et *3 riches en cuivre*.

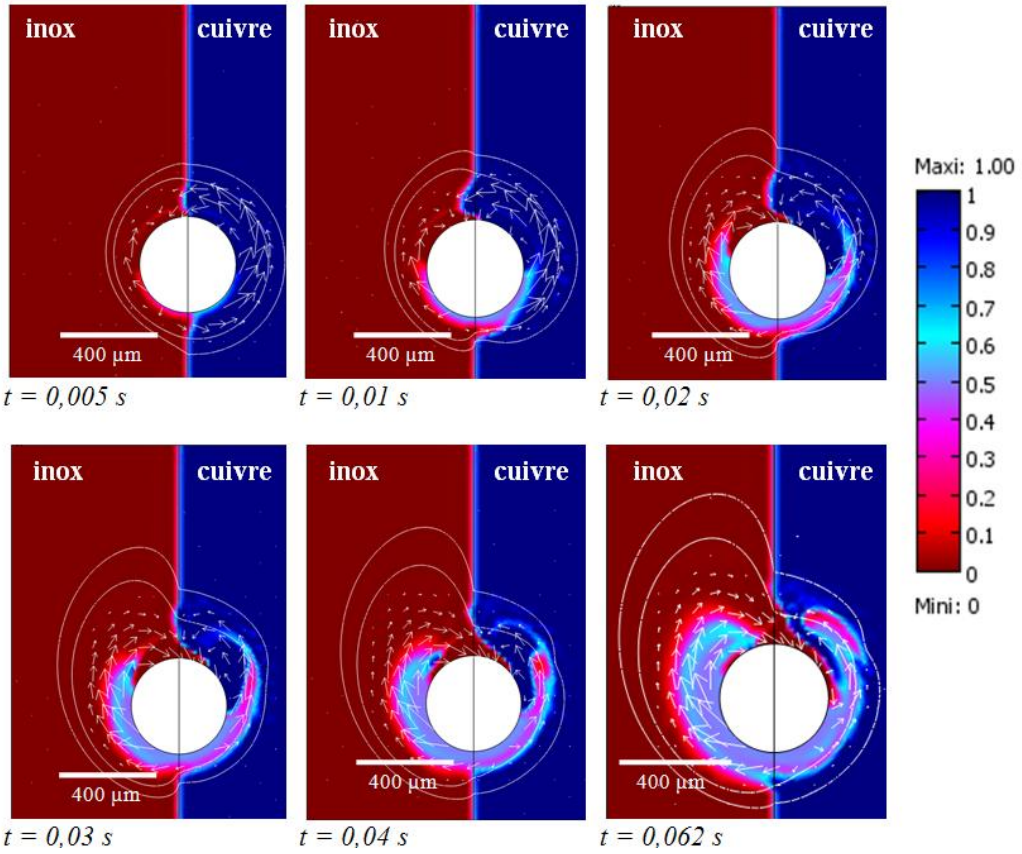



Figure 3-92. Evolution temporelle de la morphologie dans le joint mixte (d = 0 µm, Vs = 0,9 m/min).

Le développement de la zone fondue riche en inox (Figure 3-93) passe par les stades suivants :

- t < 0,006 s - la fusion de l'inox et du cuivre sans mélange visible ;
- t = 0,007-0,03 - développement de *la zone de mélange 4* sous *zone riche en inox 3* et pénétration d'inox fondu dans le cuivre (*zone 1*) ;
- t > 0,03 s - début de solidification de la *zone 1 riche en cuivre* résultant de la formation de l'interface irrégulière ; la propagation de la *zone 4* continue et, comme l'apport du cuivre liquide est bloqué par la solidification de la zone 1, la concentration de Cu dans cette zone diminue.

Suite à l'intersection des zones fondues, la zone *4* n'est jamais observable.

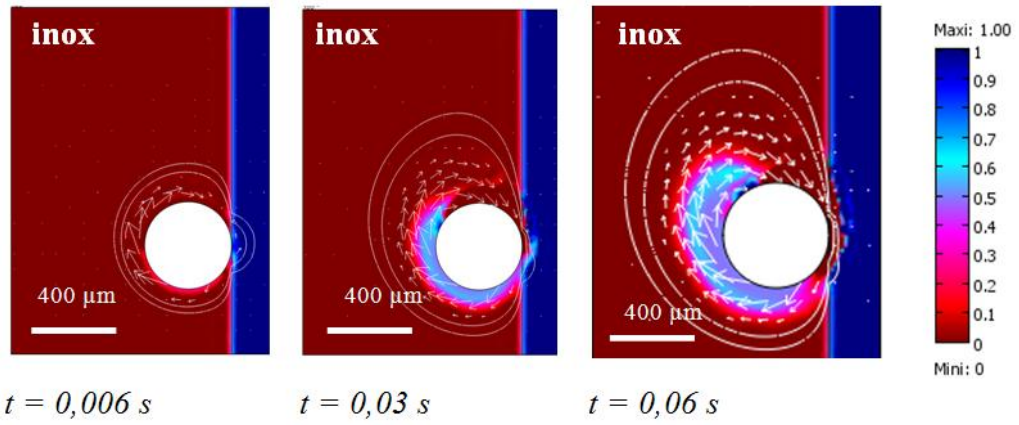



Figure 3-93. Evolution temporelle de la morphologie dans le joint riche en inox (d = - 200 µm, Vs = 0,6 m/min).

Dans le cas de la zone fondue riche en cuivre (Figure 3-94), le mélange est limité par l'érosion de l'interface d'inox solide, qui peut être décrite en quelques stades :

- t < 0,05 s - fusion de chaque matériau sans mélange car lavitesse à l'interface cuivre-inox est minimale (Figure 3-91, c) ;
- t > 0,05 s - le flux du cuivre compris entre le capillaire et le côté inox commence à pousser la couche d'inox fondu vers l'arrière du bain, ce qui déclenche la formation d'une "larme" riche en cuivre, qui s'oriente en direction du vortex et s'allonge progressivement avec le temps.

Même si le temps de vie de la zone fondue, dans ce cas est beaucoup plus important que dans le cas de joints mixtes et riches en inox, il n'est pourtant pas suffisant, pour développer un mélange important entre la couche d'inox fondu et le cuivre, parce que le champ des vitesses associé est faible.

### *L'influence des paramètres de soudage sur la formation de la structure périodique de solidification et sa morphologie*

La formation de la structure périodique de solidification dans les joints soudés peut être observée sous condition que dans un certain intervalle de températures, l'apport d'énergie diminue moins rapidement que les pertes thermiques. Dans le cas des systèmes métalliques, cette condition conduit à la surfusion locale de la zone liquide qui s'établit après le déplacement de la source de chaleur en avant : la zone fondue reste liquide durant un certain temps, alors qu'un nouveau cycle thermique commence près du bord du matériau déjà cristallisé. La vitesse du front de solidification $v_f$ dans ce cas n'est pas stationnaire et atteint son maximum quand la zone fondue en état de surfusion atteint la température de solidification d'équilibre, ce qui peut être décrit par la loi de Frenkel-Wilson [23] :

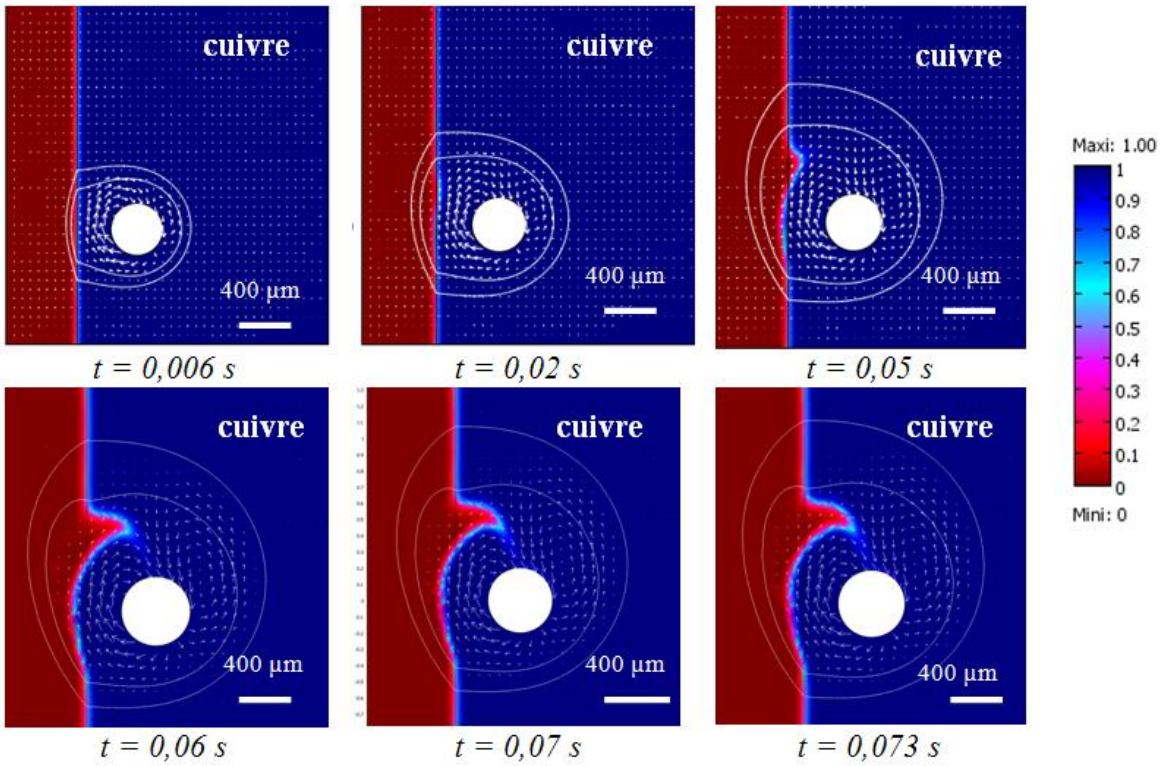



Figure 3-94. Evolution temporelle de la morphologie dans le joint riche en cuivre (d =400 µm, Vs = 0,6 m/min).

$$v_f = v_0 \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{L_f}{k_B \cdot T_f} \cdot \frac{T_f - T_i}{T_i}\right)\cdot\right], \quad \textbf{(3-74)}$$

où $v_0$ et la vitesse maximale du front de solidification, $T_f$ - température de fusion, $T_i$ - température du front de solidification déterminée uniquement par les pertes thermiques et la capacité calorifique du matériau, $k_B$ - la constante de Stefan-Boltzmann.

La condition de l'apparition des structures oscillatoires est simple : $V_s < v_f$ [23]. La vitesse de déplacement de la source de chaleur est donc le facteur initial d'apparition de structures alternées.

Dans le cas du soudage lent, le motif de mélange entre les composants se reproduit dans chaque zone fondue, ce qui induit une structure hétérogène avec comme période $\Delta L = V_s \cdot t_{vie}$, où $t_{vie}$ est le temps de formation de la zone fondue correspondante à un unique élément répétitif de la structure solidification.

Comme la composition de la zone fondue détermine ses propriétés thermophysiques, les facteurs influençant la composition, notamment, la position du capillaire par rapport au plan du joint, doivent aussi influencer la période de motif. Ceci est confirmé par la variation de $\Delta L$ expérimentale (Tableau 3-7).

Pour pouvoir prévoir $\Delta L$ à partir d'un modèle couplé, il est nécessaire de déterminer $t_{vie}$. Durant le temps $t_{vie}$, la nouvelle zone fondue doit gagner une largeur W, définie par l'énergie apportée et la vitesse de déplacement de la source. En comparant la largeur maximale de la zone fondue lors du calcul pour le temps t = 0 - $t_{max}$ avec la largeur de référence $W_r$, accessible à partir d'un modèle pseudo-stationnaire (validé auparavant), il est possible de trouver t = $t_{vie}$, quand $W = W_r$ et donc 1) d'estimer la période de la structure périodique de solidification ; 2) déterminer l'instant où le cycle de fusion arrivera à sa fin, et donc la morphologie de l'instant $t_{vie}$. Le temps $t_{eq}$ pendant lequel le système s'approche des conditions d'équilibre, est largement inférieur à $t_{vie}$, et n'influe pas d'une manière importante sur le mélange.

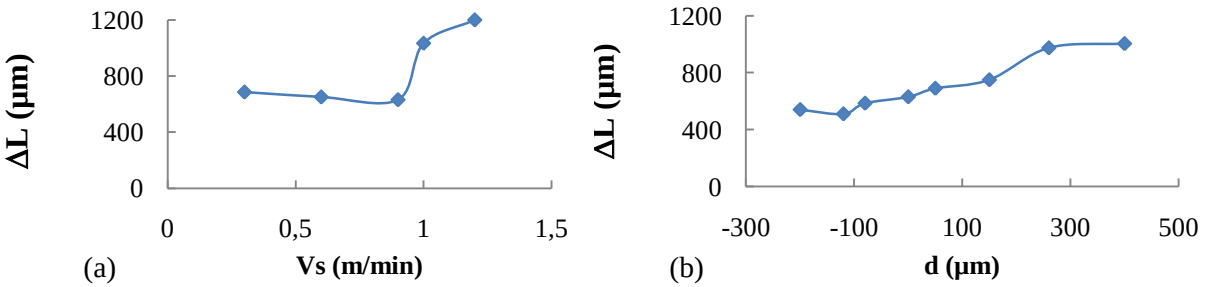



Figure 3-95. La variation de longueur d'un élément répétitif de la structure solidification en fonction de la vitesse de soudage (position centrée du capillaire) (a) et de décalage du capillaire (Vs = 0,9 m/min) (b).

En faisant varier la vitesse d'avancement de la source, il est possible de déterminer la vitesse limite pour laquelle la structure alternée disparaît (Figure 3-95, a). Pour la position centrée du capillaire elle est égale à environ 1m/min. Au-dessous de cette valeur, la formation des motifs est définie par le chevauchement partiel des zones fondues formées lors de chaque cycle (51-30%). Au voisinage de la vitesse critique, la longueur d'une vague s'approche de la longueur du bain fondu (Tableau 3-8), ce qui signifie soit le passage au régime stationnaire (sous condition de l'apport d'énergie suffisant) soit à la formation des zones fondues espacées et peu profondes ("pompage du bain").

La variation de la position du capillaire produit elle aussi un effet sensible sur la période du motif : le déplacement de la source du côté inox vers le côté cuivre conduit à une augmentation lente de $\Delta L$ (Figure 3-95, b). Les périodes de la structure répétitive dans les joints riches en cuivre sont plus importantes par rapport à ceux riches en inox ainsi que le chevauchement entre les zones fondues. Ceci est en bonne correspondance avec les observations expérimentales. Pour une même vitesse de déplacement de la source, le décalage du capillaire dans le cuivre conduit à une fusion plus importante que dans le cas d'un décalage vers l'inox.

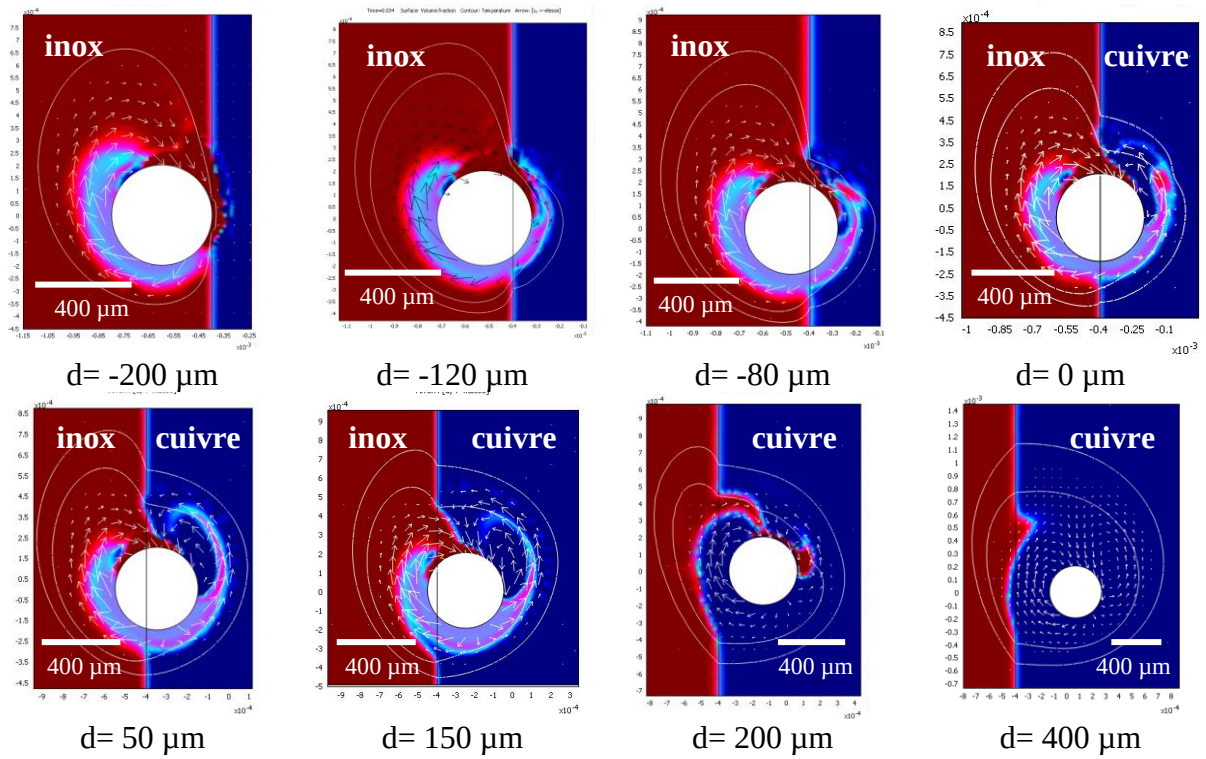
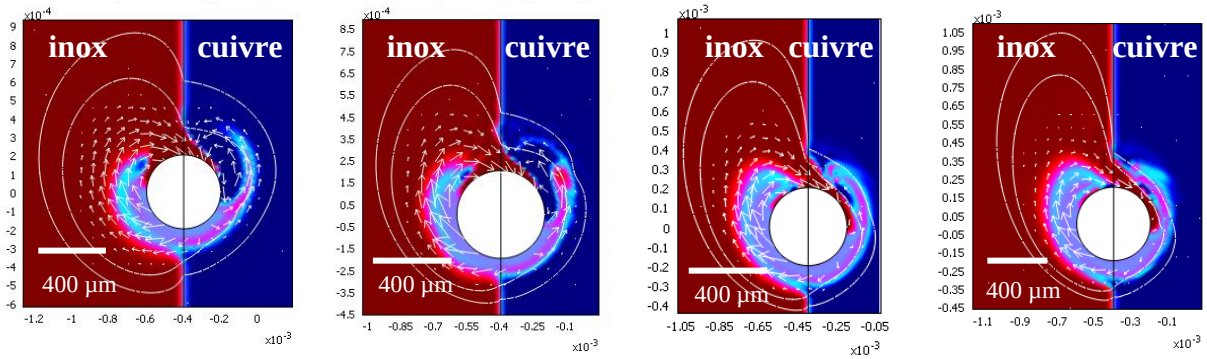



Figure 3-96. L'évolution de la morphologie du joint en fonction de décalage du capillaire, Vs = 0,9 m/min.

En fonction du décalage du capillaire, on peut définir quelques types de morphologie (Figure 3-97) :

- d = -200 : l'écoulement vers l'arrière dans le bain d'inox et la formation de la zone de mélange du cuivre ;
- d = -120 - -80 µm : la formation d'une grande vague d'inox entourée en haut par un flux moins important de cuivre et en bas par une zone de mélange où le cuivre reste le composant dominant ;
- d = 0 - 150 µm : la formation des deux flux compétitifs d'inox et de cuivre et une zone de mélange importante ;
- d = 200-500 µm : la formation de "bec" d'inox pointé en direction du capillaire. Il peut se décomposer en plusieurs globules.

La variation de vitesse de soudage (Figure 3-97) influe principalement sur la quantité d'inox fondu et la forme du bain, mais ne modifie pas la morphologie.




$V_s$ = 0,3 m/min $V_s$ = 0,9 m/min $V_s$ = 1 m/min $V_s$ = 1,2 m/min

Figure 3-97. L'évolution de la morphologie du joint en fonction de la vitesse de soudage, d = 0 µm.

Tableau 3-8. La variation des caractéristiques des structures alternées en fonction des paramètres opératoires.

| d (µm) | $V_s$ ( m/min) | $t_{vie}$ (s) | ΔL (µm) | L (µm) | Chevauchement (%) |
|---|---|---|---|---|---|
| -200 | 0,9 | 0,036 | 540 | 1100 | 51 |
| -120 | 0,9 | 0,034 | 510 | 1000 | 49 |
| -80 | 0,9 | 0,039 | 585 | 1000 | 42 |
| 0 | 0,9 | 0,042 | 630 | 1000 | 37 |
| 50 | 0,9 | 0,046 | 690 | 1100 | 37 |
| 150 | 0,9 | 0,050 | 750 | 1200 | 38 |
| 260 | 0,9 | 0,065 | 975 | 1400 | 30 |
| 400 | 0,9 | 0,067 | 1005 | 1600 | 37 |
| 0 | 0,3 | 0,137 | 685 | 1050 | 35 |
| 0 | 0,6 | 0,065 | 650 | 1000 | 35 |
| 0 | 0,9 | 0,042 | 630 | 1000 | 37 |
| 0 | 1 | 0,062 | 1033 | 1200 | 14 |
| 0 | 1,2 | 0,060 | 1200 | 1200 | 0 |

## Conclusions

L'assemblage hétérogène cuivre/inox par faisceau d'électrons a été caractérisé au moyen de la modélisation numérique.

L'effet de l'hétérogénéité du joint qui résulte de la différence entre la déflection du faisceau dans le plan du joint et le décalage du capillaire de vapeur, a été caractérisé par le modèle d'interaction thermique en 3D. Dans les conditions de déflection faible du faisceau, le décalage du capillaire peut être négatif (le centre du capillaire se déplace vers l'inox).

Le capillaire de vapeur peut être approximativement considéré comme une source de chaleur cylindrique. Du fait de la grande efficacité de l'interaction entre le faisceau et les matériaux, la source de la chaleur surfacique ne joue pas un rôle important par rapport à la source volumique.

L'interaction entre le faisceau et les matériaux lors de leur déplacement relative n'est pas stationnaire, ce qui provoque l'apparition des ondes de solidification séparées par les intervalles proportionnelles à la vitesse de soudage. Chaque vague se forme séparément de la précédente et est soumise au fort gradient de refroidissement, ce qui provoque la surfusion du mélange liquide.

Le mélange des composants est contrôlée par la proportion entre des matériaux fondus et donc par le décalage du capillaire par rapport au plan du joint, la convection horizontale autour du capillaire et la convection verticale provoquée par la différence de densité des matériaux.

Les modèles numériques 2D reproduisant la convection et le mélange des matériaux dans le bain fondu par les méthodes de l'interface mobile considérant le développement d'un unique élément répétitif de la structure de solidification. Deux approches ont été réalisées :

a) Dans un premier temps, la forme stationnaire du bain de fusion a été considérée (le soudage est continu). La modélisation des écoulements et du mélange qui évoluent dans le temps a été réalisé. Cette approche permet de voir les tendances de comportement du mélange, d'identifier les composants principaux de la morphologie des soudures et la composition totale du bain fondu. La méthode de level set a été appliquée pour la description de la position de l'interface libre.
b) Lorsque l'approche précédente ne permet pas de reproduire exactement la morphologie des soudures, l'évolution temporelle du bain fondu sur le cycle séparant deux éléments répétitifs de la structure de solidification a été considérée et l'effet de la tension superficielle entre les deux phases immiscibles a été ajouté. Ceci a permis de reproduire précisément la morphologie résultante de la soudure et de montrer en particulier le mécanisme de formation des vagues alternées attribué au fait que la propagation du flux des deux matériaux est différentiée dans le temps.

La modélisation du mélange à trois dimensions a montré que l'influence de la convection verticale sur la morphologie du bain fondu est minimale. Sous condition que le capillaire de vapeur reste perpendiculaire aux pièces à souder (ce qui est le cas si l'épaisseur des plaques est très inférieure à la courbure locale du chemin du faisceau d'électrons) le même type de morphologie est conservé sur toute la profondeur.

## 3.4. Modélisation de la zone affectée thermiquement dans le cas de l'assemblage cuivre-inox par faisceau laser et faisceau d'électrons.

En cas d'assemblage hétérogène cuivre-inox, les propriétés mécaniques des soudures sont contrôlées, comme cela a été montré dans le chapitre 2, par les propriétés de la zone affectée thermiquement située dans le cuivre solide. Cette dernière peut être caractérisée par deux paramètres principaux :

- une épaisseur de la $L_{ZAT}$ ;
- une diminution de la dureté locale par rapport au matériau non-recuit.

Dans le chapitre 2, il a été montré que $L_{ZAT}$ détermine $R_m$ et $\varepsilon_S$ des soudures. Nous nous sommes intéressés aux conditions de la formation de ZAT et de la liaison entre les macro-paramètres mécaniques de la soudure et les micro-paramètres de la ZAT.

Les questions posées dans cette étude sont :

- Comment déterminer $L_{ZAT}$ en fonction du champ thermique dans le cuivre solide ?
- Comment les paramètres de soudage influent sur $L_{ZAT}$ ?
- Comment les paramètres de soudage influent sur $HV_{ZAT}$ ?
- Comment estimer les paramètres mécaniques de la soudure en connaissant $L_{ZAT}$ théorique ?

### *Description du modèle*

Une formulation pseudo-stationnaire du problème thermique où les bords de la pièce à souder ont été considérés à la température ambiante ($T_0$ = 300 K), ne convient pas à la description de la formation de ZAT : pour obtenir le champ réaliste des températures dans la partie solide de la pièce, il est nécessaire d'introduire les pertes thermiques à partir des bords :

$$\text{laser/air: } \vec{n}\cdot(-k\cdot\vec{\nabla}T) = h_c\cdot(T_0 - T);$$

$$\text{faisceau d'électrons/vide : } \vec{n}\cdot(-k\cdot\vec{\nabla}T) = \varepsilon_m\cdot\overline{\sigma}\cdot(T_0{}^4 - T^4)$$

où h- le coefficient d'échange par convection et $\varepsilon_m$ - émissivité du matériau.

La formulation pseudo-stationnaire avec cette condition aux limites conduira à la solution qui correspond à l'équilibre thermique entre la pièce et l'air à t = ∞, ce qui signifie la fusion totale de la pièce. La formulation transitoire du problème thermique doit être choisie :

$$\rho\cdot c_p\cdot\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{\nabla}(-k\cdot\vec{\nabla}T) = Q - \rho\cdot c_p\cdot\vec{U}\cdot\vec{\nabla}T. \qquad \textbf{(3-75)}$$

Le temps considéré dans le calcul doit correspondre à la période nécessaire pour que le laser passe à une distance égale à la longueur du bain fondu ou, autrement dit, le temps de vie du bain fondu :

$$t_{vie} = \frac{L}{V_s} \qquad \textbf{(3-76)}$$

Ce paramètre peut être trouvé à partir d'un modèle thermique pseudo-stationnaire décrit auparavant.

La formulation de la source de la chaleur et les paramètres des matériaux restent les mêmes que dans le modèle pseudo-stationnaire 3D du soudage laser et du soudage par faisceau d'électrons respectivement. Le solveur temporelle direct UMFPACK a été utilisé (la tolérance relative de 1 %).

### *La température minimale de recuit*

En comparant l'évolution de la température dans le cuivre solide T = *f*(x) et la variation de dureté dans la ZAT obtenue expérimentalement, on trouve une corrélation évidente entre la fin de ZAT (l'endroit où la dureté augmente au niveau du cuivre écroui) et la valeur de la température au-dessous de laquelle le recuit du cuivre ne se réalise plus. Pour le laser Nd:YAG et le faisceau d'électrons cette température minimale est de l'ordre de 640-650 K, ce qui est une très bonne correspondance avec les données bibliographiques de la température minimale de recuit du cuivre (648 K [26]). Il est donc possible de retrouver la $L_{ZAT}$ théorique qu'on appelle $L_{650}$.

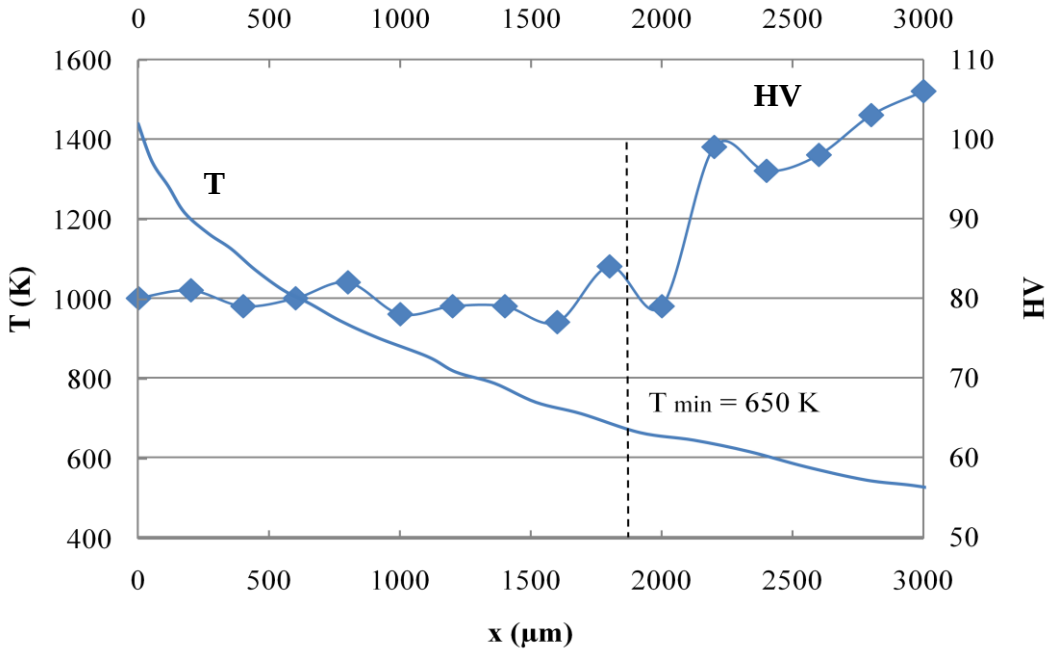



Figure 3-98. Comparaison entre l'évolution de la dureté dans la ZAT du cuivre et le champ des températures en direction x (soudage laser Nd:YAG, P = 1 kW, Vs = 1 m/min).

### *Le taux d'adoucissement par recuit*

Lors du soudage, la matière solide affectée thermiquement subit la recristallisation dans les conditions hors équilibre, donc le recuit résultant peut être partiel. Les propriétés mécaniques de la zone affectée varieront donc entre celles des cuivres recuit et écroui. Pour caractériser ce recuit partiel dans le ZAT, nous avons introduit la notion du *taux d'adoucissement par recuit* :

$$TR(\%) = \frac{HV\ \max - HV\ \min}{HVecroui\ - HVrecuit} \cdot 100\% \qquad \textbf{(3-77)}$$

où $HV_{\ min}$ correspond à la dureté Vickers moyenne dans la zone de ZAT et HV max à la dureté moyenne du cuivre solide au-delà de ZAT. Le recuit complet va donc correspondre à 100% et l'absence de recuit à 0%.

On peut comparer les soudures par le flux de la chaleur dans la ZAT calculée comme :

$$F_{ZAT}(W/m^3) = \frac{1}{V_{ZAT}} \int_0^{V_{ZAT}} \frac{F_{cond}}{V_{ZAT}} dV_{ZAT}, \qquad \textbf{(3-78)}$$

Où $F_{cond}$ est le flux de la chaleur par conduction ($W/m^2$) appliquée à la ZAT (la région comprise entre la température minimale du recuit et $T_{f\,Cu}$) et $V_{ZAT}$ - le volume de cuivre solide soumis à l'intervalle de température de $T_{f\,Cu}$ jusqu'au 650 K.

### *a) Soudage laser*

On peut observer que le flux de la chaleur dans la ZAT est proportionnel à la variation de la dureté de ZAT et donc au taux de recuit. Avec l'augmentation de la puissance du laser (Figure 3-99) jusqu'à 2 kW, le flux de la chaleur augmente jusqu'à $3{,}8 \cdot 10^{12}$ $W/m^3$, ce qui correspond au taux d'adoucissement maximal de 58 %. Ensuite $F_{ZAT}$ et TR commencent à diminuer à cause de la diminution de l'apport entre l'énergie appliquée et la surface du bain (cette dernière devient trop importante). Le recuit complet ne peut pas être atteint, même sous des puissances élevées du laser, ce qui conserve $R_m$ des soudures plus grande que $R_m$ du cuivre recuit.

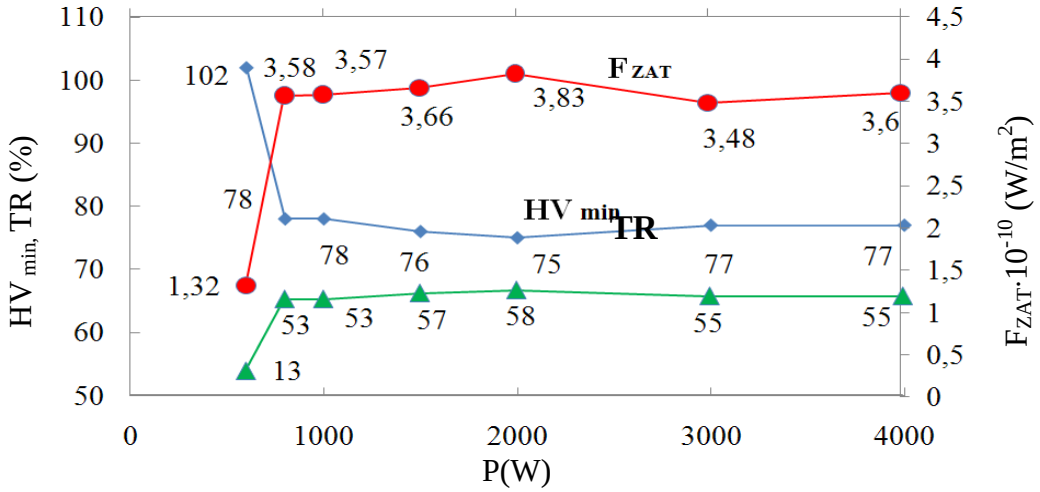



Figure 3-99. La variation de la dureté minimale de cuivre solide, de taux d'adoucissement et de flux de la chaleur dans ZAT en fonction de la puissance de laser.

Le taux d'adoucissement par recuit diminue en fonction de la vitesse du soudage (Figure 3-100), ce qui explique les valeurs de Rm plus grandes pour les joints réalisés sous $V_s$ >1 m/s : le flux de la chaleur dans la ZAT diminue en deux fois par rapport à $V_s$ <1 m/s.

Une faible variation du flux de la chaleur dans la ZAT correspond bien à la faible variation de Rm par rapport au celle du cuivre écroui.

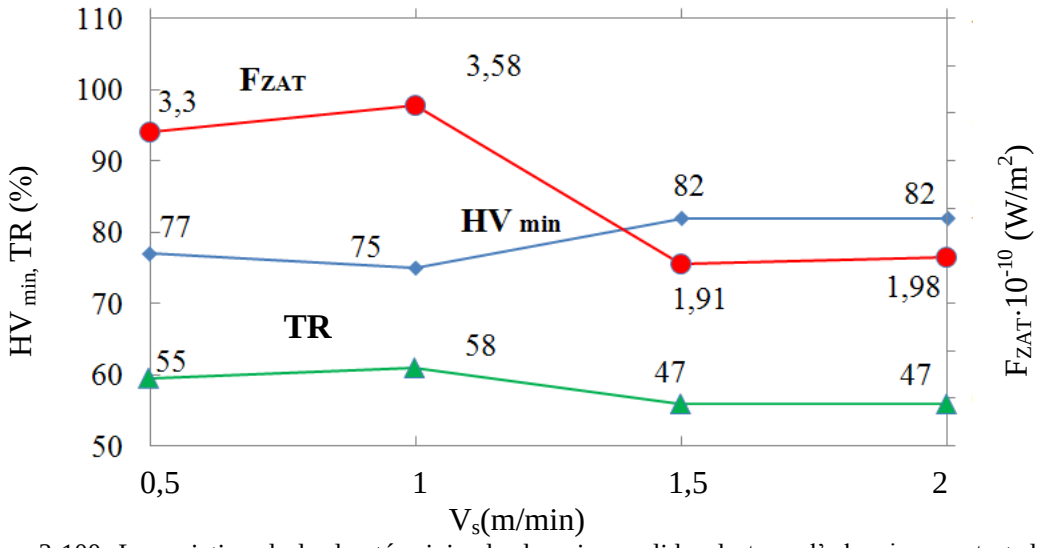



Figure 3-100. La variation de la dureté minimale de cuivre solide, de taux d'adoucissement et du flux de la chaleur dans ZAT en fonction de la vitesse de soudage dans le cas du soudage laser.

### *b) Soudage par faisceaux d'électrons*

Dans le cas du soudage par faisceaux d'électrons, le facteur le plus important qui contrôle les propriétés de ZAT est le décalage du capillaire de vapeur (d). Par exemple, sur la Figure 3-101 trois cas de décalage sont présentées : -200, -120 et 400 µm (le sens vers l'inox est considéré comme négatif).

On peut observer que pour les décalages négatifs, le flux de la chaleur dans la ZAT est trois fois inférieur par rapport à celui des décalages positifs. Le capillaire de vapeur décalé vers le cuivre favorise un recuit important de la ZAT : 88%. Cela explique des valeurs de Rm des soudures avec le décalage positif qui s'approchent du Rm du cuivre recuit. Au contraire, le décalage vers l'inox produit le taux d'adoucissement par recuit comparable avec celui des soudures laser.

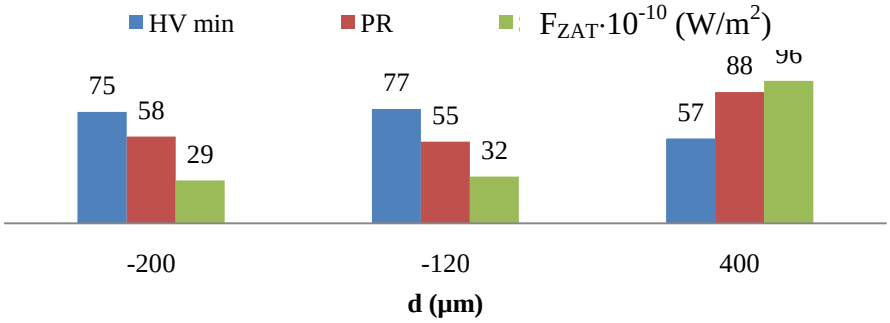



Figure 3-101. La variation de la dureté minimale de cuivre solide, de taux d'adoucissement par recuit et de flux de la chaleur dans ZAT en fonction de la vitesse de soudage dans le cas du soudage par faisceau d'électrons.

Si on compare les flux de la chaleur dans le ZAT des soudures par laser et par faisceau d'électrons, on remarque une différence d'ordre de grandeur du flux de chaleur dans la ZAT : $10^{12}$ et $10^{11}$ respectivement. Cette différence peut être expliquée par les différences dans l'interaction entre le faisceau et la matière. L'excès d'énergie ne conduit pas au phénomène des réflexions multiples qui conduit à maintenir le maximum d'énergie au fond de la pièce : le faisceau d'électrons affaibli quitte cette dernière en passant au travers du capillaire droit et se dissipe par la suite.

### *L'épaisseur de la zone affectée thermiquement*

L'influence des paramètres de soudage sur la longueur théorique de la ZAT a été étudiée. Pour le soudage laser, l'augmentation de la puissance du soudage ou la diminution de la vitesse de soudage se traduit par la réduction linéique de $L_{650}$ (Figure 3-102). L'épaisseur de ZAT est donc contrôlée par l'énergie linéique appliquée à la soudure. D'une manière plus générale, l'épaisseur de ZAT est proportionnelle au temps de vie du bain liquide, durant lequel l'isotherme 650K se propage dans le cuivre solide.

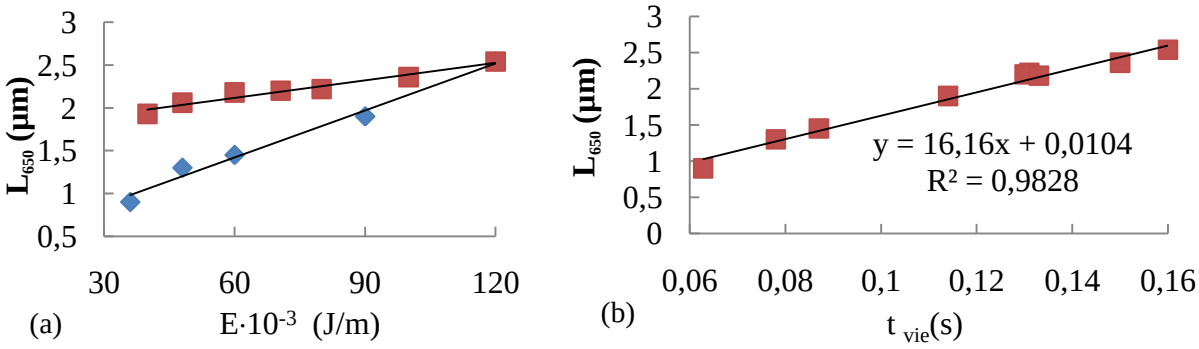
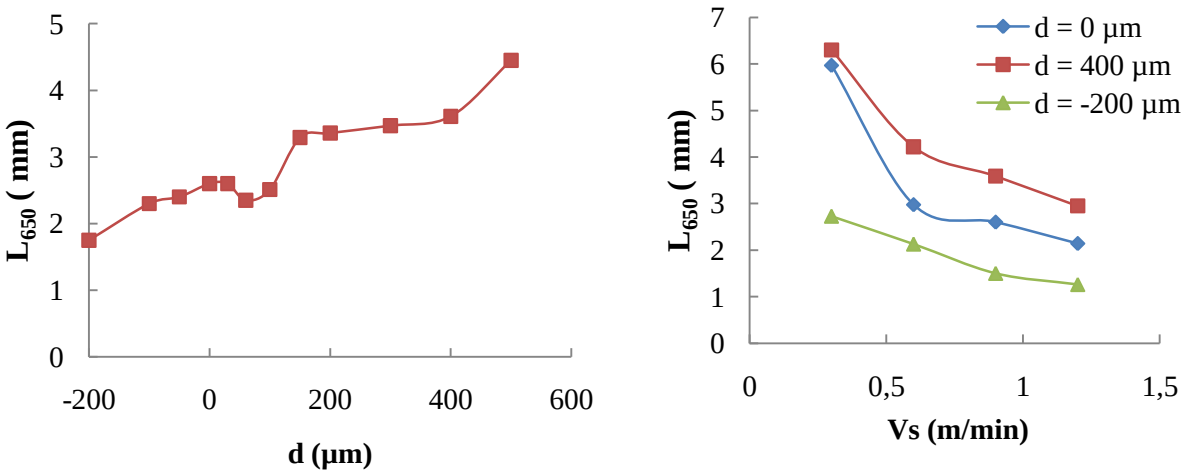



Figure 3-102. L'évolution de l'épaisseur théorique de ZAT des soudures laser en fonction de l'énergie linéique appliquée (a) et en fonction de temps de vie du bain (b).

Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, les facteurs contrôlant l'épaisseur de ZAT sont le décalage du capillaire et la vitesse de soudage. $L_{650}$ augmente lors du déplacement du capillaire de vapeur de l'inox dans le cuivre (Figure 3-103, a), comme le flux de la chaleur dans le ZAT augmente proportionnellement à la quantité de cuivre fondu. L'influence de la vitesse de soudage sur $L_{650}$ dépend elle aussi du décalage (Figure 3-103, b). On peut conclure que si d≥0, les faibles vitesses de soudage doivent provoquer la dégradation importante de la résistance mécanique du joint.




(a) (b)

Figure 3-103. L'évolution de l'épaisseur théorique du ZAT des soudures faisceau d'électrons en fonction de a) décalage du capillaire de vapeur, Vs = 0,9 m/min, b) vitesse de soudage (sous trois décalages différents).

### *Estimation des propriétés mécaniques des soudures*

En comparant les donnés des calculs et les propriétés mécaniques des soudures, il est possible de prévoir la résistance mécanique et la déformation résultantes :

- soudage laser Nd:YAG

$$R_m(MPa) = \begin{cases}(L_{650} < 1{,}5\ mm) \cdot (-9{,}07 \cdot L_{650} + 272{,}14) \\ (L_{650} \geq 1{,}5\ mm) \cdot (242{,}37 \cdot L_{650} - 71{,}97)\end{cases}$$

$$\varepsilon_s(\%) = \begin{cases}(L_{650} < 1{,}5\ mm) \cdot (6{,}12 \cdot L_{650} - 1{,}8) \\ (L_{650} \geq 1{,}5\ mm) \cdot (1{,}36 \cdot L_{650} + 10{,}6)\end{cases} \quad \textbf{(3-79)}$$

- soudage par faisceau d'électrons

$$R_m(MPa) = \begin{cases}(d < 30\ \mu m) \cdot 235 \\ (d \geq 30\ mm) \cdot (340{,}6 + 0{,}3 \cdot d)\end{cases}$$

$$\varepsilon_s\,(\%) = \begin{cases}(d < 30\ \mu m) \cdot 15 \\ (d \geq 30\ mm) \cdot 72\end{cases} \quad \textbf{(3-80)}$$

### *Conclusion*

Pour le cuivre pur, la température minimale nécessaire pour le développement de la zone de recristallisation lors de la création du capillaire au fond du matériau est, selon les calculs réalisés, de 650 K. La connaissance de cette température minimale permet d'estimer l'épaisseur de ZAT pour les paramètres de soudage quelconques, qui détermine à son tour, la résistance mécanique de la soudure.

Dans le cas du soudage laser, l'épaisseur de ZAT est linéairement proportionnelle à l'énergie linéique appliquée à la soudure. Dans le cas du soudage par faisceaux d'électrons, elle est contrôlée par la position du capillaire de vapeur par rapport au plan du joint et est maximale sous des décalages importants vers le cuivre. L'augmentation de la vitesse de soudage réduit la ZAT et permet donc d'obtenir les soudures à $R_m$ plus importante.

Le taux d'adoucissement par recuit du cuivre est contrôlé par l'importance du flux de chaleur dans la ZAT. La nature des procédés de soudage par faisceaux de haute énergie (interaction très locale) empêche le recuit total du cuivre dans la ZAT. Pour le soudage laser le cuivre n'est recuit qu'à environ 50%, ce qui explique un $R_m$ plutôt stable et intermédiaire entre celui du cuivre recuit et du cuivre écroui. Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, l'optimisation des paramètres opératoires (la suppression de la déflection sur le cuivre) permet de réduire davantage le flux de la chaleur dans le cuivre solide : le taux d'adoucissement par recuit de seulement 30% permet de conserver les propriétés mécaniques de la soudure au niveau du cuivre écroui.

Il est possible, sur la base des résultats expérimentaux, de formuler les corrélations entre les paramètres issus du calcul $L_{650}$ et d (dans le cas du soudage par faisceau d'électrons) et les paramètres opératoires $R_m$ et $\varepsilon$ pour les puissances moyennes de la source d'énergie.

## Conclusions

La modélisation numérique de la formation du bain fondu et la zone affectée thermiquement pour l'assemblage cuivre-inox révèle des différences importantes entre l'interaction laser-matière et faisceau d'électrons-matière.

La source de chaleur résultante, dont la forme et la position déterminent au final la composition et la morphologie des assemblages, subit plusieurs types d'asymétrie :

- asymétrie transversale : la position par rapport au plan du joint et la distribution d'énergie à la surface d'assemblage ;
- asymétrie horizontale liée à l'évolution de la forme de la source de chaleur avec la profondeur ;
- asymétrie longitudinale, liée à l'effet de la vitesse du soudage sur la distribution d'énergie le long du joint ;
- asymétrie temporelle : l'évolution de la forme du bain en fonction du temps d'interaction.

La première raison de l'asymétrie transversale dans le cas du laser est liée à la forte différence entre les coefficients d'absorption des matériaux, ce qui conduit à la formation de la tête de clou importante dans l'inox (sous l'action additionnelle de la convection de Marangoni) alors que le cuivre pour la plupart des cas, reste brasé ou légèrement fondu. Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, les coefficients d'absorption sont très proches, ce qui facilite la fusion équivalente des deux matériaux, et sont importants, ce qui se traduit par l'étalement très réduit de l'énergie superficielle. Par contre, la position de la source par rapport au plan du joint peut être influencée par la déflection du faisceau d'électrons sous l'action du champ magnétique parasite.

La position du capillaire de vapeur par rapport au plan du joint est déterminée non seulement par l'efficacité de l'interaction entre le faisceau et la matière, mais aussi par la différence des propriétés thermo-physiques des matériaux. Cette influence, définie par le terme "l'effet de hétérogénéité", se traduit par le décalage du capillaire de vapeur vers le matériau dont la conductivité thermique est inférieure (l'inox, malgré sa température de fusion plus importante que celle du cuivre). La position symétrique du capillaire peut être atteinte uniquement sous la condition d'apport d'énergie suffisamment important pour la compensation complète des différences des propriétés des matériaux. Dans le cas du soudage laser, ceci correspond à l'augmentation de l'énergie linéique absorbée (réduction de vitesse ou augmentation de la puissance du laser). Dans le cas du faisceau d'électrons, l'apport d'énergie est contrôlé principalement par le positionnement du faisceau par rapport au plan du joint.

L'asymétrie horizontale est pratiquement absente dans le cas du soudage débouchant par faisceau d'élections, ce qui correspond à la distribution d'énergie uniforme sur les parois du capillaire. La partie excessive d'énergie est dissipée à la sortie. Contrairement aux électrons, les photons subissent le phénomène des réflexions multiples au fond du capillaire de vapeur. Pour des puissances de laser importantes, ceci conduit au piégeage du faisceau et donc au déplacement du maximum d'énergie de la surface au fond de l'assemblage et donc à l'élargissement du capillaire avec la profondeur ($E_l$>0,6·$10^5$ J/m).

L'asymétrie longitudinale peut être liée au développement de la traine derrière la source surfacique et à l'évolution de la forme du capillaire. Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, ce type d'asymétrie est très peu prononcé : la formation de la traîne très peu étalée ne provoque que l'inclinaison légère du front de solidification. Dans le cas du soudage laser, au contraire, les asymétries sont très fortes. En couplage avec le déplacement du faisceau, le phénomène des réflexions multiples des photons provoque l'inclinaison de la partie inférieure du capillaire de vapeur en arrière. Elle est directement proportionnelle à la vitesse de

déplacement et inversement à la puissance appliquée. La traîne derrière la source surfacique reste toujours plus importante dans l'inox que dans le cuivre.

Enfin, l'asymétrie temporelle se traduit par l'évolution de la forme du bain avec le temps d'interaction et se visualise par l'apparition de "pompage du bain". Dans le cas du soudage laser, le bain fondu peut être considéré comme pseudo-stationnaire : à chaque instant le déplacement de la source d'énergie en avant, crée la même forme du bain que celle de l'instant précédent et la vitesse de solidification de l'arrière du bain est constante. Dans le cas du faisceau d'électrons, au contraire, la vitesse de solidification n'est pas stationnaire, ce qui explique la formation des motifs de solidification caractéristiques. Ce phénomène apparaît dans la plage de paramètres de l'énergie linéique absorbée et de vitesses de soudage : $V_s <$ 1m/min et $E_{ef} > 6{,}5 \cdot 10^4$ J/m.

La convection dans le bain fondu détermine sa morphologie interne et peut affecter sa forme. Dans le cas du soudage laser, le caractère de l'écoulement dans la tête de clou est principalement différent de celui de la racine de la soudure : avec la profondeur, on passe du régime turbulent (lié à la convection de Marangoni) au régime d'écoulement stationnaire avec recirculation (écoulement autour de "cylindre"). Le tourbillon asymétrique situé en arrière du bain fondu, contrôle sa largeur et la formation de la traîne, ainsi que des bourrelets sur les bords de la soudure. Les hautes vitesses de déplacement du liquide (environ 2 m/s) jouent un rôle important dans l'homogénéisation du contenu du bain. L'écoulement autour de la racine de la soudure est dix fois moins important que les effets de la convection thermocapillaire, ce qui correspond aux gradients de composition plus importants. Dans le cas du faisceau d'électrons, le mélange des matériaux est déterminé par l'écoulement instationnaire autour du capillaire, qui évolue en fonction du temps d'interaction pour chaque pas de développement de la structure périodique de solidification. La formation de vagues alternées dans les joints dont la proportion entre les composants est proche de la parité, peut être expliquée par l'alternance des flux d'inox et de cuivre lors la formation d'un élément répétitif de solidification.

Le mécanisme de transport des éléments dans le bain fondu est déterminé par la proportion entre ces composants : lorsque la limite de solubilité maximale du cuivre dans l'inox (stabilisé par les vitesses de solidification élevées) n'est pas dépassée, la diffusion reste le mécanisme dominant; lorsque $\varphi_{Cu}$>20% at., la séparation des phases Cu et γ-Fe forme l'interface libre. La diffusion du cuivre de Cu vers γ-Fe poursuit et est contrôlée par le temps de vie du bain fondu. Comme le soudage laser est moins énergétique que le faisceau d'électrons, dans la plupart des cas il présente uniquement de la diffusion ou des mécanismes mixtes. L'apparition de l'interface libre entre deux phases est possible uniquement pour une énergie de $E_l \geq 2{,}5 \cdot 10^5$ J/m. Dans les soudures réalisées par faisceau d'électrons, la coexistence des phases miscibles Cu et γ-Fe (saturé en cuivre) a lieu dans la plupart des cas.

Les propriétés mécaniques des assemblages sont contrôlées par le taux d'adoucissement par recuit du cuivre solide situé dans la zone affectée thermiquement et l'épaisseur de la ZAT.

Dans le cas du soudage laser, la fusion limitée du cuivre et sa solubilité limitée dans l'acier austénitique n'empêche pas la formation d'un assemblage correct. Pour approcher les $R_m$ et $\varepsilon_s$ des assemblages à ceux du cuivre écroui, il est nécessaire d'utiliser des vitesses de soudage élevés pour minimiser le flux conductif de la chaleur absorbée par le cuivre solide et des puissances suffisantes pour le mélange efficace des composants.

Dans le cas du faisceau d'électrons, il est préférable de réduire la déflection du faisceau vers le cuivre liée aux effets magnétiques afin de pouvoir obtenir une proportion équimolaire des composants.

## Références bibliographiques


[1] HIRT, C.W., AMSDEN, A.A., COOK, J.L., *J. Comp. Phys*., 14 (1974) 227
[2] S. OSHER , J.A. SETHIAN, *J. Comput. Phys*. **79** (1988), 12–49
[3] G.J. FIX, in *Free Boundary Problems: Theory and Applications*, Ed. A. Fasano and M. Primicerio, p. 580, Pitman (Boston, 1983).
[4] J.S. LANGER, Models of pattern formation in first–order phase transitions, in *Directions in Condensed Matter Physics* p. 165, Ed. G. Grinstein and G. Mazenko, World Scientific, Singapore, (1986).
[5] D. SMITH, *Comsol News 2009*, www. comsol.fr
[6] S.M. DÖRFLER.Comsol Multiphysics European Conference 2008, Hannover 2-4 November 2008, presentation CD.
[7] H. KI, P.S. MOHANTY, J. MAZUMDER. *Journal of Applied Physics* 34 (2001) 364-372
[8] A.K. DASGUPTA, J. MAZUMDER. *Journal of Applied Physics* 102 (2007)
[9] J.M.JOUVARD, A.SOVEJA AND N.PIERRON "Thermal modelling of metal surface texturing by pulsed laser", *Proceedings of the European Comsol Conference 2006 in Paris, France, CD of proceedings*
[10] X. HE and al. *Journal of Applied Physics* 36 (2003) 1388-1398
[11] R. FABBRO, S. SLIMANI, F. COSTE, F. BRIAND, *J. Phys. D: Appl. Phys*. 38 1881–1887 (2005)
[12] K.CHOUFF. Etude du comportement du capillaire en régime de soudage laser forte pénétration. Une thèse de doctorat. L'université Paris XIII, 10 mai 2002.
[13] T.DEBROY, S.A. DAVID, *Rev. Mod. Phys.* 67, 85 (1995)
[14] *Manuel d'utilisation COMSOL Multiphysics 3.5* (livré dans le CD d'installation)
[15] O.C. ZIENKIEWICZ, R.L. TAYLOR, AND P. NITHIARASU, The Finite Element Method for Fluid Dynamics, 6th edition, Elsevier, 2005.
[16] R. CODINA, "Comparison of some finite element methods for solving the diffusion-convection-reaction equation,"*Comput. Methods Appl. Mech. Engrg*., vol. 156, pp. 185–210, 1998.
[17] C. JOHNSON, Numerical solution of partial differential equations by the finite element method, Studentliteratur, 1987.
[18] G. HAUKE, "A simple subgrid scale stabilized method for the advection-diffusion-reaction equation," *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg*., vol. 191, pp. 2925–2947, 2002.
[19] V. JOHN AND P. KNOBLOCH, "On spurious oscillations at layers diminishing (SOLD) methods for convection-diffusion equations: Part I - a review," *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg*., vol. 196, pp. 2197–2215, 2007.
[20] H. NAKAGAWA and al., *Journal of Japan Welding Society*, 39 ( 1970) 94
[21] C.J.SMITHELS (Ed.) Metal Reference book, 4th ed, Metal Powder Industry Federation, Princeton, NJ, 1994.
[22] A.A. KAIDALOV Electron beam welding and advanced technologies. Kiev (2004)
[23] D. BAUERLE, Laser processing and chemistry, Springer Verlag, Berlin (2003), 170-171, 586-590.
[24] T. FUHRICH, P.BERGER, H. HÜGEL. Proceedings of the Laser Materials Processing Conference ICALEO 1999, LIA Volume 87, 166-175
[25] JIE HE, JIU ZHOU ZHAO, LORENZ RATKE, *Acta Materialia* 54 (2006) 1749-1757
[26] M. COLOMBIE. Matériaux métalliques, Dunod, Paris 2000.

# Chapitre 4. Assemblage TA6V-inox

## 4.1.La problématique de l'assemblage et les solutions

L'assemblage des alliages de titane avec les aciers inoxydables est plus difficile que le couple cuivre-inox. Les métaux de base fer et titane ont non seulement une miscibilité très limitée mais forment aussi des phases intermétalliques extrêmement fragiles (>1000 HV) lorsque la limite de solubilité est dépassée dans les zones fondues. La bibliographie montre que l'assemblage direct de ces matériaux par fusion n'est pas réalisable. Le titane forme des phases intermétalliques avec la plupart des métaux, sauf les V, Nb, Ta, mais qui sont très coûteux. L'utilisation de feuillards d'apport composés de Cu, Ni, Zn, Ag et ses alliages [1,2,3] est aussi connu pour la modification de la composition chimique du liquide afin de minimiser la fragilité des assemblages (remplacement des phases plus fragiles par des moins fragiles, dispersion des phases intermétalliques).

Le matériau d'apport doit d'abord avoir une soudabilité bonne ou tout du moins satisfaisante avec les deux substrats. Nous avons utilisé le cuivre comme matériau d'apport parce que sa compatibilité avec l'inox est connue notamment par nos précédents travaux. Si on compare la dureté Vickers correspondante aux différentes phases intermétalliques dans les systèmes Ti-Cu et Fe-Ti, il apparaît que le remplacement de l'assemblage Ti-Fe par Ti-Cu ne conduit pas à une baisse significative de la dureté, mais permet d'éviter la formation d'une phase très fragile $TiFe_2$, qui rend l'assemblage direct impossible (Figure 4-1). L'autre avantage du cuivre est sa grande ductilité qui compense la fragilité des phases, si ces dernières sont dispersées.

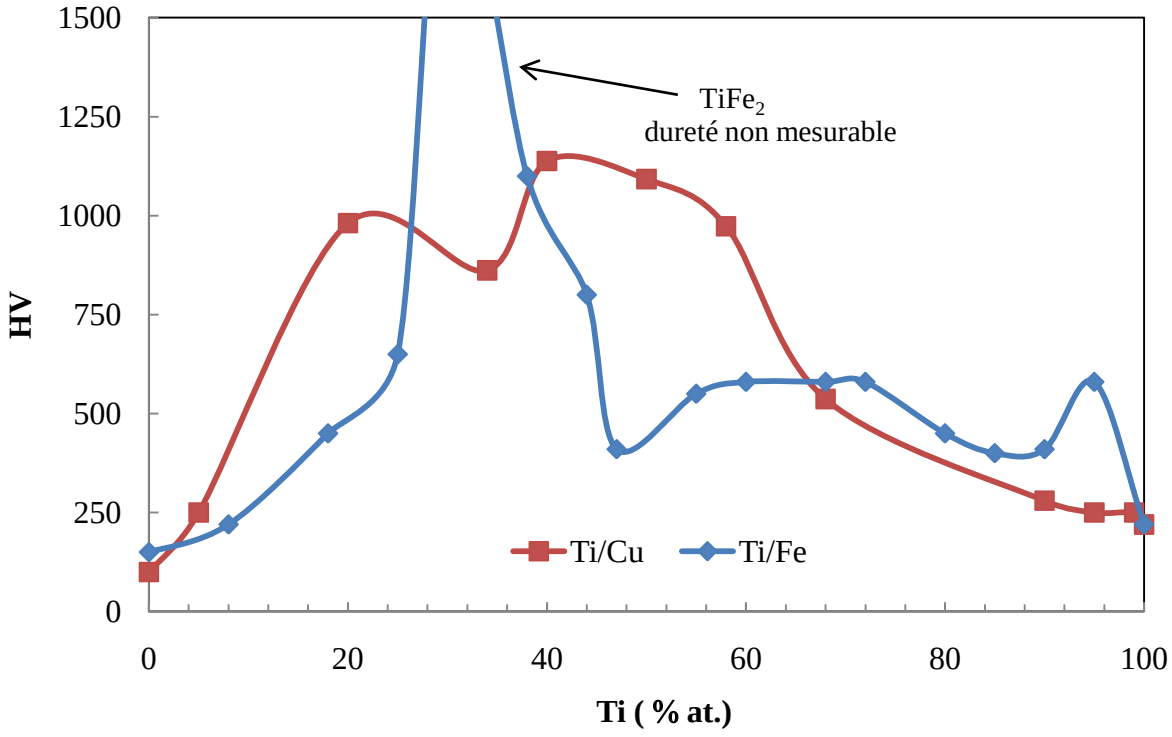



Figure 4-1. Evolution de la dureté Vickers dans les systèmes Ti-Fe [4] et Ti-Cu [5].

Les propriétés mécaniques de cet assemblage seront déterminées par la composition locale de la soudure, qui dépend de l'importance de la convection ou du mélange plus ou moins important des matériaux. Nous devons rechercher le compromis entre la minimisation du mélange de titane avec le fer et une bonne liaison entre le feuillard et les métaux de base.

Pour obtenir une soudure résistante, la continuité de la couche « d'isolation » dans le bain fondu doit être préservée. Le positionnement du faisceau par rapport au plan du joint devient alors le paramètre principal sauf dans le cas du brasage par laser où le faisceau est toujours dirigé sur le fil d'apport. Pour les trois premières techniques mentionnées, l'épaisseur de feuillard est égale ou supérieure au diamètre du faisceau de haute énergie (400-500 µm). Le positionnement centré sur le plan du joint ne convient pas pour ce type d'assemblage car il favorisera un mélange important du feuillard d'apport avec les deux matériaux, ce qui peut diminuer sa fonction "d'isolation". Si le maximum d'énergie était dirigé vers l'interface entre le feuillard et l'un des matériaux de base, le mélange avec l'autre matériau sera minimisé. Le cas optimal est le décalage du faisceau sur l'interface cuivre-inox où la fusion et le mélange ne génèrent pas d'intermétalliques. De l'autre côté de la jonction, l'énergie d'interaction entre le cuivre et le titane sera minimisée et donc le mélange et la formation des intermétalliques seront aussi réduits.

L'autre problème qui apparaît lors du soudage des alliages de titane est la forte oxydation à partir de la température de surface de 800°C. Ce facteur peut aussi totalement détruire ou fragiliser la soudure. Pour minimiser cet aspect, nous avons utilisé un trainard de protection pour le soudage laser. Dans le cas du faisceau d'électrons, les conditions sont idéales, car le soudage se réalise sous vide. Dans le cas du brasage, la température de dépôt doit être inférieure à la température de fusion de TA6V, ce qui est souvent le cas pour les fils d'apport à base de cuivre.

**Le but de ce chapitre est de transposer les modèles et les approches numériques développées pour le système cuivre-inox au système TA6V- cuivre -inox afin de déterminer ses fenêtres de paramètres opératoires. Comme la résistance de ce type d'assemblage semble conditionnée par la nature de l'interface entre le TA6V et le cuivre, des modèles de diffusion vers cette interface ont été mis en place.**

**L'étude des microstructures dans chaque type d'assemblage a permis de comprendre le mécanisme de formation de la soudure et l'influence de la composition des phases sur la résistance mécanique des assemblages.**

Quatre techniques d'assemblage engendrant des phénomènes de convection différentes ont été testées :

- soudage laser Nd:YAG pulsé (recul de la matière sur les côtés du bain fondu pendant un temps très court) ;
- soudage laser Nd:YAG continu (forte convection Marangoni, mélange important) ;
- soudage par faisceaux d'électrons (écoulement relativement lent et proche du régime laminaire dans le plan horizontal) ;
- brasage par laser Nd:YAG (mélange faible, obtenu par diffusion).

## 4.2.L'assemblage par laser pulsé Nd:YAG

### *4.2.1. Le procédé et la modélisation du bain fondu*

L'avantage du laser pulsé par rapport aux autres procédés est la courte durée d'interaction entre le laser et la matière et donc la faible durée de vie du bain fondu. La condition pour obtenir une soudure résistante est de minimiser le mélange entre les matériaux de base et surtout de minimiser la quantité de TA6V fondu lors du cycle de soudage.

Nous avons modélisé une série d'impacts avec une variation de la position du faisceau laser par rapport au plan de joint Cu-inox en utilisant le modèle thermique 3D développé précédemment. Pour pouvoir résoudre le problème, nous avons choisi de travailler uniquement à partir d'un capillaire "formé" et géométriquement simplifié par superposition d'un cône formé par l'isotherme de vaporisation de chacun des matériaux et d'une source de la chaleur surfacique (Figure 4-2). La position optimale du faisceau qui permet de minimiser la fusion du TA6V et de maintenir la bonne adhérence à l'interface TA6V-Cu, est la position centrée par rapport à l'interface entre l'inox et le cuivre.

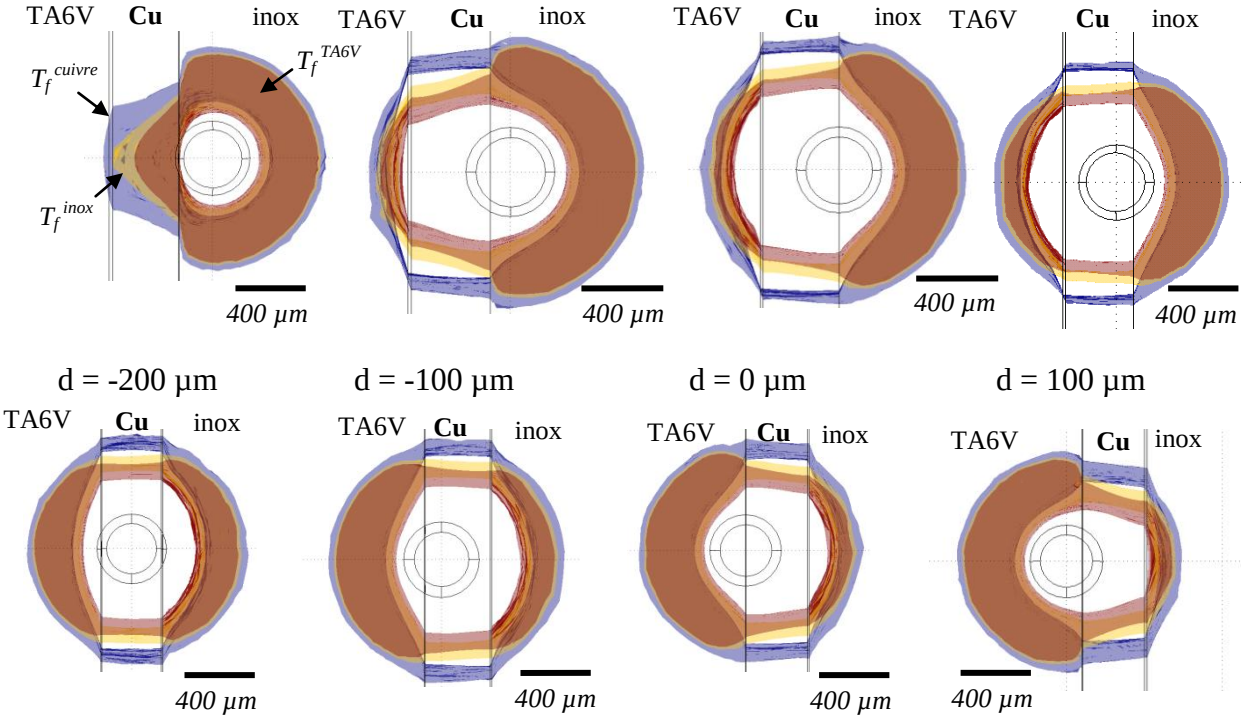



Figure 4-2. Position du bain fondu en fonction du décalage imposé du faisceau laser.

Le modèle thermique a été validé par comparaison avec les profils des zones fondues des macrographies des soudures (Figure 4-3). Nous observons une bonne correspondance des profils ce qui indique que la forme du bain est contrôlée principalement par le transfert de la chaleur par conduction, suite au temps court de l'interaction entre le laser et la matière.

Les propriétés de TA6V utilisées dans le calcul sont réunies dans le Tableau 4-1.

La qualité de la soudure est déterminée non seulement par la minimisation du mélange des composants, mais aussi par l'interface TA6V - cuivre. Autrement dit, la quantité de TA6V fondu doit être suffisante pour former une interface avec le fil d'apport. L'autre paramètre important est le taux de recouvrement des impacts, déterminé par le rapport de la fréquence et de la vitesse de soudage.

Tableau 4-1. Les propretés physiques de TA6V utilisées dans les calculs.

| **Grandeurs physiques (unité)** | **Symbole** | **Valeur** |
|---|---|---|
| Température de liquidus (K) | $T_L$ | 1993 |
| Température de solidus (K) | $T_S$ | 1923 |
| Température de vaporisation (K) | $T_v$ | 3558 |
| Densité (solide) (kg/m$^3$) | $\rho_s$ | 4500 |
| Densité (liquide) (kg/m$^3$) | $\rho_l$ | 4100 |
| La capacité calorifique (solide) (J/(kg·K)) | $Cp_s$ | 610 |
| La capacité calorifique (liquide) (J/(kg·K)) | $Cp_l$ | 720 |
| La conductivité thermique (solide) (W/(m·K)) | $k_s$ | 20 |
| La conductivité thermique (liquide) (W/(m·K)) | $k_l$ | 35 |
| La viscosité dynamique (solide) (Pa·s) | $\eta_S$ | 1 |
| La viscosité dynamique (liquide) (Pa·s) | $\eta_L$ | 0,003 |
| Variation thermique de la tension de surface libre (N/m·K) | $\gamma_M$ | $-0{,}32\cdot10^{-3}$ |
| Coefficient d'absorption | *a* | 0,4 |

La quantité de TA6V fondu dépend de la puissance et de la durée d'impulsion du faisceau. Les calculs qui démontrent l'influence de ces paramètres sur la quantité de TA6V fondu. En parallèle, nous avons réalisé une série d'essais pour déterminer les paramètres opératoires permettant d'obtenir une soudure débouchante dans l'acier inoxydable d'épaisseur 2 mm ce qui a conduit à :

Puissance crête ($P_c$) = 1400W,
Durée d'impulsion (D) = 14ms,
Fréquence ($F_l$) = 12Hz,
Vitesse de soudage ($V_s$) = 0,32 m/min).

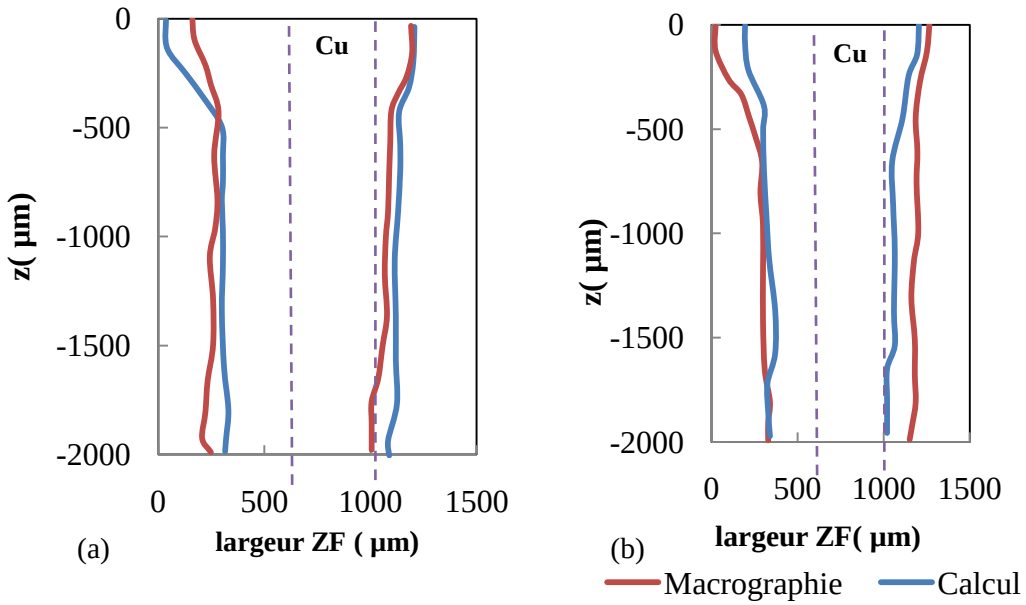



Figure 4-3. Comparaison des profils des zones fondues avec les profils calculés des soudures a) Pc= 1500W – D=14ms et b) Pc= 1400W – D=12ms ; ($F_l$=12Hz – Vs = 0,32 m/min, TA6V est à droite).

Si on considère que c'est la valeur maximale de la limite à la rupture qui conduit à la meilleure soudure (Tableau 4-2), alors les paramètres opératoires optimaux sont un temps d'interaction de 14ms sous une puissance crête de 1500 W. Cette résistance est liée à l'épaisseur de la couche de TA6V fondu (Figure 4-4) et peut être supérieure à celle du feuillard de cuivre (Rm = 200 MPa pour le cuivre recuit).

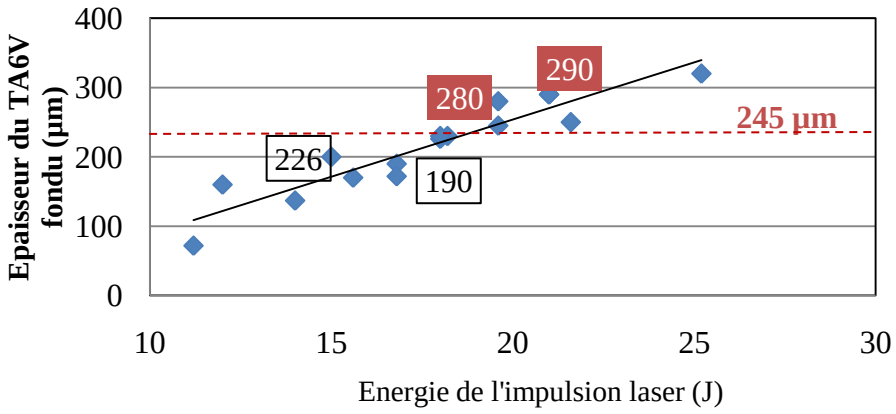



Figure 4-4. Influence de l'énergie de l'impulsion laser sur l'épaisseur calculée de TA6V fondu en comparaison avec des points expérimentales (carreaux rouges: soudures résistants, carreaux blancs: soudures cassées lors de l'élaboration).

L'épaisseur du TA6V fondu est proportionnelle à l'énergie appliquée à la jonction (Figure 4-4). La comparaison des résultats des essais avec ceux du calcul montre que la soudure résistante est réalisable uniquement si au moins 245 µm de TA6V est fondu lors l'impact laser. La fraction volumique de TA6V dans le bain fondu varie autour de 3%.

Tableau 4-2. Les paramètres opératoires et la résistance mécanique des soudures TA6V-Cu-AISI 316L réalisées par laser Nd:YAG pulsé.

| No | Pc*(W) | D (ms) | $F_l$ (Hz) | Energie de l'impulsion laser (J) | Vs (m/min) | $R_m$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **LP_11** | 1400 | 12 | 12 | 16,8 | 0,32 | 0 |
| **LP_21** | 1400 | 14 | 12 | 19,6 | 0,32 | 199 |
| **LP_31** | 1500 | 12 | 12 | 18 | 0,32 | 0 |
| **LP_41** | 1500 | 14 | 12 | 21 | 0,32 | 359 |
| **LP_12** | 1400 | 14 | 12 | 19,6 | 0,25 | 164 |
| **LP_22** | 1400 | 14 | 12 | 19,6 | 0,38 | 106 |
| **LP_32** | 1400 | 14 | 12 | 19,6 | 0,40 | 30 |
| **LP_42** | 1400 | 14 | 12 | 19,6 | 0,50 | 0 |

*puissance crête, forme d'impulsion rectangulaire.

La résistance mécanique des soudures varie également en fonction du taux de recouvrement des impacts, calculé comme :

$$T_{\varnothing}(\%) = \frac{\varnothing - \Delta L_r}{\varnothing} \cdot 100, \quad \textbf{(4-1)}$$

où $\Delta L_r = \frac{V_s}{F_l}$ est le recouvrement entre deux impacts, $F_l$ la fréquence de laser, Vs la vitesse de soudage, $\varnothing$ – le diamètre de la zone fondue.

La valeur maximum de la limite de la rupture s'observe pour Vs = 0,32 m/min, ce qui correspond au taux de recouvrement de 67 % (Figure 4-5). En augmentant la vitesse de soudage et donc en diminuant le taux de recouvrement, la résistance mécanique des assemblages diminue. Inversement, l'augmentation du taux de recouvrement jusqu'à 70 % conduit aussi à la dégradation des propriétés mécaniques. Ceci peut être expliqué par la formation des intermétalliques lors de l'échauffement répétitif de l'interface entre le TA6V et le cuivre.

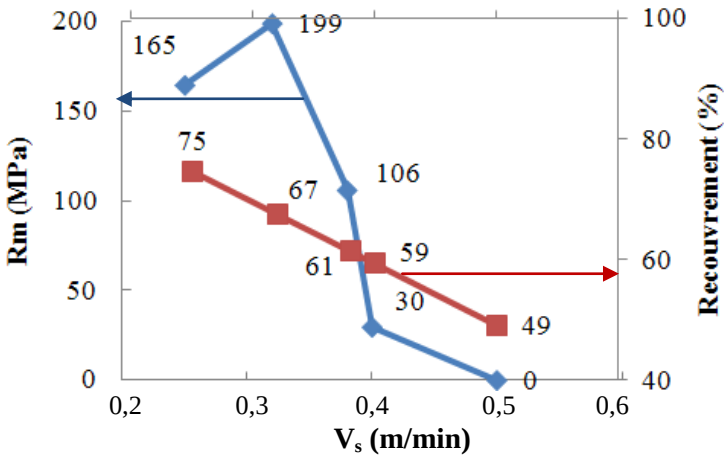
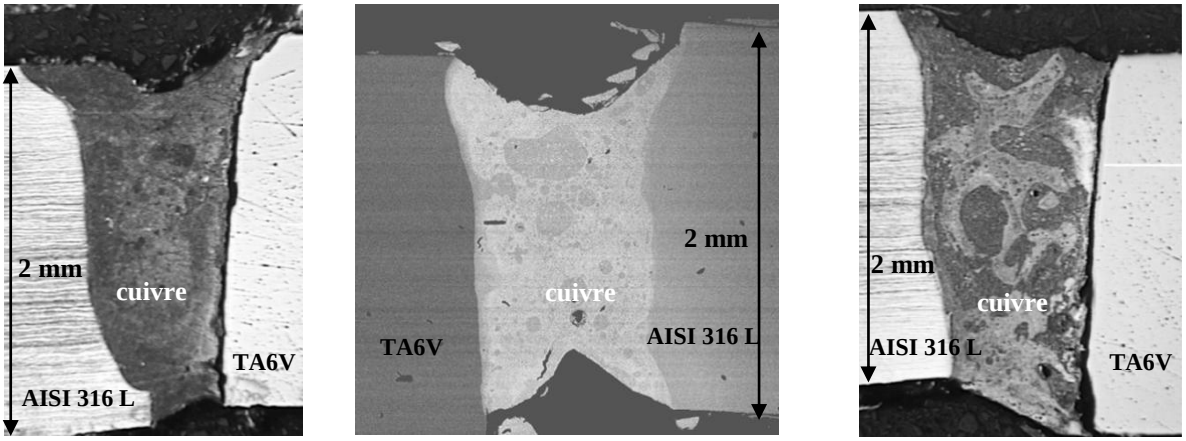



Figure 4-5. Evolution de la résistance mécanique des joints et du recouvrement des impacts de la soudure en fonction de la vitesse de soudage (P = 1400 W).

La morphologie des soudures réalisées par laser pulsé est totalement différente de celle du faisceau d'électrons. D'après la Figure 4-6, la zone fondue est constituée de cuivre et d'inox fondus dans un mélange plus ou moins fin, sans former deux domaines immiscibles, venant de la nature du procédé. La morphologie dépend aussi du taux de recouvrement. Pour les recouvrements importants, le même point de la soudure subit plusieurs cycles de fusion, ce qui résulte en un mélange fin (gouttes d'inox flottant dans une matrice du cuivre). Avec de faible taux de recouvrement, les zones immiscibles importantes sont également observables.




(a) (b) (c)

Figure 4-6. Morphologie des soudures TA6V-Cu-Inox en fonction du taux de recouvrement différent : LP_12 (a), LP_41 et LP_42 (c).

La modélisation de l'interface mobile dans le cas du soudage pulsé nécessite la connaissance du développement du capillaire en profondeur et en fonction du temps. L'influence des paramètres opératoires sur le mélange fait partie des perspectives de cette étude.

On peut conclure que le soudage par laser pulsé est une technique adaptée pour l'assemblage TA6V-Cu-inox. Le faible temps d'interaction avec un positionnement correct du faisceau par rapport au plan du joint permet de minimiser le cycle thermique local et donc de réduire le mélange des matériaux de base.

### *4.2.2. La modélisation de la diffusion à l'interface TA6V-cuivre*

L'interface TA6V-Cu reste l'endroit le plus critique de l'assemblage. Sa largeur, sa morphologie et sa composition déterminent la résistance mécanique de la soudure. On peut définir trois facteurs qui contrôlent les propriétés de cette interface :

1) la présence de fer qui fragilise l'interface ; la diminution du mélange des matériaux de base est donc nécessaire,
2) la diffusion du titane dans le cuivre et la formation éventuelle des phases $Ti_xCu_y$,
3) l'épaisseur de l'interface entre le TA6V et le Cu doit être suffisamment large.

Nous avons proposé un modèle numérique pour étudier la résistance des soudures TA6V-Cu- inox en termes d'épaisseur de l'interface, des longueurs de diffusion et de la composition chimique de cette interface.

Lors du soudage pulsé, en fonction de la superposition des pulses, l'interface de diffusion Cu-TA6V sera formée sous l'influence des champs thermiques provenant d'un certain nombre d'impacts proches. Un calcul thermique en 3D pour 7 pulses consécutifs a été réalisé pour connaître leur influence sur la diffusion à un point du 4$^{ième}$ impact de la série (Figure 4-7).

La source de chaleur globale Q correspondant aux 7 pulses est :

$$Q = Q_0 + \sum_{i=1}^{n} Q_n \text{, ou n} = 7 \text{ et } Q_0 = \frac{a \cdot P_c}{\pi R^2} \cdot \exp\left(-\frac{x^2+y^2}{2 \cdot R^2}\right) \cdot (t < D);$$

$$Q_n = \frac{a \cdot P_c}{\pi R^2} \cdot \exp\left(-\frac{x^2+\left(y+\left(n-1\right) \cdot \frac{V_s}{F_l}\right)^2}{2 \cdot R^2}\right) \cdot flc2hs\left(t - D \cdot (n-1) + \frac{n-1}{F_l}\right) \cdot \left(t < \left(D \cdot n + \frac{n-1}{F_l}\right)\right), \quad \textbf{(4-2)}$$

où D : durée d'impulsion (s), $F_l$ : fréquence des pulses (Hz), Pc : puissance crête (W), n : numéro de l'impact, Vs : vitesse de soudage (m/s), R : le rayon du faisceau (m), t : le temps (s).

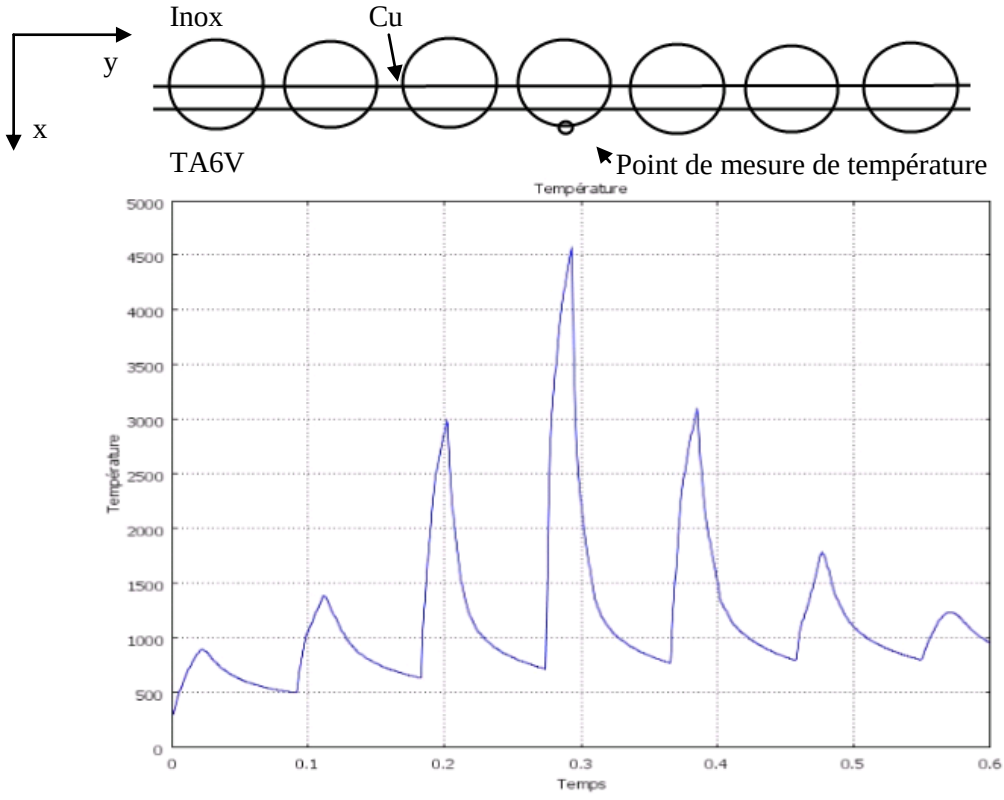



Figure 4-7. Illustration de l'influence d'une série d'impacts sur la variation de la température calculée à l'endroit choisi de l'interface TA6V-Cu pour le cas du soudage par laser pulsé.

Suite aux calculs thermiques, nous avons effectué l'extraction des données de température sur une ligne perpendiculaire au plan du joint et située à l'interface Cu-TA6V (Figure 4-8) afin de l'intégrer dans le modèle 1D de diffusion du Ti dans le cuivre fondu (la diffusion du cuivre liquide vers le TA6V solide est négligée). La coordonnée y du point de mesure de la température se calcule avec la formule :

$$y = \frac{(n-1)\cdot V_s}{F_l}. \quad \text{avec n=4} \qquad \textbf{(4-3)}$$

Pour décrire le processus de diffusion, nous avons utilisé la loi de Fick avec comme coefficient de diffusion du Ti dans le cuivre pur :

$$\frac{\partial c_{Ti}}{\partial t} + \nabla(-D_{Ti(Cu)} \cdot \nabla c_{Ti}) = 0. \qquad \textbf{(4-4)}$$

Le coefficient de diffusion introduit est fonction de la température :

$$D_{Ti(Cu)} = D^0{}_{Ti(Cu)} \cdot \exp(-\frac{E_a}{R \cdot T}) \cdot \text{flc2hs}(\ T_f{}^{TA6V} - T,\ dT), \qquad \textbf{(4-5)}$$

où $D^0{}_{Ti(Cu)} = 0{,}693 \cdot 10^{-4}$ m$^2$/s et $E_a$ = 211 kJ/mol [6].

L'interface entre le TA6V et le cuivre est composée de deux sous-domaines : du TA6V fondu et saturé par 10 %at. de Cu et du cuivre saturé en Ti (5 %at.). Pour simplifier le calcul du modèle de diffusion, nous attribuons la position de l'interface solide-liquide à l'endroit où la température (extraite du module thermique) lors de l'impact laser atteint la température $T_L$ du TA6V (la convection est négligée).

Les conditions initiales aux limites sont :

- c(Ti) = 1 pour la limite "froide" à $T_{min}$,
- c(Ti) = 0,05 dans le limite "chaude" à $T_{max}$ (concentration en Ti mesurée dans cette zone).
- La condition c(Ti) = 0,9·(T > $T_S{}^{TA6V}$) + 1·(T < $T_S{}^{TA6V}$) est imposée pour le sous-domaine du TA6V.

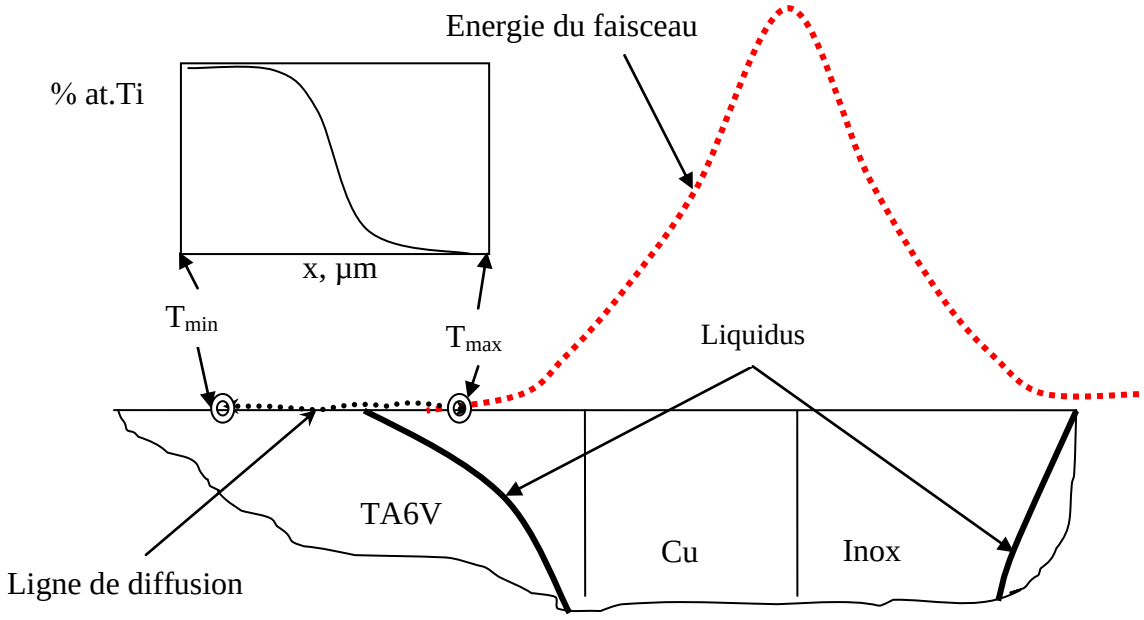



Figure 4-8. Schéma de l'extraction des données de température pour le modèle de diffusion.

Le temps considéré dans le calcul (s) est défini comme :

$$t_{max} = D \cdot n + \frac{n+1}{F_l}. \quad \textbf{(4-6)}$$

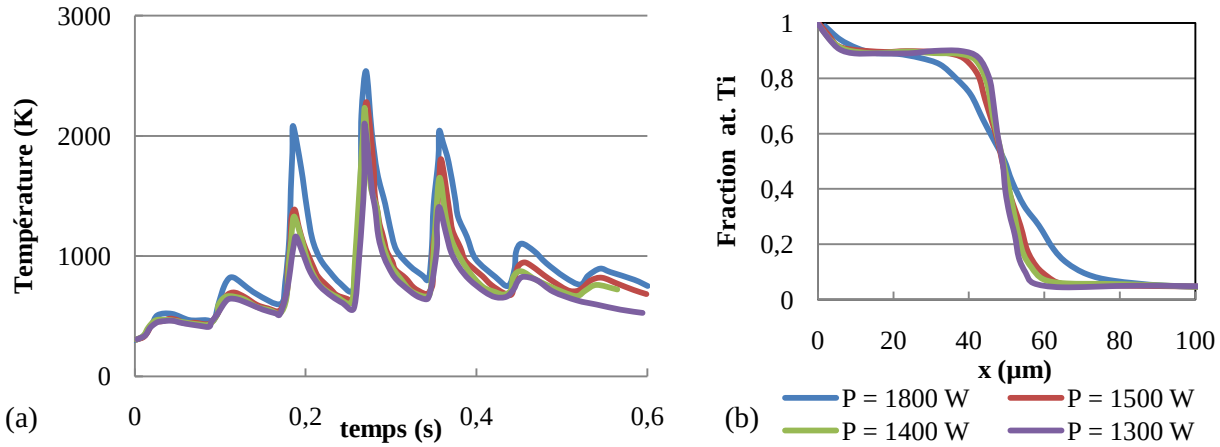



Figure 4-9. Variation des températures (a) et des profils de diffusion (b) sur l'interface TA6V solide et zone fondue pour les joints réalisés par laser Nd:YAG pulsé (Ds = 14 ms, $F_l$ = 14 Hz et Vs = 0,320 m/min).

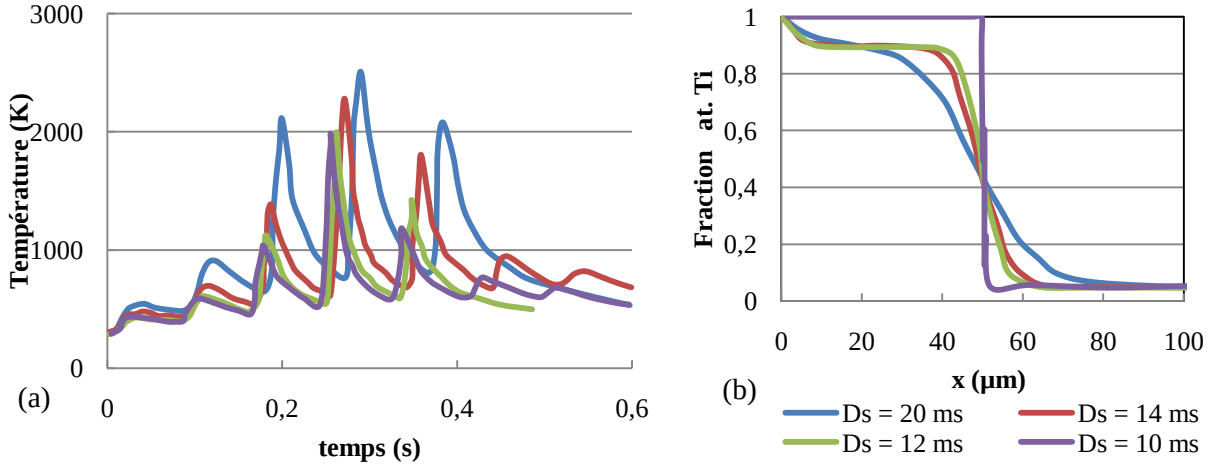



Figure 4-10. Variation des températures (a) et des profils de diffusion (b) sur l'interface TA6V solide et zone fondue pour les joints réalisés par laser Nd:YAG pulsé (P = 1500 W, $F_l$ = 14 Hz et Vs = 0,32 m/min).

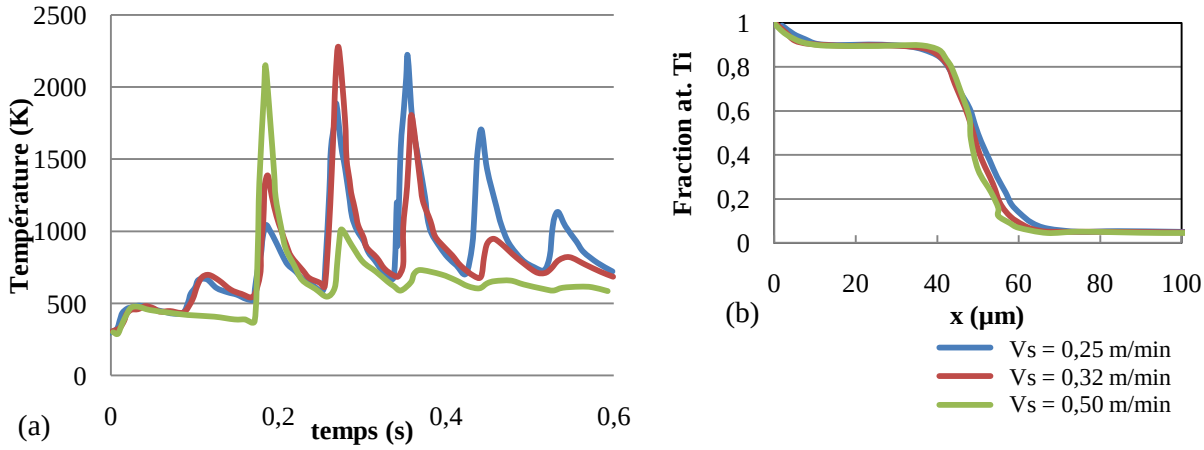



Figure 4-11. Variation des températures (a) et des profils de diffusion (b) sur l'interface TA6V solide et zone fondue pour les joints réalisés par laser Nd:YAG pulsé, (P = 1500 W, Ds = 14 ms et $F_l$ = 14 Hz).

Le modèle a été validé par comparaison du profil de diffusion calculé avec les résultats d'analyse chimique de l'interface TA6V-Cu. On observe une bonne correspondance entre les résultats numériques et expérimentaux (Figure 4-12). Nous supposons que la quantité mesurée de Ti légèrement inférieure à la quantité calculée peut venir des hypothèses simplificatrices du modèle et des incertitudes liées à la taille de sonde par rapport à la microstructure. La variation brutale des valeurs mesurées s'explique par l'effet possible de la convection à l'interface solide-liquide.

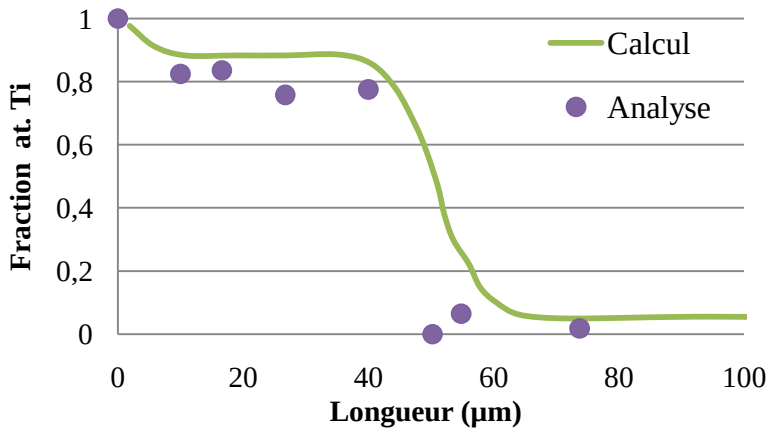



Figure 4-12. Comparaison du profil de diffusion du titane dans la zone riche en cuivre (faisceau laser Nd:YAG pulsé (P = 1,5 kW, Vs = 0,32 m/min, $F_l$ = 14 Hz, Ds = 14 ms).

Ce modèle permet d'étudier l'influence des différents paramètres de soudage pulsé sur la formation de l'interface TA6V-cuivre. Nous avons réalisé trois séries de calculs en faisant varier la puissance, la durée de l'impulsion et la vitesse de soudage avec la fréquence fixée à 14 Hz.

La variation temporelle de la température dans le point de repère sur l'interface TA6V-zone fondue et le profil de diffusion perpendiculairement à l'interface pour les différentes conditions de soudage sont présentés sur les Figure 4-9etFigure 4-11.

La longueur de la zone de diffusion du Ti dans la zone fondue (Figure 4-13) issue du calcul peut servir pour l'estimation de l'importance des facteurs opératoires.

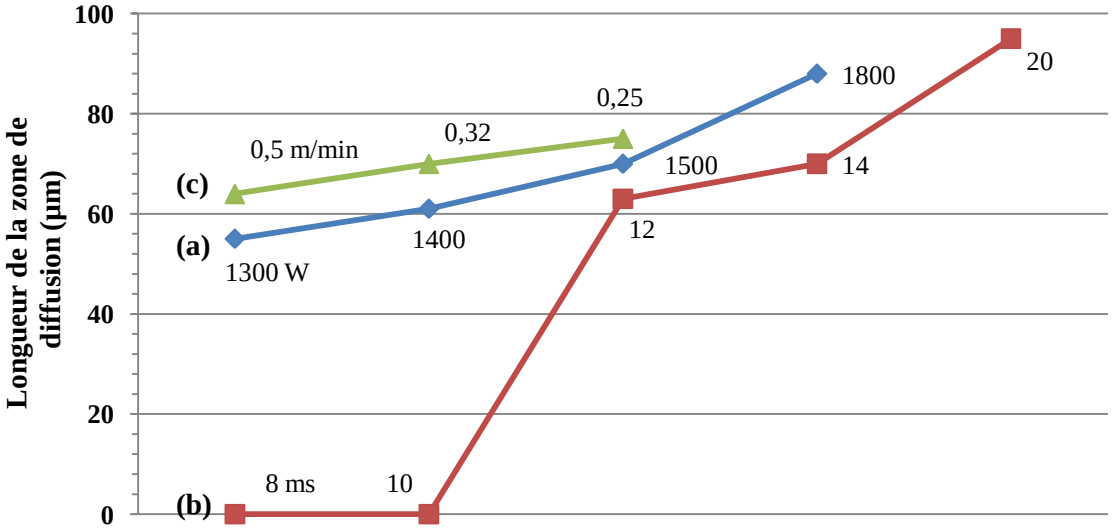



Figure 4-13. Longueur de la zone de diffusion en fonction a) de la puissance en W (Vs = 0,32 m/min, $F_l$ = 14 Hz, D = 14 ms) ; b) de la durée d'impulsion en ms (P = 1500 W, Vs = 0,32 m/min, $F_l$ = 14 Hz), c) de la vitesse de soudage en m/min ( P = 1500 W, D = 14 ms, $F_l$ = 14 Hz).

La durée d'impulsion est le paramètre qui influence le plus la longueur de l'interface. Si D < 12 ms, l'assemblage est impossible car la fusion du TA6V n'est pas atteinte.

La variation de la puissance du faisceau limitée entre 1300 et 1800 W par les conditions d'une pénétration totale et la minimisation de la quantité de TA6V fondu, conduit à une faible variation de la longueur de la zone de diffusion.

La variation de la vitesse de soudage n'a pas d'effet significatif ce qui peut être traduit par une faible influence des champs thermiques provenant des impacts précédents et postérieurs (écart de 10 µm seulement).

En conclusion, pour réussir un assemblage, il faut former une zone de diffusion entre le TA6V et le cuivre dont l'épaisseur dépasse 60 µm.

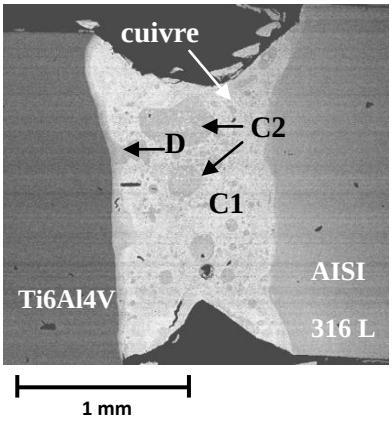
Le soudage par laser pulsé est une méthode bien adaptée pour le problème métallurgique, grâce à un cycle thermique très court.

### *4.2.3. L'étude des microstructures*

La morphologie finale de la zone fondue des soudures réalisées par laser pulsé est issue de la superposition des tirs lasers (Figure 4-14). Chaque pulse laser fond une partie des zones fondues précédentes et la morphologie du bain fondu est fortement modifiée. De nombreux globules d'inox (C2) au milieu de feuillard fondu, contenant uniquement 2 %at. de Ti et 14%at. de Cu sont observés. La composition de la zone riche en cuivre (C1) varie de l'interface inox-C1 jusqu'à l'interface C1-TA6V :

- la zone fondue proche de l'interface inox-C1, contient une quantité importante des éléments provenant de l'inox, dont les teneurs sont proportionnelles à celles de l'inox solide avec 1%at. Ti,
- la zone fondue proche de l'interface TA6V-C1, le titane progresse jusqu'à 9 %at.

Le TA6V fondu forme l'interface D riche en titane, dont la composition est comprise entre 86 et 35 %at. de Ti. Les cycles thermiques très rapides bloquent le processus de coalescence des inclusions C2 et la diffusion forcée par la convection.




| Zone | Eléments (% at.) | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | **Fe** | **Cr** | **Ni** | **Cu** | **Ti** |
| **C1** | 17 | 5 | 2 | 74 | 1 |
| | 2 | 0 | 1 | 85 | 9 |
| **C2** | 62 | 18 | 5 | 14 | 2 |
| **Composition globale** | 28 | 9 | 3 | 55 | 4 |

Figure 4-14. La morphologie et la composition globale d'une soudure TA6V-cuivre-inox réalisée par laser Nd:YAG pulsé (P = 1500 W, Vs = 0,32 m/min, D = 14 ms, $F_l$ =12 Hz).

La formation des phases dans la zone C est contrôlée par les propriétés du système Cu-Fe. Dans la zone D, les phases ont été identifiées indirectement à partir des analyses EDS et des diagrammes Cu-Fe-Ti, Cr-Fe-Ti et Fe-Ni-Ti.

La composition et les phases possibles sont présentées dans le Tableau 4-3. Les microstructures des différentes zones du bain fondu sont présentées sur la Figure 4-15.

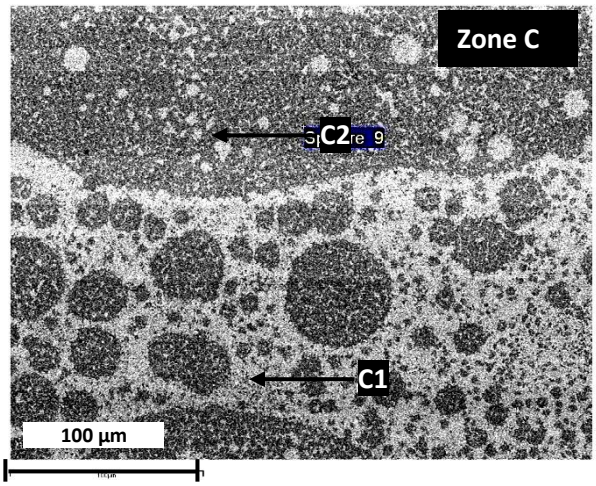
### *Les structures de la zone C*

La zone riche en cuivre C1 est constituée d'une solution solide (Fe, Cr, Ni) dans le cuivre. Les inclusions C2 contiennent 4 %at. de Ti, ce qui correspond à la formation de la phase $Fe_2Ti$ dispersée dans γ-Fe et sont appauvris en Ni par rapport à l'inox. La dureté de ces structures est de 200 HV et 400 HV respectivement. La présence de la séparation secondaire des phases entre C1 et C2 implique une surfusion très importante (ΔT>200°C [7]). La couche fine d'inox fondu proche de son interface solide présente la même composition que les inclusions C2.

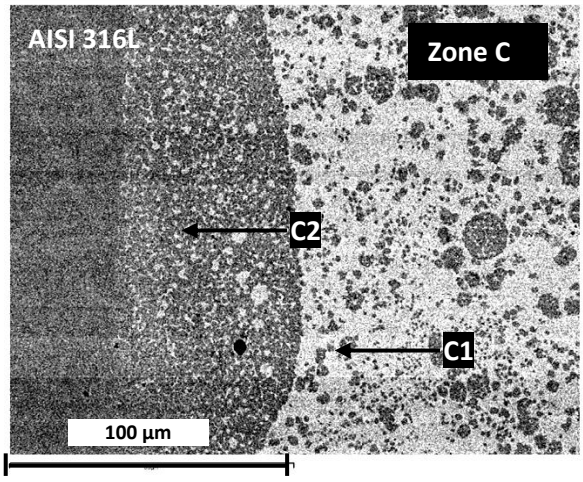
### *Les structures de la zone D*

La microstructure de la zone D est fortement dépendante de la composition et du gradient thermique. Le cuivre est présent jusque dans l'espace intergranulaire des intermétalliques riches en Ti.

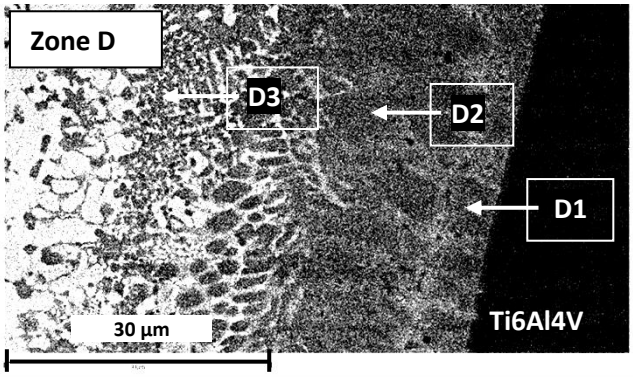
La première couche D1 (18µm) formée près du TA6V solide est constituée des phases $CuTi_2$+FeTi+β-Ti. **Cette zone est la plus fragile de l'assemblage (715 HV) et limite sa résistance mécanique**. Lors des essais de traction, la fissure se propage entre les couches D1 et D2. Cette dernière est formée d'une solution solide de cuivre dans FeTi et d'une petite quantité de phase ternaire αβδ (qui peut éventuellement se décomposer suivant les conditions de refroidissement en β-Ti, $\lambda_1$ et FeTi) et $NiTi_2$. Cette structure contient la quantité maximale de Ni dans toute l'interface.




(a) **milieu de la zone fondue**




(b) **interface entre l'inox et zone fondue**




(c) **interface entre TA6V et zone fondue**

Figure 4-15. Microstructures de la soudure TA6V-cuivre-inox réalisé par laser Nd : YAG pulsé (P = 1400 W, Vs = 0,32 m/min, D = 14 ms, $F_l$ =12 Hz).

Tableau 4-3. Analyse chimique des microstructures présentes dans la soudure TA6V-cuivre-inox réalisée par laser Nd:YAG pulsé.

| Structure | Eléments (% at) | | | | | | | Phases possibles (fraction %) | HV |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Fe | Cr | Ni | Cu | Ti | Al | V | | |
| C1 | 4 | 1 | 2 | 91 | 0 | 1 | 0 | Cu | 400 |
| C2 | 60 | 17 | 5 | 14 | 4 | 0 | 0 | γ-Fe, 4% $Fe_2Ti$ | 200 |
| D1 | 14 | 2 | 1 | 20 | 51 | 7 | 3 | 78% CuTi2, 17 % FeTi, 5% β-Ti | 715 |
| D2 | 23 | 3 | 3 | 22 | 45 | 3 | 1 | FeTi, ≤ 3% $\lambda_1$, β-Ti | 680 |
| D3 | 43 | 13 | 2 | 5 | 35 | 0 | 1 | FeTi, $\lambda_1$, β-Ti | 630 |

La microstructure D3, dispersée dans la zone riche en cuivre, se forme lors de l'interaction entre le Ti et les inclusions C2. La teneur élevée des éléments Fe, Cr, Ni conduit à la formation des phases FeTi et $\lambda_1$ ($Ti(Fe_{1-x}Cr_x)_2$, x = 0,85). La dureté moyenne dans cette zone est de 360 HV avec des pics pouvant atteindre jusqu'à 800 HV.

La distribution des éléments mineurs de TA6V dans le bain fondu est la suivante :

- L'aluminium migre dans le milieu riche en cuivre et ne forme pas de phases ternaires avec le Ti et les autres éléments. On suppose que la migration de l'aluminium se produit quand le gradient thermique est important et grâce à sa bonne solubilité dans le Cu.
- Le vanadium se concentre dans la couche D3 et ne se dissout pas dans le milieu riche en cuivre. On peut supposer qu'il s'accumule dans la structure de FeTi.

### *4.2.4. Le scénario de la formation des microstructures*

La formation des phases intermétalliques lors du refroidissement du bain fondu contenant plusieurs éléments, est déterminée par plusieurs facteurs, dont les plus importants sont :

- la vitesse de refroidissement,
- les flux diffusifs et convectifs locaux,
- les propriétés thermodynamiques des phases.

Dans le cas des faisceaux de hautes énergies, l'importance des vitesses de refroidissement provoque la surfusion et la séparation des liquides riches en Cu et en Fe, la limitation de la diffusion des éléments et la stabilisation des phases hors équilibres.

Pour établir la séquence de solidification, nous avons utilisé les données sur le refroidissement dans les systèmes ternaires Cu-Fe-Ti [8], Cr-Fr-Ti [19] et Fe-Ni-Ti [22]. Les températures réelles des réactions ayant lieu lors du refroidissement peuvent être influencées par la surfusion, la présence d'autres éléments (Al, V, Ni etc.). Les séquences des réactions impliquées dans la solidification du bain fondu sont présentées sur la Figure 4-16.

La structure stratifiée de la zone D permet de supposer un cas de diffusion limitée à l'état liquide : au cours de la solidification à l'interface, les solutés sont rejetés en avant du front de solidification vers le liquide et forme la couche riche en Ti. La grande affinité chimique des éléments Fe, Cr et Ni avec le Ti provoque l'accumulation de ces derniers à l'interface C1-D, alors que le Ti dissout dans le cuivre, s'accumule à l'interface C1-C2.

Les données sur les propriétés thermodynamiques des phases dans le système Cu-Fe-Ti n'est pas complète. Abdulov [9] donne les enthalpies de mélange dans le système Cu-Ti-Fe à l'état liquide et la contribution des interactions ternaires sur les enthalpies de mélange. L'auteur souligne l'importance des interactions des couples Cu-Ti et Fe-Ti, qui résultent en des valeurs négatives de ΔH (minimum de -8 et -20 kJ/mol respectivement), alors que

l'interaction Cu-Fe est positive (maximum de 10,8 kJ/mol). Dans la région des phases ternaires, les enthalpies de mélange sont comprises entre -4 et -8 kJ/mol et la contribution de l'interaction ternaire est la plupart du temps positive. Aucune donnée sur les propriétés thermodynamiques des phases ternaires n'est disponible dans la bibliographie.

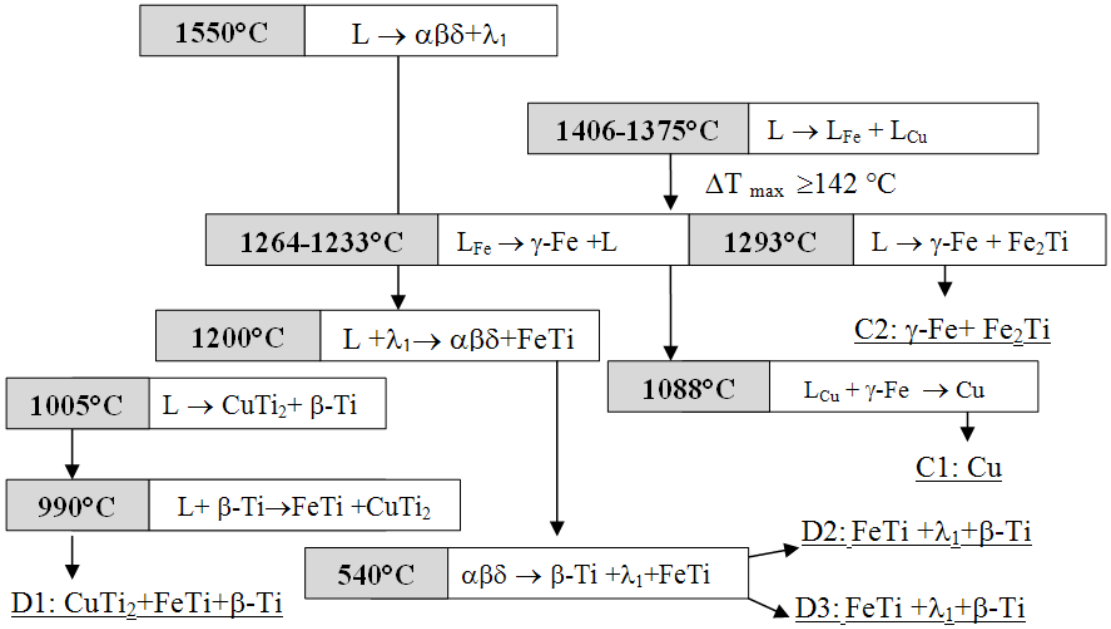



Figure 4-16. Schéma des réactions ayant lieu dans la soudure TA6V-cuivre-inox réalisée par laser Nd : YAG pulsé (P = 1400 W, Vs = 0,32 m/min, D = 14 ms, $F_l$ =12 Hz).

En ce qui concerne les systèmes binaires, les enthalpies de la formation des phases TiFe, $TiFe_2$ et $NiTi_2$ sont très négatives (-45, -19 et -49 kJ/mol [10), les phases $Cu_2Ti$, CuTi, $CuTi_2$ présentent des valeurs moins négatives : -11,62, -9,4 and -8,77 kJ/mol [11,12,13].

Aucune information concernant les propriétés thermodynamiques des phases ternaires dans le système Cr-Fe-Ti ne sont disponibles. La valeur négative de ΔH de la phase de Laves $TiCr_2$ (-27,9kJ/mol [14]) permet de supposer une forte interaction négative entre le Ti et le Cr.

On peut conclure que du point de vue thermodynamique, la formation des phases doit débuter sur les interactions Fe-Ti, Ni-Ti and Fe-Ti-Cr, pour se poursuivre avec Cu-Ti et Cu-Fe-Ti et se terminer par Cu-Fe.

### *La solidification des zones immiscibles du cuivre et de l'inox*

Dans le cas du soudage pulsé, la surfusion de la zone fondue est très importante : le fait d'une séparation secondaire des phases des zones riches en cuivre et riches en inox indique une surfusion de $\Delta T \geq 142$ °C, ce qui correspond à un début de nucléation de la phase γ-Fe vers 1264-1233°C. Une faible quantité de $Fe_2Ti$ se forme dans γ-Fe par la réaction L → γ-Fe + $Fe_2Ti$. Le titane est réparti d'une manière plus ou moins homogène dans les inclusions C2, du fait de leur taille peu importante et d'une forte convection. Le coefficient de partage du titane entre C1 et C2 relativement bas ($k_{Ti}$ ≈4) indique la solidification rapide des inclusions C2. Le milieu du cuivre C1 se solidifie autour des inclusions selon la réaction γ-Fe : $L_{Cu}$ + γ-Fe → Cu.

### *Le développement de l'interface entre TA6V et le cuivre*

Comme le bain fondu contient de nombreuses inclusions riches en inox ayant une grande affinité chimique avec le titane, la formation de l'interface entre TA6V et le cuivre

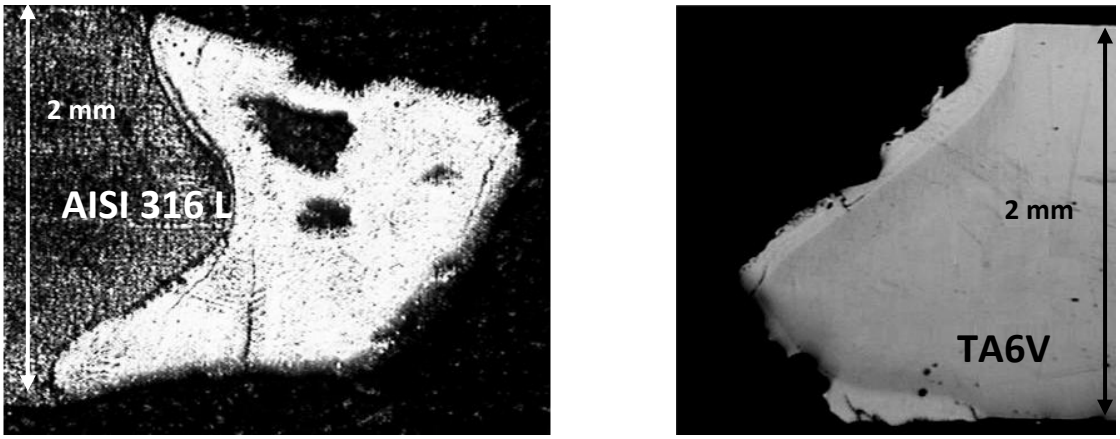
commence dans la zone C et se poursuit en direction du TA6V. Suite au mélange violent du cuivre et de l'inox à hautes températures, le liquide résultant qui entre en contact avec l'interface fondue du TA6V, contient une quantité importante de Fe, Ni et Cr. Par conséquent, la formation locale des phases ternaires Cr-Fe-Ti se produit près de cette interface et bien avant la séparation des phases liquides. Ainsi apparaît la structure D3 : $L \rightarrow \alpha\beta\delta+\lambda_1$. Les coefficients de partage entre C et D3 sont relativement bas ($k_{Fe} \approx k_{Cr} \approx 1,5$), ce qui correspond à une vitesse de refroidissement très importante en supposant que le liquide initial contienne 28 %at. de Fe et 9 %at. de Cr (à partir de la composition globale de la soudure). Compte tenu des températures de formation des phases, la solidification du liquide intercellulaire riche en cuivre ($L_{Cu}$) se produit après la formation des zones D3 et D2. La phase $\lambda_1$ réagit avec la solution riche en Ti située entre D3 et le TA6V solide par la réaction $L + \lambda_1 \rightarrow \alpha\beta\delta+FeTi$ (zone D2). La disparition de l'espace riche en cuivre entre les grains de D2 s'explique par la bonne solubilité du Cu dans la structure de FeTi. La solidification de la couche D1 commence à partir de TA6V solide par les réactions : $L \rightarrow CuTi_2 + \beta\text{-Ti}$ and $L + \beta\text{-Ti} \rightarrow FeTi + CuTi_2$.

La séquence de solidification peut être résumée comme :

- formation de D3,
- séparation des phases liquides $L_{Fe}$ et $L_{Cu}$,
- solidification des inclusions γ-Fe,
- formation locale des intermétalliques Fe-Ti et Cr-Fe-Ti,
- formation des couches D2 et D1,
- solidification du milieu du cuivre autour des inclusions γ-Fe,
- décomposition de la phase αβδ.

## 4.3.L'assemblage par laser continu Nd:YAG

L'assemblage par laser continu avec un feuillard cuivre de 500 µm conduit systématiquement à des échecs de liaisons. Le mélange par la convection Marangoni conduit à une bonne homogénéisation de la zone fondue, ce qui provoque la formation des intermétalliques lors du refroidissement et donc la fissuration de la soudure (Figure 4-17). L'analyse par diffraction X des morceaux de la soudure met en évidence la présence des composants TiFe et $TiFe_2$, et une absence (ou non détectées) de phases liées au cuivre (Figure 4-18).




(a) **côté inox** (b) **côté TA6V**

Figure 4-17.Une soudure cassée réalisé par laser Nd : YAG continu (1kW, 1 m/s).

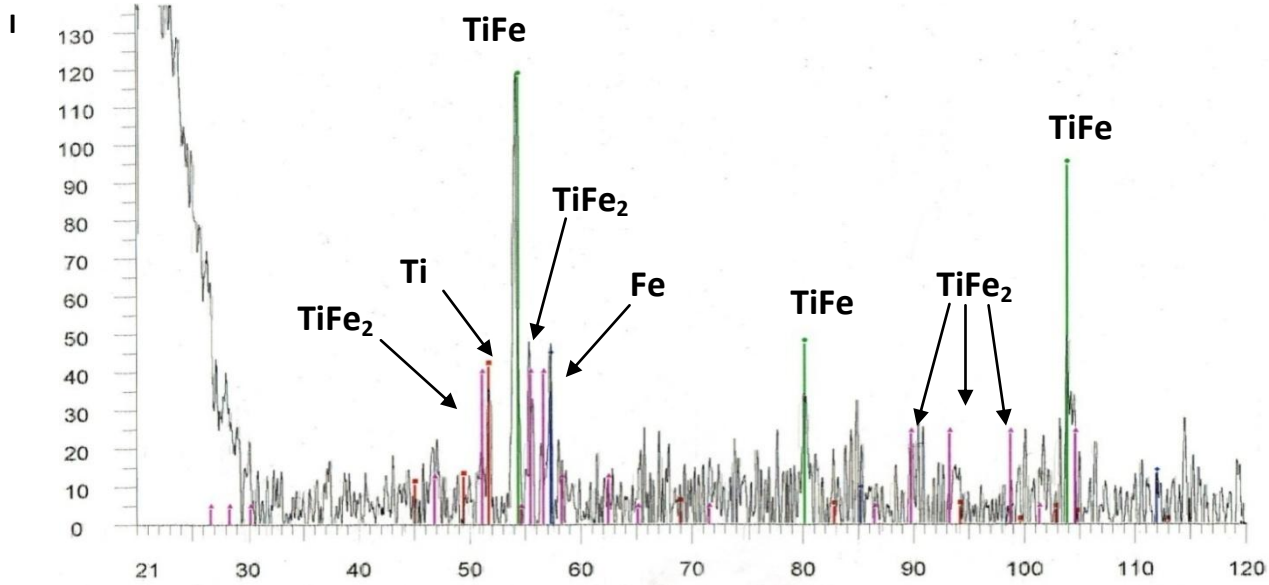



Figure 4-18. Difractogramme X des particules fragiles formées lors du refroidissement de la soudure TA6V-Cu-Inox, réalisée par laser continu (P = 1kW, Vs = 1 m/min).

Le soudage continu ne parait pas tout à fait adapté pour le problème métallurgique présent, de part le temps d'interaction laser-matière important et la convection intense au regard du soudage pulsé.

La solution possible pourrait être d'utiliser une épaisseur de cuivre plus grande (1-2 mm) soit :

1. diminuer la vitesse de soudage afin d'approcher les conditions énergétiques du faisceau d'électrons (grand rendement énergétique, capillaire droit) ;

2. optimiser la position du faisceau par rapport au plan du joint pour minimiser la convection thermocapillaire transversale tout en conservant une vitesse de soudage correspondant au laser.

Pour estimer la faisabilité de ces solutions, nous pouvons utiliser le modèle thermique+ convection + level set 3D, proposé pour le soudage par faisceau d'électrons et modifié pour ce type d'application**. L'objectif de cette partie est donc de montrer que le modèle peut être généralisable sans agir sur des potentiomètres d'ajustement du modèle.**

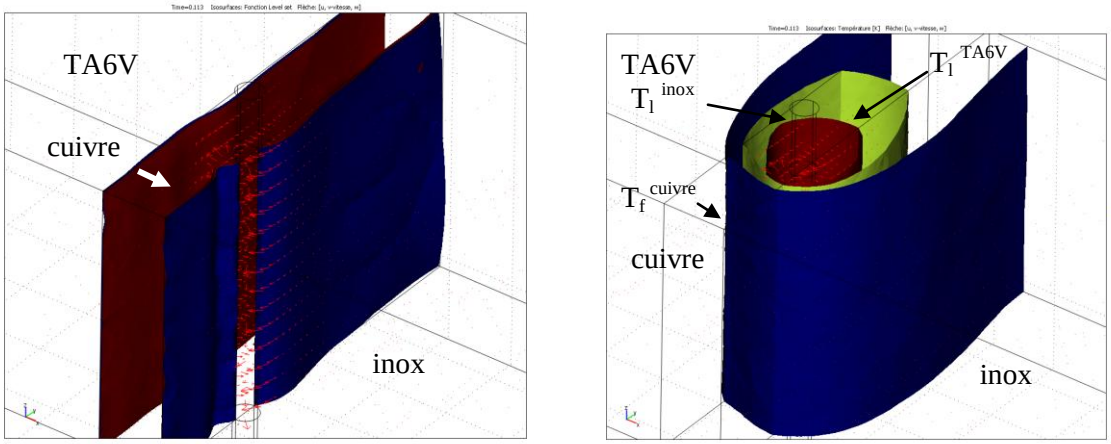



Figure 4-19. Mélange (à gauche) et les isothermes de fusion ou de liquidus (à droite) de soudage continu TA6V-cuivre-inox par laser (P = 2000, Vs = 0,9 m/min, $L_{Cu}$= 0,5 mm, positionnement du faisceau à l'interface entre l'inox et le cuivre).

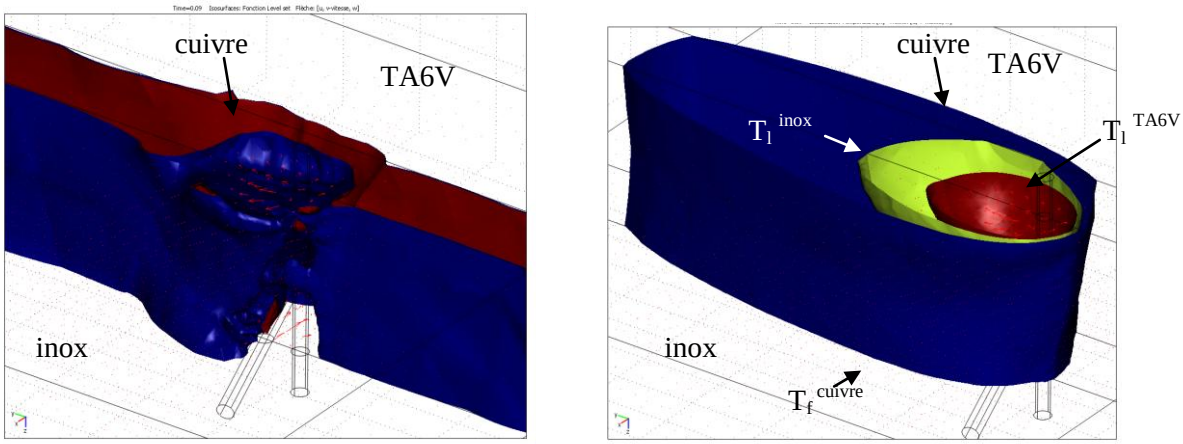



Figure 4-20. Mélange (à gauche) et les isothermes de fusion ou de liquidus (à droite) de soudage continu TA6V-cuivre-inox par laser (P = 1000, Vs = 2 m/min, $L_{Cu}$= 1 mm, positionnement du faisceau à l'interface entre l'inox et le cuivre).

Les résultats des différentes simulations avec des paramètres opératoires variables montrent que la condition idéale dans le cas de la première solution (Figure 4-19) serait de placer le capillaire à l'interface entre le cuivre et l'inox en réduisant la vitesse de soudage à 0,9 m/min. Ces conditions opératoires vont conduire au régime oscillatoire de solidification, où le mélange entre les matériaux sera limité par le développement d'une structure périodique de solidification (comme dans le cas du soudage cuivre-inox par faisceau d'électrons).

Pour la deuxième solution, la condition idéale est de doubler l'épaisseur du feuillard de cuivre et d'utiliser une grande vitesse de soudage (2 m/min au minimum), tout en conservant la position du laser à l'interface entre l'inox et le cuivre (Figure 4-20). Cela limitera le mélange dans la partie supérieure de la soudure liée à la convection thermocapillaire.

La réalisation expérimentale de ces solutions obtenues par la modélisation fait l'objet de perspective pour cette étude.

## 4.4.L'assemblage par faisceau d'électrons

### *4.4.1. La recherche des conditions optimales*

Comme nous l'avons démontré sur le couple cuivre-inox, le soudage par faisceau d'électrons favorise les mouvements de recirculation horizontale du liquide. A condition de positionner correctement le faisceau, il est possible de préserver la continuité du feuillard d'apport même sous sa forme liquide tout en assurant la liaison entre les matériaux.

En utilisant le modèle thermique temporel créé pour l'assemblage cuivre-inox, nous avons étudié l'influence de l'hétérogénéité du joint sur la position supposée du capillaire à partir des isothermes de vaporisation (Figure 4-21).

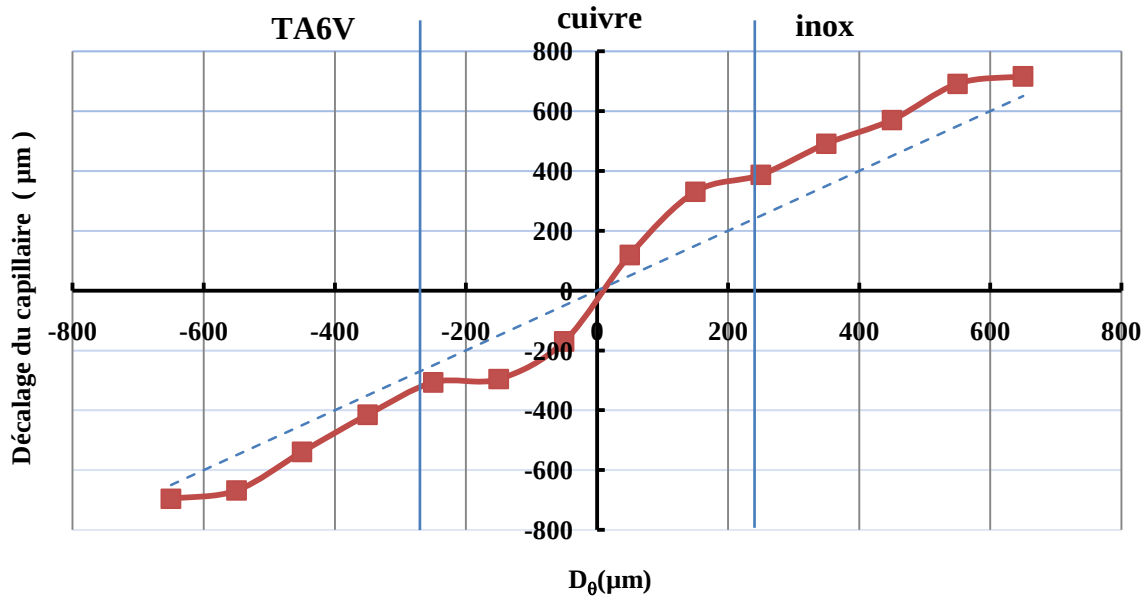



Figure 4-21. Dépendance de la position du capillaire calculé (d) par rapport à la distance du faisceau au plan de joint ($D_\theta$) (P = 1000 W, Vs = 1,8 m/min).

La tendance serait que le capillaire se décale du côté du matériau de base le plus proche quand le faisceau s'écarte de la position centrale sur le cuivre. L'effet d'hétérogénéité se maintien jusqu'à un décalage de 700 µm du faisceau par rapport au centre du cuivre.

La préservation de la continuité de la couche de cuivre fondu est le critère le plus important pour réussir l'assemblage. L'adaptation du modèle mettant en œuvre level set (la méthode de l'interface libre) pour le cas de soudage TA6V-cuivre-inox, nous a permis de définir les conditions optimales de la position du faisceau et de la vitesse de soudage.

Le développement de la zone fondue dans le modèle est géré par :

- l'équation de la chaleur sous sa forme pseudo-stationnaire :

$$\rho \cdot c_p \cdot \vec{V}_s \cdot \vec{\nabla} T + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = Q, \qquad \textbf{(4-7)}$$

- les équations de Navier-Stokes:

$$\rho \cdot (\vec{U} \cdot \vec{\nabla} T) \cdot \vec{U} = \vec{\nabla}(-\vec{P}_l + \eta \cdot (\vec{\nabla}\vec{U} + (\vec{\nabla}\vec{U})^T)) + \vec{F},$$
$$\vec{\nabla}(\rho \cdot \vec{U}) = 0; \qquad \textbf{(4-8)}$$

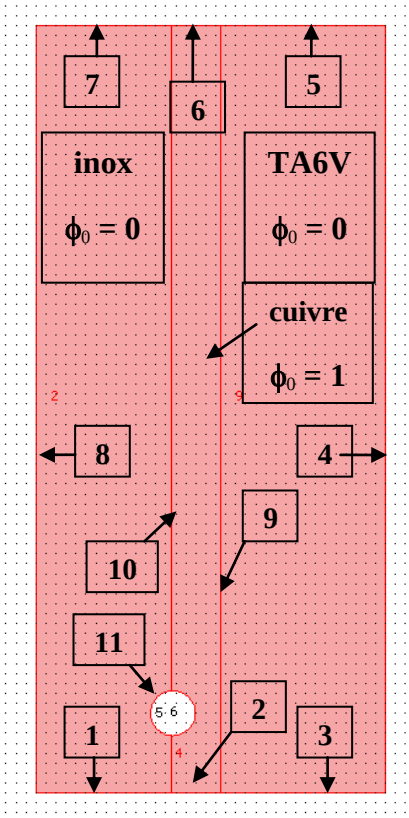
- l'équation de level set :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \overrightarrow{U_r} \cdot \vec{\nabla}\phi = \gamma \cdot \vec{\nabla}\left( \varepsilon \vec{\nabla}\phi - \phi(1-\phi) \cdot \frac{\vec{\nabla}\phi}{\left|\vec{\nabla}\phi\right|} \right); \qquad \overrightarrow{U_r} = (u; v - V_s; w) \cdot (\eta = \eta_l). \tag{4-9}$$

Les conditions aux limites sont décrites dans le Schéma 4-1.

Schéma 4-1.Les conditions aux limites.

| No | Thermique | Convection | Level set |
|---|---|---|---|
| 1 | T = 300 K | Entrée: v = $V_s$ | $\phi_0$ =0 |
| 2 | | | $\phi_0$ =1 |
| 3 | | | $\phi_0$ =0 |
| 4 | T = 300 K | | $\phi_0$ =0 |
| 5 | Flux convectif $\vec{n} \cdot (-k \cdot \vec{\nabla}T) = 0$ | Sortie: v = $V_s$ | Sortie** |
| 6 | | | |
| 7 | | | |
| 8 | T = 300K | v = $V_s$ | $\phi_0$ =0 |
| 9 | Continuité | | Interface initiale*** |
| 10 | | | |
| 11 | T = $T_v^{Cu}/T_v^{inox}$ | En avant: $U_w$* = $V_s$ En arrière: v = $V_s$ | A droite: $\phi_0$ =1 A gauche: $\phi_0$ =0 |




* - la vitesse tangentielle.

** $\vec{n} \cdot (\varepsilon \cdot \vec{\nabla}\phi - \phi \cdot (1-\phi) \cdot \vec{\nabla}\phi / \left|\vec{\nabla}\phi\right|) = 0$;

*** $\vec{n} \cdot (\overrightarrow{N_1} - \overrightarrow{N_2}) = 0, \overrightarrow{N} = \varepsilon \cdot \vec{\nabla}\phi - \phi \cdot (1-\phi) \cdot \frac{\vec{\nabla}\phi}{\left|\vec{\nabla}\phi\right|} - \phi \cdot \overrightarrow{U_r}$.

où l'interface ½ est TA6V/cuivre ou cuivre/inox.

Des calculs avec une variation du décalage du capillaire et de la vitesse de soudage ont été réalisés pour déterminer la fenêtre de paramètres opératoires à partir des deux conditions majeures permettant d'obtenir des soudures non fragiles (basée sur nos résultats expérimentaux) :

- le feuillard doit conserver sa continuité jusqu'à la fin du cycle thermique ;
- la fusion de TA6V doit être optimisée afin d'obtenir une interface de diffusion suffisante pour la formation d'un assemblage tout en évitant le mélange important avec les autres matériaux.

Sur les Figure 4-22 à Figure 4-24, nous voyons les trois isothermes de fusion ou de liquidus des matériaux de départ et la variation de la fonction de niveau représentée par les gradients de couleur (en bleu : absence de cuivre). On constate que l'isotherme de fusion du feuillard est plus longue que celles des matériaux de base. Cela signifie que le mélange entre les trois matériaux se réalise uniquement dans la zone où le cuivre et l'inox sont encore fondus. La coexistence de feuillard de cuivre fondu avec les bords des matériaux de base déjà solidifiés favorise la diffusion des espèces chimiques aux interfaces.

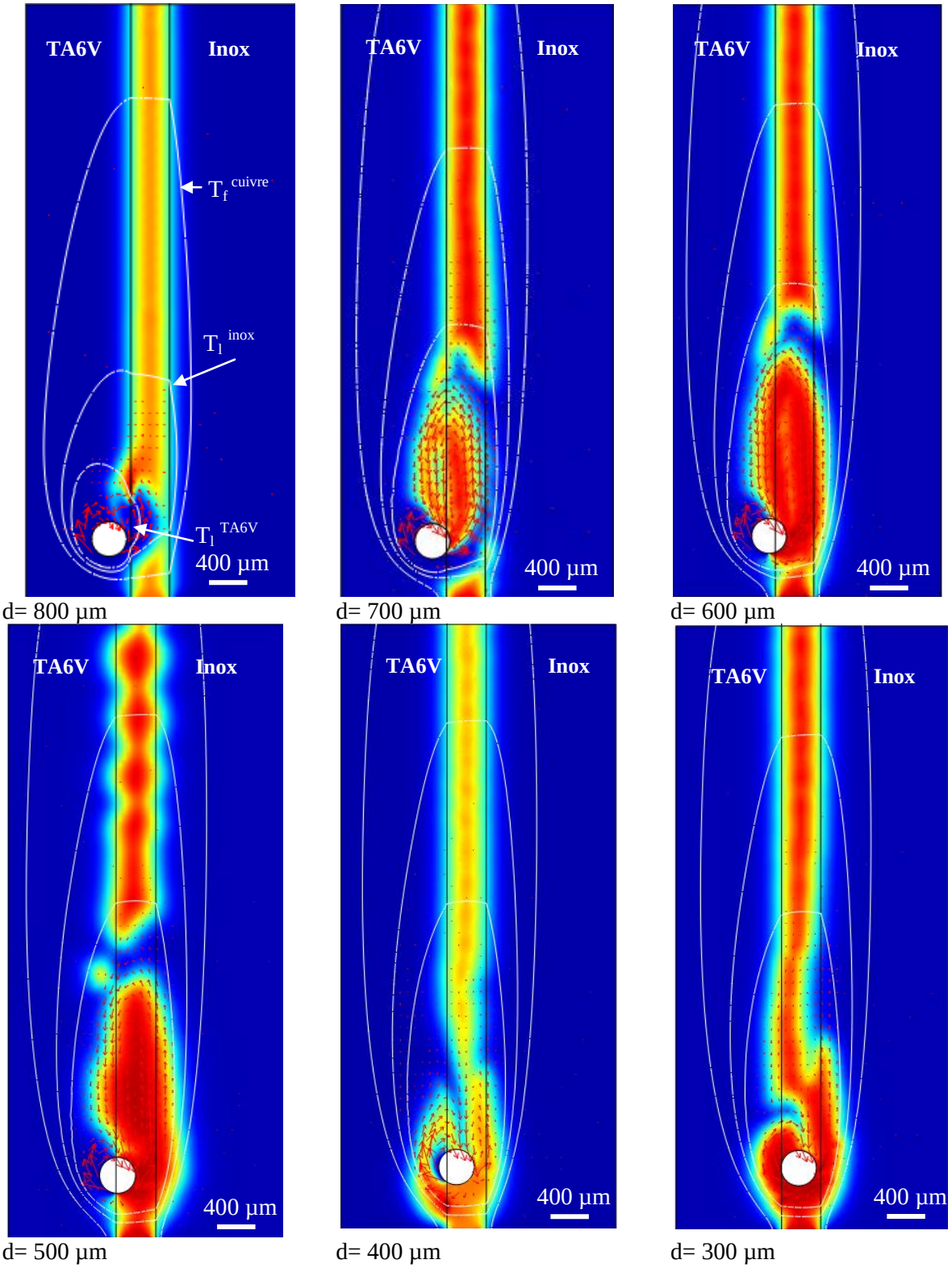



Figure 4-22. Variation de la morphologie horizontale du bain fondu TA6V-cuivre-inox en fonction du décalage imposé du capillaire (d = 800-300 µm, Vs = 1,8 m/min).

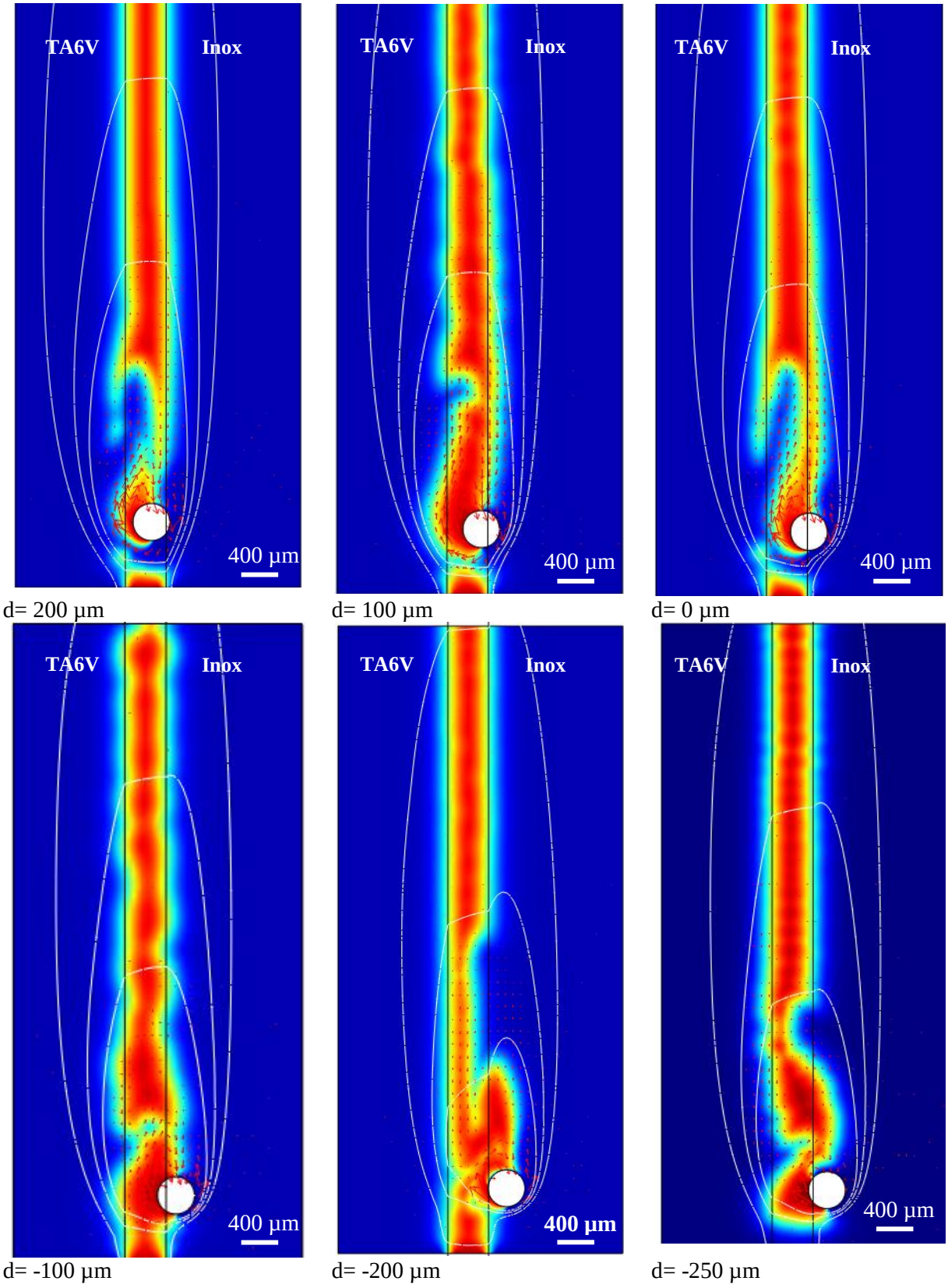



Figure 4-23. Variation de la morphologie horizontale du bain fondu TA6V-cuivre-inox en fonction du décalage imposé du capillaire (d = 200 - -250 µm, Vs = 1,8 m/min).

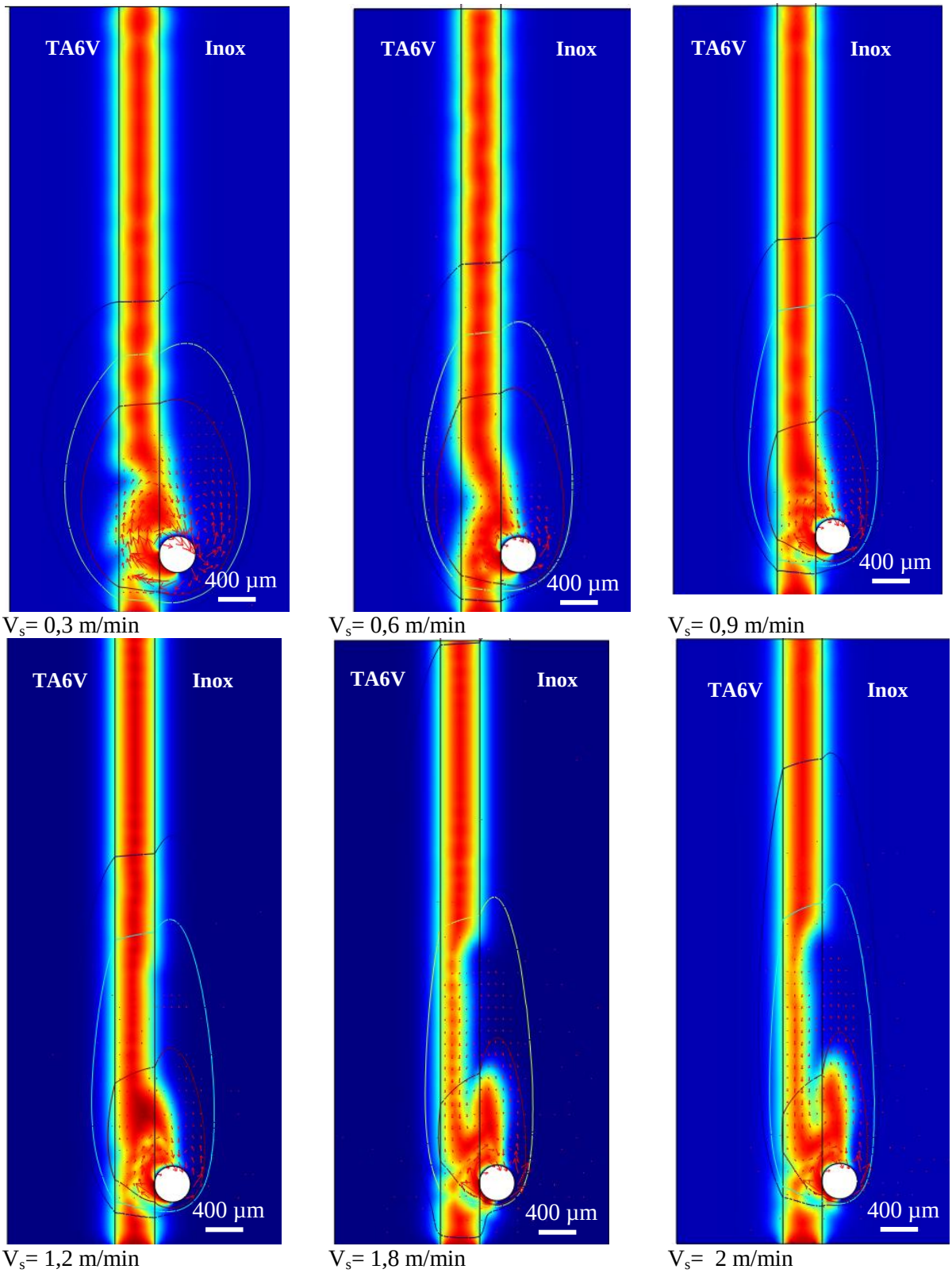



Figure 4-24. Variation de la morphologie horizontale du bain fondu TA6V-cuivre-inox en fonction de la vitesse de soudage (d = -200 µm).

L'efficacité d'isolement des matériaux de base peut être estimée à partir de la largeur minimale de la zone riche en cuivre repérable dans la zone fondue. L'étude de l'influence du décalage du capillaire sur la largeur de cette zone a démontré (Figure 4-25) que les valeurs

maximales de largeur se trouvent à -200 µm côté inox et +400 µm côté TA6V, le zéro étant situé à l'interface entre l'inox et le feuillard.

Les fractions de matériaux de base (% volumique) présentes dans la zone fondue (Figure 4-26) varient peu dans l'intervalle de décalage imposé du capillaire compris entre -200 et +600 µm : la proportion de TA6V augmente jusqu'au 10 %vol. proportionnellement au déplacement du faisceau alors que la fraction d'inox diminue de 60 à 45 %vol, la fraction de cuivre faisant la balance. Pour les décalages de +700 <d <+800 µm, la fraction de TA6V augmente jusqu'à 54 %vol. Pour d≤-300 µm et d>800 µm, l'assemblage n'est plus réalisable car le feuillard n'est pas complètement fondu.

Les deux cas de largeur maximale de la zone fondue riche en cuivre c'est-à-dire d = -200 µm et d = +400 µm, correspondent respectivement à 3 et 8 %vol. de TA6V fondu. Cependant le premier cas est plus favorable du point de vue résistance mécanique car la formation des intermétalliques $Cu_xTi_y$ est minimale.

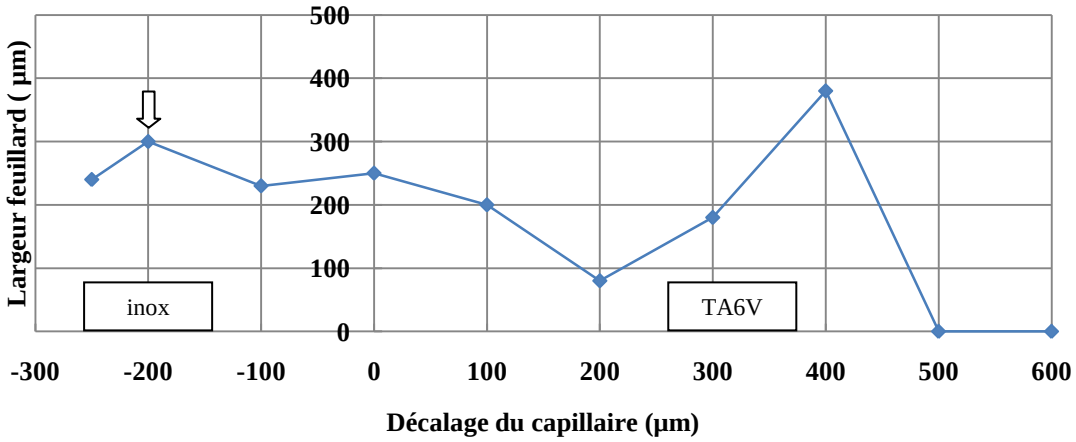



Figure 4-25. Variation de la largeur de la zone fondue riche en cuivre issue du calcul level set en fonction du décalage imposé du faisceau (Vs = 1,8 m/min).

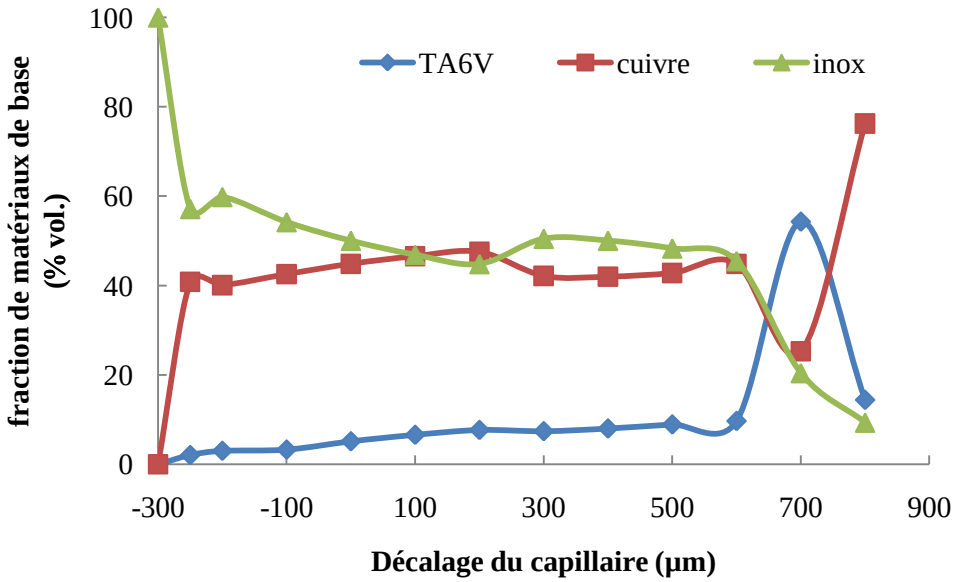



Figure 4-26. Variation de la composition de la zone fondue issue du calcul level set en fonction du décalage imposé du faisceau (Vs = 1,8 m/min).

L'évolution de la largeur de la zone fondue riche en cuivre en fonction de la vitesse de soudage avec un décalage optimisé du faisceau (Figure 4-27) à son maximum pour une vitesse

de soudage de 1 m/min. Pour Vs<1 m/min, la durée de vie importante du bain fondu favorise le mélange des composants, alors que pour Vs>1 m/min, nous observons le développement d'un tourbillon horizontal entre le feuillard fondu et l'inox, ce qui réduit la largeur minimale de ce premier (Figure 4-24).

L'augmentation de la vitesse de soudage réduit considérablement la quantité d'inox fondu et minimise la fusion du TA6V jusqu'à l'absence de fusion (Vs ≈ 2 m/min) (Figure 4-28). La vitesse de soudage de 1,8 m/min a été choisi comme optimale. Cette condition permet d'avoir une largeur de la zone fondue riche en cuivre d'environ 300 µm, ce qui est suffisant pour isoler les matériaux de base, en conservant la fraction de TA6V au niveau de 3 %vol.

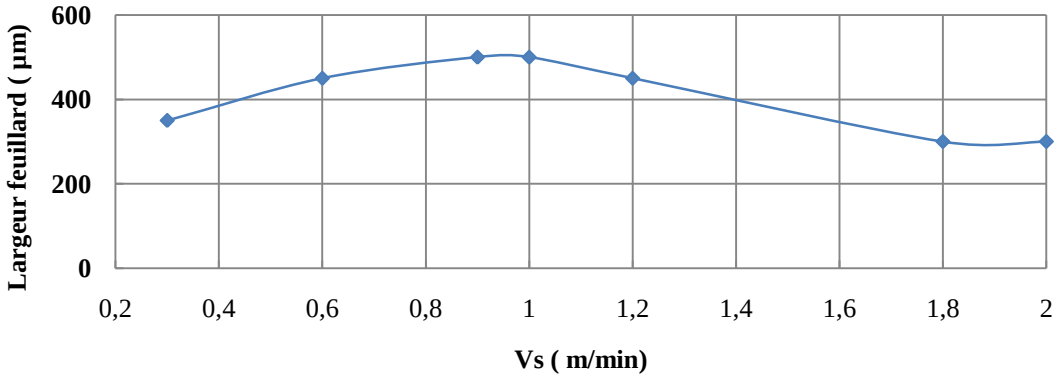



Figure 4-27. Variation de largeur de la zone fondue riche en cuivre issue de calcul level set en fonction de la vitesse de soudage (d = -200 µm).

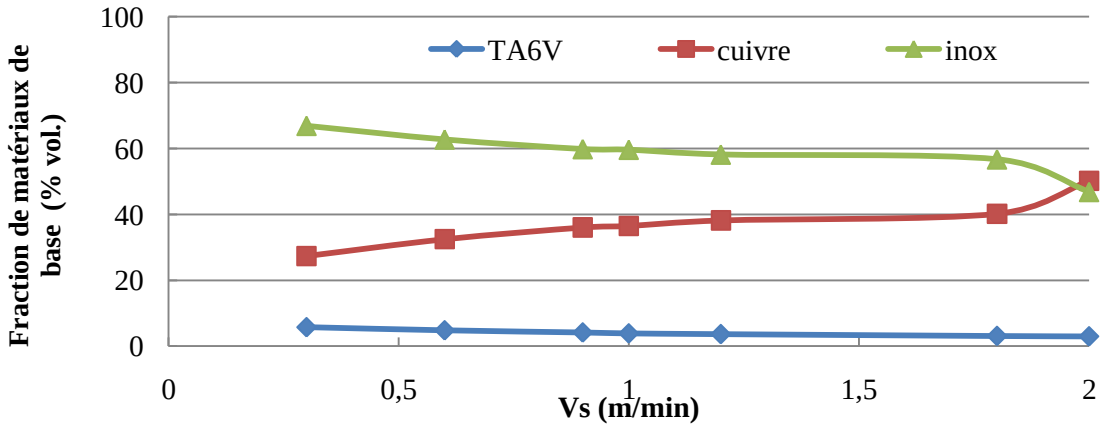



Figure 4-28. La variation de la composition du bain fondu issue de calcul level set en fonction de la vitesse de soudage (d = -200 µm).

On peut conclure que les conditions optimales pour obtenir une soudure réussie sont d = -200 µm et Vs = 1,8 m/min. Il faut maintenant étudier les micro-conditions c'est-à-dire avoir une zone de diffusion entre le TA6V et la zone riche en cuivre supérieure à 60µm comme cela a été montré dans l'exemple de l'assemblage par soudage pulsé.

Pour cela, le modèle de diffusion du titane dans le cuivre décrit dans la partie *laser pulsé*, a été appliqué pour le cas des conditions optimales trouvées pour l'assemblage par faisceau d'électrons. L'évolution temporelle du champ thermique issue d'un modèle de mélange 2D permet de déterminer le profil de diffusion à partir du TA6V solide. La longueur de diffusion pour les paramètres optimaux est d'environ 80 µm (Figure 4-29).

Suite à cette optimisation numérique des paramètres, nous avons réalisé des essais avec les paramètres optimaux et non optimaux en variant la position du faisceau et la vitesse de

soudage. Les résultats des essais sont en cohérence avec la détermination numérique des paramètres optimaux (Tableau 4-4) et la morphologie des cordons est reproductible (Figure 4-30). Pour les paramètres optimaux, nous observons une zone fondue constituée approximativement de 50% de cuivre et 50% d'inox, qui forment deux zones immiscibles. L'interface TA6V-Cu est légèrement fondue.

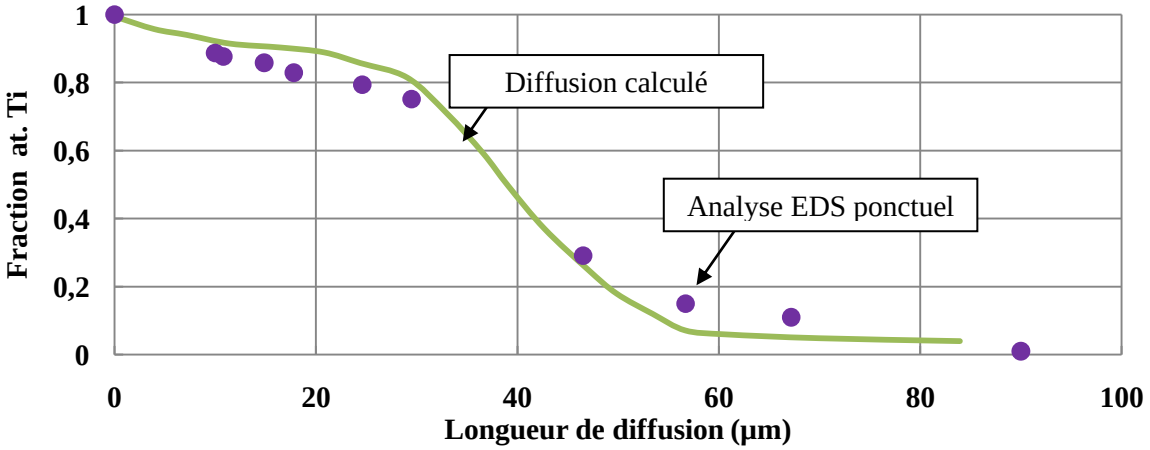


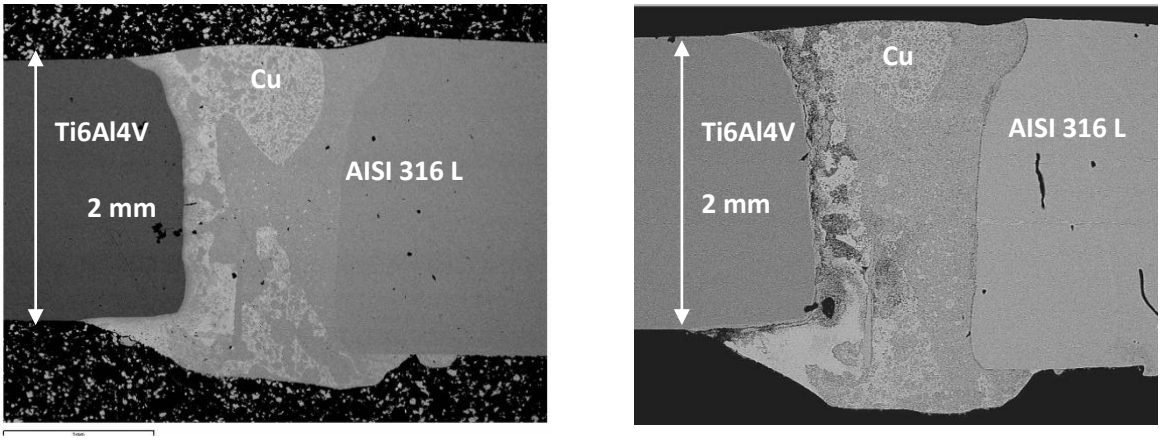

Figure 4-29. Comparaison entre les profils de diffusion du Ti dans le feuillard du cuivre calculé et expérimental dans le cas de soudage par faisceau d'électrons (d = -200 µm, Vs = 1,8 m/min).

La continuité de la couche de cuivre fondu est maintenue, mais on ne peut pas exclure le transport d'autres éléments par la diffusion et la convection dans le cuivre fondu. L'épaisseur de la couche de cuivre fondu varie entre 310 et 250 µm.

Dans le cas d'un joint constitué de trois matériaux, il est difficile de prévoir la déflection éventuelle du faisceau. Les paramètres permettant d'obtenir une position de la source thermique égale à -200 µm, ont été retrouvé expérimentalement (40 mA et 25 kV).

La résistance mécanique des joints réalisés avec les conditions optimales est de 337 MPa, ce qui est du même ordre que pour le soudage pulsé.

On peut conclure que le soudage par faisceau d'électrons, sous condition d'optimisation des paramètres opératoires, est un procédé très intéressant pour ce type d'assemblage. Le modèle numérique de la position de l'interface libre se révèle valable pour l'objectif de rechercher des paramètres optimaux d'assemblage.




(a) (b)

Figure 4-30. La reproductibilité de la morphologie des soudures TA6V-Cu-AISI 316 L, réalisés sous I =40 mA, $U_{acc}$ = 25 kV et Vs = 1,8 m/min.

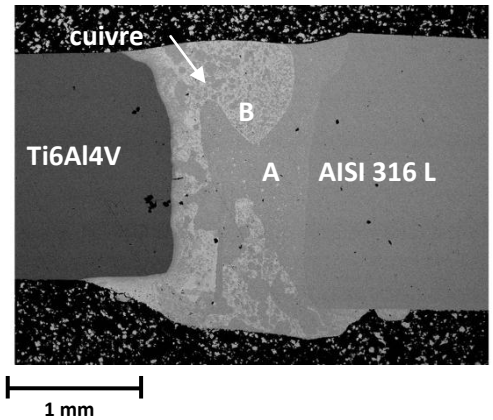
Tableau 4-4. Paramètres opératoires des essais d'assemblage de TA6V avec AISI 316L via le feuillard de 0,5 mm de cuivre par faisceaux d'électrons.

| P (W) | I (mA) | $U_{acc}$ (kV) | Vs(m/min) | Position | Résultat |
|---|---|---|---|---|---|
| 1000 | 40 | 25 | 1,8 | 200 µm vers l'inox | Soudure correcte |
| 1000 | 40 | 25 | | | Soudure correcte |
| 1000 | 40 | 25 | 1,8 | 0,5 mm vers l'inox | Soudure échouée |
| 1000 | 40 | 25 | 1,8 | 0,5mm vers TA6V | Soudure échouée |
| 1200 | 40 | 30 | 2,2 | Centré sur Cu | Soudure échouée |
| 1200 | 48 | 25 | 2,2 | Centré sur Cu | Soudure échouée |

### *4.4.2. L'étude des microstructures*

Il s'agit ici de discuter du mécanisme de formation des microstructures pour l'assemblage ayant les meilleures caractéristiques mécaniques afin d'appréhender le critère de la résistance de la soudure du point de vue des phases formées.

Comme le modèle numérique l'a mis en évidence, le soudage continu par faisceau d'électrons est caractérisé par l'écoulement stationnaire autour du capillaire dans le plan horizontal, ce qui permet de préserver la continuité de la zone de cuivre fondu jusqu'à la fin du cycle thermique. Comme les coefficients d'absorption des électrons par l'inox et le cuivre sont proches, la zone fondue (Figure 4-31) présente deux zones miscibles correspondantes à chacun des matériaux : zone A riche en inox et zone B riche en cuivre. Suite à l'optimisation des paramètres opératoires, le TA6V n'est que légèrement fondu. La zone A est constituée de γ-Fe saturé par du cuivre et contenant seulement 2%at. Ti, ce qui prouve l'efficacité d'isolement des matériaux par le feuillard de cuivre. Dans la zone A, les éléments provenant de l'acier ont des proportions proches de celles du matériau de base (AISI 316 L), mais dans la zone B, les quantités de Cr et de Ni augmentent par rapport au Fe du fait de la différence de solubilité dans le cuivre. La quantité de Fe dépasse la limite de solubilité dans le cuivre, ce qui implique sa présence sous forme des précipités γ-Fe, alors que le Ni et le Cr sont répartis entre les phases (Cu) et γ-Fe. La zone de cuivre contient jusqu'au 2% at. Ti qui s'accumule à l'interface entre A et B.




| Zone | Eléments (at. %) | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | Fe | Cr | Ni | Cu | Ti |
| A | 55 | 16 | 6 | 20 | 0-2 |
| B | 8 | 2 | 2 | 83 | 2 |
| Composition globale | 40 | 12 | 4 | 37 | 5 |

Figure 4-31. Morphologie et composition globale de la zone fondue TA6V-cuivre-inox réalisée par faisceau d'électrons (P = 1000W, Vs = 1,8 m/min).

Comme la concentration des éléments dans la zone fondue varie dans de fortes proportions, la formation des microstructures est contrôlée par les propriétés issues des

compositions chimiques locales. Compte tenu des interactions possibles entre tous les éléments, il est difficile de décrire toutes les phases pouvant précipitées. Nous nous sommes donc particulièrement focalisés sur les éléments principaux : Ti, Cu et Fe. Des hypothèses sur l'état des autres éléments (Cr, Ni, Al, V) ont été proposées. L'identification des phases pouvant être présentes, a été réalisée sur la base des résultats d'analyses ponctuelles ainsi que des valeurs de microdureté.

Les microstructures identifiées dans la soudure peuvent être classées en différents groupes en fonction de leur position dans le bain fondu :

- dans la zone riche en inox A (système Cu-Fe [15]) ;
- à l'interface entre les zones A et B (systèmes Cu-Fe-Ti [16,17] et Cr-Fe-Ti [18]) ;
- dans la zone riche en cuivre B (système Cu-Fe) ;
- à l'interface entre le TA6V et la zone B (systèmes Cu-Fe-Ti, Cr-Fe-Ti [19] et Fe-Ni-Ti [20]).

Les diagrammes ternaires contenant Fe et Ti ont été utilisés avec les hypothèses suivantes :

- l'acier est un inoxydable austénitique et le cuivre, un élément γ-gène, la formation de α-Fe est exclue,
- comme le TA6V est un alliage α-β, le contact avec les éléments β-stabilisants (Cu, Cr, Fe, Ni) durant le cycle thermique conduit à une transformation complète α→β.

La composition des microstructures et les phases possibles sont réunies dans le Tableau 4-5 et les images MEB des microstructures sont présentées sur la Figure 4-32.

Tableau 4-5. Analyse EDS ponctuelle des microstructures présentes dans la soudure TA6V-cuivre-inox réalisée par faisceau d'électrons.

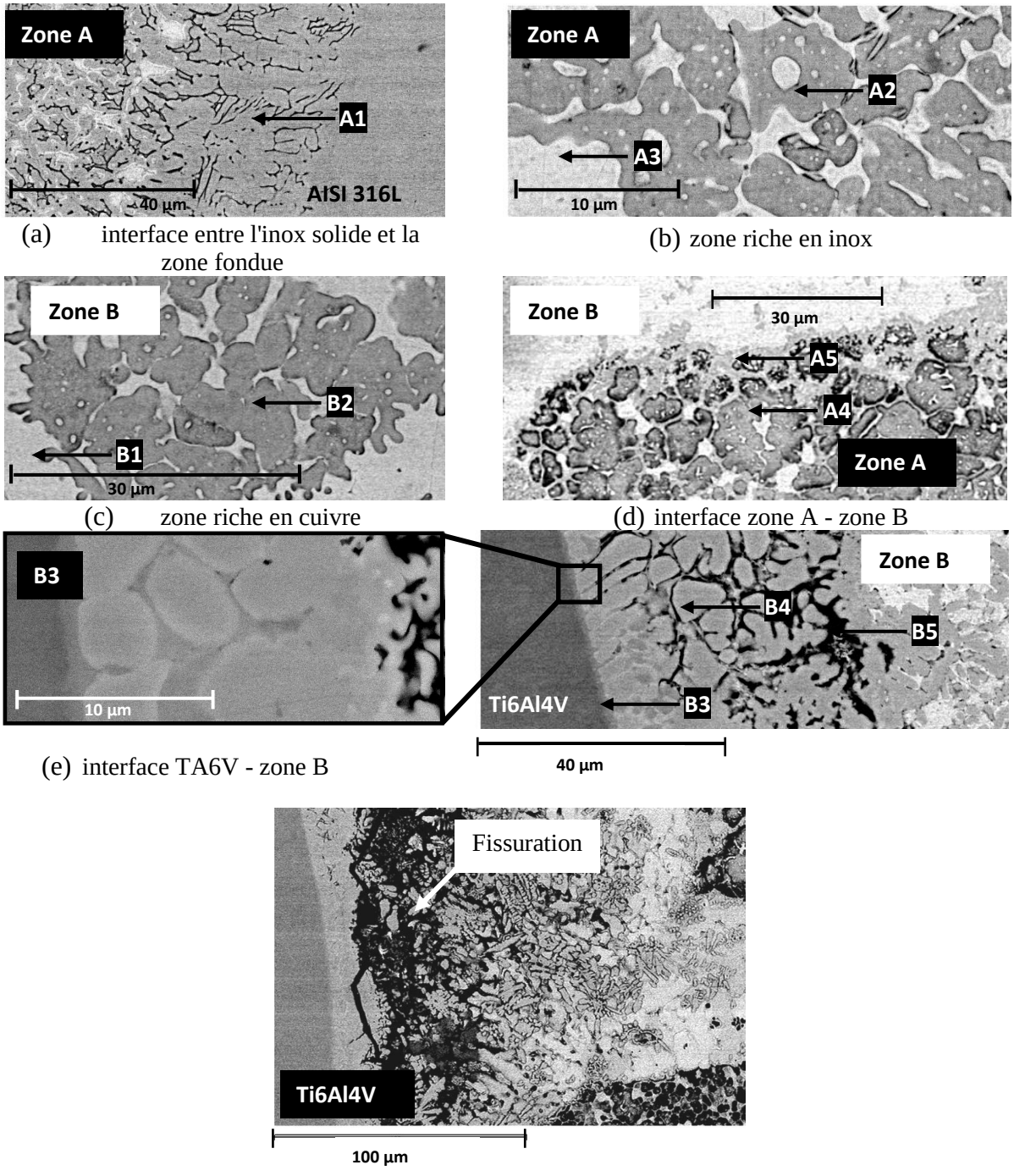
| Structure | Elément (% at.) | | | | | | | Les phases possibles (fraction %) | | | HV |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Fe | Cr | Ni | Cu | Ti | Al | V | | | | |
| **A1** | 64 | 18 | 7 | 7 | 0 | 0 | 0 | γ-Fe | | | 350 |
| **A2** | 67 | 19 | 5 | 8 | 1 | 0 | 0 | | | | |
| **A3** | 6 | 1 | 3 | 86 | 0 | 1 | 0 | Cu | 6% γ-Fe | | - |
| **A4** | 56 | 17 | 4 | 18 | 5 | 0 | 0 | γ-Fe | 5% $Fe_2Ti$ | | 600 |
| **A5** | 53 | 14 | 4 | 9 | 18 | 0 | 0 | τ | $\lambda_1$ | αβδ | 850 |
| **B1** | 4 | 1 | 2 | 90 | 0 | 1 | 0 | Cu | 6% γ-Fe | | 200 |
| **B2** | 63 | 20 | 4 | 7 | 3 | 0 | 0 | γ-Fe | ≤3% $Fe_2Ti$ | | 400 |
| **B3** | 16 | 3 | 2 | 20 | 51 | 6 | 2 | 66,4 % $CuTi_2$ | 18 % FeTi | 15,6% β-Ti | 730 |
| | 5 | 2 | 1 | 15 | 64 | 8 | 5 | β-Ti | 24 % $CuTi_2$ | | |
| **B4** | 23 | 4 | 5 | 23 | 40 | 1 | 2 | $\tau_3$<br>$\lambda_1$ | 13 % FeTi<br>β-Ti | ≤ 9 % $NiTi_2$ | 900 |
| **B5** | 6 | 3 | 0 | 48 | 35 | 1 | 1 | $\tau_4$ | | | 450 |

### *Les microstructures de la zone A*

L'interface entre l'inox solide et la zone A présente une couche de structure austénitique colonnaire de 35 µm d'épaisseur (A1) où la proportion entre les éléments est le même que dans l'inox solide. En se déplaçant vers le centre de la zone fondue, la teneur en Cu augmente jusqu'à 7%at. correspondant à sa solubilité dans la structure γ-Fe aux températures inférieures au point de fusion du cuivre.

L'examen de la zone riche en inox montre une structure constituée des cellules riches en inox (A2) dans une matrice riche en cuivre (A3). Cette structure est due à la surfusion dans

la zone fondue : au départ, l'inox fondu est sursaturé en cuivre à haute température pour produire durant le refroidissement rapide, la séparation des phases liquides. La structure résultante A2 est constituée de 8%at. de Cu et de 1 %at. de Ti dans la structure austénitique. Sa dureté (350 HV) est proche de celle de l'inox (300 HV). Il faut remarquer que le nickel est appauvri dans la zone A2.




(a) interface entre l'inox solide et la zone fondue

(b) zone riche en inox

(c) zone riche en cuivre

(d) interface zone A - zone B

(e) interface TA6V - zone B

(f) propagation de la fissure sur l'interface TA6V-B lors d'un essai de traction

Figure 4-32. Microstructures des différents domaines d'une zone fondue.

La couche intermédiaire A3 contient 6 %at. de Fe, 3 %at. de Ni and 1 %at. de Cr. La teneur en Fe dans cette zone, excède la limite de solubilité du fer dans le cuivre. La formation

d'inclusions de γ-Fe est possible. La proportion entre le Cr et le Ni dans cette zone est inversée par rapport à l'inox. Le Ni a une solubilité illimité dans le Cu et se diffuse plus facilement dans le cuivre (coefficient de diffusion $D_{0\ Ni}$ = 250 $cm^2/s$ ; énergie d'activation $E_a$= 255 kJ/mol) que le Cr ($D_{0\ Cr}$ = 0,337 $cm^2/s$ ; $E_a$= 195 kJ/mol) [21]. La dureté de la zone A3 (200 HV) est deux fois supérieure à celle du cuivre pur (50 HV) à cause de l'effet de durcissement par la présence du Fe et des autres éléments.

### *Les microstructures de la zone B*

La zone B1 riche en cuivre contient 4 %at. de Fe, 2 %at. Ni et1%at. Cr sous forme de solution solide dans le Cu et des domaines B2. Ces derniers se forment par coalescence de gouttes plus petites. A cause de la taille des domaines B2 plus faible que A3, ces domaines s'appauvrissent d'avantage en Ni. En revanche, le Ti s'accumule dans les zones B2 sous forme de $Fe_2Ti$ (selon la diagramme Cu-Fe-Ti), alors que le Cu reste dans γ-Fe. La formation d'une phase intermétallique dispersée conduit à une faible augmentation de la dureté de 350 HV (A3) à 400 HV (B2).

### *Les microstructures à l'interface A-B*

La quantité importante de Ti dissout dans la zone de cuivre, s'accumule à l'interface entre les zones A et B. Les globules riches en inox (A4) contiennent 5 %at. Ti et 18 %at. Cu, ce qui correspond à la formation des phases $Fe_2Ti$ et γ-Fe. La concentration plus élevée du Cu dans la structure de γ-Fe par rapport à B2 est stabilisée par la vitesse de refroidissement plus importante dans la zone riche en fer située au milieu de la soudure. L'augmentation de seulement 2 % at. de Ti conduit au durcissement important de la structure A4 par rapport à B2 (600 HV et 400 HV respectivement). Les structures A4 sont entourées par une fine couche A5 plus riche en Ti (jusqu'au 18 %at.) ce qui conduit à la formation de $Fe_2Ti$ et des phases ternaires αβδ ($(Ti_{1-x}Cr_x)Fe_y$, x = 0,16-1, y = 0,043-0,979), $\lambda_1$ ($Ti(Fe_{1-x}Cr_x)_2$, x = 0,85) et τ ($Ti_5Fe_{17}Cr_7$). En contraste avec l'assemblage direct titane-inox où les intermétalliques Cr-Fe-Ti sont trop fragiles, la présence de 9 %at. de Cu permet de diminuer la dureté des structures de 1000 HV jusqu'au 850 HV.

### *Les microstructures à l'interface B-TA6V*

L'interfaceTA6V-B peut être divisée sur deux éléments morphologiques de base : une première couche fine B3 et une deuxième couche plus épaisse qui consiste en une structure irrégulière B4 et l'espace intercellulaire B5. La longueur totale de l'interface est de 80 µm.

La couche B3 (15 µm d'épaisseur) est constituée de la structure cellulaire constituée de $CuTi_2$, de β-Ti, de FeTi, et l'espace intercellulaire, de β-Ti et $CuTi_2$. Comme les concentrations locales de Cr et Ni sont peu importantes, aucune phase intermétallique de type $Ti_xNi_y$ ou $Ti_xCr_y$ ne se forme. Les propriétés de cette couche sont contrôlées par les propriétés du système Cu-Fe-Ti. La dureté de la zone B3 est de 730 HV.

Selon le diagramme Cu-Fe-Ti, B4 est constitué du mélange $\tau_3$ ($Ti_{43}Cu_{57-x}Fe_x$, x =21-24) et FeTi. Selon la diagramme Cr-Fe-Ti, on peut aussi supposer la formation d'une phase ternaire αβδ ($(Ti_{1-x}Cr_x)Fe_y$, x = 0,16-1, y = 0,043-0,979) qui pourtant, n'est pas stable et peut se décomposer par la réaction αβδ → β-Ti +$\lambda_1$+FeTi [19]. La résolution du MEB n'est pas suffisante pour la localiser. Selon les diagrammes Ti-Cu-Ni [22] et Fe-Ni-Ti [20], le nickel est présent sous la forme de $NiTi_2$. La dureté de B4 est importante : 900 HV.

L'espace inter granulaire B5 est beaucoup moins dur, ce qui permet de compenser la fragilité des grains B4 (450 HV). Selon le diagramme Cu-Ti, B5 contient de 89 % de $Cu_2Ti$,

qui est thermodynamiquement instable sous les conditions d'équilibre thermodynamique, et 11 % de FeTi. Selon le diagramme Cu-Fe-Ti, une telle stabilisation peut être expliquée par la formation d'une phase ternaire $\tau_4$ ($Ti_{37}Cu_{67-x}Fe_x$, x = 5-7). La dureté moyenne de B4+B5 est au niveau de 700 HV.

L'interface TA6V-B est appauvrie en aluminium qui migre dans le milieu du cuivre. Ceci peut être attribué au gradient thermique important entre TA6V et le feuillard du cuivre et la solubilité élevée de Al dans Cu par rapport au Ti [21].

Dans B3, la teneur en V diminue du TA6V vers la zone fondue, mais ensuite il s'accumule dans B4, ce qui fait penser aux interactions de type Fe-Ti-V.

L'interface TA6V-B reste la partie la plus fragile de la zone fondue : la fissuration lors des essais de traction commence entre B3 et B4+B5.

### *4.4.3. Le scénario de la formation des microstructures*

Pendant le déplacement du faisceau d'électrons dans le matériau, la zone fondue riche en inox (A) s'appauvrie en Ni, qui migre dans la zone de cuivre fondu (B) et se sature en Cu. L'interface fondue de TA6V devient aussi saturée en Cu (élément β-stabilisant) et épuisée en Al (α-stabilisant), ce qui conduit à la transformation α-Ti→β-Ti. La zone riche en cuivre forme des solutions solides saturées en Fe, Ni, Al, Ti et des autres éléments mineurs. Par l'action superposée de la diffusion et de la convection, certaine quantité des éléments constituant l'inox arrive à traverser la couche de cuivre fondu et à s'accumuler sur l'interface TA6V-B. Dans le même temps, une quantité de titane migre de la zone B vers la zone A.

Le schéma des réactions susceptibles de se produire dans la zone fondue est donné Figure 4-33.

#### *La solidification des zones immiscibles du cuivre et d'inox*

Il est difficile d'estimer la température de la séparation des phases et de la cristallisation d'un tel système multi-composants. Pour décrire le processus de la séparation des phases et de la solidification du bain fondu, nous avons utilisé les données pour le système Cu-Fe [23]. Il est important de dire que la convection dans le bain fondu n'est pas suffisante pour arriver à l'homogénéisation du liquide. Du fait de la courte durée de vie de la zone fondue, les flux de cuivre et d'inox n'ont pas de temps pour se mélanger complètement. Ils s'écrasent l'un contre l'autre en arrière du bain fondu ce qui conduit à la formation des solutions sursaturées par les éléments de matériau antagoniste. La séparation secondaire des phases a lieu dans l'intervalle de températures 1406-1375°C. Ensuite, débute l'accumulation de titane à l'interface entre le liquide riche en fer ($L_{Fe}$) et celui riche en cuivre ($L_{Cu}$) et sa diffusion dans la zone riche en Fe.

La surfusion des liquides $L_{Fe}$ et $L_{Cu}$ n'est pas uniforme : maximale dans le centre de la zone fondue (gradient maximal des températures), elle diminue à l'approche des limites du bain. A partir de la taille des globules de γ-Fe (B2) situés dans le milieu riche en cuivre, il est possible d'estimer la valeur de la surfusion. Les nombreuses gouttes de γ-Fe formées par la coagulation peuvent être trouvées dans le centre du bain fondu, ce qui correspond à une surfusion de l'ordre de $\Delta T \approx 80°C$. En revanche, près du TA6V solide, la taille des globules diminue ce qui correspond à une surfusion plus faible ($\Delta T << 79°C$). Comme la surfusion maximale dans le système est de 80°C, la température minimale de la solidification de γ-Fe sera autour de 1298°C.

La solidification débute de l'interface de l'inox solide par la formation de la zone γ-Fe de croissance à front plan, qui est rapidement remplacée par la structure cellulaire séparée par le réseau ramifié de $L_{Cu}$. En direction du centre du bain, la quantité de Cu dans γ-Fe augmente de 7 jusqu'à 18 % at. proportionnellement à l'augmentation des gradients de températures. La

vitesse de solidification plus élevée stabilise les concentrations importantes de cuivre dans la structure austénitique [24]. En présence de Ti diffusé dans $L_{Fe}$, la formation d'une phase γ-Fe peut être associée avec la réaction L → γ-Fe + $Fe_2Ti$. Ensuite, la précipitation locale des intermétalliques Cr-Fe-Ti par la réaction L → $\tau+\lambda_1+\alpha\beta\delta$ se passe à l'interface (A-B) ou γ-Fe - $L_{Cu}$. Finalement, la solidification du $L_{Cu}$ située entre les grains de γ-Fe grains ou dans le milieu riche en cuivre autour des globules γ-Fe a lieu.

Les inclusions B2 riches en inox contiennent beaucoup moins de Ti par rapport à A5 (le coefficient de partage entre B2 et B1 est de $k_{Ti}$ ≈3 au lieu de ≈18 entre A5 et B1). Ceci peut être expliqué par le fait que la solidification des globules B2 commence à l'interface et se poursuit vers l'intérieur, ce qui empêche l'accumulation de Ti. [25]. Inversement, la solidification de la zone A débute de l'interface d'inox solide et se poursuit en direction du centre de la zone fondue ce qui veut dire que l'interface A-B se solidifie en dernier.

### *Le développement de l'interface entre TA6V et le cuivre*

L'interface TA6V-cuivre étant située à la périphérie de la zone fondue, ceci signifie que la surfusion locale est minimale voire nulle. La solidification démarre dans l'interface de 80 µm d'épaisseur et est très peu affectée par la convection. L'enrichissement du TA6V fondu par les éléments (Fe, Cr, Ni) de l'inox diffusant au travers du milieu riche en cuivre conduit à la formation de domaines avec des fractions évolutives d'intermétalliques Cr-Fe-Ti et Cu-Fe-Ti.

Au début, la formation des intermétalliques dispersés de Cr-Fe-Ti à proximité de l'interface, est issue de la réaction L → αβδ + FeTi (zone B4).

La solidification du TA6V débute par la formation d'un front plan de faible épaisseur par la réaction L → $CuTi_2$+ β-Ti. A cet instant, la concentration du fer est très inférieure à celle du cuivre et n'est pas suffisante pour former le FeTi, mais très rapidement, la concentration des éléments (Fe, Cr, Ni) dans la solution rejetée devant le front de solidification augmente : le coefficient de partage $k_{Fe}$ augmente de 1,2 (front plan) à 4 (croissance cellulaire) dans B3 et atteint 6 dans B4. La couche B3 se forme par la réaction L+ β-Ti → FeTi +$CuTi_2$.

Alors, la concentration des éléments (Fe, Cr, Ni) près de l'interface atteint son maximum : le liquide devant le front de solidification contient 23%at. de Fe, alors que la concentration moyenne du Fe dans le milieu cuivre est seulement de 4 %at. La solution enrichie en Fe réagit avec le $CuTi_2$ par la réaction L + $CuTi_2$ → FeTi + CuTi. La nucléation hétérogène autour des grains dispersés de FeTi +$CuTi_2$ peut être supposée. La phase $NiTi_2$ se forme par la réaction : L → β-Ti + $NiTi_2$. La solution restante moins saturée en Fe réagit avec CuTi par la réaction L + CuTi → $\tau_3$ analogue à la réaction binaire L + CuTi → $Cu_4Ti_3$ ($\tau_3$ a la structure tetragonale de $Cu_4Ti_3$-type [16]) en formant la structure B4.

Finalement, une phase $\tau_4$ se forme dans l'espace intergranulaire (B5) de B4. Cette phase ternaire n'a pas d'équivalent dans le système binaire Cu-Ti, mais sa composition proche de $Cu_3Ti_2$ permet de supposer que $\tau_4$ se forme par la réaction L + $\tau_3$ → $\tau_4$ analogue à L + $Cu_4Ti_3$ → $Cu_3Ti_2$.

La phase αβδ peut subir la transformation à l'état solide : αβδ → β-Ti + $\lambda_1$ + FeTi.

On peut en conclure que la formation de cette interface est contrôlée par la superposition des facteurs cinétiques et thermodynamiques : la formation des phases les plus énergétiques Fe-Ti et Cr-Fe-Ti est contrôlée par la vitesse de diffusion des éléments (Fe, Cr, Ni) dissous dans le milieu riche en cuivre vers la couche de TA6V fondu. C'est pourquoi la solidification de l'interface TA6V-cuivre débute par la formation de la phase moins énergétique $CuTi_2$. Après l'accumulation locale d'une quantité suffisante des éléments (Fe, Cr,

Ni), l'ordre de formation des phases devient normal : au début les phases Fe-Ti et Cr-Fe-Ti et ensuite les phases Cu-Fe-Ti.

La séquence de solidification peut être résumée comme :

- la séparation de $L_{Fe}$ et de $L_{Cu}$ ;
- la solidification débute des deux côtés du bain fondu :
  - côté inox : la solidification de γ-Fe suivi par la formation locale des phases intermétalliques des systèmes Fe-Ti, Cr-Fe-Ti et la solidification de l'espace intercellulaire riche en Cu ;
  - la solidification des globules γ-Fe dans le milieu riche en cuivre ;
  - côté TA6V : la précipitation de $CuTi_2$ et β-Ti suivi par le développement des zones contenant des intermétalliques dont la composition est déterminé par $k_{Fe}$ : d'abord les phases des systèmes Fe-Ti, Cr-Fe-Ti et Ni-Ti et ensuite Cu-Fe-Ti ;
- la solidification du milieu du cuivre autour des inclusions γ-Fe ;
- La transformation d'une phase αβδ.

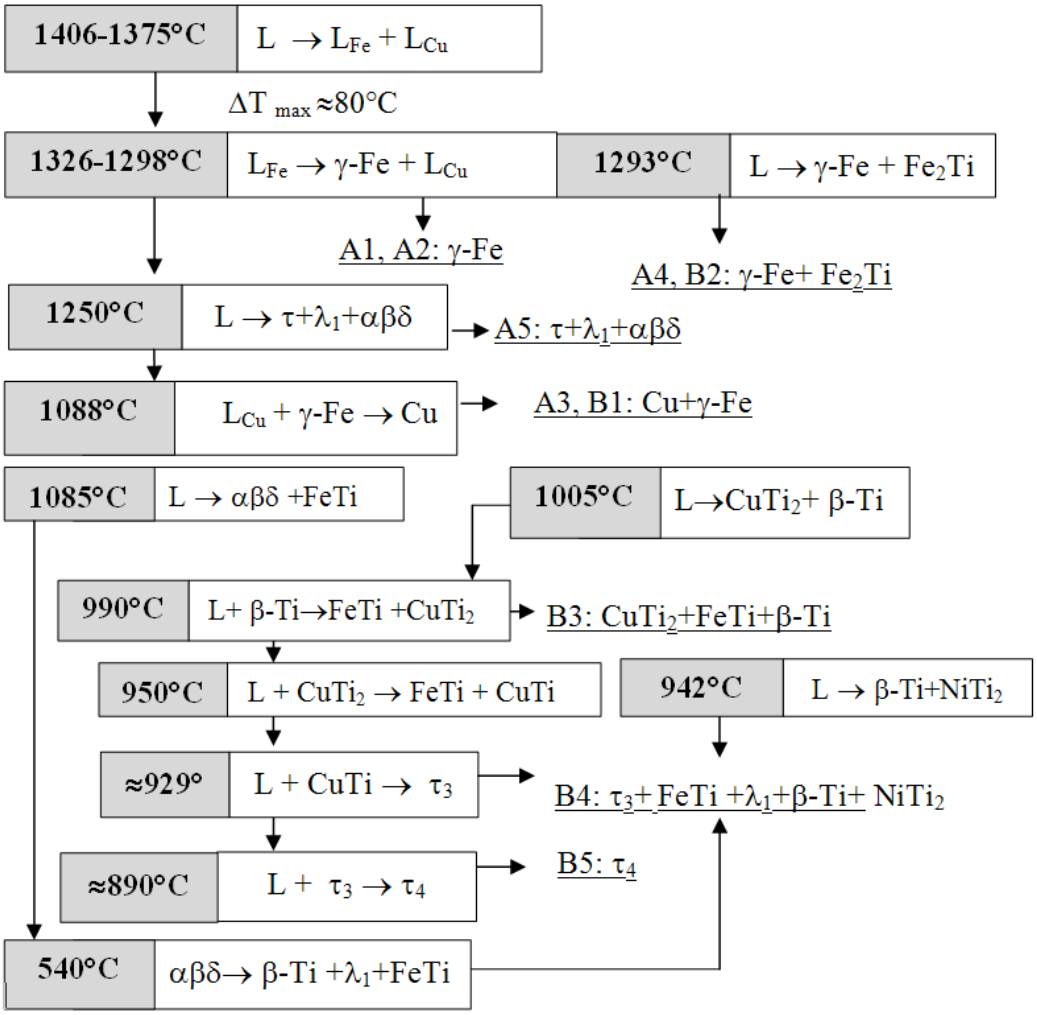



Figure 4-33. Schéma des réactions ayant lieu dans la soudure TA6V-cuivre-inox réalisée par faisceau d'électrons (P = 1000W, Vs = 1,8 m/min).

## 4.5.L'assemblage par brasage laser

Le brasage avec le fil d'apport permet de minimiser le mélange des matériaux, qui intervient seulement par la diffusion aux interfaces fil fondu/matériaux. La résistance mécanique des assemblages réalisés par brasage est beaucoup moins importante que celle obtenue par les techniques précédentes.

L'intérêt scientifique réside dans la comparaison entre un cycle thermique relativement long (brasage) et des cycles thermiques courts (soudage laser, faisceau d'électrons) du point de vue de la morphologie et de la microstructure.

Nous avons testé la soudabilité du TA6V avec l'AISI 316L en utilisant le brasage par laser à diodes (λ=800 nm et 940 nm, spot laser de 0,6 x 0,4 mm) avec le fil d'apport Cu-Zn-Ni (AFNOR NFA 81362-49C1, diamètre 1,2mm, $T_s$ = 890°C et $T_l$ = 920°C). Les vitesses optimales de soudage (0,2 m/min) et du fil (1,5 m/min) ont été ajustées expérimentalement.

La réussite du brasage dépend de la fusion complète du fil d'apport et des réactions aux interfaces entre le fil fondu et les matériaux de base (interdiffusion, oxydation, formation des intermétalliques, fissuration intergranulaire, etc).

Afin de comprendre l'influence du champ thermique généré par le laser sur la qualité du brasage, un modèle numérique de fusion et de convection dans la zone fondue ainsi qu'une diffusion du Ti a été proposée.

### *4.5.1. Le modèle numérique de brasage*

La géométrie du modèle consiste en deux pièces présentant les matériaux de base (2 mm inox et 1,5 mm TA6V) et le matériau d'apport considéré comme étant déjà déposé (Figure 4-34).

Le laser est représenté par une source de la chaleur surfacique de forme asymétrique :

$$Q_{surf} = \frac{P \cdot a_{fil}}{\pi \cdot R_1 \cdot R_2} \cdot e^{\left(-\frac{(x^2+y^2)}{2 \cdot R_1 \cdot R_2}\right)}, \quad \textbf{(4-10)}$$

où $R_1$ et $R_2$ sont les dimensions de la tache laser de géométrie rectangulaire.

L'équation de la chaleur est donnée sous sa forme pseudo-stationnaire :

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{\nabla}(-k \cdot \vec{\nabla} T) = Q - \rho \cdot c_p \cdot \vec{V_s} \cdot \vec{\nabla} T. \quad \textbf{(4-11)}$$

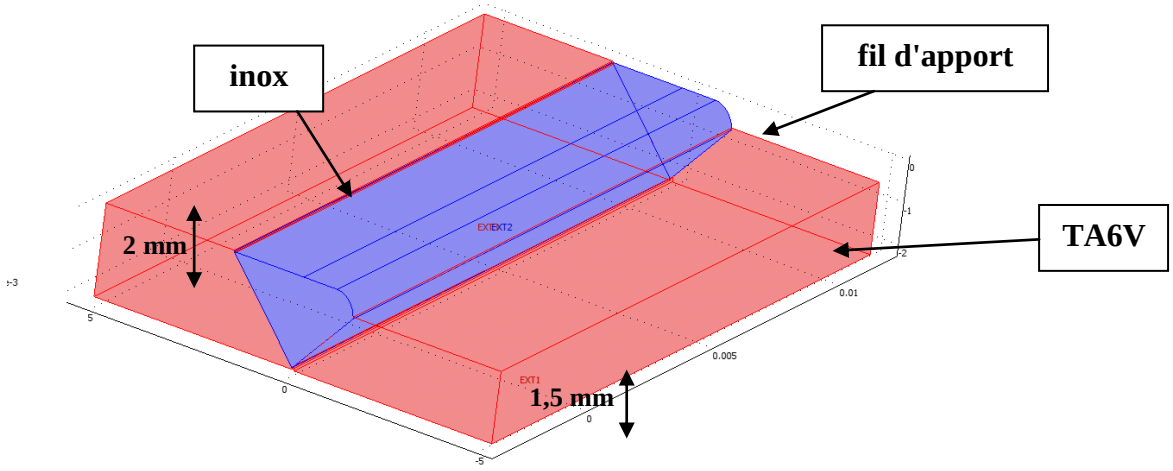



Figure 4-34. Géométrie d'une modèle de brasage avec le fil d'apport.

Les conditions aux limites sont : température ambiante sur les faces latérales, échange par convection pour les faces supérieures et inférieures et source gaussienne de la chaleur pour la surface de fil d'apport.

Le mélange dans le fil d'apport fondu est géré par les équations laminaires de Navier-Stokes et la convection Marangoni :

$$\begin{aligned} &\rho\cdot(\vec{u}\cdot\vec{\nabla}T)\cdot\vec{u}=\nabla\cdot\left(-\vec{P_l}+\eta\cdot\left(\vec{\nabla}u+(\vec{\nabla}u)^T\right)\right)+\vec{F}\\ &\vec{\nabla}\cdot(\rho\cdot\vec{u})=0\\ &-\eta\cdot\frac{du}{dz}=\gamma_M\cdot\frac{dT}{dx};-\eta\cdot\frac{dv}{dz}=\gamma_M\cdot\frac{dT}{dy}. \end{aligned} \qquad \textbf{(4-12)}$$

Les conditions aux limites sont : $\vec{F}=\left(\gamma_M\cdot\frac{\overrightarrow{dT}}{dx};\gamma_M\cdot\frac{\overrightarrow{dT}}{dy}\right)$ pour la surface supérieure et non glissement pour les autres limites.

La diffusion du titane dans le bain fondu est décrite par la loi de Fick :

$$\frac{\partial c_{Ti}}{\partial t}+\nabla(-D_{\mathrm{Ti(Cu)}}\cdot\nabla c_{Ti})=-\vec{U}\cdot\nabla c_{Ti} \qquad \textbf{(4-13)}$$

où $D_{\mathrm{Ti(Cu)}} = D^0_{\mathrm{Ti(Cu)}}\cdot\exp(-E_a/T/\bar{R})\cdot\mathrm{flc2hs}(T-T_f^{\mathrm{fil}},dT)$,

$D^0_{\mathrm{Ti(Cu)}} = 0{,}693\cdot10^{-4}\ m^2/s$,

$E_a = 196$ kJ/mol,

$dT = 50K$,

$U = (u;v)\cdot(\eta_{\mathrm{fil}}<1)$.

Les conditions aux limites sont : la concentration en Titane $C_{Ti} = 1$ pour l'interface entre le fil d'apport et le TA6V, $C_{Ti} = 0$ pour les autres interfaces.

Les propriétés physiques du fil d'apport ont été estimés en utilisant la règle d'additivité (49 %at. Cu, 40,8%at. Zn, 10 %at. Ni et 0,2 %at. Si). Les propriétés des matériaux utilisés dans les calculs, sont données dans le Tableau 4-6.

Tableau 4-6. Les propriétés physiques du fil d'apport Cu-Zn-Ni.

| **Grandeurs physiques (unité)** | **Symbole** | **Valeur** |
|---|---|---|
| Température de liquidus (K) | $T_L$ | 1193 |
| Température de solidus (K) | $T_S$ | 1163 |
| Densité (solide) (kg/m$^3$) | $\rho_s$ | 7950 |
| Densité (liquide) (kg/m$^3$) | $\rho_l$ | 6550 |
| Capacité calorifique (solide) (J/(kg·K)) | $Cp_s$ | 387 |
| Capacité calorifique (liquide) (J/(kg·K)) | $Cp_l$ | 369 |
| Conductivité thermique (solide) (W/(m·K)) | $k_s$ | 250 |
| Conductivité thermique (liquide) (W/(m·K)) | $k_l$ | 116 |
| Viscosité dynamique (solide) (Pa·s) | $\eta_S$ | 1 |
| Viscosité dynamique (liquide) (Pa·s) | $\eta_L$ | 0,003 |
| Coefficient thermique de la tension superficielle (N/(m·K)) | $\gamma_M$ | $-0{,}176\cdot10^{-3}$ |
| Coefficient d'absorption | $a_{\mathrm{fil}}$ | 0,23 |

### *4.5.2. La qualité de brasage et le champ thermique*

En variant la puissance du laser, l'intervalle de valeurs optimales est limité par 800 W avec une liaison côté inox insuffisante (Figure 4-35,a) et par 1400 W où l'oxydation est importante (Figure 4-35,d). Entre ces limites, les températures sont suffisantes pour générer

une bonne liaison côté inox comme TA6V et dans le même temps, éviter l'oxydation de ce dernier et du zinc. Les brasures obtenues dans cette fenêtre de paramètres ont un bon aspect visuel et ne fissurent pas lors de l'élaboration. Cependant, la faible résistance mécanique des interfaces empêche de réaliser des mesures de la limite à la rupture. Il faut mentionner que l'assemblage est possible uniquement à condition de garder un jeu entre les matériaux de base pour compenser la dilatation thermique de la zone fondue. Sinon, les fortes contraintes générées par la contraction lors du refroidissement conduisent à la rupture de l'assemblage.

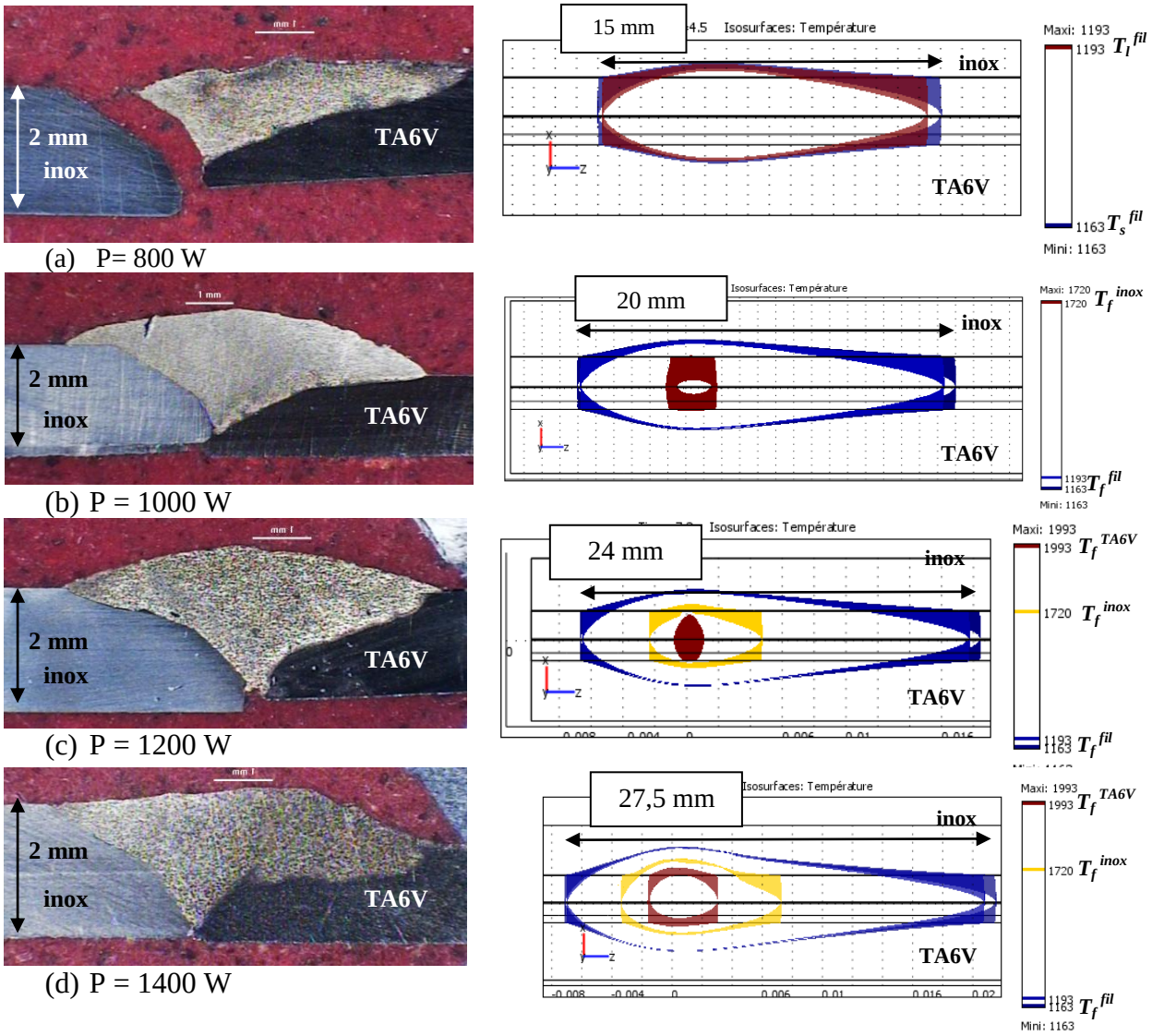



Figure 4-35. Macrographies des brasures et simulation du champ thermique (vue x-y) généré par laser (isothermes des températures de fusion ou liquidus des différents matériaux).

Du point de vue des champs des températures, on peut conclure que la fusion complète du fil d'apport n'est pas suffisante pour obtenir une brasure correcte (exemple à 800W). Ceci peut être expliqué par le fait que l'acier austénitique ne mouille pas avec le cuivre liquide et ses alliages. La diffusion et la formation des intermétalliques à l'interface avec le TA6V ont pourtant commencées compte tenu des températures basses du début de formation des phases intermétalliques entre le Cu et le Ti (≈1000°C).

A partir de 1000 W, la faible fusion de l'interface d'inox permet d'obtenir une brasure correcte. La fusion du TA6V commence dès 1200W, mais ne joue pas un rôle important sur la qualité de la brasure.

### *4.5.3. La convection et mélange lors du brasage*

Le champ des vitesses généré dans la zone fondue (Figure 4-36) est presque 20 fois plus faible qu'avec les techniques précédentes de soudage. Premièrement, à cause de la grande dimension de la zone fondue et, deuxièmement, à cause du plus faible gradient de températures. La convection se développe principalement dans la direction longitudinale. Par conséquent, la distribution du Ti dans le liquide reste très inhomogène.

Le modèle de diffusion du Ti dans le liquide est en bonne correspondance avec les résultats expérimentaux pour les faibles puissances (P = 800-1200W). Une zone de 400 µm près de TA6V est enrichie en titane, à condition que le fil d'apport soit fondu (Figure 4-37). La teneur moyenne en Ti dans le reste de la zone fondue est d'environ 8 %at.

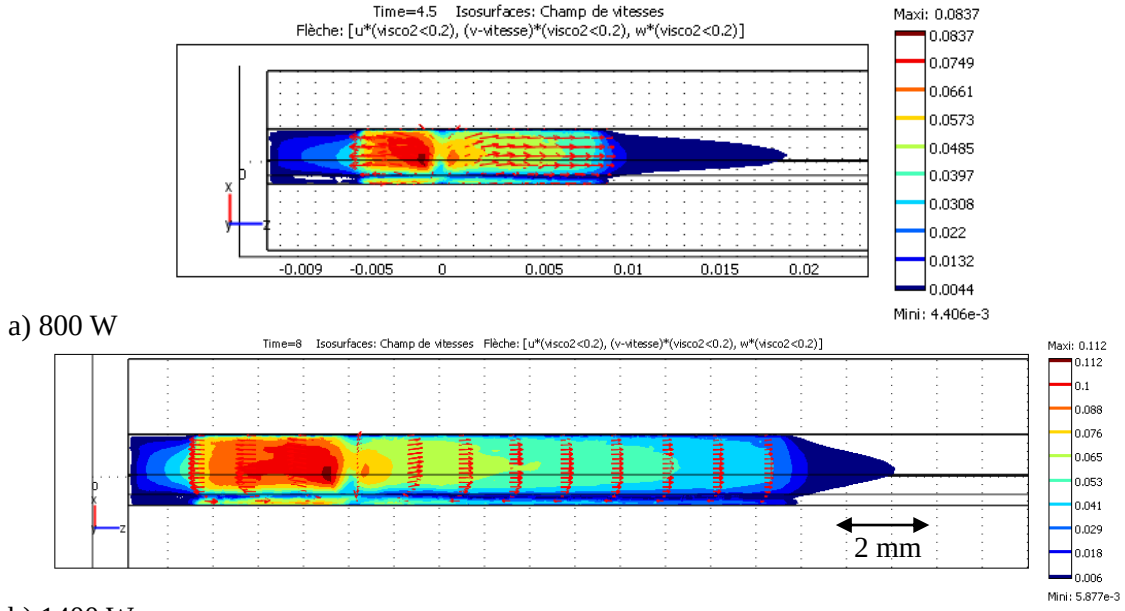



Figure 4-36. Champ des vitesses dans la zone fondue pour deux puissances.

Pour P ≥ 1200 W, le début de fusion du TA6V déclenche un second mécanisme de transport du Ti dans la zone fondue : dissolution des gouttes ou des îlots de TA6V.

On peut conclure que la réalisation des brasures TA6V-fil Cu-Zn-Ni-acier austénitique est possible, mais son application est limitée par la faible résistance de la jonction.

L'explication de ce comportement peut se faire à travers l'étude de la nature des interactions dans les brasages.

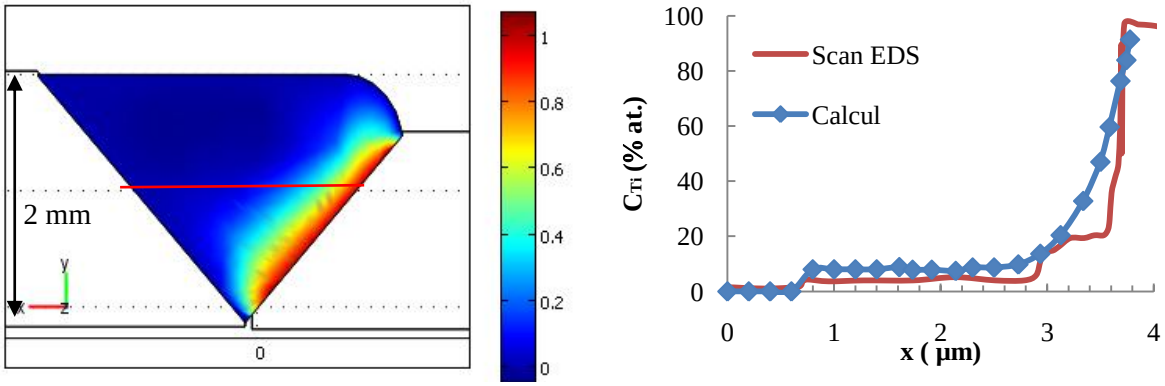



Figure 4-37. Distribution du Ti dans la zone fondue : comparaison entre les résultats de la modélisation et de l'analyse chimique (P = 1000 W).

### *4.5.4. L'étude des microstructures*

L'observation microscopique permet de comprendre l'évolution des microstructures en fonction de la puissance du laser appliquée (Figure 4-38).

A l'interface TA6V-inox, deux couches semblent se former : une sombre près de l'interface avec le titane et une seconde couche plus claire. L'interface est légèrement fondue pour les P>1200 W et présente des instabilités liées aux mouvements de convection à partir de 1200 W. Les mesures de dureté ont indiqué une augmentation de dureté par rapport aux matériaux de base (environ 500 HV pour l'interface, 200 pour le fil et 380 pour TA6V).

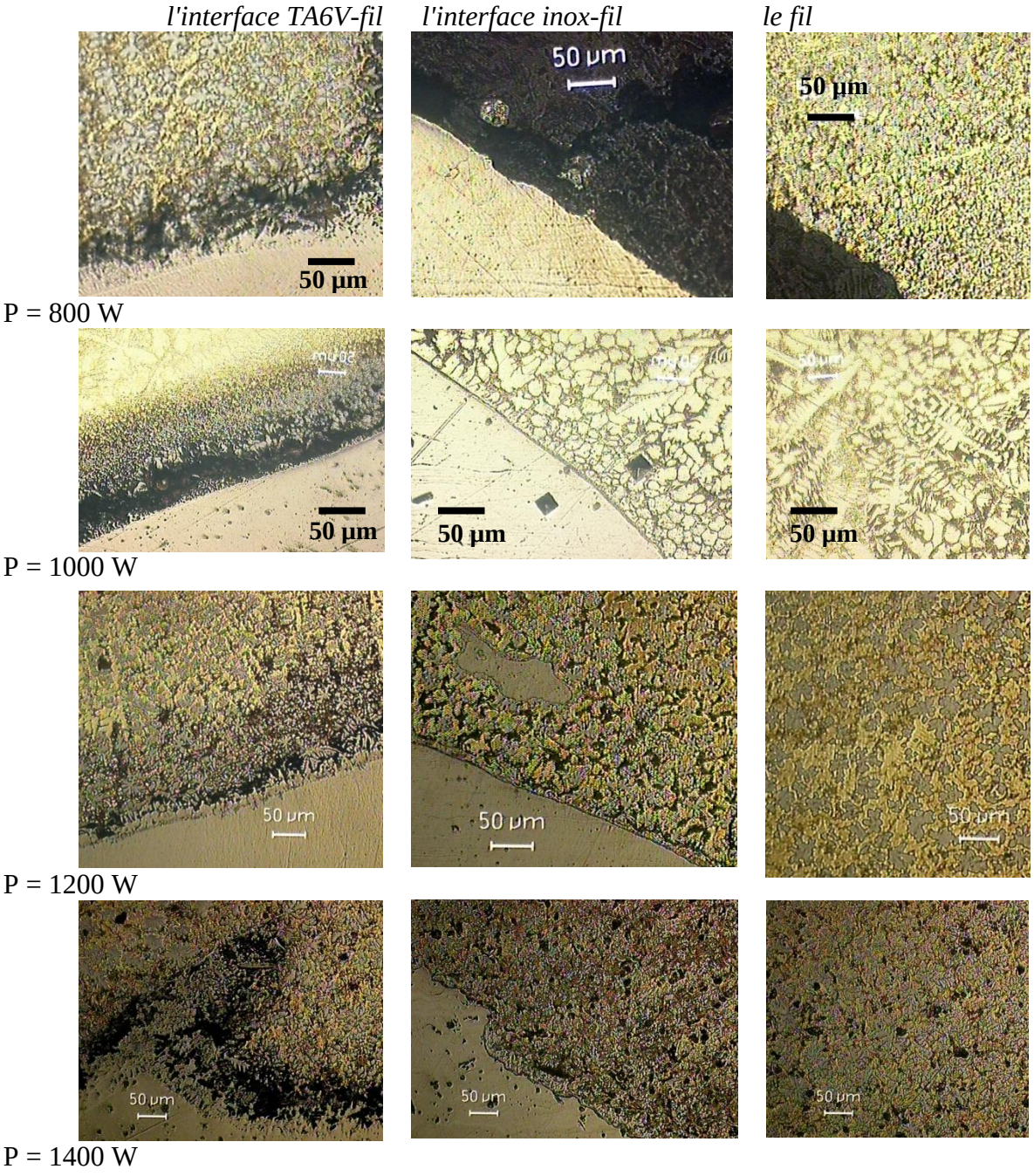
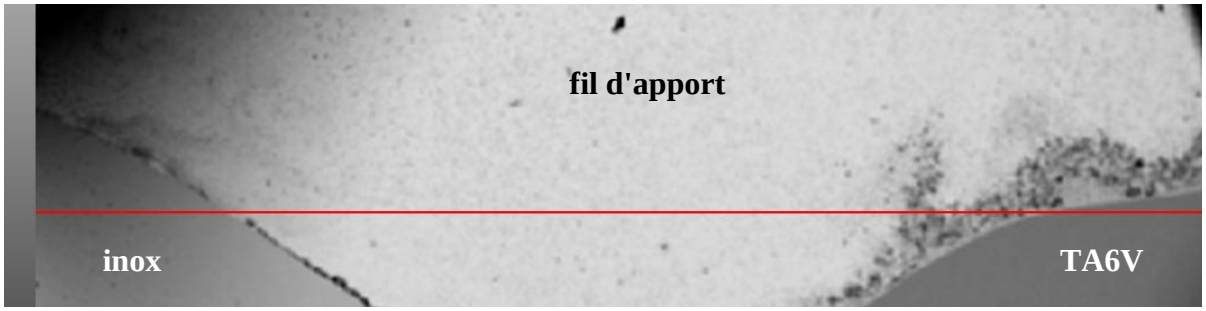



Figure 4-38. Microstructures aux interfaces de brasure et dans la zone fondue.

L'interface avec l'inox ne montre pas de liaison pour P = 800 W. Pour les puissances plus importantes, une structure irrégulière de l'interface et des îlots arrachés par la convection peuvent être observés.

Le fil d'apport fondu présente une structure dendritique pour P < 1000 W qui est remplacée pour P>1000 W par la structure cellulaire (apparition des îlots gris).

L'analyse ESD, nous a permis de comprendre la nature des interactions entre le fil et les matériaux de base. La variation de la composition dans la zone fondue (Figure 4-39) révèle que par rapport aux 8 %at. Ti, la teneur des éléments Fe, Cr (sauf le Ni qui entre aussi dans la composition du fil d'apport) ne dépasse pas 2 %at. (sous P =1000 W). Les éléments de fil d'apport sont distribués de façon homogène.



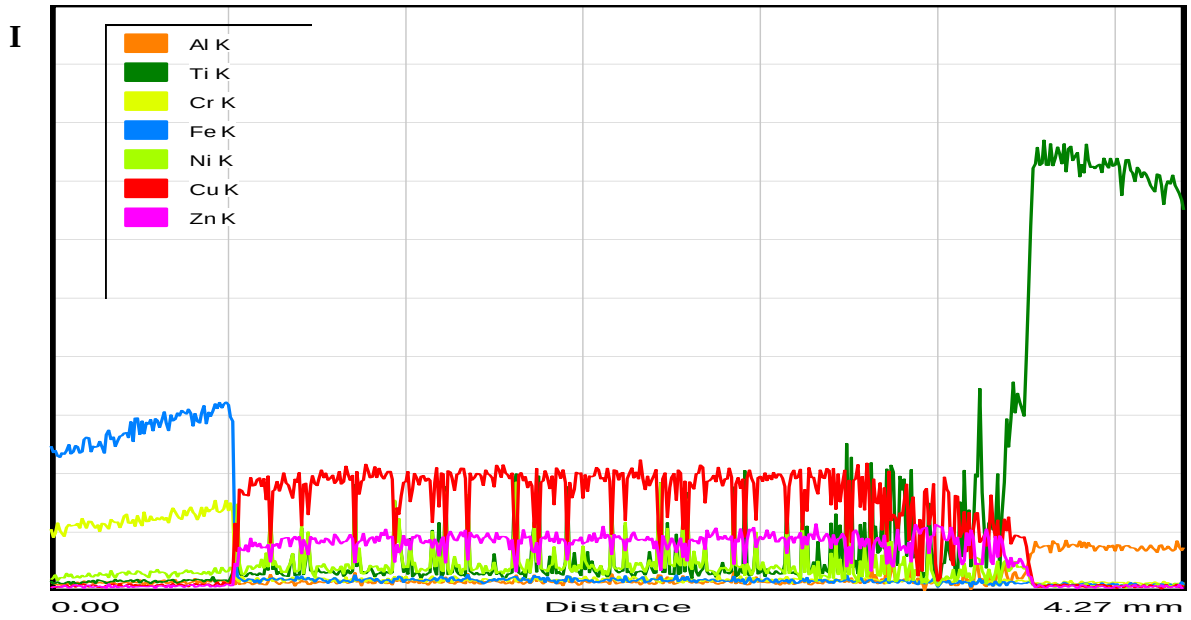




Figure 4-39. Evolution de la composition chimique au travers de l'assemblage réalisé à P = 1000 W.

La couche d'intermétalliques qui se développe à l'interface entre TA6V-zone fondue est constituée de deux parties (Figure 4-40) :

- la zone plus riche en Ti qui contient une forte quantité de Cu et de Ni ;
- la zone moins riche en Ti dont les éléments dominants sont Cu, Zn et Ti.

La zone fondue contient :

- un domaine riche Cu-Zn, dont la teneur de Ni diminue brusquement par rapport au matériau initial ;
- des inclusions contenant Ni, Ti, Al et Fe (identifiés grâce au scan EDS, Figure 4-41).

En fonction des paramètres opératoires, les phases trouvées dans la zone fondue changent (Tableau 4-7).

Le première couche formée entre TA6V et la zone fondue, présente toujours la même constitution et est formée par la réaction : L $\rightarrow$ $NiTi_2$+$CuTi_2$+CuTi (860°C). La faible température de la réaction explique le développement de l'interface sous des températures très inférieures au liquidus du TA6V.

La faible résistance mécanique des brasures est due à la fragilité de cette couche.

La composition de la deuxième couche change en fonction de la puissance. La quantité de Ti diffusé dans la deuxième couche augmente alors que la quantité de Zn diminue, ce qui conduit à la formation de phases différentes :

P = 1000W : le liquide réagit avec les phases $\alpha$ et $\beta$ initialement présentes dans le fil d'apport (% at. Zn<36,1 et 36,1<% at. Zn<48,2 respectivement) :

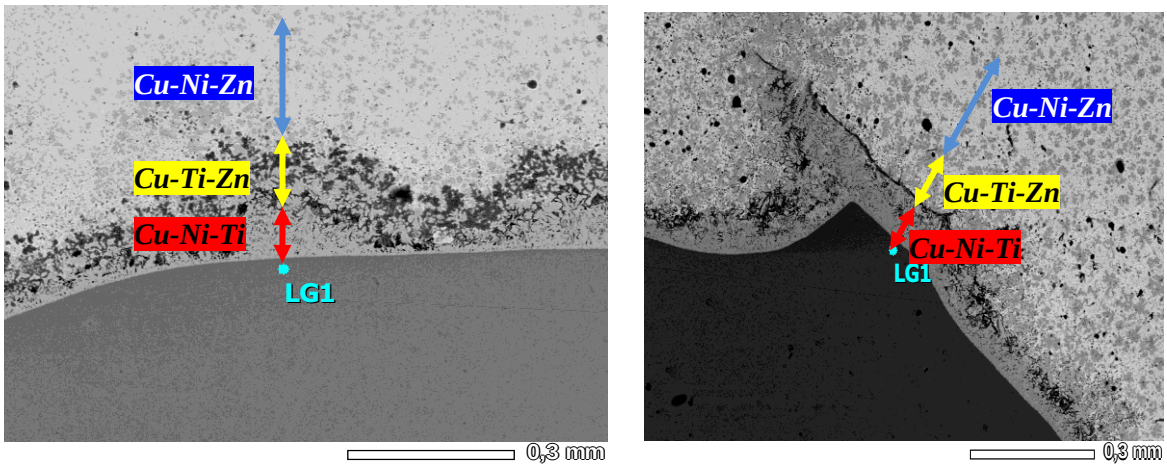
$$L+\alpha \rightarrow \beta + Cu_2TiZn,\ L+\beta \rightarrow \gamma + Cu_2TiZn\ ;$$

P = 1200W :

$$L \rightarrow \gamma + TiZn_2 + Cu_2TiZn\ ;$$

P = 1400 W :

$$L+\alpha \rightarrow Ti_2Cu_7\ ;$$
$$L+ Ti_2Cu_7 \rightarrow Ti_2Cu_3\ ;$$
$$L+ Ti_2Cu_3 \rightarrow \alpha + Cu_2TiZn.$$




(a) (b)

Figure 4-40. Interface TA6V-fil: P = 1000 W (a), P = 1400 W (b).

Comme le Ni et le Zn forment des intermétalliques avec le Ti, la zone fondue s'appauvrit en Zn et ne contient pratiquement plus de Ni. La diminution de la teneur en Zn conduit pour P>1200 W, à la formation uniquement d'une phase $\alpha$ (maximum 36,1%at. Zn). Elément facilement oxydable, Zn forme aussi ZnO (les inclusions sombres dans la zone fondue).

Dans les îlots d'intermétalliques, on observe l'augmentation de la quantité de Ti et la diminution du Ni, alors que la teneur en Al reste à peu près constante. Ceci correspond à la situation où la zone fondue est déjà complètement épuisée en Ni qui est présent uniquement sous forme d'intermétalliques, alors que la quantité de Ti augmente proportionnellement à la progression de sa fusion.

Les îlots se forment par les réactions suivantes :

P = 1000W-1200 :

$$L \rightarrow AlNi_2Ti\ (1500°C)\ ;$$
$$L+ AlNi_2Ti \rightarrow NiTi\ (1307°C)\ ;$$
$$L+ AlNi_2Ti \rightarrow NiTi + Ni_3Ti\ (1119°C)\ ;$$

P = 1400 W :

$$L \rightarrow AlNi_2Ti \ (1500°C) ;$$
$$L + AlNi_2Ti \rightarrow NiTi \ (1307°C) ;$$
$$L + NiTi \rightarrow NiTi_2 \ (984°C).$$

Les éléments Fe et Cr sont présents dans la zone fondue en quantité peu importantes. Le fer s'accumule dans les îlots intermétalliques, alors que la concentration en Cr devient uniforme.

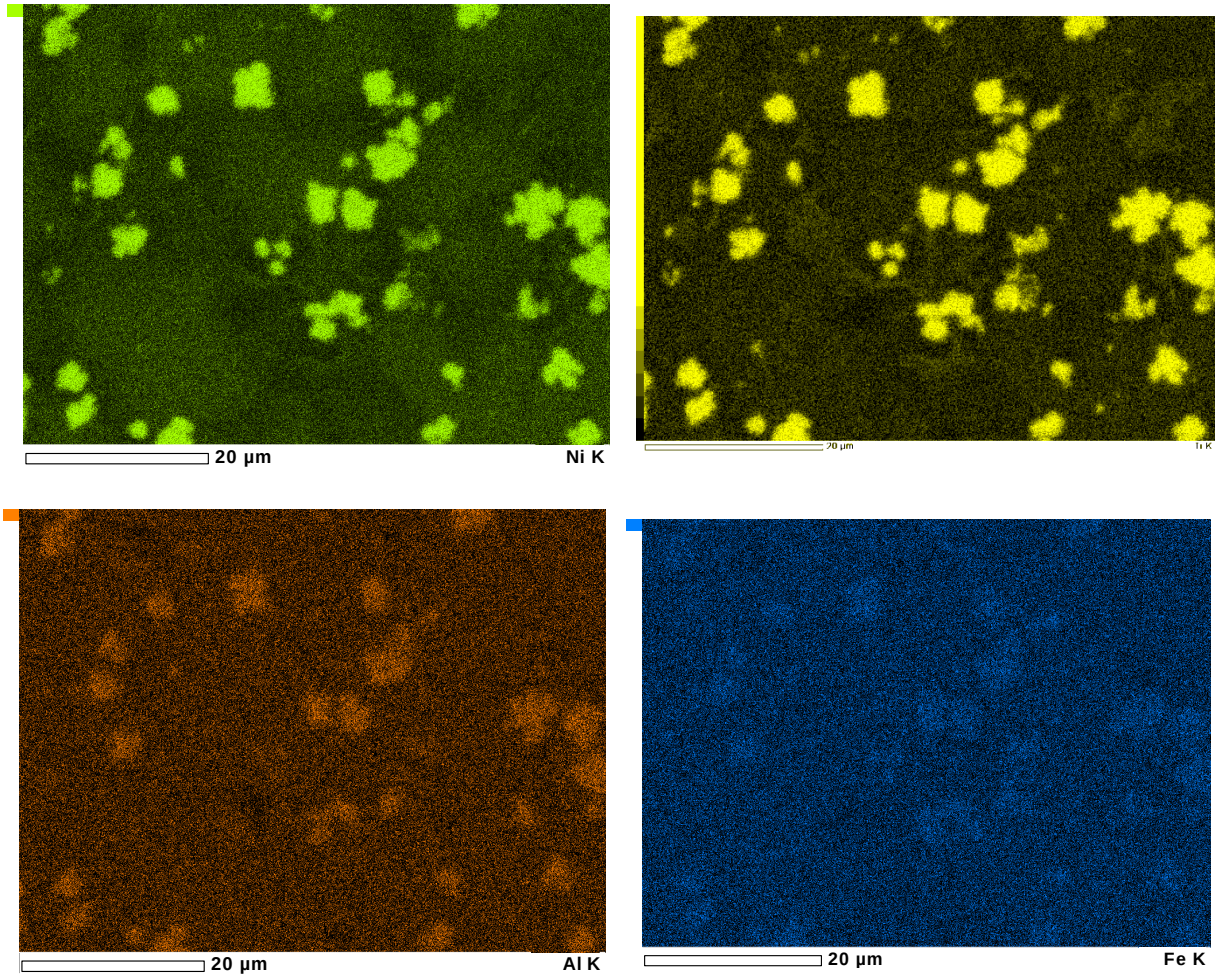



Figure 4-41. Cartographie des éléments présents au milieu de la zone fondue (P = 1000 W).

L'interface entre la zone fondue et l'inox ne présente ni phases intermétalliques ni d'éventuelle séparation des phases α+β et γ-Fe liquides comme les gradients de la température ne sont pas suffisants pour créer les conditions de surfusion.

Avec des puissances importantes (P≥1400 W), cette interface présente de l'oxydation (Figure 4-42) : si la protection gazeuse est défectueuse, Cu et Zn forment des oxydes ou même des peroxydes à l'interface avec l'inox (Figure 4-42,a), vu la forte teneur en oxygène par rapport aux oxydes classiques, ce qui provoque la dégradation de la brasure. Côté inox, la formation d'oxydes de Fe et Cr est observée.

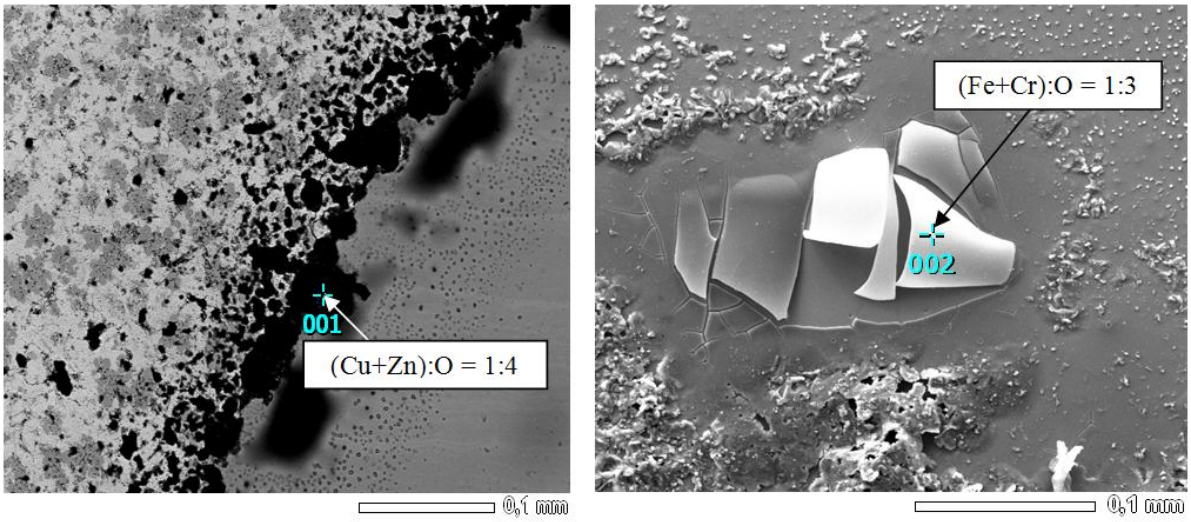



Figure 4-42. Oxydation de l'interface inox-zone fondue (P = 1400 W).

Tableau 4-7. Identification des phases possibles (à l'aide des diagrammes ternaires [26,27,28,29]).

| Puissance (W) | Localisation dans la zone fondue | Proportion entre les éléments dominants (%at.) | Phases possibles |
|---|---|---|---|
| 1000 | TA6V-fil: couche 1 | Cu:Ni:Ti = 29:11:60 | $NiTi_2$, $CuTi_2$, CuTi |
| | TA6V-fil: couche 2 | Cu:Ti:Zn =48:16:36 | γ, β, $Cu_2TiZn$ |
| | Fil fondu | Cu-Ni-Zn=65:0:35 | α,β |
| | Ilots | Al:Ni:Ti = 8:59:33 | $AlNi_2Ti$, NiTi,$Ni_3Ti$ |
| 1200 | TA6V-fil: couche 1 | Cu:Ni:Ti =28:12:60 | $NiTi_2$, $CuTi_2$, CuTi |
| | TA6V-fil: couche 2 | Cu:Ti:Zn =45:20:35 | $TiZn_2$, γ, $Cu_2TiZn$ |
| | Fil fondu | Cu-Ni-Zn=68:0:32 | α,β |
| | Ilots | Al:Ni:Ti =10:45:45 | NiTi, $Ni_3Ti$ |
| 1400 | TA6V-fil: couche 1 | Cu:Ni:Ti =28:12:60 | $NiTi_2$, $CuTi_2$, CuTi |
| | TA6V-fil: couche 2 | Cu:Ti:Zn =63:22:15 | $Ti_2Cu_3$,$Ti_2Cu_7$, CuTiZn |
| | Fil fondu | Cu-Ni-Zn=71:0:29 | α |
| | Ilots | Al:Ni:Ti =9:35:56 | NiTi, $NiTi_2$ |

## 4.6. Comparaison des techniques

L'assemblage du TA6V avec l'inox avec un apport à base de cuivre s'est avéré réussi dans les trois procédés testés : soudage par faisceau d'électrons, soudage laser Nd:YAG pulsé et brasage par laser. La résistance mécanique des assemblages est pourtant toujours limitée par la fragilité des couches intermétalliques entre TA6V et la zone fondue.

Les procédés de soudage par faisceau d'électrons et faisceau laser présentent une similitude : la formation d'un capillaire de vapeur au fond du matériau associée avec un cycle thermique très court. L'énergie effective absorbée par l'assemblage hétérogène peut être estimée comme :

$$E_{ef} = 0{,}5 \cdot P/V_s \cdot (a_{\text{cuivre}} + a_{\text{AISI 316L}}) \quad \textbf{(4-14)}$$

où P – la puissance du faisceau (W), $V_s$- la vitesse de soudage (m/s), $a_{\text{cuivre}}$ et $a_{\text{AISI 316L}}$ – les coefficients d'absorption du faisceau par le cuivre et l'acier inoxydable (0,03 et 0,3 pour laser Nd:YAG et environ 0,8 pour faisceau d'électrons).

L'énergie apportée dans le matériau lors d'un seul impact laser, est estimée à $4{,}26 \cdot 10^4$ J/m, alors que lors du soudage par faisceau d'électrons, le bain fondu reçoit environ $2{,}67 \cdot 10^4$ J/m, ce qui est 1,6 plus petit. A cause de la réflectivité importante du laser Nd:YAG par la surface des métaux, l'énergie apportée doit être supérieure à celle du faisceau d'électrons pour permettre de fondre le cuivre.

La comparaison des joints dissimilaires TA6V-Cu-AISI 316 L réalisés par ces deux techniques, révèle leurs similitudes et leurs différences. Les assemblages ayant des valeurs proches de la résistance mécanique présentent une composition globale proche, mais leur morphologie est différente. Le soudage par faisceau d'électrons favorise l'écoulement aux nombres de Reynolds bas et conduit à une zone fondue très inhomogène, alors que le soudage laser pulsé forme une structure plus homogène où la faible dureté de la matrice du cuivre est compensée par les nombreuses inclusions riches en inox. Dans les deux cas, la solidification du γ-Fe et du Cu a lieu dans les conditions hors d'équilibre. En effet, le soudage pulsé génère des gradients de température plus importants (la surfusion de la zone fondue excède 142°C) que le soudage par faisceau d'électrons (surfusion de 80°C).

L'introduction du cuivre comme couche intermédiaire entre le TA6V et l'AISI 316L n'isole pas complètement ces deux matériaux : le transport diffusif et convectif dans la zone fondue entraîne la formation locale des phases $Fe_xTi_y$ et $Cr_xFe_yTi_z$. Pourtant, la formation d'une phase plus fragile $Fe_2Ti$ est minimisée, ce qui rend l'assemblage possible.

Les soudures réalisées avec les paramètres optimaux ont une résistance mécanique proche de 337 MPa pour le faisceau d'électrons et de 359 MPa pour le laser pulsé. Cette proximité des valeurs peut être expliquée par la similitude de la morphologie et de la nature des phases dans la zone de fracture.

Lors des essais de résistance mécanique, la rupture passe toujours entre la première et la deuxième couche d'intermétalliques présentes à l'interface TA6V-Cu. Pour les deux techniques, la première couche est formée de $CuTi_2$+FeTi+β-Ti et la deuxième de FeTi + $\tau_3$ + $\tau_4$ pour le soudage par faisceau d'électrons et de FeTi+$\lambda_1$+β-Ti pour le soudage pulsé. La dureté de la première couche est, dans les deux cas, supérieure à celle de la deuxième couche et est donc la partie la plus fragile de l'assemblage. L'épaisseur de cette zone est proche pour ces deux techniques : respectivement 15 et 18 µm pour le soudage par faisceau d'électrons et le soudage laser pulsé. On peut conclure que la résistance mécanique de ces assemblages est limitée par la fragilité de la couche $CuTi_2$+FeTi+β-Ti et peut être améliorée par la modification de la nature des phases dans la première. Comme la dureté d'une phase $CuTi_2$ [30] est supérieure à celle de FeTi et β-Ti, on peut supposer que la résistance mécanique des assemblages TA6V-Cu-AISI 316 peut être améliorée par la réduction de la teneur en $CuTi_2$, notamment par la modification chimique de l'interface TA6V-cuivre avec des éléments ne formant pas d'intermétalliques avec le Ti, tels que V, Ta, Nb.

La méthode de soudage par laser continu ne convient pas à la condition de continuité de la zone riche en cuivre du fait de la présence d'une convection forte dans le plan horizontal, qui mélange le matériau d'apport avec le TA6V et l'inox. L'optimisation de la configuration de soudage doit être poursuivie à partir de la modélisation des conditions de mélange .

Le procédé de brasage diffère des deux autres techniques par l'application d'une tache laser large sur le fil d'apport déposé, ce qui permet d'assurer sa fusion sur toute son épaisseur et sous certaines conditions, de fondre partiellement les matériaux de base. Ce procédé n'implique pas la création d'un capillaire de la vapeur, malgré la grande énergie linéique absorbée (l'ordre de $8 \cdot 10^4$ J/m). La longue durée de vie de la zone fondue permet d'atteindre des longueurs de diffusion entre TA6V et la zone fondue très importantes.

La spécificité métallurgique de la formation des brasages TA6V-Cu-Zn-Ni-inox consiste dans la formation des zones stratifiées d'intermétalliques Cu-Ni-Ti et Cu-Ti-Zn, qui débute même sous une température inférieure à l'intervalle de fusion du TA6V, alors que

l'assemblage côté inox est possible uniquement si l'inox fond. L'application du brasage est limitée par la faible résistance mécanique obtenue. La rupture de la brasure au niveau de la première zone d'intermétalliques à l'interface TA6V-inox est déterminée par la fragilité des phases $NiTi_2$,$CuTi_2$ et CuTi.

Si on compare les températures maximales atteintes à l'interface TA6V-zone fondue (déterminé par la condition de minimisation de la fusion de TA6V), on trouve qu'un même ordre des températures ne résulte pas toujours dans des propriétés différentes de l'interface. Les procédés de soudage par faisceau d'électrons et par laser Nd:YAG pulsé sont proches : de l'épaisseur totale de l'interface TA6V-zone fondue est de 60 à 90 µm et la résistance mécanique est proche. Pour une méthode de brasage par laser, l'interface de diffusion se développe, mais sa résistance mécanique est faible.

La durée du cycle thermique présente une grande différence (Tableau 4-8) : elle est maximale pour le procédé avec le cycle de soudage le plus court. Cela indique que la cinétique de formation des intermétalliques dans les joints contrôle leurs propriétés. L'épaisseur de la couche des intermétalliques $L_i(t)$ qui se forme sur l'interface peut être décrite par l'équation :

$$L_i(t) = L_i^0 + A \cdot t \cdot n \cdot \exp(-E_f / \bar{R} / T), \quad \textbf{(4-15)}$$

où $L_i^0$ est la largeur initiale, A, n – les coefficients empiriques, t – temps et $E_f$ – l'énergie de la formation d'une phase. Donc la quantité des intermétalliques pour le brasage doit être 100 fois supérieure au cas du soudage laser pulsé.

Tableau 4-8. Comparaison de différentes méthodes d'assemblage TA6V-inox testés dans cette étude.

| **Procédé** | **Durée de cycle thermique (s)** | **$T_{max}$ moyenne (K)** | **$L_{TA6V-Cu}$ (µm)** | **$R_m^{max}$ (MPa)** | **$\varepsilon_s$ (%)** |
|---|---|---|---|---|---|
| Brasage par laser Nd:YAG | 10 | 2200 | 200-400 | non mesurable | |
| Soudage par faisceau d'électrons | 1,5 | 2200 | 60-80 | 337 | 2,2 |
| Soudage pulsé par laser Nd:YAG | 0,6 | 2500 | 60-80 | 357 | 4,1 |

## Conclusions

L'utilisation du cuivre comme matériau intermédiaire a permis d'obtenir les soudures résistantes. Pourtant, leurs $R_m$ est inférieure à celle des matériaux à assembler et est limitée par la fragilité des couches intermétalliques $CuTi_2$. La modification chimique de l'interface TA6V-cuivre avec des éléments qui ne forment pas d'intermétalliques avec le Ti (par exemple, V, Ta, Nb) pourra améliorer la résistance des assemblages.

On peut définir trois critères de l'assemblage réussi TA6V-cuivre-inox.

1. **Le matériau d'apport doit former une couche continue entre les matériaux à assembler.** La continuité de la zone du cuivre est contrôlée par la convection du liquide, qui est différente selon le procède. Le soudage continu par faisceau d'électrons et le brasage résultent en vitesse du liquide minimale selon les modèles numériques, ce qui favorise la formation de la zone continue du cuivre. Au contraire, le soudage laser présente des champs de vitesses importants. Le soudage continu favorise le mélange des matériaux dans le plan horizontal dû à la convection thermocapillaire, ce qui rend difficile de maintenir la continuité de la couche intermédiaire, alors que dans le cas du soudage pulsé le mélange important du aux cycles de fusion répétitives est compensé par le temps court de diffusion aux interfaces hétérogènes. L'optimisation de la position de la source de chaleur par rapport au plan de joint joue un rôle crucial.
2. **L'interface de diffusion entre TA6V et le feuillard d'apport doit être supérieure de 50 µm, autrement l'assemblage ne tient pas à cause du manque de fusion.** Le modèle de diffusion à l'interface TA6V-cuivre permet de démontrer la liaison entre le champ thermique locale et la longueur de la zone de diffusion de Ti.
3. **Le temps de cycle thermique ne doit pas dépasser quelques secondes : sa diminution favorise l'augmentation des propriétés mécaniques de l'assemblage.** Comme les propriétés mécaniques de l'assemblage sont contrôlés par la formation de la zone des intermétalliques à l'interface entre TA6V et la zone fondue, la réduction du temps d'interaction permet de limiter la longueur de cette couche fragile.

Parmi quatre techniques étudiées **le soudage par faisceau d'électrons et le soudage laser pulsé correspondent le mieux à ces critères**. Le brasage respecte uniquement les deux premières conditions et, par conséquent, les assemblages sont peu résistants. Le soudage continu par laser demande l'étude complémentaire de l'optimisation de la géométrie de l'assemblage et de l'apport énergétique.

## Références bibliographiques


[1] L.S KIREEV, V.N. ZAMKOV *Avtomaticheskaya svarka*, 7, 34-40 (2002)
[2] T. NODA, T. SHIMIZU, M. OKABE, T. IIKUBO. *Materials Science and Engineering: A*, 613, 239-240 (1997)
[3] W.-B. LEE, Y.-J. KIM, S.-B. JUNG, *Intermetallics*, 12, 671-678 (2004)
[4] O.G. BYKOVSKIY, I.V. TKACHENKO et les autres. *Avtomaticheskaya svarka*, 9, p.414 (1987)
[5] V. N. EREMENKO, Y.I. BUYANOV, N.M. PANCHENKO, *Poroshkovaya metallurgiya*, 89, 73-78 (1970)
[6] IIJIMA Y., HOSHINO K., HIRANO K. *Metall Trans A*, 1977, 8A : 997
[7] Y.Z. CHEN, F. LIU, G.C. YANG, X.Q. XU, Y.H. ZHOU, *Journal of Alloys and Compounds*, L1–L5 (2007) 427
[8] T.VELIKANOVA, M. TURCHANIN: *Copper – Iron – Titanium*. G. Effenberg, S. Ilyenko (ed.). Springer Materials - The Landolt-Börnstein Database (http://www.springermaterials.com). Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008)
[9] A.R. ABDULOV, L.A. DREVAL', P.G. AGRAVAL, M.A. TURCHANIN, *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2009, No. 5, pp. 371–376, © Pleiades Publishing, Ltd., 2009.Original Russian text published in Metally, 5 (2009) 3–9.
[10] P. HE, D. LIU, *Materials Science and Engeneering A* 437 (2006) 430-435.
[11] M. ARITA, R. KINAKA, M. SOMENO, *Metall Trans A* 10A (1979) 529
[12] KLEPPA O.J., WATANABE S. *Metall Trans B* 13B (1982) 391
[13] C. COLINET, A. PASTUREL, KHJ. BUSCHOW, *J. Alloys Compd* 247(1997) 15
[14] J.H. ZHU et al. / *Intermetallics* 10 (2002) 579–595
[15] H. OKAMOTO, Phase Diagram Of Binary Iron Alloys, ASM International, Materials Park, Oh, (1993) 131-37.
[16] V. RAGHAVAN , *Journal Of Phase Equilibria* 23 (2002)172-174
[17] J.A. VAN BEEK, A.A. KODENTSOV, F.J.J. VAN LOO. *Journal Of Alloys And Compounds* 217(1995) 97-103
[18] G. EFFENBERG, S.ILYENKO, Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry, Volume 11D3, Iron Systems, Part 3 (2008) 365-381
[19] V.IVANCHENKO, T. PRYADKO: *Chromium – Iron – Titanium*. Effenberg, Günter, Ilyenko, Svitlana (ed.). SpringerMaterials - The Landolt-Börnstein Database (http://www.springermaterials.com). Springer-Verlag Berlin Heidelberg, (2008)
[20] G. CACCIAMANI, J. DE KEYZER, R. FERRO, U.E. KLOTZ, J.LACAZE, P. WOLLANTS, *Intermetallics* 14 (2006) 1312-1325
[21] C.J. SMITHELS (Ed), Metals Reference Book, 4 Ed, Vol 2, Butterworths, London (1967)
[22] K. P. GUPTA, *Journal Of Phase Equilibria* 23 (2002) 541-547
[23] G. WILDE, J.H. PEPEREZKO, *Acta Materialia* 47 ( 1999) 3009-3021
[24] Z. CHEN, F. LIU, H. WANG, W. YANG, G. YANG , Y. ZHOU, *Journal of Crystal Growth* 310 (2008) 5385-5391
[25] J. HE et al. *Acta Materialia* 54 ( 2006) 1749-1757
[26] K.P. GUPTA, *Journal of Phase Equilibria* 23 (2002) 541-547
[27] M. JIANG and all. *Journal of Physics and Chemistry of Solids* 66 (2005) 246-250
[28] J. C. SCHUSTER, *Intermetallics* 15 (2007) 1257-1267
[29] W. HEINE, U. ZWICKER Z. *Metallkunde* 53 (1963)386-388.
[30] V. N. EREMENKO,Y.I. BUYANOV, N.M. PANCHENKO, *Poroshkovaya metallurgiya*, 89 (1970) 73-78

# Conclusion générale

La présente étude aborde la problématique de la modélisation numérique du soudage des matériaux dissimilaires par les sources de haute énergie afin de mieux comprendre les processus de formation du mélange hétérogène. Pour cela, deux couples de matériaux ayant des particularités différentes ont été choisis : cuivre–acier inoxydable et TA6V-acier inoxydable.

L'étude expérimentale des assemblages cuivre-inox par laser continu et faisceau d'électrons a permis de définir les conditions initiales qui ont servi au développement des modèles de simulation numérique :

- la description de la source de chaleur et de ses différents types d'asymétrie liés aux particularités de l'interaction faisceau-matière (inclinaisons liées au phénomène des réflexions multiples des photons, matériau-fortement réflecteur au rayonnement laser, l'effet Seebeck dans le cas de l'application du faisceau d'électrons, etc.) et à l'effet des variations importantes des propriétés physiques des matériaux au travers de jonction (« l'effet de hétérogénéité ») ;
- l'estimation de l'importance des phénomènes de convection et la direction des flux (morphologie des zones immiscibles, sens de la convection thermocapillaire, etc.) ;
- compréhension des mécanismes de formation du mélange hétérogène (variation de la composition globale et locale en fonction des conditions énergétiques) afin de choisir les méthodes numériques appropriées ainsi que des hypothèses de départ et des conditions aux limites :
    - la diffusion couplée avec la convection en cas de domination d'un des matériaux dans la zone fondue (inox),
    - la méthode d'interface libre (level set ou champ des phases) en cas de coexistence de deux flux immiscibles des substrats.

La différence importante dans l'interaction faisceau-matière en soudage laser et par faisceau d'électrons a imposé de développer deux modèles multiphysiques pour chaque procédé.

En soudage laser, le cuivre étant fortement réflecteur, subit la fusion et la vaporisation dans un volume très localisé par rapport à l'inox, ce qui conduit à la formation d'une zone fondue très asymétrique et riche en inox. Avec l'augmentation de l'apport énergétique, la proportion entre les matériaux dans la zone fondue, s'approche de la parité ce qui se traduit, sur le plan de la morphologie du bain, par l'apparition des flux immiscibles des matériaux fondus. Le modèle multiphysique final décrivant ce procédé est composé de deux parties :

- la géométrie 3D où le champ thermique et le champ des vitesses calculés à partir de la formulation pseudo-stationnaire, permettent de reproduire la géométrie du bain,
- la géométrie 2D présentant le champ de diffusion et l'interface entre deux matériaux liquides correspondant à la coupe horizontale de modèle 3D définie par l'utilisateur.

En soudage par faisceau d'électrons, la proportion entre les matériaux fondus est définie par la superposition de l'effet de la brusque variation des propriétés au travers du plan de joint (« l'effet d'hétérogénéité ») et par la position du faisceau par rapport au plan du joint qui peut être affectée par le champ magnétique dû à l'effet Seebeck. L'apport énergétique extrêmement élevé conduit à une soudure étroite composée des structures périodiques de solidification déterminées par la superposition de la vitesse de déplacement d'une source thermique et de la vitesse de solidification ayant le caractère non-linéaire. La présence des flux immiscibles des deux matériaux permet de visualiser le caractère périodique de solidification. Pour ce procédé, des modèles numériques basés d'abord sur la formulation pseudo-stationnaire et ensuite sur la formulation temporelle ont été proposées afin de reproduire la morphologie d'un mélange hétérogène. Le modèle numérique final où la description de la position de l'interface entre deux liquides immiscibles est basée sur la méthode des champs de phases, permet de suivre le développement de la morphologie dans un pas de la structure périodique de solidification grâce au couplage multiphysique complet entre l'équation de la chaleur, Navier-Stokes et le champ des phases.

Les propriétés mécaniques de la soudure cuivre-inox sont définies par le développement de la zone affectée thermiquement située dans le cuivre solide et sont comprises entre celles du cuivre écroui et celles du cuivre recuit. La minimisation de l'épaisseur de la zone de recuit peut être obtenue avec des vitesses de soudage élevées ou l'utilisation du faisceau d'électrons ayant une distribution moins étendue d'énergie que le faisceau laser. Les résultats issus du modèle thermique simple basé sur la formulation temporelle sont en bonne corrélation avec les résultats expérimentaux de l'épaisseur de la zone affectée thermiquement et permettent d'estimer les propriétés mécaniques des assemblages. En perspective, le couplage thermique-mécanique est envisageable pour réaliser l'essai de traction « virtuel ».

La validation des modèles proposées par rapport à la morphologie et la composition des soudures démontre une bonne correspondance avec la réalité. Cependant, la limitation de la précision et du réalisme des modèles est liée :

- au manque de données concernant la géométrie exacte du capillaire (présenté numériquement comme l'isotherme de vaporisation) ;
- à la considération que les propriétés des matériaux sont constantes en fonction de la température dans la limite d'une phase donnée.

Cependant, l'avantage de cette approche réside dans la possibilité de prévoir la morphologie et la composition de la zone fondue en se basant sur des données très limitées et des hypothèses simplificatrices.

L'utilisation des méthodes d'interface libre comme level set et champ des phases dans l'approche macroscopique de la description multiphysique de l'assemblage hétérogène est réalisée dans cette étude.

La totalité du savoir-faire acquis durant la modélisation du couple cuivre-inox a été appliquée au second système hétérogène : le couple TA6V-inox où l'insertion d'une couche intermédiaire de cuivre permet de limiter la formation des phases $TiFe_2$ et TiFe qui rendent l'assemblage direct des matériaux impossible. L'adaptation des modèles multiphysiques à la description des quatre méthodes d'assemblage testées pour ce couple (laser continu et pulsé, faisceau d'électrons, brasage par laser) a permis de définir les fenêtres optimales des conditions opératoires en se basant sur les critères simples :

- limiter la fusion du TA6V (source de Ti formant des phases fragiles) ;
- préserver la continuité de la zone riche en cuivre qui joue le rôle d'isolateur entre les matériaux à assembler.

L'étude de la composition locale de l'interface hétérogène TA6V-zone fondue a permis de compléter les conditions d'assemblage présentant une bonne résistance mécanique :

- la longueur de la zone de diffusion entre le TA6V et la zone fondue (localement, riche en cuivre) où se forment des phases binaires Cu-Ti et ternaires Cu-Fe-Ti doit être supérieure à 50 µm ;
- le cycle thermique court est plus favorable, tant qu'il empêche la formation des couches épaisses des intermétalliques aux interfaces hétérogènes ;
- l'utilisation de matériau intermédiaire à base de cuivre, permettant d'améliorer la soudabilité du TA6V avec les aciers n'est pourtant pas la solution idéale : la résistance de la soudure est toujours limitée par la formation de la couche contenant $CuTi_2$ et FeTi (apport de cuivre pur) ou de la couche contenant $CuTi_2$ et $NiTi_2$ (apport Cu-Ni-Zn). Il peut être remplacé par des alliages de cuivre ayant une $R_m$ plus élevée (par exemple les bronzes) ou combiné avec des métaux ne formant pas de phases intermétalliques avec le Ti (V, Nb, Ta).

Le développement de l'approche microscopique de la modélisation, crucial pour la description des interfaces formés par des intermétalliques est limité dans cette étude par un simple modèle de diffusion de TA6V dans le bain fondu riche en cuivre, permettant d'estimer l'épaisseur de l'interface hétérogène à partir de champ thermique local.

L'ensemble des modèles créés dans cette étude est susceptible d'être amélioré car il constitue un point de départ pour le développement d'outil numérique permettant pleinement de prévoir l'impact des conditions opératoires sur tous les aspects de l'assemblage hétérogène : la morphologie de la zone fondue, ses propriétés mécaniques, la compostions chimique, phasique et microstructurale etc. Afin de compléter nos résultats, plusieurs directions d'études peuvent être envisagées, dont les plus importantes sont :

- approche macroscopique :
  - l'acquisition d'un maximum de données expérimentales concernant la forme du capillaire dans le cas du soudage hétérogène afin de pouvoir apporter une représentation plus réaliste de la source de chaleur volumique dans les modèles numériques ;
  - l'optimisation du calcul des forts gradients de vitesses (amélioration de la convergence, intégration d'une turbulence dans la description de la convection thermocapillaire) ;
  - le développement des modèles multiphysiques tridimensionnelles flexibles et ayant une résolution satisfaisante ;
  - la simulation des propriétés mécaniques des assemblages dissimilaires (contraintes thermiques, rupture, fatigue) ;
- approche microscopique:
  - une étude expérimentale approfondie (microdiffraction X, TEM) de la formation des phases dans les interfaces hétérogènes notamment TA6V-cuivre ;
  - le développement des modèles de sélection des phases lors de la solidification dans les conditions hors équilibres et sous l'action de champs de vitesses locales en se basant sur les données thermodynamiques des phases (méthode de champ des phases, méthode des enthalpies etc.).

# Annexes

## Annexe 1. Les sources de haute énergie

Figure A1-1. Machine TECHMETA S.A.

Les essais de soudage par faisceaux d'électrons ont été réalisés avec une machine TECHMETA S.A. avec un canon triode (Figure A1-1), une tension d'accélération maximale de 60 kW, une puissance maximale du faisceau de 6 kW, et un rayon de tache d'environ 200 µm. La qualité du vide était de $10^{-5}$ Torr. La distance de tir était de 21 cm.

Figure A1-2. Laser *HL304P TRUMPF*

Un laser Nd : YAG pompé par des lampes *HL304P de TRUMPF* (Figure A1-2) a été utilisé pour les essais de soudage en mode impulsion. Ses caractéristiques de base sont : une émission pulsée d'une durée de 0,3 à 20 ms, une puissance moyenne de 330W, une puissance en crête 9kW, un paramètre de qualité de faisceau (BPP) égal à 16 mm·mrad et un diamètre de cœur de la fibre de sortie de 400 µm.

Figure A1-3. Laser *Trudisk 6002 de TRUMPF*

Un laser à disques Nb:YAG, pompés par des diodes *Trudisk 6002 de TRUMPF* (Figure A1-3) a été utilisé pour les essais de soudage en mode continu. Ces caractéristiques sont : une émission continue ou modulée, une puissance garantie sur pièce de 6kW, une puissance maximale de 7 kW, un paramètre de qualité de faisceau (BPP) de 8 mm·mrad et des diamètres de cœur de fibre de sortie à partir de 200 µm.

Un laser à diodes *LDL 160-1500 de LASERLINE* ($\lambda$=800 nm et 940 nm, puissance maximale de 1500W) (Figure A1-4) était utilisé pour les essais de brasage de TA6V et AISI 316L avec les fils d'apport. Le paramètre de qualité du faisceau (BPP) est de 85x100 $[mm \cdot mrad]^2$ (Taille du spot au point focal : 0,6 x 0,4 $mm^2$).

Figure A1-4. Laser *LDL 160-1500 de LASERLINE*

Lors du brasage, le fil d'apport a été amené par l'intermédiaire d'un distributeur de fil BONNEFOND (Figure A1-5). Ce distributeur est constitué d'un dévidoir de fil DINSE 'DIX WD300' qui est un système "tiré-poussé".

Figure A1-5. Le distributeur de fil *BONNEFOND.*

## Annexe 2. La  mise en œuvre du soudage

Les étapes de la préparation des tôles et bridage:

- un fraisage et polissage des bords à souder afin de supprimer le jeu;
- un dégraissage à l'acétone;
- un fixage des tôles grâce aux différents dispositifs de montage;
- un ébavurage des arrêts du plan du joint.

Configuration de soudage

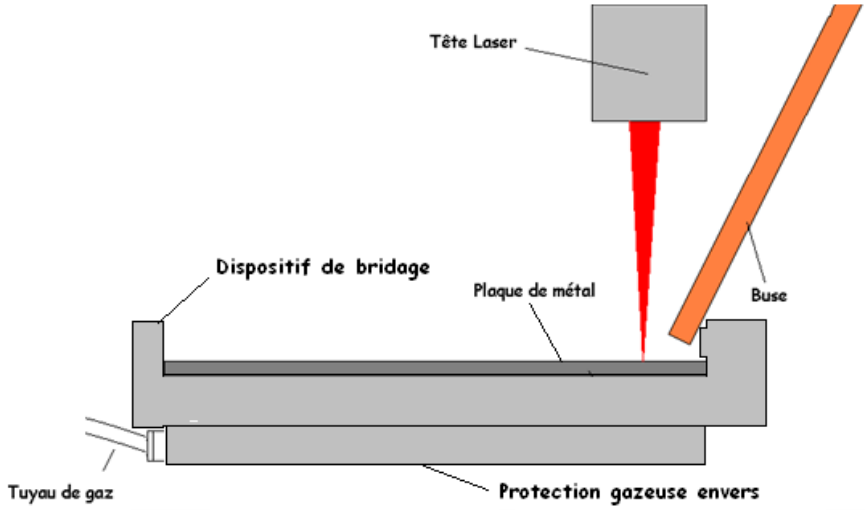



Figure A2-1. La configuration de soudage pour l'assemblage cuivre-inox par laser.

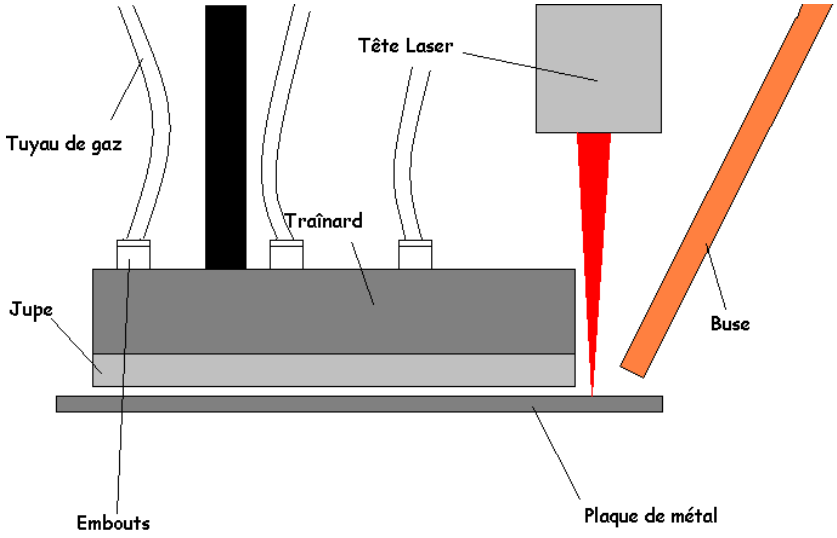



Figure A2-2. La configuration de soudage pour l'assemblage TA6V-cuivre-inox par laser.

Dispositifs de bridage et de la protection gazeuse

La protection gazeuse d'argon était utilisée pour tous les essais laser (débit 15 l/min, pression 1 bar). Pour les assemblages cuivre-inox, la partie supérieure de la soudure était protégée avec la buse du cuivre fixée sur la tête laser, et la partie inférieure avec le montage en forme de boitier, ventilée également par de l'argon. Par contre, dans le cas de l'assemblage TA6V-inox, la protection du titane contre l'oxydation devrait être renforcée. Le trainard protégeant la totalité de soudure était utilisé.

- Assemblages cuivre-inox: buse coaxiale + protection envers

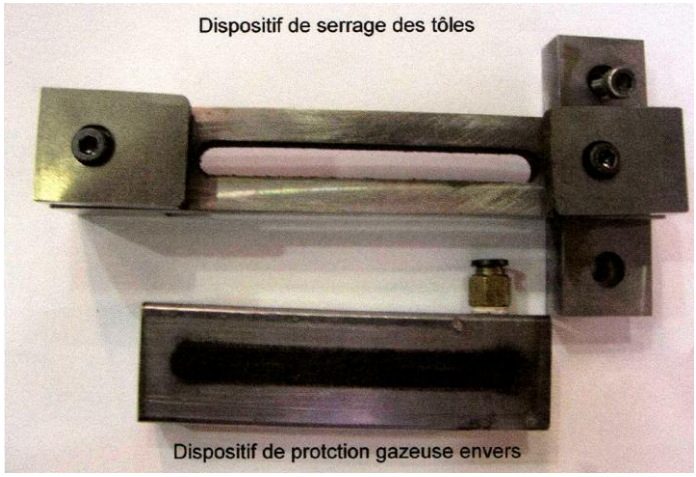



Figure A2-3. Les dispositifs de bridage et de la protection gazeuse envers utilisés pour l'assemblage cuivre-inox.

- Assemblages TA6V-inox: buse coaxiale + trainard + protection envers

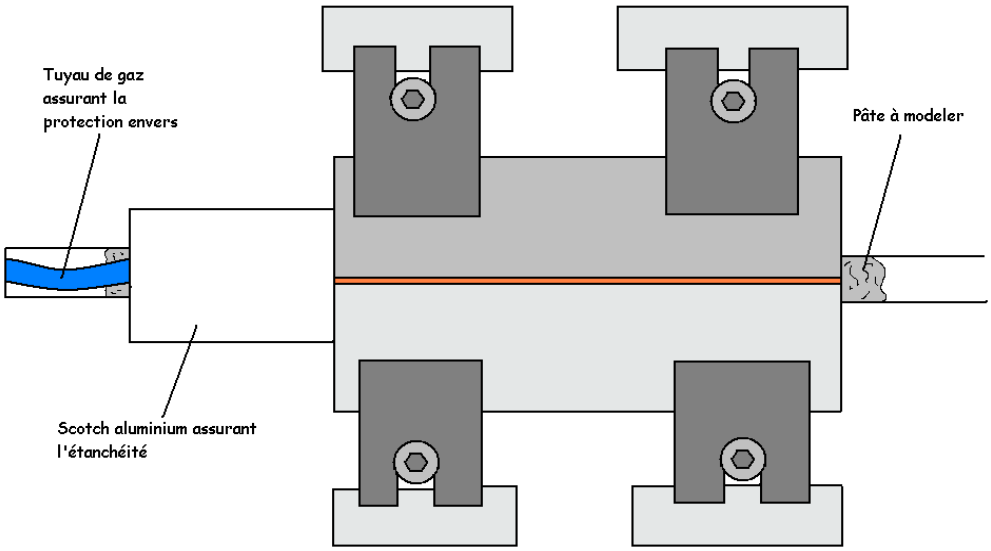



Figure A2-4. Le dispositif plat de bridage et de la protection gazeuse envers utilisés pour l'assemblage TA6V-cuivre-inox.

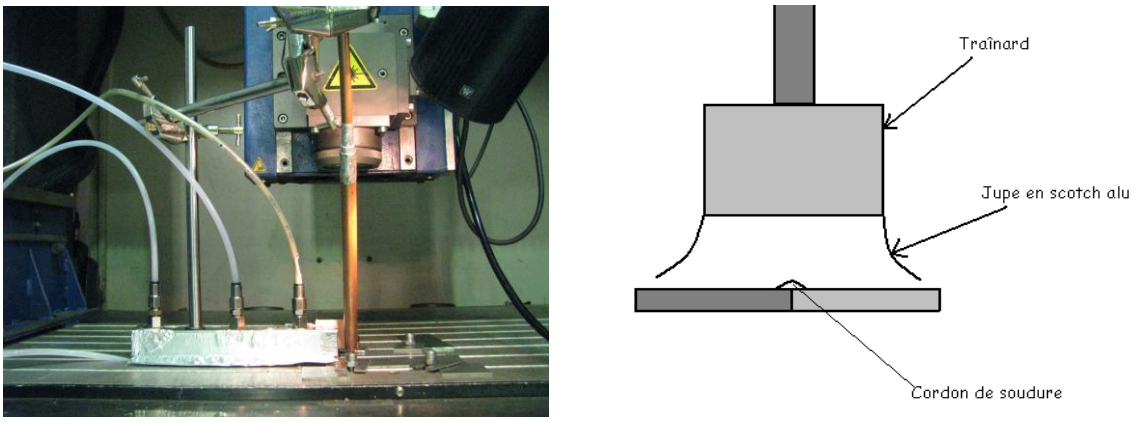



Figure A2-5. Le trainard utilisé pour l'assemblage TA6V-cuivre-inox: photo et vue schématique du profil.

## Annexe 3. Les moyens de caractérisation

Les joints ont été réalisés bout à bout et ensuite découpés dans trois directions (Figure A3-1). Les coupes ont été polies avec une polisseuse automatique. Ensuite, l'attaque chimique par le réactif de Kalling (100 ml $H_20$, 100 ml $CH_3OH$, 50 g CuCl ) a été appliquée pendant 3 minutes.

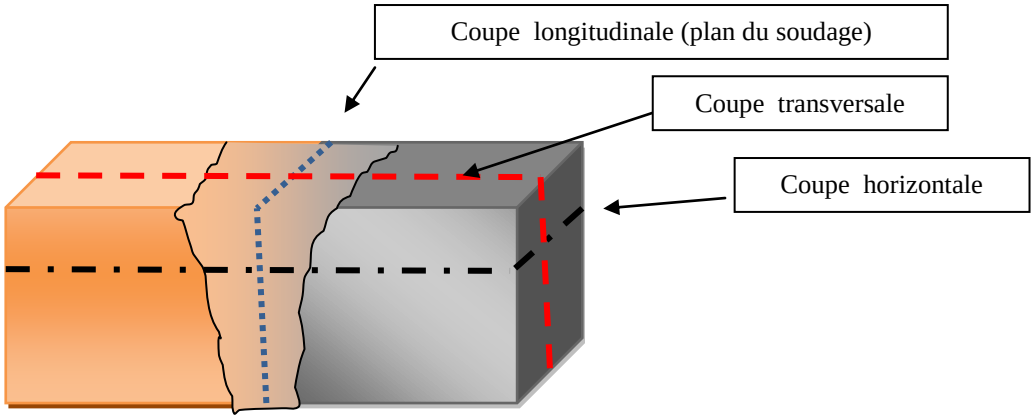


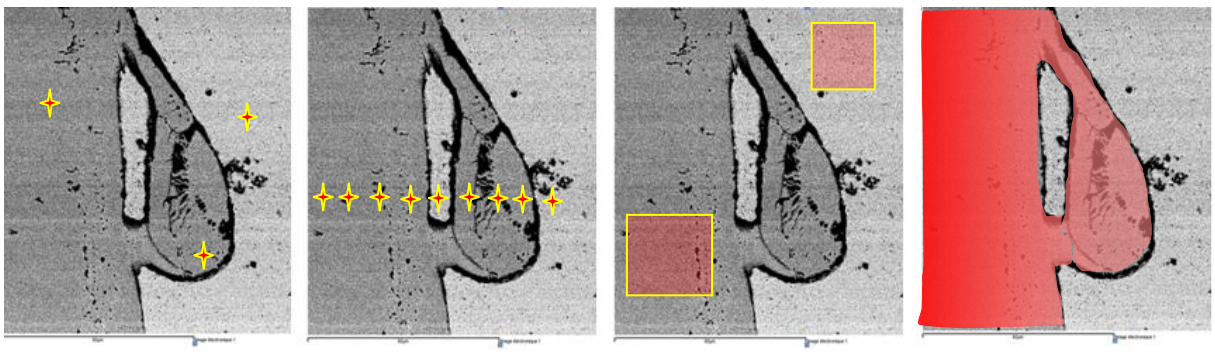

**Figure A3-1. Le schéma de découpage des échantillons.**

Observation et analyse

Pour les observations de la morphologie et des microstructures des joints, le microscope optique LEICA, avec un agrandissement x50-x500 et une sortie numérique des données, a été utilisé.

Les mesures de microdureté étaient réalisées avec Buechler High Quality Hardness Tester avec un temps d'impact choisi de 10s et une charge de 0,25 à 1 N.

Le microscope électronique à balayage JEOL JSM 6400F équipé avec une microsonde Oxford Instruments était utilisé pour les observations et les analyses qualitatives dans les zones soudées. La concentration minimale détectable se situe aux alentours de 1% massique. La représentation schématique des différents types des résultats issues de MEB-EDX est donnée sur Figure A3-2.



(a) (b) (c) (d)

Figure A3-2. EDX: analyse ponctuel (a), en ligne (b), en carre (c), cartographie MEB (d).

Essais de traction

Les essais de traction ont été réalisés avec une système d'essais servo-hydraulique de marque MTS (Material Testing System) équipée avec le système d'acquisition numérique. Les éprouvettes sont maintenues par des mors auto-serrant. La vitesse de traction est environ de 1 mm/min. Les éprouvettes faisaient environ de 120 mm de long, 25 mm de large, et 2 mm épais. La distance entre les mords est de 60 mm. La configuration de l'essai est donnée sur Figure A3-3.

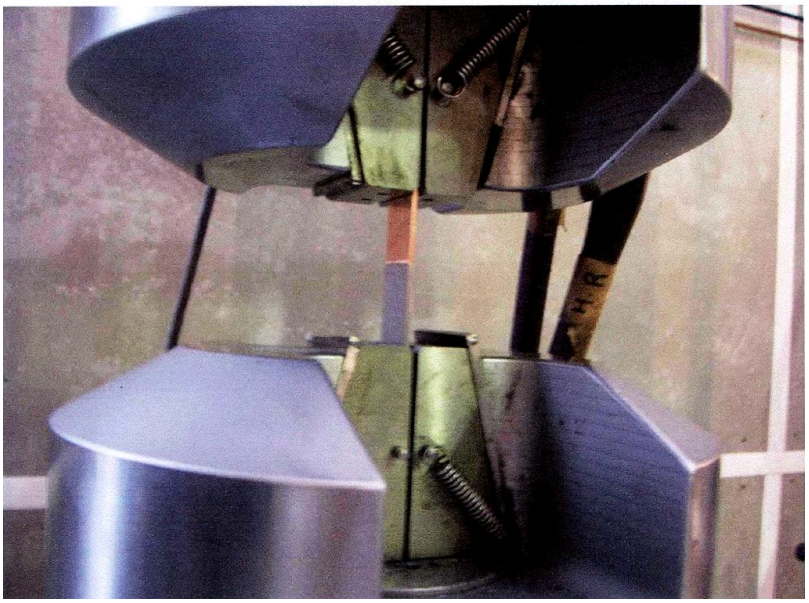


Figure A3-3. La configuration de l'essai de traction.

# Résumé

La présente étude est dédiée à la compréhension des mécanismes de malaxage intervenant lors du soudage de matériaux dissimilaires par des sources de haute énergie et en particulier sur deux couples de matériaux présentant des problèmes métallurgiques différents :

- cuivre - inox (lacune de miscibilité, différence de propriétés thermophysiques),
- TA6V- inox (oxydation, formation de phases intermétalliques fragilisant la soudure).

Pour le premier couple de matériaux, le soudage par laser Nd:YAG continu et par faisceau d'électrons a été utilisé. L'étude des évolutions de la morphologie des soudures, de la composition et de la microstructure des zones fondues ainsi que des propriétés mécaniques a permis de proposer des hypothèses sur les mécanismes de formation du mélange hétérogène à solubilité limitée. Afin de quantifier les phénomènes physiques intervenant en soudage continu de matériaux dissimilaires, la modélisation numérique a été mise en œuvre en utilisant le logiciel FEM "Comsol Multiphysics". Une série des modèles simulant les champs de températures, les mouvements convectifs et le malaxage (diffusion, méthode level set, méthode des champs de phases) a été créée. Dans le cas du laser, la formulation pseudo-stationnaire du transfert de chaleur basée sur la géométrie du capillaire simplifiée et la convection a été couplée avec les problèmes 2D de diffusion et de malaxage des matériaux dans différents plans horizontaux. En soudage par faisceau d'électrons, la morphologie de la microstructure a nécessité une formulation temporelle. Le modèle multiphysique final en couplage complet (solution multiphysique simultanée) reproduit le processus de formation d'une structure périodique de solidification lors du soudage par faisceau d'électrons et permet d'expliquer l'aspect des structures alternées entre matériaux immiscibles ou présentant de grandes différences de propriétés thermophysiques.

Le deuxième couple de matériaux présente des problèmes métallurgiques majeurs liés à la formation des phases intermétalliques rendant l'assemblage direct par fusion impossible. La composition locale devient donc l'aspect-clef de la formation d'une soudure correcte : l'introduction d'un troisième matériau (cuivre) ayant une meilleure compatibilité avec le titane est nécessaire. Pour pouvoir déterminer les fenêtres optimales des conditions opératoires, les modèles numériques, créés précédemment, ont été adaptés pour quatre procédés de l'assemblage : faisceau d'électrons, soudage lasers Nd:YAG continu et pulsé, brasage par laser avec apport de fil. L'analyse élémentaire des microstructures dans les soudures résistantes mécaniquement a permis de développer le scénario de la solidification d'une zone fondue et de comprendre l'influence de la composition aux interfaces sur la résistance mécanique des assemblages.

Les modèles numériques multiphysiques créés au cours de cette étude permettent l'accès rapide à la grande quantité d'information sur le comportement de la zone fondue en fonction des paramètres de soudage en se basant sur le nombre des données de départ relativement limité et sur quelques hypothèses simplificatrices. L'approche multiphysique à la modélisation de soudage permet de reproduire la forme de la zone fondue, visualiser les écoulements du liquide et cartographier la distribution de certains éléments avec une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. L'ensemble des modèles permet de déterminer les conditions opératoires répondant aux critères fixes en fonction de la métallurgie d'un couple hétérogène.

***Mots clés:*** assemblage hétérogène, modélisation numérique, laser Nd : YAG, faisceau d'électrons, écoulement multiphasique, intermétalliques, microstructure.

# Dissimilar joining of copper to stainless steel and TA6V to stainless steel by high power beams: understanding and modeling of physicochemical phenomena

Iryna TOMASHCHUK

Director: Pr. Pierre SALLAMAND
Co-director: Pr. Jean Marie JOUVARD

## Abstract

The present study is dedicated to the comprehension of the mechanism of materials mixing during dissimilar welding by high power beam sources. We have been interested in joining of two couples of metallic materials which present different metallurgical problems:

- copper- stainless steel (miscibility gap, important difference in physical properties);
- TA6V- stainless steel (oxidation on air, formation of intermetallic phases which made the joint brittle).

For the first couple of materials, continuous laser Nd:YAG welding and electron beam welding have been applied. The experimental study of morphology evolution, composition, microstructure and mechanical properties has allowed establishing the hypotheses on formation of heterogeneous mixture between the materials having limited solubility. To quantify the physical phenomena of continuous dissimilar welding, the numerical modeling has been carried out by means of FEM software package "Comsol Multiphysics". A number of models reproducing temperature field, convection movements and mixing (diffusion, level set method, phase field method) between the materials has been created. In case of continuous laser welding, the pseudo-stationary formulation of heat transfer based on simplified key-hole geometry and convection has been coupled with two-dimensional problems of diffusion and mixing in horizontal planes. The electron beam welding presenting the nonlinear development of the weld has needed the use of temporary formulation. Final model including complete coupling (simultaneous multiphysical solving) reproduces the process of development of periodic solidification structure during electron beam welding and allows explaining the mechanism of formation of altered structures between immiscible materials which have important difference in thermophysical properties.

The second couple of materials presents weldability problems due to formation of brittle intermetallic phases making direct joining by fusion impossible. The local elementary composition becomes the key-aspect of successful joining: the introduction of the third material (pure copper) having better compatibility with titanium is necessary. To determine the ranges of optimal operational conditions, numerical models created previously have been adapted to the case of four joining techniques: electron beam and laser Nd:YAG (continuous and pulsed) welding and laser brazing with filler wire. Elementary analysis of microstructures of resistant welds has allowed developing the solidification scenario and understanding the influence of local composition of heterogeneous interfaces on tensile properties of the joints.

The multiphysical models created during this study allow rapid access to high quantity of data on behavior of melted zone in function of welding parameters, basing on relatively limited input data and several simplification hypotheses. The multiphysical approach to welding modeling allows recreating the shape of melted zone, to visualization the convection movements and providing the cartography of several elements in good correspondence with experimental results. A set of models allows optimization of operational parameters respecting fixed criterions determined by metallurgy of dissimilar couple.

***Key-words:*** dissimilar joining, numerical modeling, Nd:YAG laser, electron beam, multiphase flow, intermetallics, microstructure.