



HAL
open science

Observations in-situ des mouvements du bain de fusion et des mécanismes de solidification au cours de ligne de fusion TIG

Nicolas Blanc, Issam Bendaoud, Cyril Bordreuil, Frédéric Deschaux-Beaume,
Sébastien Rouquette, Fabien Soulié

► To cite this version:

Nicolas Blanc, Issam Bendaoud, Cyril Bordreuil, Frédéric Deschaux-Beaume, Sébastien Rouquette, et al.. Observations in-situ des mouvements du bain de fusion et des mécanismes de solidification au cours de ligne de fusion TIG. [Rapport de recherche] Laboratoire de Mécanique et Génie Civil. 2020. hal-02957986

HAL Id: hal-02957986

<https://hal.science/hal-02957986>

Submitted on 5 Oct 2020

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

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

Projet ANR-17-CE08-0036

NEMESIS

Observations in-situ des mouvements du bain de fusion et des
mécanismes de solidification au cours de ligne de fusion TIG

Nicolas Blanc, Issam Bendaoud, Cyril Bordreuil, Frédéric Deschaux-Beaume,
Sébastien Rouquette, Fabien Soulié
LMGC, Univ. Montpellier, CNRS, Montpellier, France

Septembre 2020

Table des matières

Introduction	5
1 État de l'art	7
1.1 Solidification	7
1.2 Observation in-situ de la solidification	8
1.3 Écoulements	9
2 Matériel et méthode	13
2.1 Matériaux	13
2.2 Dispositif expérimental	14
2.2.1 Poste de soudage	14
2.2.2 Support de tôle	15
2.2.3 Zones d'observation	15
2.2.4 Mesure des paramètres procédé	17
2.2.5 Synchronisation	17
2.3 Paramètres de soudage	18
2.4 Traitement des images	19
2.4.1 Détection de contours	19
2.4.2 Vue de la zone de solidification	20
2.5 Détection des écoulements	21
2.6 Macrographie des bains de fusion	23
3 Résultats sur acier inoxydable 316L	25
3.1 Morphologie du bain et données géométriques	25
3.2 Mouvements d'ensemble du bain liquide et écoulements	28
3.3 Écoulements à l'arrière du bain de fusion	29
3.4 Solidification	31
3.5 Microstructures	34
4 Résultats sur acier 22MnB5	39
4.1 Données géométriques	39
4.2 Écoulements dans le bain	40
4.3 Écoulements à l'arrière du bain de fusion	42
4.4 Solidification	44
4.5 Microstructures	45
Conclusion	47
A Certificat matière du 316L	51
B 22MnB5+Al	53

Introduction

Ce document est un rapport d'étude qui présente les travaux effectués par l'équipe Assemblages Soudés (AS) du LMGC (Univ. Montpellier - CNRS, UMR 5508) dans le cadre du projet ANR Nemesis (Projet ANR-17-CE08-0036 du Programme AAPG 2017). Il s'agit d'une étude expérimentale réalisée principalement au cours du post-doctorat de Nicolas Blanc. Le but de cette étude est de pouvoir observer la solidification et le comportement du bain de soudage *in-situ* pour deux types d'alliages d'intérêt industriel : l'acier 316L et l'acier 22MnB5, intéressant de façon prioritaire respectivement EDF et Arcelor Mittal, partenaires du projet ANR. Les expériences doivent permettre d'obtenir des informations sur la taille et la forme du bain, sur les écoulements existants en son sein et sur le processus de solidification. Pour cela un dispositif similaire à celui utilisé par Alexis Chiocca [1] est utilisé.

Le document est organisé autour de quatre chapitres. Le premier est dédié à un succinct état de l'art afin de rappeler le contexte scientifique général et l'utilité des observations réalisées dans la compréhension des phénomènes de solidifications pendant le soudage. Le deuxième chapitre est consacré à la présentation du dispositif expérimental spécifiquement conçu pour ce type de mesures et à la présentation des méthodologies d'étude. Les deux derniers chapitres sont consacrés à la présentation des résultats obtenus respectivement pour l'acier inoxydable 316L et les alliages 22MnB5.

Chapitre 1

État de l'art

1.1 Solidification

En solidification dirigée (comme c'est le cas pendant le soudage) différentes morphologies de solidification peuvent apparaître : plan, cellulaire ou dendritique (cf. Fig. 1.1). Dans le cas du

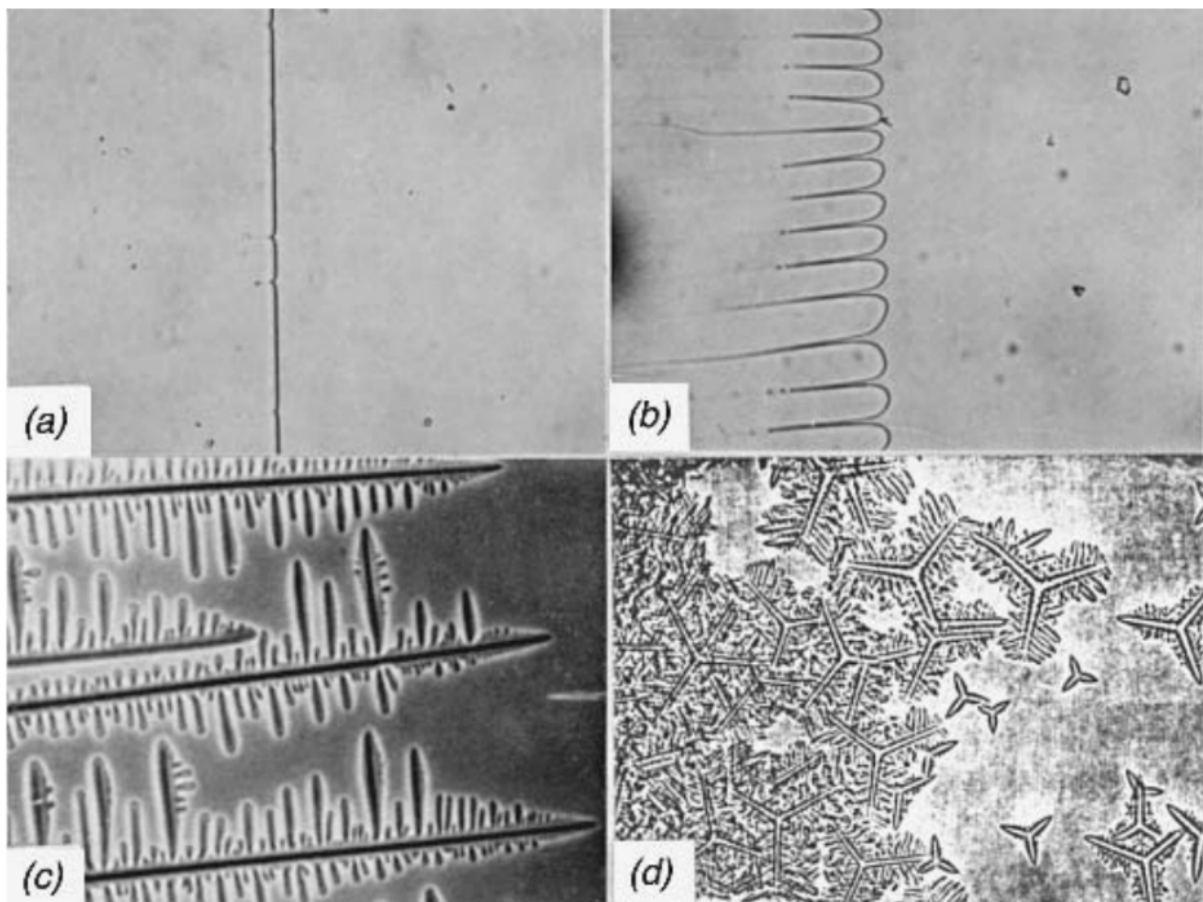


FIGURE 1.1 – a) solidification en front plan b) cellulaire c) dendritique d) équiaxe [2]

soudage, il est aussi possible qu'apparaisse de la solidification par grains équiaxes. Les germes équiaxes peuvent se former sur des pointes de dendrites ou des grains qui se détachent de la zone partiellement fondue. Elles peuvent également se former à partir de particules étrangères présentes dans le bain ou suite à la création d'une zone de surfusion en surface du bain à cause du refroidissement engendré par le gaz.

La morphologie de la solidification est déterminée par plusieurs paramètres et plus particulièrement par la vitesse de solidification et le gradient de température. Avec l'augmentation de la vitesse de solidification, la morphologie passe d'une configuration plane à cellulaire puis dendritique et enfin équiaxe. Le même phénomène peut être observé avec la diminution du gradient de température (cf. Figure 1.2).

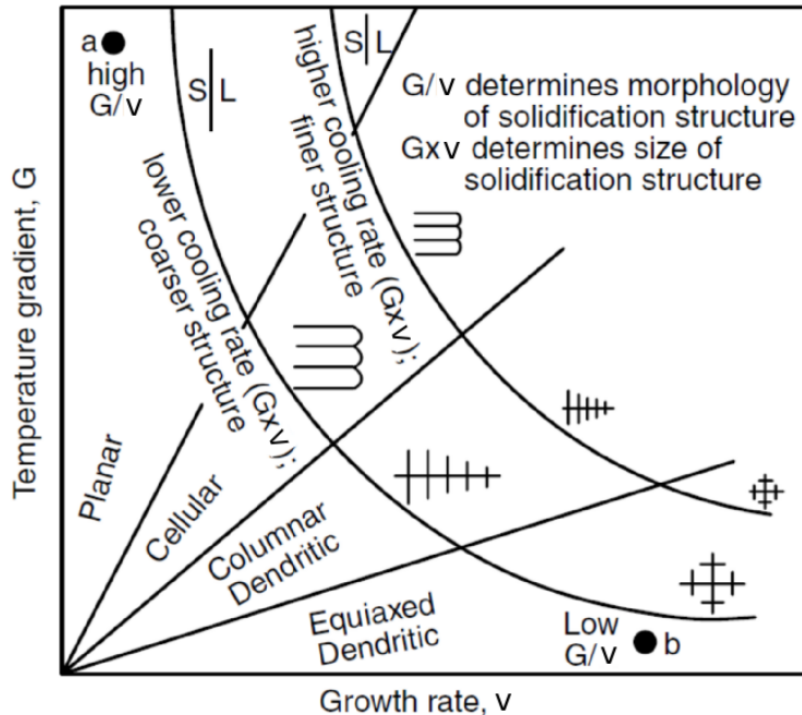


FIGURE 1.2 – Schéma montrant les différentes morphologies de solidification en fonction du gradient de température et de la vitesse de solidification [2].

Un phénomène important qui peut modifier la vitesse de solidification est la ségrégation de soluté. En effet, les germes solides n'ayant pas la même composition que le liquide, il y a généralement un rejet ou une absorption de soluté à l'interface solide/liquide. Si la solidification est assez rapide, il n'y a pas d'homogénéisation possible dans le liquide. La température du liquidus peut alors être modifiée à cet endroit, ce qui peut diminuer fortement la vitesse de solidification.

1.2 Observation in-situ de la solidification

Plusieurs études ont été réalisées sur l'observation du bain pendant le soudage. Les observations peuvent se faire à une échelle macroscopique où l'on se concentrera alors sur la forme du bain ou à l'échelle microscopique à l'aide d'objectifs à forts grossissements et de caméras rapides. Des observations sur acier 304L et soudage TIG ont déjà été réalisés par Delapp et al. [3]. Il a ainsi été possible d'observer la zone de solidification à l'arrière du bain. Il a également été possible d'observer les bras primaires de dendrites et de mesurer les vitesses de solidification lors des travaux de Hall [4] et de Robino [5].

Durant les travaux de thèse de Chiocca [1], des observations plus précises ont pu être effectuées sur un alliage Cu30Ni en soudage TIG. L'utilisation d'une caméra rapide et d'un objectif de microscope a permis de mesurer avec précision les dendrites dans la zone semi-solide ainsi que leur vitesse de solidification. Une observation par caméra thermique a également été utilisée

pour obtenir des informations sur les gradients de température présents lors de la solidification.

1.3 Écoulements

D'après la bibliographie, plusieurs forces sont à l'origine de la création d'écoulements dans celui-ci (cf. Fig. 1.3) :

- La poussée d'Archimède a tendance à faire descendre le liquide froid et monter le liquide chaud.
- Les forces de Lorentz provoquées par le passage du courant électrique dans le bain et par le champ magnétique de l'arc.
- La tension de surface qui varie avec la température et donc le long du bain (plus chaud au centre que sur les bords) provoque un déplacement du liquide de la zone où la tension est la plus faible vers là où elle est la plus forte. C'est l'effet Marangoni.
- Le cisaillement du plasma d'arc qui engendre des mouvements du centre vers les bords du bain.

L'effet Marangoni est communément considéré comme prépondérant. Néanmoins, il est difficile à quantifier notamment à cause de la variabilité de la tension de surface avec la température, le gaz d'inertage et la composition du métal (en particulier avec la teneur en soufre).

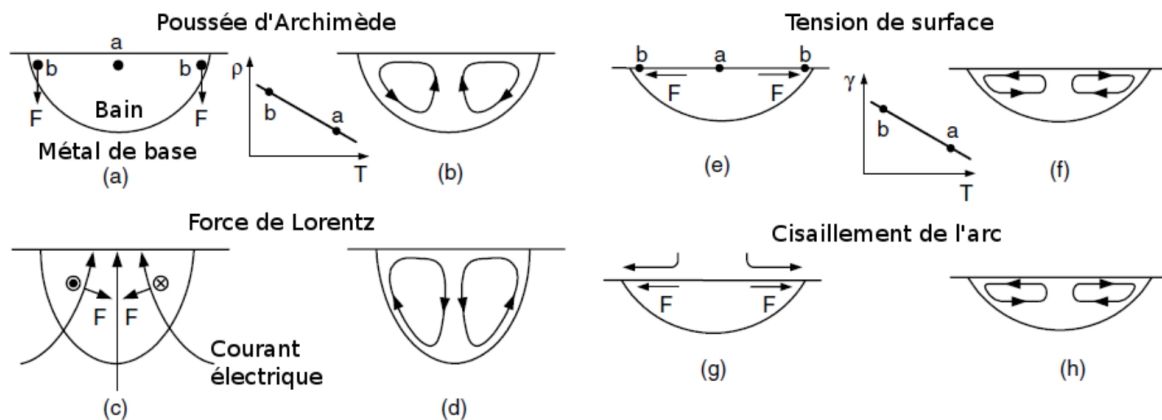


FIGURE 1.3 – Schéma des différentes forces agissant sur le bain ainsi que les écoulements créés par celles-ci [1].

Ces écoulements ont un effet direct sur la solidification en modifiant les échanges thermiques mais également en modifiant la concentration en soluté à l'interface solide/liquide.

Observation in-situ des écoulements

Des dispositifs similaires à ceux utilisés pour l'observation de la solidification peuvent nous donner des informations sur les écoulements présents dans le bain. À l'aide de méthodes de traitements d'images comme la méthode PIV (Particle Image Velocimetry) ou PTV (Particle Tracking Velocimetry), on peut reconstruire les trajectoires de particules observables en mouvement dans le bain. On a alors accès aux écoulements de surface du bain et, moyennant quelques hypothèses, on peut estimer la nature des écoulements présents dans l'épaisseur.

Zhao et al. [6, 7] ont réalisé des mesures sur de l'acier 316L en soudage TIG. Ils ont pu observer des vortex à l'arrière du bain et estimer le nombre de Reynolds. Ils ont également préconisé d'utiliser les particules naturellement présentes dans le liquide plutôt que d'en ajouter (poudre de tungstène par exemple). En effet, ces particules ayant du mal à se mouiller et à s'uniformiser dans le bain, elles ne suivront alors pas de façon fidèle les écoulements.

Des observations ont été faites par A. Chiocca [1] sur l'alliage Cu30Ni (cf. Figure 1.4). Des écoulements assez intenses pour modifier les conditions d'échanges de solutés et de solidification ont été observés entre les dendrites. De plus, la vitesse de ces écoulements étaient fonction de l'intensité de soudage. Des hypothèses sur les écoulements existants à l'intérieur du bain ont

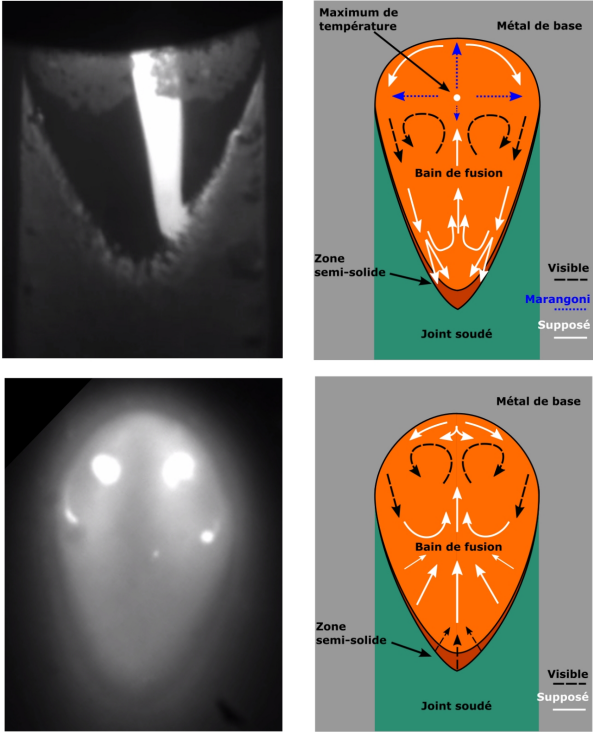


FIGURE 1.4 – Images et schémas des différents écoulements identifiés sur la face du dessus (en haut) et la face envers (en bas) du bain de fusion dans les travaux d’A. Chiocca.

ensuite pu être émises (cf. Fig. 1.5).

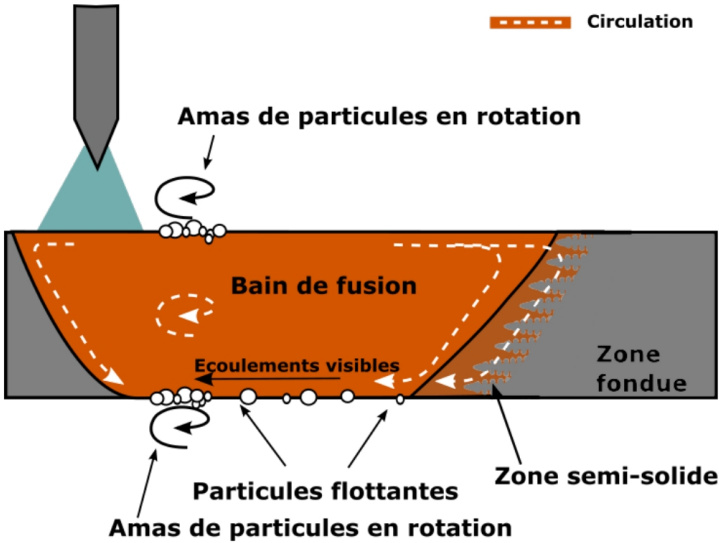


FIGURE 1.5 – Schémas des différents écoulements supposés dans le bain de fusion dans les travaux d’A. Chiocca.

Il est à noter qu'il est possible d'observer les écoulements à l'intérieur du bain à l'aide d'imagerie à rayons X comme l'ont pu faire Katayama et al. [8], en utilisant des particules ou des bulles présentes dans l'épaisseur du bain comme traceurs pour observer ces écoulements.

Chapitre 2

Matériel et méthode

Le but de cette étude est d'observer la solidification et le comportement du bain de soudage in-situ. Les expériences doivent permettre d'obtenir des informations sur la taille et la forme du bain, sur les écoulements existants en son sein et sur le processus de solidification. Pour cela, des lignes de fusion sont réalisées en pleine épaisseur avec une instrumentation dédiée permettant les observations en face endroit et en face envers.

2.1 Matériaux

Deux aciers sont principalement utilisés dans cette étude : un acier inoxydable 316L et un acier 22MnB5. Les compositions des aciers 316L et 22MnB5 utilisés dans les essais sont présentées respectivement dans les tableaux 2.1 et 2.2. Des tests ont également été effectués sur deux autres nuances de 22MnB5 contenant de l'aluminium : respectivement 1.75% et 2.5%.

C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	N	Co
0.016	16.765	1.383	2.044	10.070	0.031	0.001	0.389	0.041	0.187

TABLE 2.1 – Composition chimique de l'acier inoxydable 316L (en %).

C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	Al	Ti	B
0.2300	0.2000	1.2000	0.0026	0.0150	0.0130	0.0013	0.2000	0.0400	0.0400	0.0030

TABLE 2.2 – Composition chimique de l'acier 22MnB5 (en %).

Les différentes propriétés des matériaux utilisés dans cette étude sont résumées dans le tableau 2.1.

Propriété	316L	22MnB5
ρ (kg m ⁻³)	6774 [9]	6889 [10]
σ (N m ⁻¹)	1.77 [11]	1.76 [11]
μ (Pa.s)	6.36×10^{-3} [12]	

TABLE 2.3 – Masse volumique, tension superficielle et viscosité dynamique à 1925 K pour les deux aciers utilisés.

Les valeurs de tension de surface sont assez rares dans la bibliographie. Elles sont fortement dépendantes de la présence d'éléments en très faibles quantités comme le soufre. Les valeurs

utilisés ici proviennent de tendances générales [11] observées pour les aciers austénitiques et ferritiques en fonction de leur teneur en soufre. L'acier 22MnB5 étant moins couramment utilisé, sa viscosité dynamique n'a pas pu être déterminée.

2.2 Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental est principalement composé d'un poste de soudage, d'un support de tôle mobile, de deux caméras pour l'observation macroscopique et d'une caméra rapide pour l'observation microscopique (cf. Fig. 2.1). Les caméras macroscopiques servent à mesurer la taille

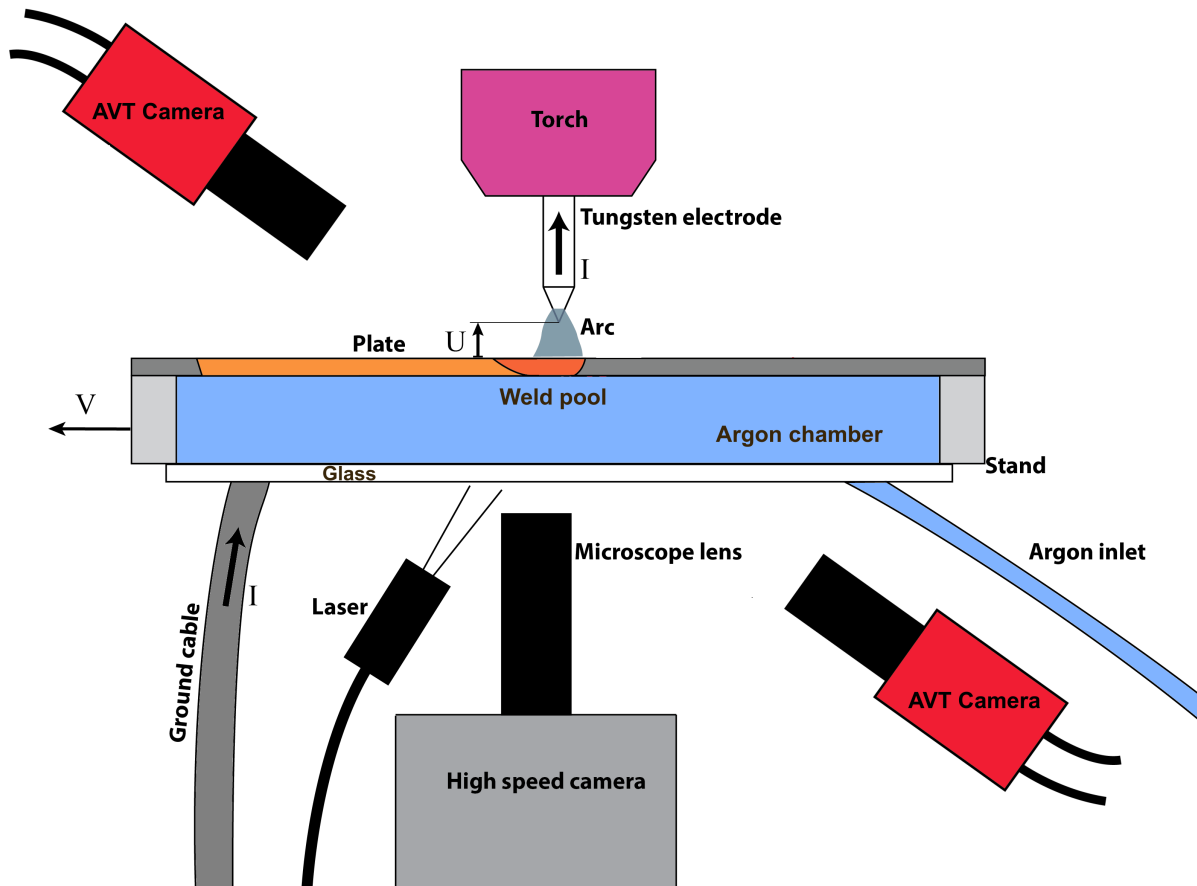


FIGURE 2.1 – Schéma du dispositif expérimental utilisé.

et la forme du bain ainsi qu'à observer les écoulements visibles en surface du bain en suivant les trajectoires de particules flottant à la surface. La caméra microscopique se concentre sur la zone de solidification à l'arrière du bain en face envers. Le but est de pouvoir observer la solidification avec précision et d'observer à cette échelle de possibles écoulements comme par exemple des mouvements de liquide entre les dendrites.

2.2.1 Poste de soudage

Les lignes de fusion en pleine épaisseur sont réalisées avec un poste de soudage TIG. Une électrode de tungstène additionnée de 2% de lanthane est utilisée. Celle-ci possède un diamètre de 2.4 mm et est affûtée avec un angle de 30°. Initialement en contact avec la tôle, l'électrode est relevée par un axe motorisé afin d'initier l'arc par contact-retrait ou *lift-arc*. Par cette méthode on évite d'endommager ou de parasiter les équipements électroniques nécessaires à l'instrumentation

et au pilotage du dispositif. Au cours de la réalisation de la ligne de fusion, la distance électrode-tôle est de 3 mm. Une buse de diamètre 28.6 mm équipée d'un diffuseur est utilisée pour assurer un flux gazeux stabilisé et une protection endroit efficace (figure 2.2). Le gaz de protection est de l'argon à un débit de 15 L/min.



FIGURE 2.2 – Torche de soudage.

2.2.2 Support de tôle

Une tôle de 1.5 mm d'épaisseur et mesurant 150x70 mm est bridée sur un support de tôle monté sur deux glissières (cf. Fig. 2.3). Deux moto-réducteurs commandés par une carte Arduino Uno se chargent d'entraîner en translation le support par le biais de courroies. Le support possède une lumière en dessous de la tôle pour permettre l'observation par les différentes caméras sur la face envers. La présence d'une vitre en plexiglass permet de créer une chambre isolée de l'air extérieur et de la remplir d'argon pendant le soudage par une entrée sur le côté du support. Cet inertage en face envers permet de protéger le bain de fusion débouchant, et de limiter la formation d'oxydes en surface, permettant ainsi la visualisation de la zone de solidification et des mouvements liquides en surface du bain.

2.2.3 Zones d'observation

En fonction des observables étudiés, différentes zones des faces supérieure et inférieure du bain liquide sont filmées en cours de réalisation de l'opération de soudage, à l'échelle macroscopique et à l'échelle microscopique (figure 2.4).

Observation macroscopique

Deux caméras (Mako, Allied Vision Technologies) permettent l'observation sur le dessus et le dessous du bain de fusion. Elles sont équipées d'objectifs de focales 50 mm et sont montées sur des bras articulés. Leurs résolutions de 640x480 au dessus et 800x600 en dessous permettent d'obtenir des tailles de pixels de l'ordre de 20 microns.

Le rayonnement de l'arc oblige à utiliser des filtres pour éviter de saturer en lumière les images. Un filtre passes-bande de 950 nm est utilisé pour l'observation du dessus de la tôle (face

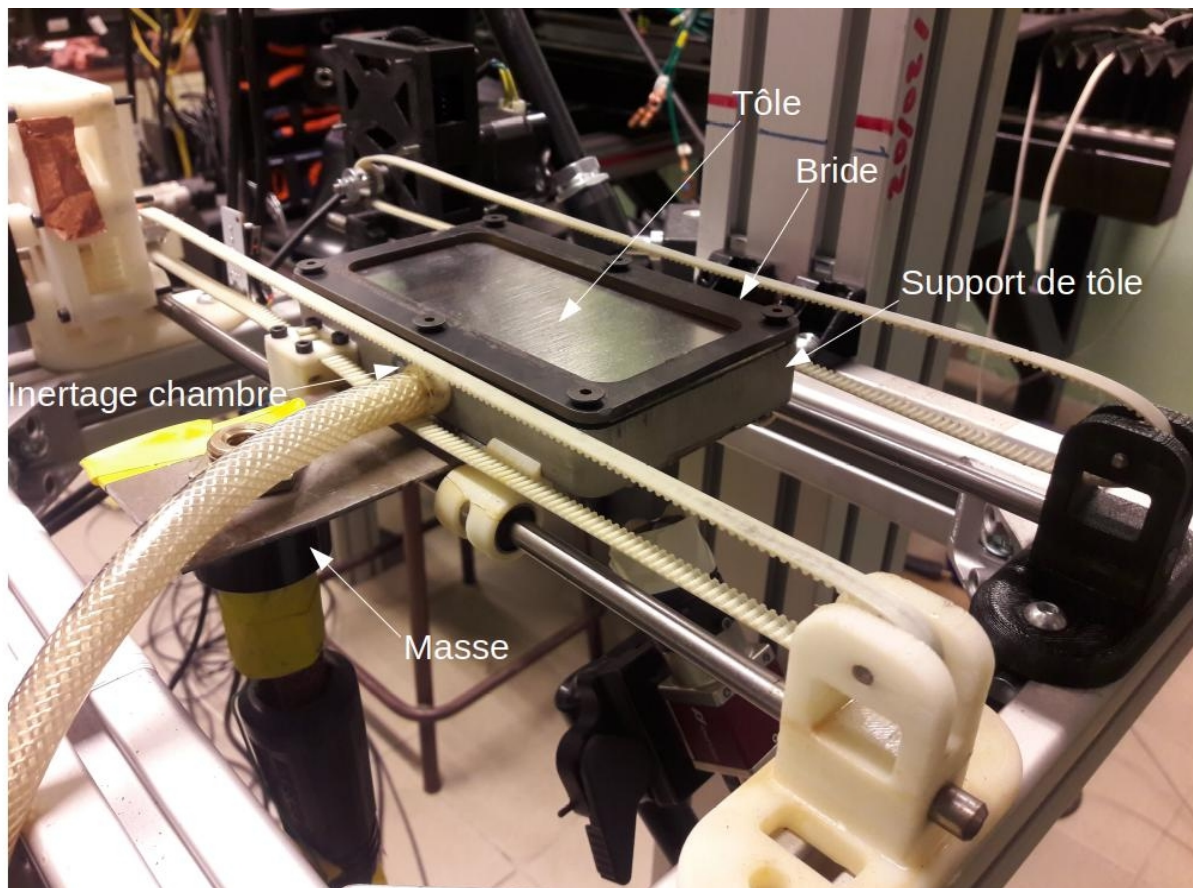


FIGURE 2.3 – Support de tôle utilisé.

endroit). Il permet d'obtenir un bon compromis entre la nécessité de couper au maximum le rayonnement de l'arc et de laisser passer assez de rayonnement pour que le capteur de la caméra puisse détecter le bain.

En dessous du bain (face envers), le rayonnement de l'arc n'est plus visible et l'éclairage de la scène est assuré par le rayonnement du métal ainsi que par une diode laser de 15 W (longueur d'onde 808 nm) qui permet de mieux distinguer la partie liquide de la partie solide. Pour le 22MnB5, le rayonnement du métal liquide sature le capteur de la caméra. Un filtre passe-bande étroite de 808 nm est alors utilisé pour filtrer une partie du rayonnement du métal tout en récupérant le rayonnement du laser.

Observation microscopique

Pour observer plus finement le front de solidification il est nécessaire d'utiliser un objectif de microscope à fort grossissement. En effet, les dendrites observées sont de l'ordre du mm en longueur et de la dizaine de micromètres en largeur. Avec la caméra rapide Phantom IR300 et sa résolution de 800x600, on obtient alors une taille de pixel de l'ordre de 4 microns.

Les mesures du champ de déplacement se font grâce aux particules (généralement des oxydes) flottant à la surface du liquide. Leurs vitesses peuvent être très variables; Zhao et al. [6] ont mesuré des vitesses pouvant aller jusqu'à 400 mm/s en soudage TIG sur 316L. Dans le cas où l'on se place à la fréquence maximale d'acquisition de la caméra de 6000 images/s, une particule parcourt alors à peu près 15 pixels/s, ce qui autorise les logiciels de traitement d'images à pouvoir suivre la particule et retracer sa trajectoire.

Néanmoins, au vu du faible temps d'exposition autorisé par la haute fréquence d'acquisition

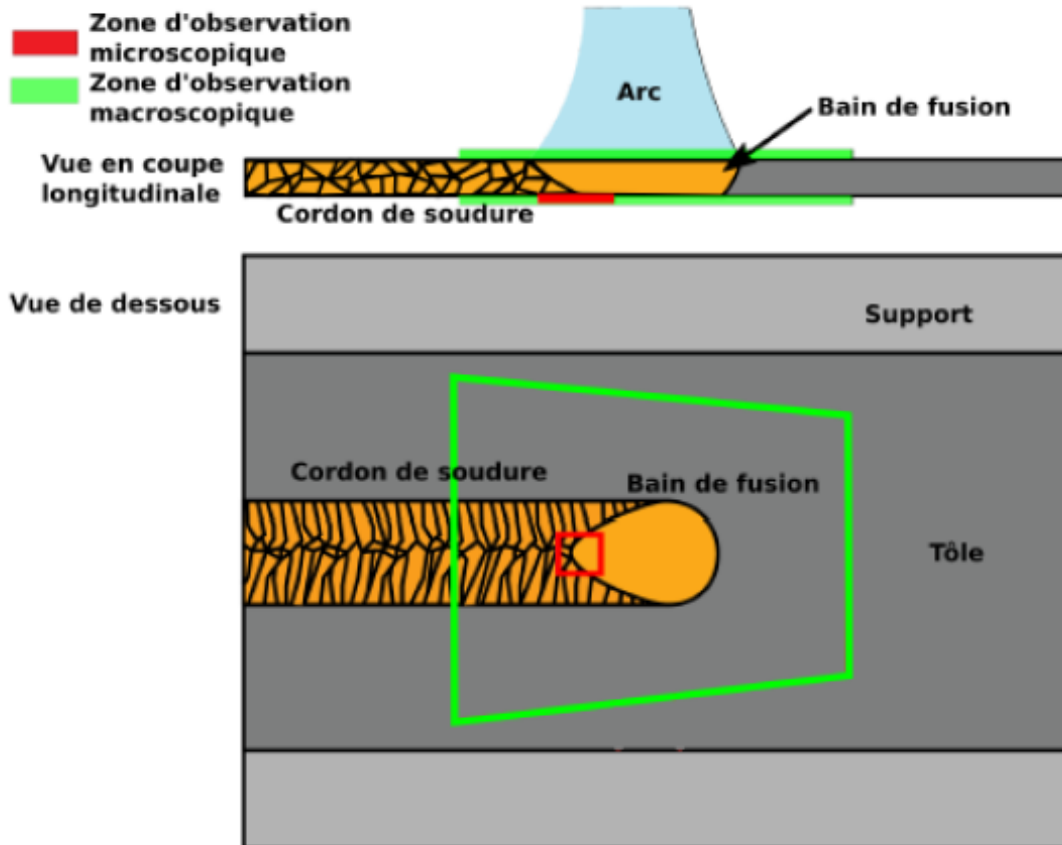


FIGURE 2.4 – Les zones d'intérêt pour l'observation, à l'échelle macroscopique et microscopique, en face supérieure (endroit) et inférieure (envers).

et de l'utilisation d'un objectif de microscope, très peu de lumière arrive jusqu'au capteur de la caméra. Il est alors nécessaire de rajouter un éclairage externe. Une diode laser de longueur d'onde 808 nm est utilisée et un filtre à passe-bande étroite adapté est monté sur la caméra rapide.

2.2.4 Mesure des paramètres procédé

Pour connaître l'énergie exacte délivrée par le poste à souder, la tension et l'intensité électrique sont mesurées au cours de l'opération de soudage. La tension est mesurée entre la torche de soudage (au niveau de l'électrode) et la masse fixée sur le support de tôle. Un LEM permet de mesurer l'intensité qui passe à travers le câble d'alimentation de la torche de soudage. Ces deux signaux sont transmis à une carte d'acquisition Labjack T7. La vitesse de soudage est connue car directement pilotée par le dispositif de translation de la tôle.

2.2.5 Synchronisation

Toutes les données exceptées les images de la caméra rapide sont transmises à un ordinateur central. Celui-ci est également relié à une carte Labjack T7 qui sert à recueillir les données des capteurs de tension et intensité et qui synchronise les différentes caméras entre elles. Une fois que l'ordinateur central lui en a donné l'ordre, une carte Arduino Uno également reliée à l'ordinateur central se charge de commander le support de tôle, l'automate et le poste à souder.

Les images de la caméra rapide sont envoyées sur un second ordinateur fonctionnant sous Windows. La caméra enregistre en continu en écrasant sa mémoire au fur et à mesure (les images les plus récentes remplaçant les anciennes). C'est l'opérateur qui choisit quand arrêter le film en regardant en direct les images fournies par la caméra.

2.3 Paramètres de soudage

Deux paramètres importants sont à fixer : l'intensité I délivrée par le poste à souder et la vitesse de translation de la table v_s . Ces deux paramètres influencent directement l'énergie transmise au bain et font varier sa taille. Pour traduire cela, on utilise l'énergie linéique E_l (en J/mm) :

$$E_l = \frac{UI}{v_s} \quad (2.1)$$

avec U la tension de soudage qui est pilotée par le poste à souder et qui dépend de la hauteur de l'arc et des gaz d'inertage utilisés. Plus l'énergie linéique est élevée, plus la taille du bain est importante.

La taille du bain est primordiale pour le bon déroulement de l'expérience. S'il est trop grand, sous l'effet de la gravité, le bain peut s'effondrer. S'il est trop petit, il peut ne pas traverser l'épaisseur de la tôle et l'observation sur la face envers est alors impossible. Il faut donc trouver un compromis entre la nécessité d'obtenir un bain traversant et le fait qu'il ne doit pas s'effondrer sous l'effet de la gravité.

La prise en compte du nombre de Bond B_o est un élément utile pour caractériser la tenue sous son propre poids du bain liquide traversant. Le nombre de Bond caractérise les effets relatifs des forces de gravité et de tension de surface :

$$B_o = \frac{\Delta\rho g l^2}{\sigma} \quad (2.2)$$

avec $\Delta\rho$ la différence de masse volumique entre les deux fluides (à savoir ici le métal liquide et le gaz environnant), g l'accélération de la pesanteur, l une longueur caractéristique (ici la largeur de bain) et σ la tension superficielle du métal liquide. Un nombre de Bond proche de 1 traduit des effets équilibrés entre les forces de gravité et de tension de surface. Pour des nombres de Bond supérieurs, les effets de gravité ont tendance à l'emporter et la tension superficielle n'est pas suffisante pour maintenir le bain liquide dans le champ de pesanteur ; celui-ci peut s'effondrer sous son poids propre. Il est alors possible de calculer une taille limite l_{lim} de bain pour laquelle $B_o = 1$. Celle-ci est égale à 10.3 mm pour le 316L et 10.2 mm pour l'acier 22MnB5. Les faibles différences de tension superficielle et de masse volumique entre les deux aciers expliquent ces valeurs de B_o sensiblement égales.

Des essais préliminaires ont été effectués à différentes vitesses et intensités de soudage. A l'issue de ces essais, des intensités de 80 A pour le 316L et de 100 A pour le 22MnB5 ont été choisies car cela permet d'obtenir des tailles de bains similaires pour une même vitesse de soudage. Les vitesses minimum (2.3 mm/s) et maximum (4.3 mm/s) choisies sont celles qui permettent d'obtenir un bain assez grand pour être observé pour la plus grande vitesse et qui ne s'effondre pas pour la plus petite. Une taille de bain intermédiaire est également étudiée avec une vitesse $v_s = 3.3$ mm/s. Juste après l'initiation de l'arc, un délai de maintien en position de 0.4 s est programmé avant la mise en mouvement de la tôle afin de s'assurer de la stabilisation de l'arc avant la réalisation de la ligne de fusion.

2.4 Traitement des images

2.4.1 Détection de contours

La présence de la torche au dessus et de la caméra rapide en dessous de la tôle ne permet pas de placer les caméras perpendiculairement au bain. Il est donc nécessaire d'utiliser une mire qui permet de redresser l'image tout en obtenant son échelle. Un exemple de redressement d'image à l'aide d'un script Python utilisant la bibliothèque erCv [13] est visible sur la figure 2.5.

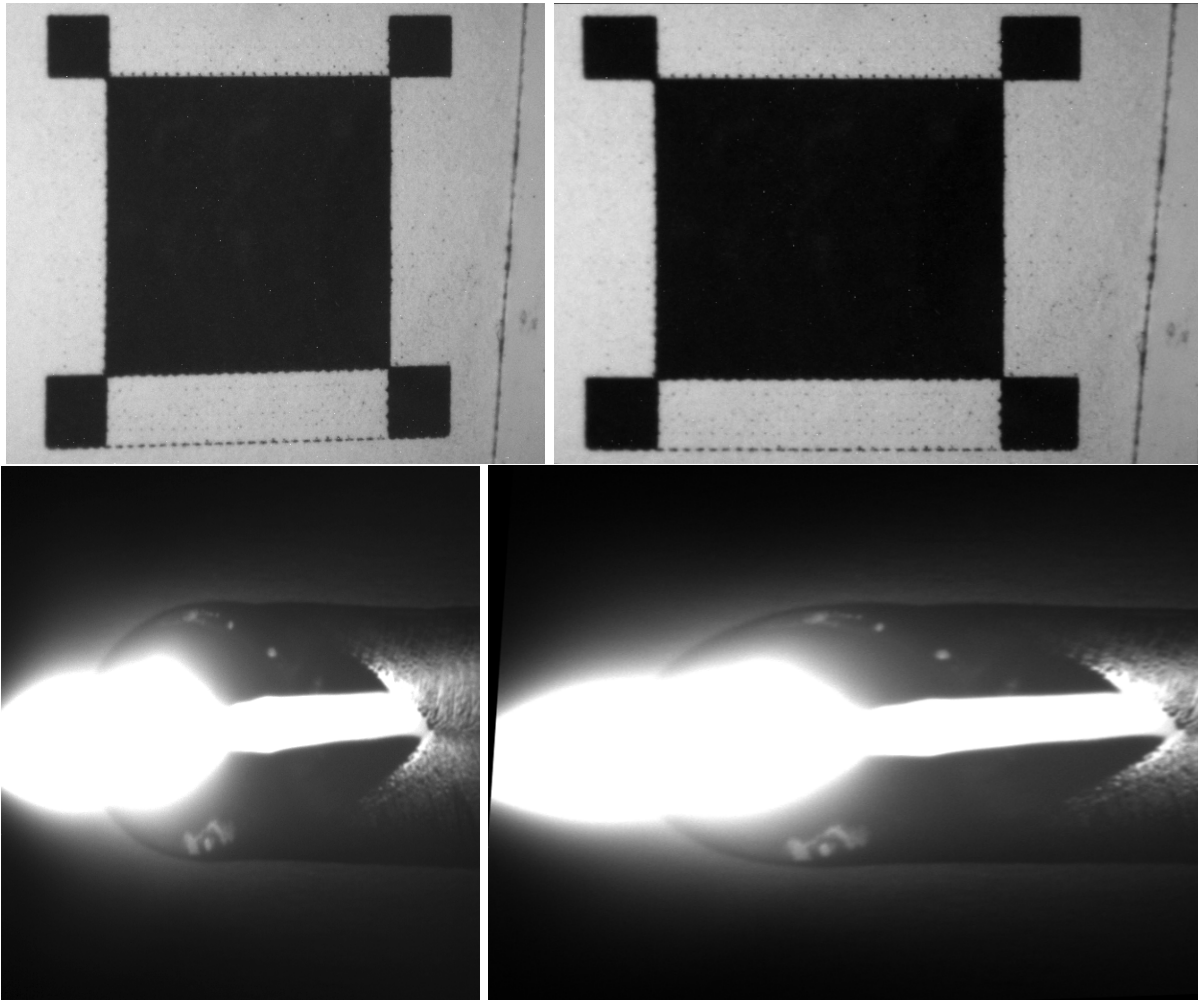


FIGURE 2.5 – Images de la mire (haut) et d'un bain de fusion (bas), avant (gauche) et après redressement (droite).

Vue d'ensemble du dessus du bain

Sur la vue du dessus, l'arc est encore visible et cache la partie avant du bain (cf. Fig 2.6). Le bain apparaît avec des nuances plus claires que la partie solide environnante. Le reflet de l'électrode est également visible sur le bain et se confond avec le métal en solidification à l'arrière du bain. Au vu du manque de contraste entre la zone solide et la zone liquide et à cause de la présence de l'arc, l'identification du contour est faite manuellement.

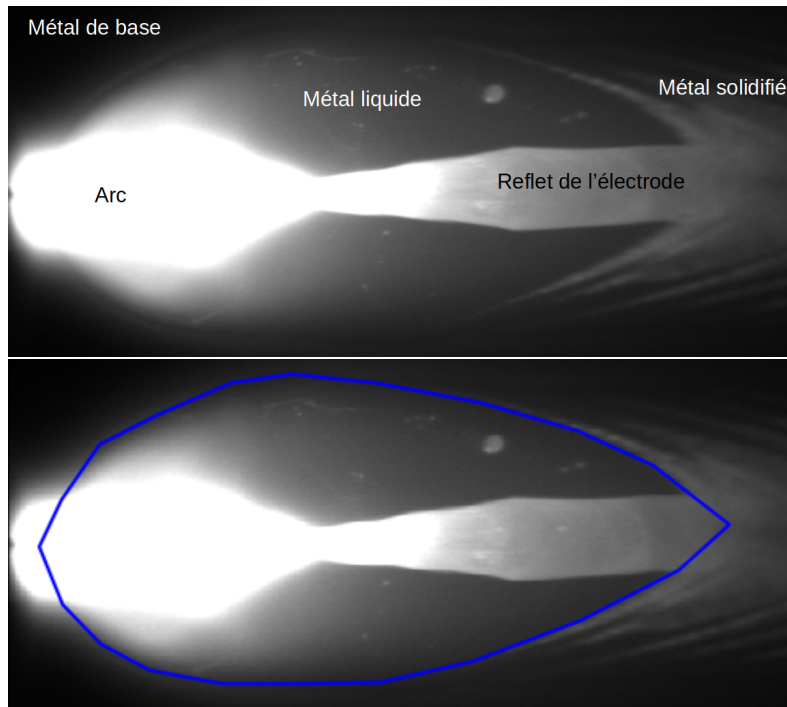


FIGURE 2.6 – Vue du dessus d’un bain de 316L (en haut) avec traçage manuel du contour (en bas).

Vue d’ensemble du dessous du bain

Sur la vue du dessous, tout le bain est visible (cf. Fig. 2.7a). La partie liquide apparaît plus sombre que le reste du métal solide sur lequel est visible sa texture grâce à l’éclairage laser rasant la surface du métal. À l’aplomb de l’arc, le liquide plus chaud apparaît en blanc et on peut parfois observer des bulles ou particules flotter à la surface. Des reflets ou poussières présentes sur la vitre de la chambre d’inertage ou sur l’objectif de la caméra sont également parfois visibles. La distinction nette entre zone liquide et solide permet de détecter numériquement sur l’ensemble des images du film le contour du bain de fusion. Pour cela, différents filtres inclus dans la bibliothèque erCv [13] sont utilisés avec tout d’abord un filtre de *Template matching* qui est utilisé pour augmenter le contraste entre les niveaux de gris qui nous intéressent (cf. Fig. 2.7b). On applique ensuite un filtre Canny de détection de contours qui permet de tracer les limites existant entre des pixels en se basant sur leur gradient d’intensité lumineuse (cf. Fig. 2.7c). Enfin, un algorithme capable de détecter les *Alpha shapes* est utilisé pour déterminer les contours possibles que l’on filtrera si besoin en fonction de leur aires pour éliminer ceux qui ne correspondent pas aux bords du bain de fusion.

2.4.2 Vue de la zone de solidification

Sur les images fournies par la caméra rapide de la zone de solidification arrière de la face inférieure, on peut distinguer le métal liquide coloré uniformément en gris ainsi que des dendrites en formation dont la texture est révélée par une succession de point lumineux (cf. Fig. 2.8a). On remarque également que les coins de l’image sont plus sombres que la partie centrale. Pour éviter que cela vienne perturber l’identification des contours, une homogénéisation de l’intensité lumineuse est effectuée sur l’ensemble de l’image (cf. Fig. 2.8b). Pour cela, à chaque pixel est retranché la moyenne locale d’intensité lumineuse autour de celui-ci, ce qui permet de garder les variations locales d’intensité mais de supprimer la variation globale. La valeur d’intensité

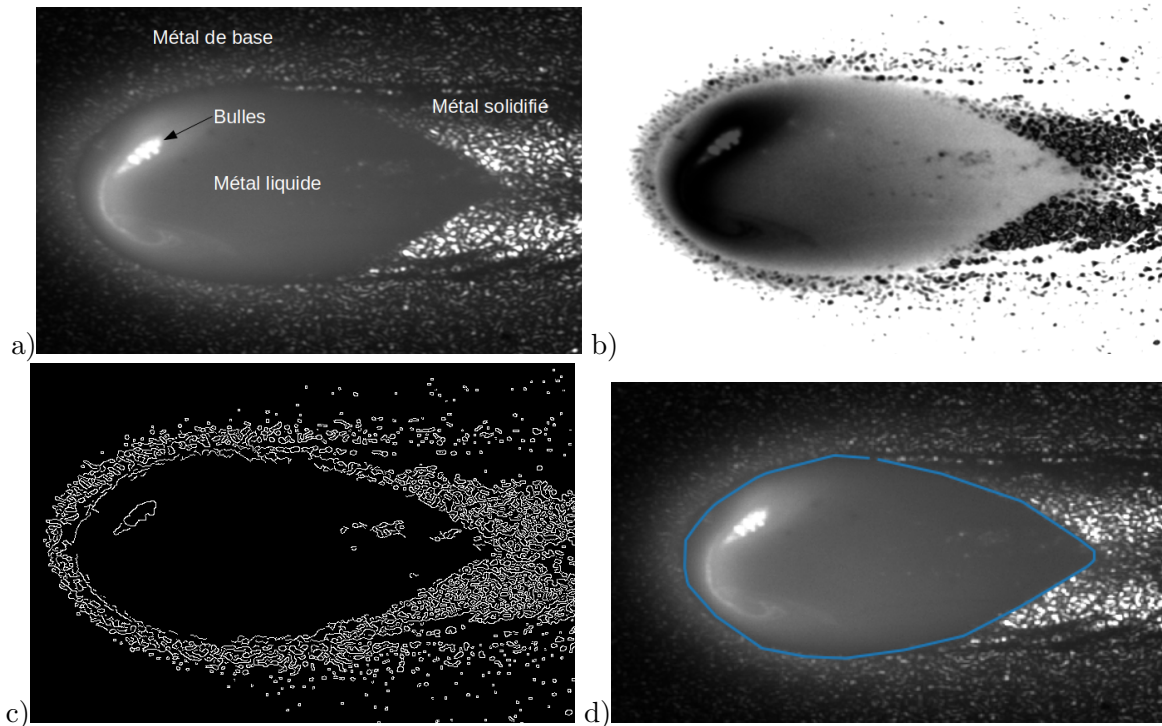


FIGURE 2.7 – Vue du dessous d’un bain de 316L (a) avec passage d’un filtre de *Template matching* (b) puis de détection de contour (filtre Canny) (c) et enfin résultat final de l’algorithme de détection d’*Alpha shapes* (d).

lumineuse ainsi que le contraste sont ensuite modifiés pour pouvoir faire ressortir les dendrites (cf. Fig. 2.8c). Puis un filtre Canny de détection de contour est appliqué suivi de l’algorithme de détection des *Alpha Shapes* évoqué précédemment pour donner le contour final (cf. Fig. 2.8d et e). Pour obtenir un front de solidification plus régulier une moyenne est faite sur l’ensemble du film (à peu près 10 s) (cf. Fig. 2.8f).

2.5 Détection des écoulements

Écoulements macroscopiques

Des écoulements sont visibles sur les vues d’ensemble du dessus et du dessous du bain, mais sur le dessus les écoulements ne sont pas exploitables à cause de la présence de l’arc. Sur les images de la face envers, le bain est tout d’abord isolé grâce aux contours précédemment détectés. Un filtre de *Template matching* est ensuite appliqué avant d’utiliser un procédé de PIV (*Particle Image Velocimetry*) à l’aide de la bibliothèque Trackpy [14]. Celle-ci permet de détecter tout d’abord les particules en se basant sur leur intensité lumineuse et sur leur diamètre supposé. La particule est ensuite recherchée par l’algorithme sur l’image suivante pour essayer de reconstruire sa trajectoire. Ici, le plus souvent ce sont une ou des bulles flottant à la surface du bain qui servent de traceur pour mesurer la vitesse des écoulements (cf. Fig. 2.9).

Écoulements microscopiques

Un traitement d’image plus important est nécessaire car très peu de particules sont visibles initialement sur les images fournies par la caméra rapide. Une homogénéisation de l’intensité lumineuse est tout d’abord effectuée (cf. Fig. 2.10b) puis le bain est isolé grâce au contour

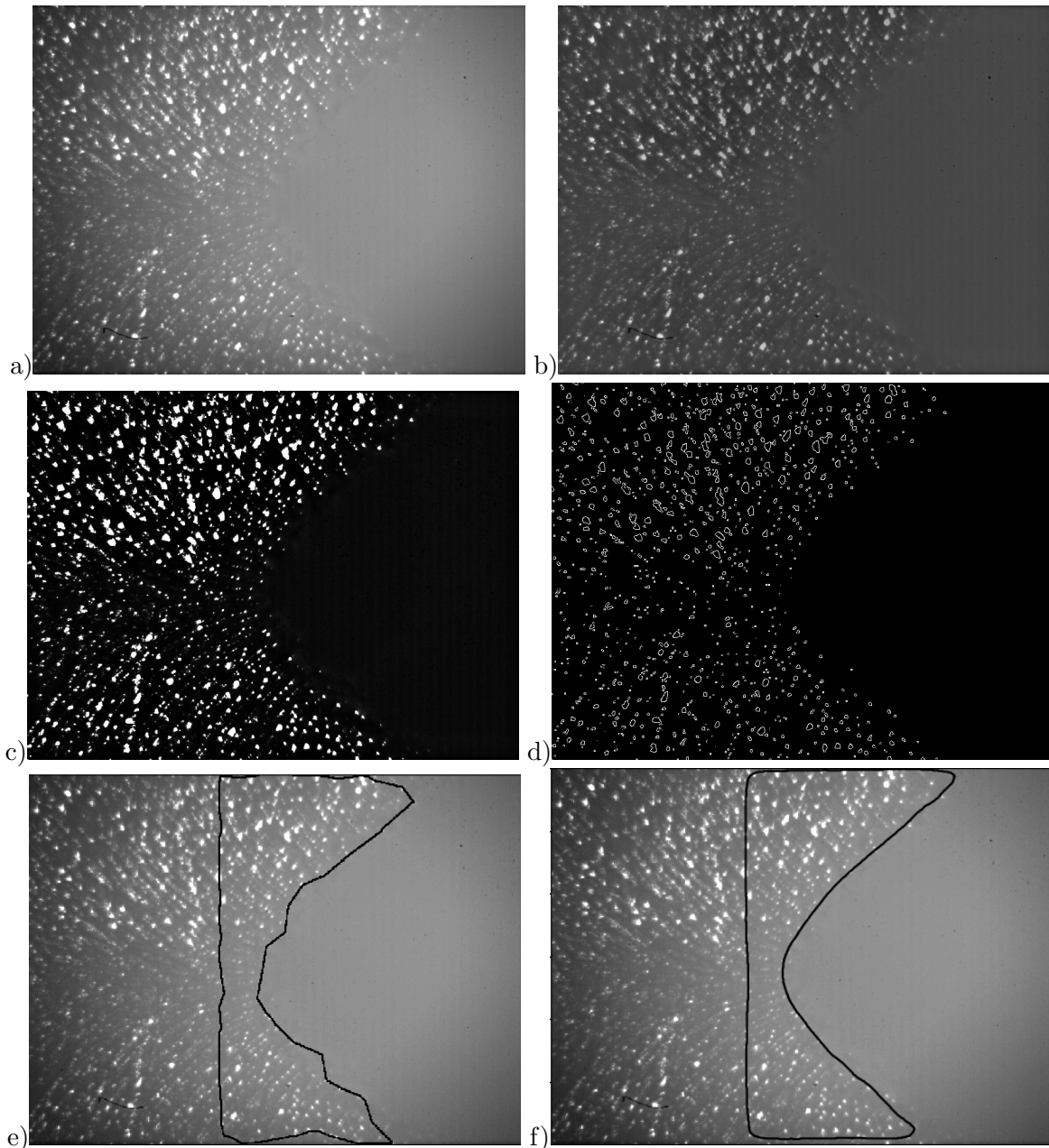


FIGURE 2.8 – Vue de la zone de solidification envers d’un bain de 316L (a) avec homogénéisation de l’intensité lumineuse (b), modification du contraste (c), filtre Canny (d), contour détecté d’*Alpha shapes* (e) et enfin contour moyen sur plusieurs milliers d’images (f).

précédemment détecté (cf. Fig. 2.10c). Pour éviter que des pointes de dendrites ne soient confondues avec des particules, le masque est décalé dans la direction du bain. Le contraste de l’image est ensuite modifié et une réduction du bruit est ensuite effectuée en utilisant un algorithme spécifique [15] (cf. Fig. 2.10d et e). Le même algorithme de détection de particules [14] est ensuite utilisé pour détecter les particules (cf. Fig. 2.10f) et mesurer leur trajectoire.

Représentativité des mesures

La taille des particules qui servent à visualiser les écoulements liquides à la surface du bain de fusion peuvent être à l’origine d’erreurs. Plus les particules sont de tailles importantes, plus le risque de glissement en surface est élevé, ce qui ne permet pas de restituer fidèlement la réalité

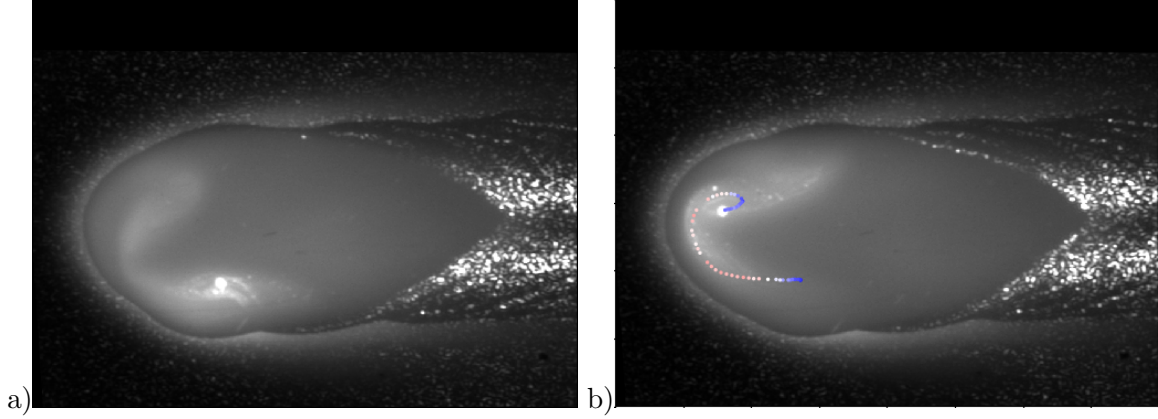


FIGURE 2.9 – Exemple de bulle flottant à la surface d’un bain de 316L (a) et résultat de l’algorithme de détection des particules avec la trajectoire colorée en fonction de sa vitesse la plus grande (rouge) à la plus faible (bleu) (b).

de l’écoulement. Le nombre de Stokes Stk est un critère important pour évaluer la précision de la méthode PTV :

$$Stk = \frac{\rho d^2 u}{18 \mu L} \quad (2.3)$$

avec d le diamètre des particules, u la vitesse des particules, L une distance caractéristique de l’écoulement liquide (dans notre cas le rayon minimum du bain liquide), μ la viscosité dynamique du métal liquide et ρ la masse volumique des particules. Ce nombre adimensionnel caractérise la capacité des particules utilisées comme traceurs à adapter leur vitesse aux variations de vitesses des écoulements liquides. Il est généralement admis que pour des valeurs $Stk \ll 1$, le glissement n’est pas significatif. Néanmoins, il ne peut-être utilisé en l’état que dans le cas d’un écoulement de Stokes, c’est à dire avec un nombre de Reynolds $Re \ll 1$:

$$Re = \frac{\rho u L}{\mu} \quad (2.4)$$

Si ce n’est pas le cas, un coefficient correcteur $\psi(Re)$ peut être appliqué [16] :

$$Stk_{eff} = \psi(Re) Stk \quad (2.5)$$

Pour $Re < 1000$, Wessel *et al.* [17] ont montré :

$$\psi(Re) = \frac{3(\sqrt{c} Re^{1/3} - \tan^{-1}(\sqrt{c} Re^{1/3}))}{c^{3/2} Re} \quad (2.6)$$

avec $c = 0.158$ une constante.

2.6 Macrographie des bains de fusion

Des coupes macrographiques sont également réalisées dans la zone de cordon correspondant à un régime établi. Pour distinguer les contours du bain de fusion de 316L, une attaque au Marble (acide chlorhydrique + sulfate de cuivre) pendant 2 min est effectuée. Pour le 22MnB5, une solution de Nital (acide nitrique + ethanol) à 4% est appliquée pendant 2 min.

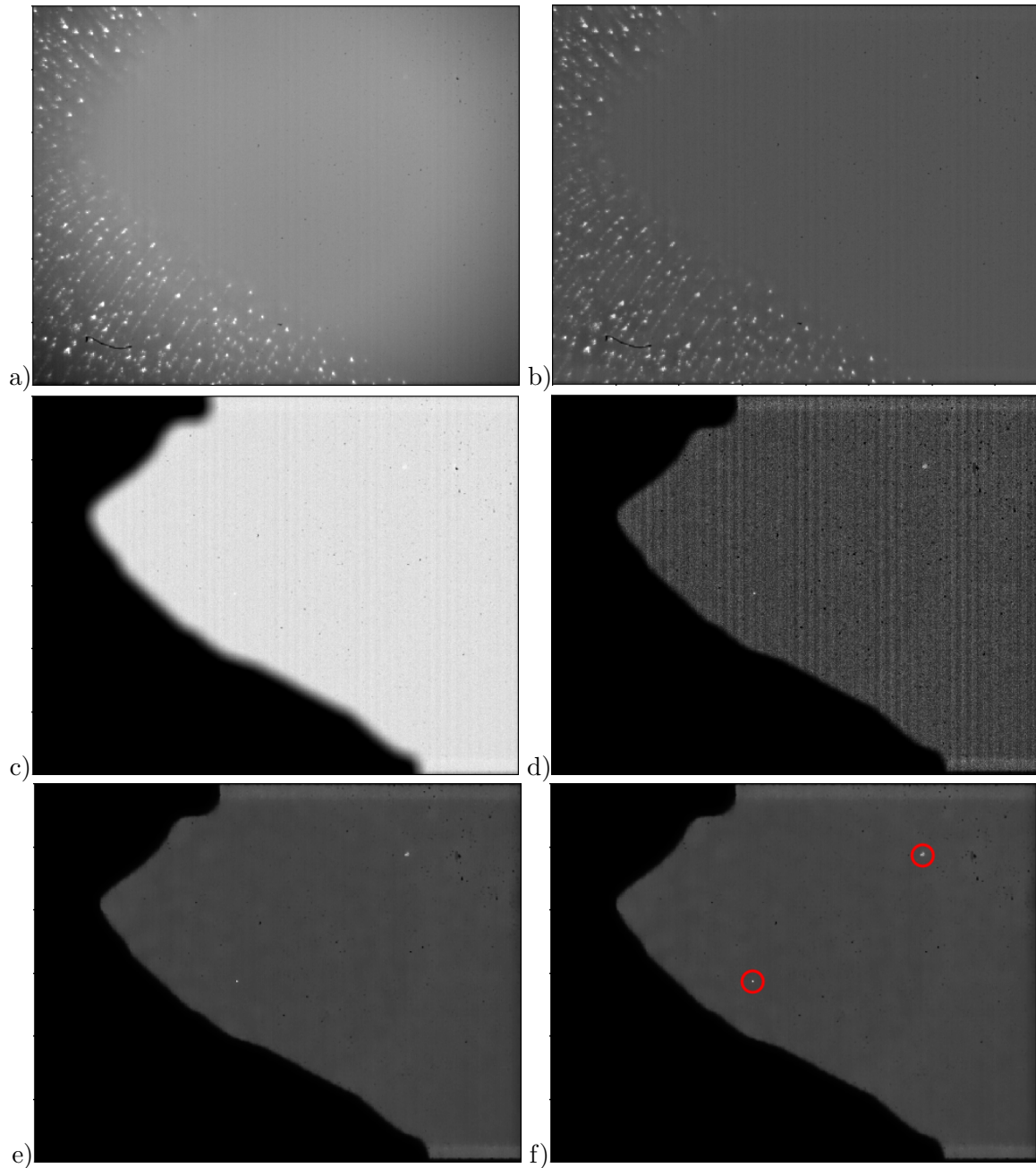


FIGURE 2.10 – Exemple d'image d'une zone de solidification de 316L (a), homogénéisation de l'intensité lumineuse (b), application du masque basé sur le contour (c), modification du contraste (d), réduction du bruit (e) et détection des particules (f).

Chapitre 3

Résultats sur acier inoxydable 316L

Les paramètres de vitesses choisis pour l'étude de l'acier 316L ainsi que l'intensité et la tension moyenne mesurées sont résumés dans le tableau 3.1. L'énergie linéique de soudage E_l est également reportée.

TABLE 3.1 – Synthèse des paramètres procédés utilisés pour les essais sur acier inoxydable 316L.

v_s (mm/s)	I (A)	U (V)	E_l (J/mm)
2.3	81.7	8.58	305
3.3	81.3	8.76	216
4.3	81.5	8.67	164

3.1 Morphologie du bain et données géométriques

Un exemple de vue de coupe de 316L est visible sur la figure 3.1. Ces images permettent de

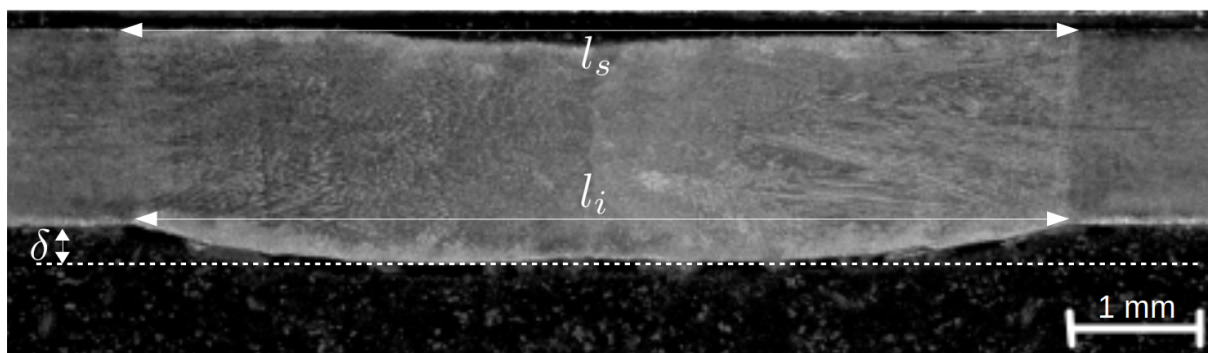


FIGURE 3.1 – Vue de coupe d'un bain de 316L pour une vitesse de soudage de 2.3 mm/s.

mesurer la largeur du bain sur la face supérieure (l_s) et inférieure (l_i) de la tôle et de mesurer la déflexion maximale du bain (δ). Ces données géométriques sont résumées dans le tableau 3.2.

Avec les paramètres choisis, plus la vitesse de soudage augmente, plus la largeur du bain diminue et le bain pénètre moins bien la tôle. Ceci est directement lié à la diminution de l'énergie linéique avec l'augmentation de la vitesse. On peut voir également que la déflexion du bain augmente avec la taille de ce dernier sous l'effet de la gravité. Cette déflexion est probablement plus importante à l'état liquide avant que la solidification entraîne un retrait du bain en son centre comme on peut le voir sur les vues de coupe.

TABLE 3.2 – Largeurs et déflexions maximales du bain pour les essais sur acier inoxydable 316L mesurées sur les coupes macrographiques.

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	δ (mm)	l_s/l_i
2.3	7.63	7.44	0.32	1.03
3.3	5.77	5.09	0.19	1.13
4.3	4.08	2.70	0.04	1.51

Les images d'ensemble du bain obtenues à l'aide des caméras nous permettent également d'obtenir des données sur la morphologie du bain. La figure 3.2 montre l'évolution de la surface de bain de fusion en face envers A_i pour chacune des vitesses d'avance (plusieurs essais sont réalisés pour chacune des vitesses). On peut constater que les essais sont assez répétables et

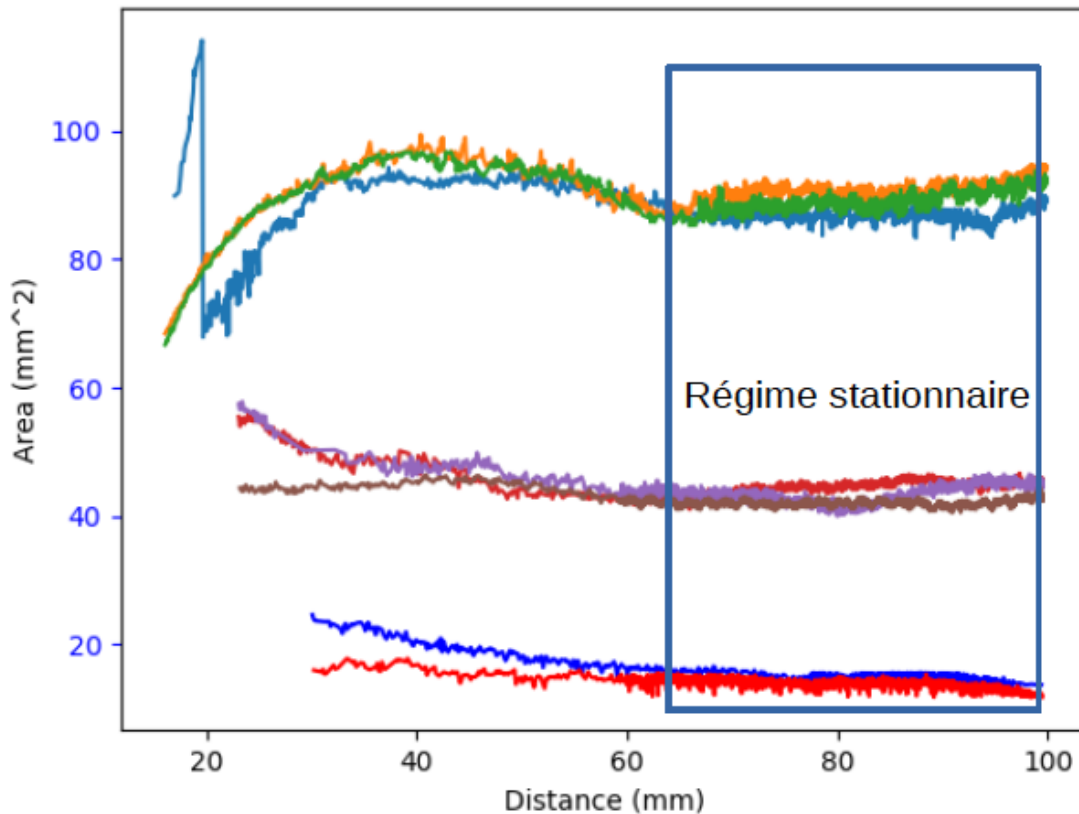


FIGURE 3.2 – Évolution de l'aire du bain (en face envers) obtenue par les images d'ensemble du bain au cours de la réalisation de la ligne de fusion.

que la taille du bain de fusion diminue clairement avec l'augmentation de la vitesse d'avance, en relation avec la diminution de l'énergie linéique. Pour chacun de ces essais, environ à mi-longueur de la ligne de fusion (longueur de cordon supérieure à 60 mm), la surface de la zone liquide évolue très peu, ce qui correspond à une zone de régime établi. C'est dans cette zone que les mesures de grandeurs sont effectuées par la suite.

Les aires des bains de fusion sur la face supérieure A_s sont également mesurées bien que la mesure soit moins précise à cause de la présence de l'arc (cf. Partie 2.4.1). Les dimensions moyennes obtenues en fonction des vitesses de soudage sont présentées dans le tableau 3.3.

TABLE 3.3 – Aires du bain de fusion (surface liquide) pour l’acier 316L en fonction de la vitesse de soudage.

v_s (mm/s)	A_s (mm ²)	A_i (mm ²)	A_s/A_i
2.3	100	89.3	1.12
3.3	50.6	41.8	1.21
4.3	27.5	14.6	1.88

Une diminution de la taille du bain de fusion est observée avec l’augmentation de la vitesse de soudage comme le montrent les données géométriques et la figure 3.3. Les paramètres procédés tension et intensité étant constants pour l’ensemble des essais, cette diminution est directement liée à la diminution de l’énergie linéique E_l qui pilote au premier ordre la taille de la zone fondue. On peut également noter une augmentation du ratio A_s/A_i avec la diminution de l’énergie linéique. L’augmentation de la vitesse de soudage tend à diminuer le transfert de chaleur à travers l’épaisseur de la tôle, et même si le bain est traversant, la superficie de zone fondue en face envers tend à diminuer comparativement à la superficie de zone fondue en face endroit.

Les largeurs l_s et l_i respectivement sur la face supérieure et la face inférieure du bain de fusion et les longueurs (L_s et L_i) sont reportées dans le tableau 3.4. Lorsque la vitesse de soudage

TABLE 3.4 – Données géométriques (longueurs et largeurs) pour les essais sur acier inoxydable 316L.

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	L_s (mm)	L_i (mm)	L_i/l_i
2.3	7.82	7.39	18.0	16.3	2.21
3.3	5.28	5.01	13.0	11.7	2.34
4.3	4.34	2.86	9.0	7.13	2.49

augmente, la taille du bain diminue et s’allonge comme le montre l’augmentation du ratio L_i/l_i . Le bain passe alors d’une forme ovoïde pour les faibles vitesses à une forme se rapprochant plus d’une goutte d’eau (cf. Fig. 3.3).

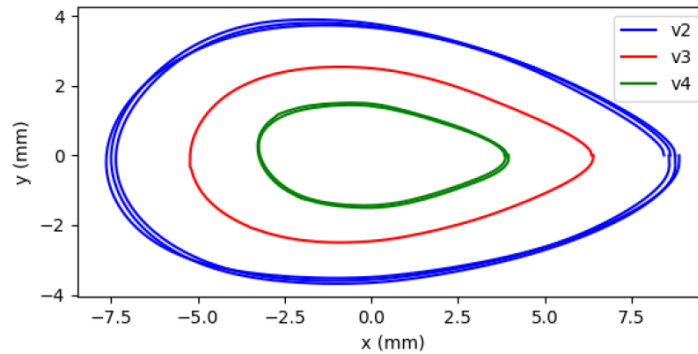


FIGURE 3.3 – Contours du bain liquide en face envers en régime établi pour les 3 vitesses d’avance pour l’acier inoxydable 316L.

3.2 Mouvements d'ensemble du bain liquide et écoulements

Les images d'ensemble du bain nous permettent d'observer la présence de bulles formant deux vortex situés plutôt sur l'arrière du bain pour la face supérieur et sur l'avant du bain pour la face inférieur (cf. Figure 3.4). La présence de l'arc sur le dessus du bain cache en partie ce vortex mais sur la face inférieur, ces bulles sont utilisées pour mesurer la vitesse des écoulements (cf. Fig. 2.9a). Pour la plus grande vitesse, le vortex est parfois unique et décalé sur un côté du

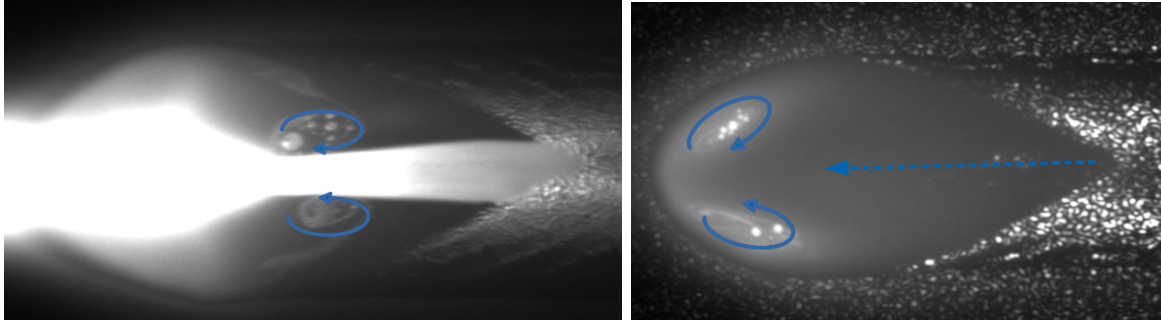


FIGURE 3.4 – Emplacement et sens de rotation des deux vortex observés sur les bains de fusion de l'acier 316L. En pointillés, la trajectoire de rares particules allant de l'arrière du bain vers son centre.

bain. Dans ce cas le bain présente une légère asymétrie (cf. Fig. 3.5). Pour la plus petite vitesse, le vortex se situe alternativement à droite et à gauche du bain, engendrant un comportement oscillatoire. On peut noter également l'existence de rares particules provenant de l'arrière du bain et se dirigeant en son centre.

Le tableau 3.2 présente les vitesses moyennes et maximales mesurées lors des différents soudages. On peut voir que la vitesse des bulles augmente avec la taille du bain. La vitesse

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Vitesse moyenne (mm/s)	39.3	13.6	5.2
Vitesse maximale (mm/s)	163.5	34.4	18.5

TABLE 3.5 – Vitesses des bulles pour les essais sur acier inoxydable 316L sur la face inférieur.

maximale est particulièrement importante pour $v_s=2.3$ mm/s et elle est atteinte au moment où la bulle passe d'un côté à l'autre du bain. Ce comportement oscillatoire s'accompagne d'un mouvement d'ensemble du bain qui se déplace avec les écoulements observés, dans la direction transversale au soudage (axe y sur la figure 3.5). Sur la figure 3.6 le déplacement du barycentre du bain (mesuré suite à la détection de contour du paragraphe précédent) est tracé en fonction de la distance de soudage. On peut voir que le déplacement du bain forme une sinusoïde dont les pics se superposent aux pics de vitesse de la bulle à la surface du bain.

Validité des traceurs : En prenant la vitesse maximale atteinte et la demie-largeur de bain comme longueur caractéristique, on obtient un nombre de Reynolds $Re = 643$. L'écoulement ne peut donc pas être considéré comme un écoulement de Stokes mais on peut tout de même calculer un nombre de Stokes effectif (cf. Partie 2.5) selon l'équation 2.5. En prenant le diamètre des bulles maximal observé de 0.58 mm et en prenant le cas le plus défavorable où leur masse volumique serait égale à celle du métal nous obtenons $Stk_{eff} = 0.14$ ce qui indique que les traceurs sont supposés suivre fidèlement les lignes de courant.

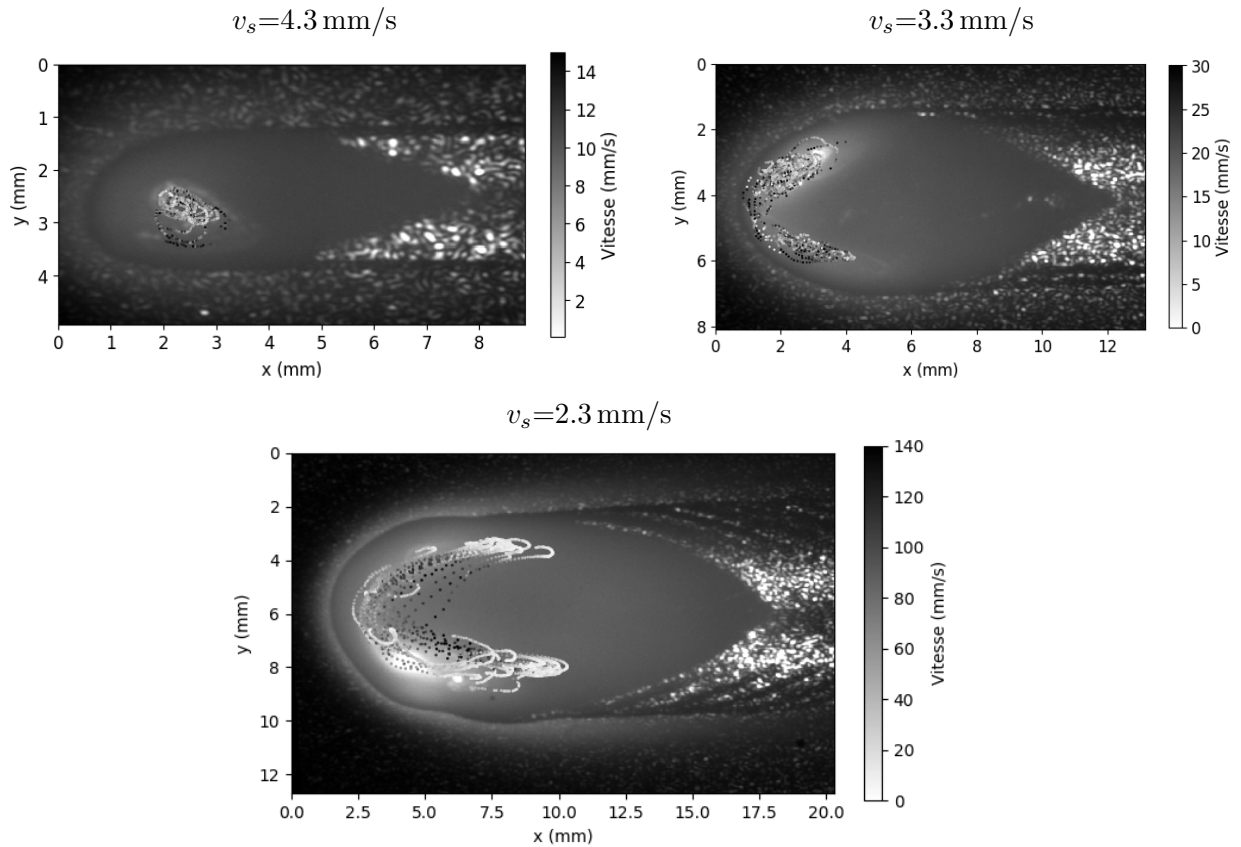


FIGURE 3.5 – Trajectoires et vitesses des bulles mesurées pour l’acier 316L sur la face inférieure.

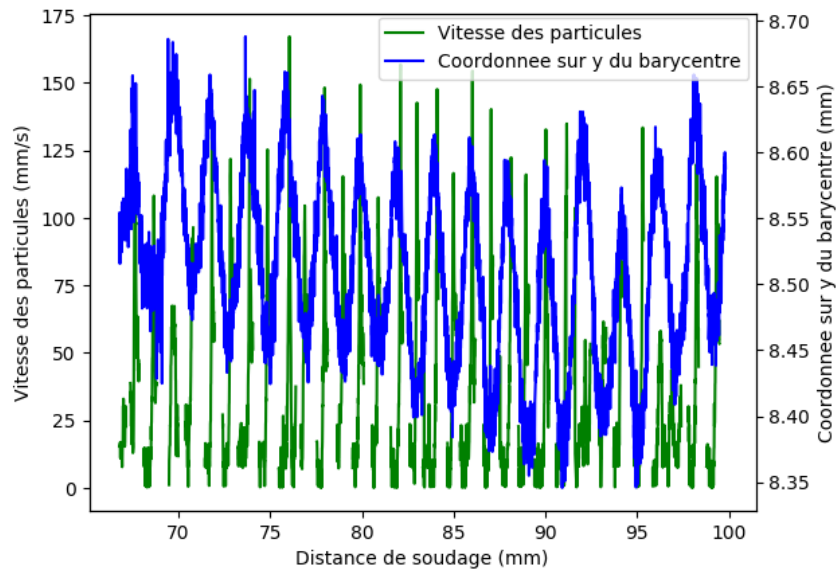


FIGURE 3.6 – Position du barycentre du bain de fusion sur la face inférieure et vitesse moyenne des particules en fonction de la distance de soudage.

3.3 Écoulements à l’arrière du bain de fusion

La présence de particules en mouvement à l’arrière du bain trahit l’existence d’un écoulement en face envers au niveau de la zone de solidification. Sur la figure 3.7 on peut voir que l’écoulement

part des dendrites, dans une direction normale au front de solidification, puis se dirige vers l'avant du bain. Puisque les pointes de dendrites seraient considérées par l'algorithme de détection

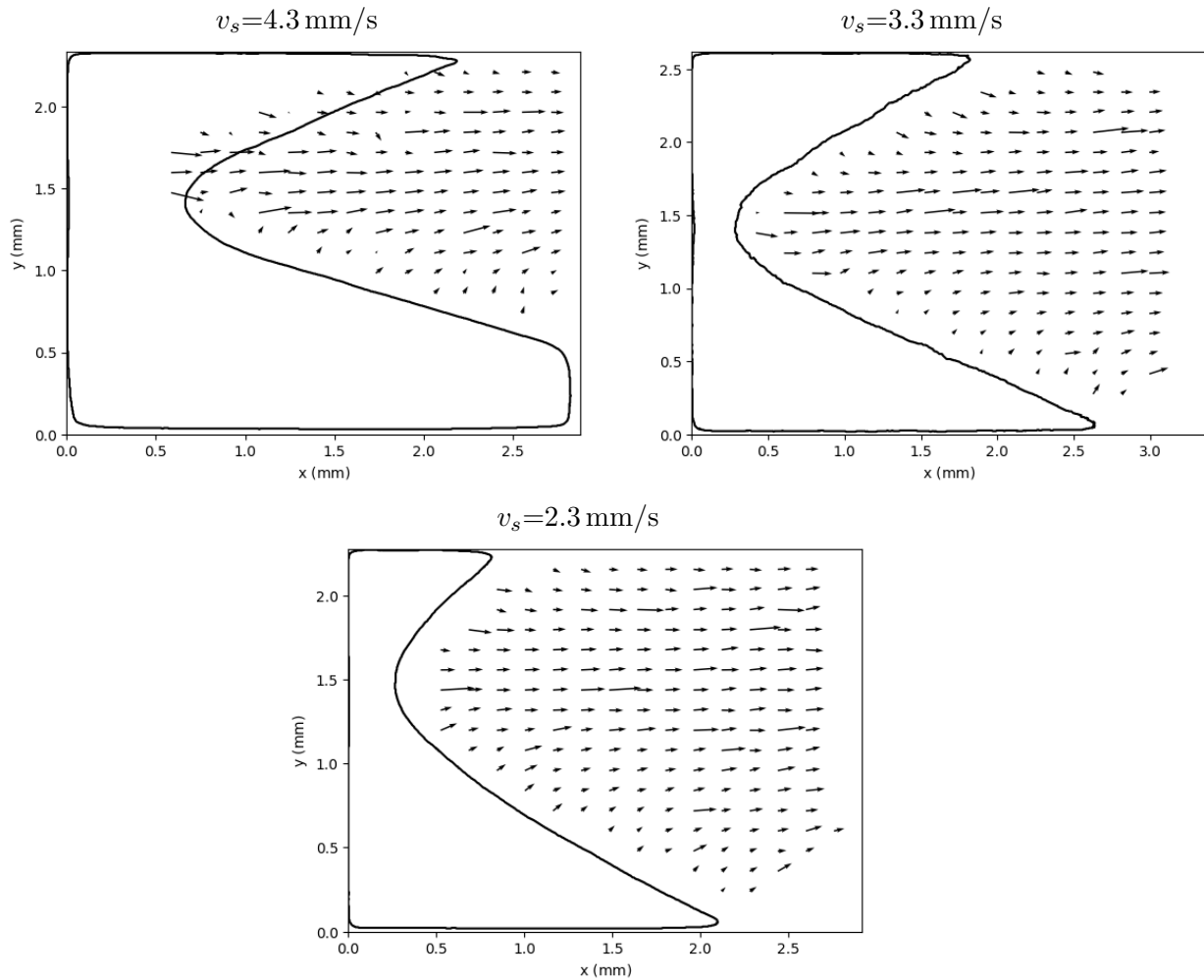


FIGURE 3.7 – Directions des écoulements observables au niveau de la zone de solidification du bain de 316L pour les différentes vitesses de soudage. Le contour de la zone solide est tracé en noir.

comme étant des particules (cf. Partie 2.5), la détection des particules est impossible au niveau du front de solidification mais visuellement, la plupart des particules apparaissent en avant du front. Puisqu'il n'y a pas d'autres écoulements visibles dans cette zone, l'écoulement provient vraisemblablement de l'épaisseur du bain et peut-être de sa face supérieure (cf. Figure 3.8).

La vitesse moyenne des particules est de l'ordre de 100 mm/s (cf. Tableau 3.6) mais en analysant plus en détails, on peut constater que plus les particules s'éloignent des dendrites et se rapprochent de l'axe médian du bain et plus elles accélèrent (cf. Fig. 3.9).

Pour $v_s = 4.3 \text{ mm/s}$ on peut voir que les particules décélèrent au cours de leur progression dans le bain. Ce phénomène existe peut-être également pour les autres vitesses de soudage et pourrait être observé si une plus grande portion du bain était visible.

Certaines images de vues d'ensemble du bain ont permis d'observer des particules provenant de la zone de solidification se déplacer jusqu'au centre du bain. La plupart des particules de la zone de solidification n'étant pas visibles sur les images de la vue d'ensemble, il n'est pas possible de s'assurer que toutes les particules suivent cette trajectoire.

On peut parfois observer des particules circulant entre les dendrites (cf. Fig. 3.10). La vitesse

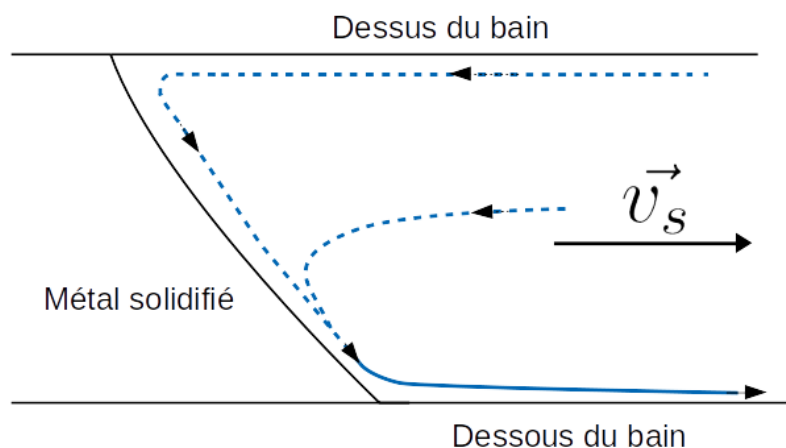


FIGURE 3.8 – Schéma des écoulements visibles (traits pleins) et supposés (pointillés) dans la zone de solidification.

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Vitesse moyenne (mm/s)	103	124	87
Vitesse maximale (mm/s)	227	232	186

TABLE 3.6 – Vitesses moyennes et maximales des particules pour les essais sur acier inoxydable 316L.

de ces particules a été mesurée manuellement sur une dizaine de particules par essais. La vitesse moyenne mesurée entre les dendrites est de 35 mm/s, sans que l'on puisse distinguer de différence notable entre les différentes vitesses de soudage. Les particules ont une vitesse quasi-nulle lorsqu'elles sont gênées par des dendrites et accélèrent (jusqu'à 65 mm/s) au-fur-et-à-mesure que l'espace inter-dendritique s'élargit.

L'existence de ces courants inter-dendritiques appuie l'hypothèse de l'écoulement provenant de l'épaisseur du bain qui passe donc à travers la zone semi-solide.

3.4 Solidification

En considérant l'angle α que forme la normale au front de solidification avec la direction de soudage (cf. Fig. 3.11), nous pouvons calculer la vitesse de solidification $v_{sol}(\alpha)$ si l'on considère que les dendrites sont bien perpendiculaires au front de solidification :

$$v_{sol}(\alpha) = v_s \cos \alpha \quad (3.1)$$

Les mesures de l'angle α ont été réalisées sur les images d'ensemble du bain de fusion.

En s'éloignant de la pointe arrière du bain, l'angle α augmente tout d'abord très fortement sur les premiers 20 % de la largeur du bain, puis de façon plus modérée (Figure 3.12).

La forme plus arrondie du bain quand $v_s = 2.3$ mm/s entraîne une variation de la vitesse de solidification plus progressive le long du front (cf. Figure 3.13).

Les images de la zone de solidification permettent de s'assurer que la solidification est bien dendritique (cf. Figure 3.14) et une estimation de l'espace inter-dendritique a été réalisée. Cet espacement représente la distance entre les axes primaires des dendrites. Au vu de la résolution de l'image, il n'est en effet pas possible de distinguer avec précision la morphologie de la dendrite et d'obtenir plus d'informations sur celles-ci.

Les résultats obtenus sur une cinquantaine de mesures sont résumés dans le tableau 3.7. Ces

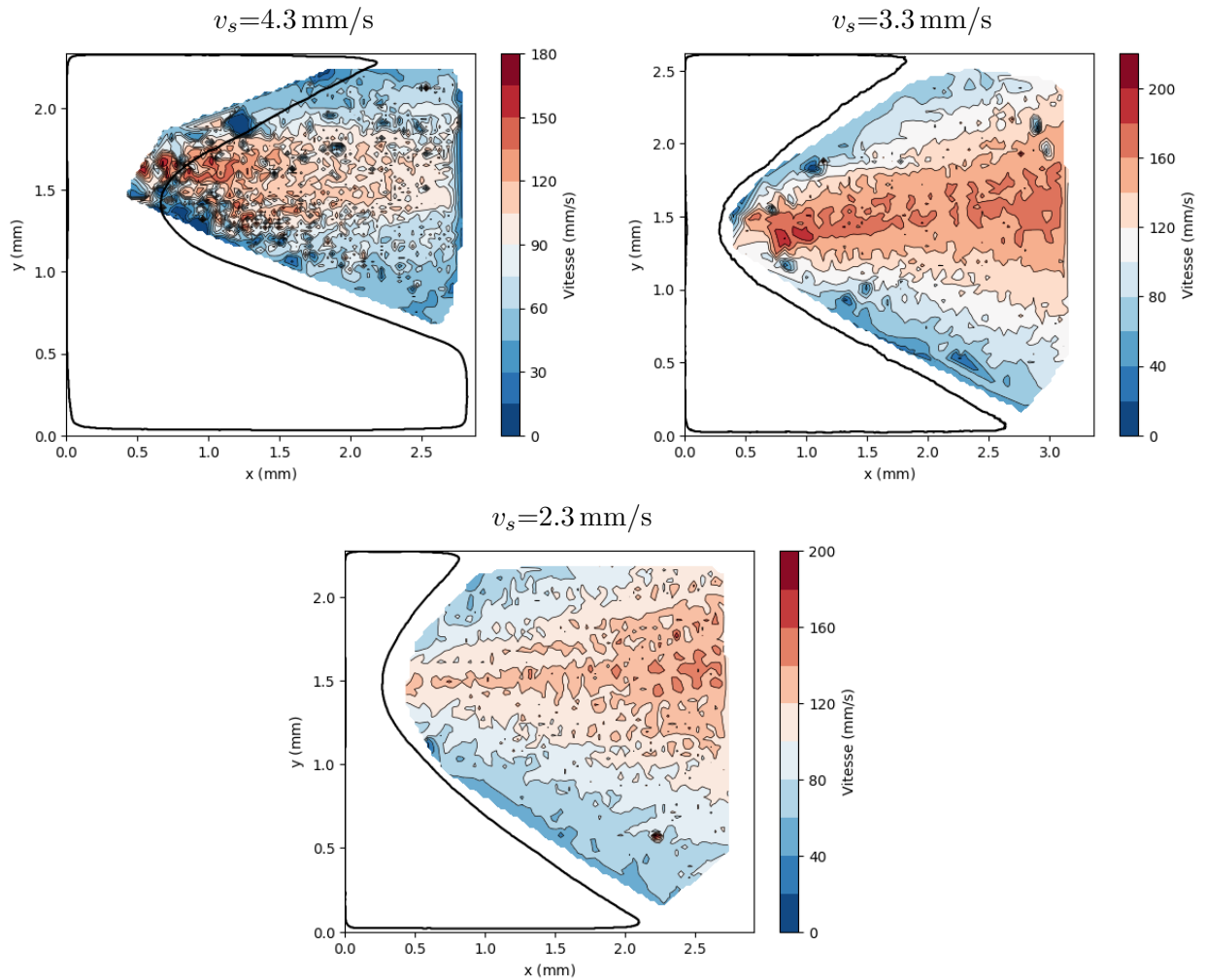


FIGURE 3.9 – Vitesse des écoulements observables au niveau de la zone de solidification du bain de 316L pour les différentes vitesses de soudage. Le contour de la zone solide est tracé en noir.

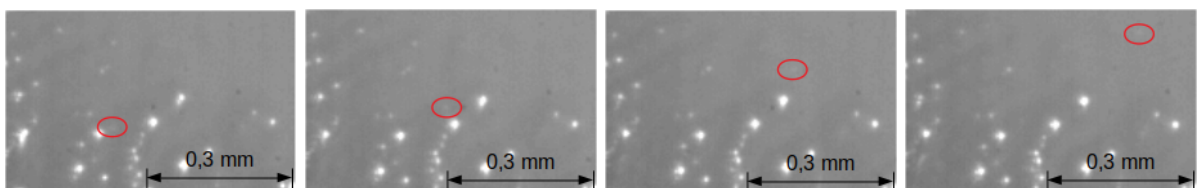


FIGURE 3.10 – Exemple d'écoulements inter-dendritiques pour $v_s = 4.3$ mm/s. Chaque image est séparée de 4 ms.

résultats ne montrent pas de différence notable entre les différents essais au vu de l'écart-type important de la mesure. Il est possible que l'espace inter-dendritique moyen soit en réalité plus faible, car les dendrites se distinguent le mieux à l'image lorsque elles sont séparées par une quantité importante de métal liquide. Les mesures privilégieraient donc les dendrites éloignées les unes des autres à celles qui sont plus rapprochées.

Enfin, on peut noter qu'il n'a pas été observé de solidification par grains équiaxe.

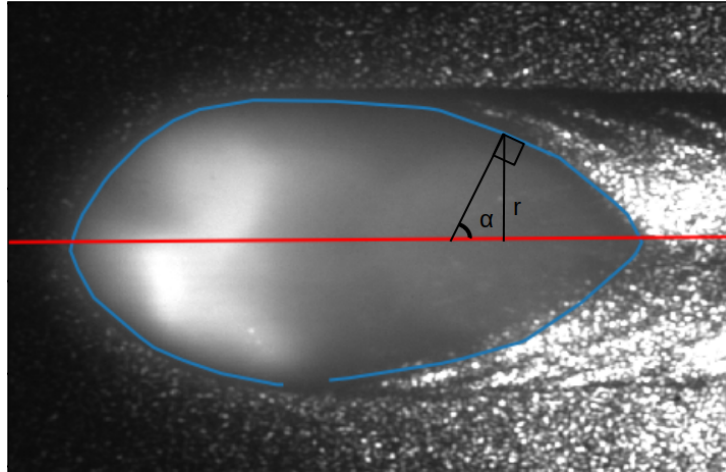


FIGURE 3.11 – Paramétrage de la zone de solidification, à l’arrière du bain de fusion. α correspond à l’angle formé par la perpendiculaire à la ligne triple pour un point de l’axe principal du bain de fusion dont la distance au front de solidification est comprise entre 0 et l_i et r représente la coordonnée sur y du point considéré.

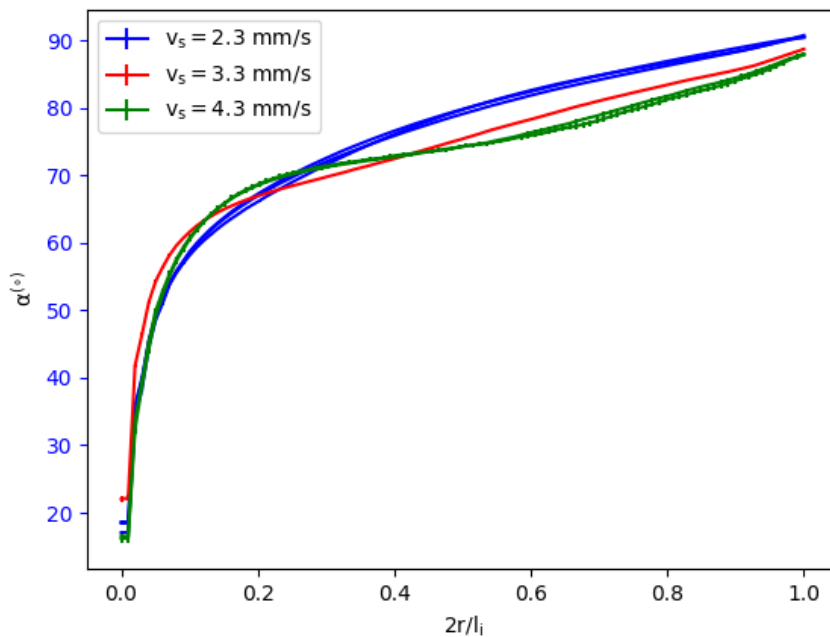


FIGURE 3.12 – Évolution de la forme du front de solidification pour l’acier inoxydable 316L, donné par l’angle α , pour les trois vitesses d’avance, en fonction de la position sur la ligne de solidification paramétrée en fonction de la distance à la pointe du bain de fusion (0 correspond à la pointe du bain de fusion, 1 à la position sur le bord le plus large du bain).

Sur la figure 3.15 est tracée la vitesse de solidification moyenne à l’arrière du bain en fonction de la distance de soudage pour $v_s = 2.3$ mm/s. On peut voir que la solidification à l’arrière du bain possède également un comportement oscillatoire qui correspond aux mêmes oscillations que celles observées pour les écoulements et les mouvements du bain (cf. Partie 3.2).

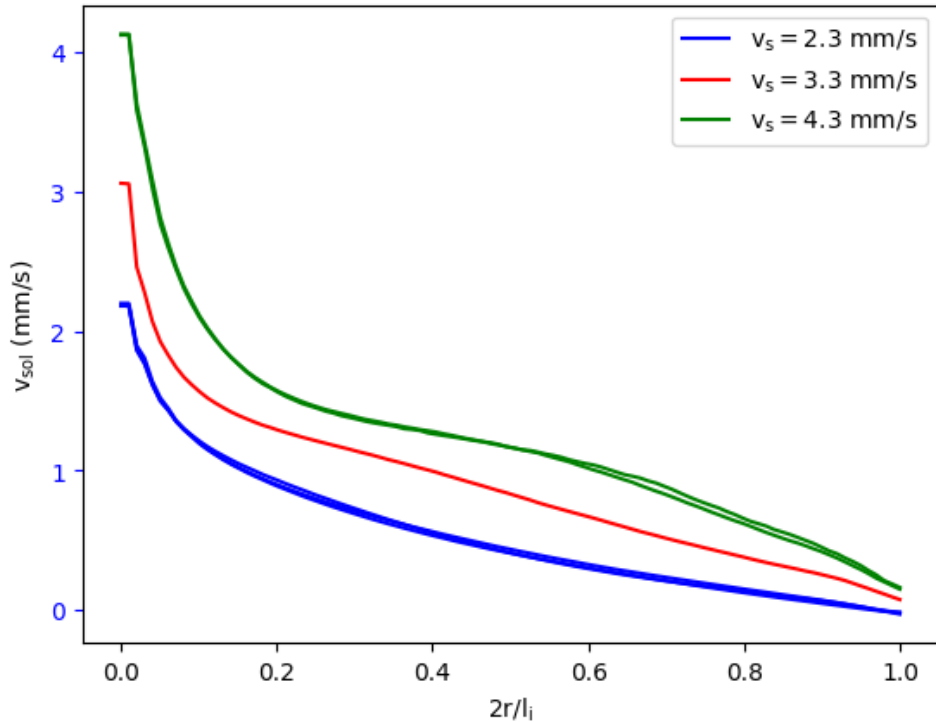


FIGURE 3.13 – Évolution de la vitesse de solidification de l’acier inoxydable 316L pour les trois vitesses d’avance, en fonction de la position sur la ligne de solidification paramétrée en fonction de la distance à la pointe du bain de fusion (0 correspond à la pointe du bain de fusion, 1 à la position sur le bord le plus large du bain).

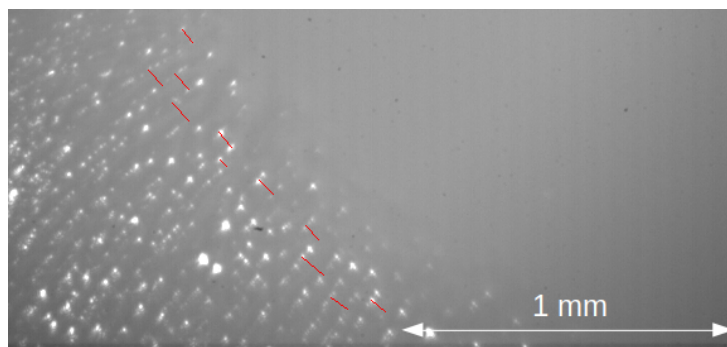


FIGURE 3.14 – Exemple des distances inter-dendritiques (traits rouges) mesurées dans la zone de solidification du 316L pour $v_s = 2.3$ mm/s.

3.5 Microstructures

Des analyses EBSD ont été réalisées sur différents échantillons sur la face envers des cordons. Les figures 3.16 et 3.17 présentent des cartographies obtenues pour l’acier inoxydable 316L à une vitesse d’avance de 2.3 mm/s.

La zone fondue et la ZAT sont clairement identifiables. La zone fondue se caractérise par la présence de grains colonnaires dont la croissance démarre avec une orientation proche de la perpendiculaire à l’axe du soudage en bord de zone fondue. Au cours de la solidification, ces grains ont tendance à se réorienter vers l’axe du soudage. La ZAT est caractérisée par un

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Espacement inter-dendritique moyen (μm)	58	73	63
Ecart-type (μm)	15	15	17

TABLE 3.7 – Espacements inter-dendritiques moyens de l’acier 316L.

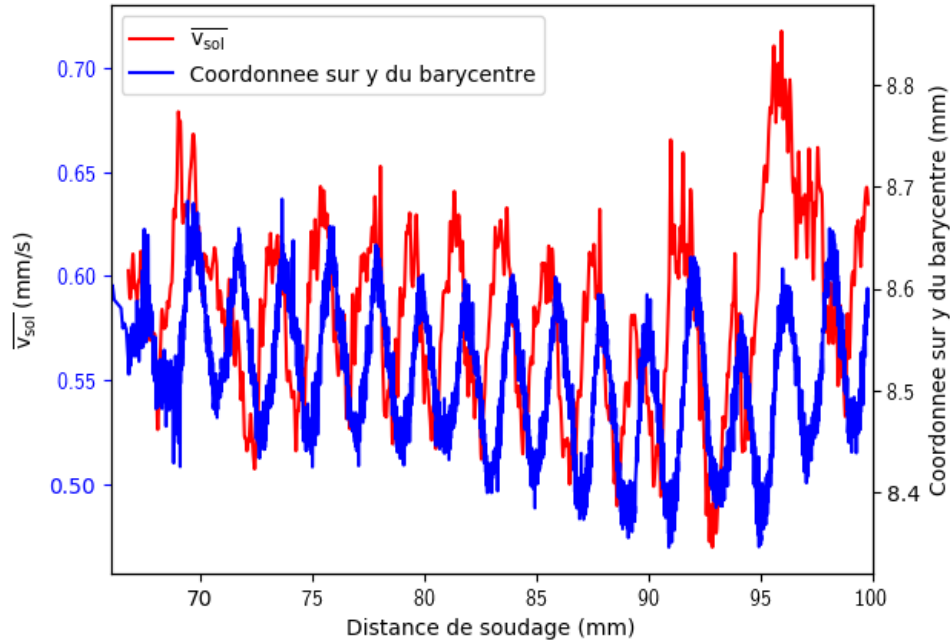


FIGURE 3.15 – Vitesse de solidification moyenne et coordonnée sur y du barycentre du bain liquide en face inférieure pour l’acier 316L et $v_s = 2.3$ mm/s.

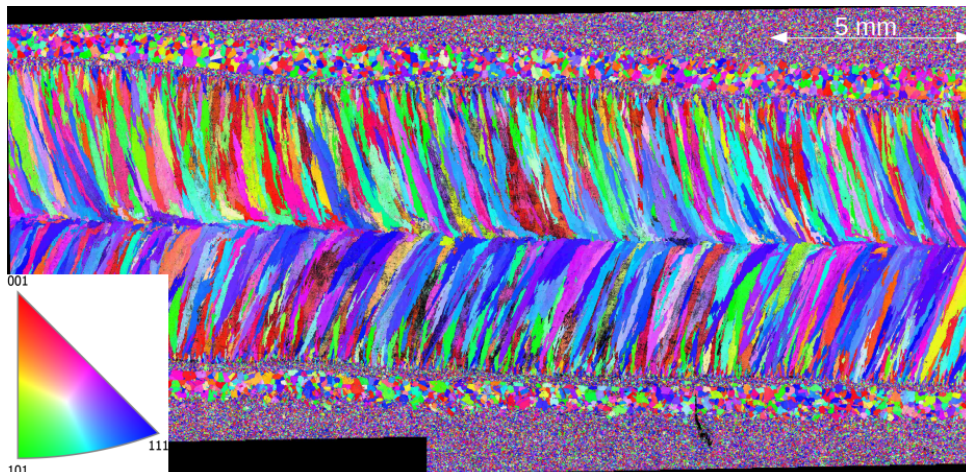


FIGURE 3.16 – Cartographie EBSD de la ligne de fusion réalisée à une vitesse d’avance de 2,3 mm/s pour l’acier inoxydable 316L. Les couleurs représentent l’orientation cristallographique par rapport à l’axe de soudage (rouge veut dire que la direction 001 est parallèle à la direction de soudage).

grossissement de grains et la présence de grains équiaxes. Une très fine zone de grains équiaxes

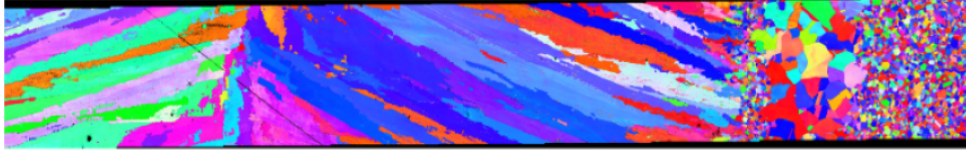


FIGURE 3.17 – Détail de la cartographie EBSD de la ligne de fusion réalisée à une vitesse d’avance de 2.3 mm/s pour l’acier inoxydable 316L. La même échelle de couleur que dans la figure 3.16 est utilisée.

de tailles comparables à ceux du métal de base existe entre la zone de grains colonnaires (ZF) et la zone de gros grains équiaxes (ZAT). L’origine de cette zone reste inconnue.

Une identification des grains a été effectuée pour le métal de base (MB), la ZAT et la ZF avec un angle critique de désorientation de 10° . Les aires moyennes des grains sont visibles sur le tableau 3.8. Les grains composés de moins de 6 pixels n’ont pas été pris en compte dans le calcul des moyennes.

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
MB	522	562	487
ZAT	6998	9209	4025
ZF	10064	8547	4216

TABLE 3.8 – Aires moyennes des grains pour l’acier 316L en μm^2

On peut voir que la taille moyenne de grains augmente avec la diminution de la vitesse de soudage. La différence entre $v_s = 2.3$ et $v_s = 4.3$ mm/s reste tout de même faible. Néanmoins, la figure 3.18 permet de voir que la diminution de la vitesse de soudage favorise l’apparition de très grands grains.

La figure 3.19 permet de voir la réorientation des grains au-fur-et-à-mesure qu’ils se rapprochent du centre du cordon.

Peu de différences sont visibles entre les essais mais on peut voir que la réorientation du grain est progressive au-fur-et-à-mesure de la solidification jusqu’à ce que le grain soit éloigné du centre de 20% de la demie-largeur de cordon. On peut remarquer que cette transition correspond bien à la transition observée sur le changement de forme de contour de bain (cf. Figure 3.12).

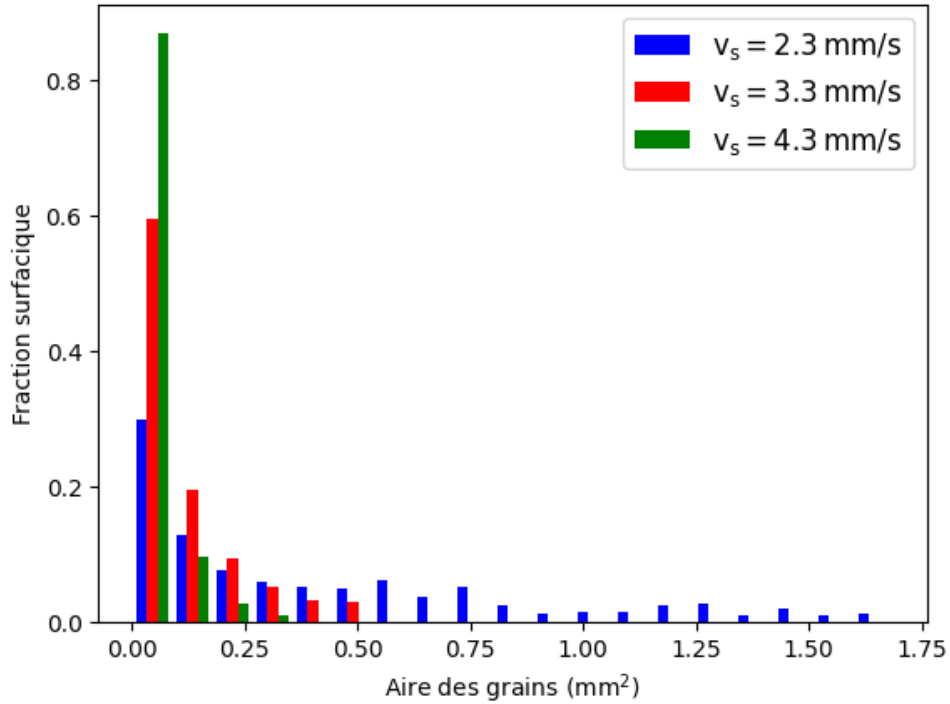


FIGURE 3.18 – Fraction surfacique occupée par les grains en fonction de leurs aires pour l’acier 316L et les trois vitesses de soudages utilisées.

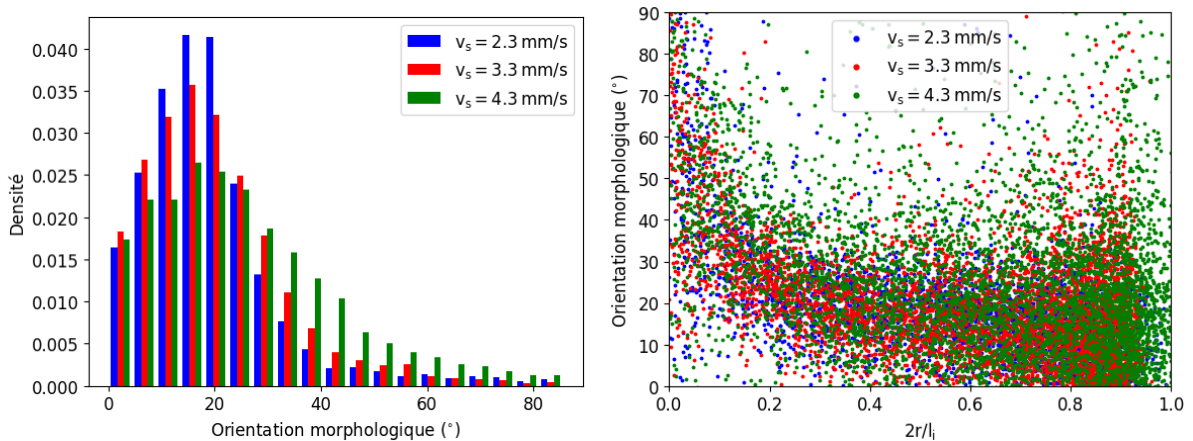


FIGURE 3.19 – Répartition de l’orientation morphologique des grains (angle que le grain forme avec l’axe transversal à l’axe de soudage) et orientation morphologique des grains en fonction de leur éloignement à l’axe de soudage. Les grains d’un diamètre inférieur à 10 pixels ont été exclus de la mesure.

Chapitre 4

Résultats sur acier 22MnB5

Les paramètres de vitesses choisis pour l'étude de l'acier 22MnB5 ainsi que l'intensité et la tension moyenne mesurées sont résumés dans le tableau 4.1. L'énergie linéique de soudage E_l y est également reportée.

v_s (mm/s)	I (A)	U (V)	E_l (J/mm)
2.3	101.7	8.9	394
3.3	101.1	9.13	280
4.3	101.4	9.42	222

TABLE 4.1 – Synthèse des paramètres procédés utilisés pour les essais sur acier 22MnB5.

4.1 Données géométriques

Un exemple de vue en coupe d'un cordon de 22MnB5 est visible sur la figure 4.1. Dans le cas

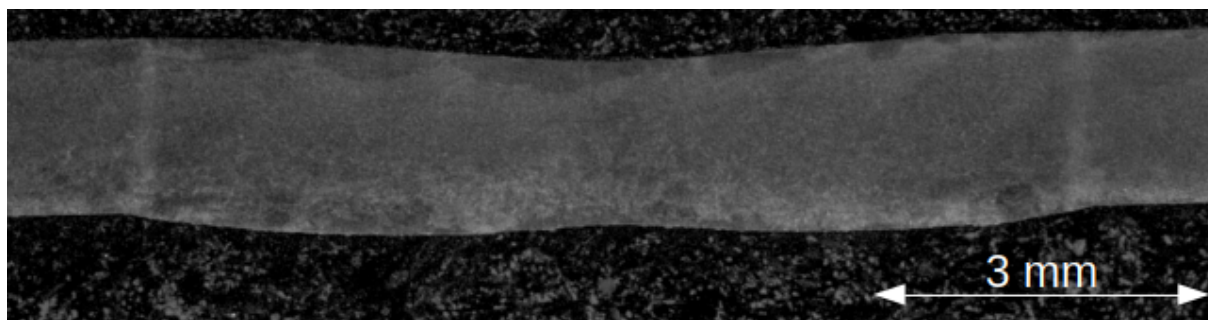


FIGURE 4.1 – Vue en coupe d'une ligne de fusion d'acier 22MnB5 pour $v_s = 2.3$ mm/s.

du 22MnB5, la microstructure est moins visible que pour le 316L. Il est possible que l'attaque chimique appliquée ne soit pas parfaitement adaptée.

Les différentes données géométriques obtenues à partir de ces images sont reportées dans le tableau 4.2.

Tout comme l'acier 316L, plus v_s augmente et plus le bain se rétrécit, le rapport l_s/l_i augmente également et la déflexion maximale δ diminue. δ est néanmoins beaucoup plus faible que pour le 316L malgré une taille de bain plus importante (pour $v_s = 2.3$ mm/s le bain est 12% plus large sur le dessus mais δ est 44% plus faible). Au vu de la faible différence de masse volumique, il est possible que cela soit dû à une tension superficielle bien plus forte pour l'acier 22MnB5 que

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	δ (mm)	l_s/l_i
2.3	8.54	8.53	0.18	1.00
3.3	5.90	5.55	0.11	1.06
4.3	4.39	4.10	0.05	1.07

TABLE 4.2 – Largeurs et déflexions maximales du bain pour les essais sur acier 22MnB5 mesurées sur les coupes macrographiques.

pour le 316L. Des différences dans le sens ou l'intensité des écoulements pourraient également modifier le profil de la surface libre du bain.

Les images d'ensemble obtenues à l'aide des caméras nous permettent également d'obtenir les aires et dimensions des bains sur les deux faces de la tôle (cf. Tableau 4.3 et 4.4). La présence de reflets à l'arrière du bain de fusion en face envers a limité le nombre d'observations exploitées à une par vitesse de soudage. Il est possible que la différence de forme de bain et notamment de déflexion du bain avec le 316L soit à l'origine de ces reflets.

v_s (mm/s)	A_s (mm ²)	A_i (mm ²)	A_s/A_i
2.3	108	99.1	1.09
3.3	65.6	57.5	1.14
4.3	38.2	30.3	1.26

TABLE 4.3 – Aires supérieures et inférieures pour l'acier 22MnB5 en fonction de la vitesse de soudage obtenues par les images de vue d'ensemble du bain.

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	L_s (mm)	L_i (mm)	L_i/l_i
2.3	8.99	8.23	17.9	16.2	1.97
3.3	6.13	6.11	14.8	12.4	2.03
4.3	4.67	4.33	11.7	9.47	2.19

TABLE 4.4 – Longueurs et largeurs des bains en face supérieure et inférieure obtenues par les images de vue d'ensemble du bain pour les essais sur l'acier 22MnB5.

Par rapport à l'acier 316L, on peut constater que les bains de fusion sont de dimensions plus importantes et plus homogènes dans l'épaisseur, le rapport A_s/A_i étant plus faible et proche de 1. Ce constat peut également s'observer sur les figures 4.3 et 4.4. On peut également constater, que même si la forme du bain de 22MnB5 a tendance à s'allonger avec la diminution de l'énergie linéique (augmentation du rapport $\frac{L_i}{l_i}$ avec la vitesse d'avance), les valeurs de ce rapport restent bien inférieures à celles obtenues pour le 316L, ce qui témoigne d'un bain moins profilé comme on peut le voir sur la figure 4.2. Ces différences de tailles et de géométries de bains peuvent s'expliquer d'une part par des énergies de soudage plus élevées (intensité de 100 A pour le 22MnB5 au lieu de 80 A pour le 316L) et par la conductivité thermique plus importante du 22MnB5 ($k = 48,6 \text{ WK}^{-1}\text{m}^{-1}$ à 500°C) par rapport à celle du 316L ($k = 21,5 \text{ WK}^{-1}\text{m}^{-1}$ à 500°C).

4.2 Écoulements dans le bain

A la surface du bain de 22MnB5, peu de particules ou de bulles sont visibles pendant le soudage limitant ainsi l'observation des écoulements. Néanmoins, des écoulements sont tout de mêmes présents à sa surface et semblent plus désordonnés que ceux du 316L (cf. Figure 4.5).

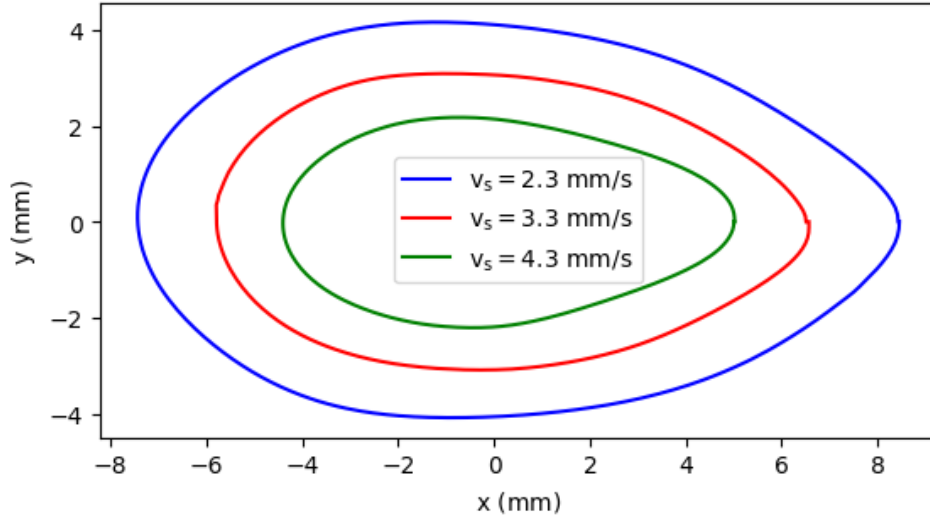


FIGURE 4.2 – Contours moyen des bains de fusion de 22MnB5 en face envers.

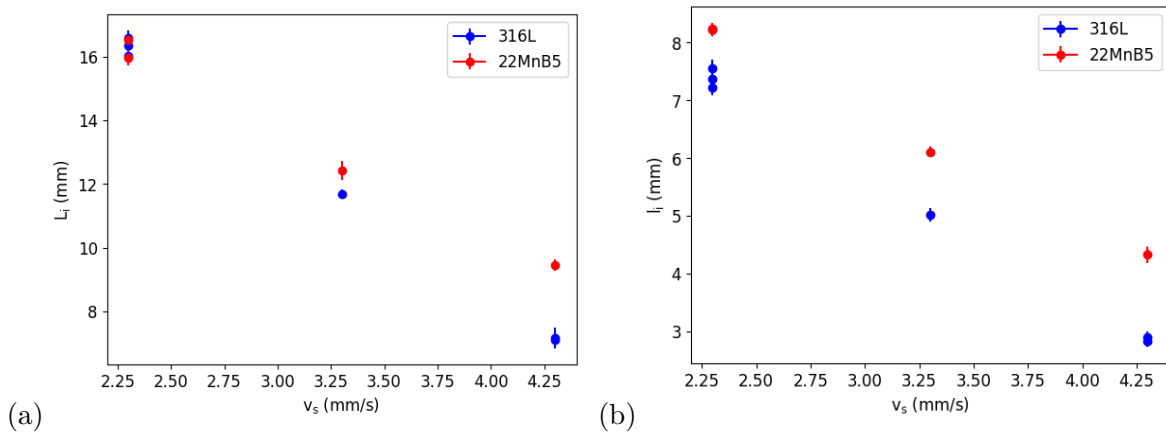


FIGURE 4.3 – Évolution comparée des tailles de bain fondus en régime établi, en face envers, pour les 3 vitesses d'avance et les aciers 316L et 22MnB5.

Les particules semblent former un tourbillon centré sur l'axe de soudage, mais le mouvement de ce vortex semble plus chaotique que pour le 316L et il est situé vers le centre du bain au lieu d'être sur l'avant. Les vitesses de ces écoulements (cf. Tableau 4.5) semblent être similaires à celles de l'acier 316L (cf. Tableau 3.2) et suivre la même tendance excepté pour $v_s = 2.3$ mm/s où les oscillations du bain de 316L (absentes pour le 22MnB5) engendrent des vitesses d'écoulements bien plus importante.

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Vitesse moyenne (mm/s)	14.6	10.9	5.69
Vitesse maximale (mm/s)	49.1	49.0	42.9

TABLE 4.5 – Vitesses des particules observées en vue macroscopique pour les essais sur acier 22MnB5.

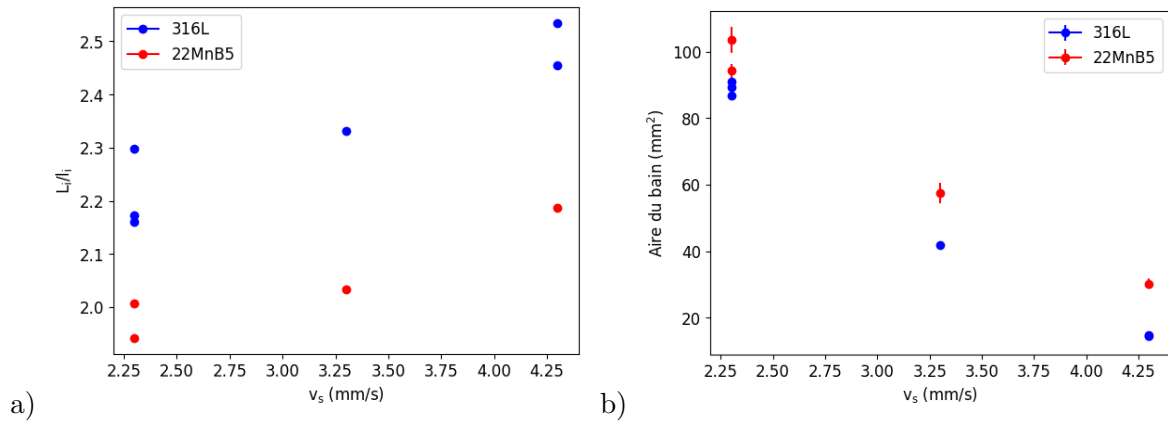


FIGURE 4.4 – Évolution comparée du rapport longueur/largeur $\frac{L_i}{l_i}$ (a) et des surfaces de bain fondues (b) en régime établi, en face envers, pour les 3 vitesses d'avance et les deux aciers.

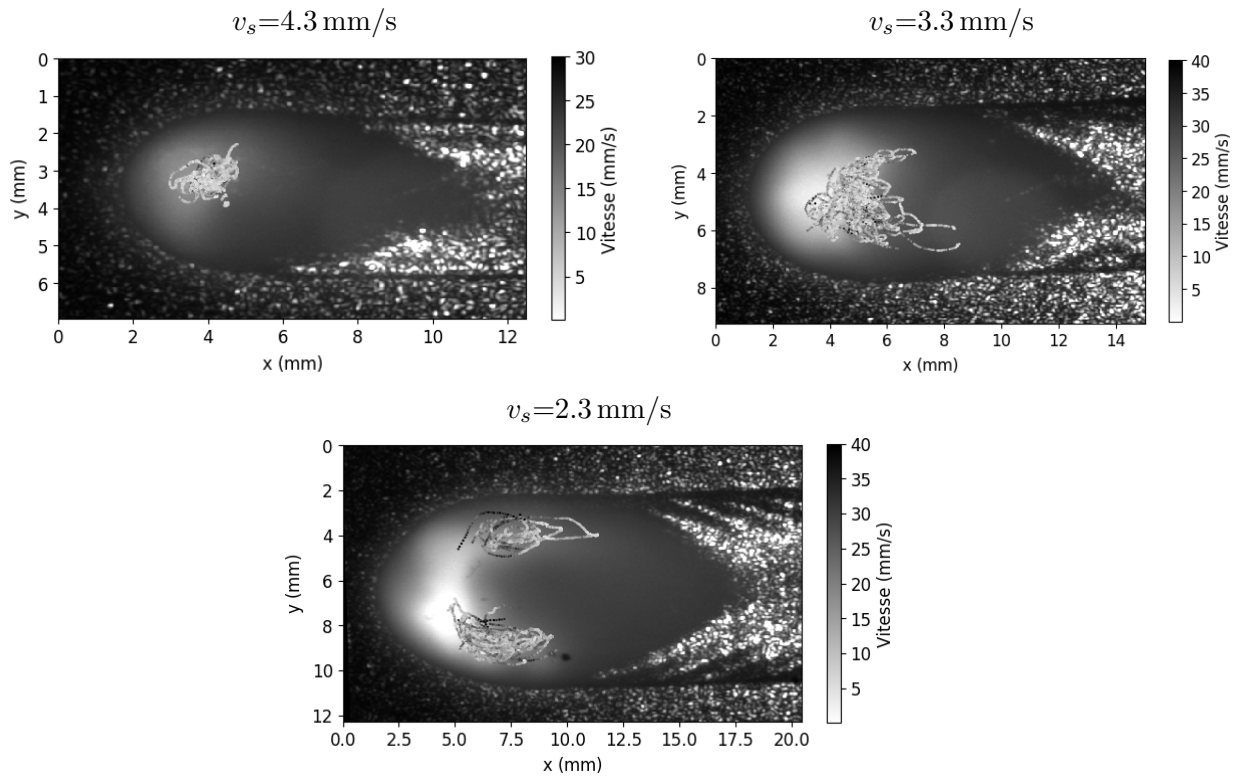


FIGURE 4.5 – Trajectoires et vitesses des bulles mesurées pour l'acier 22MnB5.

4.3 Écoulements à l'arrière du bain de fusion

À l'arrière du bain de fusion le même type d'écoulement que pour le 316L est visible. Les figures 4.6 et 4.7 présentent les directions et intensités de ces écoulements. Une légère variabilité d'origine inconnue de l'intensité lumineuse du bain liquide a été observée. Cette variabilité gêne le traitement d'images nécessaire pour détecter les particules se déplaçant dans le bain liquide ce qui explique les champs de vitesse plus perturbés ici que dans le cas du 316L.

Les vitesses moyennes des écoulements sont retranscrites dans le tableau 4.6. Les vitesses des particules semblent augmenter avec la diminution de v_s mais sans que la tendance soit claire.

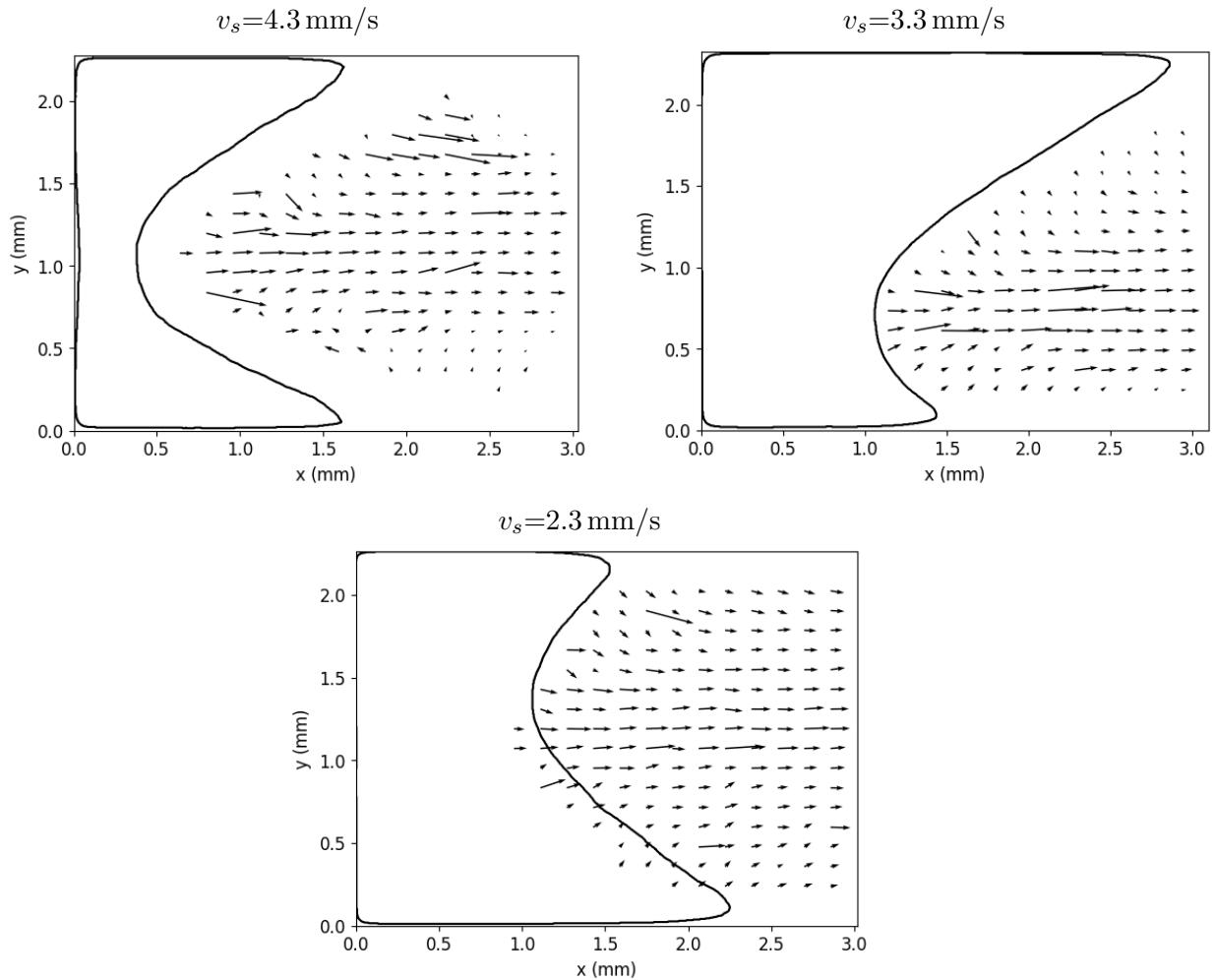


FIGURE 4.6 – Directions des écoulements observables au niveau de la zone de solidification du bain de 22MnB5 pour les différentes vitesses de soudage. Le contour de la zone solide est tracé en noir.

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Vitesse moyenne (mm/s)	65.3	63.8	40.7

TABLE 4.6 – Vitesse moyenne des particules dans la zone de solidification pour les essais sur acier 22MnB5.

On peut néanmoins remarquer que les vitesses sont plus faibles que pour l'acier 316L. Si l'on considère que l'effet Marangoni est le moteur des écoulements alors il est possible que $d\sigma/dT$ soit plus faible dans le cas du 22MnB5 ou que sa viscosité soit plus importante.

Tout comme pour le 316L, on peut observer parfois des particules circulant entre les dendrites qui accélèrent au fur et à mesure que l'espace inter-dendritique s'élargit. La vitesse moyenne de ces particules (mesurée sur une dizaine de particules par essais) est de 24 mm/s. De même que pour le 316L, le faible nombre de particules mesurées empêche d'observer des différences entre les essais s'il en existe une.

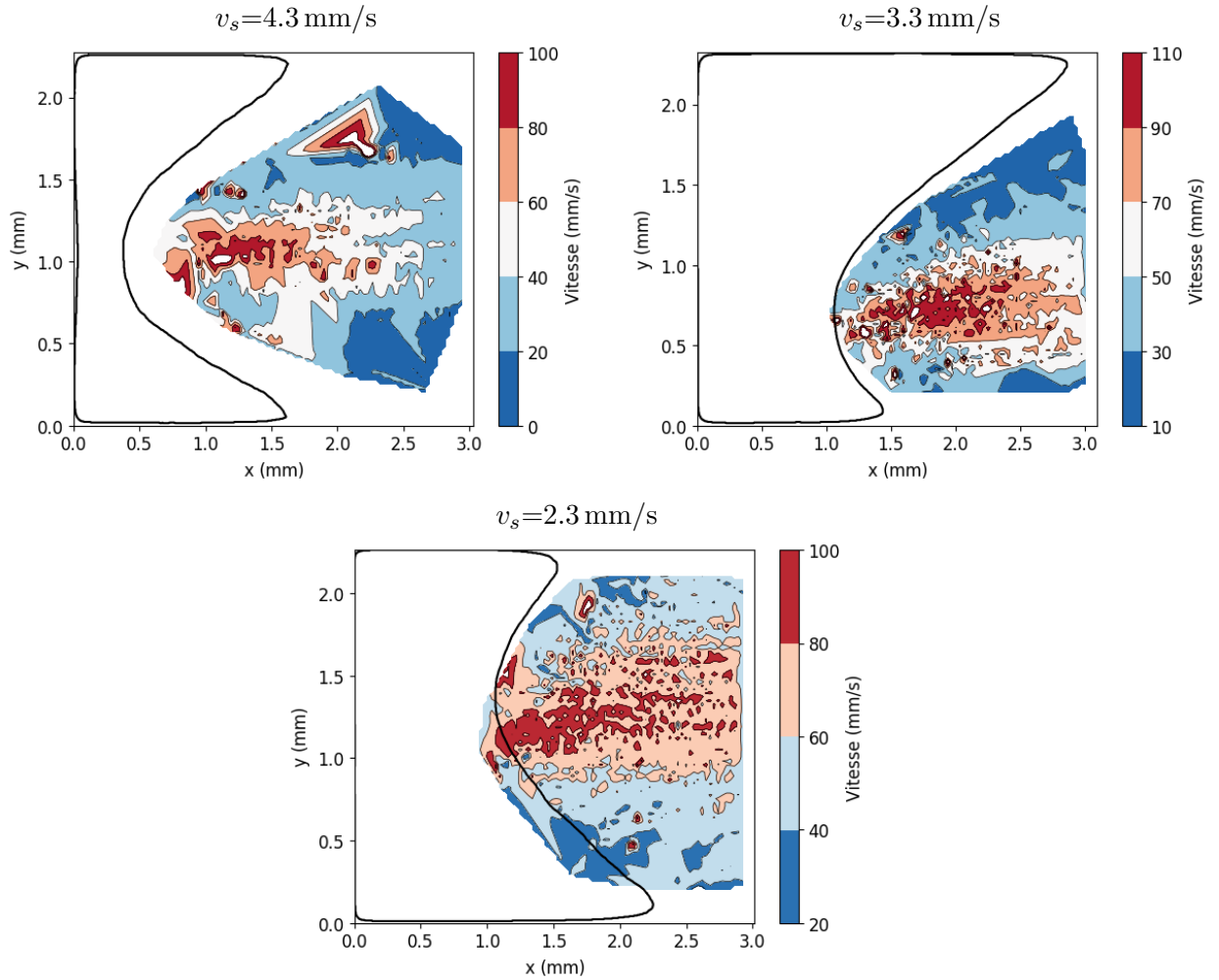


FIGURE 4.7 – Vitesse des écoulements observables au niveau de la zone de solidification du bain de 22MnB5 pour les différentes vitesses de soudage. Le contour de la zone solide est tracé en noir.

4.4 Solidification

De même que pour le 316L, il est possible de calculer la vitesse de solidification à l'arrière du bain à partir de la forme du bain (cf. Figure 3.11). Comme il a été observé précédemment, α augmente tout d'abord fortement sur les premiers 20% avant de ralentir par la suite (cf. Figure 4.8). La forme plus arrondie du bain quand $v_s = 2.3$ mm/s entraîne une variation de la vitesse de solidification plus progressive le long du front.

L'observation plus en détail de la zone de solidification à l'arrière du bain a bien confirmé que la solidification était dendritique sans que l'on puisse observer de grains équiaxes. La distance entre les axes primaires des dendrites a été évaluée sur une cinquantaine de mesures par vitesse de soudage (cf. Tableau 4.7). Les mêmes incertitudes de mesures que pour le 316L

v_s (mm/s)	2.3	3.3	4.3
Espacement inter-dendritique moyen (μm)	94	84	93
Ecart-type (μm)	24	24	27

TABLE 4.7 – Espacements inter-dendritiques moyens de l'acier 22MnB5.

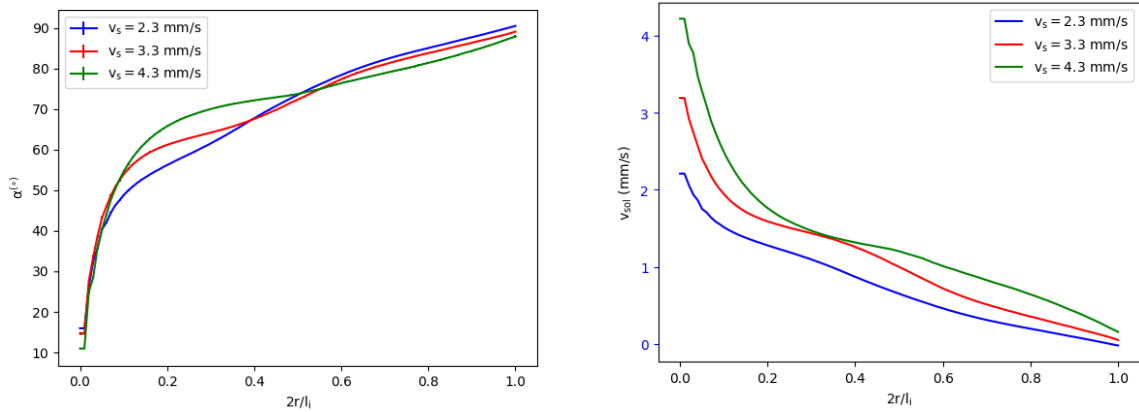


FIGURE 4.8 – Évolution de la forme du front de solidification donné par l’angle α (à gauche) et de la vitesse de solidification (à droite) pour l’acier 22MnB5, pour les trois vitesses d’avance, en fonction de la position sur la ligne de solidification paramétrée en fonction de la distance à la pointe du bain de fusion (0 correspond à la pointe du bain de fusion, 1 à la position sur le bord le plus large du bain).

existent également. On peut néanmoins noter que l’espacement-interdendritique est beaucoup plus important que pour le 316L (90 μm en moyenne contre 64 μm pour le 316L).

4.5 Microstructures

Des analyses EBSD ont également été réalisées sur l’acier 22MnB5 pour $v_s = 2.3$ mm/s et $v_s = 4.3$ mm/s.

La figure 4.9a présente un exemple de cartographie obtenue. On arrive à distinguer le métal de base à droite et à gauche de l’image ainsi que la ligne centrale du cordon. Bien que la structure austénitique colonnaire semble visible, les grains se sont en réalité transformés en grains martensitiques au cours du refroidissement (cf. Fig. 4.9b).

Malgré une augmentation de la résolution (1.2 μm contre 4 μm pour le 316L) la taille des grains de martensite est ici trop faible pour réaliser une identification fiable des grains.

Il est néanmoins possible, en utilisant l’algorithme adapté [18], de retrouver les grains austénitiques initiaux en se basant sur le fait que les grains martensitiques ne peuvent avoir que certaines valeurs d’orientations cristallographiques par rapport à l’orientation cristallographique du grain austénitique initial. La procédure étant complexe et nécessitant des mesures avec une meilleure résolution, elle n’a pas été réalisée dans le cadre de cette étude.

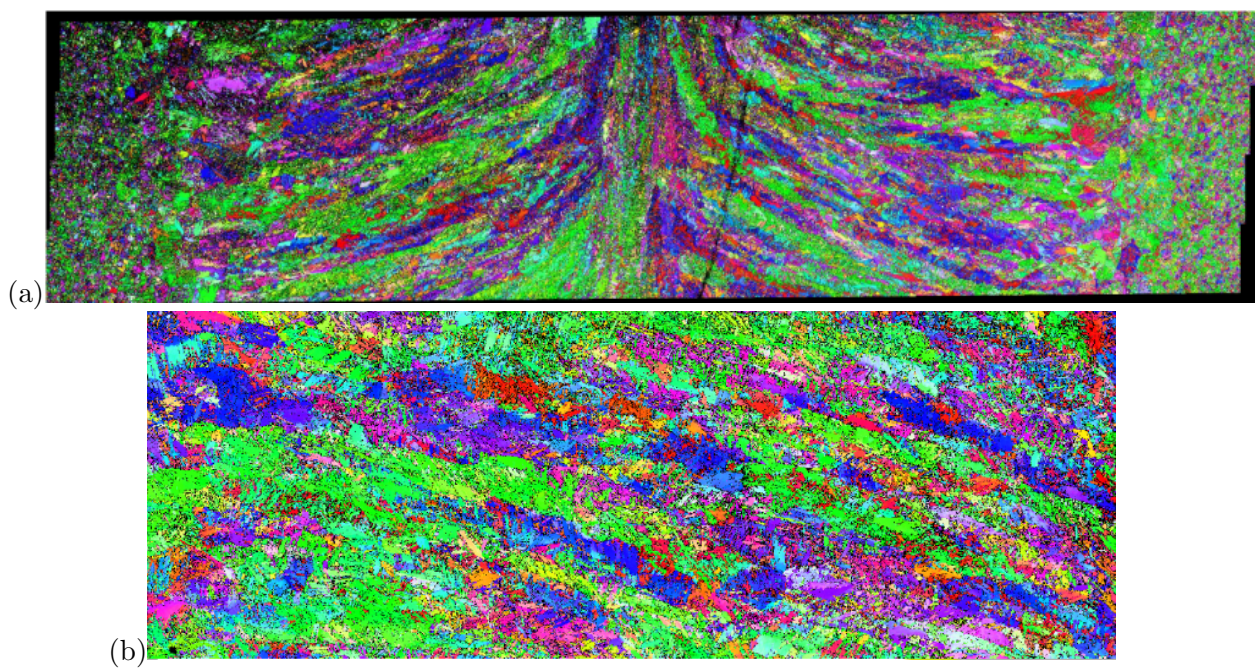


FIGURE 4.9 – Cartographie EBSD de la ligne de fusion réalisée à une vitesse d’avance de 2,3 mm/s pour l’acier 22MnB5 : (a) vue globale, (b) détail. L’échelle de couleur représente l’orientation cristallographique par rapport à l’axe de soudage (ici vertical, vers le haut).

Conclusion

Un dispositif expérimental a spécialement été développé pour observer les mouvements liquides à la surface de bain de fusion TIG ainsi que le phénomène de solidification à l'arrière du bain de fusion. Cette étude expérimentale a permis d'une part de caractériser la géométrie du bain de fusion (forme, dimensions caractéristiques) en relation avec les paramètres procédés (énergie linéique), les mouvements visibles à la surface du bain de fusion et des vitesses caractéristiques. D'autre part, la formation des dendrites à l'arrière du bain de fusion a pu être observée et caractérisée : front de solidification, vitesse de solidification et espacement interdendritique. Des cartographies EBSD ont permis de compléter ces données en fournissant des indications sur les microstructures obtenues.

Deux matériaux ont été étudiés : l'acier inoxydable 316L et l'acier 22MnB5. Des conditions opératoires plus difficiles pour le 22MnB5 ont néanmoins restreint le nombre de mesures exploitables pour cet alliage. Les essais avec la nuance 22MnB5 avec addition d'Aluminium (cf. Annexe B) ne permettent pas de visualiser les écoulements liquides et le nombre d'échantillons disponibles était trop faible pour consolider les essais et les résultats.

L'étude réalisée fournit des données qualitatives et quantitatives permettant d'appréhender à la fois l'influence des paramètres procédés et l'effet de la nature des matériaux sur le comportement des bains liquides et des mécanismes de solidification.

Bibliographie



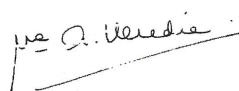
- [1] A. Chiocca, *Etude de l'influence des écoulements dans le bain de fusion sur les mécanismes de solidification en soudage sur l'alliage Cu30Ni*. PhD thesis, 2016. Thèse de doctorat dirigée par Frédéric Deschaux-Beaume, Laboratoire de Mécanique et Génie Civil, Montpellier 2016.
- [2] S. Kou, *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons, Ltd, 2003.
- [3] D. DeLapp, G. Cook, A. Strauss, and W. Hofmeister, "Quantitative observations of surface flow and solidification on autogenous gta weld pools," *ASM Proceedings of the International Conference : Trends in Welding Research*, vol. 2005, pp. 97–102, 01 2005.
- [4] A. Hall, G. Knorovsky, C. Robino, J. Brooks, D. Maccallum, M. Reece, and G. Poulter, "Characterizing the microstructure of a gta weld in-process using high-speed, high magnification, digital imaging," *U.S. Dept. of Commerce, Technology Administration, National Institute of Standards and Technology*, pp. 117–123, 2002.
- [5] V. R. Charles, C. H. Aaron, J. Brooks, J. H. Thomas, and R. Allen, "Solidification diagnostics for joining and microstructural simulations."
- [6] C. X. Zhao, V. van Steijn, I. M. Richardson, C. R. Kleijn, S. Kenjeres, and Z. Saldi, "Unsteady interfacial phenomena during inward weld pool flow with an active surface oxide," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, no. 2, pp. 132–140, 2009.
- [7] C. X. Zhao, V. van Steijn, I. M. Richardson, C. R. Kleijn, S. Kenjeres, and Z. Saldi, "Unsteady interfacial phenomena during inward weld pool flow with an active surface oxide," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, no. 2, pp. 132–140, 2009.
- [8] S. Katayama, Y. Kawahito, and M. Mizutani, "Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects," *Physics Procedia*, vol. 5, pp. 9 – 17, 2010. Laser Assisted Net Shape Engineering 6, Proceedings of the LANE 2010, Part 2.
- [9] P. Pichler, B. Simonds, J. Sowards, and G. Pottlacher, "Measurements of thermophysical properties of solid and liquid nist srm 316l stainless steel," *Journal of Materials Science*, vol. 55, 03 2020.
- [10] D. Le Maux, M. Courtois, T. Pierre, B. Lamien, and P. Le Masson, "Density measurement of liquid 22mnb5 by aerodynamic levitation," *Review of Scientific Instruments*, vol. 90, no. 7, p. 074904, 2019.
- [11] R. Brooks and P. Quested, "The surface tension of steels," *Journal of Materials Science - J MATER SCI*, vol. 40, pp. 2233–2238, 05 2005.
- [12] K. Mills, Y. Su, Z. Li, and R. Brooks, "Equations for the calculation of the thermophysical properties of stainless steel," *Isij International - ISIJ INT*, vol. 44, pp. 1661–1668, 01 2004.
- [13] E. Romero, J. Chapuis, C. Bordreuil, F. Soulié, and G. Fras, "Image processing and geometrical analysis for profile detection during pulsed gas metal arc welding," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, vol. 227, no. 3, pp. 396–406, 2013.
- [14] D. Allan, C. van der Wel, N. Keim, T. A. Caswell, D. Wieker, R. Verweij, C. Reid, Thierry, L. Grueter, K. Ramos, apiszcz, zoeith, R. W. Perry, F. Boulogne, P. Sinha, pfigliozi,

- N. Bruot, L. Uieda, J. Katins, H. Mary, and A. Ahmadi, “soft-matter/trackpy : Trackpy v0.4.2,” Oct. 2019.
- [15] A. Buades, B. Coll, and J.-M. Morel, “Non-Local Means Denoising,” *Image Processing On Line*, vol. 1, pp. 208–212, 2011.
- [16] R. Israel and D. E. Rosner, “Use of a generalized stokes number to determine the aerodynamic capture efficiency of non-stokesian particles from a compressible gas flow,” *Aerosol Science and Technology*, vol. 2, no. 1, pp. 45–51, 1982.
- [17] R. A. Wessel and J. Righi, “Generalized correlations for inertial impaction of particles on a circular cylinder,” *Aerosol Science and Technology*, vol. 9, no. 1, pp. 29–60, 1988.
- [18] T. Nyssönen, M. Isakov, P. Peura, and V.-T. Kuokkala, “Iterative determination of the orientation relationship between austenite and martensite from a large amount of grain pair misorientations,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, 04 2016.

Annexe A

Certificat matière du 316L

82194

ACERINOX EUROPA <small>FABRICA DEL CARRO DE GISPALTAZ PALMONEF (LOS BARRIOS) TFINO. 174) - 956 62 93 00 FAX: 494) - 956 62 93 11 P.O. BOX 83 1170 LOS BARRIOS (CADIZ) ESPAÑA</small>	 <small>by Accredited Body</small>	 <small>0765-CFR-VA-00530 DOP no. 17/019</small>	<h2 style="margin: 0;">INSPECTION CERTIFICATE</h2> <h3 style="margin: 0;">CERTIFICADO DE INSPECCION 3.1</h3>																
CUSTOMER <small>CLIENTE</small> DESCALINOX SNC PARC D ACTIVITES LES CHENES		YOUR ORDER N° <small>N° PEDIDO</small> SE 1419	YOUR ORDER N° <small>S/ PEDIDO</small> 597674 TOFC15210																
REQUIREMENTS <small>NORMAS APLICABLES</small> EN 10088-4:2009		INTERGRANULAR CORROSION <small>CORROSION INTERGRANULAR</small>	GRADE <small>NOTES/CLAS</small> Axx 240 1.4404																
COIL / SOX <small>BOBINA / CAJA</small> F5842W		CONTENT <small>CONTENIDO</small> 01W6MV E	THICKNESS <small>ESPESOR</small> 1,500	WIDTH <small>ANCHO</small> 1000,00	LENGTH <small>LARGO</small> 2000,00	MARKS <small>MARCA</small> 4	QUANTITY <small>CANTIDAD</small> 54	TEST N° <small>PROBETA</small> 01W6MV	FINISH <small>ACABADO</small> 2B										
CHEMICAL ANALYSIS / COMPOSICIÓN QUÍMICA (%)																			
HEAT N° <small>COLADA</small>	C	CR	MN	MO	N	NI	P	S	SI	CO									
REQUIREMENTS <small>REQUISITOS</small>	0,030	16,500 18,500	2,000	2,000 2,500	0,100	10,000 13,000	0,045	0,015	1,000										
W6MV	0,016	16,765	1,383	2,044	0,041	10,070	0,031	0,001	0,389	0,187									
MECHANICAL PROPERTIES / CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS																			
TEST N° <small>PROBETA</small>	<small>PROBETA</small>	<small>Rm</small> N/mm2	<small>Rp 0.2</small> N/mm2	<small>Rp 1.0</small> N/mm2	<small>A80</small> %														
REQUIREMENTS <small>REQUISITOS</small>		530,00 680,00	240,00	270,00	40,00														
01W6MV	C T	604,77	332,39	359,06	54,60														
REMARKS / OBSERVACIONES						SURFACE AND DIMENSIONAL CONTROL <small>INSPECCION SUPERFICIAL Y DIMENSIONAL</small>													
The delivery is in accordance with the order						SATISFACTORY SATISFACTORIA				WORKSHEET <small>INSPECTOR</small>  A. Horedia									
						Psimones, 7 ENERO 2020													

Annexe B

22MnB5+Al

Plusieurs essais ont été réalisés avec les nuances de 22MnB5 possédant 1.75 et 2.5% d'aluminium. Les quantités à disposition étant très faibles (de l'ordre de 10 échantillons par nuance), la vitesse de soudage $v_s = 4.3 \text{ mm/s}$ n'a pas été étudiée. Quelle que soit la configuration, la présence d'une couche d'oxydes importante sur la surface du bain (cf. Figure B.1) a empêché la plupart des observations faites précédemment d'être réalisées. Il est possible que l'étanchéité de

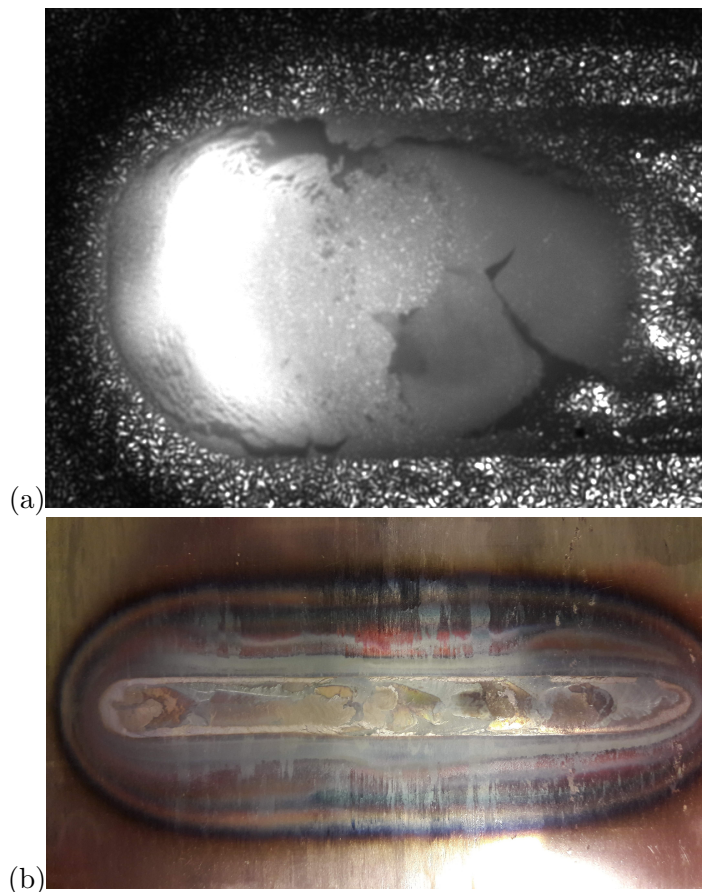


FIGURE B.1 – (Haut) Exemple de vue du dessous d'un bain de fusion de 22MnB5+1.75% d'aluminium. On peut voir une couche importante d'oxyde à la surface du bain. (Bas) Vue du cordon après solidification avec dépôts d'oxydes en surface.

la chambre d'inertage n'ai sans doute pas été suffisante pour empêcher l'aluminium présent dans l'alliage de s'oxyder. Il se peut également que l'oxygène réagissant avec l'aluminium provienne d'oxydes de fer déjà présent à la surface de la tôle avant soudage.

Un décapage de surface des tôles a pu diminuer légèrement la couche d'oxydes mais sans que cela permette de réaliser des mesures.

Les dimensions des bains mesurées après solidification sur les cordons ont été reportées dans les tableaux B.1 et B.2.

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	L_s (mm)	L_i (mm)	L_i/l_i
2.3	9.96	10.1	21.1	20.0	2.00
3.3	7.33	6.87	16.8	14.5	2.11

TABLE B.1 – Données géométriques (longueurs et largeurs) pour les essais sur acier 22MnB5+1.75% d'aluminium.

v_s (mm/s)	l_s (mm)	l_i (mm)	L_s (mm)	L_i (mm)	L_i/l_i
2.3	9.70	10.2	21.1	20.8	2.04
3.3	7.58	6.98	15.4	14.0	2.01

TABLE B.2 – Données géométriques (longueurs et largeurs) pour les essais sur acier 22MnB5+2.5% d'aluminium.

Le taux d'aluminium ne semble pas avoir d'influence sur la taille du bain au vu des dimensions très proches des bains. En comparaison du 22MnB5 classique, les bains sont beaucoup plus grands avec une largeur sur le dessus plus grande de 9 et 22% pour $v_s = 2.3$ et $v_s = 3.3$ mm/s respectivement.