

Formation et solidification de la zone fondue en soudage par point : influence des paramètres de soudage

Florent Krajcarz, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, V. Bochard, E. Lucas, Manuel Bobadilla

▶ **To cite this version:**

Florent Krajcarz, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, V. Bochard, E. Lucas, Manuel Bobadilla. Formation et solidification de la zone fondue en soudage par point : influence des paramètres de soudage. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. 12 p. hal-00570567

HAL Id: hal-00570567

https://minesparis-psl.hal.science/hal-00570567

Submitted on 1 Mar 2011

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.

Formation et solidification de la zone fondue en soudage par point : influence des paramètres de soudage

F. Krajcarz[a,b], A. F. Gourgues[a], V. Bochard[b], E. Lucas[b], M. Bobadilla[b]

a MINES ParisTech, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, B.P. 87, 91003 Evry cedex, France ;
b ArcelorMittal Global R&D, Voie Romaine - BP 30320
F-57283 Maizières-lès-Metz Cedex, France ;
florent.krajcarz@arcelormittal.com

RESUME:

Le soudage par point est un procédé d'assemblage très rapide et très largement utilisé dans l'industrie automobile. Mieux comprendre la genèse de la zone fondue de points soudés et en particulier sa solidification doit permettre d'améliorer les performances mécaniques des points soudés tout en fournissant des recommandations pour optimiser le cycle de soudage.

Dans cette optique, plusieurs nuances d'aciers doux et à très haute résistance, d'épaisseurs 1 et 2 mm ainsi que leurs assemblages hétérogènes ont été testés. Les cinétiques de croissance de la zone fondue en fonction de la composition chimique ont été déterminées grâce à des cycles de soudage interrompus suivis d'une trempe. Cette technique a permis de démontrer qu'en conditions de soudage hétérogène, le métal fondu s'homogénéise par convection. Il a été également mis en évidence qu'un regime transitoire de solidification de la zone fondue débute bien avant l'arrêt du courant.

Un modèle de croissance dendritique, qui est le mode de solidification habituellement rencontré en soudage par point, a été développé pour analyser la solidification de la zone fondue. Ce modèle de croissance dendritique, couplé à une modélisation des transferts thermiques, permet d'estimer la dimension des microstructures dendritiques du noyau en fonction des conditions locales de refroidissement. Les prévisions du modèle de croissance dendritique sont en bon accord avec les valeurs des espacements dendritiques mesurés.

MOTS-CLES : **Soudage par Point, Aciers à très haute résistance, Solidification**

Le procédé de soudage par point, inventé en 1877 par Elihu Thomson, est utilisé depuis les années 1930 pour assembler des tôles d'acier. Son faible coût, sa simplicité et sa bonne fiabilité en font le procédé d'assemblage le plus utilisé dans l'industrie automobile. En effet, un véhicule actuel contient plus de 4000 points soudés soumis à des sollicitations mécaniques variées (fatigue, crash, …). La bonne soudabilité d'une nouvelle nuance, notamment celle des aciers à très haute résistance, est donc une condition nécessaire à son introduction sur des véhicules. En effet, pour répondre aux exigences croissantes d'allégement et de sécurité des constructeurs automobiles, les fabricants d'acier développent des nouvelles nuances d'acier à très haute résistance mécanique telles que les aciers Dual Phase, TRIP, Multiphasés...

A. Généralités sur le procédé de soudage par point

Afin d'identifier les leviers pouvant améliorer la tenue mécanique des points soudés, il est nécessaire de rappeler les différentes étapes du procédé de soudage par point représentées sur la Figure 1 : tout d'abord, les différentes tôles à assembler sont pressées entre deux électrodes en cuivre refroidies à l'eau. Il s'agit du temps d'accostage. Ensuite, un fort courant électrique *I* (de l'ordre de 10 kA) est établi à travers l'assemblage de résistance électrique *R*. Le métal s'échauffe alors par effet Joule jusqu'à atteindre localement sa température de fusion. La chaleur engendrée *Q* pendant le cycle de soudage est alors égale à :

$$Q = \int RI^2 dt$$

Une zone fondue se développe ensuite en hauteur et en diamètre à partir de l'interface entre les tôles. De ce temps de soudage dépendent donc les dimensions du point soudé. Il s'agit là d'un premier levier influant la tenue mécanique du point soudé. A la fin du temps de soudage, le courant est interrompu laissant place au temps de forgeage (ou temps de maintien) pendant lequel les électrodes refroidissent très rapidement le point soudé. Le métal fondu va tout d'abord se solidifier puis subir des transformations de phases à l'état solide.

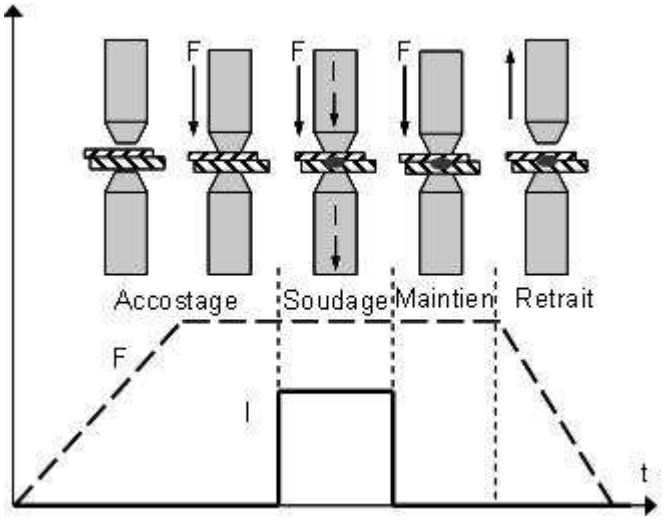


Figure 1 : Schéma représentant un cycle de soudage par point standard

L'ensemble de ces transformations métallurgiques joue un rôle majeur sur les propriétés finales du point soudé. En effet, la solidification très rapide sous forme dendritique va contrôler la formation et la distribution des inclusions endogènes et des microségrégations. Les transformations de phase à l'état solide vont notamment conditionner la résistance à la rupture interfaciale par clivage. Nous nous focaliserons ici sur les deux premiers leviers métallurgiques identifiés pour optimiser la résistance mécanique des points soudés : le développement de la zone fondue et sa solidification. Ils seront étudiés au travers de la variation de paramètres de soudage ainsi que de la variation de composition chimique et d'épaisseur des tôles.

B. Matériaux, méthodes expérimentales et démarche de modélisation :

Quatre matériaux non revêtus ont été utilisés dans cette étude. Les premiers sont deux aciers bas carbone : un acier IF d'épaisseur 1 mm (0,003%C, 0,14%Si, 0,92%Mn en poids%), un acier rephosphoré d'épaisseur 2 mm (0,06%C, 0,11%Si, 0,60%Mn en poids%). Deux aciers TRIP ayant la même composition chimique (0,19%C, 1,7%Si, 1,7%Mn en en poids%) en deux épaisseurs 1 et 2 mm complètent cette étude.

Les opérations de soudage par point ont été effectuées sur une machine Sciaky avec une fréquence de 50 Hz (1 période = 20 ms). Les paramètres de soudage sont décrits dans la Tableau 1. Les intensités de soudage utilisées sont les suivantes : 7,5 kA pour la nuance TRIP de 2 mm et 6,8 kA pour l'épaisseur 1 mm ; 8,2 kA pour l'acier rephosphoré 2 mm ; 7,2 kA pour l'acier IF 1 mm.

Tableau 1 : Paramètres de soudage utilisés :

Epaisseur [mm]	Electrode	Effort de soudage [N]	Temps d'accostage	Temps de soudage	Temps de maintien
1	TH6	3500	70 périodes	12 périodes	12 périodes
2	TH8	5000	70 périodes	28 périodes	15 périodes

Nous nous sommes tout d'abord intéressés au développement de la zone fondue des quatre aciers présentés ci-dessus. Pour cela, des cycles de soudage ont été interrompus après un nombre croissant de périodes de l'étape de soudage proprement dite (Figure 1) : de 1 à 12 périodes pour les aciers d'épaisseur 1 mm et de 4 à 28 périodes pour les nuances d'épaisseur 2 mm. De plus, afin d'étudier l'influence de la durée de l'étape de soudage, ces nuances ont été soudées avec des temps de soudage longs, supérieurs à ceux prescrits par la norme : de 15 à 40 périodes pour l'épaisseur 1 mm et de 35 à 60 périodes pour l'épaisseur

2mm. Tous ces cycles de soudage sont suivis d'un temps de maintien, identique pour une épaisseur donnée, pendant lequel le noyau se solidifie très rapidement en mode dendritique. Il est alors possible de mesurer simplement le diamètre et la hauteur de la zone fondue en réalisant une coupe métallographique transverse du point soudé suivie d'une attaque Béchet-Beaujard [1]. Cette attaque révèle les microstructures de solidification en attaquant les espaces interdendritiques plus riches en éléments ségrégés. Afin de caractériser le développement du noyau, les dimensions de la zone fondue sont mesurées sur au moins deux points soudés par condition.

La seconde étape a consisté à étudier l'influence des conditions locales de solidification sur les modes de solidification. Pour cela, des échantillons prélevés sur les nuances TRIP 1 et 2 mm soudées pendant respectivement 12 et 28 périodes ont été choisis car ils correspondent à des temps standards de soudage. La solidification étant majoritairement dendritique, nous nous sommes intéressés aux dimensions caractéristiques de ces microstructures. Les espacements dendritiques primaires et secondaires ont ainsi été mesurés sur coupe parallèle aux dendrites : des segments regroupant plusieurs espacements primaires ou secondaires ont été tracés et mesurés. Leur longueur a été divisée par le nombre d'entités traversées pour obtenir un espacement moyen. 6 segments ont été tracés pour chaque zone.

Le logiciel commercial de simulation de soudage par point par éléments finis Sorpas® a été utilisé pour simuler la solidification de l'assemblage afin d'estimer le gradient thermique local et la vitesse de refroidissement au cours de la solidification. Les paramètres de soudage précédemment décrits (intensité, force, dimension des électrodes) et les propriétés physiques des matériaux utilisés (températures de liquidus et de solidus, résistivités électrique et thermique, enthalpie de fusion, chaleur spécifique apparente…) sont mis en données (données internes à ArcelorMittal). Le maillage a été raffiné pour atteindre 8 éléments (respectivement 12) dans l'épaisseur des tôles de 1 mm (respectivement de 2 mm). Les gradients de température et les vitesses de solidification ont été calculés à partir de l'évolution de la température à chaque nœud.

C. Genèse et croissance de la zone fondue :

C.1. Homogénéisation du métal fondu dans le cas du soudage hétérogène

Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés au cas du soudage hétérogène, c'est-à-dire impliquant des tôles d'épaisseurs et de natures différentes. En effet, il concerne une grande partie des assemblages sur un véhicule. La zone fondue est donc un mélange de métal provenant de chacune des différentes tôles. Il a été montré hors de cette étude que la composition chimique est macroscopiquement homogène à la fin du soudage mais les mécanismes d'homogénéisation sont très mal connus. Alcini [2] a montré qu'un mouvement de convection du métal liquide avait lieu pendant le cycle de soudage par point. Cependant, la chronologie de l'homogénéisation n'a pas été établie. Pour cela, la méthode de cycle interrompu présentée plus haut a été utilisée avec deux tôles d'épaisseur 1 mm et de compositions chimiques très dissemblables : un acier TRIP et un acier IF.

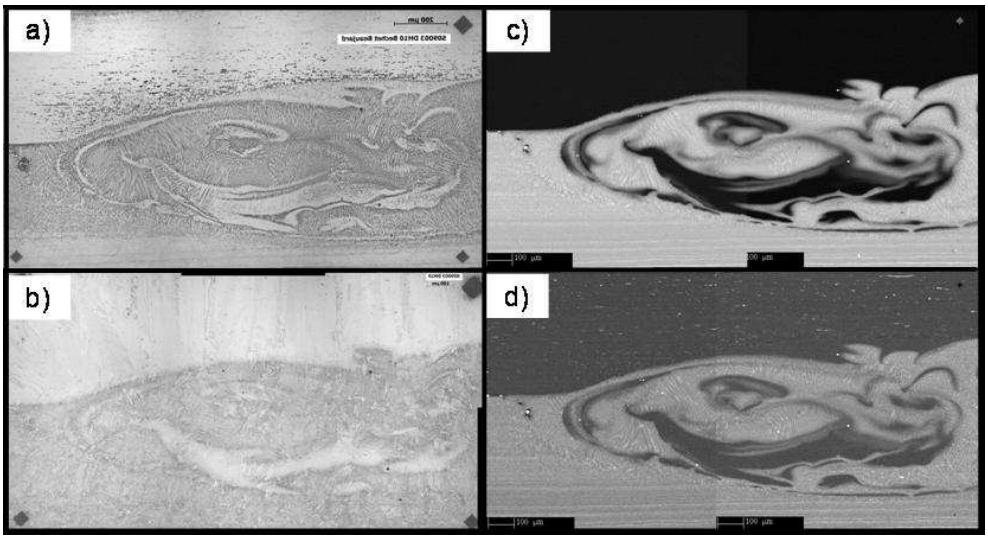


Figure 2 : Vue en coupe d'un noyau fondu non homogène TRIP 1 mm/ IF 1 mm après 4 périodes de soudage : a) et b) : Observation optique après : a) attaque Béchet-Beaujard révélant les microstructures de solidification ; b) après attaque Nital révélant la martensite ; c) et d) Analyse à la microsonde de Castaing : c) Silicium, d) Manganèse. Les régions les plus riches apparaissent en clair.

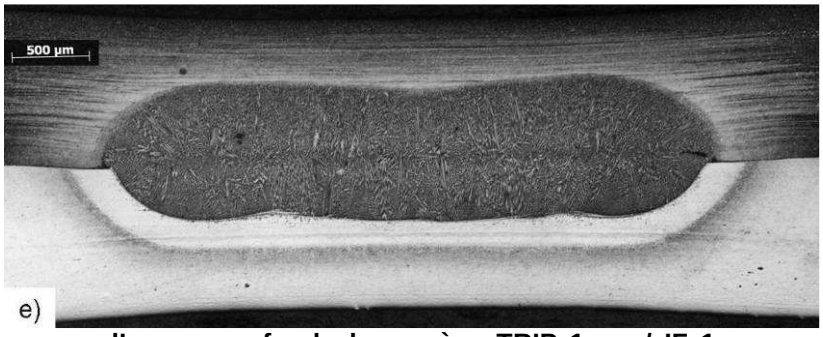


Figure 3 : Vue en coupe d'un noyau fondu homogène TRIP 1 mm/ IF 1 mm après 7 périodes de soudage.

Après 3 et 4 périodes de soudage, de fortes hétérogénéités sont visibles dans la zone fondue. L'attaque Béchet-Beaujard (Figure 2 a)) montre que l'ensemble de ces zones est passé par l'état liquide. L'attaque Nital (Figure 2 b)) révèle quant à elle que les régions sombres correspondent à une martensite riche en carbone alors que les régions claires sont composées de martensite faiblement alliée et de ferrite. Finalement, des cartographies du Silicium (Figure 2 c)) et du Manganèse (Figure 2 d)) à la microsonde de Castaing prouvent que le métal provenant des deux tôles ne s'est pas encore mélangé complètement. La forme de ces hétérogénéités laisse bien penser à un mouvement de convection créé par un effet électromagnétique et/ou thermique. Au-delà de 5 périodes de soudage, la zone fondue est macroscopiquement homogène (voir Figure 3). Nous pouvons donc considérer le noyau fondu d'un assemblage hétérogène usuel comme celui d'un assemblage homogène. Sa composition chimique peut alors être calculée à partir de celle de chaque tôle et du volume de métal fondu issu de chaque tôle :

$$X_{A/B} = \frac{V_A X_A + V_B X_B}{V_A + V_B}$$

Où A et B désignent chacune des tôles, *X* la teneur d'un élément et *V* le volume de métal fondu. V_A et V_B peuvent facilement être mesurés sur des coupes du noyau fondu révélé par attaque Béchet-Beaujard.

C.2. Développement de la zone fondue

Le diamètre de zone fondue est une caractéristique déterminante sur la tenue mécanique du point soudé. En effet, un diamètre élevé favorise une rupture par déboutonnage, c'est-à-dire une rupture par cisaillement ou par striction du métal de base ou de la zone affectée thermiquement, et tend à augmenter la résistance à l'arrachement.

L'étape suivante dans la compréhension de la genèse de la zone fondue est donc son développement. La Figure 4 représente ainsi l'évolution du diamètre et de la hauteur de la zone fondue pour les quatre tôles considérées, en condition de soudage homogène (c'est-à-dire d'assemblage de deux tôles identiques).

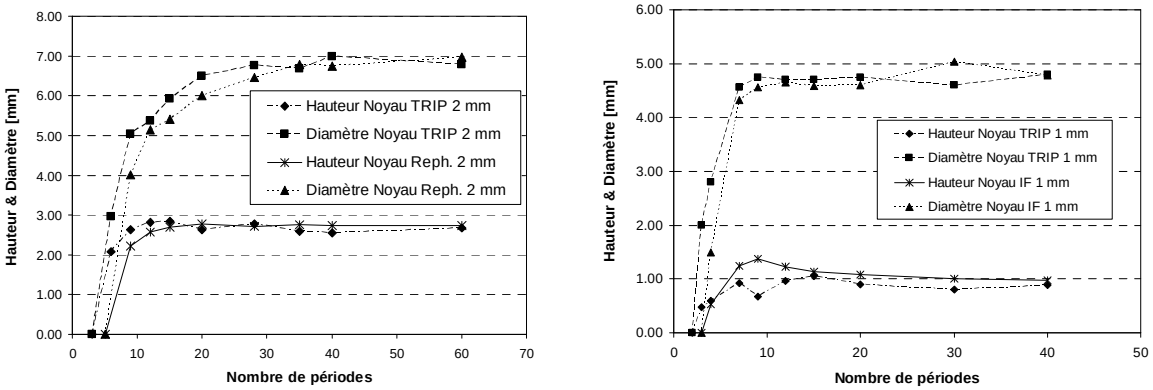


Figure 4 : Diamètre et hauteur du noyau fondu en fonction du nombre de périodes de soudage pour : a) un acier TRIP et un acier rephosphoré d'épaisseur 2 mm ; b) un acier TRIP et un acier IF d'épaisseur 1 mm.

Pour les deux épaisseurs, l'acier TRIP commence à fondre plus tôt que les aciers bas carbone : respectivement 3 et 6 périodes pour les TRIP d'épaisseurs 1 et 2 mm, et respectivement 4 et 9 pour les aciers bas carbone d'épaisseurs 1 et 2 mm. Ces différences sont dues à des propriétés physiques favorisant la fusion des aciers plus alliés (voir Table 2) avec des températures de liquidus et de solidus bien plus basses pour l'acier TRIP. De même, la résistivité électrique à 40°C est près de deux fois plus importante pour l'acier TRIP que pour les aciers bas carbone. La résistivité augmente ensuite avec la température, favorisant l'échauffement des tôles. Nous pouvons noter que les différences entre nuances s'estompent à des hautes températures correspondant au domaine austénitique. Ceci est cohérent avec le fait que la croissance de la zone fondue semble ne dépendre que de l'épaisseur des tôles, pour les aciers considérés (Figure 3).

Table 2 : Températures de liquidus, de solidus à l'équilibre et résistivités électriques à 40°C et à 1200°C des 3 nuances de l'étude. Températures de liquidus et de solidus calculées avec CEQCSI.

Nuance	Temp. Liquidus (°C)	Temp. Solidus (°C)	Résistivité électrique à 40°C (µΩ.m)	Résistivité électrique à 1200°C (µΩ.m)	Enthalpie de Fusion (J/g)
IF	1532	1515	0,205	1,219	260
Rephosphoré	1527	1490	0,172	1,172	240
TRIP	1493	1440	0,377	1,190	265

La zone fondue se développe tout d'abord en hauteur, atteignant son maximum autour de 7 périodes pour l'épaisseur 1 mm et 12 périodes pour l'épaisseur 2 mm. Le développement du noyau continue alors suivant l'interface entre les deux tôles où la production de chaleur reste importante. Le diamètre du noyau atteint sa valeur maximale après 7 périodes pour l'épaisseur 1 mm et après 25 périodes pour l'épaisseur 2 mm. Nous constatons que le développement de la zone fondue tend vers une limite qui est atteinte pour des temps de soudage inferieurs à ceux conseillés par les normes. En particulier, il est inutile d'augmenter le temps de soudage pour augmenter la taille du noyau fondu. Une légère diminution de la hauteur de la zone fondue est observée après 10 périodes sur les tôles de 1 mm d'épaisseur. Cette observation semble liée à l'écrasement de l'ensemble du point soudé par fluage sous la pression exercée par les électrodes.

D. Solidification de la zone fondue

Il a été observé dans certains cas de points soudés rompant de façon ductile dans la zone fondue que les particules placées au centre des cupules étaient alignées et espacées de façon périodique. La distance entre chaque particule correspond à l'espacement interdendritique secondaire (voir Figure 5). Il semble donc que ces inclusions correspondent à des éléments ségrégés, piégés entre les bras dendritiques secondaires lors de la solidification. Or la ténacité K_{Ic} d'un matériau ductile dépend en partie de la distribution et de la taille des inclusions présentes en avant de la fissure. De nombreux auteurs ont ainsi proposé une relation du type :

$$K_{Ic} \approx \sqrt{2\lambda E R_e}$$

Avec λ la distance moyenne entre inclusions, E le module d'Young du matériau et R_e sa limite d'élasticité.

Il serait donc possible d'améliorer la tenue mécanique des points soudés en modifiant les dimensions caractéristiques des microstructures de solidification (ici, taille et répartition spatiale des précipités, qui dépendent des espacements dendritique) et donc les conditions locales de refroidissement du point soudé (G et V). Cela peut se faire en adaptant les paramètres de soudage ou en modifiant la composition chimique du point soudé. La démarche mise en œuvre dans cette étude, couplée à une mesure aussi précise que possible de la ténacité de la zone fondue, consiste à identifier les leviers permettant d'influer le mode de solidification et les dimensions des microstructures de solidification. Cette approche peut se révéler un outil efficace pour aider à l'optimisation des microstructures du point soudé.

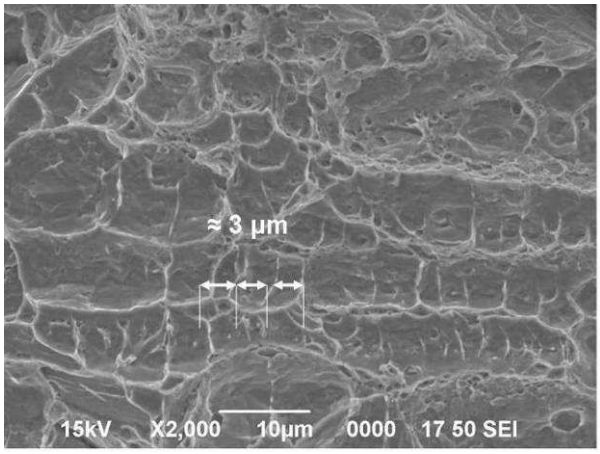


Figure 5 : Faciès de rupture ductile d'une zone fondue après rupture interfaciale. Observation MEB.

D.1. Modes de solidification

En observant plus attentivement la zone fondue après les cycles de soudage incomplets (Figure 6 et Figure 7), on remarque que plusieurs modes de solidifications cohabitent. Le principal mode est la croissance dendritique qui correspond à des vitesses de refroidissement élevées. Ces vitesses sont rencontrées lors du temps de maintien pendant lequel le métal fondu est trempé. Cette zone dendritique fine compose l'ensemble de la zone fondue tant que cette dernière n'a pas atteint, avant solidification, sa hauteur maximale.

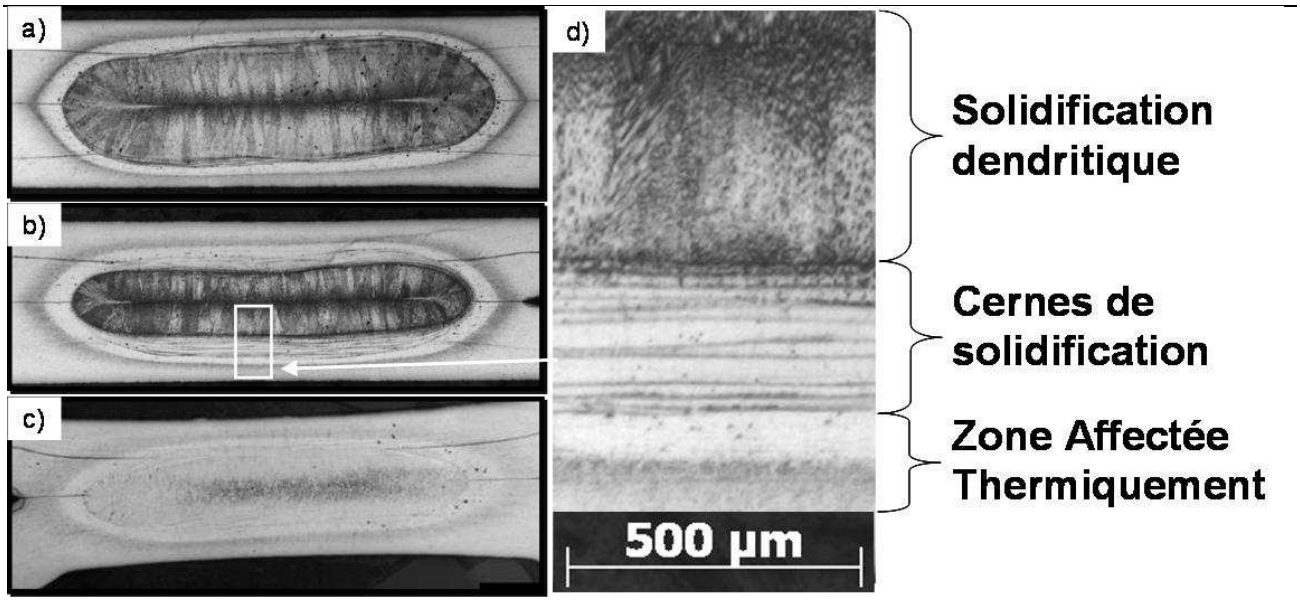


Figure 6 : Observations métallographiques après attaque Béchet-Beaujard : acier IF d'épaisseur 1 mm : a) Après 7 périodes de soudage ; b) Après 12 périodes ; c) Après 40 périodes ; d) Détail de b) : Cernes de solidification.

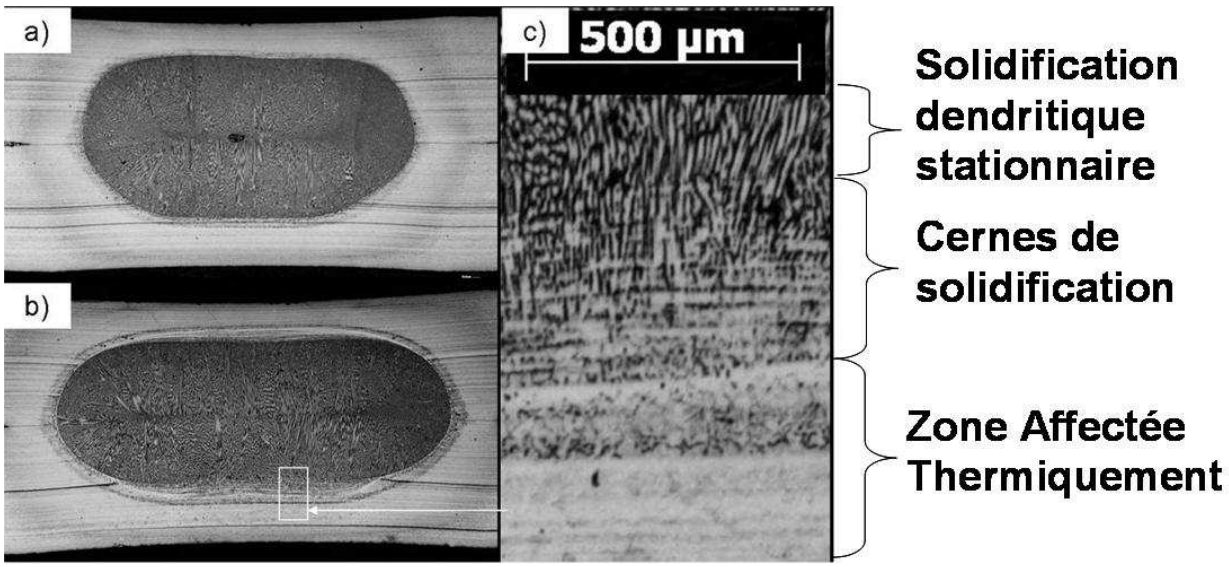


Figure 7 : Observations métallographiques après attaque Béchet-Beaujard : acier rephosphoré d'épaisseur 2 mm : a) Après 15 périodes de soudage ; b) Après 28 périodes de soudage ; c) Détail de b) : Cernes de solidification.

Après avoir atteint une étendue maximale (Figure 6 a pour acier IF 1 mm et Figure 7 a pour acier rephosphoré 2 mm), l'étendue de la zone fondue qui se solidifie rapidement diminue avec l'augmentation du nombre de périodes (Figure 6 b pour acier IF 1 mm et Figure 7 b pour acier rephosphoré 2 mm). Pour l'acier IF d'1 mm, la zone dendritique fine n'est plus présente après 40 périodes de soudage (Figure 6 c)). L'évolution de l'étendue de la zone dendritique fine est présentée Figure 8.

A la place de la zone dendritique fine, une zone composée de microstructures de solidification avec un front plan pour l'acier IF d'épaisseur 1 mm (Figure 6 d) et avec un front cellulaire pour l'acier rephosphoré d'épaisseur 2 mm (Figure 6 c). Des cernes de solidification traversent ces microstructures. Elles apparaissent sous la forme d'alternance de bandes plus ou moins attaquées, donc plus ou moins ségrégées.

Une hypothèse a été avancée par Rossillon [3], [4] : l'origine de ces cernes serait due à des alternances de phases de solidification et de fusion en lien avec le courant alternatif 50 Hz utilisé pendant l'étape de soudage. Par conséquent, à partir de l'étendue maximale de la zone fondue, le métal commence à se solidifier quand le courant s'annule puis la solidification s'arrête lorsque le courant est suffisamment élevé. Une fusion locale peut éventuellement avoir lieu. Lorsque le front de solidification s'arrête, le soluté

est rejeté en avant de l'interface et n'est donc pas présent dans les espaces interdendritiques. Cette région apparait alors en clair. La progression rapide de l'interface est quant à elle marquée par une ligne ségrégée. Il s'agit donc d'un régime transitoire pendant lequel l'interface liquide / solide oscille : succession de solidification, puis arrêt (voir régression) de l'interface, etc. Après avoir atteint son étendue maximale, la chaleur pompée par les électrodes devient supérieure à celle produite par effet Joule. Un déséquilibre entre les phases de solidification et de fusion apparait alors : à chaque oscillation, l'interface progresse plus qu'elle ne recule. L'étendue de la zone fondue diminue donc lentement au cours de ce régime transitoire.

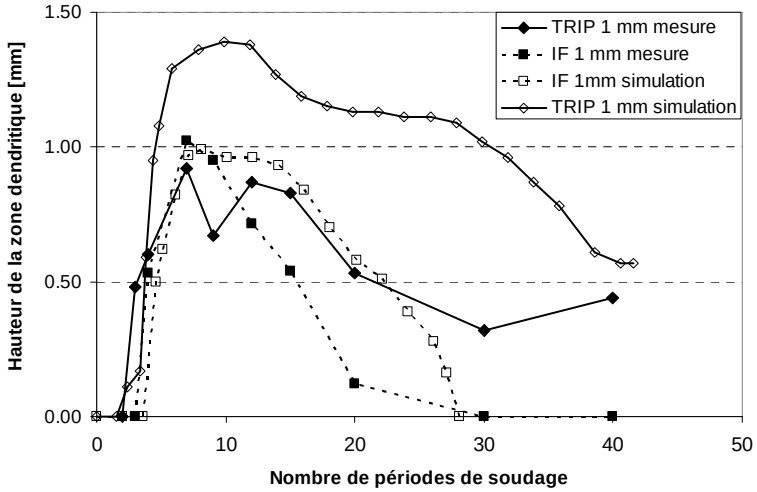


Figure 8 : Evolution de l'étendue de la zone dendritique fine pendant le cycle de soudage : acier TRIP 1 mm et acier IF 1 mm ; étendues mesurées sur coupes de la zone fondue et obtenues par simulation Sorpas.

Des simulations numériques de soudage par point des aciers TRIP et IF d'épaisseur 1 mm ont été menées pour caractériser le chemin thermique de la zone fondue. Sur la Figure 8, les étendues mesurées des zones dendritiques sont comparées avec les étendues instantanées de zone fondue obtenues par simulation numérique. On constate que, pour l'acier IF, la simulation prédit bien le début de solidification de la zone fondue avant l'arrêt du courant, arrêt après lequel la solidification de la zone fondue est dendritique. Cet effet est moins marqué sur la simulation de soudage de tôles d'épaisseur 2 mm. Cependant, comme illustré sur la Figure 9 a) (acier TRIP d'épaisseur 2 mm), il existe une stagnation puis une diminution de la résistance électrique de l'assemblage, c'est-à-dire de la chaleur dégagée par effet Joule. Elle est accompagnée d'une légère baisse de la température en bordure de la zone fondue. L'hypothèse de début de solidification à faible vitesse avant l'arrêt du courant est donc validée. La Figure 9 b) révèle bien que la température proche de l'interface solide / liquide oscille avec une fréquence deux fois plus élevée que le courant de soudage.

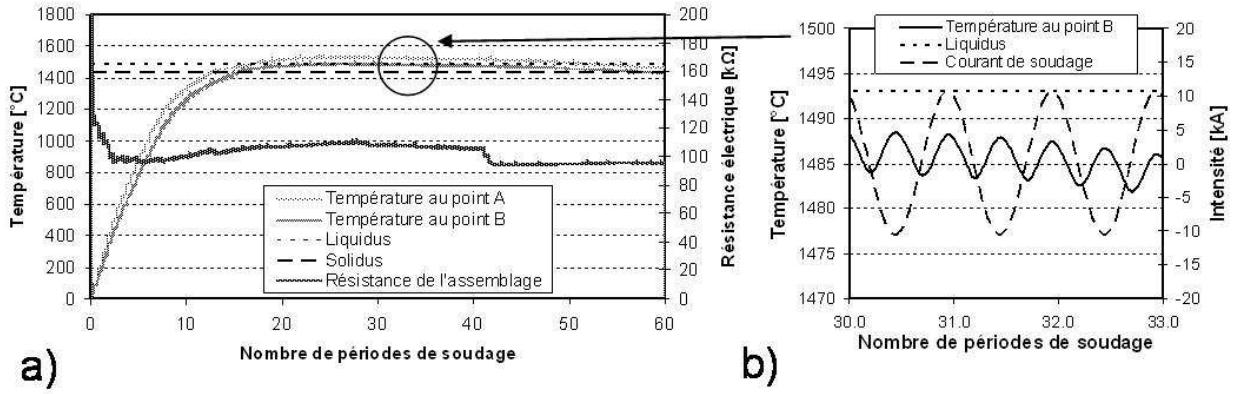


Figure 9 : a) Evolution de la température aux abords des cernes de solidification et de la résistance électrique de l'assemblage au cours du soudage d'un acier TRIP d'épaisseur 2 mm. Simulation numérique (emplacement des points A et B : voir Figure 10). b) Détail de a) : Evolution de la température au point B et de l'intensité de soudage.

Deux régimes de solidification sont donc présents pendant le procédé de soudage par point. Le premier a lieu pendant le passage du courant et qui est en fait une alternance de phases de solidification et de fusion. Il se traduit par la présence d'une structure de solidification à front plan ou front cellulaire, en fonction de la composition chimique de l'acier, traversée par de cernes de ségrégations. Pour des cycles de soudage standard, ce régime reste cantonné à l'extrémité de la zone fondue aux abords des électrodes. Le second régime se produit pendant l'étape de maintien des électrodes et correspond à une solidification du noyau liquide sous forme de dendrites colonnaires.

D.2. Modélisation de la solidification dendritique

Dans un premier temps, la dimension finale de la zone fondue calculée par simulation numérique a été comparée à celle mesurée sur point soudé « réel » révélée par attaque métallographique Béchet-Beaujard. La Figure 10 c) montre une structure dendritique fine dans l'ensemble de la zone fondue : de la périphérie, refroidie par les électrodes ou par le métal de base, vers le centre du noyau. Les dimensions de la zone fondue issues du calcul (Figure 10 a)) sont en bon accord avec celles mesurées sur observations optiques (Figure 10 b)).

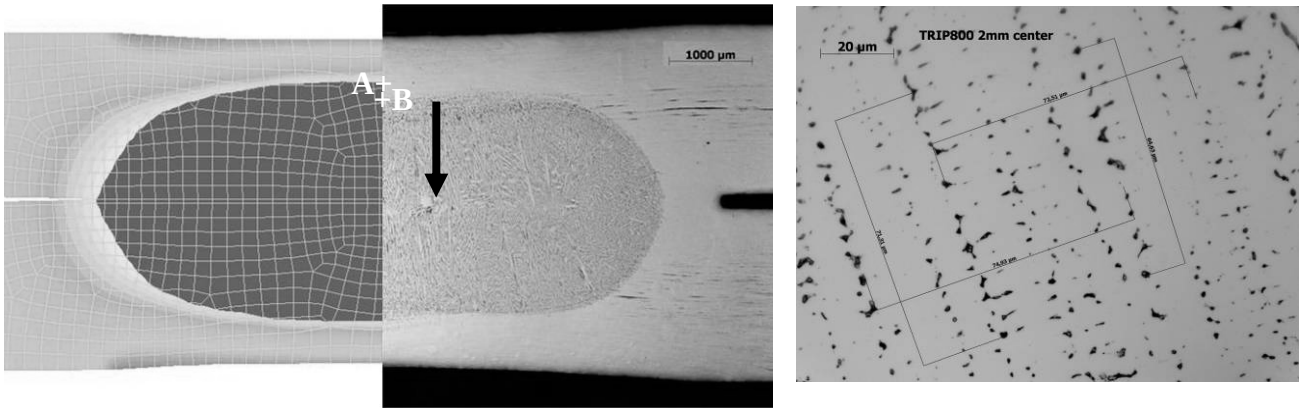


Figure 10 : dimension de la zone fondue d'un acier TRIP d'épaisseur 2mm : a) calculée par simulation numérique (zone fondue en gris foncé); Les points A et B désignent deux nœuds situés aux abords de la zone fondue. b) mesurée après attaque « Béchet-Beaujard ». c) Dendrites au centre d'une zone fondue TRIP, 2mm : observation optique, x1000, attaque « Béchet-Beaujard ».

On s'intéresse ici à la solidification rapide se produisant pendant le temps de maintien. Les grandeurs caractéristiques de refroidissement ont été calculées par éléments finis, à savoir, la vitesse de solidification *V* et le gradient de température *G* dans le liquide en avant du front de solidification. Leur évolution au cours de la solidification, de la périphérie de la zone fondue stationnaire vers le centre, est présentée sur la Figure 11 pour les assemblages TRIP d'épaisseurs 1 et 2 mm. Le gradient de température diminue fortement de $6{,}5\text{x}10^{5}$ à $3{,}8\text{x}10^{4}$ K/m en s'approchant du centre de la zone fondue pour l'assemblage de forte épaisseur et de $1{,}4\text{x}10^{6}$ à $1{,}8\text{x}10^{5}$ K/m pour celui de plus faible épaisseur. Au contraire, la vitesse de solidification augmente de $2{,}9\text{x}10^{-3}$ à $4{,}7\ \text{x}10^{-2}$ m/s pour l'épaisseur 2 mm et de $5{,}2\text{x}10^{-3}$ à $4{,}3\text{x}10^{-2}$ mm/s pour l'épaisseur 1 mm. Nous obtenons ainsi un produit *GV* quasiment constant tout au long de la solidification du point soudé : *GV≈ 1570 K/s* pour l'épaisseur 1 mm et *GV≈ 4120 K/s* pour l'épaisseur 2 mm.

Les conditions locales de solidification calculées par éléments finis ont été mises en relation avec les modes de solidifications rencontrés dans le noyau fondu au travers du critère de Chalmers simplifié. Ce critère, proposé par Tiller et al. [5], repose sur l'évolution de la surfusion en avant d'une interface plane. Ainsi, pour avoir une solidification plane, le rapport *G/V* doit vérifier l'inégalité suivante :

$$\frac{G}{V} > -\sum_{X} \frac{m_X^{\delta/L} C_X (1-k_X)}{k_X D_X^L}$$

Avec : $k_X^{\delta/L}$, le coefficient de partage de l'espèce X dans la ferrite δ

D_X^L , le coefficient de diffusion de l'espèce X dans le liquide à 1500℃

C_X la teneur nominale en espèce X (en masse)

$m_X^{\delta/L}$, la pente du liquidus.

Nous considérons ici les quatre espèces suivantes : Carbone, Manganèse, Silicium et Phosphore.

Nous obtenons ainsi, un rapport critique, ou limite de stabilité du front plan, de 2,3x10^{10} K.s/m² pour l'acier TRIP et de 1,1 x10^{10} K.s/m² pour l'acier IF. Dans le cas de la solidification rapide pendant le temps de maintien, le rapport G/V est inferieur à la limite de stabilité du front plan pour les deux épaisseurs d'acier TRIP.

Il n'est pas possible de calculer les conditions locales de solidification dans le cas du régime transitoire observé pendant l'étape de soudage car le front de solidification oscille. En effet, les dimensions des mailles utilisées dans le calcul par éléments finis sont supérieures à la distance entre cernes rendant difficile l'obtention des gradients thermiques et des vitesses de solidification.

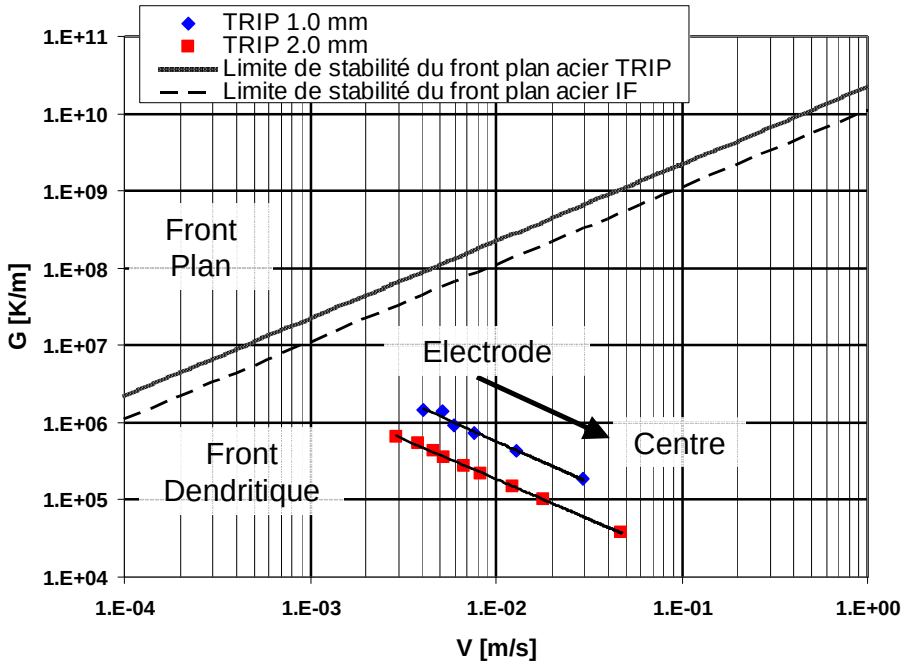


Figure 11 : Evolution du gradient de température et de la vitesse de solidification calculés par éléments finis pour deux assemblages TRIP de deux épaisseurs différentes : 1 mm et 2 mm. Comme indiqué sur la Figure 10, la flèche va de la surface vers le centre du point soudé. Les limites de stabilité du front plan sont celles calculées précédemment.

Il est également possible d'estimer les dimensions des espacements dendritiques primaire (λ_p) et secondaire (λ_s) à partir des conditions locales de refroidissement. Deux modèles ont été initialement testés : celui de Kattamis-Flemings [6] et celui de Kurz-Fisher [7], [8] qui a notamment utilisé par Gould [9] pour mesurer les espacements dendritiques primaires et secondaires dans des zones fondues de points soudés. Le modèle de Kattamis-Flemings étant moins précis aux vitesses de solidification et gradients élevés, le modèle de Kurz-Fisher a été retenu. Ce modèle, étant initialement conçu pour un alliage binaire, a été modifié en tenant compte de l'intervalle de solidification ΔT_S :

$$\lambda_p = 4.3\left(\frac{\Delta T_S D_C^L \Gamma^{\delta/L}}{k}\right)^{1/4} V^{-1/4} G^{-1/2}$$

$$\lambda_s = 5.5\left(\frac{\Delta T_S D_C^L \Gamma^{\delta/L} \ln(k)}{m_C^{\delta/L} C_O \frac{(1-k)^2}{k}}\right)^{1/3} V^{-1/3} G^{-1/3}$$

Avec : $\Gamma^{\delta/L} = 1{,}9.10^{-8}\, m.K$, le coefficient de Gibbs-Thomson

$\Delta T_S = T_L - T_S$, l'intervalle de solidification à l'équilibre (voir Table 2)

Les dimensions des espacements dendritiques primaires et secondaires sont calculées à l'aide du modèle de Kurz-Fisher modifié à partir des conditions locales de solidification obtenues par éléments finis

Les résultats sont présentés dans le Tableau 3. Ils sont comparés aux dimensions mesurées sur coupe micrographique après attaque Béchet-Beaujard.

Tableau 3 : Espacements dendritiques primaires et secondaires calculés et mesurés pour deux épaisseurs différentes d'acier TRIP et dans deux zones du point soudé (extérieur et centre) correspondant respectivement à l'origine et à la pointe de la flèche de la Figure 10.

Epaisseur	Région	Espacement Dendritique Primaire [µm]		Espacement Dendritique Secondaire [µm]	
		Calculé	Mesuré	Calculé	Mesuré
1 mm	Extérieur	11,0	4,7 ± 0,8	3,7	3,1 ± 0,4
	Centre	17,9	5,5 ± 1,6	3,5	3,3 ± 0,2
2 mm	Extérieur	18,7	8,8 ± 1,0	5,7	4,4 ± 0,7
	Centre	38,4	13,9 ± 1,1	5,8	5,4 ± 0,7

Bien que du même ordre de grandeur, les espacements dendritiques primaires estimés sont dans tous les cas supérieurs aux dimensions mesurées. Cependant, les tendances sont les mêmes : les microstructures dendritiques sont plus grossières pour les fortes épaisseurs et au centre de la zone fondue. Par contre, les espacements dendritiques secondaires calculés sont en accord avec ceux mesurés. Ils sont bien constants au sein du même point soudé, ce qui est cohérent avec un produit *GV* constant.

Plusieurs sources d'erreurs sont avancées :

- La mesure des espacements dendritiques se fait selon un plan parallèle à l'axe des dendrites. Par conséquent, il peut exister un décalage entre le plan de coupe et le plan médian de la dendrite. Les espacements secondaires mesurés sont donc plus faibles que les espacements réels.
- Le modèle de Kurz-Fisher a été initialement conçu pour un alliage binaire. Une approximation a été faite pour utiliser l'intervalle de solidification à l'équilibre d'un acier. Nous ne tenons donc pas compte de la surfusion (chimique, de capillarité et cinétique) en avant du front de solidification.
- Un écart peut exister entre les conditions locales de solidification réelles et celles calculées par éléments finis. Les limites du calcul résident notamment dans la modélisation des échanges thermiques entre le point soudé et le milieu environnant (air ambiant, eau circulant dans les électrodes). De plus, la convection dans la zone fondue lors du passage du courant n'est pas prise en compte.

Lors de la solidification dendritique, le niveau de ségrégation est faible à la pointe des dendrites. Les microségrégations sont alors réparties entre les bras secondaires des dendrites. Il n'y a donc pas de macroségrégation au centre du point soudé. De plus, les espacements dendritiques sont des données clés pour les calculs de microségrégation.

Il est maintenant possible de prédire de quelle valeur il est nécessaire de modifier les conditions locales de solidification pour améliorer la ténacité de la zone fondue lorsqu'elle rompt de façon ductile: par exemple, pour une augmentation de 50 % de la ténacité, il faudrait multiplier les espacements dendritiques secondaires par 2,5. Il est alors nécessaire de diviser le produit *GV* par 15. Cependant, cela aurait pour conséquence d'augmenter la taille des précipités ce qui faciliterait la décohésion d'avec la matrice. Il existe donc un optimum à trouver entre espacement dendritique et taille des précipités afin d'obtenir une ténacité optimale de la zone fondue. Une piste intéressante pourrait être l'application d'une rampe de courant après le temps de soudage assurant un refroidissement intermédiaire entre une trempe par les électrodes et un temps de soudage long.

Conclusions :

Les différentes étapes de la genèse de la zone fondue de points soudés par résistance ont été identifiées :

- La fusion débute après seulement quelques périodes de soudage (40 à 80 ms pour les tôles d'épaisseur 1 mm et 120 à 180 ms pour les épaisseurs de 2 mm), leur nombre dépendant des propriétés physiques de la nuance : les nuances à très haute résistance mécanique, généralement plus chargée en éléments d'alliage donc plus résistives et ayant des températures de transformation plus basses, favorisent la création précoce de la zone fondue.

- Dans le cas du soudage hétérogène, un phénomène de convection homogénéise le métal provenant des deux tôles de compositions chimiques différentes. La zone fondue d'un assemblage hétérogène peut donc être considérée (en termes de composition chimique) comme celle d'un assemblage homogène d'une composition chimique intermédiaire. Cette constatation est importante pour l'étude du comportement mécanique d'un assemblage hétérogène. De plus, le mouvement de convexion permet d'homogénéiser la température de la zone fondue pendant le passage du courant.
- La zone fondue se développe très rapidement en hauteur (maximum atteint après respectivement 140 et 240 ms pour les tôles d'épaisseur 1 et 2 mm) puis en diamètre pour atteindre une taille stabilisée. Un temps de soudage plus long que celui préconisé par la norme est donc inutile pour garantir une taille du noyau fondu suffisante.
- Une rétractation de l'épaisseur de la zone fondue apparait après la moitié du cycle de soudage. Cela correspond à un déséquilibre du régime transitoire pendant lequel l'interface solide/liquide oscille. Cet effet est plus marqué avec des tôles plus fines et moins alliées.
- Une fois le cycle de soudage terminé, une solidification rapide (jusqu'à 50 mm/s) en mode dendritique colonnaire a lieu. La simulation numérique indique un produit *GV* constant au cours de la solidification. Cette valeur étant plus élevée pour une faible épaisseur, il en résulte des microstructures dendritiques plus fines. Le mode de solidification dendritique garantie l'absence de macroségrégation centrale.

Cette étude a, en outre, montré la très bonne aptitude des aciers à très haute résistance à générer une zone fondue présentant les mêmes modes de solidification qu'un acier bas carbone. La croissance dendritique y est d'ailleurs favorisée. De plus, il a été montré qu'il était possible de modifier le mode de solidification et les dimensions des microstructures de solidification en adaptant certains paramètres de soudage tels que le temps de soudage, vitesse de refroidissement.

Références :

[1] : S. BECHET, L. BEAUJARD, *Nouveau réactif pour la mise en évidence du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus*. Revue de métallurgie, Vol. 10, pp. 1045-1052, 1955.

[2] : W. V. ALCINI, *Experimental measurement of liquid nugget heat convection in spot welding*. Welding Research Supplement, Vol. 69, No. 4, pp. 177-180, 1990.

[3] : F. ROSSILLON, *Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d'un acier THR soudé par point*. Manuscrit de Thèse, Université Blaise Pascal – Clermont II, 2007.

[4] : F. ROSSILLON, M. BOBADILLA, T. DUPUY, P. FISHER, A. GALTIER, E. LUCAS, J.L. ROBERT, *Validation de la simulation numérique du soudage par points par la quantification des microstructures de solidification*. Communication interne

[5] : W. A. TILLER, K. A. JACKSON, J. W. RUTTER, B. CHALMERS*, The redistribution of solute atoms during the solidification of metals.* Acta Metallurgica, Vol. 1, No. 4, pp. 428-437, 1953

[6] : T. Z. KATTAMIS, M. C. FLEMINGS. *Dendrite morphology, microsegregation and homogenisation of low-alloy steels.* Transactions of the metallurgical Society of AIME, No. 233, pp. 992–999, 1965

[7] : W. KURZ, D. J. FISHER, *Dendrite Growth at the limit of Stability : Tip radius and Spacing.* Acta Metallurgica, Vol. 29, pp. 11-20

[8] : W. KURZ, D. J. FISHER, *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications, Suisse,1984.

[9] : J. E. GOULD, *Modeling primary dendrite arm spacings in resistance spot welds, part 2 — experimental studies.* Welding Journal, Vol. 73, No. 5, pp. 91-100, 1994.