



**HAL**  
open science

# Soudage par résistance des tôles fines revêtues : formation du noyau dans un assemblage de trois tôles

Edouard Geslain

► **To cite this version:**

Edouard Geslain. Soudage par résistance des tôles fines revêtues : formation du noyau dans un assemblage de trois tôles. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Bretagne Sud, 2018. Français. NNT : 2018LORIS481 . tel-01960707

**HAL Id: tel-01960707**

**<https://theses.hal.science/tel-01960707v1>**

Submitted on 19 Dec 2018

**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.



**THESE CIFRE ArcelorMittal  
/ UNIVERSITÉ BRETAGNE SUD**  
*sous le sceau de l'Université Bretagne Loire*

pour obtenir le titre de  
**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ BRETAGNE SUD**

*Mention : Énergétique, thermique, combustion*  
**Ecole doctorale : SPI**

Présentée par Edouard GESLAIN

Préparée au sein de l'IRDL, CNRS FRE 3744

Institut de Recherche Dupuy de Lôme

Rattaché à l'Université Bretagne Sud

**Thèse soutenue le 23 janvier 2018 à Lorient**

# Soudage par résistance des tôles fines revêtues : formation du noyau dans un assemblage de trois tôles

Devant le jury composé de :

*Rapporteurs :*

Prof. Jean-Marie JOUVARD, Université de Bourgogne  
Prof. Najib LARAQI, Université Paris Nanterre

*Examineurs :*

Prof. Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON, Mines ParisTech  
Prof. Pascal PAILLARD, Polytech Nantes  
Dr. Laurent CRETTEUR, Ingénieur ArcelorMittal

*Directeur et co-directeurs de thèse :*

Dr. Philippe ROGEON, Maître de Conférences HDR à l'Univ. Bretagne Sud  
Dr. Thomas PIERRE, Maître de Conférences à l'Univ. Bretagne Sud  
Dr. Cédric POUVREAU, Maître de Conférences à l'Univ. Bretagne Sud

*Membres invités :*

M. Jérôme BARRÉ, Ingénieur GYS  
M. Romaric LENOIR, Ingénieur PSA



# Remerciements

Cette thèse a été réalisée grâce à un partenariat entre l'Université Bretagne Sud et le groupe ArcelorMittal. Je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à cette étude.

Pour commencer, je remercie Philippe ROGEON, Thomas PIERRE et Cédric POUVREAU, Maîtres de Conférences à l'Université Bretagne Sud, Laurent CRETTEUR, ingénieur chez ArcelorMittal et initiateur de cette thèse. Ils m'ont encadré, accompagné et ont su se rendre disponibles ; cela a été un réel plaisir de travailler avec eux. Je les en remercie.

Je remercie aussi Philippe CHAUVELON et Pascal PAILLARD pour leur participation aux comités de suivi de thèse. Ils ont apporté un regard extérieur enrichissant pour l'avancée des travaux.

Je remercie ensuite les Professeurs et Maîtres de Conférences de l'Université Bretagne Sud qui ont apporté une part de leurs connaissances, notamment les membres de l'équipe Assemblages Multi-Matériaux de l'IRDL : Muriel CARIN, Patrick CARRÉ, Denis CARRON, Mickael COURTOIS et Philippe LE MASSON.

La partie expérimentale a été réalisée avec l'aide des ingénieurs d'étude Joël BROINE, Anthony JEGAT, Anthony MAGUERESSE et William BERCKMANS.

Je souhaite aussi remercier MM. Najib LARAQI et Jean-Marie JOUVARD qui ont accepté de rapporter cette thèse, Mme Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON et M. Pascal PAILLARD pour leur participation au jury.

Je remercie les personnels du centre de recherche Auto-Application d'ArcelorMittal à Montataire qui m'ont accompagné : Flore DESBORDES, Annick GAYET, Didier DEBIEVRE, Bernard LECLERC, Alexandre MÉTAIS, Yohan MERDJI et Sadok GAIED ; ainsi que Thomas DUPUY du centre de Recherche Auto-Application d'ArcelorMittal à Maizières-Lès-Metz.

Je remercie aussi Jérôme BARRÉ de la société GYS pour l'appui technique sur la machine de soudage, ainsi que pour sa participation aux comités de suivi et au jury de thèse.

Je n'oublie pas tous les personnels administratifs notamment Sylvie SIMON à la gestion, Noluenn CHAUVIN et Axelle GUITTON au collège doctoral et M. Jean-Sébastien LAPEYRE au service PEB qui a réussi à me trouver toutes les publications que je souhaitais.

Je tiens à remercier Constant, Mickaël, Élodie, Laurent, François, Cyril, Stephen, Dylan, Bernard, les doctorants et ex-doctorants de l'équipe avec qui j'ai partagé le bureau A0036 et pour la bonne ambiance qui y régnait.

Enfin, je remercie ma famille qui m'a toujours soutenu et ma compagne qui m'a supporté pendant les longs mois de rédaction. J'ai une pensée particulière pour mes grands-parents qui m'ont vu commencer cette thèse mais pas la finir.



# Table des matières

**Nomenclature** .....-7-

**Introduction générale** ..... -11-

## **Partie 1 – Le soudage par résistance par point, état de l’art.**

### **Chapitre 1 – Le soudage par résistance par point**

I.	Principe du soudage par point	- 19 -
II.	Le matériel	- 20 -
II.1	Le transformateur	- 20 -
II.2	Les électrodes	- 20 -
II.3	Le système d’accostage	- 21 -
III.	L’étude du noyau	- 21 -
III.1	Les méthodes de contrôle destructif	- 22 -
III.1.1	Les coupes macrographiques	- 22 -
III.1.2	Le déboutonnage	- 24 -
III.2	Les méthodes de contrôle non-destructif	- 24 -
III.3	Le suivi de paramètres	- 25 -
III.3.1	Mesure de la résistance dynamique	- 25 -
III.3.2	Mesure du déplacement	- 25 -
III.4	Le soudage en demi-point	- 26 -
III.5	Le développement du noyau	- 26 -
	Conclusion	- 28 -

### **Chapitre 2 – Le soudage par point d’assemblages dissymétriques**

I.	Les différents aciers	- 31 -
I.1	Les aciers pour pièces de peau	- 31 -
I.2	Les aciers AHSS pour la structure et les renforts	- 33 -
II.	Les différents revêtements	- 34 -
II.1	Les revêtements à base de zinc	- 34 -
II.2	Les revêtements à base d’aluminium	- 35 -
II.3	Revêtements et soudabilité	- 35 -

II.3.1	Les revêtements zingués .....	- 35 -
II.3.2	Les revêtements aluminés.....	- 36 -
III.	Les assemblages dissymétriques .....	- 36 -
IV.	Assemblage dissymétrique de référence .....	- 42 -
Conclusion	.....	- 46 -

## **Partie 2 – Les outils expérimentaux et numériques.**

### **Chapitre 3 – Le dispositif de soudage instrumenté**

I.	La soudeuse .....	- 51 -
I.1	L'intensité .....	- 51 -
I.2	L'effort .....	- 52 -
I.3	Les électrodes.....	- 53 -
II.	La centrale d'enregistrement .....	- 54 -
II.1	Présentation de la centrale d'enregistrement .....	- 54 -
II.2	Configuration des voies de mesure .....	- 54 -
III.	La caméra infrarouge .....	- 57 -
III.1	La caméra IR .....	- 57 -
III.2	Les gammes de température.....	- 60 -
III.3	Le fenêtrage.....	- 61 -
III.4	La synchronisation.....	- 62 -
IV.	Le soudage en demi-point.....	- 62 -
IV.1	La méthode.....	- 62 -
IV.2	La préparation des électrodes.....	- 63 -
IV.3	La préparation des tôles.....	- 64 -
Conclusion	.....	- 65 -

### **Chapitre 4 – Modélisation numérique**

I.	La modélisation des phénomènes physiques et des couplages dans la matière.....	- 69 -
I.1	Les phénomènes physiques impliqués.....	- 69 -
I.2	Le modèle retenu .....	- 70 -
I.2.1	Les phénomènes électriques.....	- 70 -
I.2.2	Les phénomènes thermiques .....	- 71 -
I.3	Géométrie et maillage.....	- 71 -
I.4	Les conditions aux limites.....	- 73 -

I.4.1	Les conditions aux limites électriques.....	- 73 -
I.4.2	Les conditions aux limites thermiques.....	- 73 -
II.	Les conditions de contact.....	- 74 -
II.1	Définition et rôle des résistances de contact électriques et thermiques .....	- 74 -
II.1.1	La résistance de contact électrique.....	- 74 -
II.1.2	La résistance de contact thermique.....	- 76 -
II.2	Les modèles de contact électrothermique.....	- 79 -
II.2.1	Le modèle macroscopique .....	- 80 -
II.2.2	Le modèle mésoscopique.....	- 82 -
Conclusion	.....	- 83 -

## Chapitre 5 – La mesure des résistances de contact

I.	Les méthodes de détermination des résistances de contact.....	- 87 -
I.1	Les approches théoriques .....	- 87 -
I.2	Les approches expérimentales.....	- 88 -
I.3	L’approche retenue .....	- 89 -
II.	Le dispositif de mesure <i>ex situ</i> .....	- 89 -
II.1	Le dispositif général.....	- 89 -
II.2	La mesure de $R_{CE}$ .....	- 90 -
II.3	La mesure de $R_{CT}$ .....	- 94 -
III.	Les mesures de $R_{CE}$ <i>in situ</i> à l’issue de l’accostage .....	- 95 -
Conclusion	.....	- 96 -

## Partie 3 – Étude de la formation du noyau dans l’assemblage dissymétrique de référence.

### Chapitre 6 – Les essais de soudage

I.	La soudabilité de l’assemblage dissymétrique.....	- 101 -
I.1	Le domaine de soudabilité sur la GYSPOT.....	- 101 -
I.2	Étude de dispersion.....	- 103 -
I.2.1	Pénétration de la zone fondue dans la tôle mince.....	- 104 -
I.2.2	Variation des dimensions du noyau et de sa pénétration dans T1 .....	- 106 -
II.	La cinétique de développement du noyau par points interrompus .....	- 107 -
III.	Observations par thermographie IR.....	- 112 -



III.1	Échauffements initiaux et développement du point chaud.....	- 113 -
III.1.1	Assemblage symétrique DP-DP-DP .....	- 113 -
III.1.2	Assemblage dissymétrique AM-DP-DP.....	- 115 -
III.1.3	Assemblage très dissymétrique AM-DP-Usibor® .....	- 116 -
III.1.4	Effet de la dissymétrie de l'assemblage sur l'échauffement.....	- 117 -
III.2	Mesures des températures de contact et des vitesses d'échauffement .....	- 118 -
Conclusion	.....	- 122 -

## Chapitre 7 – La caractérisation des interfaces

I.	Les aires de contact apparentes.....	- 125 -
I.1	Définition des aires de contact.....	- 125 -
I.2	Mesures des aires de contact apparentes à l'accostage.....	- 125 -
I.3	Évolution des aires de contact apparentes lors du soudage.....	- 128 -
I.3.1	Mesure des diamètres d'empreintes par analyse d'image .....	- 129 -
I.3.2	Mesure des diamètres d'empreintes par profilométrie optique .....	- 131 -
II.	Les résistances de contact électriques.....	- 134 -
II.1	Mesures de $R_{CE}(p_c, T_c)$ sur le dispositif de mesure <i>ex situ</i> .....	- 135 -
II.1.1	Mesures de $R_{CE}(p)$ .....	- 135 -
II.1.2	Mesures de $R_{CE}(T)$ .....	- 138 -
II.2	Mesure des résistances de contact électriques <i>in situ</i> .....	- 144 -
II.2.1	Mesure des résistances statiques .....	- 144 -
II.2.2	Détermination des résistances de contact <i>in situ</i> à l'issue de l'accostage.....	- 145 -
III.	Les résistances de contact thermiques .....	- 146 -
III.1	Les mesures de $R_{CT}(p)$ .....	- 147 -
III.2	Comparaison avec la littérature .....	- 147 -
III.3	Analyse des valeurs de $R_{CT}$ .....	- 148 -
IV.	Bilan des densités de puissance aux interfaces.....	- 149 -
Conclusion	.....	- 152 -

## Chapitre 8 – Simulations numériques

I.	Simulation numérique des phénomènes électrothermiques initiaux aux interfaces.....	- 155 -
I.1	Le modèle de contact macroscopique .....	- 155 -
I.1.1	Mise en données .....	- 155 -
I.1.2	Résultats .....	- 157 -
I.2	Le modèle de contact mésoscopique.....	- 160 -

I.2.1	Mise en données .....	- 160 -
I.2.2	Résultats .....	- 160 -
I.3	Comparaison des modèles macroscopique et mésoscopique. ....	- 162 -
I.4	Comparaison des résultats numériques aux observations par thermographie IR.....	- 165 -
I.4.1	Profils sur l'axe .....	- 165 -
I.4.2	Distribution radiale de température au niveau des interfaces .....	- 166 -
I.4.3	Cinétiques de température aux contacts sur l'axe de symétrie.....	- 168 -
I.5	Conclusion sur les modèles de résistance de contact.....	- 169 -
II.	Modèle électrothermique avec des rayons de contact variables .....	- 170 -
II.1	Mise en données .....	- 170 -
II.1.1	Rayons de contact .....	- 170 -
II.1.2	Résistances de contact .....	- 170 -
II.1.3	Intensité.....	- 171 -
II.2	Résultats .....	- 171 -
III.	Modèle simplifié électrothermique avec rayons de contact constants.....	- 179 -
III.1	Mise en données .....	- 179 -
III.1.1	Rayons de contact .....	- 179 -
III.1.2	Résistances de contact .....	- 179 -
III.1.3	Intensité.....	- 179 -
III.2	Résultats du calcul.....	- 179 -
Conclusion	.....	- 185 -

## **Partie 4 – Recherche de solutions visant à améliorer la soudabilité de la tôle mince.**

### **Chapitre 9 – Les solutions produit**

I.	Sensibilité aux résistances de contact.....	- 191 -
I.1	Mise en donnée.....	- 191 -
I.2	Résultats .....	- 191 -
II.	Sensibilité à la nature de la tôle mince .....	- 193 -
II.1	Mise en donnée.....	- 193 -
II.2	Résultats .....	- 193 -
Conclusion	.....	- 196 -

## **Chapitre 10 – Les solutions *process***

I.	Influence du profil du courant.....	- 199 -
I.1	Effet du profil du courant sur la formation et le développement du noyau.....	- 199 -
I.2	Effet du profil de courant sur les échauffements initiaux.....	- 203 -
II.	Influence de la géométrie des électrodes .....	- 206 -
II.1	Effet de la géométrie des électrodes sur la latitude de soudabilité .....	- 206 -
II.2	Effet du rayon de courbure sur la pénétration du noyau dans la tôle mince .....	- 208 -
	Conclusion .....	- 213 -

## **Conclusions et perspectives**

	Conclusions sur les aspects expérimentaux.....	- 215 -
	Formation et développement du noyau .....	- 215 -
	Caractérisation des conditions interfaciales .....	- 216 -
	Conclusions sur les aspects numériques et le rôle des interfaces .....	- 216 -
	Conclusions sur la recherche de solutions .....	- 217 -
	Perspectives.....	- 219 -

	<b>Références bibliographiques</b> .....	-221-
--	--	-------

	<b>Annexe - Propriétés thermophysiques des matériaux</b> .....	-229-
--	--	-------

# Nomenclature

## Lettres latines

a	diffusivité thermique	$m^2.s^{-1}$
a	rayon circulaire d'un contact élémentaire	m
$A_c$	aire de contact	$m^2$
$A_r$	allongement à la rupture	%
$C_p$	capacité calorifique massique	$J.kg^{-1}.K^{-1}$
d	diamètre	m
D	diamètre	m
dt	intervalle de temps	s
ep	épaisseur	m
F	force appliquée par les électrodes	N
h	hauteur	m
I	intensité du courant de soudage	A
$I_m$	intensité du courant de mesure	A
J	densité de courant	$A.m^{-2}$
$L_{fusion}$	chaleur latente de fusion	$J.kg^{-1}$
n	coefficient pour le calcul de $R_{CE}(p_c)$	-
p	pénétration du noyau dans la tôle mince	m
$p_c$	pression de contact	MPa
$Q_J$	densité de puissance créée par effet Joule	$W.m^{-2}$
r	rayon	m
$r_c$	rayon de contact	m
$r_0$	rayon de contact élémentaire	m
R	résistance électrique	$\Omega$
R	résistance thermique	$K.W^{-1}$
$R_c$	résistance de contact	-
$R_{CE}$	résistance de contact électrique	$\Omega.m^2$

$R_{CT}$	résistance de contact thermique	$m^2.K. W^{-1}$
$Re$	limite d'élasticité	Pa
$R_{interfaces}$	résistance aux interfaces	$\Omega$
$R_m$	résistance mécanique	Pa
$R_{matière}$	résistance de la matière	$\Omega$
$R_0$	coefficient pour le calcul de $R_{CE}(p_c)$	-
$t$	temps	ms
$T$	température	$^{\circ}C$
$T_{amb}$	température ambiante	$^{\circ}C$
$T_c$	température de contact	$^{\circ}C$
$T_{fus}$	température de fusion	$^{\circ}C$
$T_{liq}$	température de liquidus	$^{\circ}C$
$T_{sol}$	température de solidus	$^{\circ}C$
$U$	tension électrique	V
$V$	potentiel électrique	V
$x$	dimension horizontale	m
$z$	dimension verticale	m

## Lettres grecques

$\alpha$	coefficient de partage	-
$\alpha$	proportion de phase transformée	-
$\varepsilon$	émissivité	-
$\phi$	flux de chaleur	W
$\lambda$	conductivité thermique	$W.m^{-1}.K^{-1}$
$\sigma$	conductivité électrique	$S.m^{-1}$
$\rho$	résistivité électrique	$\Omega.m$
$\rho_{vol}$	masse volumique	$kg.m^{-3}$
$\tau$	constante de temps	s
$\tau_c$	taux de contact	-
$\theta$	température	$^{\circ}C$

## Indices et exposants

C	contact
CA	contact apparent
CC	contact constant (rayon)
CE	contact électrique (résistance)
CI	contact initial
CM	contact mécanique
CT	contact thermique (résistance)
CV	contact variable (rayon)
éq	équivalent
fus	fusion
i	interface
liq	liquidus (température)
m	mesure
matière	
max	maximal(e)
min	minimal(e)
n	noyau
pic	pic (température)
sol	solidus (température)
stat	statique (résistance)
tt	thermique total (résistance)
tôle	

## Acronymes

AM	ArcelorMittal (appellation de l'acier)
AHSS	Advanced High Strength Steel
CEB	Caisse En Blanc
CND	Contrôle Non Destructif
DP	Dual Phase
E	Électrode
ET	Électrothermique
E/T	Électrode / Tôle
FB	Ferrite Bainite
HF	Haute Formabilité
HLE	Haute Limite Élastique
HSLA	High Strength Low Alloy
ITR	Integrate Then Read
IWR	Integrate When Read
MB	Métal de Base
MFDC	Medium Frequency Direct Current
PHS	Press Hardened Steel
tc	thermocouple
T	Tôle
T/T	Tôle / Tôle
THR	Très Haute Résistance
TRIP	Transformation Induced Plasticity
ZAT	Zone affectée thermiquement
ZF	Zone fondue

# Introduction générale

Dans le secteur automobile, l'allègement des véhicules pour diminuer les consommations de carburant est un des moteurs de la recherche de nouveaux grades d'acier plus résistants qui garantissent les mêmes performances fonctionnelles et de sécurité avec une épaisseur moindre. Actuellement de nombreuses nuances d'aciers – acier à haute formabilité, haute limite élastique, très haute résistance pour emboutissage à froid, très haute résistance pour emboutissage à chaud... – sont commercialisées sous forme de bobine par ArcelorMittal qui se place premier fournisseur mondial pour l'industrie automobile. Elles sont déclinées avec des épaisseurs allant de 0,7 à 3 mm. Pour garantir leur résistance à la corrosion ces tôles sont protégées par différents revêtements, à base de zinc pour les tôles emboutissables à froid et à base d'un alliage d'aluminium-silicium pour les tôles emboutissables à chaud. Dans le cadre de son activité de recherche et développement, ArcelorMittal met au point de nouveaux produits destinés au secteur automobile. Pour pouvoir proposer ces produits innovants à ses clients, ArcelorMittal doit garantir au préalable leur soudabilité opératoire.

Le procédé le plus utilisé pour la fabrication des caisses en blanc des automobiles est encore le soudage par résistance par point. Ce procédé de soudage par recouvrement, qui utilise un courant électrique pour faire fondre les tôles à assembler, est facilement automatisable et d'un coût modéré. Une caisse en blanc compte 3 000 à 6 000 points selon les modèles.

Les différents aciers utilisés sont positionnés selon leurs fonctions à des endroits stratégiques du véhicule (figure 1), et pour garantir la sécurité il peut être nécessaire de combiner trois tôles très différentes de par leur nuance, leur épaisseur et leur revêtement. C'est ce que l'on appelle un assemblage dissymétrique. Au niveau du pied-milieu par exemple, une zone de superposition inclut une tôle de structure prise en sandwich entre une tôle de couverture et une tôle de renfort.

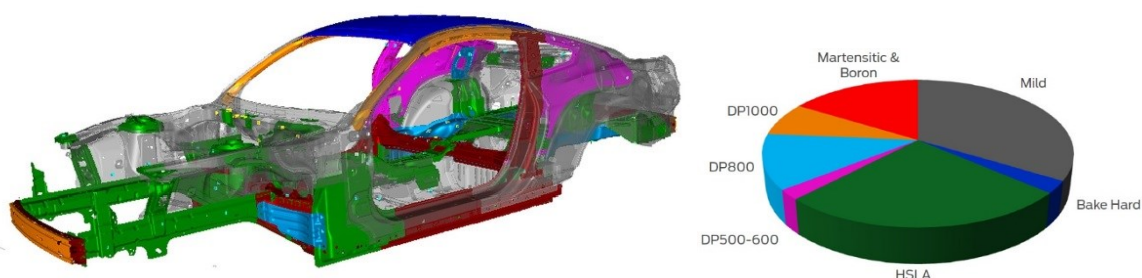


Figure 1 - Répartition des aciers dans la caisse en blanc d'une Ford Mustang de 2005 [1].

Pour des assemblages symétriques de deux et trois tôles, la soudabilité opératoire est généralement bien maîtrisée. L'épaisseur du noyau est suffisante pour pénétrer suffisamment à l'intérieur des tôles de part et d'autre des interfaces à souder. Par contre, dans le cas d'assemblages dissymétriques de deux ou trois tôles, avec notamment une tôle mince d'acier doux sur une ou deux tôles plus épaisses, le point de soudure peut ne pas se développer suffisamment dans la tôle fine, entraînant un défaut de maintien de cette dernière dans l'assemblage (figure 2).





Figure 2 - Coupe macrographique de soudure entre une tôle fine d'acier doux et une tôle d'acier à très haute résistance (étude interne ArcelorMittal).

Pour appréhender les défauts de soudure dans les assemblages dissymétriques comprenant une tôle très fine en extérieur de l'assemblage, il faut comprendre quels sont les mécanismes qui pilotent la formation et le développement du noyau fondu. Ces mécanismes ont été identifiés et sont présentés dans la littérature à travers de nombreuses études qui se sont penchées sur la compréhension de la formation de la soudure par des approches expérimentales [2] et/ou numériques [3]. Ces travaux ont permis de montrer que le chauffage par effet Joule au sein de l'assemblage est initié aux interfaces dans les premiers instants et se produit ensuite au sein des tôles. De plus, au cours du soudage, les électrodes, dont les faces actives sont généralement convexes, s'indentent dans les tôles entraînant l'augmentation des aires de contact apparentes. Ce mécanisme garantit l'autorégulation de l'échauffement par la diminution de la densité de courant et l'augmentation des flux thermiques à travers les électrodes thermostatées. Dans la littérature, les premières études sur la soudabilité des tôles fines (< 0,8 mm) sur des tôles épaisses datent de 2007. La question de la tenue mécanique de la tôle fine dans l'assemblage se pose à travers la nature de la liaison par fusion ou par diffusion [4] à travers les dimensions de la zone d'accrochage et à travers la microstructure dans la zone d'accrochage.

La présente étude s'inscrit dans la démarche de développement de nouveaux produits d'ArcelorMittal. Elle s'intéresse à la soudabilité opératoire d'un assemblage très dissymétrique incluant une tôle d'acier doux très fine d'épaisseur inférieure à 0,6 mm – alors que les dimensions actuelles sont généralement comprises entre 0,7 et 0,8 mm – présentant un potentiel d'allègement significatif. L'assemblage inclut aussi deux tôles épaisses dont une tôle pour emboutissage à chaud. L'objectif principal est de comprendre le développement de la soudure dans cette configuration complexe, d'analyser la nature de la liaison de la tôle fine dans l'assemblage et d'identifier les paramètres pouvant influencer sur son accroche. Enfin, il s'agit aussi de proposer et de tester des solutions technologiques pour améliorer la soudabilité opératoire de cet assemblage optimisé pour l'allègement des caisses en blanc.

Ce mémoire est structuré en quatre parties et comprend dix chapitres.

La première partie, composée des deux premiers chapitres, présente le procédé de soudage par point, et décrit en détail l'assemblage très dissymétrique qui fait l'objet de cette étude.

Dans la seconde partie, les chapitres 3, 4 et 5 font l'objet d'une description des outils expérimentaux et numériques qui sont utilisés pour l'étude. Le chapitre 3 est consacré au dispositif de soudage instrumenté avec une caméra infrarouge. Le modèle numérique mis au point en complément

de l'approche expérimentale est décrit dans le chapitre 4. Le chapitre 5 présente le dispositif de caractérisation des résistances de contact électriques ( $R_{CE}$ ) et thermiques ( $R_{CT}$ ).

La troisième partie est dédiée à la présentation des résultats. Dans le chapitre 6, les essais de soudage sont décrits et exploités. Le chapitre 7 présente les caractérisations des interfaces et leur analyse. Le chapitre 8 détaille les résultats numériques obtenus avec les propriétés interfaciales mesurées puis confrontés aux différentes mesures (températures, tensions, rayons contact, dimensions noyau).

Enfin, dans la quatrième partie consacrée à l'optimisation de la soudabilité opératoire de la tôle fine dans l'assemblage de référence, les solutions sur les produits étudiés avec l'outil numérique et les solutions sur le procédé testé expérimentalement sont présentées respectivement dans les chapitres 9 et 10.



# Partie 1

Le soudage par résistance par point, état de l'art.



# Chapitre 1

## Le soudage par résistance par point

Ce premier chapitre est consacré au procédé de soudage par résistance par point. Nous y décrivons le principe de fonctionnement et le matériel nécessaire pour la formation d'un noyau, partie de métal fondue qui assure la cohésion des tôles. Les phénomènes physiques sont bien décrits dans les thèses de Sibilia et Raoelison ([3], [5]) et ne seront pas présentés ici. L'étude de la formation du noyau est nécessaire pour savoir si la tenue des tôles est suffisante pour l'application dans la fabrication des caisses en blanc. Les différentes méthodes d'étude sont présentées dans ce chapitre.

<a href="#">I. Principe du soudage par point</a>	- 19 -
<a href="#">II. Le matériel</a>	- 20 -
<a href="#">II.1 Le transformateur</a>	- 20 -
<a href="#">II.2 Les électrodes</a>	- 20 -
<a href="#">II.3 Le système d'accostage</a>	- 21 -
<a href="#">III. L'étude du noyau</a>	- 21 -
<a href="#">III.1 Les méthodes de contrôle destructif</a>	- 22 -
<a href="#">III.1.1 Les coupes macrographiques</a>	- 22 -
<a href="#">III.1.2 Le déboutonnage</a>	- 24 -
<a href="#">III.2 Les méthodes de contrôle non-destructif</a>	- 24 -
<a href="#">III.3 Le suivi de paramètres</a>	- 25 -
<a href="#">III.3.1 Mesure de la résistance dynamique</a>	- 25 -
<a href="#">III.3.2 Mesure du déplacement</a>	- 25 -
<a href="#">III.4 Le soudage en demi-point</a>	- 26 -
<a href="#">III.5 Le développement du noyau</a>	- 26 -
<a href="#">Conclusion</a>	- 28 -



## I. Principe du soudage par point

Le soudage par résistance a été breveté en 1886 par Thomson, suite aux travaux de James Prescott Joule sur le chauffage résistif. Le procédé de soudage par point fait partie des méthodes de soudage par résistance parmi le soudage à la molette, le soudage en bout et le soudage par bossage. Il a été déjà décrit en détails dans la littérature ([3], [6], [7]), nous nous limitons ici à rappeler synthétiquement le principe du procédé.

Lors d'une opération de soudage par résistance par point (*Resistance Spot Welding – RSW*), les tôles à assembler sont soumises à un effort entre deux électrodes et sont traversées par un fort courant électrique pendant quelques dixièmes de seconde. L'effet Joule créé dans les tôles et aux interfaces est suffisant pour atteindre la température de fusion des matériaux à assembler. S'en suit la formation d'un noyau de métal fondu commun aux tôles de l'assemblage lequel noyau, une fois solidifié, assure la tenue mécanique de l'ensemble.

Le procédé se décompose en trois étapes distinctes (figure 1.1) :

- (1) l'accostage : les électrodes viennent en contact avec les tôles à assembler avec un effort de plusieurs kilo-newtons.
- (2) le soudage : un fort courant de plusieurs kilo-ampères traverse les électrodes et l'empilement de tôles pour former le noyau.
- (3) le forgeage : l'effort est maintenu sans courant pour refroidir le noyau.

L'ensemble de ces trois étapes dure quelques centaines de milliseconde suivant l'assemblage.

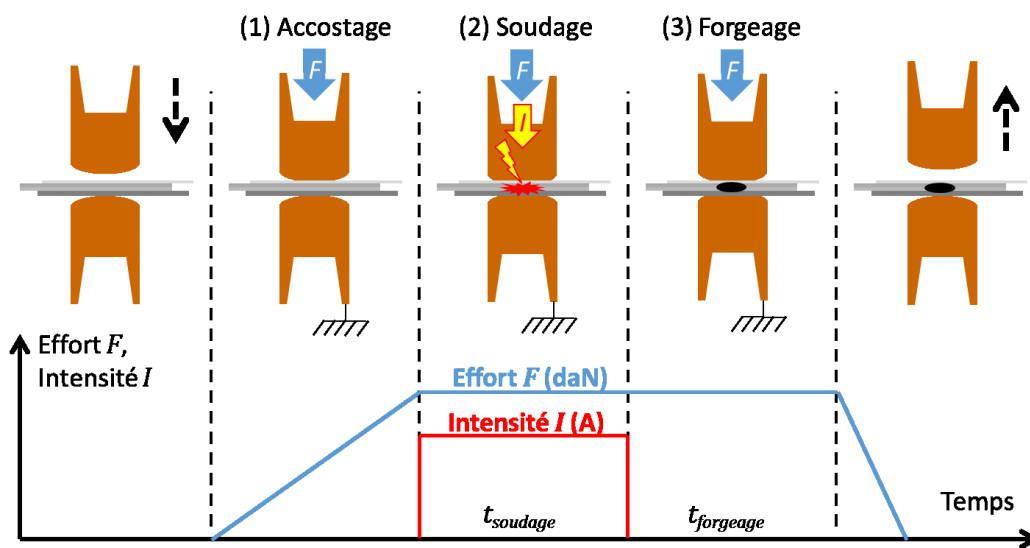


Figure 1.1 – Schéma de principe du soudage par point.

L'intensité du courant de soudage, le temps de soudage et l'effort appliqué par les électrodes sont les paramètres opératoires du procédé. Ils dépendent de l'épaisseur des tôles et de la nature de l'état de surface des matériaux à assembler. Pour le soudage d'aciers non revêtus, l'intensité de soudage varie entre 6 et 8 kA contre 10 kA et 15 kA pour des aciers galvanisés et plus de 20 kA pour l'aluminium. L'effort et le temps de soudage dépendent eux aussi des matériaux à assembler. Pour l'acier, des abaques I donnés par des normes (ISO 18278-2, SEP1220-2, AWS guidelines) préconisent le temps de soudage et l'effort selon l'épaisseur et les propriétés mécaniques des tôles.



## II. Le matériel

### II.1 Le transformateur

Un transformateur électrique est nécessaire pour convertir le courant délivré par le réseau et l'amplifier pour atteindre l'intensité nécessaire pendant plusieurs centaines de milliseconde. Les machines peuvent délivrer soit un courant alternatif (AC), soit un courant continu (DC). Les premières, qui délivrent un courant de fréquence 50 Hz, sont les plus anciennes et les plus répandues. Les secondes, nouvelles générations de soudeuse, utilisent un courant redressé et lissé à 1 000 Hz (MFDC pour *Medium Frequency Direct Current*). De nombreuses études ont été réalisées avec des machines AC ([3], [5], [8], [9]) notamment sur des phénomènes d'usure des électrodes sur des tôles galvanisées. Deux études ([10], [11]) ont montré que les machines MFDC présentent plusieurs avantages : elles nécessitent moins d'énergie pour former un noyau dans des conditions équivalentes ; les noyaux formés sont plus homogènes et le risque d'expulsion est diminué grâce à un échauffement moins brusque.

### II.2 Les électrodes

Pour que la formation d'un point soit correcte, les électrodes doivent avoir une faible résistance électrique au passage du courant, être conductrices thermiquement pour assurer un bon refroidissement et résister à la forte pression de contact imposée lors de l'accostage. Pour souder de l'acier, les électrodes sont en alliage de CuCrZr dans l'état trempé-revenu qui leur confère une bonne résistance mécanique. Les électrodes sont refroidies par un circuit d'eau pour limiter leur dérive thermique lors de l'enchaînement des points.

Avec le développement des aciers revêtus, des phénomènes d'usure prématurée des électrodes sont apparus ([9], [12]). Il est donc de plus en plus courant d'utiliser des électrodes avec des embouts amovibles. Par abus de langage, les embouts sont appelés électrodes. Les supports des électrodes peuvent être débouchants (Figure 1.2), ce qui permet un refroidissement direct plus efficace en cas de cadence de soudage élevée.

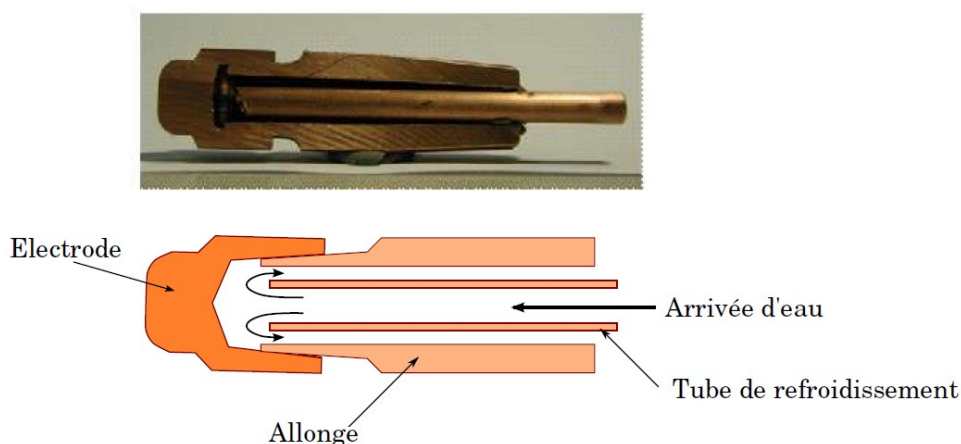


Figure 1.2 - Photo et schéma du circuit de refroidissement d'une électrode [8].

Il existe des électrodes de formes et de tailles différentes selon la norme ISO 5821 [13]. Certains constructeurs automobiles utilisent également des géométries spécifiques. Les électrodes se différencient par le diamètre et le rayon de courbure de leur face active convexe.

### II.3 Le système d'accostage

Nous pouvons distinguer les soudeuses sur pied et les pinces de soudage (figure 1.3). Dans ces machines le pincement des tôles entre les électrodes est assuré par un vérin électrique ou pneumatique. La force maximale applicable dépend du type de soudeuse et de vérin. Sur les pinces, par exemple, le bras de levier nécessaire pour accéder aux parties de la caisse en blanc limite l'effort maximal.

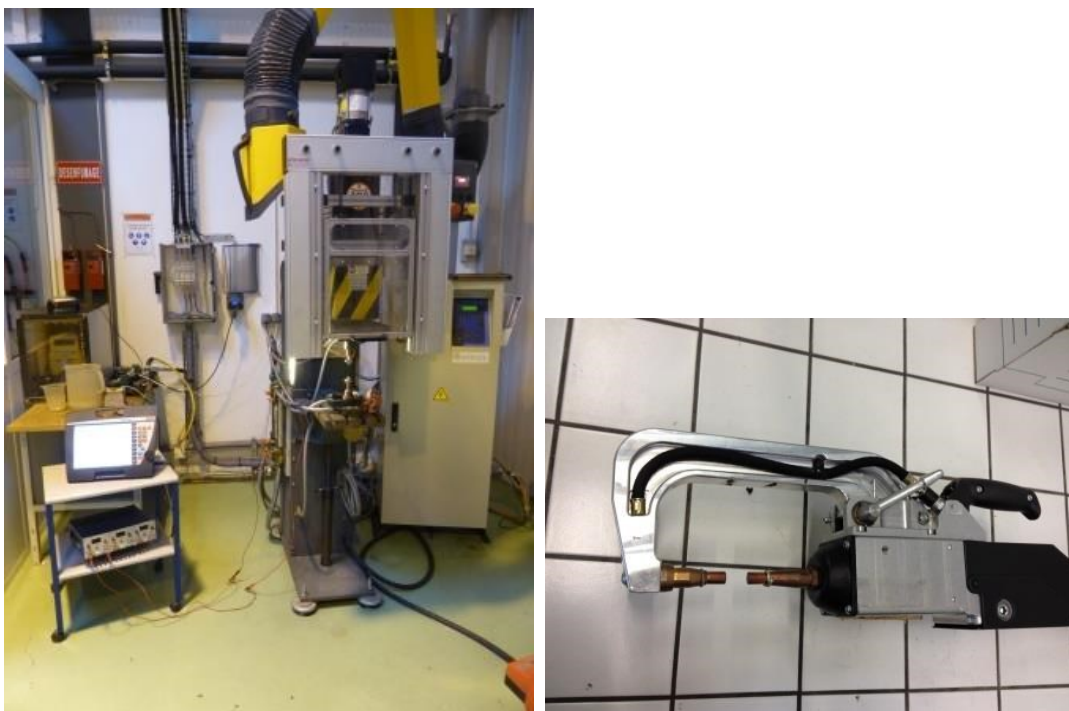


Figure 1.3 – Soudeuse piédestal ARO® (gauche) et pince de soudage GYS®(droite).

### III. L'étude du noyau

La formation du noyau résulte de la compétition entre la puissance de chauffage associée à la génération de chaleur par effet Joule aux interfaces et au sein des tôles et les pertes thermiques principalement par conduction à travers les électrodes thermostatées. Le noyau assure la cohésion mécanique des tôles et, en cas de crash, doit supporter les contraintes de l'impact. L'étude du noyau est nécessaire pour s'assurer qu'il est bien formé, notamment qu'il englobe toutes les tôles. D'un point de vue industriel, c'est le diamètre du noyau à une interface tôle/tôle (T/T) qui est utilisé comme référence sur la qualité du noyau.

Le confinement du noyau rend son observation directe impossible. Des méthodes ont donc été développées. Nous pouvons distinguer trois types de méthode pour contrôler le point soudé :

- le contrôle destructif ;
- le contrôle non-destructif ;
- le suivi de paramètres.

### III.1 Les méthodes de contrôle destructif

Comme son nom l'indique, le contrôle destructif implique la destruction du point soudé soit par découpe soit par arrachement (Figure 1.4). Cette méthode ne peut donc pas être appliquée sur une caisse en blanc finie. Des points sont réalisés sur des éprouvettes ou des pièces en faisant varier plusieurs paramètres de soudage (intensité, temps de soudage, effort) pour ensuite être détruits et mesurés. On estime que la reproductibilité des points est suffisante pour que les mesures effectuées représentent la taille des points formés en industrie. Les conditions de soudage dans l'industrie n'étant pas parfaitement similaires à celles en laboratoire, des marges de sécurité sont prises notamment en réalisant plus de points que nécessaire sur les caisses en blanc.



Figure 1.4 - Point découpé et enrobé (gauche) et point arraché (droite).

#### III.1.1 Les coupes macrographiques

La coupe macrographique est un moyen pratique de contrôler un point soudé et régie par la norme ISO 17639. Le point est découpé transversalement selon le diamètre puis enrobé dans une résine à chaud ou à froid. La tranche est ensuite polie à 3  $\mu\text{m}$  (ou 1  $\mu\text{m}$  pour une observation plus précise des grains) pour avoir un état de surface lisse et net. Enfin, une attaque chimique révèle les joints de grain à l'aide de réactifs acides (ISO 16060) suivant l'analyse souhaitée (Tableau 1.1).

Nom	Composition	Application
Nital	Éthanol + acide nitrique	Mesure de la taille des grains
Picral	Éthanol + acide picrique	Observation ZF et ZAT
Béchet-Beaujard	Eau + acide picrique	Observation ZF et ZAT

Tableau 1.1 - Réactifs d'attaque chimique les plus utilisés pour le contrôle de point soudés.

Après l'attaque chimique, nous pouvons généralement distinguer trois zones (figure 1.5) :

1. La zone fondue (ZF), issue du refroidissement brutal du noyau fondu, est caractérisée par des grains à structure dendritique.
2. La zone affectée thermiquement (ZAT) correspond à une zone ayant subi une transformation de phase due à l'échauffement. Cela peut être une transformation austénitique ou un revenu. Elle est caractérisée par une taille de grain qui s'affine à mesure que l'on s'éloigne de la ZF.
3. Le métal de base (MB) correspond à la région n'ayant pas subi de transformation métallurgique.

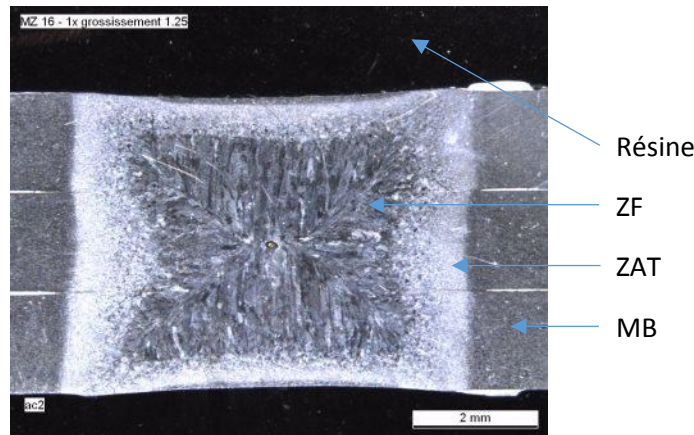


Figure 1.5 - Coupe micrographique d'un assemblage soudé après une attaque chimique au Picral.

Avec des essais de soudage interrompus, l'analyse des coupes macrographiques aux différents instants contribue à reconstituer l'évolution des dimensions du noyau en fonction du temps de soudage (figure 1.6). Dans ce cas issu de la littérature [5], les coupes permettent de suivre l'évolution du diamètre du noyau.

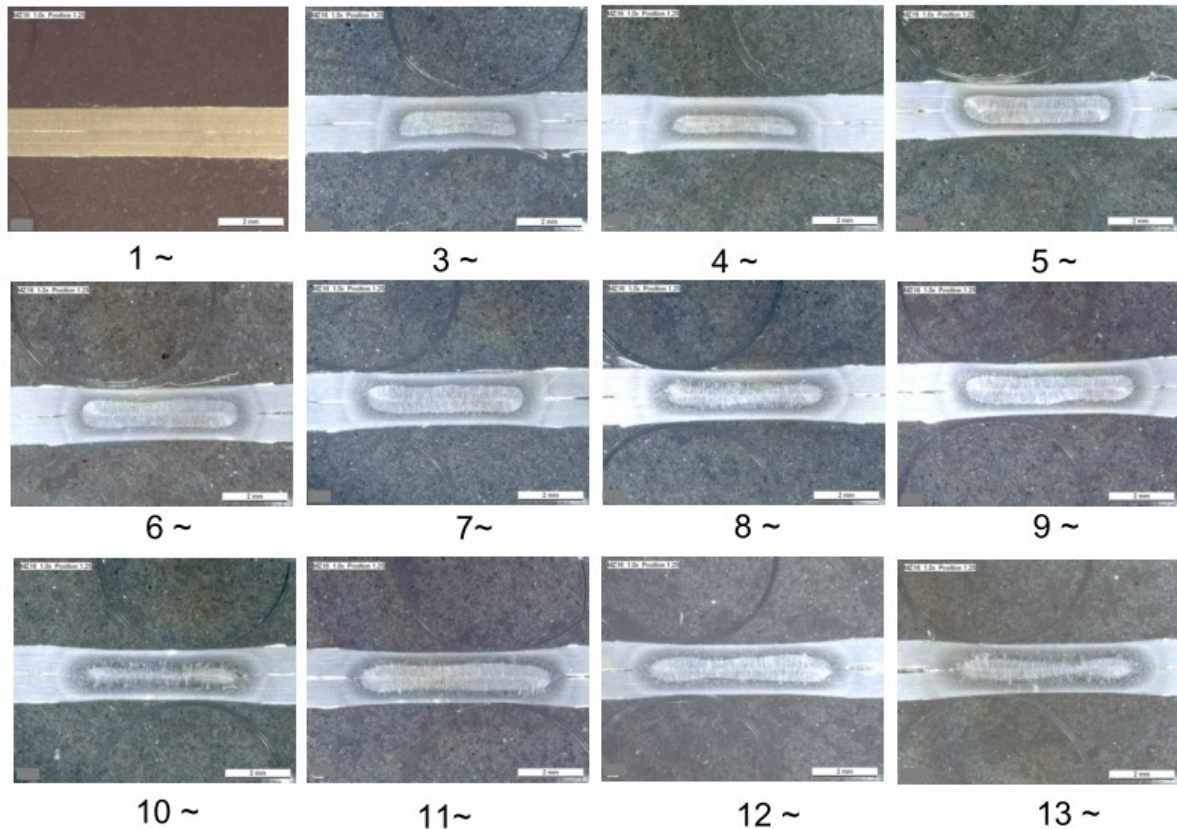


Figure 1.6 - Coupes macrographiques de points interrompus [5].  
Le signe « ~ » correspond à une période en courant alternatif soit 20 ms.

### III.1.2 Le déboutonnage

Les tests d'arrachement sont couramment utilisés en industrie pour contrôler la tenue mécanique du point. Ils sont plus rapides à réaliser que les coupes macrographiques. Le déboutonnage permet de mesurer le diamètre du bouton<sup>1</sup> qui doit être supérieur à quatre fois la racine de l'épaisseur des tôles, relation définie empiriquement et qui sert de référence. Par contre l'épaisseur du noyau ne peut pas être mesurée précisément. Il existe plusieurs méthodes de déboutonnage référencées dans des normes (ISO 18278-1, NF EN ISO 14329, ISO 14373, NF EN ISO 10447...) comme la traction en croix, la traction en cisaillement, le déboutonnage à la fourchette ou le pelage.

### III.2 Les méthodes de contrôle non-destructif

S'il est beaucoup employé sur des cordons de soudure pour l'industrie pétrochimique, le contrôle non-destructif (CND) est très peu utilisé sur des points soudés. Nous pouvons tout de même citer deux méthodes qui utilisent la réponse à une perturbation pour déterminer si la forme du point est correcte : le contrôle par ultrasons ou par réponse thermique. Pour le contrôle par ultrasons, un émetteur/récepteur positionné sur l'empreinte du point va voir son signal émis réfléchi par la partie inférieure du point et modifié en fonction de la taille et de la qualité de la zone fondue. Si une tôle n'est pas soudée, la transmission des ultrasons est perturbée [14]. Pour le contrôle par thermographie,

<sup>1</sup> Le bouton est la partie de métal qui reste sur une des tôles après arrachement.

une sollicitation thermique est faite en face avant [15] ou en face arrière du point et une caméra sensible au rayonnement infrarouge observe la réponse thermique en face avant. Le noyau forme une matière continue et le transfert thermique y est meilleur qu'en l'absence de fusion à l'interface. Ces deux méthodes par CND ne renseignent pas sur les dimensions du noyau et restent imprécises sur la tenue mécanique.

### III.3 Le suivi de paramètres

Les mesures dynamiques au cours du soudage peuvent donner des informations sur le développement du noyau mais difficilement sur ces dimensions. Elles permettent aussi de montrer que les points ne sont pas parfaitement reproductibles. Dans certains cas, les mesures dynamiques servent à piloter le courant ou l'effort pendant le soudage.

#### III.3.1 Mesure de la résistance dynamique

La résistance dynamique  $R_{dyn}$  est le rapport de la tension entre les électrodes  $U$  sur l'intensité  $I$  du courant qui traverse l'assemblage (électrodes + tôles). Elle inclut la résistance ohmique de la matière et les résistances électriques des interfaces (équation 1.1) qui varient en fonction de la température au cours du soudage.

$$R_{dyn} = \frac{U}{I} = R_{matière} + R_{interfaces} \quad (1.1)$$

Depuis 1946 [16], année où cette mesure a été utilisée pour comparer les effets de traitements de surface sur des tôles d'aluminium, la méthode a été reprise par plusieurs auteurs. Ainsi, Savage *et al.* [17] ont mesuré la  $R_{dyn}$  pour différents paramètres de soudage et différents états de surface (tôles dégraissées, nues et galvanisées). Ils ont ainsi mis en évidence l'évolution en deux temps de la résistance d'un assemblage soudé par point : une baisse rapide due à la chute des résistances de contact électrique ( $R_{CE}$ ) avec l'augmentation de pression en début de cycle ; puis une augmentation avec la température due à l'augmentation des résistivités. Plus récemment, Kaars *et al.* [18] utilisent la  $R_{dyn}$  pour valider par méthode inverse un modèle de résistance de contact électrique. Cho et Rhee [19] utilisent la résistance dynamique pour réguler en temps réel le courant de soudage en fonction d'une référence préétablie. À partir d'un critère sur la mesure de la résistance combinée à une intensité programmée sous la forme d'une rampe, Rogeon *et al.* [20] ont proposé une méthode auto-adaptative pour garantir la formation du point de soudure.

#### III.3.2 Mesure du déplacement

La mesure du déplacement de l'électrode mobile peut aussi être utilisée pour réguler le courant de soudage [21], [22]. Zhang *et al.* [23] ont corrélié des mesures de déplacement pour différentes intensités de soudage à un observable lié à la tenue mécanique des points soudés. Ils en déduisent un critère associé à la mesure du déplacement qui permet de réguler le courant de soudage afin d'obtenir logiquement un point dont la tenue mécanique est acceptable.

### III.4 Le soudage en demi-point

En plus de celles citées plus haut, une méthode originale consiste à souder sur la tranche des tôles avec des électrodes usinées. Un demi-point se forme dans les tôles et la surface libre rend possible l'observation de son développement par différentes techniques. La première technique d'observation repose sur l'utilisation d'une caméra rapide pour observer la formation du noyau. Initialement développé par Upthegrove *et al.* [24] pour analyser les effets du revêtement en zinc sur l'usure des électrodes, cette méthode a été reprise par Lane *et al.* [25] pour étudier l'influence des paramètres opératoires sur la forme du noyau (rampe, préchauffage, post-chauffage). Les auteurs mettent l'accent sur l'adaptation des paramètres de soudage à la configuration en demi-point. Cette méthode a aussi été utilisée par Cho *et al.* [2] pour visualiser la formation du noyau, par Alfaro *et al.* [10] pour comparer les effets du type de courant de soudage (AC ou DC), par Li *et al.* [26] pour observer les effets magnéto-hydrodynamiques dans le noyau. Dernièrement, Ikeda *et al.* [27] ont eu recours à l'observation par caméra rapide pour montrer l'effet du soudage en deux temps sur un assemblage dissymétrique.

La seconde possibilité qu'offre la configuration originale en demi-point est d'observer par caméra infrarouge (IR) les échauffements au sein des tôles et le développement du noyau. Harlin *et al.* [28] ont utilisé ce type de matériel pour montrer l'initiation des échauffements aux interfaces. Dernièrement, Füssel *et al.* [29] ont développé un banc d'essai pour l'observation par caméra IR du développement du noyau et pour comparer ces observations avec des résultats de calcul issus de simulations numériques. À notre connaissance, l'imagerie thermique permet d'obtenir des résultats qualitatifs sur le développement du noyau mais pas de mesures précises de la température car les émissivités des surfaces varient de façon complexe avec la température.

Cette méthode de demi-point a cependant des limites, notamment lorsque le noyau se forme. Sans contrainte mécanique, la matière fondue sort par la surface libre et le développement qui s'en suit n'est plus équivalent à un point entier. En revanche, les phénomènes électrothermiques qui se produisent dans les premiers instants peuvent être supposés représentatifs de ceux inhérents à une configuration de soudage en point entier.

### III.5 Le développement du noyau

Toutes ces méthodes expérimentales permettent d'étudier la formation et la cinétique de développement du noyau dans un assemblage donné. La localisation de l'apparition du noyau est variable et dépend de la dissymétrie de l'assemblage associée aux différences d'épaisseur, de nuance, de revêtement entre les tôles [30]. Le noyau peut très bien apparaître au niveau d'une interface T/T comme en plein milieu d'une tôle (Figures 1.7 et 1.8).



Figure 1.7 - Coupe macrographique d'un assemblage dissymétrique de deux tôles (AM54 0,57 mm / DP600 2 mm) (étude interne ArcelorMittal).

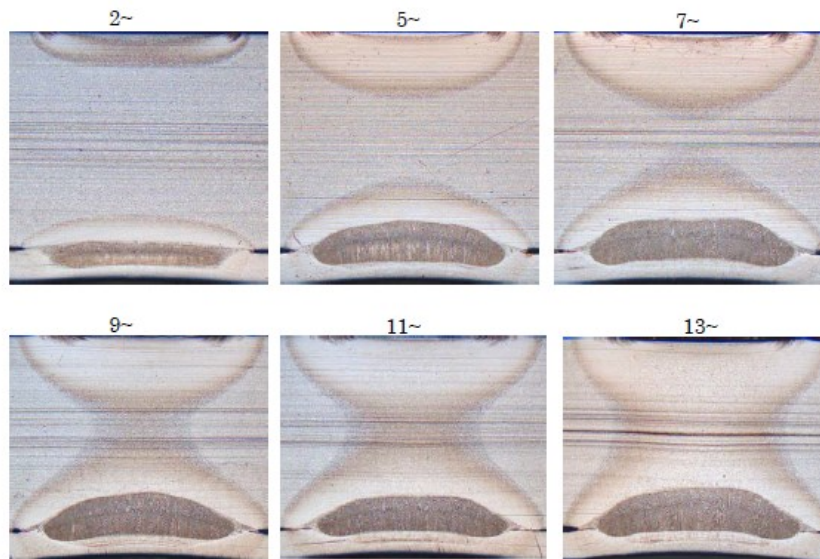


Figure 1.8 - Cinétique de formation du noyau dans un assemblage dissymétrique en épaisseur (ES nu 5 mm / ES nu 0,8 mm) : soudure réalisée chez PSA avec électrode rayonnée,  $I = 9,90$  kA, [30]. Le noyau s'initie et reste au niveau de l'interface T/T, en bas les images.

Raoelison *et al.* ont montré que l'évolution de la taille du noyau n'est pas monotone au cours du soudage [31]. En effet, l'évolution de la forme du noyau est corrélée à l'indentation des électrodes à face active convexe dans les tôles. L'épaisseur du noyau commence par croître fortement au début du soudage lorsque les surfaces de contact sont encore faibles jusqu'à un maximum, puis décroît jusqu'à la fin du temps de soudage. Le diamètre, en revanche, augmente constamment avec l'indentation des électrodes. Si cette évolution singulière de l'épaisseur du noyau peut apparaître secondaire dans le cas des assemblages symétriques, nous verrons dans cette étude qu'elle peut revêtir une importance toute particulière dans le cas d'un assemblage dissymétrique de trois tôles. Le développement et la formation du noyau sont donc fortement corrélés aux phénomènes interfaciaux : à l'échelle microscopique avec les résistances de contact ; et à l'échelle macroscopique avec les surfaces de contact apparentes qui pilotent notamment la densité de courant et les pertes thermiques vers les électrodes thermostatées. Dans le cas d'un assemblage symétrique, lorsque la valeur de l'intensité reste située dans le domaine de soudabilité<sup>2</sup>, la ZF est contenue dans la ZAT solide. Dans ce

<sup>2</sup> Le domaine de soudabilité est la plage d'intensité  $[I_{min}-I_{max}]$  pour laquelle le diamètre du noyau formé est suffisant pour garantir une tenue mécanique de l'assemblage soudé satisfaisante et sans qu'il y ait expulsion de matière fondue lors du soudage.



cas, le rayon de la ZF reste inférieur au rayon de contact considéré au niveau du fond d'entaille à l'interface T/T. Cependant, pour une forte valeur d'intensité excédant le haut du domaine, il peut se produire une éjection de métal fondu à l'interface T/T. Ce phénomène d'expulsion se produit lorsque l'échauffement est trop rapide vis-à-vis de l'indentation. Il implique une perte de matière préjudiciable pour la tenue mécanique de l'assemblage. L'expulsion est un critère de non-validité d'un point en industrie. Pour limiter les risques d'expulsion, il faut diminuer l'intensité de soudage et/ou augmenter l'effort de serrage.

## Conclusion

Le procédé de soudage par point est bien connu et toujours majoritairement utilisé dans l'industrie automobile. Si le matériel a évolué avec le temps, le principe est le même : chauffer par effet Joule les tôles maintenues entre deux électrodes jusqu'à atteindre la fusion et assurer la cohésion de ces tôles. Grâce aux différentes techniques d'investigation expérimentales la soudabilité opératoire des assemblages symétriques de deux et trois tôles est bien maîtrisée. Les récents développements sur les nuances des aciers, les revêtements et l'emploi de tôles plus fines amènent à souder des assemblages de plus en plus dissymétriques. Pour étudier la soudabilité opératoire de l'assemblage dissymétrique de trois tôles considéré dans ce travail, nous avons conçu et réalisé un banc d'essai tout instrumenté permettant de réaliser des soudures en point complet et en demi-point rendant possible l'observation par caméra infrarouge.

# Chapitre 2

## Le soudage par point d'assemblages dissymétriques

Ce chapitre présente les différentes nuances d'aciers et les revêtements de protection utilisés pour les tôles des caisses en blanc dans l'industrie automobile. L'état de l'art sur les problèmes de soudabilité opératoire associés aux assemblages dissymétriques révèle les difficultés rencontrées et les solutions proposées. L'assemblage très dissymétrique qui sert de référence pour cette étude est présenté dans ce chapitre.

<a href="#">I. Les différents aciers</a> .....	- 31 -
<a href="#">I.1 Les aciers pour pièces de peau</a> .....	- 31 -
<a href="#">I.2 Les aciers AHSS pour la structure et les renforts</a> .....	- 33 -
<a href="#">II. Les différents revêtements</a> .....	- 34 -
<a href="#">II.1 Les revêtements à base de zinc</a> .....	- 34 -
<a href="#">II.2 Les revêtements à base d'aluminium</a> .....	- 35 -
<a href="#">II.3 Revêtements et soudabilité</a> .....	- 35 -
<a href="#">II.3.1 Les revêtements zingués</a> .....	- 35 -
<a href="#">II.3.2 Les revêtements aluminisés</a> .....	- 36 -
<a href="#">III. Les assemblages dissymétriques</a> .....	- 36 -
<a href="#">IV. Assemblage dissymétrique de référence</a> .....	- 42 -
<a href="#">Conclusion</a> .....	- 46 -



## I. Les différents aciers

Le catalogue « produits » d'ArcelorMittal pour l'industrie automobile propose plus de cent références. La diversité des aciers vient des besoins des constructeurs et des caractéristiques demandées, que ce soit la tenue mécanique, la formabilité ou l'état de surface. Les catégories d'aciers sont définies en fonction des caractéristiques mécaniques (figure 2.1).

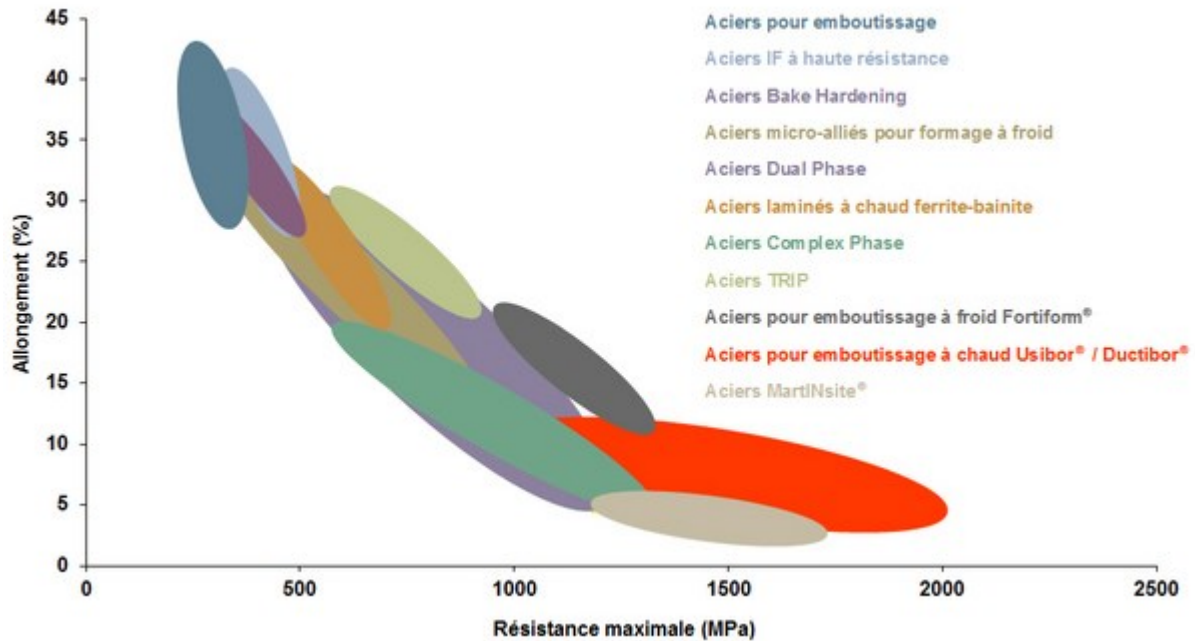


Figure 2.1 – Produits proposés par ArcelorMittal d'après l'allongement en fonction de la résistance mécanique.

Les aciers peuvent être différenciés selon leur utilisation. Une caisse en blanc (CEB) est composée d'éléments de structure, de pièces de peau et de renfort. D'une part, nous allons trouver les aciers à haute formabilité (HF) et à haute limite élastique (HLE) destinés à la fabrication de grands panneaux et des pièces de peau. D'autre part, des aciers plus résistants sont utilisés pour la structure et les renforts. Nous y trouvons notamment des aciers à très haute résistance (THR) et des aciers destinés à l'emboutissage à chaud. Le sigle AHSS pour *Advanced High Strength Steel* est couramment utilisé pour désigner ces produits.

Plus d'informations sur les produits de la gamme ArcelorMittal sont disponibles sur le site : <http://automotive.arcelormittal.com/europe/FR>.

### I.1 Les aciers pour pièces de peau

Les aciers pour emboutissage à froid sont des aciers faiblement alliés, aussi appelés aciers doux ou aciers à haute formabilité (HF), avec une résistance mécanique faible bien adaptée aux procédés de mise en forme, notamment l'emboutissage à froid. Ils permettent la fabrication de pièces profondes et fines, comme par exemple l'espace de stockage de la roue de secours sous le plancher du coffre.

Ces pièces sont souvent des pièces de couverture, c'est-à-dire qu'elles sont peintes et visibles depuis l'extérieur du véhicule. Les épaisseurs utilisées sont alors relativement fines (majoritairement entre 0,75 mm et 0,9 mm). L'acier doux est aussi utilisé pour la fabrication de petites pièces d'accroche avec des épaisseurs de tôle plus importantes (> 2 mm). Les aciers doux représentent jusqu'à 30 % de la CEB. La structure cristallographique de ces produits est 100 % ferritique.

Les aciers HLE permettent d'atteindre des tenues mécaniques supérieures à celles des aciers doux en travaillant sur la taille de grain plutôt que sur des éléments d'addition. Sont inclus dans cette catégorie :

- les aciers micro-alliés (HSLA) ;
- les aciers « Bake Hardening » ;
- les aciers IF (interstitial free) à haute résistance ;
- les aciers « Solid Solution ».

Ces produits offrent un bon compromis entre résistance mécanique et formabilité. Ils représentent 20 % d'acier des CEB.

Sur la gamme HSLA (High Strength Low Alloy), le durcissement est obtenu par précipitation et affinement de la taille des grains. Ce produit est destiné essentiellement aux pièces de structure. Les aciers « Bake Hardening » sont conçus tels que leur limite d'élasticité augmente lors d'un traitement thermique correspondant à la cuisson de la peinture. Cela permet d'avoir un acier initial facilement emboutissable avec une meilleure résistance aux impacts dans son état final. Cette nuance est davantage utilisée pour la fabrication des ouvrants (capot, portes...) (Figure 2.2).

Les aciers sans élément interstitiel (IF) et « Solid Solution » constituent eux aussi une famille d'aciers emboutissables à froid avec une résistance mécanique supérieure à celles des aciers doux. Dans ces cas, ce sont des éléments inclus en solution solide dans la ferrite qui assurent un durcissement de l'acier. Ces produits étaient destinés à des pièces complexes nécessitant une bonne tenue mécanique (longerons, traverses, pied-milieu...) mais sont maintenant remplacés par des aciers THR d'entrée de gamme.



Figure 2.2 - Portière en acier « Bake Hardening ».

## 1.2 Les aciers AHSS pour la structure et les renforts

Parmi les aciers AHSS, les aciers THR multiphasés sont caractérisés par une résistance mécanique plus élevée tout en restant emboutissables à froid. Il y a les aciers Dual Phase, Ferrite-Bainite, TRIP (Transformation Induced Plasticity) et Complex Phase.

- Les aciers Dual Phase (DP) sont destinés à la fabrication de pièces de structure et de renfort. Leur microstructure, composée d'une phase dure (martensite ou bainite) dispersée dans une matrice ferritique ductile, donne un excellent compromis entre résistance et emboutissabilité. Cette gamme d'acier est aussi sensible à l'effet « Bake Hardening » qui augmente la limite d'élasticité d'un acier lors de l'étape de cuisson de la peinture. Les aciers DP se déclinent en six niveaux de  $R_m$ , de 450 MPa à 1 180 MPa selon les besoins.
- Les aciers laminés à chaud ferrite-bainite (FB) complètent la famille des aciers micro-alliés (HSLA) avec un niveau de résistance mécanique  $R_m$  supérieur mais en gardant d'excellentes aptitudes à la mise en forme.
- Les aciers TRIP sont eux aussi bien adaptés pour les pièces de structure et de renfort, notamment des pièces embouties. Leur microstructure, composée d'une matrice ferritique ductile et d'îlots de bainite et d'austénite résiduelle, facilite la mise en forme. En effet, lors d'une déformation à froid, elle permet d'obtenir des allongements plus importants du fait de la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique (effet TRIP : "Transformation Induced Plasticity") et confère à l'acier une excellente capacité de consolidation sur la pièce emboutie.
- Enfin, les aciers Complex Phase complètent la gamme des aciers THR avec leur  $R_m$  plus élevée. Ils restent formables à froid pour la mise en forme de pièces simples nécessitant une  $R_m$  supérieure (renfort de porte, poutre de pare-chocs...).

Toujours pour la mise en forme à froid, les gammes d'aciers Fortiform® et MartINsite® ont été développées pour la fabrication de pièces de structure et de renfort. Comme son nom l'indique, l'acier MartINsite® a une structure martensitique lui procurant une  $R_m$  de 1 500 MPa. Ce niveau était jusqu'à présent réservé aux aciers pour emboutissage à chaud.

Pour compléter la liste des AHSS, les aciers pour emboutissage à chaud Usibor® et Ductibor® sont des nuances destinées aux pièces de structure et de sécurité pour l'automobile. L'Usibor® est l'association d'un acier 22MnB5, connu pour sa tenue au crash lorsqu'il est à l'état martensitique, et d'un revêtement initialement aluminé AluSi®. L'Usibor® convient parfaitement à la fabrication des pièces anti-intrusion qui consolident l'habitacle et assurent la protection des passagers. L'acier Ductibor® a une meilleure capacité à absorber l'énergie en cas de crash. Les propriétés mécaniques de l'Usibor® et du Ductibor® sont obtenues après trois étapes : chauffage au-dessus de la température d'austénitisation, emboutissage à chaud et trempe par l'outil d'emboutissage conduisant à la formation de martensite (figure 2.3). Ce qui leur vaut l'appellation de *Press Hardened Steels* (PHS).

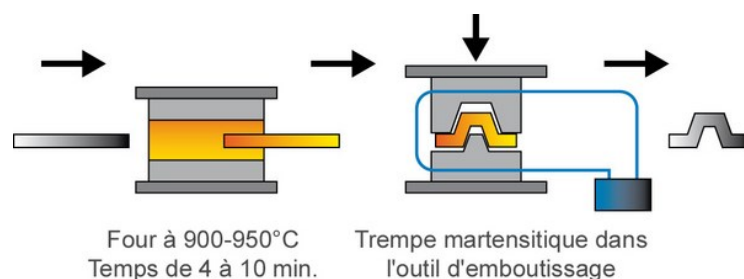


Figure 2.3 – Procédé d'emboutissage à chaud direct pour l'Usibor® 1500 – Alusi®[32].

## II. Les différents revêtements

L'utilisation de tôles revêtues pour la construction des CEB n'a fait que croître depuis les années 70 pour atteindre plus de 90 % aujourd'hui. Le revêtement assure la protection de l'acier contre la corrosion et augmente la durée de vie des véhicules. Il permet aussi d'améliorer l'aspect de surface des tôles, notamment pour les pièces de couverture. Comme pour les aciers, il existe plusieurs revêtements disponibles, lesquels se différencient par leur composition chimique et leur mode de dépôt.

### II.1 Les revêtements à base de zinc

Les revêtements à base de zinc sont les plus utilisés dans l'industrie automobile. La principale méthode d'application est dite « au trempé ». La bobine d'acier est déroulée et traverse les différentes étapes de la ligne (Figure 2.4), notamment des étapes de nettoyage pour assurer une bonne accroche du revêtement. L'acier passe dans un bain de zinc fondu à une température d'environ 450 °C. À la sortie du bain, un jet d'air permet de contrôler l'épaisseur de revêtement déposée. Enfin, la tôle revêtue est texturée (*skin-pass*) puis est enroulée.

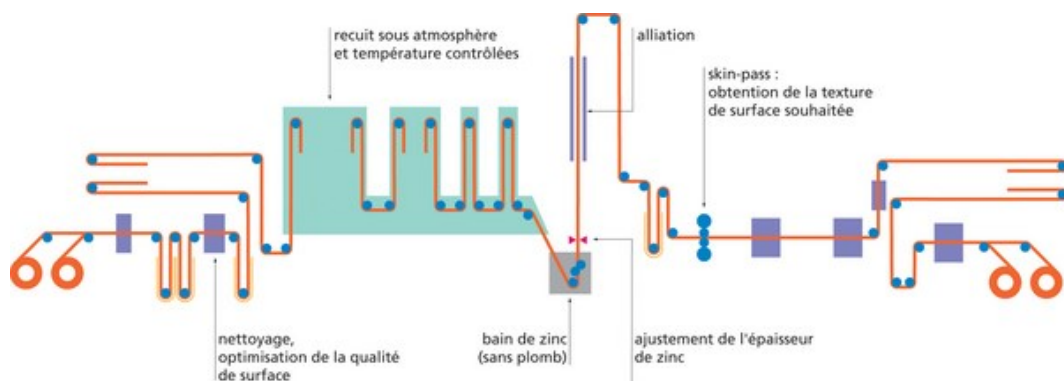


Figure 2.4 - Ligne de galvanisation (*automotive.arcelormittal.com*).

Cette méthode de dépôt permet d'appliquer différents revêtements :

- du zinc pur (Extragal<sup>®</sup>, Ultragal<sup>®</sup>) : on parle alors de tôles galvanisées (siglées GI) ;
- un alliage Zinc 95 % - Aluminium 5 % (Galfan<sup>®</sup>) ;
- un alliage ZnMgAl (Zagnelis<sup>®</sup>).

Le revêtement de zinc pur peut être suivi d'une étape d'alliation dans un four à la sortie du bain. Du fer provenant du substrat diffuse dans le zinc à hauteur de 10 % formant un intermétallique plus résistant (Galvannealed - GA). La soudabilité opératoire des tôles avec un revêtement Galvannealed se rapproche du cas de tôles nues.

Le dépôt de zinc peut aussi se faire par électrodéposition (on parle alors de tôles électrozinguées) ou par projection de vapeur (Jet Vapor Deposition – Jetgal<sup>®</sup>).

## II.2 Les revêtements à base d'aluminium

Un autre élément utilisé comme base pour revêtement est l'aluminium. Associé à du silicium, le revêtement Al-Si (ou Alusi®) est déposé par trempe à chaud dans un bain contenant 90 % d'aluminium et 10 % de silicium.

Sur des aciers HF, ce revêtement est utilisé pour sa résistance aux températures supérieures à 450 °C, là où un revêtement à base de zinc aurait fondu. Il est appliqué sur des écrans thermiques, les lignes d'échappements ou les réservoirs de carburant.

Le revêtement Alusi® est aussi utilisé sur les aciers formables par emboutissage à chaud Usibor® et Ductibor®. Lors du traitement thermique, les températures élevées nécessaires pour atteindre l'austénitisation de l'acier (> 900 °C) dépassent la température de fusion du revêtement Alusi®. Le passage à l'état liquide amplifie la diffusion de fer dans le revêtement et il se forme alors plusieurs couches d'intermétalliques Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, FeAl<sub>3</sub>, plus ou moins chargées en silicium (Figure 2.5). Le revêtement qui était initialement mou et brillant devient très dur, rugueux et sombre à l'issue de ce traitement thermique.

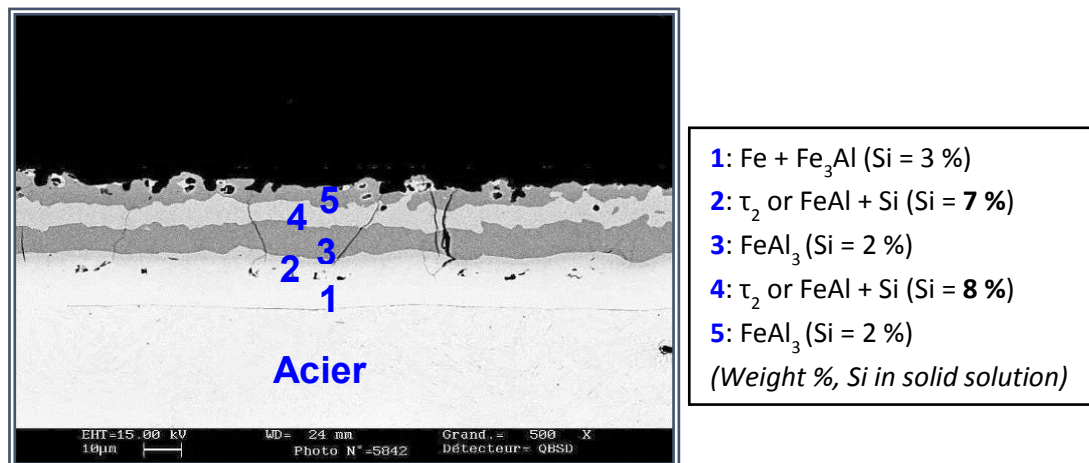


Figure 2.5 - Couches d'intermétalliques du revêtement Alusi® après traitement thermique, observées au MEB.  
[Source : étude interne ArcelorMittal]

L'utilisation du revêtement Alusi® sur les pièces embouties à chaud permet d'empêcher la formation de calamine lors du traitement thermique. Il n'y a alors plus besoin d'avoir recours à une étape de décapage des tôles par grenailage avant le soudage ou avant la dépose de peinture.

## II.3 Revêtements et soudabilité

### II.3.1 Les revêtements zingués

L'utilisation de revêtement pour protéger les aciers ne présente pas que des avantages. Les revêtements zingués ont d'abord un effet notable sur la soudabilité opératoire. En effet pour souder un assemblage de deux tôles zinguées, il faut accroître sensiblement l'intensité de soudage pour obtenir un noyau de taille équivalente à celui observé dans un assemblage de deux tôles nues de mêmes nature et épaisseur. En fait, en raison des caractéristiques du revêtement zingué (faible dureté, conductivité électrique élevée, rugosité faible), la résistance de contact électrique entre tôles zinguées est dix fois plus faible que celle entre tôles nues ([5], [33]). De plus, lorsque le revêtement zingué est fondu, il est chassé par la pression des électrodes et se déplace en périphérie des contacts électrode-



tôle (E/T) et tôle-tôle (T/T) [34]. Ce zinc, très bon conducteur électrique, peut provoquer un élargissement des surfaces de contact apparentes électrique et thermique, une diminution de la densité du courant et une augmentation des pertes thermiques par conduction vers les électrodes. Pour compenser les effets du zinc sur les phénomènes interfaciaux aux échelles micro et macroscopique, les industriels sont donc contraints d'augmenter les intensités de soudage.

En outre, lors du soudage de tôles en acier galvanisé, le revêtement de zinc est à l'origine d'une usure prématurée des électrodes. Ces phénomènes d'usure ont d'abord été étudiés en 1972 par Upthegrove et Key [24] à l'aide de la méthode d'observation sur demi-point. Ils ont pu observer la formation d'un dépôt de zinc en bordure des zones de contact sur les faces actives des électrodes. Depuis, d'autres travaux sur les mécanismes de dégradation des électrodes avec le zinc ont été réalisés ([3], [5], [8], [9]). L'érosion des électrodes par laitonnage, en raison de la diffusion active du zinc fondu dans les électrodes, constitue le mécanisme prépondérant de dégradation des faces actives. L'usure des électrodes se traduit par un aplatissement de la face active et une augmentation de la surface de contact E/T ([3], [8]) ; ce qui implique une densité de courant plus faible et donc un échauffement moindre combiné à des pertes thermiques accrues vers les électrodes. Pour compenser cet effet, les industries automobiles incrémentent l'intensité de soudage au fur et à mesure de l'usure des électrodes en fonction du nombre de points réalisés.

### II.3.2 Les revêtements aluminisés

L'utilisation d'un revêtement aluminisé sur les tôles embouties à chaud est plus récente et, à notre connaissance, il n'y pas eu d'études approfondies sur l'effet de ce revêtement sur l'usure des électrodes. Cette usure est cependant constatée et très marquée même avec un nombre de points faible.

Saha *et al.* [35] et Ighodaro *et al.* [36] ont étudié l'influence des revêtements Al-Si et GA sur la soudabilité de deux aciers pour emboutissage à chaud (Hot Press Forming – HPF). À travers la mesure de la résistance électrique statique à l'issue de l'accostage [36] ou dynamique au cours du soudage [35], ils ont relevé le revêtement Al-Si à une résistance électrique supérieure par rapport au revêtement GA. Ceci en raison des composés intermétalliques  $Fe_2Al_5$  et  $FeAl$  formés lors de l'étape du traitement thermique d'une part, et de la dureté du revêtement après ce même traitement thermique d'autre part. La dureté du revêtement influe sur les phénomènes de constriction de courant, qui se produisent sur les aspérités.

## III. Les assemblages dissymétriques

Le catalogue d'ArcelorMittal compte près de 220 produits entre les nuances et les revêtements disponibles, sans compter les produits en développement et les produits en essai clientèle. Chaque tôle est définie par la nuance d'acier, le revêtement et son épaisseur. Avec toutes les nuances d'acier existantes, les revêtements possibles et les épaisseurs disponibles, le nombre de combinaisons d'assemblage de deux ou trois tôles possibles est théoriquement important. En pratique, les combinaisons de tôles dans la CEB sont définies pour répondre à des fonctions bien particulières, si bien que le nombre d'assemblages potentiel se trouve ainsi limité ( $\approx 60$  configurations sur un véhicule compact). Parmi ces combinaisons, la plupart est dissymétrique.

Les assemblages dissymétriques de deux tôles sont courants mais ne présentent pas de difficulté particulière de soudabilité, sauf dans le cas d'un assemblage avec une des tôles très mince (< 0,6 mm) en acier doux galvanisé sur une tôle plus épaisse et plus résistive (Chapitre 1, figure 1.7).

Les assemblages dissymétriques qui posent le plus de difficulté au niveau soudabilité sont ceux qui incluent une tôle plus fine sur l'extérieur de l'assemblage (Figure 2.6).

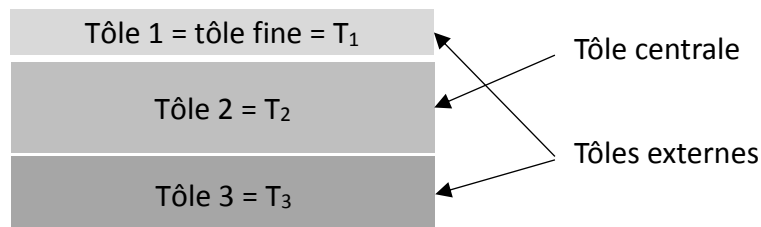


Figure 2.6 - Assemblage dissymétrique de trois tôles.

Par convention pour l'ensemble du document, la tôle la plus fine est toujours représentée en face supérieure de l'assemblage et notée  $T_1$ .

Wei *et al.* [37] ont mis en évidence, dans le cas d'assemblages de deux et trois tôles en acier THR dissymétriques en nuance et en revêtement, le rôle de la composition chimique de l'acier sur la forme du noyau. Plus un acier est chargé en éléments d'addition, plus il est résistif et plus il va chauffer. En conséquence, la position des nuances dans l'assemblage peut avoir un effet déterminant sur le soudage des trois tôles.

Le rapport de l'épaisseur totale de l'assemblage sur l'épaisseur de la tôle la plus fine placée sur l'extérieur qualifie le degré de dissymétrie de l'assemblage. Ce rapport, appelé *thickness ratio*, est utilisé pour comparer la dissymétrie des assemblages. Si ce rapport est trop grand, le développement du noyau peut se limiter aux deux tôles épaisses et ne pas pénétrer dans la tôle fine [27]. Les dissymétries en nuance et en revêtement augmentent les risques de défaut de soudage de la tôle mince. Dans plusieurs études, la tôle fine est en acier faiblement allié sous différentes appellations (DC04, DC06, 270C, ESG, SAE1004...). Le tableau 2.1 reprend les nuances : épaisseurs, revêtements et rapport d'épaisseur des assemblages étudiés par différents auteurs. Les appellations des aciers sont différentes selon l'origine des auteurs ; c'est pourquoi dans le tableau nous avons remplacé ces noms par des désignations (Acier HF, Acier HLE, Acier THR, Acier PHS) correspondant à des nuances équivalentes en termes de résistance mécanique selon les catégories du catalogue ArcelorMittal.

Les problèmes de soudabilité opératoire rencontrés avec les assemblages de trois tôles sont directement liés au degré de dissymétrie. Dans le cas des assemblages de trois tôles avec des tôles de même nuance et identiquement revêtues où la dissymétrie n'est liée qu'à leur épaisseur, la soudabilité opératoire ne semble pas poser de problème.

Harlin *et al.* [28] se sont intéressés à un assemblage dissymétrique de trois tôles nues en acier HF avec une tôle fine d'épaisseur 0,8 mm positionnée entre deux tôles plus épaisses de 1 et 2 mm. Les coupes macrographiques présentées montrent que le noyau se forme sur l'interface  $T_1/T_2$  (figure 2.6) puis englobe la tôle fine dès 100 ms.

Articles	Tôle 1			Tôle 2			Tôle 3			Rapport d'épaisseur
	grade	ép. (mm)	revêt.	grade	ép. (mm)	revêt.	grade	ép. (mm)	revêt.	
Harlin 2002	HF	1	nu	HF	0,8	nu	HF	2	nu	3,8
Koganti 2007	THR	0,8	GI	THR	1,9	GI	THR	1,9	GI	5,8
Ma 2010	HF	0,7		THR	1,4		THR	1,8		5,6
Nielsen 2011	HF	0,6	nu	HR	0,8	nu	THR	1,5	GI	4,3
				THR	1,5	nu	THR	1,5	nu	5,5
Shen 2011	HF	0,6	GI	HF	1,8	GI	THR	1,4	GI	6,3
Huda 2012	HF	0,7	GI	HPF	1,2	Al-Si	THR	1,4	nu	4,7
				THR (TRIP)	1,2	nu				
Tahar-Chaouch 2012	HF	0,8	GI	THR	2,5	GI	THR	2,5	GI	7,3
Ikeda 2014	HF	0,7	GA	THR	2,3	GA	THR	2,3	GA	7,6
Kim 2016 Yu 2016	HF	0,7	GA	THR	2	GI	UHR	1,6	nu	6,1

Tableau 2-1 – Synthèse des publications sur des assemblages dissymétriques de trois tôles intégrant une tôle fine ( $\leq 0,8$  mm).

Koganti *et al.* [38] ont étudié par voie expérimentale la soudabilité d'un assemblage dissymétrique en épaisseur avec trois tôles de DP600 GI mais n'ont rien révélé sur l'accroche de la tôle fine. Ils ont étudié l'influence de différents courants (AC et DC), du temps de maintien de l'effort, de la géométrie des électrodes sur le domaine de soudabilité. Ils constatent que l'interface  $T_1/T_2$  entre la tôle fine et la tôle centrale épaisse est soudée avec un diamètre de bouton plus petit que celui au niveau de l'interface  $T_2/T_3$  entre les deux tôles épaisses. La tôle mince est donc bien accrochée et, comme Harlin *et al.* dans le cas d'une dissymétrie, uniquement en épaisseur. Le soudage de la tôle fine ne semble pas poser de problème dans cette configuration. Dans cette même étude, Koganti *et al.* ont montré que l'utilisation d'électrodes avec une face active plus large favorise l'accroissement du diamètre du bouton entre la tôle fine et la tôle centrale. Dès lors, quand nous considérons des assemblages de trois tôles avec une dissymétrie plus importante associée à la combinaison de tôles de différentes épaisseurs et de différentes nuances mais avec des revêtements identiques, la soudabilité opératoire ne semble pas poser de problèmes.

Ma et Murakawa [39] ont étudié avec une double approche numérique et expérimentale de la formation du noyau dans un assemblage dissymétrique en grade et en épaisseur avec un *thickness ratio* de 5,6. C'est le premier cas présentant une tôle fine en acier doux sur deux tôles épaisses d'acier THR. Expérimentalement, la zone fondue est présente sur 65 % de l'épaisseur de l'assemblage dès 100 ms de soudage puis se développe en diamètre. Les auteurs ne donnent pas d'information sur la pénétration du noyau dans la tôle fine, mais il semble que leur configuration d'assemblage ne pose

pas de problème d'accroche. Le modèle numérique développé par ces mêmes auteurs semble prédire correctement l'évolution du diamètre et de la hauteur du noyau ; mais là encore l'article ne présente pas la pénétration du noyau dans la tôle fine. Ma et Murakawa ne donnent pas d'information sur le revêtement des tôles, cependant les résistances de contact électrique et thermique sont considérées par des éléments volumiques avec des propriétés définies pour chaque contact.

À l'aide d'un modèle numérique, Shen *et al.* [40] se sont intéressés à la soudabilité opératoire d'un assemblage comprenant deux tôles d'acier doux galvanisées de 0,6 mm et de 1,8 mm d'épaisseur et une tôle de DP600 GI de 1,4 mm d'épaisseur. Ce sont les premiers à considérer le diamètre de la ZF aux interfaces T/T et non le diamètre maximal du noyau. Les résultats numériques montrent que l'initiation du noyau se produit à l'interface entre les deux tôles épaisses. Il faut attendre 16 périodes soit 320 ms de soudage pour que la zone fondue pénètre dans la tôle fine. Shen *et al.* ont aussi montré que le diamètre d'accroche de la tôle fine était très sensible à l'épaisseur de la tôle de DP600 GI située du côté opposé de l'assemblage. Au-delà de 2 mm d'épaisseur, le diamètre de la ZF à l'interface  $T_1/T_2$  est insuffisant. Shen *et al.* ont validé leur modèle numérique avec des mesures expérimentales de la ZF aux interfaces T/T sur des points interrompus. Enfin, les auteurs concluent sur le rapport entre l'épaisseur de la tôle mince avec la tôle épaisse à l'opposé de l'assemblage qui ne doit pas être inférieur à 1/3. Ce rapport est valable dans le cas où les trois tôles sont galvanisées et celle du centre en acier HF.

Tahar-Chaouch et Rogeon [41] ont étudié à l'aide d'un modèle numérique électro-thermo-métallurgique la formation du noyau dans un assemblage dissymétrique de trois tôles zinguées combinant une tôle fine  $T_1$  (0,8 mm) en acier HF placée en extérieur à deux tôles d'acier THR ( $T_2, T_3$ ) plus épaisses (2,5 mm). Selon une hypothèse d'électrodes à faces actives plates, les rayons de contact E/T et T/T sont supposés constants et les résistances de contact implémentées dans le modèle correspondent à celles mesurées par Raelison [42]. En augmentant la valeur du courant jusqu'à 11,2 kA la taille du noyau s'accroît globalement et la ZF parvient à pénétrer la tôle fine (Figure 2.7). En revanche, l'expulsion du métal fondu au niveau de l'interface  $T_2/T_3$  entre les tôles épaisses peut aussi survenir rapidement, puisque les rayons de contact sont considérés constants. Les auteurs mettent en avant plusieurs facteurs qui agissent de manière antagoniste sur la soudabilité opératoire de la tôle mince, avec d'un côté la résistance de contact électrique à l'interface  $T_1/T_2$  et le couple des résistances de contact électrique et thermique à l'interface  $E_1/T_1$  qui favorisent la progression du noyau vers l'interface avec la tôle fine ; de l'autre la bonne conductance thermique de la tôle fine avec son épaisseur réduite et sa conductivité thermique élevée qui active le sous-refroidissement par contact avec l'électrode et s'oppose à la pénétration du noyau dans la tôle mince.

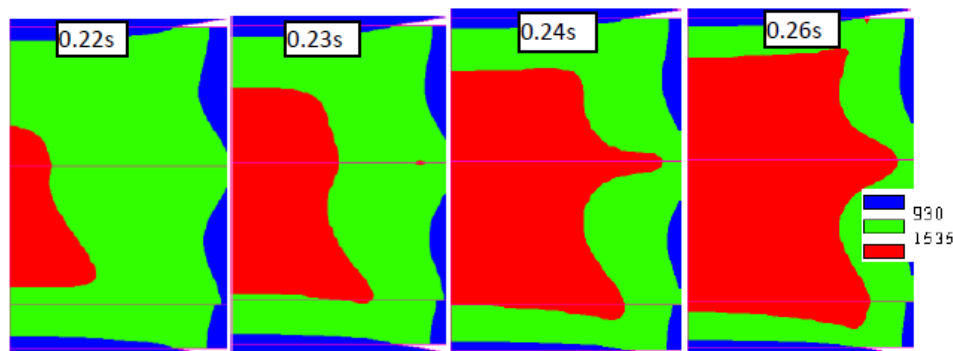


Figure 2.7 - Développement du noyau dans un assemblage dissymétrique de trois tôles galvanisées (DP-DP-ES) [41].

Ikeda *et al.* [27] présentent une méthode pour souder un assemblage avec un rapport d'épaisseur de 7,6. Leur assemblage comprend une tôle de 0,7 mm d'acier HF (T<sub>1</sub>) sur deux tôles d'acier THR (T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>) de 2,3 mm d'épaisseur. Les trois tôles sont revêtues de Galvannealed. Les auteurs présentent dans un premier temps l'effet de l'effort appliqué par les électrodes. Avec un effort relativement faible et un courant adapté, les coupes macrographiques présentées montrent une zone fondue à l'interface entre la tôle fine et la tôle centrale (T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub>). En revanche, le développement du noyau en épaisseur et en diamètre est trop rapide dans ce cas et l'indentation ne progresse pas suffisamment vite pour contenir le noyau et empêcher l'éjection de métal fondu au niveau du fond d'entaille<sup>3</sup> à l'interface T<sub>2</sub>/T<sub>3</sub> entre les deux tôles épaisses. Pour y remédier les auteurs prévoient un soudage en deux temps. D'abord un faible effort et un courant de soudage élevé initient l'échauffement à l'interface T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub> pendant trois périodes (60 ms), puis un effort plus important et un courant plus faible sur la fin du cycle de soudage permettent de contenir le noyau durant son développement dans tout l'assemblage.

Cependant, les problèmes de soudabilité opératoire semblent surtout survenir dans le cas des assemblages de trois tôles où le degré de dissymétrie est le plus prononcé avec des combinaisons de tôles dont les nuances, les épaisseurs et les revêtements sont différents.

Nielsen *et al.* [4] présentent une étude expérimentale et numérique sur le soudage de différents assemblages dissymétriques de trois tôles avec une tôle fine d'acier HF de 0,6 mm d'épaisseur (T<sub>1</sub>) sur deux tôles (T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>) plus épaisses parmi un HSLA de 0,8 mm, un DP600 de 1,5 mm et un TRIP700 de 1,2 mm. À part le TRIP700 qui est zingué, les autres tôles sont nues. Les auteurs ont étudié l'influence des paramètres de soudage (I, F, t<sub>s</sub>) sur la forme du noyau ainsi que l'utilisation d'une électrode plus large du côté opposé à la tôle fine. Les deux combinaisons de base de l'étude sont (HF/HSLA/DP) et (HF/HSLA/TRIP). D'après leurs observations sur des coupes micrographiques, les auteurs affirment que l'accroche entre la tôle fine et le HSLA est due à des mécanismes de diffusion à l'état solide et non à une pénétration du noyau fondu dans la tôle fine. Nielsen *et al.* concluent sur les lacunes au niveau des connaissances sur le soudage d'assemblages dissymétriques avec une tôle fine d'acier HF sur deux aciers THR à cause du nombre important de points à réaliser pour vérifier la reproductibilité du soudage sur ces types d'assemblages et de la méthode de validation des points qui n'est pas adaptée. Les points avec une soudure supposée par diffusion au niveau de l'interface avec la tôle mince, répondent aux critères mécaniques de tenue, mais pas aux critères visuels lors de l'observation de la ZF sur une coupe macrographique. Dans ce travail, nous montrerons que l'analyse d'une coupe macrographique du point final peut induire en erreur sur la nature de la liaison, par fusion ou par diffusion, entre la tôle mince et la tôle épaisse sous-jacente. Seule l'analyse de coupes macrographiques de points interrompus peut permettre de lever le doute.

Huda et Park [43] ont étudié la soudabilité opératoire d'un assemblage de trois tôles dissymétriques en épaisseur, en nuance et en revêtement. Il s'agit d'une combinaison constituée d'une tôle mince de 0,7 mm d'acier HF (T<sub>1</sub>), d'une tôle épaisse de 1,2 mm en acier PHS revêtue d'Al-Si pour la tôle centrale et d'une tôle épaisse de 1,4 mm nue en DP590. Les macrographies de points interrompus révèlent que les échauffements initiaux se produisent aux niveaux des interfaces T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub> et T<sub>2</sub>/T<sub>3</sub>. Il semble donc que le revêtement Al-Si de l'acier PHS joue un rôle prépondérant sur les résistances de contact à ces mêmes interfaces. Ceci confirme que la nature du revêtement influence fortement sur les résistances de contact qui conditionnent les échauffements initiaux aux interfaces et jouent un rôle important sur le développement du noyau. Par ailleurs, l'observation des macrographies des points interrompus confirme que le noyau pénètre bien dans la tôle fine.

---

<sup>3</sup> Le fond d'entaille est la zone entre les tôles soudées proche du noyau (figure 2.12)

Des études récentes portent sur la mise au point de méthodes pour améliorer l'accroche de la tôle fine et limiter les risques d'expulsions à l'interface entre les tôles épaisses très résistives.

Kim *et al.* [44] ont proposé une solution originale avec deux électrodes différentes (Figure 2.8). Celle au contact de la tôle fine est de géométrie conventionnelle, tandis que l'électrode opposée est conique et percée au niveau de sa face active. Si l'idée de souder avec des électrodes dissymétriques paraît intéressante, le choix de l'électrode plus constrictive du courant côté de la tôle épaisse paraît surprenant et va à l'encontre de la configuration testée par Nielsen *et al.* [4] avec une électrode avec une face active plus grande du côté de la tôle épaisse. La cavité créée laisse de la place au noyau pour se dilater et retarde l'expulsion. Ainsi le noyau peut se développer dans l'épaisseur et pénétrer la tôle fine.

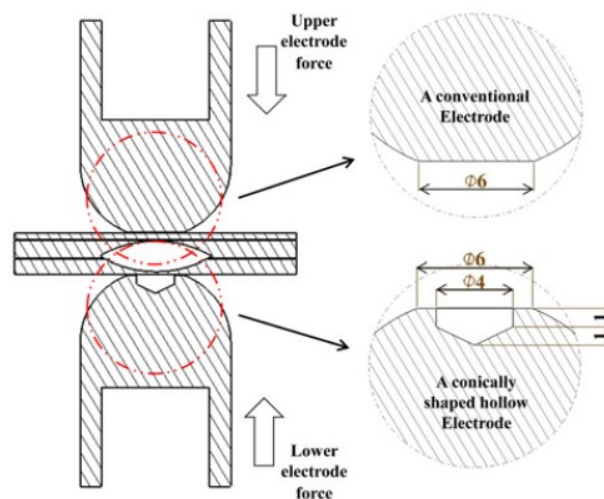


Figure 2.8 - Géométrie et dimensions des deux électrodes dissymétriques utilisées par Kim *et al.* [44].

Yu [45] a proposé d'introduire un feillard positionné entre l'électrode et la tôle fine. Le feillard développé par Fronius International GmbH est un composé de CrNi de 220  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. L'objectif, qui est le renforcement des résistances de contact électrique et thermique à l'interface E1/T1 pour faire barrière au flux thermique de perte transmis vers l'électrode, paraît ici plus logique. Des coupes macrographiques montrent l'effet du feillard dès 100 ms de soudage où une zone fondue est présente entre la tôle fine et la tôle épaisse adjacente.

En conclusion, nous avons fait ressortir dans cet état de l'art les principaux facteurs à l'origine des difficultés de soudabilité opératoire sur des assemblages dans lesquels une tôle fine est combinée à des tôles plus épaisses. Les différences d'épaisseur, de nuance et de revêtement entre les tôles accentuent le degré de dissymétrie dans l'assemblage qui est souvent défavorable à l'accroche de la tôle fine. Comme nous l'expliquerons plus en détail dans cette étude, la formation du noyau résulte de la compétition entre les gains et les pertes thermiques, tous deux pilotés par les propriétés des tôles et des interfaces et par la configuration géométrique (épaisseurs, aires de contact apparentes). Pour y remédier, des solutions essentiellement sur le procédé ont été avancées soit avec des électrodes dissymétriques ([4], [44]), soit avec un feillard entre l'électrode et la tôle fine [45], soit en faisant varier l'effort au cours du cycle de soudage [27]. Cependant ces méthodes ne sont pas nécessairement toutes applicables chez les constructeurs automobiles.

## IV. Assemblage dissymétrique de référence

La problématique d'allègement des véhicules est très présente dans le centre de Recherche Auto-Application d'ArcelorMittal à Montataire. Le projet S-in Motion® combinant les meilleures solutions d'allègement permet une réduction de 41 kg de la caisse en blanc sur un véhicule compact (Ford Focus, Citroën C4, Renault Mégane, Peugeot 308...). Parmi ces solutions se trouve l'introduction d'acier PHS diminuant les épaisseurs des tôles de renfort et de couverture en acier HF. La figure 2.9 présente au cours du temps l'évolution du pourcentage des points soudés contenant un acier PHS ou un acier HF de moins de 0,8 mm d'épaisseur. Depuis 2008, la tendance est à l'augmentation de l'utilisation de ces deux produits traduisant la tendance à l'introduction plus massive au niveau des CEB d'assemblages combinant un acier PHS et un acier HF mince.

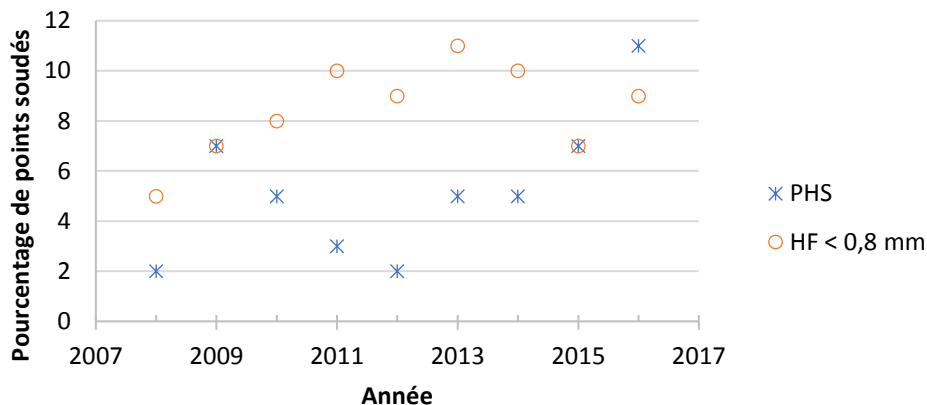


Figure 2.9 - Pourcentage des points soudés toutes configurations confondues.

Sur quatre véhicules, la société A2Mac1 a relevé dix configurations d'assemblage une tôle d'acier HF de moins de 0,8 mm d'épaisseur en position T<sub>1</sub> sur deux tôles d'AHSS de plus de 1,2 mm d'épaisseur, notamment un acier PHS en position T<sub>3</sub>.

Pour cette étude, un assemblage de référence dissymétrique de trois tôles a été défini. Il est constitué :

1. d'une tôle mince d'acier doux galvanisé de 0,57 mm d'épaisseur représentant une pièce de peau ;
2. d'une tôle d'acier THR galvanisée de 147 mm d'épaisseur représentant la structure, ;
3. et d'une tôle de PHS revêtue d'Al-Si représentant un renfort.

Les grands panneaux minces de la caisse en blanc (pavillon, plancher...) sont très majoritairement entre 0,75 et 0,85 mm d'épaisseur et représentent une masse significative du véhicule. Réduire leur épaisseur en dessous de 0,60 mm permettrait de réduire de plusieurs kilogrammes la masse de la CEB. Cette épaisseur n'est pour le moment commercialisée que dans une démarche d'essai clientèle. L'acier doux choisi est de l'AM54, l'acier THR est un DP600 GI et le PHS est un Usibor® 1500P, dans son état après traitement thermique et emboutissage.

L'assemblage de référence peut se trouver sur les côtés de la CEB, au niveau de la jonction entre les montants de baie et les pieds-milieux (Figure 2.10). Une tôle fine de couverture est appliquée sur les tôles de structure (THR) et de renfort (PHS) pour l'esthétique. Les épaisseurs des tôles et leurs revêtements sont présentés dans les tableaux 2.2 et 2.3. L'assemblage est dissymétrique en épaisseur

avec un rapport d'épaisseur de 5,7. L'amplitude moyenne des aspérités a été mesurée à l'IRDL avec un profilomètre optique. Les propriétés de l'Alusi®, très différente du zinc du revêtement GI avec notamment sa température de fusion plus de deux fois supérieure<sup>4</sup>, causent une forte dissymétrie entre les conditions interfaciales au niveau de la tôle mince et celles au niveau de la tôle d'Usibor.

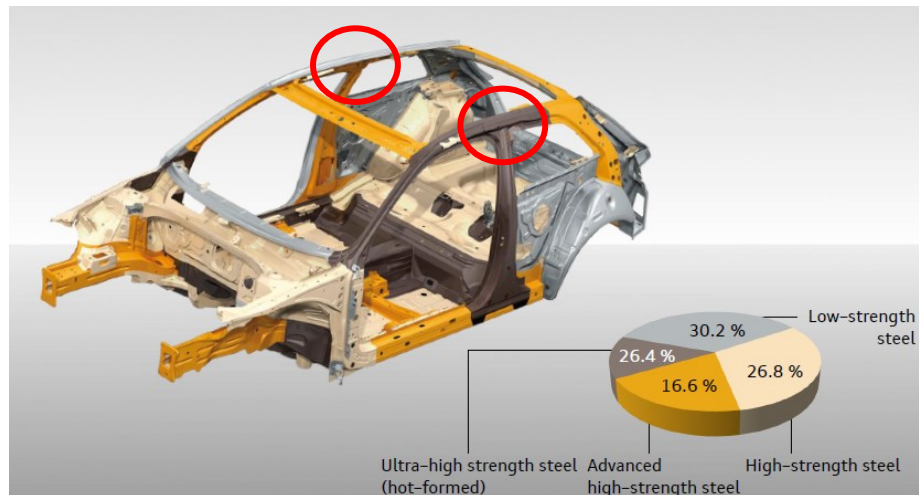


Figure 2.10 – CEB de Audi A3, EuroCarBody 2012.

	Ép. commerciale (mm)	Ép. mesurée (mm)	Revêtement
AM54	0,57	0,56 ± 0,01	GI
DP600	1,47	1,48 ± 0,01	GI
Usibor® 1500	1,2	1,22 ± 0,01	Alusi®

Tableau 2.2 - Épaisseur des tôles.

	Ép. commerciale (mm)	Composition initiale	Amplitude moyenne des aspérités (µm)	Température de fusion (°C)
GI (AM54)	10	100 % Zn	1,49 ± 0,16	420
GI (DP600)	10	100 % Zn	0,82 ± 0,05	420
Alusi®	30 - 35	90 % Al + 10 % Si	2,08 ± 0,52	≈ 1 000

Tableau 2.3 - Propriétés des revêtements.

Enfin les différences de nuance d'acier entre les trois tôles de l'assemblage contribuent à la dissymétrie de cet assemblage. Le DP600 et l'Usibor® sont nettement plus riches en éléments d'addition. Les valeurs indiquées sur la figure 2.11 présentent le taux de carbone, de manganèse, de silicium et de chrome<sup>5</sup>. Ces éléments influent sur la dureté, la trempabilité, la résistivité et la résistance mécanique des aciers.

<sup>4</sup> Données issues de la base de données matériaux d'ArcelorMittal.

<sup>5</sup> Données issues de la base de données matériaux d'ArcelorMittal.



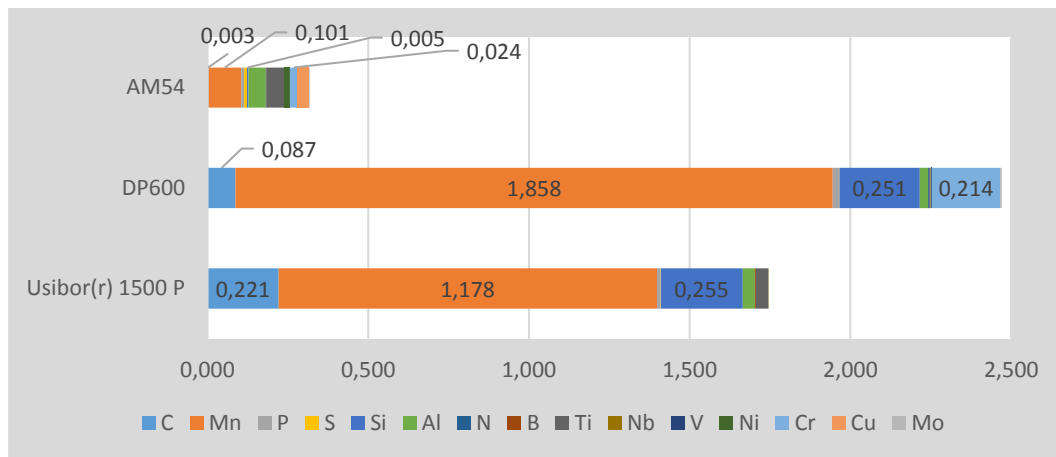


Figure 2.11 – Éléments d'addition des aciers utilisés (% masse).

Les différences de composition chimique influent sur les propriétés thermophysiques et sur la conductivité électrique des aciers, notamment à température ambiante. Les propriétés présentées dans le tableau 2.4 sont la masse volumique<sup>5</sup> ( $\rho_{vol}$ ), la capacité thermique massique<sup>5</sup> ( $C_p$ ), la conductivité thermique<sup>5</sup> ( $\lambda$ ) et la conductivité électrique<sup>6</sup> ( $\sigma$ ). Si les masses volumiques et les capacités thermiques varient peu, les conductivités électrique et thermique varient presque du simple au double. La composition chimique influe aussi sur les températures de fusion des aciers<sup>7</sup>. L'Usibor® 1500 commence à fondre à partir de 1 457 °C alors qu'il faut attendre 1 514 °C pour la tôle fine. Cette propriété est aussi une source de dissymétrie puisque la tôle fine doit atteindre une température plus élevée pour fondre. La chaleur latente de fusion est très proche pour les trois aciers.

	$\rho_{vol}$ ( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ )	$C_p$ ( $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )	$\lambda$ ( $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )	$\sigma$ ( $\text{MS}\cdot\text{m}^{-1}$ )	$T_{sol}$ (°C)	$T_{liq}$ (°C)	$L_{fus}$ ( $\text{kJ}\cdot\text{kg}^{-1}$ )
AM54	7 750	446	66,1	8,33	1 514	1 535	247
DP600	7 790	447	42,2	3,82	1 484	1 519	283
Usibor® 1500	7 940	452	38,6	3,66	1 457	1 511	254

Tableau 2.4 - Propriétés thermophysiques à température ambiante des aciers utilisés.

Les fortes conductivités thermique et électrique de l'AM54 agissent en synergie contre l'échauffement de la tôle mince. D'une part, les pertes thermiques par conduction vers les électrodes sont augmentées, et d'autre part, l'énergie produite par effet Joule au sein de la tôle est limitée. Du côté de l'Usibor® 1500, les faibles conductivités thermique et électrique produisent l'effet inverse.

Les propriétés mécaniques des trois aciers à température ambiante sont très différentes (Tableau 2.4). La limite d'élasticité  $R_e$ , la résistance mécanique  $R_m$  et l'allongement à la rupture  $A_r$  sont des données du catalogue d'ArcelorMittal. Ces propriétés donnent une bonne indication sur la capacité de l'acier à se déformer plastiquement sous la contrainte appliquée par les électrodes. La faible limite d'élasticité de l'AM54 et sa valeur élevée de l'allongement à la rupture, comparés à celles de l'Usibor,

<sup>6</sup> Mesures réalisées à l'IRDLD présentées en annexe.

<sup>7</sup> Données calculées par un modèle développé par ArcelorMittal en fonction de la composition chimique.

rendent cette tôle plus facilement déformable sous l'effort appliqué par les électrodes. Ainsi, lors de la phase d'accostage, l'aire apparente de contact E/T pourrait être potentiellement plus importante du côté de la tôle fine que du côté de l'Usibor.

	Re (MPa)	Rm (MPa)	A <sub>r</sub> (%)	Dureté (HV10)
AM54	180	315	≥ 38	87
DP600	380	625	≥ 21	193
Usibor® 1500	1 100	1 500	6	424

Tableau 2.5 - Propriétés métallurgique et mécanique à température ambiante des aciers utilisés.

D'après les quelques études sur les effets de la polarité sur la génération de chaleur [46]–[48], l'assemblage sera positionné toujours dans le même sens, la tôle mince vers l'électrode d'amenée du courant.

Pour permettre l'étude de la formation et du développement du noyau dans cet assemblage, des coupes macrographiques seront réalisées. Elles permettent notamment de mesurer les dimensions du noyau ainsi que sa pénétration dans la tôle fine. La figure 2.12 **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** présente un exemple de coupe macrographique de l'assemblage soudé obtenu à la fin du temps de soudage. L'attaque chimique à l'acide picrique nuance les tôles qui n'ont pas la même composition chimique, ainsi que la zone fondue et les zones affectées thermiquement dans les tôles DP600 et Usibor®. Nous verrons par la suite que le repérage de la limite de la zone fondue exige une attention particulière.

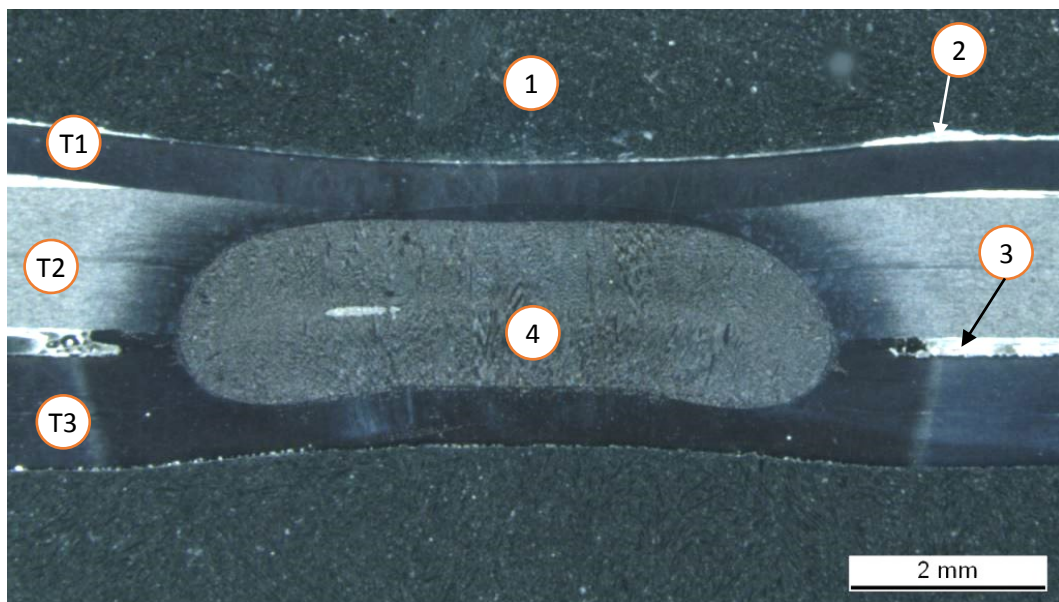


Figure 2.12 - Coupe macrographique d'un point soudé (9 kA – 470 ms – 4 kN).

- T1 : tôle d'AM54
- T2 : tôle de DP600
- T3 : tôle d'Usibor® 1500
- 1 : résine d'enrobage
- 2 : zinc du revêtement GI
- 3 : revêtements Alusi® et GI dans le fond d'entaille
- 4 : zone fondue

## Conclusion

Pour répondre aux contraintes d'allègement des véhicules et de renforcement de la sécurité, ArcelorMittal veut pouvoir proposer à ses clients de l'industrie automobile de nouveaux produits compétitifs en garantissant leur soudabilité opératoire. Au niveau de certaines zones sensibles de la caisse en blanc, des assemblages de trois tôles sont indispensables pour remplir les fonctions attendues. Ces assemblages peuvent être composés d'une tôle fine d'acier à haute formabilité qui correspond à la pièce de peau, et de deux tôles plus épaisses en acier à très haute résistance pour la structure et le renfort de l'habitacle. La littérature fait bien ressortir les difficultés de soudabilité opératoire (défaut d'accroche de la tôle mince, expulsion de métal fondu entre les tôles épaisses...) avec ce type d'assemblage. Les causes sont multifactorielles et en lien avec les caractéristiques des tôles et des électrodes (géométrie, propriétés physiques). Quelques solutions pour améliorer la soudabilité de ce type d'assemblage apparaissent dans la bibliographie. Dans cette étude, nous nous intéressons à la soudabilité opératoire d'un assemblage très dissymétrique de trois tôles différentes de par leurs propriétés physiques et mécanique, leur épaisseur et leur revêtement, et en particulier au cas où on anticipe la réduction d'épaisseur de la tôle la plus fine pour générer des gains de masse sur le véhicule.

# Partie 2

## Les outils expérimentaux et numériques.



# Chapitre 3

## Le dispositif de soudage instrumenté

Un dispositif de soudage instrumenté a été développé à l'IRDL pour pouvoir étudier en détail le développement du noyau lors d'une opération de soudage par point. Ce chapitre présente ce dispositif composé d'une soudeuse par point, d'une centrale d'enregistrement numérique et d'une caméra infrarouge.

I.	<a href="#">La soudeuse</a>	- 51 -
I.1	<a href="#">L'intensité</a>	- 51 -
I.2	<a href="#">L'effort</a>	- 52 -
I.3	<a href="#">Les électrodes</a>	- 53 -
II.	<a href="#">La centrale d'enregistrement</a>	- 54 -
II.1	<a href="#">Présentation de la centrale d'enregistrement</a>	- 54 -
II.2	<a href="#">Configuration des voies de mesure</a>	- 54 -
III.	<a href="#">La caméra infrarouge</a>	- 57 -
III.1	<a href="#">La caméra IR</a>	- 57 -
III.2	<a href="#">Les gammes de température</a>	- 60 -
III.3	<a href="#">Le fenêtrage</a>	- 61 -
III.4	<a href="#">La synchronisation</a>	- 62 -
IV.	<a href="#">Le soudage en demi-point</a>	- 62 -
IV.1	<a href="#">La méthode</a>	- 62 -
IV.2	<a href="#">La préparation des électrodes</a>	- 63 -
IV.3	<a href="#">La préparation des tôles</a>	- 64 -
	<a href="#">Conclusion</a>	- 65 -



## I. La soudeuse

La soudeuse par résistance par point utilisée est une GYSPOT INVERTER BP.LC conçue par la société GYS. C'est une machine mobile destinée à la réparation de carrosserie automobile composée d'un chariot et d'une pince de soudage en C (figure 3.1).



Figure 3.1 – GYSPOT BP.LC : (gauche) chariot et (droite) pince de soudage, type C 95 mm.

### I.1 L'intensité

Le transformateur dans le chariot délivre un courant alternatif de fréquence 1 000 Hz redressé et lissé apparenté à un courant continu. On parle de soudeuse MFDC pour *Medium Frequency Direct Current*. L'intensité de soudage est calculée à partir d'une mesure par boucle ampèremétrique au bobinage du primaire du transformateur. Le courant de soudage est acheminé jusqu'à la pince par des câbles de cuivre gainés et refroidis par du liquide de refroidissement.

Pour vérifier la mesure d'intensité, un shunt électrique a été installé sur le circuit secondaire de soudage au niveau du départ du courant. Le shunt a une résistance de  $20 \mu\Omega$  à température ambiante. Il est étalonné jusqu'à une intensité de 2,5 kA, bien inférieure à la gamme [8-10 kA] dans laquelle se situe le courant de soudage. Cependant nous avons vérifié à l'aide d'une simulation numérique sur COMSOL Multiphysics (non présentée ici) que les échauffements provoqués par le passage d'un courant de soudage de l'ordre de 10 kA pendant une seconde restaient relativement faibles, inférieurs à  $3^\circ\text{C}$  (figure 3.2 (b)). Dans ces conditions, nous pouvons admettre que la conductivité électrique de l'alliage de cuivre évolue peu et que la résistance du shunt reste constante.



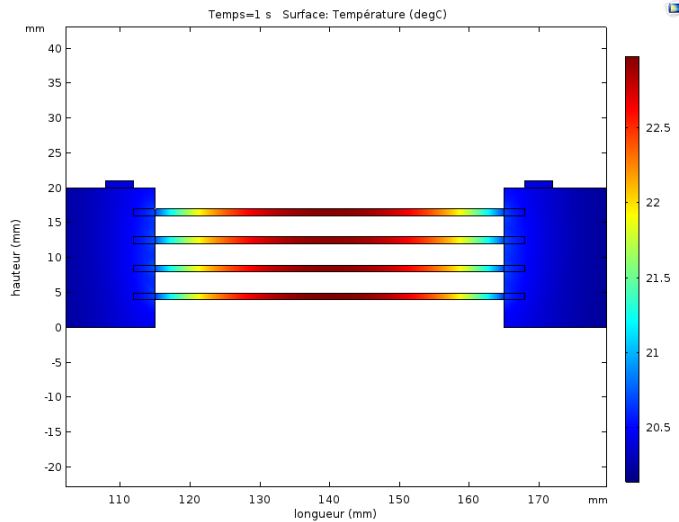


Figure 3.2 - Shunt électrique : (gauche) installation (droite) simulation numérique des échauffements.

L'intrusion du shunt dans le circuit de soudage a modifié l'impédance de la pince mesurée par la soudeuse et, par voie de conséquence, l'intensité maximale de la machine n'est plus que de 9,5 kA au lieu de 13 kA. Différents modes de paramétrage (intensité, temps et effort) sont disponibles depuis l'écran LCD en face avant du chariot (figure 3.1). Parmi ces modes, le mode manuel permet de régler directement les trois paramètres de soudage. Le profil du courant délivré par la soudeuse dans ces conditions prévoit une montée progressive de l'intensité de l'ordre de 100 A/ms. Un mode de programmation des profils de courant autorise un créneau plus abrupt avec une montée à l'intensité de soudage en 10 ms (figure 3.3). Ce mode crée, grâce à des développements informatiques spécifiques au niveau de l'unité de commande réalisés par la société GYS, des profils de courant spéciaux en plusieurs étapes et avec des rampes de montée et de descente contrôlées.

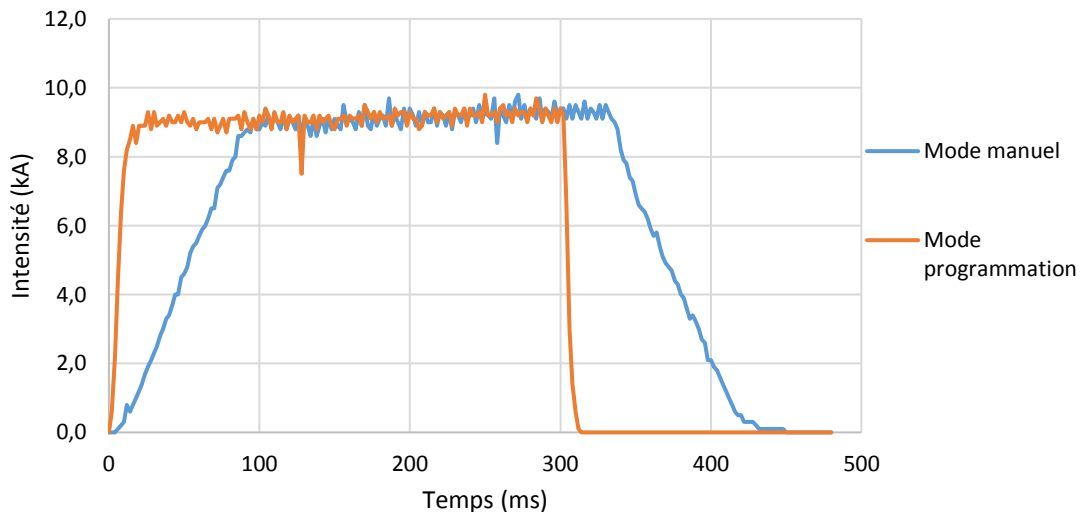


Figure 3.3 – Profils de courant pour 9 kA pendant 300 ms.

## 1.2 L'effort

Le serrage des tôles est assuré par un système pneumatique capable d'appliquer au maximum 5 500 N sur les électrodes. Le vérin est actionné dans l'alignement de l'électrode. Le bras de la pince

pouvant se déformer élastiquement lors de l'application d'un effort important, l'ensemble est fixé dans une structure rigide en profilés d'aluminium. Ainsi on minimise le désalignement des électrodes qui peut survenir lors du soudage. Le circuit d'air comprimé entre le chariot et la pince de soudage a été dévié pour contrôler manuellement l'électrode mobile *via* une vanne et un manomètre.

### 1.3 Les électrodes

Les électrodes utilisées avec cette soudeuse sont des embouts amovibles se rapprochant du modèle normé ISO 5821-A0-13-18-32 (13 mm de diamètre, 18 mm de hauteur et 32 mm de rayon de courbure de la face active) avec un rayon de courbure plus important (32 mm) (figures 3.4 et 3.5).

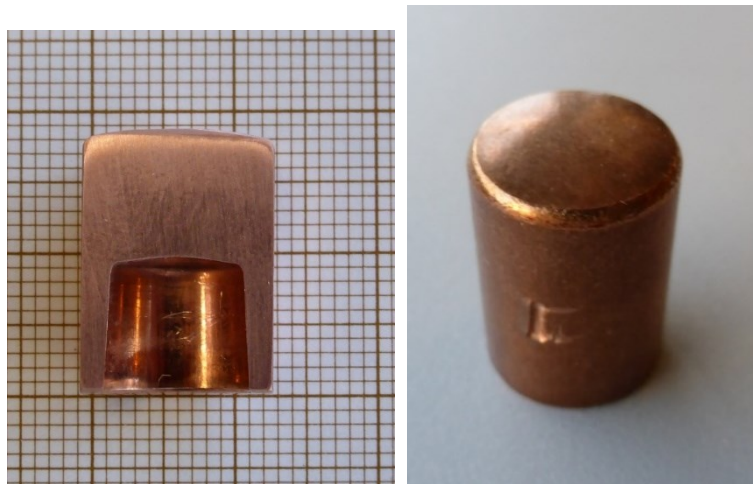
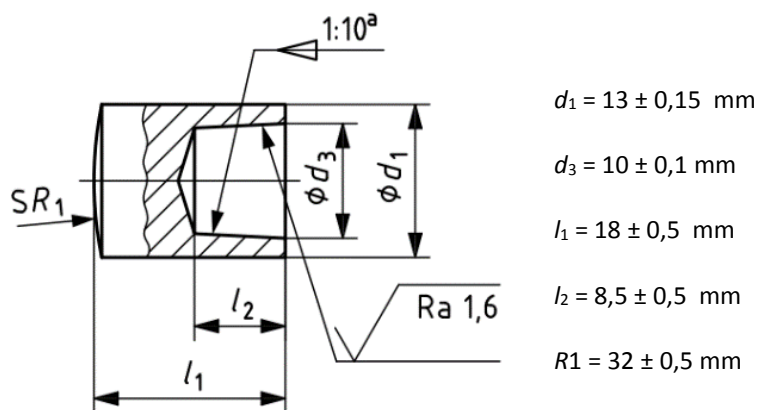


Figure 3.4 – Électrode A0-13-18-32 pour GYSPOT.



a La tolérance relative à  $\alpha_T$  s'applique  
**Type A0**

Figure 3.5 – Plan et dimensions d'une électrode A0-13-18-32 [13].

Les embouts amovibles sont refroidis indirectement par conduction thermique avec les porte-électrodes, lesquels sont thermostatés par le circuit d'eau glycolée.

Les électrodes sont en CuCrZr, alliage de cuivre communément utilisé pour les outillages dans les soudeuses traité thermo-mécaniquement pour augmenter la tenue mécanique. La forme de

l'électrode est obtenue par frappage à froid à partir d'un barreau de CuCrZr trempé, écroui puis revenu. La face active est ainsi écrouie et plus dure [8].

## II. La centrale d'enregistrement

### II.1 Présentation de la centrale d'enregistrement

Une centrale d'enregistrement numérique DAS1400 de la marque SEFRAM est utilisée pour l'acquisition des signaux des différents capteurs (figure 3.6). Elle est équipée d'une carte de douze voies rendant possible l'enregistrement simultanée de douze mesures (tension, intensité, thermocouple, PT100) à une vitesse maximale de 1 MHz. Les données sont stockées sur un système de mémoire « flash » avant d'être enregistrées sur un disque dur incorporé. Usuellement, nous travaillerons avec une fréquence d'acquisition de 1 kHz.



Figure 3.6 – Centrale d'enregistrement numérique.

### II.2 Configuration des voies de mesure

Les douze voies sont programmées ainsi :

- Voie 1 : tension entre les électrodes.

Pour des raisons pratiques liées au changement fréquent des électrodes, les fils de mesure de tension ne sont pas directement fixés sur les électrodes. Des cosses à l'extrémité des fils de mesure sont vissées sur une pièce d'aluminium serrée autour des porte-électrodes (en rouge sur la figure 3.7).

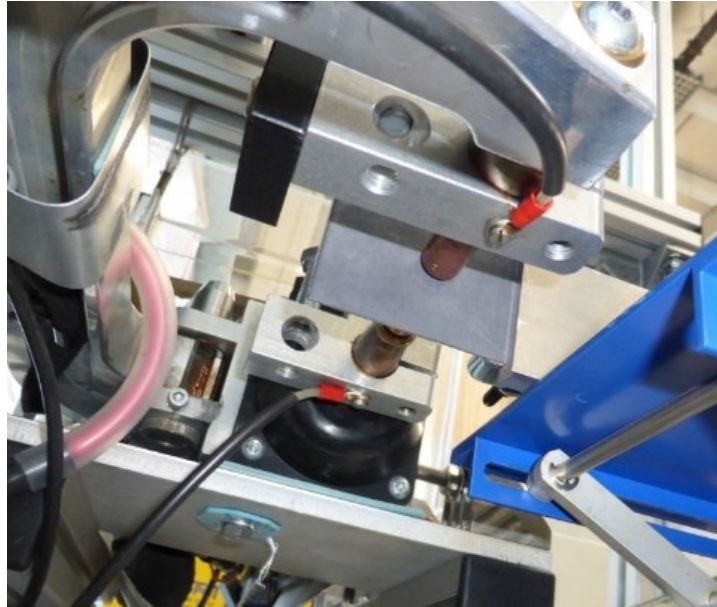


Figure 3.7 - Prises de mesure de tension sous la pince de soudage.

La différence de potentiel (ddp) inclut donc la résistance ohmique des éléments traversés (porte-électrode en cuivre, pièce d'aluminium, cosse et acier). De la graisse cuivrée entre chaque élément atténue autant que possible les résistances de contact électriques. L'écart entre la ddp mesurée au niveau des porte-électrodes et la celle sur les électrodes a été contrôlé et est inférieur à 0,10 V. Au cours du soudage, la ddp entre les électrodes varie entre 0 et 2 V.

- Voie 2 : intensité soudage shunt.

L'intensité du courant de soudage est calculée à partir de la mesure de tension entre les deux fils de mesure branchés aux extrémités du shunt électrique et de sa résistance étalonnée qui vaut  $20 \mu\Omega$ . La mesure d'intensité au shunt est très proche de la valeur de consigne du courant, tandis que la mesure au primaire du transformateur a tendance à surestimer cette valeur (figure 3.8).

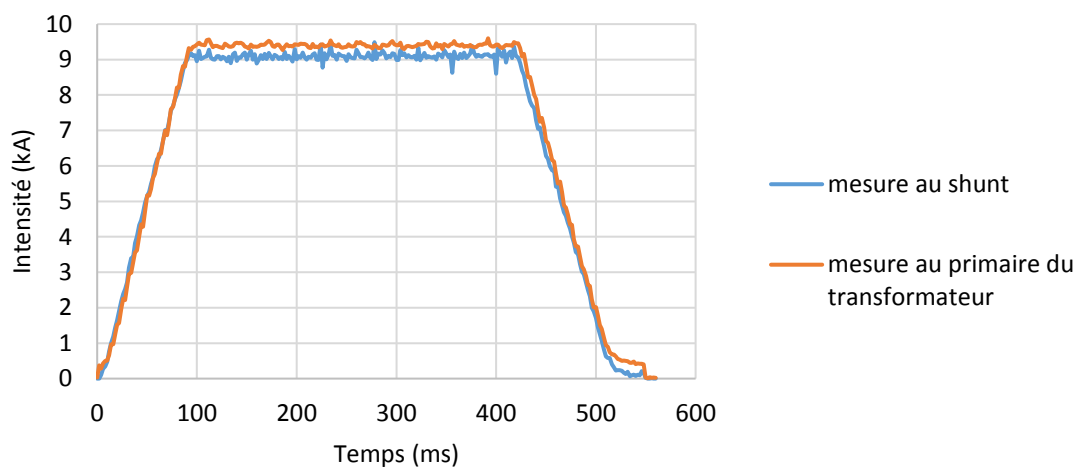


Figure 3.8 - Mesures d'intensité de soudage pour une consigne de 9 kA.

La dynamique de la mesure au shunt a été contrôlée par comparaison avec une mesure réalisée avec un tore de Rogowski dans les premiers instants. La figure 3.9 montre que la mesure au shunt est capable de suivre précisément la dynamique rapide de montée du courant.

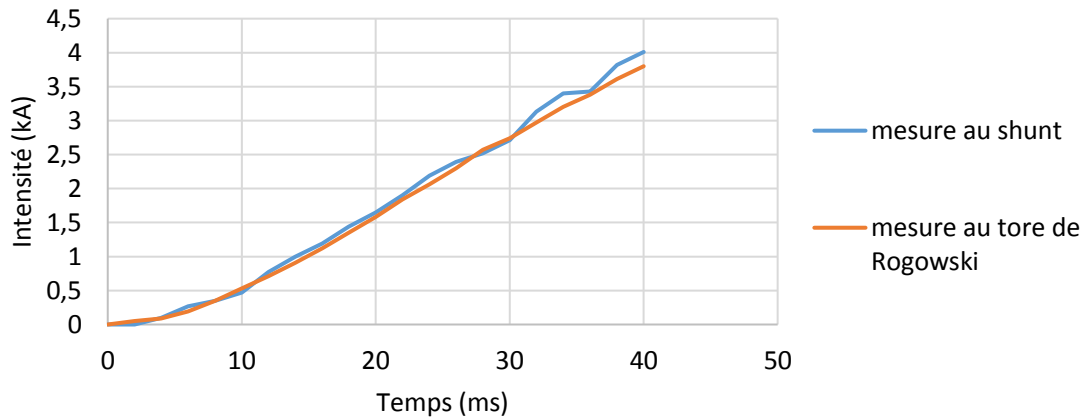


Figure 3.9 - Mesures d'intensité au début du cycle de soudage.

- Voie 3 : intensité soudage machine.

La valeur de l'intensité de soudage est déterminée par la machine à partir d'une mesure au primaire du transformateur par un tore ampèremétrique. L'information est récupérée sur la carte électronique de la soudeuse en voie 3.

- Voie 4 : intensité de mesure de la résistance statique.

L'intensité délivrée par un générateur Keysight E3644 A est mesurée avec un shunt étalonné à 2,4 mΩ .

- Voie 5 : tension de mesure de la résistance statique.

Mesure de la tension entre les électrodes sur une échelle faible (0 – 500 mV) pour le calcul de la résistance statique.

- Voie 6 : force.

Mesure de l'effort de soudage calculé à partir de la mesure du capteur de pression et un étalonnage réalisé avec une cellule de force.

- Voies 7 à 10 : mesures de tensions.

Mesures des tensions entre chaque élément de l'assemblage et la masse (figure 3.10). Ces mesures évaluent les résistances de contact électriques sur le dispositif de soudage.

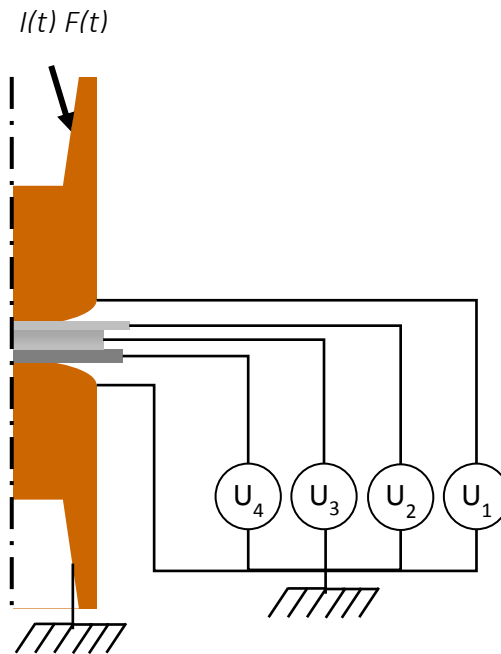


Figure 3.10 – Implantation des mesures de tensions pour chaque tôle.

- Voies 11 et 12 : mesures de températures.

Les voies 11 et 12 sont consacrées à des mesures de température par thermocouples de type K. Dans les essais de soudage en demi-point, un thermocouple est soudé sur la tôle.

### III. La caméra infrarouge

La méthode de soudage en demi-point présentée dans le chapitre 1 est utilisée sur ce dispositif pour localiser les échauffements. Pour cela, une caméra infrarouge (IR) est installée à l'aplomb des électrodes (figure 3.11).

#### III.1 La caméra IR

La caméra est une FLIR X6580sc dont les principales caractéristiques sont présentées dans le tableau 3.1. Un objectif microscopique (G1) à grande distance focale est utilisé pour zoomer sur la scène de soudage et limiter la zone observée à l'assemblage des tôles et aux extrémités des électrodes (figure 3.12). Les dimensions de la zone filmée sont 9,60 mm par 7,68 mm et la distance focale entre l'objectif et la cible est de 300 mm. La longue distance focale est nécessaire pour limiter les risques d'endommagement de l'objectif par des projections de matière. L'objectif microscopique est composé de lentilles qui réduisent la bande passante entre 3 et 5  $\mu\text{m}$ . Enfin, une fenêtre supplémentaire de saphir de 1 mm d'épaisseur est positionnée devant l'objectif toujours en cas d'éventuelles projections.



Figure 3.11 – Installation de la caméra IR au-dessus de la pince de soudage.

Marque	FLIR
Modèle	X6580sc
Détecteur	InSb
Refroidissement	Stirling
Résolution	640 x 512 pixels
Taille de pixel (résolution spatiale)	15 $\mu\text{m}$
Fréquence maximale en pleine fenêtre	353 Hz
Fréquence maximale en fenêtre réduite	4 500 Hz
Gamme de longueur d'onde	1,5 – 5,1 $\mu\text{m}$
Plage de température standard Température maximale (avec filtre)	5 °C – 300 °C 3 000 °C
Connexion	Gigabit Ethernet, Camera Link

Tableau 3.1 – Données de la caméra IR.

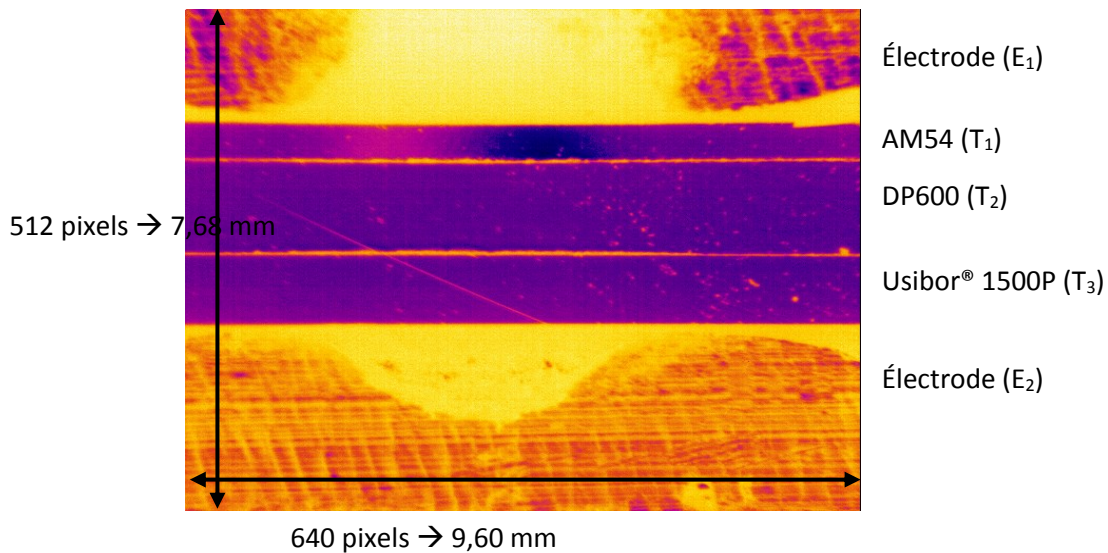


Figure 3.12 – Thermogramme de l'assemblage dissymétrique à température ambiante.

Différents réglages de la caméra permettent de varier la fréquence d'acquisition. D'abord le mode de transmission des données est soit direct (mode *Base*) par le biais d'un câble *Gigabit Ethernet* connecté à l'ordinateur (PC), soit indirect (mode *Medium*) via des câbles *Camera Link* et un boîtier d'enregistrement rapide. Ce dernier, appelé HSDR pour *High Speed Data Recorder*, enregistre à pleine vitesse alors que le mode *Base* est limité à 125 images par seconde (ips). Le HSDR est composé de quatre disques durs SSD de 250 Go et est relié à l'ordinateur par un câble eSATA. En mode *Medium*, le film est enregistré sur le HSDR avant d'être transféré sur le PC, soit dans son intégralité, soit seulement la partie intéressante.

L'autre solution qui augmente la fréquence d'acquisition est la gestion des temps d'intégration, temps pendant lequel les puits quantiques qui reçoivent les photons sont ouverts. Il y a là aussi deux modes : ITR pour *Integrate Then Read* et IWR pour *Integrate When Read*. Dans le premier cas, les temps d'intégration et de lecture sont alternés (figure 3.13). Le temps de lecture comprend la mesure de l'énergie reçue par chaque puits quantique et l'enregistrement de cette mesure. Dans le second cas, le temps d'intégration et de lecture se chevauchent (figure 3.14). La fréquence d'acquisition est alors plus rapide, mais le risque de perte d'image est plus important.

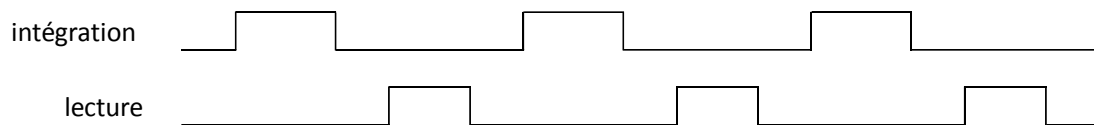


Figure 3.13 – Schéma temporel du mode ITR.

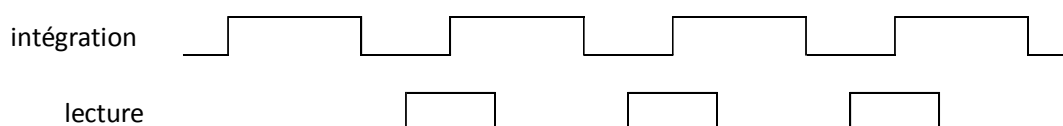


Figure 3.14 - Schéma temporel du mode IWR.

Les modes *Medium* et IWR sont préférés afin de maximiser la fréquence d'acquisition.



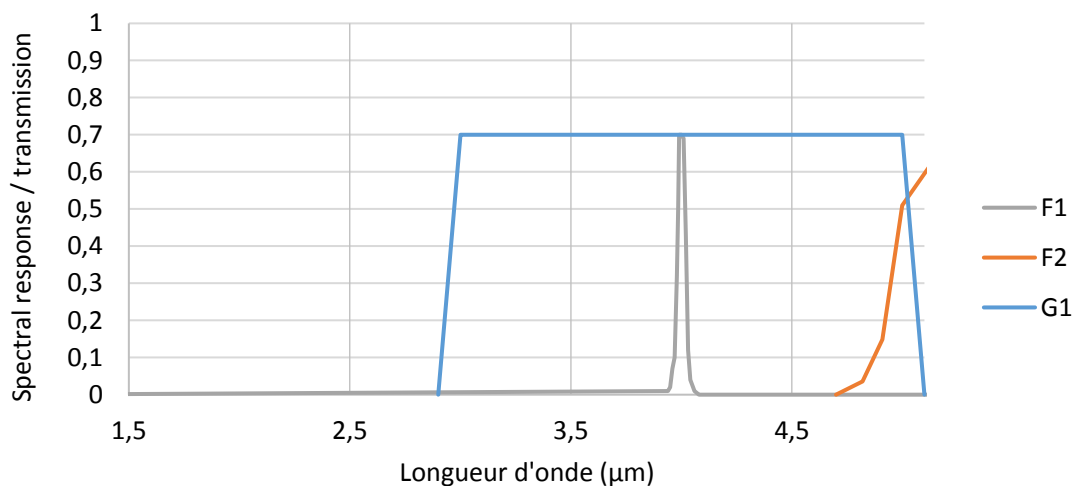
### III.2 Les gammes de température

Dans sa configuration standard, la caméra est étalonnée de 5 °C à 300 °C, mais d'autres gammes de température sont possibles moyennant l'ajout de filtres. La caméra X6580sc dispose d'une roue motorisée offrant quatre possibilités optiques. En plus de la configuration sans filtre (espace vide dans la roue), nous avons ajouté deux filtres pour deux gammes de température dont les caractéristiques sont présentées dans le tableau 3.2.

<b>Configuration optique</b>	<b>Ouvert (sans filtre)</b>	<b>Filtre F1</b>	<b>Filtre F2</b>
<i>Gamme de températures</i>	5 °C - 300 °C	300 °C – 1 500 °C	20 °C – 600 °C
<i>Type de filtre</i>		Étroit	Passe haut
<i>Matériau</i>		saphir	germanium
<i>Longueur d'onde caractéristique du filtre</i>		Pic de transmission à 3,99 μm	Passe haut à 4,9 μm
<i>Transmission</i>	100 %	60 %	70 %

*Tableau 3.2 – Configurations optiques.*

Le graphique de la figure 3.15 présente la réponse spectrale des différents éléments optiques, filtres et objectif G1.



*Figure 3.15 – Réponse spectrale des différents éléments optiques.*

Pour un temps d'ouverture des détecteurs donné, si la quantité de photons reçus est trop importante, le détecteur sature. Pour cela, le temps d'ouverture est adapté pour chaque gamme de température et il est parfois nécessaire de faire un film avec deux ou trois temps d'intégration différents (figure 3.16). Dans ce cas, la caméra enregistre deux ou trois films, un pour chaque temps d'intégration et la fréquence d'acquisition est divisée par le nombre de films.

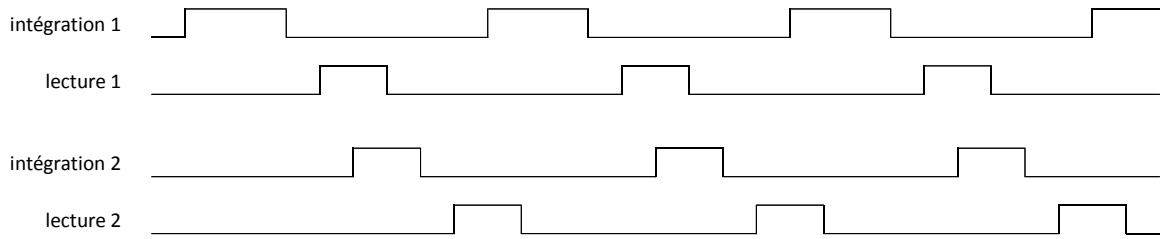


Figure 3.16 – Exemple de répartition temporelle pour deux temps d'intégration.

Le tableau 3.3 présente différents temps d'intégration et les températures pour les différents filtres disponibles. Ces paramètres sont réglables par l'opérateur pour contrôler au mieux la vitesse d'acquisition en fonction des températures mesurées.

Filtre	t (µs)	T° min (°C)	T° max (°C)	t (µs)	T° min (°C)	T° max (°C)	t (µs)	T° min (°C)	T° max (°C)
-	270	11,5	149,4	25	130,5	300			
F1	25	300	1 500						
F2	325	20	173	100	86	282	10	259	600

Tableau 3.3 – Temps d'intégration et gammes de température.

Lors de l'acquisition de la caméra, celle-ci a été étalonnée sans objectif G1 dans les trois configurations optiques (sans filtre, filtre F1, filtre F2) et avec l'objectif G1 sans filtre et avec le filtre F1. La gamme de température qui nous intéresse le plus étant 20 °C – 600 °C, puisqu'elle permet d'observer les échauffements initiaux jusqu'à la fusion du zinc, c'est le filtre F2 qui est utilisé. Sans fichier d'étalonnage et avec la fenêtre de saphir positionnée devant l'objectif, la valeur de température calculée par la caméra est faussée. Les mesures de température présentées sont donc issues de thermogrammes réalisés sur la gamme 5 °C – 300 °C (sans filtre). Les thermogrammes de la gamme 20 °C – 600 °C sont présentés en « counts », unité proportionnelle au flux reçu par les détecteurs, ou en température de corps noir avec l'étalonnage établi pour le filtre F2 et l'objectif 50 mm.

### III.3 Le fenêtrage

La réduction de la zone de mesure (fenêtrage) permet aussi d'augmenter la vitesse d'acquisition. Le tableau 3.4 présente pour différentes tailles de matrice, la fréquence maximale ainsi que l'écart de temps entre deux images (dt) avec un, deux ou trois temps d'intégration et la taille de la zone observée à travers le G1.

Taille de la matrice		Fréquence max (ips)	dt (ms)	2 x dt (ms)	3 x dt (ms)	Taille de la zone observée avec G1	
larg. (pixels)	haut. (pixels)					larg. (mm)	haut. (mm)
640 x	512	353	2,833	5,666	8,499	9,60 x	7,68
	256	660	1,515	3,030	4,545		3,84
	128	1170	0,855	1,709	2,564		1,92
	64	1907	0,524	1,049	1,573		0,96
	32	2350	0,426	0,851	1,277		0,48

Tableau 3.4 – Taille de la matrice et fréquence d’acquisition.

### III.4 La synchronisation

Les échelles de temps pour les mesures sur la centrale d’enregistrement et pour les mesures avec la caméra sont différentes. Deux méthodes sont possibles pour synchroniser les images IR et les mesures effectuées avec la centrale d’enregistrement. La première consiste à déclencher l’enregistrement de la caméra par un signal TTL de 5 V émis par la centrale d’enregistrement à partir de la mesure de l’effort. La seconde méthode, celle que nous utilisons, consiste à renvoyer le signal de la différence de potentiel mesurée entre les électrodes sur la caméra qui permet lors du post-traitement de définir précisément le temps initial de soudage.

## IV. Le soudage en demi-point

### IV.1 La méthode

Le soudage en demi-point a été utilisé par plusieurs auteurs (voir chapitre 1.III.4) pour étudier différents phénomènes, notamment la formation du noyau. La scène thermique sur le bord libre des tôles dans la configuration demi-point est supposée représentative de celle dans un plan de coupe diamétrale d’un point complet. Pour que les échauffements soient équivalents entre les deux configurations, il faut théoriquement que la densité de courant  $J$  et que la pression de contact  $p_c$  soient égales. Les échauffements résultent de la compétition entre les apports thermiques par effet Joule aux interfaces ( $R_{CE}J^2$ ) et dans la matière ( $J^2/\sigma$ ), avec les déperditions thermiques par contact avec les électrodes thermostatées et par effet d’ailette dans l’épaisseur des tôles. Signalons ici que les  $R_{CE}$  sont très dépendantes de la pression  $p_c$ , ce qui est montré ultérieurement dans le chapitre sur la campagne de caractérisation des résistances de contact (Chapitre 7). Les surfaces de contact apparentes  $S$  étant divisées par deux dans la configuration demi-point, le courant de soudage  $I$  et l’effort  $F$  doivent donc aussi être divisés en théorie par deux pour conserver des valeurs de  $J$  et de  $p_c$  équivalentes.

Dans la configuration en demi-point, une caméra haute vitesse opérant dans le domaine visible peut apporter des informations sur les échauffements à travers différents événements comme la visualisation d’un front d’oxydation en surface des tôles, la détection de billes de revêtement fondu au niveau des interfaces zinc [25] ou Al-Si [35] ou encore l’apparition du noyau. La caméra IR, quant à elle, donne des informations plus précises sur les gradients de température et les cinétiques d’échauffement dès le début du soudage. En revanche, en configuration demi-point, le noyau qui n’est pas confiné sort par la surface libre (figure 3.17). L’hypothèse d’équivalence entre les échauffements

dans les configurations en demi-point et en point complet n'est donc valable que jusqu'à l'apparition du noyau.

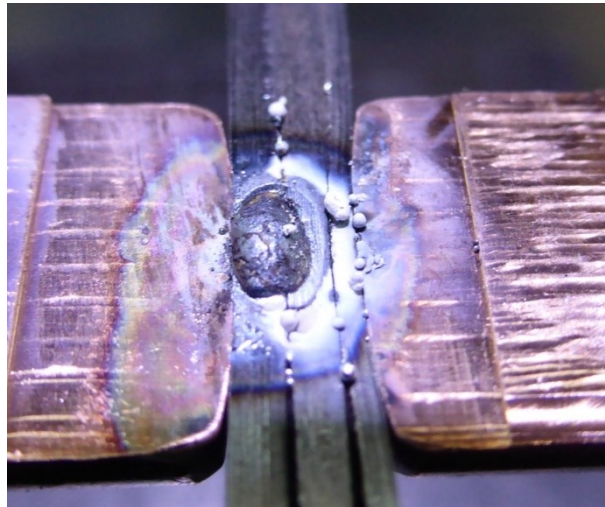


Figure 3.17 – Sortie de la zone fondue par la surface libre.

## IV.2 La préparation des électrodes

Sur la figure 3.18, on peut voir que les électrodes doivent être usinées afin de dégager le champ d'observation de la caméra IR et d'éviter les défauts optiques liés aux réflexions multiples sur les faces actives des électrodes.

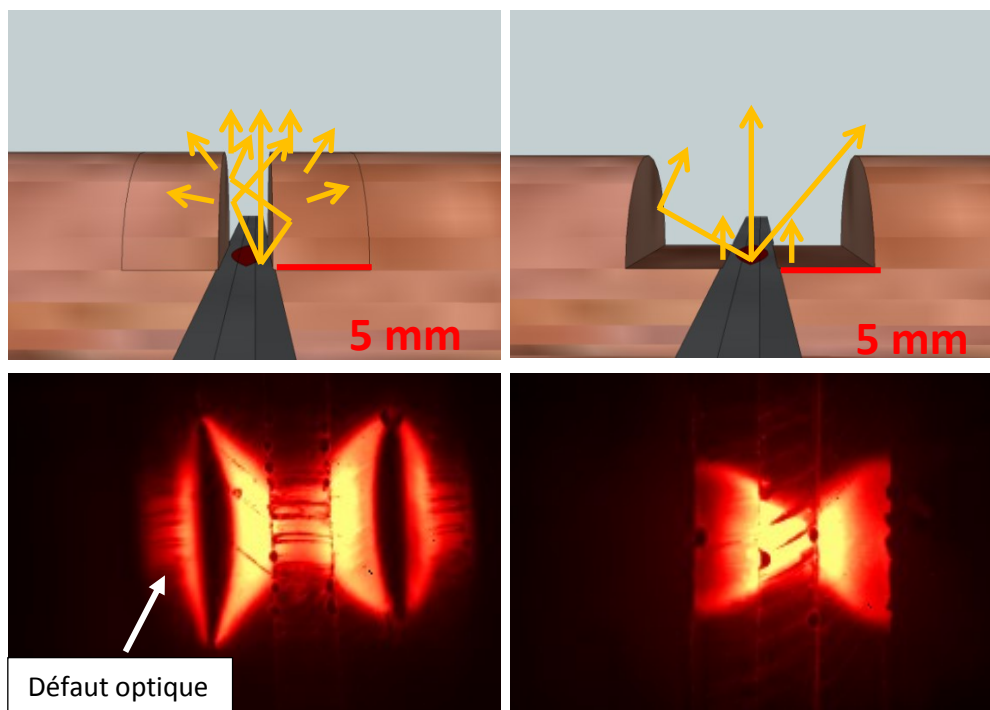


Figure 3.18 – Schémas et thermogrammes justifiant l'usinage des électrodes.

Les électrodes sont fraisées sur 5 mm dans un outil conçu pour les maintenir sans toucher la face active (figure 3.19).

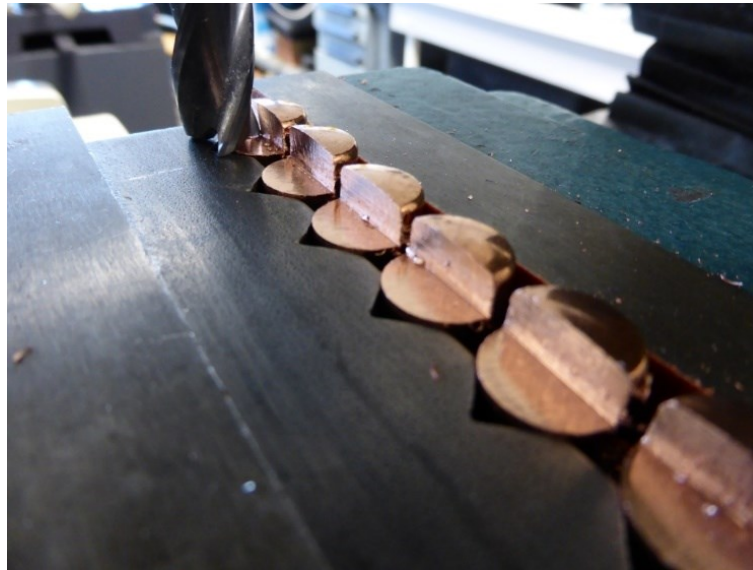


Figure 3.19 – Fraisage des électrodes.

### IV.3 La préparation des tôles

Les tôles découpées à la cisaille présentent un état de surface non propice à l'observation en demi-point comme nous pouvons le voir sur la figure 3.20. Les variations de rugosité induisent des émissivités différentes et une correction d'émissivité par zone serait alors nécessaire.

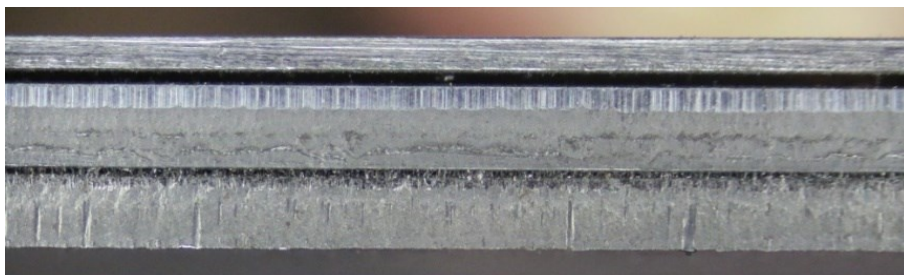


Figure 3.20 – Bord des tôles après découpe à la cisaille.

Deux méthodes de préparation des tôles ont été testées. La première consiste à souder les tôles entre elles pour les solidariser loin de la zone d'observation, puis à les poncer. Si la rugosité est alors homogène sur la tranche des tôles, de la limaille s'infiltré entre celles-ci (figure 3.21). Cette limaille risque d'augmenter les résistances de contact entre les tôles et de modifier la quantité d'énergie dégagée par effet Joule.

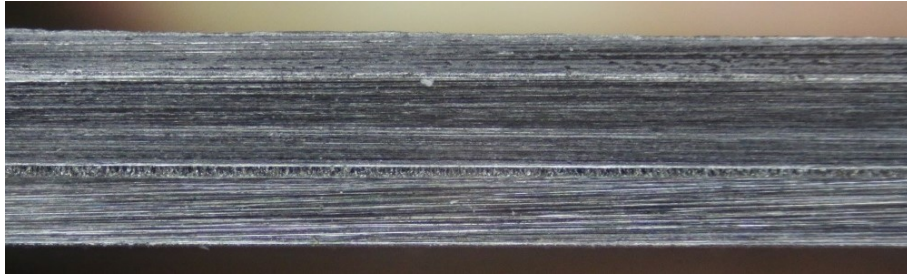


Figure 3.21 – Bord des tôles après ponçage.

La seconde méthode, qui a été retenue, consiste à découper les tôles préalablement soudées aux extrémités des coupons avec une tronçonneuse de précision. L'état de surface est alors homogène et il n'y a pas de limaille entre les tôles (figure 3.22). Les échantillons sont ensuite nettoyés à l'acétone puis séchés au four et conservés dans une boîte hydrométrique pour limiter les risques d'oxydation.

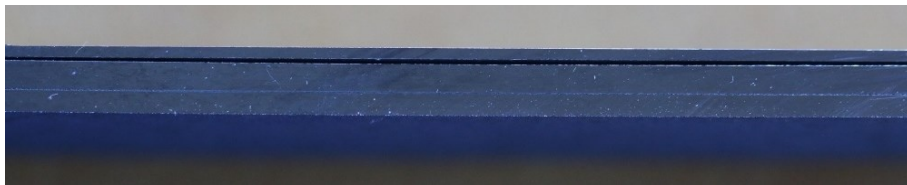


Figure 3.22 – Bord des tôles après découpe.

## Conclusion

Le dispositif ainsi créé, schématisé figure 3.23, permet de souder des tôles dans des conditions standards (électrodes entières au centre des tôles) et dans des conditions d'observation (demi-point sur le bord des tôles avec des électrodes usinées) tout en mesurant les paramètres opératoires lors du soudage (intensité, tension, effort). La caméra infrarouge installée à l'aplomb des électrodes permet d'observer en configuration demi-point la scène thermique lors du soudage. Cette scène thermique est supposée représentative de celle qui se produit dans un plan de coupe diamétrale dans un point complet jusqu'à l'apparition du noyau.

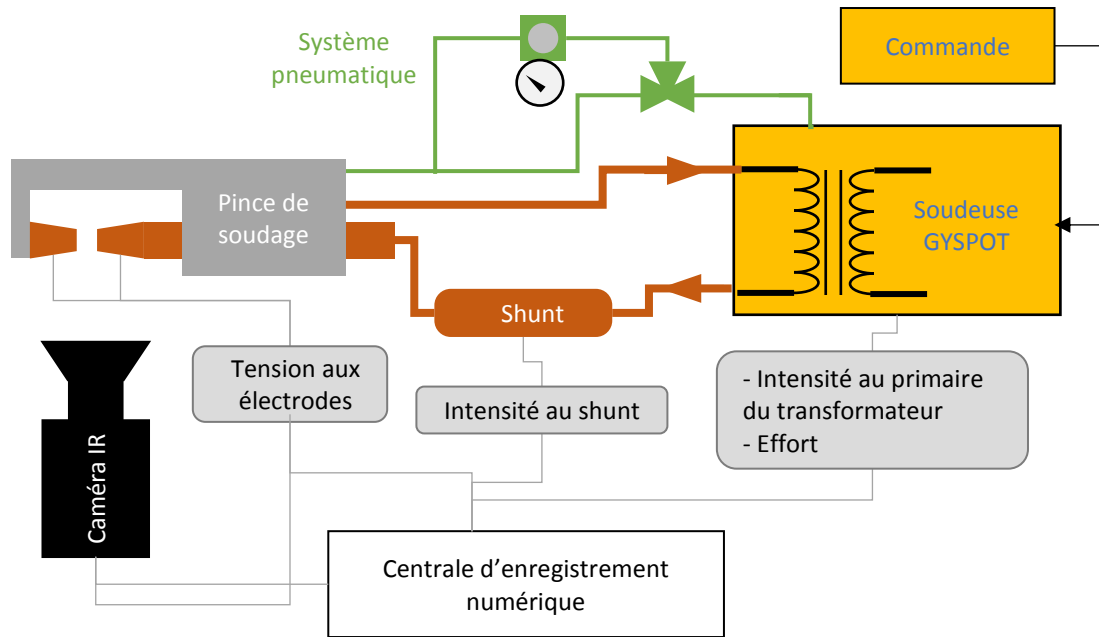


Figure 3.23 – Schéma du dispositif expérimental.

# Chapitre 4

## Modélisation numérique

En complément des outils d'investigation expérimentaux présentés au chapitre 3, nous définissons maintenant le modèle numérique du soudage par résistance qui est utilisé, d'une part pour aider à la compréhension des phénomènes impliqués dans la formation du noyau au sein de l'assemblage dissymétrique étudié (Chapitre 8), et d'autre part pour la recherche des solutions produit et *process* d'amélioration de la soudabilité (Chapitres 9 et 10). Les observations expérimentales indispensables à la compréhension de la cinétique de développement du noyau ne permettent pas toujours de faire le discernement entre les effets des différents paramètres. Le modèle numérique devrait permettre de mieux appréhender les phénomènes physiques et les mécanismes responsables de la formation du noyau, et d'évaluer plus précisément l'effet des paramètres influents.

L'objet de ce chapitre est donc de proposer un modèle numérique à l'aide du code de calcul aux éléments finis Comsol Multiphysics®. Différentes hypothèses sont avancées pour simplifier le modèle et se limiter à la prise en compte des phénomènes électriques, thermiques et métallurgiques dans la matière, avec les principaux couplages impliqués. Compte tenu du rôle essentiel que jouent les interfaces dans le procédé de soudage par résistance, une attention particulière est portée à la modélisation des phénomènes interfaciaux.

I.	<a href="#">La modélisation des phénomènes physiques et des couplages dans la matière</a>	- 69 -
I.1	<a href="#">Les phénomènes physiques impliqués</a>	- 69 -
I.2	<a href="#">Le modèle retenu</a>	- 70 -
I.2.1	<a href="#">Les phénomènes électriques</a>	- 70 -
I.2.2	<a href="#">Les phénomènes thermiques</a>	- 71 -
I.3	<a href="#">Géométrie et maillage</a>	- 71 -
I.4	<a href="#">Les conditions aux limites</a>	- 73 -
I.4.1	<a href="#">Les conditions aux limites électriques</a>	- 73 -
I.4.2	<a href="#">Les conditions aux limites thermiques</a>	- 73 -
II.	<a href="#">Les conditions de contact</a>	- 74 -
II.1	<a href="#">Définition et rôle des résistances de contact électriques et thermiques</a>	- 74 -
II.1.1	<a href="#">La résistance de contact électrique</a>	- 74 -
II.1.2	<a href="#">La résistance de contact thermique</a>	- 76 -
II.2	<a href="#">Les modèles de contact électrothermique</a>	- 79 -
II.2.1	<a href="#">Le modèle macroscopique</a>	- 80 -
II.2.2	<a href="#">Le modèle mésoscopique</a>	- 82 -
	<a href="#">Conclusion</a>	- 83 -





# I. La modélisation des phénomènes physiques et des couplages dans la matière

## I.1 Les phénomènes physiques impliqués

L'énergie générée par le passage du courant aux interfaces et dans les tôles induit de fortes élévations de la température dans l'assemblage et dans les électrodes. Ces différents éléments vont subir des transformations. Les tôles en acier sont le siège de transformations structurales ferrito-austénitique à l'état solide dans la zone affectée thermiquement (ZAT) et dans la zone fondue (ZF). Ces transformations sont irréversibles et se produisent au chauffage à haute température ( $\sim 800\text{ °C}$ ), et au refroidissement à plus basse température. Les vitesses de trempe très rapides lors du forgeage transforment l'austénite en martensite aux environs de  $300\text{ °C}$  [3]. Dans la ZF, confinée dans la ZAT, la température dépasse la température de fusion de l'acier. Le bain fondu soumis aux champs électriques et magnétiques peut subir des mouvements convectifs par l'action des forces d'origines électriques, les autres forces (tensions de surface, gravité) ayant des effets négligeables sur la taille du noyau [49]. La convection magnétohydrodynamique active les transferts thermiques et homogénéise la température à l'intérieur du bain [49]. Les électrodes en alliage CuCrZr initialement à l'état trempé-écroui-revenu (TER) avec une dureté assez élevée vont voir leur face active s'adoucir progressivement [8]. Les propriétés électriques, thermiques et mécaniques des aciers et des électrodes vont fortement évoluer avec la température, mais aussi avec les transformations à l'état solide, et lors du passage à l'état liquide pour les aciers. En outre, des enthalpies de transformation sont libérées ou absorbées lors de ces réactions endothermiques au chauffage et exothermiques au refroidissement. Pendant la phase de soudage dont la durée est de l'ordre d'une demi seconde, les transferts de chaleur sont en régime transitoire. La forte élévation de température va aussi influencer sur les résistances de contact aux interfaces. Lorsque la température dépasse la température de fusion des revêtements de zinc et d'Al-Si, les résistances de contact s'annulent et seul l'effet Joule dans les tôles permet de chauffer l'assemblage.

Si l'effet Joule est la principale source de génération de chaleur, d'autres phénomènes électrothermiques existent, notamment les effets Peltier et Thomson. L'utilisation d'un courant de soudage alternatif de 50 Hz annule ces effets ([3], [50]) mais ce n'est pas le cas d'un courant continu de type MFDC. Une note technique d'Amada Miyachi [46] affirme, sans le démontrer, que l'effet Peltier peut se produire aux interfaces E/T dans les tout premiers instants. Avec ce type de courant les électrodes seraient polarisées et, selon le sens du courant, la taille du noyau formé serait différente. Ramasamy *et al.* [47] et Fukumoto *et al.* [48] ont constaté que les effets thermoélectriques peuvent devenir non négligeables et conduire à une polarisation des électrodes avec un effet potentiel sur la formation du noyau. Dans cette étude la soudeuse fonctionne avec un courant MFDC, et bien que l'effet d'une polarisation des électrodes n'ait pas été mis en évidence sur notre assemblage dissymétrique, nous avons fait le choix de toujours positionner l'assemblage dans le même sens avec la tôle fine en contact avec l'électrode d'amenée de courant. Les constantes de temps électriques relatives aux matériaux étant très petites devant les temps de soudage, il est possible de simplifier les équations de Maxwell et de se placer dans le cas de l'Approximation des Régimes Quasi-Stationnaires (ARQS) en se limitant à la résolution d'un problème électrocinétique [50].

Les électrodes dans l'état neuf ont des faces actives à profil convexe. Au fur et à mesure des points de soudure, les faces actives s'usent sous l'effet de mécanisme d'érosion chimique et de déformation plastique et ont tendance à s'aplatir ([8], [9]). Pendant le soudage, lorsque la résistance mécanique des aciers a suffisamment diminué avec la température, les électrodes s'indentent dans les tôles sous l'effet de la charge, d'abord rapidement puis plus progressivement jusqu'à la fin du soudage

[31]. Avec l'indentation, les surfaces apparentes de contact augmentent, la densité de courant et la pression de contact chute. On observe alors une autorégulation de l'échauffement, par la diminution de la densité de puissance produite au sein des tôles et par l'augmentation des pertes par conduction vers les électrodes. À haute température, la littérature révèle la sensibilité à la vitesse de déformation du comportement mécanique des aciers [51] et de l'alliage de cuivre CuCrZr [8]. Compte tenu des variations importantes de la vitesse de déformation au cours du soudage, les effets visqueux interviennent dans les mécanismes de déformation.

## 1.2 Le modèle retenu

Depuis les travaux de Dickinson *et al.* [52], les modèles numériques prennent en considération l'évolution des surfaces de contact apparentes dans le cas du soudage avec des électrodes à face active convexe, grâce à une analyse mécanique couplée séquentiellement au calcul électro-thermo-métallurgique ([53], [54]). Il ressort de la littérature, que si un effort de modélisation très important a été consacré aux phénomènes physiques dans la matière, il n'en a pas été de même pour les phénomènes interfaciaux ([55], [56]). Dans ce travail, nous profiterons du dispositif de soudage en demi-point pour contribuer à améliorer la connaissance sur les conditions interfaciales et leur modélisation, notamment à travers la mesure *in situ* des températures de contact.

Abordée dans cette étude principalement sous l'angle expérimental, une configuration de soudage simplifiée avec des électrodes à face active plate est considérée au niveau de la modélisation numérique. Cette situation dans laquelle les surfaces apparentes de contact peuvent être supposées constantes pendant le soudage se rapproche des conditions de soudage avec des électrodes usées peu avant l'étape de re-surfage. Ces hypothèses très simplificatrices s'affranchissent dans le modèle d'un couplage géométrique fort avec une analyse mécanique relativement complexe couplée à la métallurgie. En outre, comme le modèle se limite au calcul des champs de température lors de la phase de soudage, nous choisissons de traiter simplement l'effet des transformations métallurgiques sur les propriétés électrique et thermique de manière implicite. Les conductivités électrique et thermique et la masse volumique évoluent avec la température et subissent des transitions importantes sur les intervalles de température qui correspondent aux changements de phase dans les tôles en acier. Par ailleurs, les enthalpies de transformation lors des différentes réactions sont incluses sous la forme d'une capacité thermique équivalente. Dans les électrodes en CuCrZr, nous supposons que les propriétés physiques sont peu affectées lors de leur échauffement au cours d'un point de soudage, trop peu de chrome étant remis en solution [8]. Au niveau de l'extrémité des électrodes, la réaction d'adoucissement avec la coalescence des précipités de chrome qui affecte essentiellement les propriétés mécaniques n'est donc pas considérée ici. Enfin, l'effet du temps sur les réactions n'est pas pris en considération. Le modèle se réduit donc à une analyse couplée électrothermique (ET).

Le couplage ET est considéré de manière explicite et apparaît à deux niveaux : dans le terme source lié à l'effet Joule d'une part ; et dans la thermo-dépendance des propriétés électriques d'autre part. Ces hypothèses simplificatrices rejoignent celles adoptées par Tahar-Chaouch [30] dans le cadre de son étude théorique sur la soudabilité des assemblages dissymétriques.

### 1.2.1 Les phénomènes électriques

Dans le cas de l'approximation des régimes quasi-stationnaires, les phénomènes électriques sont assimilables à un problème d'électrocinétique dont l'équation de conservation s'écrit :

$$\operatorname{div} \vec{J} = 0 \quad (4.1)$$

où  $J$  est la densité de courant en  $[A.m^{-2}]$ . Le passage de la densité de courant électrique dans la matière est à l'origine de la génération de chaleur par effet Joule  $Q_J$  qui est reliée au potentiel électrique  $V$  ( $[V]$ ), et à la densité de courant d'après la loi d'Ohm (4.2) par l'expression 4.3 :

$$\vec{J} = -\sigma(T) \overrightarrow{\operatorname{grad}} V \quad (4.2)$$

$$Q_J = \frac{1}{\sigma(T)} J^2 = \sigma(T) (\overrightarrow{\operatorname{grad}} V)^2 \quad (4.3)$$

avec  $\sigma$ , la conductivité électrique en  $[S.m^{-1}]$ .

### 1.2.2 Les phénomènes thermiques

Les transferts de chaleur par conduction dans les matériaux sont régis par l'équation de la chaleur qui dérive du principe de conservation de l'énergie, et donnée en régime transitoire par la relation (4.4). Cette équation fait le bilan, dans un volume élémentaire de matière, entre l'énergie générée par effet Joule et les dissipations par conduction qui équivaut à la variation d'énergie interne.

$$\rho(T) C_{p_{\text{éq}}}(T) \frac{dT}{dt} = \operatorname{div} (\lambda(T) \overrightarrow{\operatorname{grad}} T) + Q_J \quad (4.4)$$

avec  $\rho$  la masse volumique en  $[kg.m^{-3}]$ ,  $\lambda$  la conductivité thermique en  $[W.m^{-1}.K^{-1}]$  et  $C_{p_{\text{éq}}}$  la capacité thermique équivalente en  $[J.kg^{-1}.K^{-1}]$ . Cette dernière grandeur est définie par la relation (4.5), avec  $C_p$  la capacité thermique massique ( $[J.kg^{-1}.K^{-1}]$ ),  $L$  l'enthalpie de changement de phase  $[J.kg^{-1}]$  et  $\alpha(T)$  la proportion de phase transformée.

$$C_{p_{\text{éq}}}(T) = C_p(T) + L \frac{d\alpha(T)}{dT} \quad (4.5)$$

L'enthalpie de changement de phase solide/liquide  $L$  est alors distribuée sur un intervalle de température par une fonction dérivée de la proportion de phase transformée  $\alpha(T)$ . Nous considérons ici que la variable interne  $\alpha(T)$  évolue linéairement entre 0 et 1 sur l'intervalle de température de transformation  $\Delta T$  entre les températures de solidus et de liquidus.

Les différentes propriétés thermophysiques des matériaux dépendant de la température sont données en annexe. Les chaleurs latentes de transformation et les intervalles de température de changement de phase sont données dans le tableau 2.4.

## 1.3 Géométrie et maillage

Étant donné la géométrie de révolution des électrodes et du rapport de forme des tôles dont l'épaisseur reste très faible comparativement à leur largeur et leur longueur, nous pouvons supposer que la géométrie tridimensionnelle peut se réduire à un problème bidimensionnel axisymétrique comme l'emploient beaucoup d'auteurs [5], [57]–[59]. Cette considération réduit considérablement le

temps de calcul par rapport à un modèle 3D. La géométrie inclut les deux électrodes et les trois tôles. Les propriétés des matériaux sont définies dans les domaines respectifs (figure 4.1).

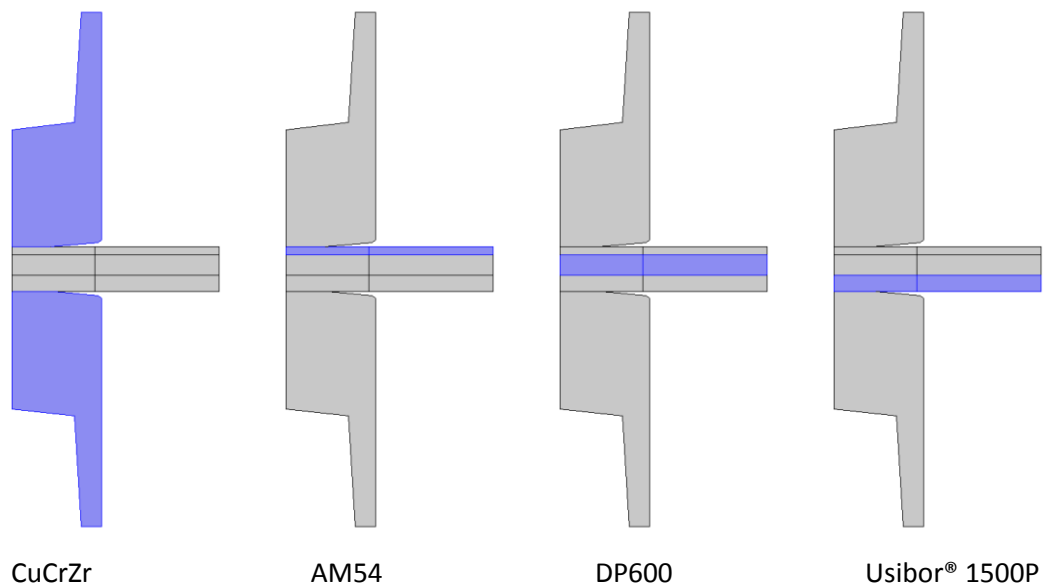


Figure 4.1 – Définition des matériaux.

Le maillage est structuré avec des éléments quadratiques triangulaires et une densification adaptée selon les domaines (figure 4.2). La taille maximale des mailles est définie, respectivement 2 mm, 100  $\mu\text{m}$  et 50  $\mu\text{m}$  pour les zone 1, zone 2 et les interfaces. Le raffinement du maillage est nécessaire aux interfaces où la forte production d'énergie crée des gradients de température importants.

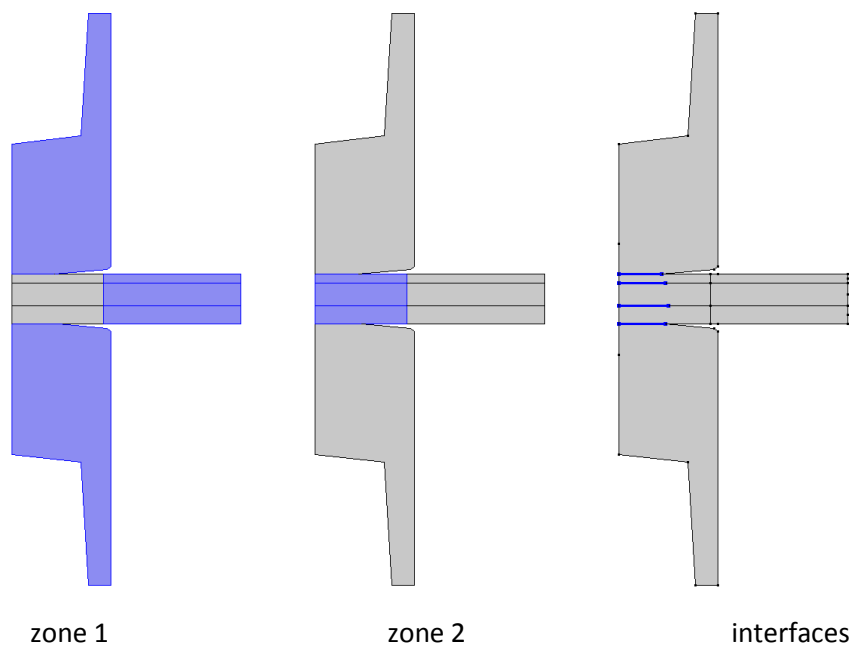


Figure 4.2 – Zones de définition du maillage.

## I.4 Les conditions aux limites

### I.4.1 Les conditions aux limites électriques

Pour simuler l'amenée de courant électrique dans l'assemblage, une densité de courant uniforme est imposée sur l'électrode supérieure. Sur le dispositif de soudage, c'est au niveau de la surface d'appui conique que le contact avec le porte-électrode se fait. Dans le modèle, c'est la surface plate  $\partial\Omega_1$  (figure 4.3) à l'extrémité de l'électrode qui est considérée pour définir la densité de courant pour une raison de simplicité. Cette hypothèse n'affecte pas la formation du noyau. Un potentiel électrique nul est imposé sur la partie symétrique au niveau de l'électrode inférieure ( $\partial\Omega_1'$ ). Des conditions d'isolation électrique sont appliquées à toutes les autres limites.

### I.4.2 Les conditions aux limites thermiques

Des études antérieures ont montré que, d'une part, pour des électrodes directement refroidies par circulation d'eau thermostatée, la valeur du coefficient d'échange avec l'eau dans le modèle n'avait aucun effet direct sur la taille du noyau calculé, étant donné la rapidité de l'opération de soudage [3]. D'autre part, les échanges convecto-radiatifs avec l'atmosphère environnante n'affectent pas non plus la taille du noyau. Une condition aux limites de type Fourier est donc utilisée ici (figure 4.3). Cette hypothèse simplificatrice diminue le temps de calcul sans perturber la dynamique d'échauffement dans l'assemblage.

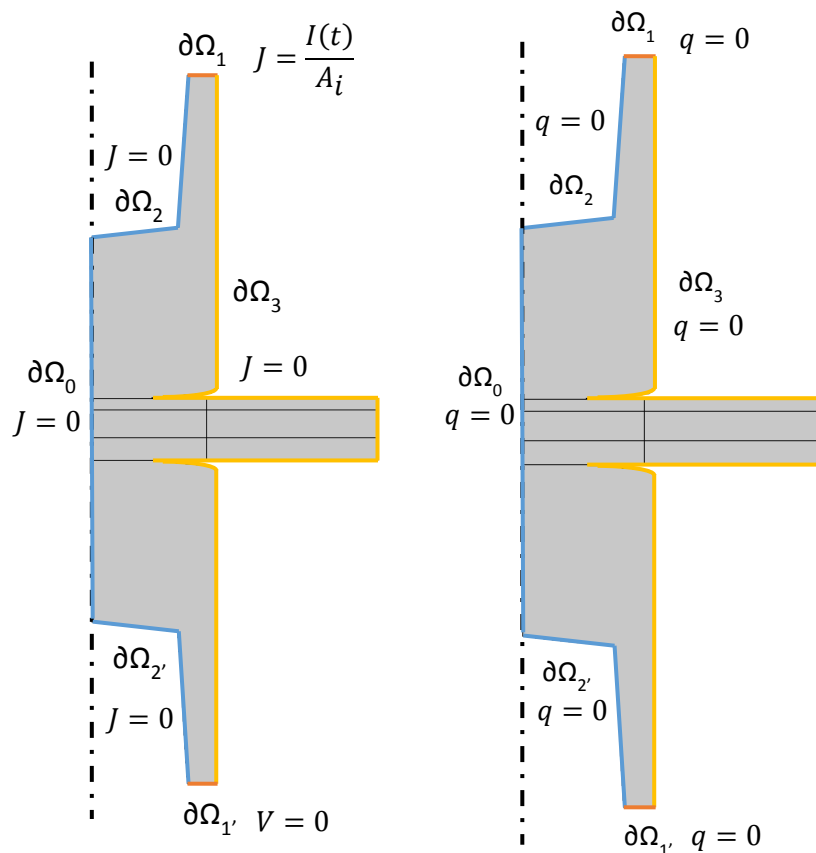


Figure 4.3 – Conditions aux limites électriques et thermiques.

## II. Les conditions de contact

Lors de leur mise en forme, les solides développent à leur surface des structures très hétérogènes géométriquement et chimiquement, lesquelles se développent sur une épaisseur de quelques nanomètres à quelques centaines de micromètres (figure 4.4). Dans le cas des électrodes, la face active fait par exemple intervenir des phénomènes d'écroûissage de surface et d'oxydation. En ce qui concerne la surface des tôles, on fait intervenir une couche de revêtement chimiquement différente de la composition de la tôle brute.

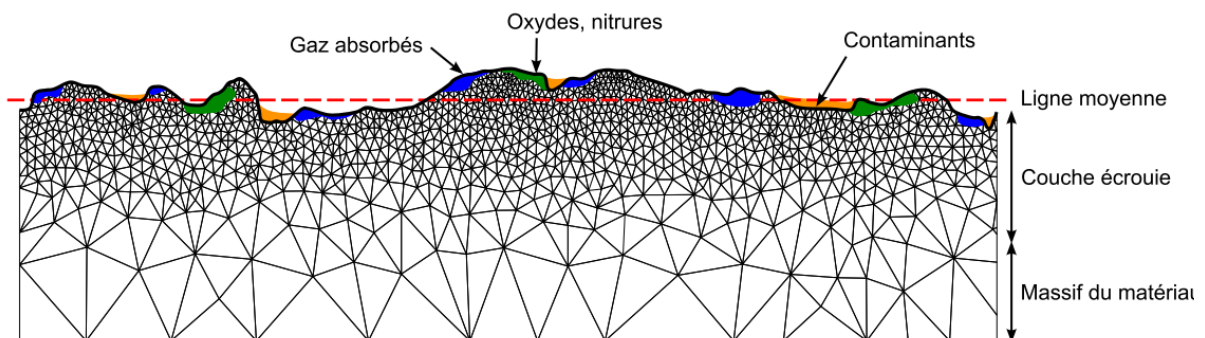


Figure 4.4 – Schématisation de la surface d'un solide métallique [60].

Lorsque deux solides sont mis en contact sous charge, seule une faible fraction des surfaces apparentes participe au contact mécanique. Le contact réel se fait au niveau des aspérités des surfaces. Le taux de contact – correspondant au rapport entre l'aire de contact réelle et l'aire de contact apparente – est de l'ordre du pourcent [60]. Entre les zones ponctuelles de contact subsiste un espace interstitiel en général diélectrique et mauvais conducteur thermique. Une interface métallique correspond à cette zone hétérogène, analogue à un milieu poreux, constituée des deux surfaces en contact et qui va perturber le passage du courant électrique et/ou de la chaleur. Bien que les différents mécanismes se produisent au sein de l'interface à l'échelle microscopique, leur effet est non-négligeable et conduit à un accroissement localisé de la résistance électrique et/ou thermique.

Dans le procédé de soudage par résistance, les contacts au niveau des interfaces E/T et T/T peuvent être supposés statiques, sans déplacement relatif des éléments en contact, contrairement aux procédés d'usinage et aux systèmes de freinage par exemple où les contacts sont du type mobile.

### II.1 Définition et rôle des résistances de contact électriques et thermiques

#### II.1.1 La résistance de contact électrique

Lorsqu'un courant électrique traverse l'interface, les lignes de courant évitent les porosités remplies d'un milieu interstitiel généralement diélectrique (gaz) et sont déviées vers les micro-contacts (figure 4.5). C'est le phénomène de micro-constriction qui est principalement responsable de l'accroissement localisé de la résistance électrique au sein de l'interface. Cet effet peut être accentué par les couches d'oxyde qui peuvent se rompre partiellement au niveau des aires de contact mécanique [61]. Le modèle elliptique de Féchant ([62], [63]) donne la distribution de la densité de courant dans un tube de courant au niveau de l'interface entre deux milieux identiques semi-infinis en

contact selon un disque de rayon  $r_0$ , et modélisant l'aire de contact élémentaire entre deux aspérités. On peut en déduire la distribution de la puissance générée par effet Joule et montrer que dans des demi-ellipsoïdes de demi-axe vertical  $r_0$  et  $10 r_0$ , la puissance générée est respectivement de 50 % et de 96 % de la puissance totale générée dans tout le volume où se développe la constriction électrique [63]. Au sein de l'interface, nous pouvons donc distinguer une zone hétérogène d'épaisseur  $\delta$  et une zone perturbée plus importante d'épaisseur  $\Delta$  dans laquelle la constriction des lignes de courant prend effet (figure 4.5).

La géométrie des zones de contact étant à l'échelle du micromètre, l'épaisseur  $\Delta$  de la zone perturbée est de l'ordre d'une dizaine de micromètres. La constante de temps thermique  $\tau$  de ces zones peut être approximée par la relation (4.6) [64] avec  $a$  la diffusivité thermique en ( $m^2.s^{-1}$ ). La constante de temps  $\tau$  est de l'ordre de quelques microsecondes, l'échauffement par effet Joule de la zone interfaciale dû à la micro-constriction électrique est donc très rapide.

$$\tau = \frac{r_0^2}{\pi^2 a} \quad (4.6)$$

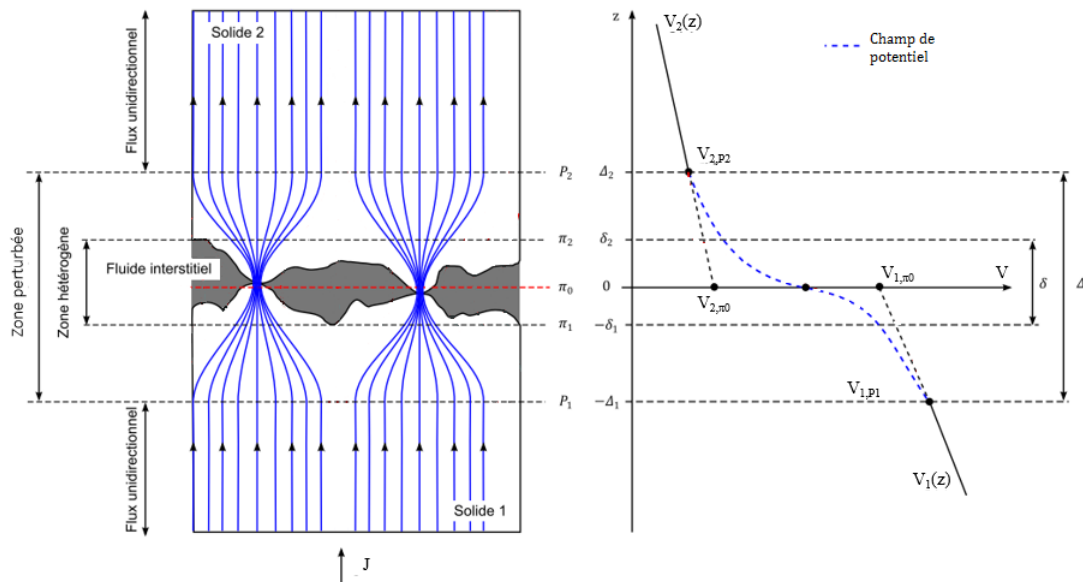


Figure 4.5 – Zone hétérogène et zone perturbée au sein d'une interface métallique traversée par un courant électrique.

Pour évaluer théoriquement le champ de potentiel à l'échelle macroscopique qui s'établit dans deux solides en contact traversés par un courant électrique, on a recours à l'hypothèse de résistance électrique de contact. Ceci revient à remplacer dans le modèle l'interface réelle complexe par une interface théorique simplifiée, lequel prolonge les milieux sans défaut jusqu'au plan théorique de contact  $\pi_0$  (figure 4.5) et introduit la résistance de contact entre les surfaces des milieux, considérées parfaites. Cette condition de contact crée alors une discontinuité artificielle du champ de potentiel électrique. Désignons par  $RE_{P1P2}$  la résistance électrique totale entre deux équipotentielles non-perturbées de part et d'autre de l'interface au niveau des plans P1 et P2. Pour retrouver une résistance totale identique dans le modèle, la résistance de contact  $R_{CE}$  doit vérifier l'équation (4.7), dans laquelle  $RE_{P1P2}^0$  désigne la résistance électrique globale des deux milieux non-perturbés jusqu'au plan théorique de contact.



$$R_{CE} = RE_{P1P2} - RE^0_{P1P2} \quad (4.7)$$

On montrera par la suite que les valeurs des  $R_{CE}$  aux interfaces E/T et T/T pour l'assemblage étudié sont bien supérieures aux résistances des tôles à température ambiante. Donc au début de la phase de soudage, le passage d'un courant électrique de plusieurs kilo-ampères à travers les interfaces génère par effet Joule de fortes densités de puissance (4.3) concentrées au sein des zones perturbées. Ces densités de puissance volumique sont converties dans le modèle macroscopique en une densité de puissance surfacique équivalente (4.8) répartie entre les deux surfaces en contact.

$$Q_J = R_{CE} \cdot J^2 \quad (4.8)$$

La  $R_{CE}$  dépend essentiellement des conductivités électriques des milieux en contact, de la micro-géométrie de la zone de contact (aires de contact, nombre de points de contact) et de l'incidence potentielle des couches d'oxyde. Consécutivement à la densité de puissance produite par effet Joule au sein de l'interface, la température va s'élever brutalement – comme cela va être expliqué dans la suite –, ce qui va contribuer à l'évolution rapide de la  $R_{CE}$  selon deux mécanismes antagonistes. D'une part, les conductivités électriques vont diminuer avec la température, et, d'autre part, la résistance mécanique des aspérités va diminuer permettant l'accroissement par déformation plastique des aires des micro-contacts sous l'effet combiné de la charge apparente appliquée et de la température. Ainsi la  $R_{CE}$  peut évoluer fortement avec la pression de contact et avec la température de contact.

## II.1.2 La résistance de contact thermique

Afin de mieux comprendre les phénomènes thermiques qui surviennent dans une interface statique dissipative (cas des interfaces E/T et T/T lors de la phase de soudage), nous commencerons par expliquer les mécanismes qui prévalent dans une interface statique non-dissipative (cas des interfaces E/T lors de la phase de forgeage).

### II.1.2.1 Cas du contact statique non-dissipatif

Considérons la configuration du contact thermique statique entre deux solides avec la chaleur diffusant du solide le plus chaud vers l'autre en traversant l'interface. Contrairement à l'électricité qui n'emprunte que la voie solide pour traverser l'interface, le transfert thermique peut, quant à lui, s'effectuer selon deux modes : (1) par conduction en empruntant la voie solide au niveau des micro-contacts établis ; (2) par conduction à travers le milieu interstitiel au niveau des porosités (figure 4.6). Sous faible charge (< 2 MPa), la voie interstitielle devient prépondérante, la conductivité thermique du milieu interstitiel est influente [65]. Sous forte charge, c'est la voie solide qui prévaut avec la multiplication des points de contact et l'augmentation des aires ponctuelles des micro-contacts par écrasement des aspérités. La présence ou la formation de couches d'oxyde sur les surfaces en contact peut favoriser le passage par le milieu interstitiel [65]. Pour des temps réduits  $t^*$  calculés avec l'équation 4.9 supérieurs à 10 [66], [67], nous pouvons supposer que les constriction thermiques sont établies. Du fait de la taille micrométrique des aires des micro-contacts, le temps d'établissement des fonctions de micro-constriction par la voie solide est extrêmement rapide, de l'ordre de la microseconde, par rapport au temps de soudage (500 ms).

$$t^* = \frac{a \cdot t}{r_0^2} \quad (4.9)$$

Dans le cas d'un contact dissymétrique,  $a$  est la diffusivité thermique pondérée et  $r_0$  le rayon de contact élémentaire.

De manière analogue à l'introduction de la notion de résistance électrique de contact, nous avons recours à l'hypothèse de résistance thermique de contact pour évaluer théoriquement le champ de température à l'échelle macroscopique qui s'établit dans deux solides en contact traversés par un flux de chaleur. Ceci revient à remplacer dans le modèle l'interface réelle complexe par une interface théorique simplifiée en prolongeant les milieux sans défauts jusqu'au plan théorique de contact  $\pi_0$  (Figure 4.6) et en introduisant la résistance de contact entre les surfaces supposées parfaites des milieux. Cette condition de contact crée alors une discontinuité artificielle du champ de température. Désignons par  $RT_{P1P2}$  la résistance thermique totale entre deux isothermes non perturbées de part et d'autre de l'interface au niveau des plans P1 et P2. Pour retrouver une résistance totale identique dans le modèle, la résistance de contact  $R_{CT}$  doit vérifier l'équation (4.10) dans laquelle  $RT_{P1P2}^0$  désigne la résistance thermique globale des deux milieux non-perturbés jusqu'au plan théorique de contact.

$$R_{CT} = RT_{P1P2} - RT_{P1P2}^0 \quad (4.10)$$

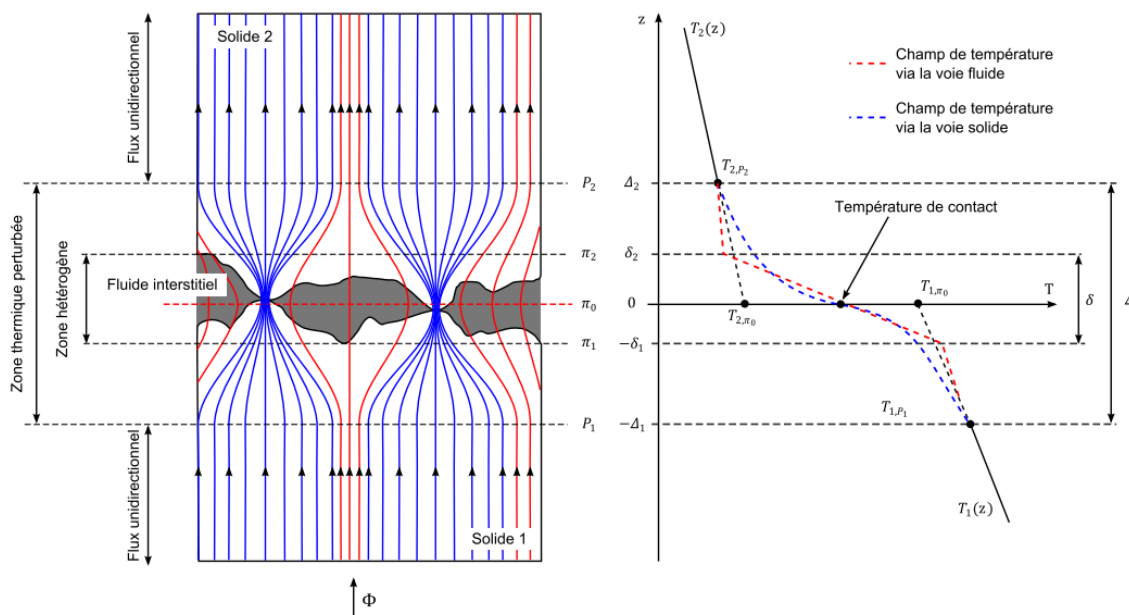


Figure 4.6 – Schéma du contact réel entre deux matériaux illustrant la définition de la  $R_{CT}$  [60].

La  $R_{CT}$  joue le rôle d'une barrière thermique en limitant le flux transféré entre les deux solides. C'est ce qui se passe lors du soudage et durant le forgeage au niveau des interfaces E/T qui limitent le flux de chaleur transféré des tôles chauffées par effet Joule vers les électrodes thermostatées. Comme pour la  $R_{CE}$ , la  $R_{CT}$  est une fonction complexe de la topographie des surfaces en contact, des déformations mécaniques dues au chargement thermo-mécanique et des caractéristiques

thermophysiques des milieux solides et fluides interstitiels [60]. Ainsi la  $R_{CT}$  dépend, comme la  $R_{CE}$ , de la température de contact et de la pression de contact.

Dans le cas du contact statique traversé par un flux de chaleur provenant du milieu le plus chaud (figure 4.6, solide 1), la distribution de température au sein de l'interface varie de façon monotone. L'évolution de température théorique dans le modèle macroscopique, bien que simplifiée avec la discontinuité de température au niveau du plan théorique de contact, est représentative de l'évolution réelle. La température de contact  $T_c$  partage le saut global de température ( $T_{1c} - T_{2c}$ ) dans le rapport des résistances de constrictions  $R_{c1}(t)/R_{c2}(t)$  [67] (4.11).

$$\frac{(T_{1c} - T_c)}{(T_c - T_{2c})} = \frac{R_{c1}(t)}{R_{c2}(t)} \quad (4.11)$$

Pour des temps grands ( $t^* > 10$ ) [66], les constrictions sont établies et le rapport  $R_{c1}(t)/R_{c2}(t)$  tend vers le rapport inverse des conductivités thermiques  $\lambda_2/\lambda_1$  [67]. La température de contact  $T_c$  s'approche donc de celle du milieu le plus conducteur.

### II.1.2.2 Cas du contact statique dissipatif

Au cours de l'étape de soudage, les interfaces E/T et T/T dissipent la chaleur produite par effet Joule par les  $R_{CE}$ . Cette chaleur quitte l'interface par diffusion en empruntant la voie solide et/ou celle du milieu interstitiel. Dans les zones perturbées des deux milieux en contact, les résistances thermiques de constriction s'opposent à la diffusion du flux chaleur généré (figure 4.7).

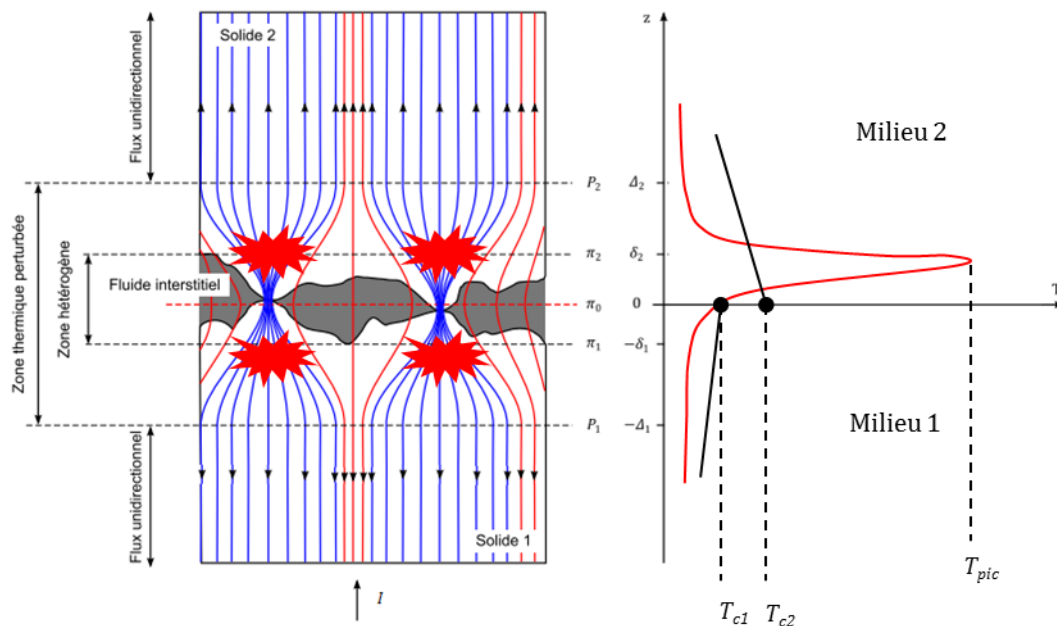


Figure 4.7 – Schématisation d'une interface entre deux solides métalliques traversée par un courant électrique avec le pic de température localisé dans le solide 2 plus résistant.

Dans les premiers instants, il en résulte une forte élévation de la température dans la zone interfaciale avec un pic de température qui se localise dans le milieu le plus résistant électriquement et thermiquement [56] si les deux milieux en contact sont de nature différente (figure 4.7). La température  $T_{pic}$  peut être supérieure à la température de contact  $T_c$ . Dans le cas du contact statique,

siège d'une génération de flux, l'évolution de température réelle au sein de l'interface n'est pas monotone, et se pose alors le problème de la définition de la température de référence dans le cas des contacts dissymétriques ( $T_{pic}$  ou  $T_c$ ). La production d'énergie au sein de l'interface perdure tant que la  $R_{CE}$  est active. Dans le cas des contacts avec des tôles revêtues de zinc, les évolutions expérimentales de la  $R_{CE}$  s'écroulent lorsque la température de contact s'approche de la température de fusion du revêtement, autour de 420 °C. Rapidement l'énergie produite dans les  $R_{CE}$  devient négligeable devant celle produite au sein des tôles, lesquelles prennent le relais dans le processus d'auto-échauffement. Les  $R_{CT}$  suivent des évolutions avec la température et la pression avec des tendances similaires à celles des  $R_{CE}$  et sont donc principalement actives dans les premiers instants. Nous verrons cependant que les propriétés réfractaires du revêtement Al-Si des tôles d'Usibor® peuvent activer l'effet des  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  aux interfaces E/T et T/T sur une large gamme de température et donc, *a priori*, sur une plus longue durée.

Dans le modèle macroscopique du contact électrothermique, les accroissements de résistances électrique et thermique au sein de l'interface sont pris en considération dans les conditions de contact à l'aide des résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$ . La densité de flux de chaleur générée par la  $R_{CE}$  est répartie de part et d'autre de la  $R_{CT}$  selon un coefficient de partage. Cette modélisation, bien que très pratique, est très réductrice et ne permet pas de reproduire correctement l'effet de la  $R_{CT}$ . Consécutivement avec le modèle macroscopique, l'évolution théorique de la température au niveau de l'interface apparaît éloignée de la réalité d'après une étude numérique [55]. Se pose donc la question de la définition de la température de contact dont dépendent les grandeurs interfaciales  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$ .

Il existe une alternative en modélisant l'interface par des couches minces de contact d'épaisseur  $e_{int}$  de l'ordre de grandeur de la zone perturbée ( $\approx 10 \mu\text{m}$ ) et dont les conductivités thermique et électrique sont déterminées à partir des résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  [55]. Dans cette modélisation à l'échelle mésoscopique revenant à homogénéiser les zones interfaciales, on retrouve bien l'aspect non-conservatif du flux dans les couches de contact. Dans le cas de notre assemblage de tôles revêtues, les épaisseurs des couches de contact considérées dans le modèle de soudage sont prises égales à celles des revêtements des tôles.

## II.2 Les modèles de contact électrothermique

Les conditions de contact sont appliquées au niveau des aires apparentes de contact au niveau des interfaces E/T et T/T définies par les rayons de contact (figure 4.8.a). Aux interfaces T/T, au-delà de la zone de contact apparent, des conditions d'isolation électrique et thermique sont appliquées (figure 4.8.b). Les modèles de contact macroscopique et mésoscopique sont établis en considérant les deux configurations de contact : entre surfaces nues rugueuses et entre surfaces revêtues rugueuses.

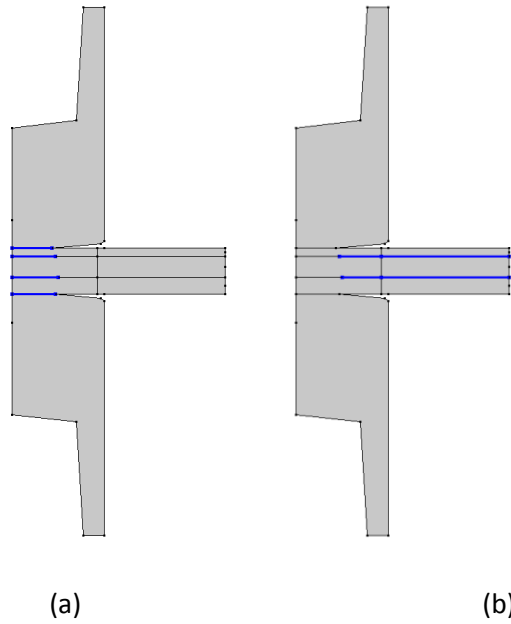


Figure 4.8 – Interfaces soumises aux résistances de contact (a) et isolées électriquement et thermiquement (b).

### II.2.1 Le modèle macroscopique

Considérons tout d’abord le cas de surfaces rugueuses nues en contact. Dans l’approche à l’échelle macroscopique, les milieux sont prolongés sans défaut jusqu’au plan théorique de contact, au niveau duquel est appliquée une discontinuité des champs de température et de potentiel électrique (figure 4.9). Dans ce cas, l’épaisseur des tôles inclut les revêtements.

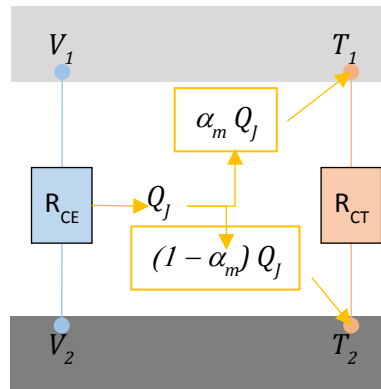


Figure 4.9 – Modèle macroscopique du contact électrothermique statique.

L’interface hétérogène est donc remplacée par deux zones homogènes reliées par des conditions de contact imparfait entre les champs électrique (4.12) et thermique (4.13) des deux milieux.

$$\begin{cases} \vec{n} \cdot \vec{J}_1 = \frac{1}{R_{CE}} (V_1 - V_2) \\ \vec{n} \cdot \vec{J}_2 = \frac{1}{R_{CE}} (V_2 - V_1) \end{cases} \quad (4.12)$$

Et

$$\begin{cases} -\vec{n} \cdot \vec{q}_1 = \frac{1}{R_{CT}}(T_2 - T_1) + \alpha_m Q_J \\ -\vec{n} \cdot \vec{q}_2 = \frac{1}{R_{CT}}(T_1 - T_2) + (1 - \alpha_m) Q_J \end{cases} \quad (4.13)$$

Dans le logiciel COMSOL, la  $R_{CE}$  est présentée comme l'inverse de la conductance de constriction et l'énergie produite par effet Joule à l'interface s'écrit :

$$Q_J = \frac{1}{R_{CE}}(V_1 - V_2)^2 \quad (4.14)$$

Le modèle macroscopique de contact électrothermique fait appel à trois paramètres surfaciques :

1. la résistance de contact électrique ( $R_{CE}$ ) qui rend compte globalement des phénomènes de constriction électrique dans laquelle est produite l'intégralité du flux par effet Joule ;
2. la résistance de contact thermique ( $R_{CT}$ ) qui prend en compte les effets d'accroissement de résistance par la voie solide (résistance de constriction et résistance d'aspérité) et par la voie interstitielle (résistance du milieu interstitiel) ;
3. le coefficient de partage ( $\alpha_M$ ) du flux généré dans la  $R_{CE}$  utile pour répartir artificiellement le flux généré dans l'interface aux bornes de la  $R_{CT}$ .

Ce dernier paramètre doit en pratique permettre de retrouver dans les milieux aux limites de la zone interfaciale une répartition du flux généré identique à celle prévalant au niveau de l'interface. Dans un contact symétrique, la température  $T_{pic}$  se localise au niveau du plan théorique de contact et coïncide avec la température de contact  $T_c$ . Dans un contact dissymétrique, la température maximale se localise du côté du milieu le plus résistant électriquement et thermiquement, dans lequel le flux généré est le plus important. Une part de ce flux quitte ce milieu et diffuse vers le milieu le moins résistant. Il y a un rééquilibrage entre les mécanismes de génération par effet Joule et de diffusion thermique. Le Meur *et al.* [56] et Rogeon *et al.* [68] ont montré théoriquement que le coefficient de partage du flux généré vaut 0,5 quel que soit le couple métallique.

Dans le cas du contact statique avec génération interne de chaleur, la température de contact donnée par la relation (4.11) est éloignée de la température  $T_{pic}$  et n'apparaît pas pertinente comme température de contact de référence. Finalement, nous avons choisi pour cette grandeur de prendre la moyenne des températures des surfaces en contact proposée par défaut dans Comsol Multiphysics®.

Dans notre cas, les surfaces des tôles sont revêtues. Les propriétés des revêtements sont très différentes de celles des aciers des tôles et prévalent sur l'évolution des résistances de contact (chapitre 7). Les épaisseurs des revêtements, de 10 à 30  $\mu\text{m}$  (chapitre 2), sont de l'ordre de grandeur de l'épaisseur des zones perturbées par les phénomènes de microconstriction. On choisit dans cette étude d'englober dans les résistances de contact électrique et thermique les résistances intrinsèques des revêtements et de contact entre les revêtements (chapitre 7). Le principe et les équations du modèle 4.12 et 4.13 restent identiques. Le changement est dans la définition de l'épaisseur des tôles, qui correspond dans le modèle seulement à la partie acier.

## II.2.2 Le modèle mésoscopique

Comme précédemment, plaçons-nous d'abord dans le cas plus classique du contact entre deux surfaces rugueuses nues. L'approche mésoscopique est une modélisation à une échelle intermédiaire qui consiste à préserver le caractère volumique de la dissipation dans la zone de contact avec des flux générés non-conservatifs. En général, l'interface hétérogène constituée d'imperfections géométriques à l'échelle microscopique est remplacée par une ou deux couches homogènes en contact parfait dont les épaisseurs sont fixées *a priori* et dont les résistances thermique et électrique globales sont équivalentes à celles de la zone interfaciale (figure 4.10). Dans le cas de deux surfaces nues en contact, il n'y a pas de rajout de matière, les couches de contact sont intégrées aux matériaux en contact.

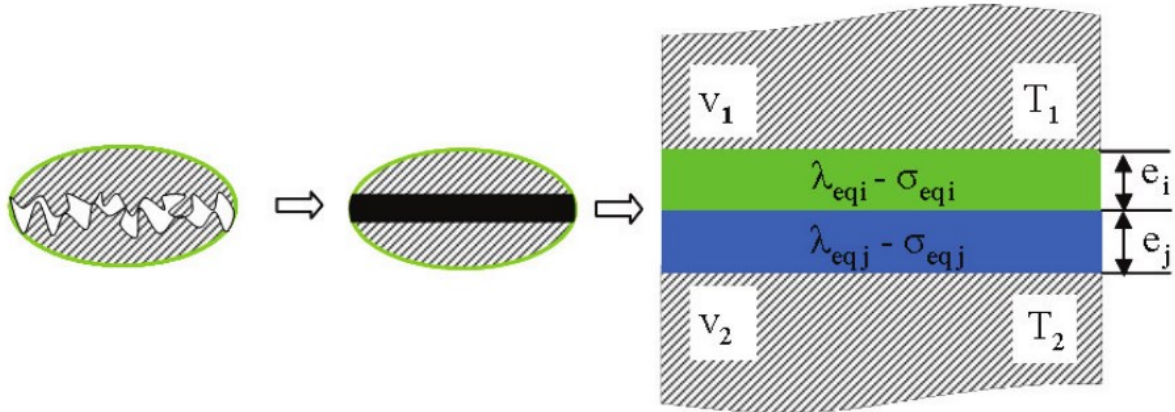


Figure 4.10 – Modèle mésoscopique du contact électrothermique [69].

Les conditions de contact électrothermique dans l'approche macroscopique sont alors remplacées par l'équation de la chaleur (4.15) dans chaque couche. Du fait de leur très faible épaisseur, la très faible inertie thermique des couches permet de supposer le champ de température à l'intérieur en régime stationnaire.

$$\operatorname{div}(\lambda_{eq} \overrightarrow{\operatorname{grad}} T) + \sigma_{eq} (\overrightarrow{\operatorname{grad}} V)^2 = 0 \quad (4.15)$$

Pour la définition des propriétés équivalentes, les fonctions de constriction sont supposées identiques dans chaque milieu (*i* et *j*) (4.16).

$$\begin{cases} R_{CE} = f_E \left( \frac{1}{\sigma_i} + \frac{1}{\sigma_j} \right) \\ R_{CT} = f_T \left( \frac{1}{\lambda_i} + \frac{1}{\lambda_j} \right) \end{cases} \quad (4.16)$$

La résistance équivalente de la couche intègre la résistance de contact et la résistance intrinsèque du milieu (4.17) et conduit à l'expression des propriétés équivalentes  $\sigma_{eq\ i}$  et  $\lambda_{eq\ i}$  (4.18) dans la couche *i*.

$$\begin{cases} R_{Ei} = \frac{e_i}{\sigma_i} \\ R_{Ti} = \frac{e_i}{\lambda_i} \end{cases} \quad (4.17)$$

$$\begin{cases} \frac{e_i}{\sigma_{eq_i}} = \frac{R_{CE}}{1 + \frac{\sigma_i}{\sigma_j}} + R_{E_i} \\ \frac{e_i}{\lambda_{eq_i}} = \frac{R_{CT}}{1 + \frac{\lambda_i}{\lambda_j}} + R_{T_i} \end{cases} \quad (4.18)$$

Dans le cas de notre assemblage, les contacts aux interfaces E/T et T/T se font respectivement entre une surface nue et une surface revêtue et entre deux surfaces revêtues. Comme cela a déjà été précisé, les résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$ , qui seront caractérisées ultérieurement (chapitre 7) au niveau de chaque interface, intègrent les résistances intrinsèques des revêtements. Comme on le verra, la contribution de la résistance intrinsèque du revêtement Alusi® dans la valeur de la résistance interfaciale est majeure. Pour simplifier la détermination des conductivités équivalentes à partir des résistances de contact mesurées, on choisit de modéliser chaque interface par une seule couche de contact. Cette couche de contact dans le modèle mésoscopique correspond cette fois à un ajout de matière par rapport au modèle macroscopique dans lequel les revêtements ne sont pas représentés explicitement mais seulement pris en compte implicitement dans les valeurs des  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$ . Aux interfaces T/T, l'épaisseur de la couche sera déterminée à partir des épaisseurs des revêtements des tôles, et aux interfaces E/T elle sera prise égale à l'épaisseur du revêtement de la tôle (chapitre 8). Dans ce cas les équations (4.18) pour déterminer les conductivités équivalentes sont simplifiées sous la forme (4.19) :

$$\begin{cases} R_{CE} = \frac{e}{\sigma_{eq}} \\ R_{CT} = \frac{e}{\lambda_{eq}} \end{cases} \quad (4.19)$$

Avec le modèle mésoscopique, la répartition du flux est implicite, seules les propriétés physiques équivalentes sont à déterminer. Elles dépendent de l'épaisseur de la couche de contact et sont définies à partir des résistances de contact.

Cette approche volumique qui préserve l'effet de la résistance thermique de contact sur le flux généré au sein de l'interface doit permettre de restituer un champ de température plus réaliste (chapitre 8). L'inconvénient majeur de ce type de modélisation réside dans la nécessité de raffiner très densément le maillage dans les zones interfaciales (chapitre 8). Cela a pour conséquence d'alourdir les temps de calcul. C'est pourquoi, malgré les avantages de ce modèle de contact, on préférera le modèle de contact macro dans le modèle de soudage utilisé pour l'étude de sensibilité et pour la recherche de solutions (chapitres 9 et 10).

## Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons défini le modèle numérique qui sera utilisé au chapitre 8 pour simuler le soudage par point de l'assemblage dissymétrique étudié. Cet outil numérique devrait permettre de mieux comprendre les mécanismes qui prévalent sur la formation et le développement du noyau et de faire émerger les paramètres les plus influents sur la pénétration du noyau dans la tôle mince. En outre, l'objectif est aussi d'utiliser le modèle pour contribuer à la recherche des solutions *process* et produits (chapitres 9 et 10). Vu le grand nombre de calculs à mener et du fait que la priorité dans la thèse a été donnée à l'approche expérimentale, nous avons fait le choix de nous limiter pour



le modèle aux aspects électrique et thermique couplés. Le modèle sera utilisé ici pour simuler la phase de soudage. Le modèle est décliné en trois variantes :

1. La première, avec des rayons de contact constants et égaux aux valeurs des rayons à l'issue de l'accostage, sera utilisée pour simuler les premiers instants du soudage. L'objectif est de bien révéler les phénomènes aux interfaces et de confronter les températures calculées au niveau des interfaces avec ces deux modèles de contact macroscopique et mésoscopique aux mesures réalisées par caméra IR (chapitre 8).
2. La seconde, avec des rayons de contact variables définis à partir des évolutions expérimentales, permettra de mieux comprendre les mécanismes d'échauffement à l'œuvre lors de la phase de soudage qui pilotent la formation et le développement du noyau.
3. Et enfin la troisième, avec des rayons de contact constants égaux au niveau des interfaces E/T et aux rayons des faces actives des électrodes, pour réaliser l'étude de sensibilité numérique de la pénétration du noyau à différentes propriétés interfaciales et matières. C'est le modèle de contact macroscopique, plus réducteur mais plus pratique, qui est utilisé dans ce modèle de soudage pour réaliser l'étude de sensibilité et contribuer à la recherche de solutions produits (chapitre 9) et *process* (chapitre 10).

# Chapitre 5

## La mesure des résistances de contact

Nous avons vu dans le chapitre précédent que les résistances de contact électrique et thermique  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  sont des grandeurs qui caractérisent globalement les conditions interfaciales dans le cas d'un contact statique, siège d'une production d'énergie par effet Joule. La connaissance de ces grandeurs nous aidera à analyser les résultats des essais de soudage (chapitre 6) d'une part, et serviront de données d'entrée pour les conditions de contact dans le modèle de soudage (chapitre 8) d'autre part. En général, les évolutions de ces grandeurs interfaciales avec la pression et avec la température ne sont pas disponibles dans la littérature. Ce chapitre fait d'abord le point sur les différentes méthodes théoriques et expérimentales de détermination des  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$ . Ensuite le dispositif et la méthode de mesure *ex situ*, utilisés dans le cadre de cette étude, sont détaillés. Enfin, le chapitre se termine par la présentation d'une technique de mesure *in situ* des  $R_{CE}$ .

I.	<a href="#">Les méthodes de détermination des résistances de contact</a>	- 87 -
I.1	<a href="#">Les approches théoriques</a>	- 87 -
I.2	<a href="#">Les approches expérimentales</a>	- 88 -
I.3	<a href="#">L'approche retenue</a>	- 89 -
II.	<a href="#">Le dispositif de mesure <i>ex situ</i></a>	- 89 -
II.1	<a href="#">Le dispositif général</a>	- 89 -
II.2	<a href="#">La mesure de <math>R_{CE}</math></a>	- 90 -
II.3	<a href="#">La mesure de <math>R_{CT}</math></a>	- 94 -
III.	<a href="#">Les mesures de <math>R_{CE}</math> <i>in situ</i> à l'issue de l'accostage</a>	- 95 -
	<a href="#">Conclusion</a>	- 96 -



## I. Les méthodes de détermination des résistances de contact

Deux méthodologies peuvent être envisagées pour déterminer les grandeurs électrique et thermique caractéristiques des conditions interfaciales : celles basées sur l'emploi de modèles à l'échelle microscopique et celles basées sur l'expérimentation et la mesure.

### I.1 Les approches théoriques

Les approches théoriques passent par l'utilisation de modèles prédictifs plus ou moins sophistiqués pour définir les résistances de contact électrique et thermique.

Pour calculer la résistance de contact électrique entre surfaces rugueuses, différents modèles se basent sur une description plus ou moins simplifiée de la géométrie de la zone de contact. Rappelons que la résistance de contact électrique est imputable à l'effet de micro-constriction des lignes de courant électrique vers les micro-contacts qui s'établissent entre les aspérités des surfaces (chapitre 4). Holm propose différentes relations pour des spots de contact circulaires identiques régulièrement répartis sur l'aire apparente de contact [70]. Greenwood généralise le modèle précédant en considérant  $n$  spots présentant des aires distinctes et réparties de façon non-homogène [71]. Ces modèles expriment la résistance de contact électrique en fonction de la résistivité électrique, du nombre de points de contact et des paramètres géométriques des aspérités (rayon, pente...). La détermination des paramètres géométriques du modèle repose sur un travail important de caractérisation de la topographie des surfaces rugueuses en contact et sur des lois de comportement des matériaux en contact suivant l'hypothèse retenue pour le régime de déformation des aspérités (élastique ou plastique) [61]. Des auteurs proposent des modèles basés sur des approches statistiques avec différents régimes de déformation des aspérités [72] qui peuvent être plastique lors de la première mise en charge et/ou élastique lors des cycles charge-décharge ultérieurs [61]. Les effets des oxydes ou des polluants qui peuvent soit réduire le passage du courant au niveau des micro-contacts en augmentant l'effet de micro-constriction, soit constituer une couche résistive avec les réactions chimiques de surface, peuvent être pris en considération dans les modèles sous la forme d'une résistance additionnelle [73].

Contrairement au courant électrique, la chaleur peut emprunter la voie du fluide interstitiel ; si bien que la résistance de contact thermique va dépendre des résistances thermiques selon les voies solide et interstitielle. Pour calculer la résistance thermique de la voie solide (micro-constriction, aspérités), on trouve dans la littérature des modèles similaires à ceux vus précédemment pour calculer les résistances de contact électrique. En supposant que le contact réel entre les deux surfaces se fait selon  $n$  spots de contact tous identiques régulièrement distribués sur l'aire de contact apparent et générant chacun un tube de flux, Bardou a proposé un modèle de base avec une expression comprenant la résistance de micro-constriction, la résistance de l'aspérité et la résistance du fluide interstitiel [65]. Cette approche relativement simple a été adaptée pour le contact dynamique dans le procédé de forgeage [74]. En fait, la résistance de constriction dépend de la distribution de tailles des zones de contact microscopiques et de leur répartition sur l'aire de contact apparent [75]. Des modèles statistiques définissent la topographie de la surface à l'aide de fonction de densité de probabilité associée aux hauteurs, pentes, rayons de courbures des aspérités selon une hypothèse de répartition Gaussienne. Ils peuvent considérer différents régimes de déformation mécanique des aspérités : élastique [76], plastique [77] ou élasto-plastique [60]. Comme pour la résistance de contact électrique, la mécanique joue un rôle majeur dans la construction de ces modèles. La modélisation de la résistance

de la voie fluide est détaillée dans le modèle intégral de Negus et Yovanovitch [78]. D'autres types de modèle fractal [79] et multi-échelle [72] améliorent la description de la topographie des surfaces en contact.

## 1.2 Les approches expérimentales

Au plan expérimental, la caractérisation des  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  peut être réalisée soit *in situ* dans les conditions du procédé, soit *ex situ* sur un dispositif spécifique.

Les mesures de résistances de contact *in situ* se font dans les conditions du procédé caractérisé notamment par le type du chauffage, la dynamique de l'échauffement, les états de surface des outillages et des pièces en contact et les formes des surfaces en contact. Dans le cas du soudage par résistance, la mesure *in situ* de la  $R_{CE}$  peut être indirecte et réalisée à partir de la mesure de la résistance dynamique de l'assemblage [80], [81]. Thieblemont présente une méthode de mesure directe de la  $R_{CE}$  E/T à l'aide d'une électrode instrumentée avec une aiguille [50]. La caractérisation *in situ* peut permettre d'identifier les évolutions des grandeurs interfaciales en fonction du temps. En revanche, la température de contact étant inaccessible à la mesure et la pression de contact pouvant évoluer rapidement lors de l'indentation des électrodes dans les tôles, il paraît très difficile de pouvoir établir les lois de comportement  $R_{CE}(p_c, T_c)$  et  $R_{CT}(p_c, T_c)$ . De plus, le fort couplage entre les phénomènes électrique et thermique complique la caractérisation *in situ*. Une solution consiste à identifier par méthode inverse les grandeurs à l'aide d'un modèle et d'observables (températures, tensions). En instrumentant l'électrode avec des thermocouples très fins au plus près de la face active, Loulou et Bardou ont estimé par méthode inverse à l'aide d'un modèle thermique 1D la  $R_{CT}$  E/T et le flux transmis dans l'électrode [82]. Le Meur *et al.* ont utilisé d'abord une démarche très similaire avec d'abord un modèle thermique 1D non-linéaire [83], puis un modèle électro-thermique 1D non-linéaire plus complet [56], pour estimer les évolutions du coefficient de partage du flux généré et de la résistance thermique de contact en fonction de la température de contact à l'interface E/T. Dans les travaux de Loulou *et al.* et de Le Meur *et al.*, les évolutions des résistances de contact électrique étaient supposées connues d'après des valeurs expérimentales disponibles dans la littérature, et le problème électrique couplé n'est pas résolu. Cette méthodologie est aussi utilisée pour estimer le flux généré par frottement et la  $R_{CT}$  lors du freinage [84] ou dans les procédés d'usinage [85]. Les approximations consenties dans les modèles d'estimation par méthode inverse peuvent conditionner la fiabilité des résultats. Dans le cas du contact électrothermique, comme nous l'avons vu au chapitre 4, le modèle de contact macroscopique est très réducteur et ne permet pas de reproduire les singularités du champ de température spécifique à ce type de contact, ce qui a forcément des conséquences sur la validité de l'évolution de la température de contact.

Les mesures *ex situ* des résistances de contact consistent à placer les pièces en contact dans un dispositif de compression et à les serrer entre des poinçons équipés de systèmes de chauffage ou de refroidissement [86]–[88]. Le chauffage des échantillons se fait indirectement par conduction thermique pour garantir dans l'épaisseur de l'empilement soit l'homogénéité thermique, soit un faible gradient de température, et donc la possibilité de connaître la température des contacts. En revanche, le mode de chauffage par conduction ne permet pas, par exemple, d'atteindre les cinétiques thermiques au niveau des interfaces imposées par le mode de chauffage direct par effet Joule lors du soudage. Les échantillons et les poinçons sont bien calibrés géométriquement, avec des surfaces planes, permettant aussi de maîtriser la pression de contact. Dans certaines études, l'échantillon est comprimé puis conditionné en température [86], [89]. L'autre possibilité est de conditionner les

échantillons à la température souhaitée avant de les comprimer [51]. Cette technique a aussi été appliquée par Song *et al.* sur une machine d'essais thermomécaniques Gleeble [90].

### I.3 L'approche retenue

Les différentes méthodologies utilisables pour déterminer les résistances de contact passent par des hypothèses plus ou moins réductrices et restent perfectibles. Cependant, la voie expérimentale permet de mieux contrôler ces hypothèses. Dans cette étude, c'est donc une démarche expérimentale qui a été privilégiée pour la détermination des  $R_{CE}$  et des  $R_{CT}$ . Les mesures ont été réalisées principalement sur un dispositif *ex situ* en fonction de la pression et de la température. D'autre part, les  $R_{CE}$  à l'issue de la phase d'accostage ont été mesurées *in situ*.

## II. Le dispositif de mesure *ex situ*

Le dispositif de mesure *ex situ* utilisé pour caractériser les résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  a été développé et mis au point à l'IRD [91] dans le cadre des travaux de thèse de G. Sibilia [3]. Avec le dispositif initial utilisant une presse (MTS Cynergie 1000) limitée en effort à 5 kN, les pressions maximales atteintes au niveau des échantillons étaient relativement faibles de l'ordre de 80 MPa. Pour atteindre des valeurs de pression de contact plus proches de celles rencontrées lors du soudage par point, le dispositif a été amélioré lors de cette étude notamment en utilisant une machine de compression plus puissante pouvant atteindre 30 kN. En effet, les aires de contact mesurées à l'accostage (chapitre 7) révèlent des pressions de contact dépassant les 400 MPa.

### II.1 Le dispositif général

Le dispositif est composé d'une machine d'essai mécanique Instron® (Figure 5.1) asservie en effort qui applique une pression sur les échantillons positionnés entre deux poinçons. Ces derniers, en acier 316L pour la  $R_{CE}$  ou en alliage de cuivre (CuCrZr) pour la  $R_{CT}$ , sont équipés d'un collier chauffage de 400 W régulé en température par un contrôleur numérique Eurotherm® via un thermocouple serti dans le poinçon. Pour la mesure de  $R_{CE}$ , une source de courant Keysight® et un multimètre Keithley® sont utilisés, le premier pour appliquer un courant de mesure de faible intensité (1 à 4 A) et le second pour mesurer la différence de potentiel entre les pastilles (voir II.2). Une centrale d'enregistrement Keysight® relie les instruments au PC. L'enregistrement des mesures se fait avec le logiciel Microsoft Excel par une macro VisualBasic. Les logiciels BlueHill® et iTools® contrôlent respectivement la machine Instron® et le régulateur Eurotherm®.

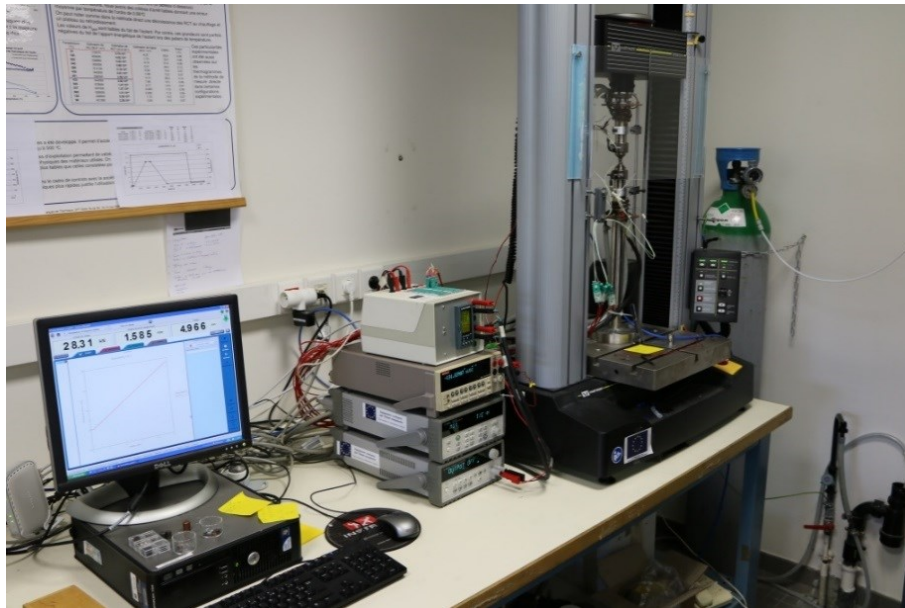


Figure 5.1 – Dispositif de mesure des résistances de contact (DMRC).

## II.2 La mesure de $R_{CE}$

Pour la mesure de  $R_{CE}$ , les poinçons en acier 316L permettent d'atteindre une contrainte de 300 MPa à 500 °C sans subir de déformations plastiques. Le diamètre de 30 mm est adapté aux colliers chauffants et une réduction de section amène à un diamètre de 10 mm au niveau de la tête des poinçons.

Pour atteindre des pressions équivalentes à celles rencontrées lors de la phase d'accostage (entre 100 MPa et 450 MPa), la mesure doit s'effectuer sur une aire de contact  $A_C$  réduite. Ainsi les échantillons mesurés sont découpés sous forme de pastille dont les dimensions et les empilements sont présentés dans le tableau 5.1. Les pastilles en alliage de cuivre sont découpées avec une tronçonneuse de précision dans des barreaux cylindriques en CuCrZr dans l'état trempé-étiré-revenu (TER) de 8 mm de diamètre, les pastilles d'acier sont carrées pour des raisons de facilité de découpe des tôles.

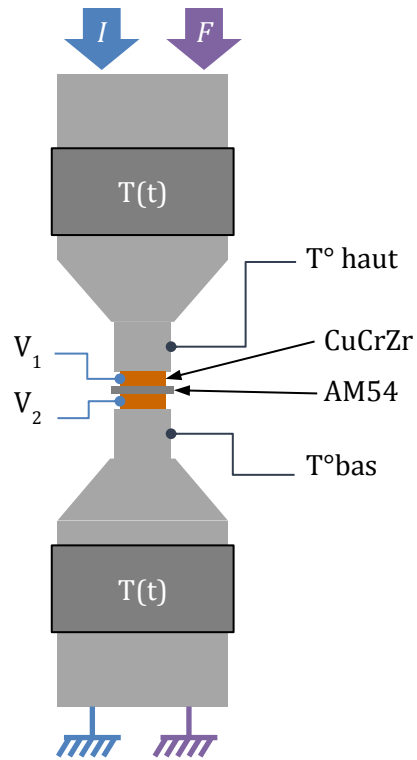
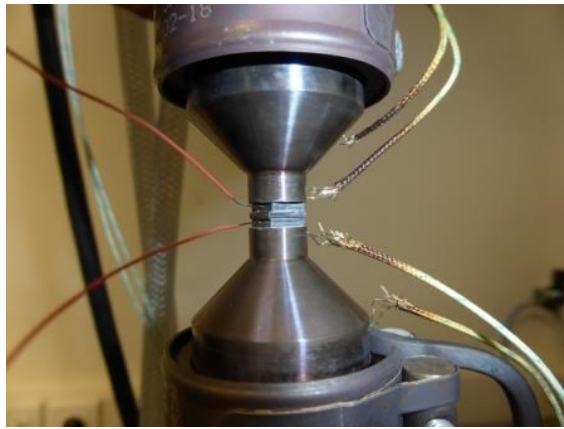


Figure 5.2 – Poinçons instrumentés pour la mesure de  $R_{CE}$  entre le DP600 et l'Usibor®.

	$R_{CE 1}$	$R_{CE 2}$	$R_{CE 3}$	$R_{CE 4}$
	$E_1/T_1$	$T_1/T_2$	$T_2/T_3$	$T_3/E_2$
Pastille 1	CuCrZr $\varnothing$ 8 mm $ep_1$ 2,5 mm	DP600 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_1$ 1,45 mm	DP600 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_1$ 1,45 mm	CuCrZr $\varnothing$ 8 mm $ep_1$ 2,5 mm
Pastille 2	AM54 9 x 9 mm <sup>2</sup> $ep_2$ 0,55 mm	AM54 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_2$ 0,55 mm	Usibor® 1500 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_2$ 1,14 mm	Usibor® 1500 9 x 9 mm <sup>2</sup> $ep_2$ 1,14 mm
Pastille 3	CuCrZr $\varnothing$ 8 mm $ep_3$ 2,5 mm	DP600 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_3$ 1,45 mm	DP600 7 x 7 mm <sup>2</sup> $ep_3$ 1,45 mm	CuCrZr $\varnothing$ 8 mm $ep_3$ 2,5 mm

Tableau 5.1 - Pastilles utilisées pour la caractérisation des différentes  $R_{CE}$ .

La figure 5.3 présente les profils de pression et de température. Dans un premier temps, l'effort est appliqué progressivement jusqu'à la valeur de consigne. Dans un second temps, l'empilement est chauffé par conduction via les poinçons et les colliers chauffants à une vitesse contrôlée ne dépassant pas 10 °C/min. Des vitesses de chauffe plus rapides entraînent des gradients de température dans l'empilage induisant des effets thermoélectriques (effet Seebeck). C'est pourquoi nous avons limité la montée en température à 10 °C/min, ce qui est extrêmement lent comparé aux vitesses de chauffe rencontrées lors du soudage. Pour limiter cet effet, certains auteurs utilisent un four résistif [87]. Une fois la température de consigne atteinte, cette dernière est maintenue pendant 5 minutes avant le refroidissement naturel de l'ensemble. Enfin, les poinçons relâchent la pression.



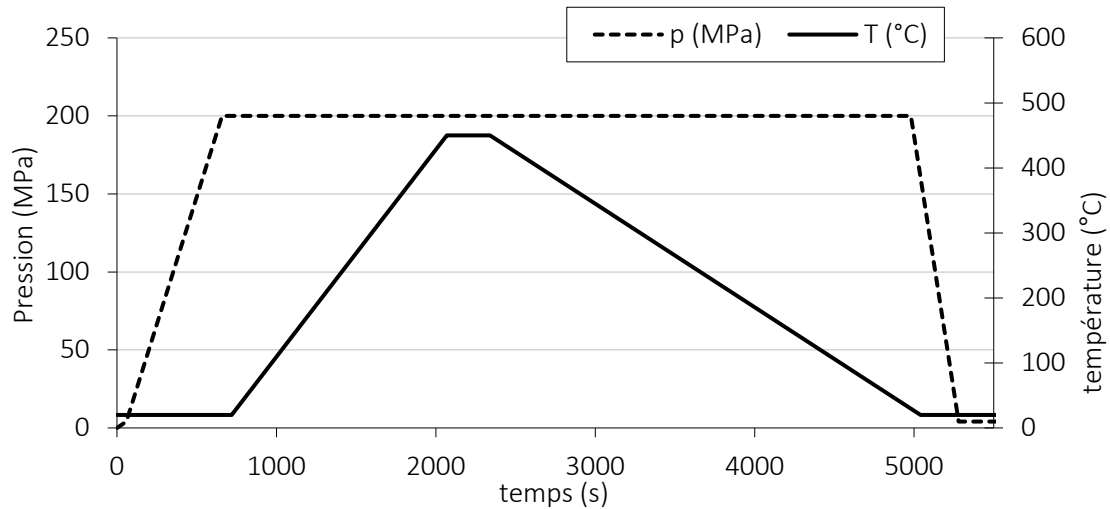


Figure 5.3 - Profils de pression et de température imposés lors de la mesure de  $R_{CE}$ .

Pendant toute la durée de l'essai, un courant  $I$  de 1 A est envoyé à travers les poinçons et les pastilles. Deux fils sertis à mi-épaisseur dans les pastilles 1 et 3 mesurent la différence de potentiel  $U$  aux bornes de l'empilement. Le rapport entre  $U$  et  $I$  donne accès à la valeur de la résistance électrique totale de l'empilement  $R_{et}$  entre les pastilles 1 et 3 selon la relation (5.1). Cette résistance est composée des résistances des différents matériaux (aciers et/ou CuCrZr) et des résistances de contact.

$$\frac{U}{I} = R_{et} = \sum_{matière} \rho(T) \frac{ep}{A_c} + \sum_{contact} \frac{R_{CE}(p, T)}{A_c} \quad (5.1)$$

La matière (tôle d'acier ou pastille de CuCrZr) est caractérisée par sa résistivité  $\rho(T)$  dépendante de la température et l'épaisseur  $ep$ . Dans le cas de nos empilements, la résistance totale comprend la résistance ohmique de chaque pastille et deux  $R_{CE}$ .

Nous avons choisi d'inclure la résistance électrique des revêtements aux  $R_{CE}$ . La  $R_{CE}$  représente donc une résistance globale caractéristique de l'interface comprenant la résistance de contact et la résistance électrique des revêtements (figure 5.4).

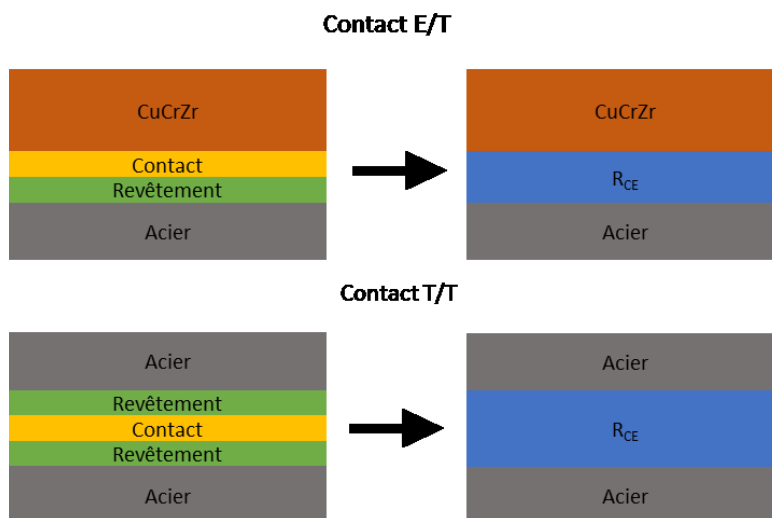


Figure 5.4 - Schématisation des contacts E/T et T/T.

Concernant les tôles, l'épaisseur  $ep$  correspond seulement à celle du substrat d'acier. Elle est calculée par soustraction de l'épaisseur de revêtement mesurée sur des coupes macrographiques (figure 5.5) à la mesure de l'épaisseur de la tôle faite au micromètre près (chapitre 2).

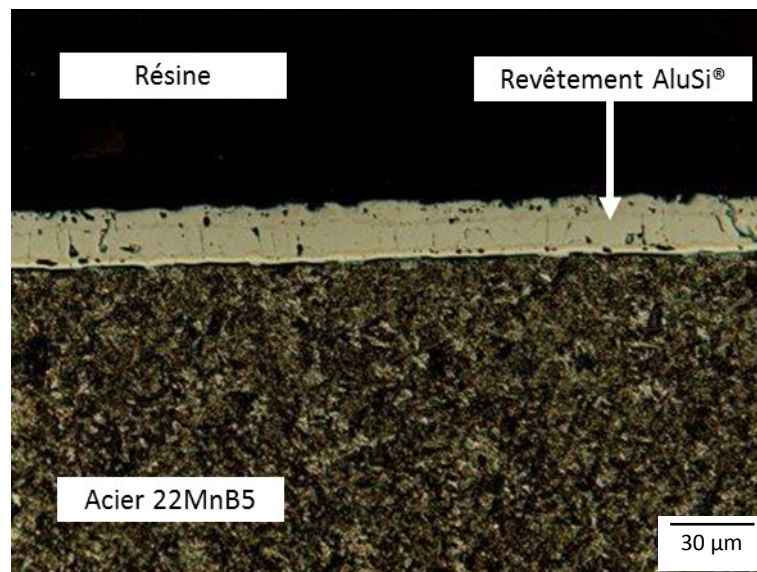


Figure 5.5 – Mesures de l'épaisseur du revêtement d'Alusi® traité thermiquement.

L'équation 5.1 devient donc avec trois pastilles :

$$R_{CE} = \frac{1}{2} A_C \left( R_{et} - \left( \frac{\rho_1 ep_1/2}{A_C} + \frac{\rho_2 ep_2}{A_C} + \frac{\rho_3 ep_3/2}{A_C} \right) \right) \quad (5.2)$$

Les résistivités électriques des aciers (figure 5.6) ont été mesurées dans le four d'un dilatomètre par la méthode de mesure quatre fils utilisée par Gauthier [8]. La résistivité du CuCrZr dans l'état TER, donnée en annexe, est issue de la littérature [8].

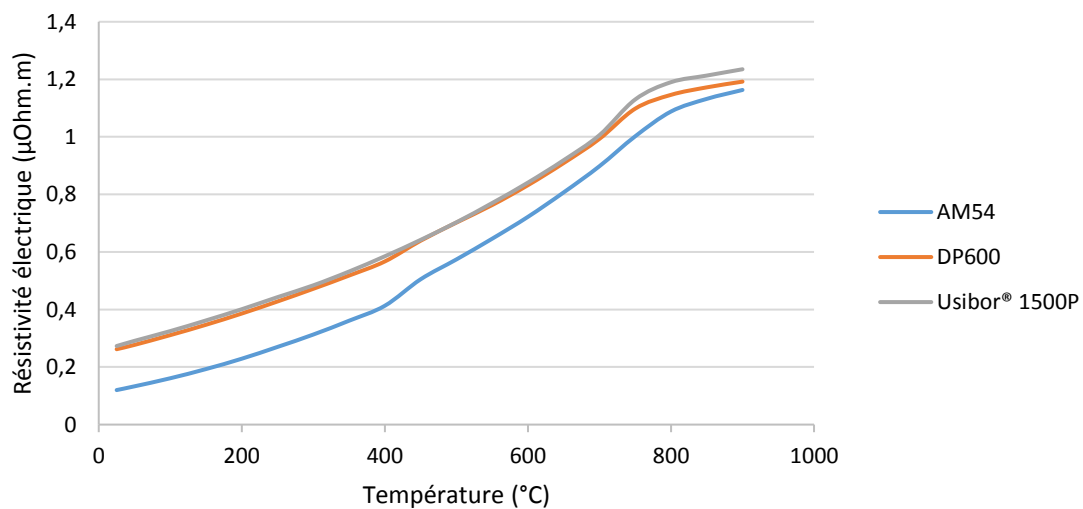


Figure 5.6 – Mesures de résistivité électrique des aciers.

### II.3 La mesure de $R_{CT}$

Pour les mesures de  $R_{CT}$ , les poinçons sont en CuCrZr dans l'état TER car il faut une conductivité thermique suffisamment élevée ( $\lambda = 145 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  à température ambiante) pour maximiser la valeur du flux thermique à travers l'empilement et tout à la fois une bonne résistance mécanique pour éviter les déformations plastiques des têtes des poinçons. Les températures dans les poinçons n'excèdent pas  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  pour éviter l'adoucissement de l'alliage de CuCrZr [8]. Les têtes des poinçons, avec une section réduite à  $8 \text{ mm}$  de diamètre (figure 5.6), sont instrumentées avec quatre thermocouples qui mesurent les gradients de température dans chaque poinçon afin d'en déduire la valeur du flux moyen  $\Phi$  qui traverse l'empilement. Des consignes de température différentes sont imposées au niveau des poinçons haut et bas pour créer le flux thermique  $\Phi$ . Des thermocouples sont implantés à mi-épaisseur dans chaque échantillon aux extrémités de l'empilement. Ils permettent de mesurer l'écart de température  $\Delta T$  aux bornes de l'empilement. Le nombre de Biot étant très faible, de l'ordre de  $10^{-3}$ , nous pouvons supposer que les gradients de température transversaux sont négligeables et que les sections planes transverses dans les échantillons sont isothermes.

La valeur de la résistance thermique totale  $R_{tt}$  entre les deux plans isothermes dans les pastilles 1 et 3 peut être calculée à partir de la relation (5.3). La valeur de  $R_{tt}$  intègre les résistances thermiques des pastilles et deux  $R_{CT}$  :

$$\frac{\Delta T}{\Phi} = R_{tt} = \sum_{\text{matière}} \frac{ep}{\lambda(T) A_c} + \sum_{\text{contact}} \frac{R_{CT}(p, T)}{A_c} \quad (5.3)$$

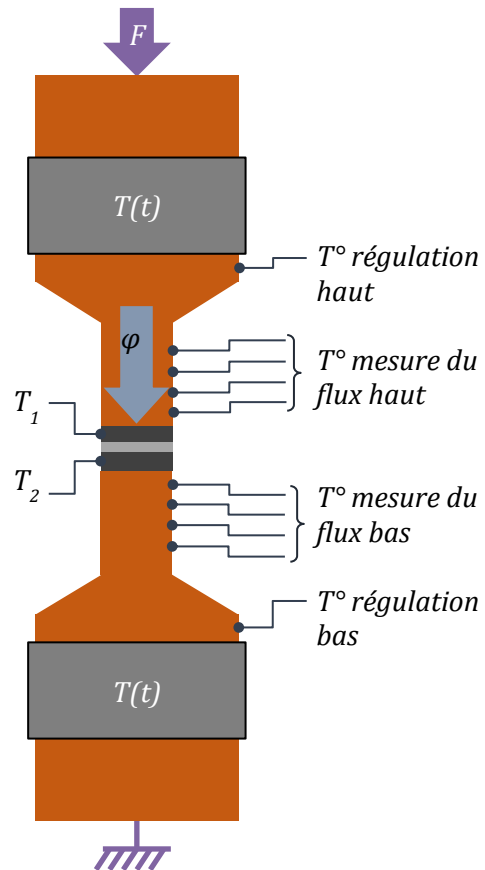


Figure 5.6 – Poinçons et empilement de  $R_{CT}$ .

Comme pour la  $R_{CE}$ , la  $R_{CT}$  se calcule par soustraction :

$$R_{CT} = \frac{1}{2} A_c \left( R_{tt} - \left( \frac{ep_1/2}{\lambda_1(T) A_c} + \frac{ep_2}{\lambda_2(T) A_c} + \frac{ep_3/2}{\lambda_3(T) A_c} \right) \right) \quad (5.4)$$

Les conductivités thermiques des pastilles d'acier (données en annexe) sont issues de la base de données d'ArcelorMittal et celles du cuivre dans l'état TER sont issues des données de Gauthier [8].

### III. Les mesures de $R_{CE}$ *in situ* à l'issue de l'accostage

Une méthode de mesure *in situ* des  $R_{CE}$  a été expérimentée. Elle n'est valable que pour la phase d'accostage et repose sur la mesure à froid de la résistance statique globale  $R_{stat}$ . Un générateur Keysight® applique un courant de mesure  $I_m = 1 A$  à travers la pince et une mesure de différence de potentiel avec la centrale d'enregistrement entre les électrodes permet de calculer  $R_{stat}$  :

$$R_{stat} = \frac{\Delta V}{I_m} \quad (5.5)$$

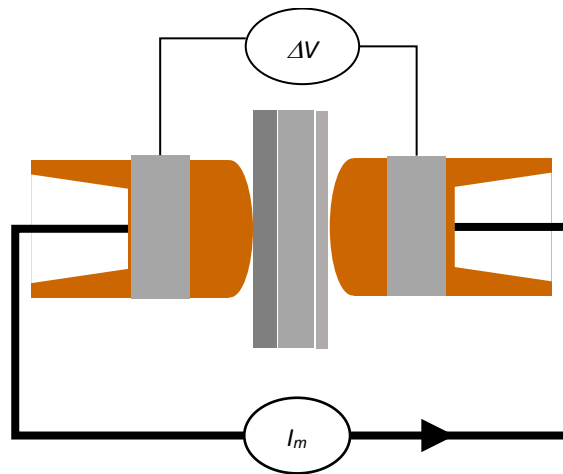


Figure 5.7 – Schéma de mesure de  $R_{CE}$  *in situ*.

La résistance statique est la somme des résistances de contact et des résistances ohmiques des tôles. Ainsi nous pouvons calculer la somme des  $R_{CE}$  par la relation (5.6).

$$\sum \frac{R_{CE}}{A_c} = R_{stat} - \sum \frac{\rho_{tôle} \cdot ep_{tôle}}{A_c} \quad (5.6)$$

Cette méthode nécessite de connaître les aires de contact  $A_c$  entre chaque élément (électrodes et tôles) lors de l'accostage. Ces mesures sont présentées dans le chapitre 7.

## Conclusion

Dans cette étude, une approche expérimentale a été choisie pour la détermination des résistances de contact. Les mesures de  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  ont été faites principalement sur un dispositif *ex situ* en fonction de la pression jusqu'à 300 MPa et en fonction de la température jusqu'à 450 °C. Les mesures de  $R_{CT}$  étant plus complexes, seules les mesures E/T avec le dispositif sont présentées ici. En complément, des mesures *in situ* de la  $R_{CE}$  ont été réalisées lors de la phase d'accostage puis comparées à celles à température ambiante des  $R_{CE}(p_c)$  réalisées sur le dispositif *ex situ*.

Cette seconde partie, composée des chapitres 3 à 5, présente les outils expérimentaux et numériques qui vont permettre de comprendre les mécanismes de formation et de développement du noyau dans l'assemblage dissymétrique étudié et de révéler les paramètres influents sur la soudabilité opératoire. Dans la partie suivante, les chapitres 6 à 8 seront consacrés à la présentation et à l'analyse des résultats obtenus avec ces outils.

## Partie 3

Étude de la formation du  
noyau dans l'assemblage  
dissymétrique de référence.



# Chapitre 6

## Les essais de soudage

Dans le chapitre 2, nous avons précisé toutes les caractéristiques de l'assemblage très dissymétrique de trois tôles dont la soudabilité opératoire fait l'objet de cette étude. Ce chapitre 6 est consacré aux essais de soudage qui vont permettre d'étudier la formation et le développement du noyau. Les essais ont été réalisés sur le dispositif instrumenté présenté dans le chapitre 3. Dans un premier temps, le domaine de soudabilité a été établi. Ensuite, une étude de dispersion sur la taille finale du noyau a été réalisée et des points interrompus ont permis de détailler et d'analyser la cinétique de formation et de développement du noyau au cours du temps de soudage. Enfin, des observations avec une caméra infrarouge à haute résolution spatio-temporelle ont été réalisées sur le dispositif de soudage instrumenté mis au point à l'IRDL dans la configuration en demi-point. L'analyse des images, notamment dans les tout premiers instants, va permettre de mieux comprendre le processus d'échauffement et d'interpréter les observations faites à partir des points interrompus. Ces données expérimentales serviront aussi à valider le modèle numérique (chapitre 8).

I.	<a href="#">La soudabilité de l'assemblage dissymétrique</a> .....	- 101 -
I.1	<a href="#">Le domaine de soudabilité sur la GYSPOT</a> .....	- 101 -
I.2	<a href="#">Étude de dispersion</a> .....	- 103 -
I.2.1	<a href="#">Pénétration de la zone fondue dans la tôle mince</a> .....	- 104 -
I.2.2	<a href="#">Variation des dimensions du noyau et de sa pénétration dans T1</a> .....	- 106 -
II.	<a href="#">La cinétique de développement du noyau par points interrompus</a> .....	- 107 -
III.	<a href="#">Observations par caméra IR</a> .....	- 112 -
III.1	<a href="#">Échauffements initiaux et développement du point chaud</a> .....	- 113 -
III.1.1	<a href="#">Assemblage symétrique DP-DP-DP</a> .....	- 113 -
III.1.2	<a href="#">Assemblage dissymétrique AM-DP-DP</a> .....	- 115 -
III.1.3	<a href="#">Assemblage très dissymétrique AM-DP-Usibor®</a> .....	- 116 -
III.1.4	<a href="#">Effet de la dissymétrie de l'assemblage sur l'échauffement</a> .....	- 117 -
III.2	<a href="#">Mesures des températures de contact et des vitesses d'échauffement</a> .....	- 118 -
	<a href="#">Conclusion</a> .....	- 122 -





## I. La soudabilité de l'assemblage dissymétrique

Le domaine de soudabilité est la plage d'intensité [ $I_{min}$ - $I_{max}$ ] dans laquelle le diamètre noyau formé est suffisant pour garantir une tenue mécanique de l'assemblage soudé satisfaisante et sans qu'il y ait expulsion de matière fondue. La méthode d'établissement du référentiel de soudage est régie par la norme ISO 18278-2 [92], revue en 2016, laquelle définit les paramètres de soudage : l'intensité, le temps et l'effort.

### I.1 Le domaine de soudabilité sur la GYSPOT

Les électrodes utilisées sur la GYSPOT sont des A0-13-18-32 de 13 mm de diamètre avec un rayon de courbure de 32 mm sur tout le diamètre. Le bas de domaine est défini par l'intensité  $I_{min}$  permettant d'obtenir un bouton entre le DP600 et la tôle mince (figure 6.1.a) d'au moins 2,64 mm de diamètre. Le diamètre minimal est défini par l'équation 6.1 où  $ep$  est l'épaisseur de la tôle arrachée, ici la tôle mince.

$$d_{min} = 3,5\sqrt{ep} \quad (6.1)$$

Une large plage d'intensité a été balayée de 6,5 à 9,5 kA, valeur limite d'intensité de la GYSPOT à cause des modifications opérées. Les paramètres de soudage sont présentés dans le tableau 6.1 et les diamètres de boutons dans la figure 6.2.

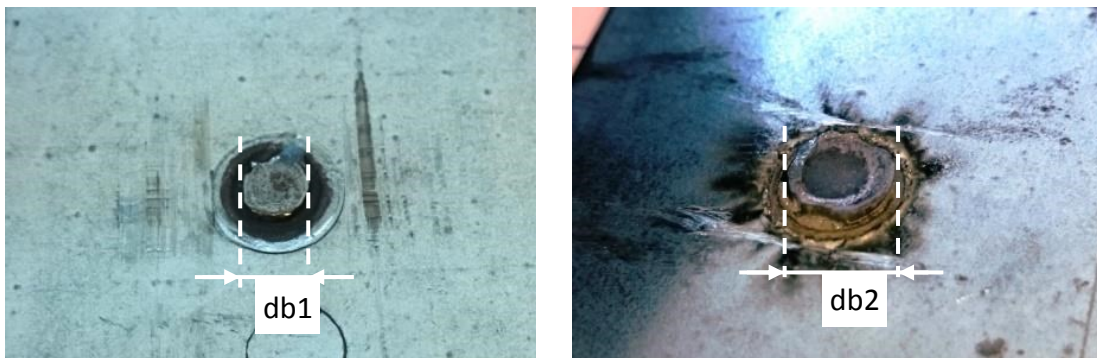


Figure 6.1 – Boutons après arrachement de la tôle mince (gauche) et de la tôle d'Usibor®(droite).  
Déboulonnage au burin [NF EN ISO 10447].

Intensité (kA)	Temps de soudage (ms)	Effort de serrage (daN)
6,5 – 9,5	320	400

Tableau 6.1 – Paramètres de soudage.

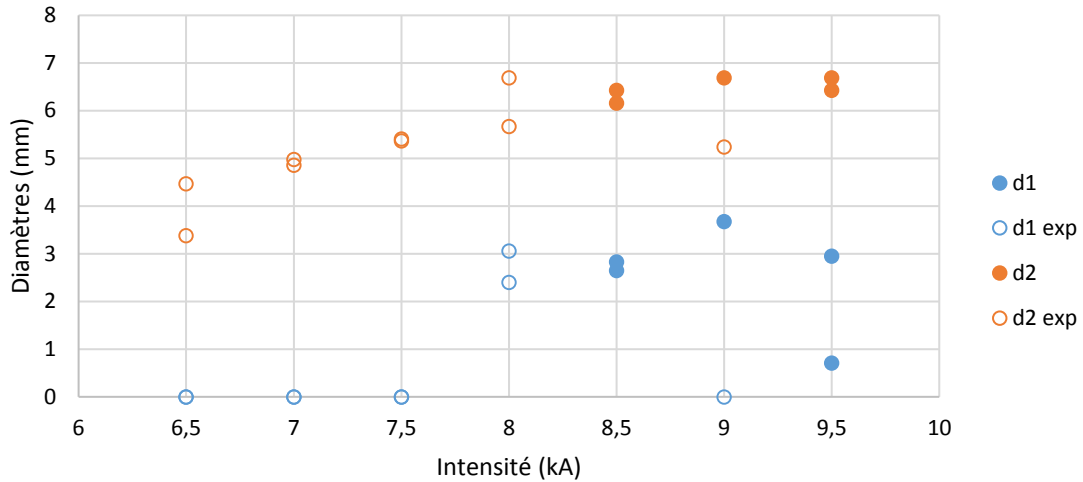


Figure 6.2 – Diamètres de bouton en fonction de l'intensité de soudage. « exp » signale les points expulsés.

Pour les intensités faibles, de 6 à 7,5 kA, il n'y a pas de noyau et donc pas de bouton à l'interface  $T_1/T_2$  mais une expulsion à l'interface  $T_2/T_3$  est observée. À 8 kA, la tôle fine est accrochée mais il y a toujours expulsion de matière fondue. Enfin, à partir de 8,5 kA, les tôles sont correctement soudées, sans expulsion. Des expulsions à faible intensité de soudage ont été constatées aussi sur les points réalisés avec une intensité décroissante (figure 6.3).

Ces phénomènes d'expulsion généralement observés pour de fortes intensités peuvent probablement s'expliquer dans le cas présent en raison du rayon de courbure très prononcé des électrodes A0-13-18-32. En fait, pour que le noyau reste confiné dans la ZAT, il faut que sa croissance diamétrale n'excède pas celle du diamètre de l'aire de contact apparente T/T. Les évolutions des rayons de contact T/T sont corrélées avec l'indentation des électrodes dans les tôles inférieures et supérieures qui se produit avec l'abaissement de la résistance mécanique des tôles lors de leur échauffement. À faible intensité, si l'échauffement est insuffisant dans l'épaisseur de l'assemblage, la cinétique de l'indentation est insuffisante par rapport à la cinétique d'élargissement du noyau, conduisant à l'expulsion.

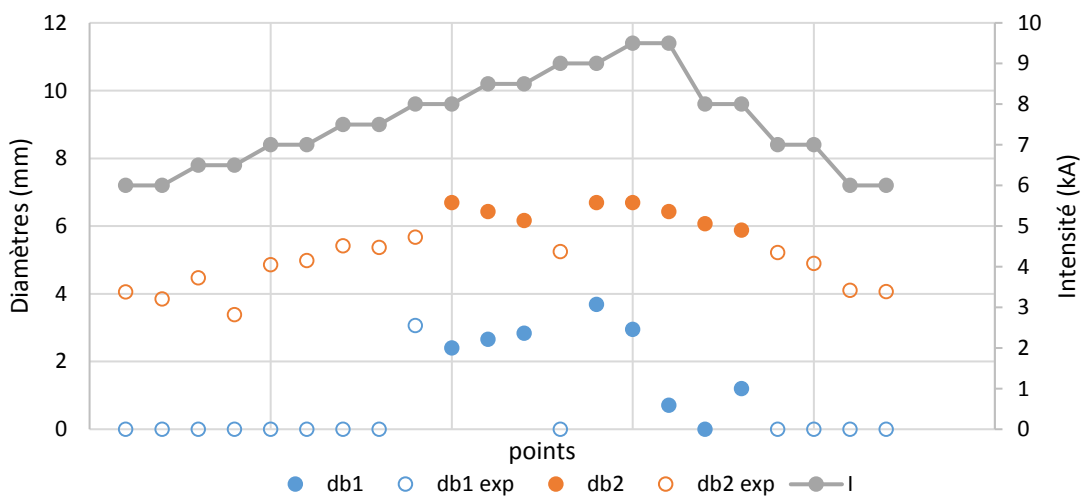


Figure 6.3 – Diamètres de bouton et intensité de soudage sur 22 points (320 ms – 4 kN).

Le diamètre des points reste conforme jusqu'à 9,5 kA, intensité maximale que peut fournir la machine GYSPOT utilisée dans cette étude. Par conséquent, la valeur maximale du domaine de soudabilité ne peut pas être déterminée. Dans la plage de courant que l'on peut explorer, le domaine de soudabilité (figure 6.2) correspond donc à l'intervalle [8,5 kA - 9,5 kA].

L'assemblage très dissymétrique présente un domaine de soudabilité restreint dans des conditions normalisées. La méthode de mesure du bouton est couramment utilisée dans l'industrie, mais la pénétration de la zone fondue dans la tôle mince ne peut pas être garantie avec ce test. C'est sur les coupes macrographiques que cette pénétration peut être observée et validée.

## 1.2 Étude de dispersion

Le caractère aléatoire des conditions de contact, lesquelles sont fortement impliquées dans la formation d'un point soudé, rend le procédé difficilement reproductible. Une étude de dispersion sur les dimensions du noyau a été réalisée à partir de vingt points réalisés avec la GYSPOT avec le mode manuel. Les électrodes utilisées sont les A0-13-18-32. Le mode manuel avec un profil de courant en rampe est utilisé pour cette étude. L'intensité de soudage choisie est de 8,5 kA, ce qui correspond au bas de domaine de soudabilité. Le temps de soudage et l'effort sont respectivement de 470 ms et de 4 kN. Ce temps de soudage, plus long que les 320 ms de la norme ISO, est préconisé par le programme de la soudeuse GYSPOT pour l'assemblage dissymétrique. Ce jeu de paramètres opératoires ne cause pas d'expulsion, la cinétique d'indentation des électrodes dans les tôles permettant de contenir le bain fondu.

Les dimensions du noyau, diamètre  $D_n$  et épaisseur  $ep_n$ , ainsi que la distance  $d_n$  entre le haut du noyau et la surface supérieure de la tôle mince (figure 6.7), ont été mesurées à partir des macrographies des points obtenus à la fin de l'opération de soudage. On peut en déduire la pénétration ( $p$ ) de la ZF dans la tôle mince en soustrayant la distance  $d_n$  à l'épaisseur de la tôle 1 ( $ep_{\tau_1}$ ) au niveau de la zone indentée. Les mesures de  $ep_{\tau_1}$ , effectuées à partir des macrographies des points interrompus, révèlent une valeur moyenne (0,50 mm) atteinte à l'issue de l'accostage et évoluant peu lors du soudage (écart-type < 0,01 mm). Toutes les dimensions sont mesurées à partir des macrographies à l'aide du logiciel ImageJ. L'erreur de mesure sur les dimensions du noyau est estimée à 20  $\mu\text{m}$ , l'échelle étant de 10  $\mu\text{m}/\text{pixel}$ .

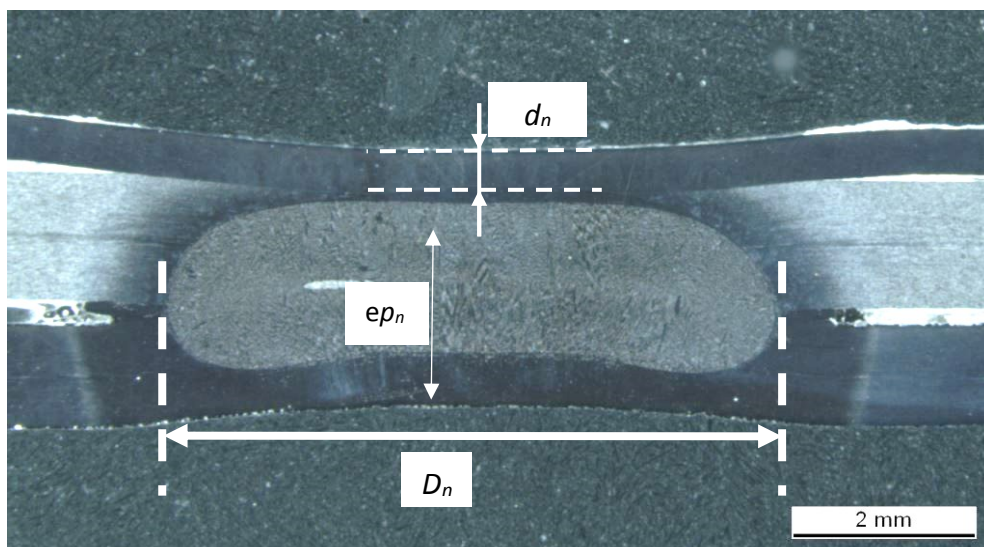


Figure 6.7 – Macrographie d'un noyau et mesures pour l'étude de dispersion (8.5 kA, 470 ms, 4 kN).

### I.2.1 Pénétration de la zone fondue dans la tôle mince

Lors de l'étude de dispersion, le temps de soudage long (470 ms) conduit à la formation de points allongés et une observation minutieuse des coupes macrographiques distingue différentes zones au-dessus et en dessous de la zone fondue identifiées par de longs grains dendritiques  $ZF_d$ . Ces zones dans les tôles 1 et 3 ont respectivement été identifiées comme des zones fondues avec des grains fins :  $ZF_{f1}$  et  $ZF_{f3}$  (figure 6.8). Si la  $ZF_{f3}$  ne représente pas un enjeu majeur sur la soudabilité de notre assemblage, du côté de la tôle mince la présence de la  $ZF_{f1}$  permet de considérer que le noyau pénètre bien dedans. En effet si on se base sur le contour de la  $ZF_d$  pour définir l'accroche de la tôle mince, on pourrait conclure à un défaut de soudabilité (figure 6.8), alors que la tôle est en fait bien soudée non pas simplement par diffusion à l'état solide, mais par fusion. Une observation attentive des macrographies met en évidence visuellement les différentes parties de la ZF pour mesurer précisément  $d_n$ .

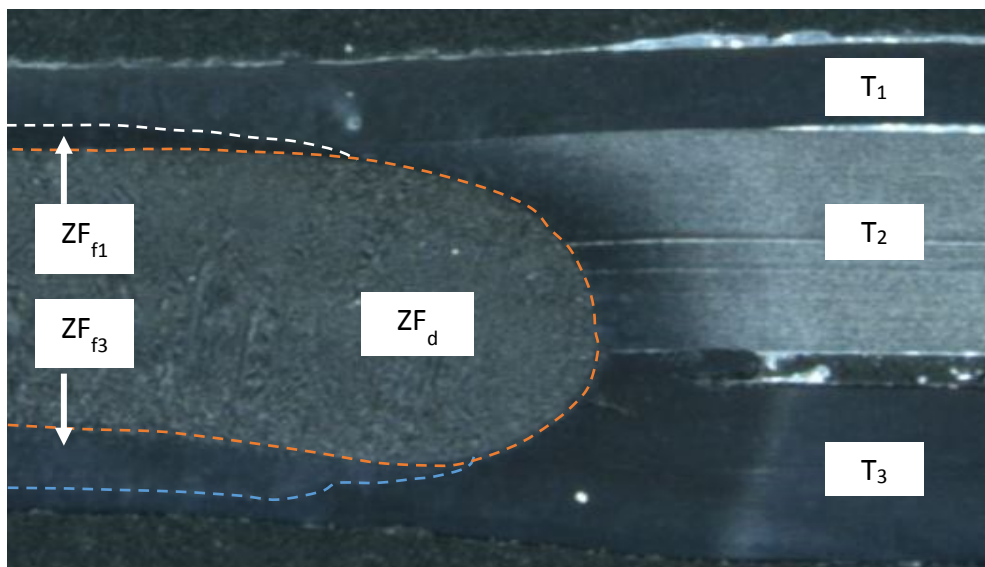


Figure 6.8 – Coupe macrographique (8,5 kA - 400 ms – 4 kN).

L'identification a été réalisée par deux méthodes : une mesure de micro-dureté d'une part, et une analyse MEB - EDS (*Energy Dispersive Spectrometry*) d'autre part. La cartographie de micro-dureté est réalisée avec un *Nanoindenter XP* couvre la zone entre la zone fondue dendritique et la zone fondue à grains fins dans la tôle mince et les ZAT des tôles 1 et 2. Ces zones sont identifiées sur la cartographie (figure 6.9).

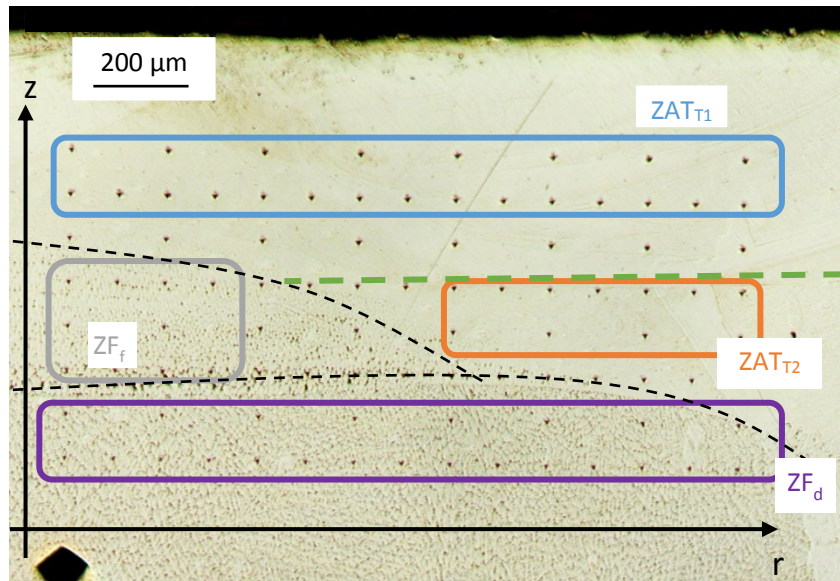


Figure 6.9 – Cartographie de micro-dureté avec les différentes zones identifiées.

La cartographie délimite la zone en trois niveaux de micro-dureté (figure 6.10). Elle permet de différencier distinctement deux zones : la ZF<sub>d</sub> d'une part et la ZAT<sub>T1</sub> d'autre part. Entre les deux, la ZF<sub>f1</sub> et la ZAT<sub>T2</sub> présentent des micro-duretés très proches, se rapprochant de la dureté de la ZF<sub>d</sub> (> 2 GPa). Si les duretés entre les ZF sont proches, c'est en partie grâce à la microstructure martensitique. À l'inverse, la légère différence entre les micro-duretés vient de la microstructure qui est différente : de longs grains dendritiques d'une part (ZF<sub>d</sub>) et de petits grains fins d'autre part (ZF<sub>f1</sub>).

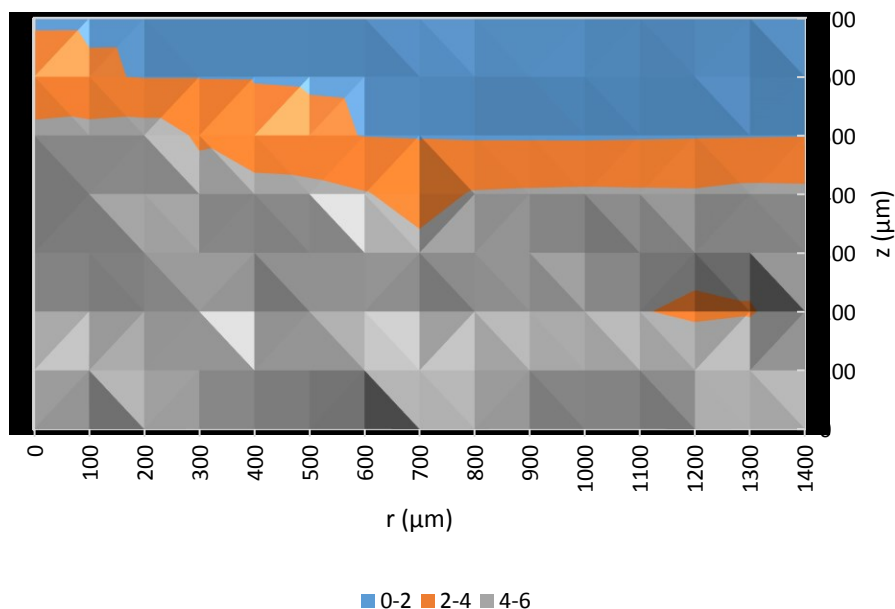


Figure 6.10 – Mesures de micro-dureté (GPa).

L'analyse EDS réalisée sur les mêmes zones définies sur la figure 6.8 donne le pourcentage massique de trois éléments d'addition (figure 6.11) : le silicium (Si), le chrome (Cr) et le manganèse (Mn).

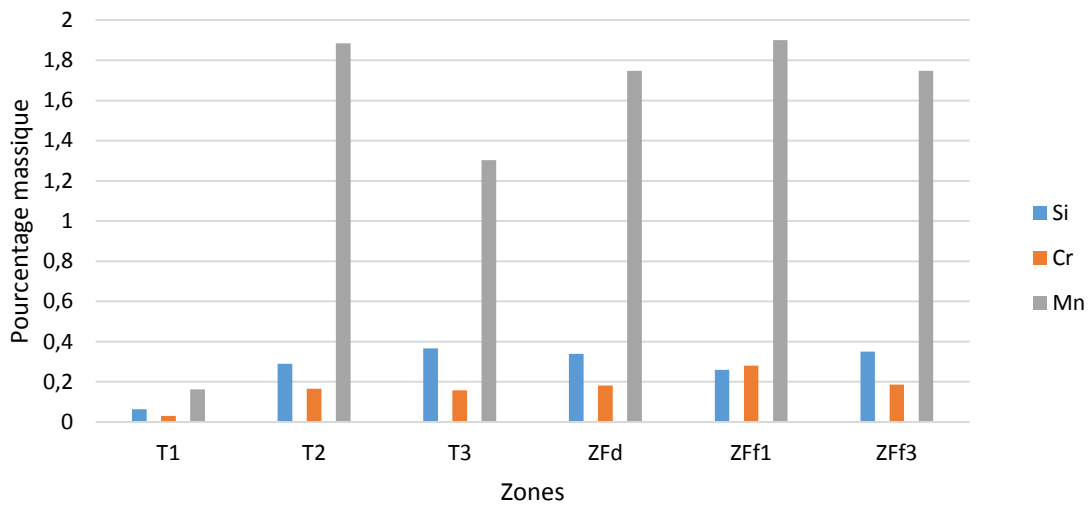


Figure 6.11 – Pourcentage massique des éléments chimiques Si, Cr et Mn dans les tôles et dans les zones ZFd, ZFf1, ZAT2, ZAT1.

Là encore, les taux d'éléments d'addition présents dans les zones ZF<sub>f1</sub> et ZF<sub>f3</sub> sont proches de ceux présents dans la ZF<sub>d</sub>, ce qui ne peut résulter que du mélange d'éléments issus des trois tôles lors du passage à l'état liquide de la matière dans ces zones.

La différence de microstructure entre ZF<sub>f1</sub> et ZF<sub>d</sub> peut venir de cinétiques de refroidissement différentes. En effet, avec l'indentation des électrodes dans les tôles, l'aire de contact E/T augmente, ce qui diminue la densité de courant d'une part, et augmente les déperditions thermiques vers les électrodes d'autre part. Au début du soudage, la densité de courant élevée favorise une croissance rapide du noyau en épaisseur. Ensuite lorsque l'indentation se produit, la densité de courant chute et les déperditions thermiques vers les électrodes augmentent. Au bout d'un certain temps, l'épaisseur du noyau atteint une valeur maximale puis régresse légèrement jusqu'à la fin du temps de soudage, alors que le diamètre du noyau croît avec l'indentation. Lorsque l'épaisseur diminue pendant le soudage, une partie du noyau se solidifie à vitesse lente. C'est ce qui peut expliquer la différence de microstructure entre les zones solidifiées (ZF<sub>f1</sub>, ZF<sub>f3</sub>) et ZF<sub>d</sub>.

### 1.2.2 Variation des dimensions du noyau et de sa pénétration dans T1

Les résultats montrent que la dispersion sur les dimensions du noyau paraît relativement faible (tableau 6.2) :  $D_n = (6,77 \pm 0,18)$  mm et  $ep_n = (2,34 \pm 0,12)$  mm. En revanche, la variabilité sur la pénétration est relativement grande ( $p = 0,12 \pm 0,05$  mm), près de 42 % de la pénétration moyenne. Pour les mêmes conditions de soudage, la pénétration du noyau dans la tôle mince varie de 0,19 mm à - 0,03 mm (cette valeur négative correspond à un noyau qui n'atteint pas la tôle mince). L'écart est donc relativement important, mais sur vingt points un seul ne pénètre pas dans la tôle mince.

$n^{\circ}$	$D_n$	$ep_n$	$d_n$	$p$
1	6,55	2,01	0,43	0,08
2	6,84	2,32	0,39	0,12
3	6,83	2,51	0,36	0,14
4	6,74	2,44	0,39	0,12
5	6,98	2,33	0,38	0,13
6	6,93	2,35	0,37	0,14
7	6,59	2,26	0,41	0,10
8	6,83	2,41	0,38	0,13
9	6,67	2,44	0,32	0,19
10	6,21	2,09	0,54	-0,03
11	6,84	2,26	0,39	0,12
12	6,81	2,33	0,43	0,08
13	6,71	2,30	0,48	0,02
14	6,83	2,39	0,32	0,19
15	6,91	2,32	0,38	0,13
16	6,75	2,44	0,34	0,17
17	6,80	2,36	0,42	0,09
18	6,67	2,53	0,39	0,12
19	6,89	2,34	0,34	0,17
20	6,94	2,40	0,34	0,17
<b>Moyenne</b>	6,77	2,34	0,39	0,12
<b>Écart type</b>	0,17	0,12	0,05	0,05

Tableau 6.2 – Dimensions du noyau (mm).

Nous pouvons en conclure que la pénétration du noyau dans la tôle mince est beaucoup plus sujette à la dispersion que le diamètre et l'épaisseur du noyau. Pour pouvoir juger de l'amélioration apportée sur la pénétration dans la tôle mince par une modification du *process* ou au niveau des produits, la vérification expérimentale doit se faire sur un nombre suffisant de coupes macrographiques.

## II. La cinétique de développement du noyau par points interrompus

Pour étudier la cinétique de développement du noyau, nous réalisons des points interrompus avec des temps de soudage compris entre 80 ms et 350 ms. Les coupes macrographiques, à partir de ces points, révèlent grâce aux attaques chimiques les évolutions de la taille de la ZF et de celle de la ZAT au cours du soudage. Le mode programmé avec le courant en créneau est utilisé pour ces essais (figure 6.12).

Les figures 6.12 et 6.13 présentent respectivement les mesures d'intensité et de tension enregistrées lors de la réalisation des points interrompus.



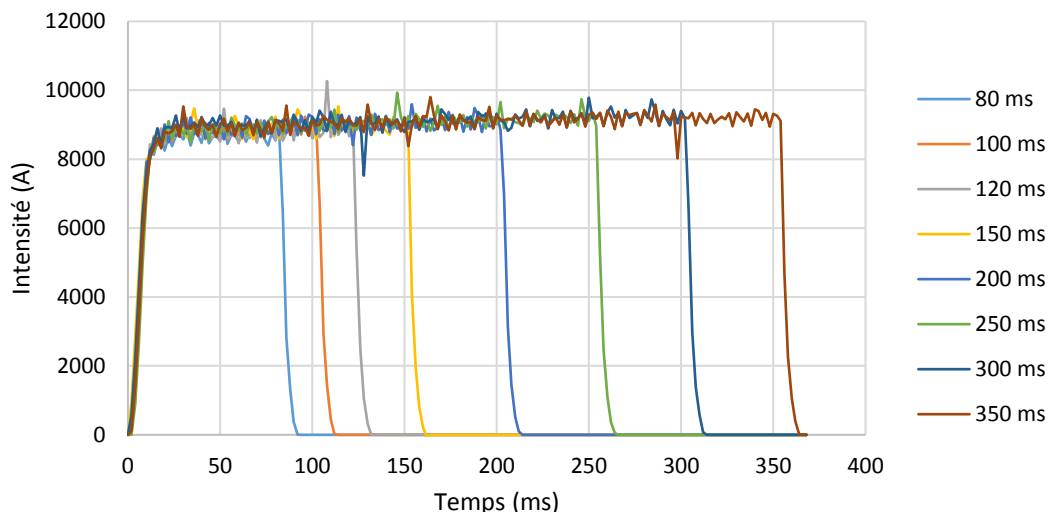


Figure 6.12 – Intensité de soudage en fonction du temps pour les différents points interrompus.

Les mesures d'intensité montrent une bonne stabilité du courant de soudage entre les différents essais. En revanche, il n'a pas une superposition parfaite des courbes de tension et une certaine dispersion est notable jusqu'à 125 ms. La tension varie avec la résistance dynamique de l'assemblage qui dépend principalement des résistances de contact électriques ( $R_{CE}$ ) et des résistances électriques des tôles, qui sont fonctions des surfaces apparentes de contact. C'est encore très probablement la dispersion sur les conditions de contact (résistances de contact, aires apparentes de contact) qui occasionne de la dispersion sur les évolutions de tension.

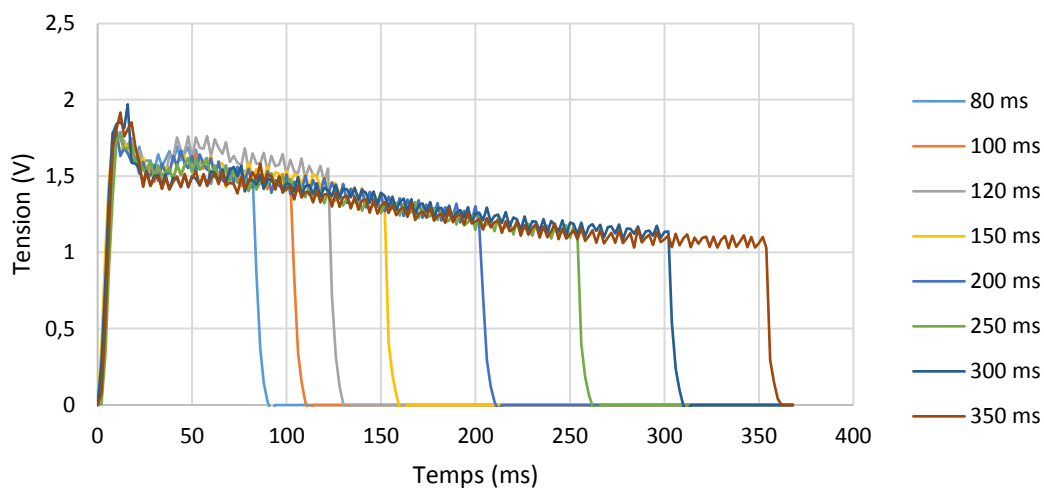


Figure 6.13 – Tension entre les électrodes en fonction du temps pour les différents points interrompus.

Les coupes macrographiques présentées dans la figure 6.14 montrent bien l'évolution de la taille de la ZF dans l'assemblage dissymétrique aux temps indiqués sous chaque image. Le réactif utilisé est une solution aqueuse sursaturée d'acide picrique, aussi appelé réactif « Béchet-Beaujard ».

Comme nous pouvons le constater, le noyau existe dès 80 ms de soudage et se localise au niveau de l'interface  $T_2/T_3$  principalement dans la tôle  $T_3$ . Sur les macrographies de 80 ms à 200 ms, le noyau croît principalement en épaisseur. À partir de 200 ms, l'épaisseur passe par une valeur maximale puis régresse légèrement alors que le diamètre du noyau continue d'augmenter. Ce développement

spécifique de la taille du noyau est imputable à l'accroissement des aires de contact apparentes E/T lors de l'indentation des électrodes dans les tôles, qui induit la diminution de la densité de courant et l'augmentation des pertes thermiques vers les électrodes. Ces observations témoignent d'un mécanisme d'auto-régulation du processus d'échauffement par l'indentation. Ces observations sont similaires aux mesures de Ma & Murakawa [39].

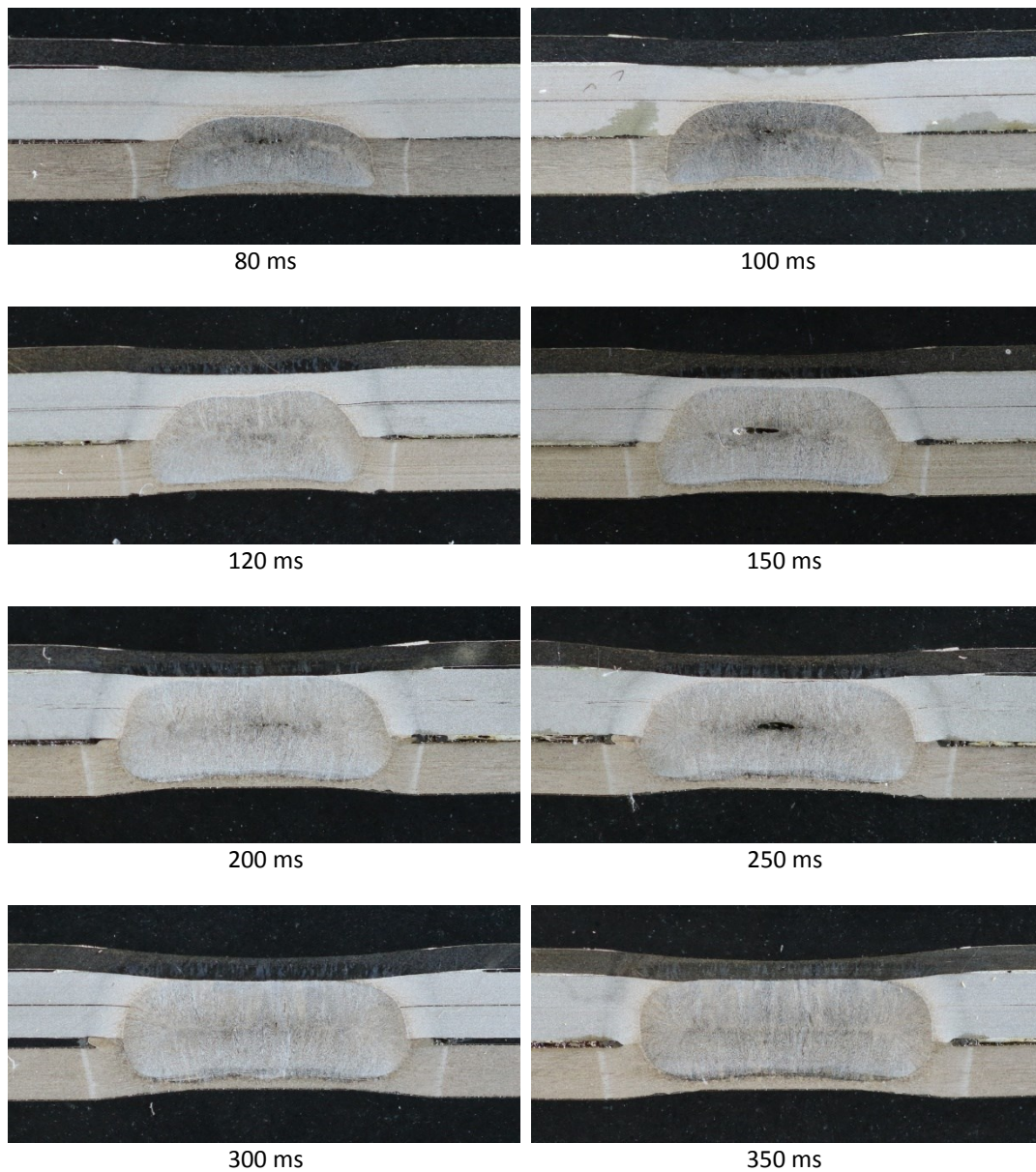


Figure 6.14 – Coupes macrographiques des points interrompus (8,5 kA, 4 kN).

Les différentes grandeurs dimensionnelles de la ZF (figure 6.15), mesurées à l'aide du logiciel *ImageJ*, comprennent :

- les diamètres de la ZF au niveau des interfaces T/T,  $d_1$  entre  $T_1/T_2$  et  $d_2$  entre  $T_2/T_3$  ;
- l'épaisseur  $ep$  de la ZF ;
- la hauteur  $h$  de l'empilement au milieu du point ;
- et la distance  $d_n$  entre le haut du noyau et le haut de l'empilement pour calculer la pénétration  $p$  du noyau dans la tôle mince  $T_1$ .

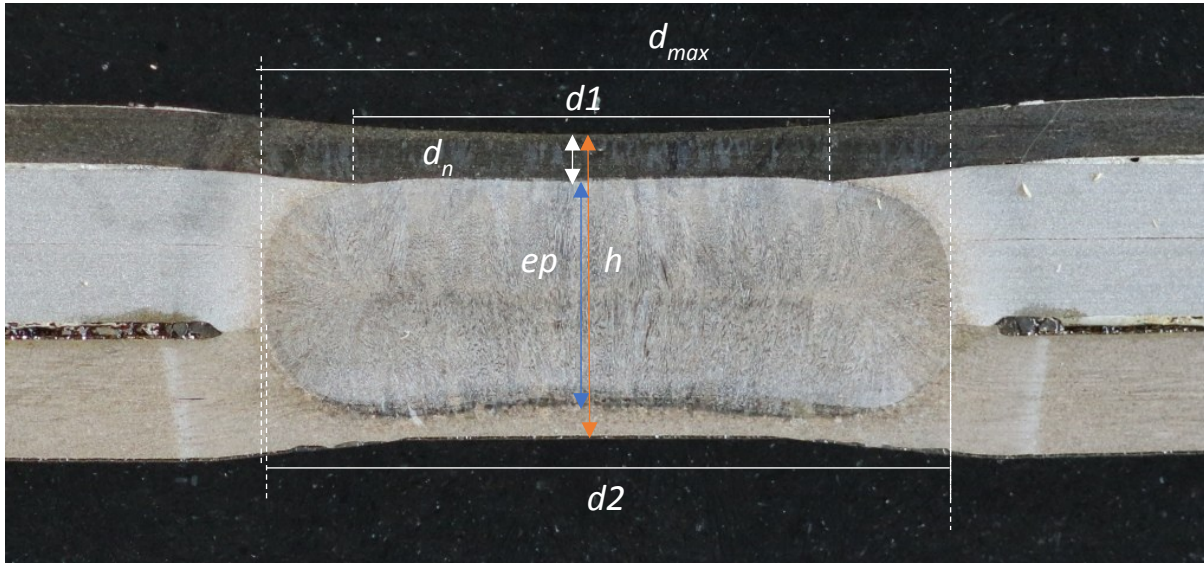


Figure 6.15 – Légende des différentes grandeurs dimensionnelles du noyau.

Les résultats sont présentés sur les figures 6.16 à 6.19. Sur la figure 6.16, ce sont les diamètres de la ZF aux interfaces T/T qui sont tracés en fonction du temps de soudage. Dès 80 ms, la ZF à l'interface T2/T3 est déjà importante. Ensuite, la ZF croît régulièrement jusqu'à atteindre l'interface T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub> après 250 ms de soudage. Enfin, la zone ZF pénètre légèrement dans la tôle mince. L'épaisseur totale du noyau est asymptotique.

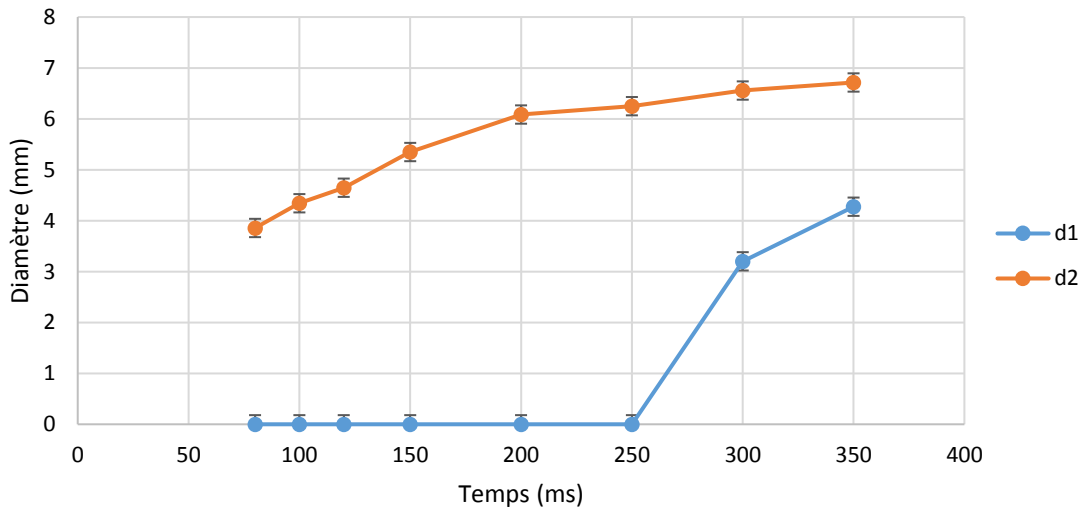


Figure 6.16 – Évolutions des diamètres du noyau d1 et d2 en fonction du temps de soudage.

C'est aussi ce que montrent les courbes de la figure 6.17, notamment la pénétration de la ZF dans la tôle mince qui atteint sa valeur maximale ( $p = 0,106$  mm) à 350 ms. Les valeurs négatives de  $p$  correspondent à la distance entre l'interface T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub> et le haut de la ZF.

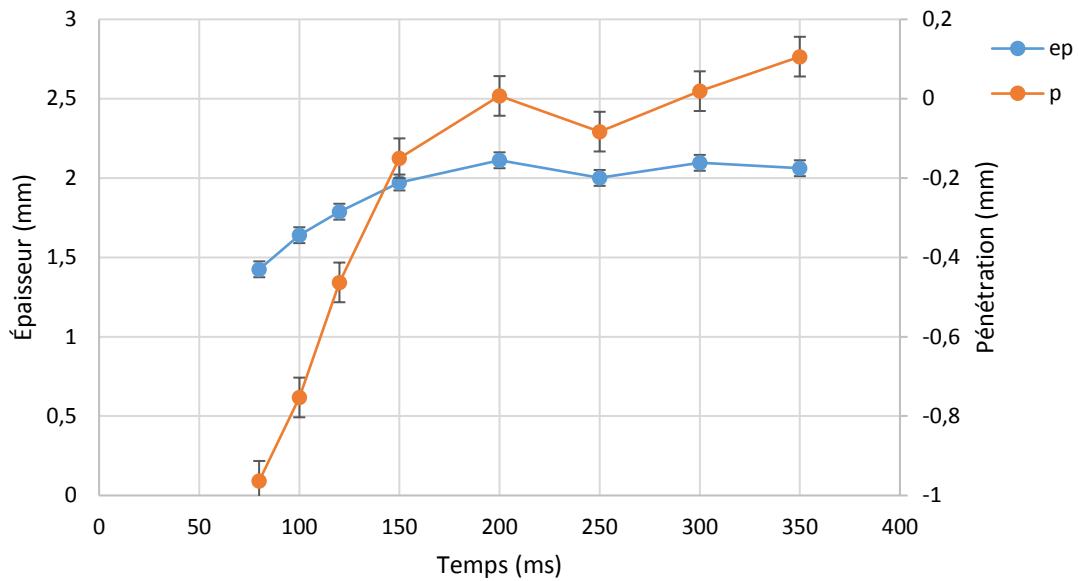


Figure 6.17 – Évolutions de l'épaisseur du noyau et de la pénétration dans  $T_1$  en fonction du temps de soudage.

Le rapport de l'épaisseur de la ZF sur la hauteur de l'assemblage définit la proportion de ZF dans l'empilement. En effet, si l'épaisseur du noyau augmente avec le temps de soudage, la hauteur de l'empilement diminue à cause de l'indentation des électrodes. Ce rapport confirme le développement du noyau dans l'épaisseur jusqu'à 200 ms (figures 6.18).

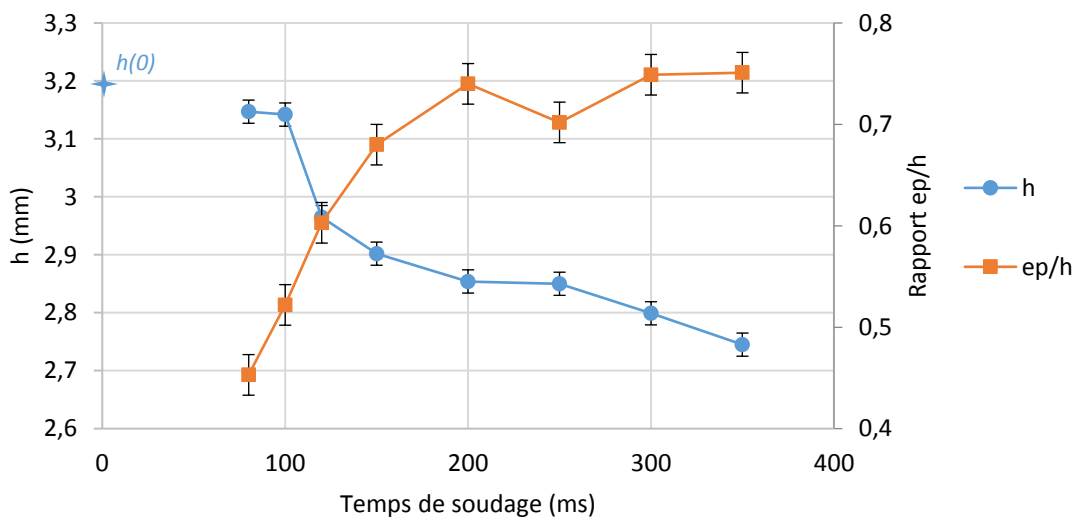


Figure 6.18 – Évolutions de l'épaisseur de l'assemblage  $h$  et du rapport  $ep/h$ .

Nous avons aussi mesuré le diamètre maximal  $d_{max}$  de la ZF ainsi que la position du plan transversal  $z(d_{max})$  par rapport à l'interface  $T_2/T_3$ . Les valeurs négatives de  $z(d_{max})$  indiquent que le diamètre maximal de la ZF est en dessous de l'interface  $T_2/T_3$  dans la tôle  $T_3$  (figure 6.19). Jusqu'à 250 ms de soudage, le diamètre maximal de la ZF se situe dans la tôle  $T_3$ . Le noyau est de forme trapézoïdale avec une base quasi plate du côté de l'électrode du bas  $E_2$ . Ensuite, le noyau se centre plus dans l'épaisseur de l'assemblage mais le diamètre maximal reste à l'interface  $T_2/T_3$ .

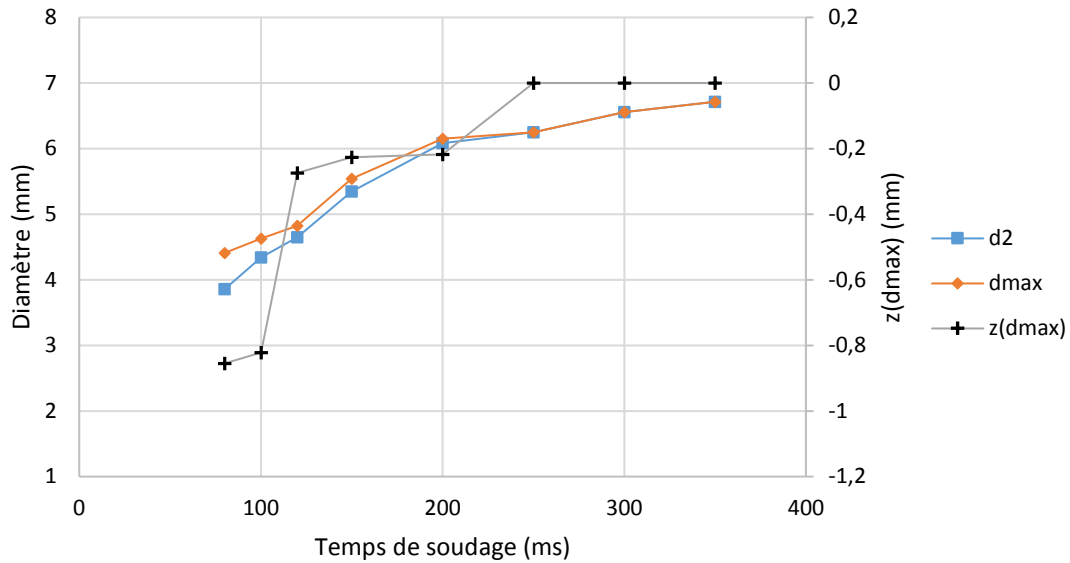


Figure 6.19 – Évolutions des diamètres du noyau  $d_2$  et  $d_{max}$  et de la position  $z(d_{max})$  du diamètre maximal par rapport à l'interface  $T_2/T_3$ .

La cinétique de développement du noyau constatée dans cet assemblage est cohérente avec les observations de Huda & Park [43] sur un assemblage équivalent. Le développement se produit d'abord dans l'épaisseur avant de croître en diamètre. Cette cinétique d'échauffement avec la localisation du noyau du côté de la tôle  $T_3$  est en partie expliquée par les propriétés des tôles présentées au chapitre 2. La résistivité plus importante des tôles  $T_2$  et  $T_3$  localise naturellement l'énergie dégagée par effet Joule dans ces tôles. La conductivité thermique plus élevée de la tôle  $T_1$  doit favoriser son refroidissement. Cependant, les points interrompus ne peuvent pas être réalisés pour des temps très courts inférieurs à 80 ms et ne donnent donc pas accès aux échauffements initiaux qui, comme nous allons le voir grâce aux observations avec la caméra IR, se produisent, non pas au sein des tôles, mais au niveau des interfaces et sont déterminants pour la suite.

### III. Observations par caméra IR

La méthode de soudage en demi-point présentée dans le chapitre 3 permet d'observer les échauffements initiaux avec une caméra infrarouge. Des films ont été réalisés sur trois assemblages (figure 6.20) en augmentant la dissymétrie pour confronter les localisations et les cinétiques d'échauffement.

Rappelons que pour conserver la densité de courant et la pression des conditions de soudage en point entier, l'intensité et l'effort de soudage sont divisés par deux pour la réalisation de demi-points. Le profil de courant en mode programmé utilisé pour ces mesures est un créneau de 200 ms à 4,5 kA (figure 6.21). Un effort de 2 kN est appliqué par les électrodes.

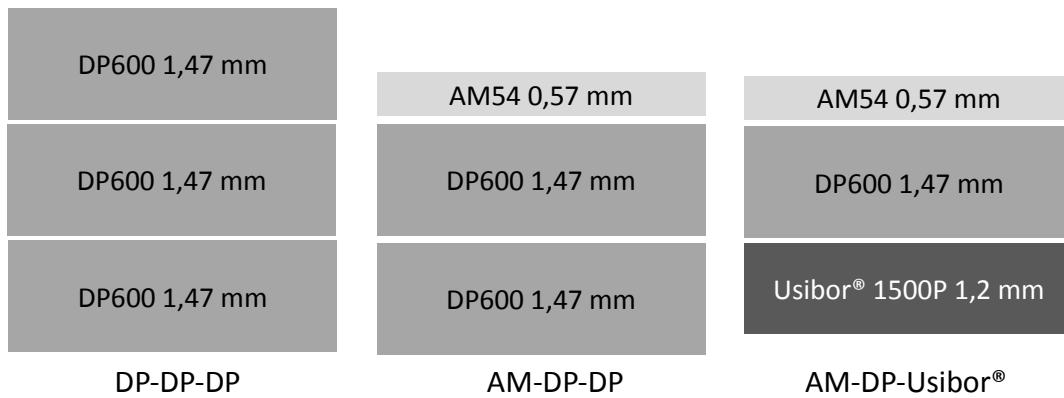


Figure 6.20 - Assemblages étudiés.

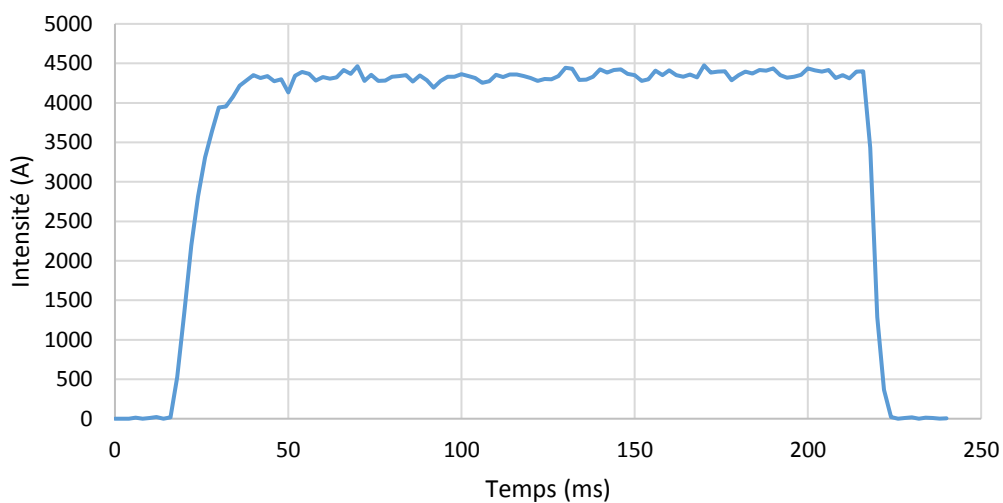


Figure 6.21 – Profil de courant.

### III.1 Échauffements initiaux et développement du point chaud

Les images présentées ici sont issues de films réalisés avec le filtre 2 de la caméra pour couvrir la gamme de température 20 °C - 600 °C (tableau 3.2). Les valeurs de température indiquées sont calculées par la caméra avec un fichier d'étalonnage non-adapté et sont donc biaisées. Les électrodes sont recouvertes d'une peinture graphite haute température avec une émissivité totale de 0,85 (mesurée au spectromètre infrarouge à température ambiante). En revanche, la tranche des tôles est laissée dans l'état brut d'après la découpe. En effet, des essais de soudage avec des assemblages de tôles graphitées se sont avérés insatisfaisants, le graphite s'imisce au niveau des interfaces et génère des points chauds. Les surfaces des tôles ont une émissivité proche de 0,25 à température ambiante [93]. Cette différence d'émissivité se traduit par une différence de température de corps noir (CN) indiquée par la caméra lors des essais de mise au point à froid permettant de distinguer le contour des tôles.

#### III.1.1 Assemblage symétrique DP-DP-DP

La zone de mesure a été fenêtrée à 640 x 300 pixels (640 x 512 pixels sans fenêtrage) pour augmenter la vitesse d'enregistrement et atteindre 574 Hz. À raison de trois temps d'intégration

nécessaires sur la plage de température 20 °C - 600 °C, cela donne une image toutes les 5,22 ms. La figure 6.22 présente différents thermogrammes à différents instants. L'échelle de température s'adapte automatiquement en fonction du flux maximal capté en provenance de la scène thermique. La température est calculée ici dans l'hypothèse du corps noir ( $\varepsilon = 1$ ) et avec un étalonnage ne correspondant pas exactement au chemin optique employé pour nos mesures.

Dans le cas de l'assemblage symétrique, les thermogrammes montrent que les échauffements initiaux se produisent au niveau des deux interfaces T/T, qui réagissent en même temps et bien avant les interfaces E/T. Ces observations sont cohérentes avec les résultats de Rogeon *et al.* [33], lesquels montrent, pour des contacts avec des tôles d'acier DP galvanisées, des  $R_{CE\ T/T}$  dix fois plus importantes que les  $R_{CE\ E/T}$  à température ambiante et des valeurs de  $R_{CE\ T/T}$  nettement plus élevées que les résistances électriques des tôles aux environs de 400 °C. À partir de 26,10 ms, l'échauffement commence à diffuser à l'intérieur des tôles avec une zone chaude en forme de X caractéristique, d'abord contenue dans la tôle centrale ( $t = 31,32$  ms) puis propagée dans l'épaisseur des trois tôles ( $t = 57,42$  ms). Cette forme en X est imputable aux déperditions thermiques dans l'épaisseur des tôles d'une part, et vers les électrodes thermostatées d'autres part.

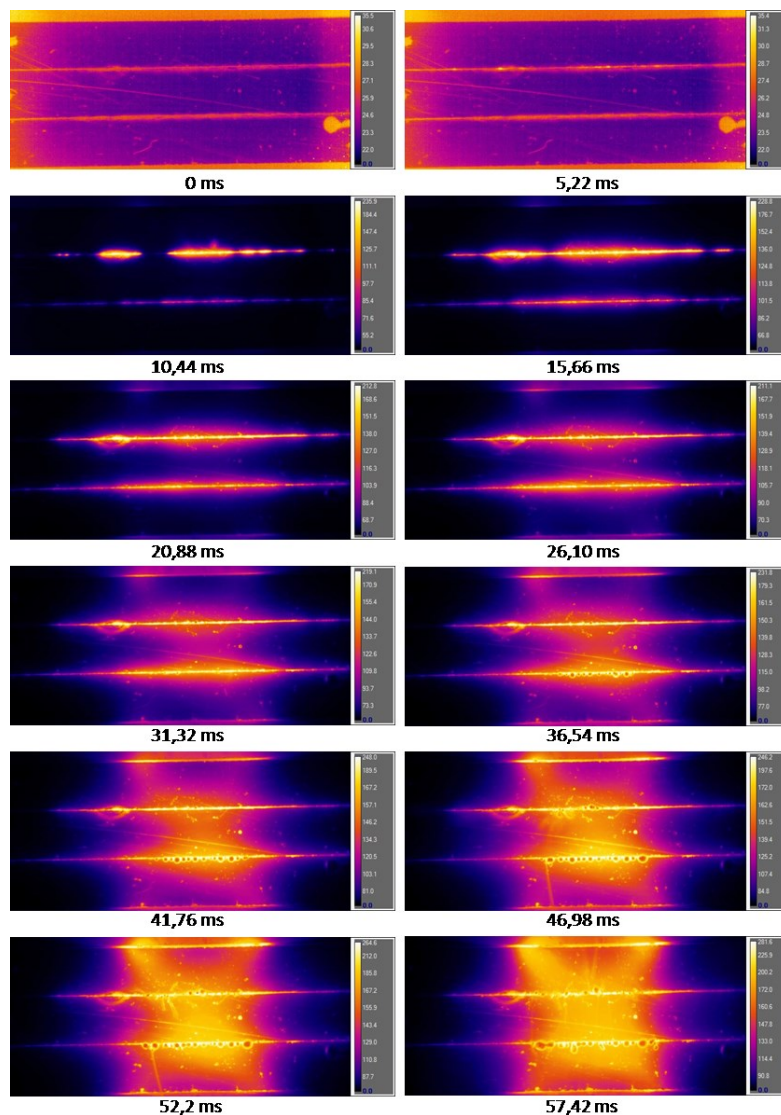


Figure 6.22 – Séquence de thermogrammes lors du soudage d'un demi-point de l'assemblage symétrique.

Après 36,54 ms de soudage, des gouttes de zinc fondu commencent à apparaître au niveau de l'interface  $T_2/T_3$ , preuve que la température a dépassée 420 °C dans cette zone.

### III.1.2 Assemblage dissymétrique AM-DP-DP

Le fenêtrage est le même que pour l'assemblage symétrique. Dès le début du soudage, l'interface  $T_2/T_3$  entre les deux DP600 réagit plus que l'interface  $T_1/T_2$  entre l'AM54 et le DP600 (figure 6.23). Cette observation rejoint aussi les résultats de Raelison [5], pour lesquels la  $R_{CE}$  entre deux tôles d'acier DP est plus élevée que la  $R_{CE}$  entre un acier doux et un acier DP.

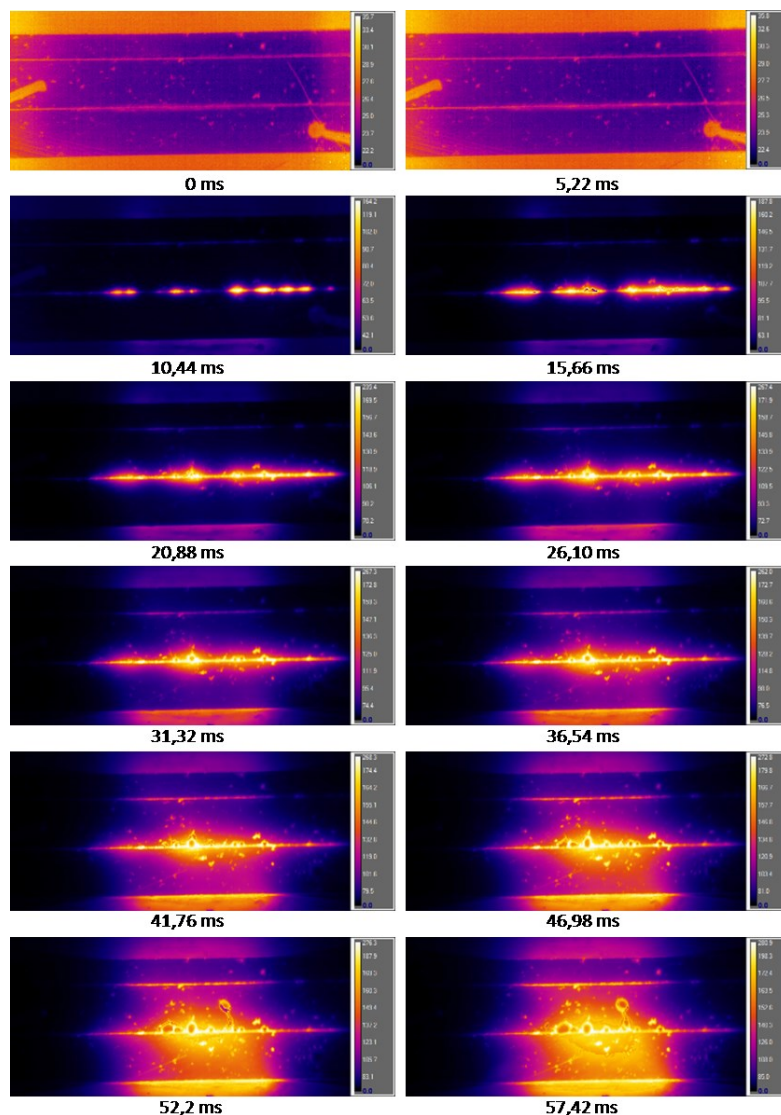


Figure 6.23 – Séquence de thermogrammes lors du soudage d'un demi-point de l'assemblage dissymétrique AM-DP-DP.

Ensuite les thermogrammes mettent en évidence une dissymétrie de l'échauffement qui s'installe entre le haut de l'assemblage du côté de la tôle fine plus froide et le bas avec le point chaud décalé vers l'interface  $T_2/T_3$  et dans la tôle  $T_3$ . L'électrode  $E_2$  en contact thermique avec la tôle  $T_3$



apparaît aussi plus chaude. Ainsi la dissymétrie de l'échauffement au sein de l'assemblage semble s'initier aux interfaces.

### III.1.3 Assemblage très dissymétrique AM-DP-Usibor®

L'assemblage AM-DP-Usibor® étant plus fin que les deux précédents, le fenêtrage a été réduit à 256 pixels. La fréquence est alors de 660 Hz soit une image toutes les 4,55 ms (figure 6.24). Un thermocouple type K dont les fils ont un diamètre de 125  $\mu\text{m}$  (boule d'environ 250  $\mu\text{m}$  de diamètre), visible sur les deux premières images, a été soudé par décharge capacitive sur la surface de la tôle  $T_2$  (figure 6.24). Au début du soudage les interfaces  $T_2/T_3$  et  $T_3/E_2$ , qui comprennent une couche de revêtement Alusi®, réagissent plus rapidement que les interfaces uniquement galvanisées. Ce qui s'explique là aussi, comme nous le verrons dans le chapitre 7, par le fait que les  $R_{CE}$  aux interfaces ( $T_2/T_3$ ) et ( $T_3/E_2$ ) sont bien plus élevées que les  $R_{CE}$  aux interfaces ( $E_1/T_1$ ) et ( $T_1/T_2$ ). Ensuite, nous pouvons constater que le point chaud se localise très nettement dans la tôle  $T_3$  à partir de 31,82 ms, ce qui a pour effet de surchauffer l'électrode  $E_2$ . Les valeurs des résistivités électriques des tôles  $T_2$  et  $T_3$  étant voisines, ce sont bien les échauffements aux interfaces avec la tôle d'Usibor qui en sont responsables. Ceci permet d'expliquer la localisation initiale du noyau qui se forme essentiellement dans l'Usibor® 1500P dès 80 ms, comme nous avons pu le voir sur les points interrompus (figure 6.14).

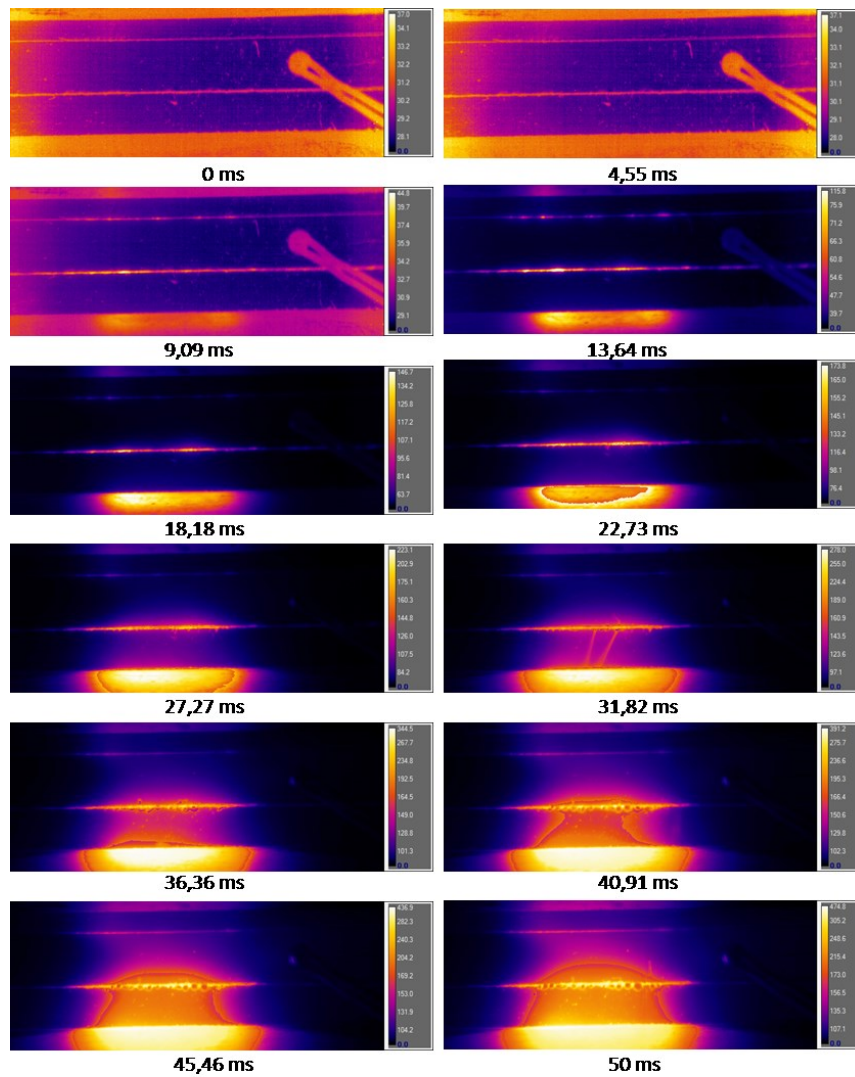


Figure 6.24 – Séquence de thermogrammes lors du soudage d'un demi-point sur l'assemblage dissymétrique AM-DP-Usibor®.

### III.1.4 Effet de la dissymétrie de l'assemblage sur l'échauffement

Plusieurs facteurs (épaisseur, nuance, revêtements) interviennent dans la dissymétrie de l'assemblage. La comparaison des thermogrammes sur les trois assemblages (DP-DP-DP, AM-DP-DP, AM-DP-Usibor®) à un temps équivalent proche de 41 ms montrent que la dissymétrie des conditions interfaciales a beaucoup d'influence sur le décalage du point chaud (figure 6.25).

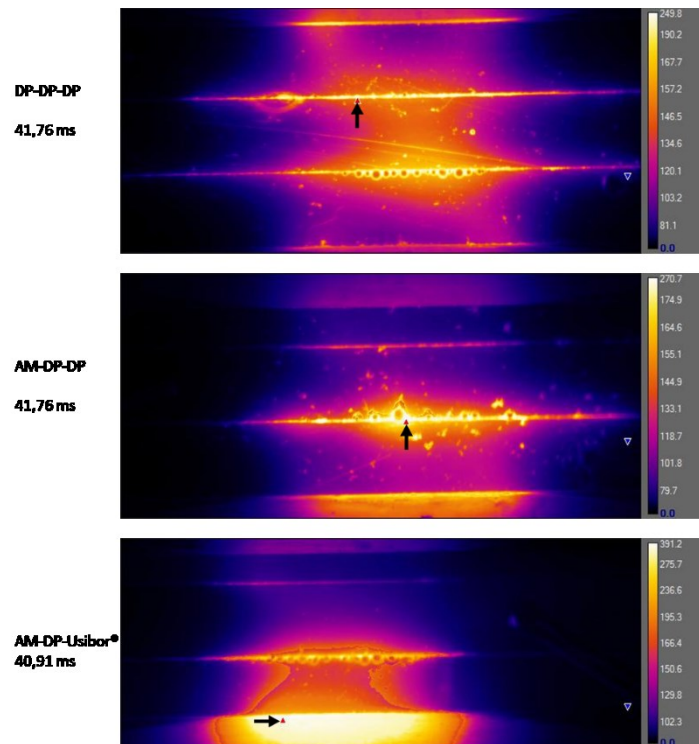


Figure 6.25 – Thermogrammes des trois assemblages à environ 41 ms.

Pour les assemblages DP-DP-DP et AM-DP-DP, le point le plus chaud (flèche noire) reste relativement centré dans l'assemblage. La dissymétrie de nuance et d'épaisseur dans l'assemblage AM-DP-DP n'a donc pas eu d'effet majeur sur la localisation de l'échauffement. En revanche, pour l'assemblage AM-DP-Usibor®, ce sont les revêtements Alusi® de la tôle d'Usibor® qui, comme nous le verrons au chapitre 7, renforcent les résistances de contact et décalent le point chaud très nettement dans la tôle T<sub>3</sub>.

### III.2 Mesures des températures de contact et des vitesses d'échauffement

Il n'existe pas de capteur physique suffisamment petit pour accéder à la mesure directe des températures au sein de l'interface dans laquelle les mécanismes se déroulent à l'échelle microscopique. En outre, dans le cas d'une interface électrothermique, siège d'une forte génération de chaleur par effet Joule, les gradients de température doivent être très importants [56]. La notion de température de contact comme température de référence de la zone interfaciale est, de ce fait, difficile à définir. S'agit-il de la température pic qui peut se produire dans le milieu le plus résistif ou bien de la température au contact des aspérités ? La caméra IR, grâce à sa haute résolution spatiale (15 μm), mesure le flux radiatif émis au niveau des interfaces. Cependant la taille du pixel étant de l'ordre de grandeur de l'épaisseur des revêtements, le flux recueilli correspond à un flux moyen sur une zone relativement grande au regard des dimensions de la zone interfaciale. Consécutivement, les températures de corps noir que l'on peut déduire avec la caméra IR ne peuvent correspondre qu'à des températures moyennes de la zone de contact. Reste aussi bien sûr le problème de l'indétermination de l'émissivité au niveau de ces zones de contact, émissivité probablement fortement variable avec la température et les changements d'états physiques, qui empêche de remonter aux températures vraies. Certains phénomènes peuvent néanmoins servir de repère comme la fusion du revêtement de zinc qui se produit à 420 °C [91].

L'étalonnage du filtre F1 avec l'objectif microscopique n'étant pas disponible, une correction d'étalonnage a été établie à l'aide d'un corps noir pour avoir des valeurs de température plus satisfaisantes. Avec cette méthode, une relation entre la température et les *counts* est définie, mais l'incertitude de mesure demeure et est jugée importante. Deux temps d'intégration sont nécessaires : 278  $\mu$ s et 19  $\mu$ s, appelés respectivement temps long et temps court.

Une zone (« *box* ») est définie au niveau des interfaces 1 à 4 (figure 6.26). C'est la valeur maximale dans chaque zone qui est enregistrée dans laquelle les températures sont calculées (figure 6.28). Deux thermocouples de 50  $\mu$ m (*cursor 1* à gauche sur la figure 6.26) et de 125  $\mu$ m (*cursor 2* à droite sur la figure 6.26) sont soudés sur la tôle de DP600 de part et d'autre de la zone de passage du courant.

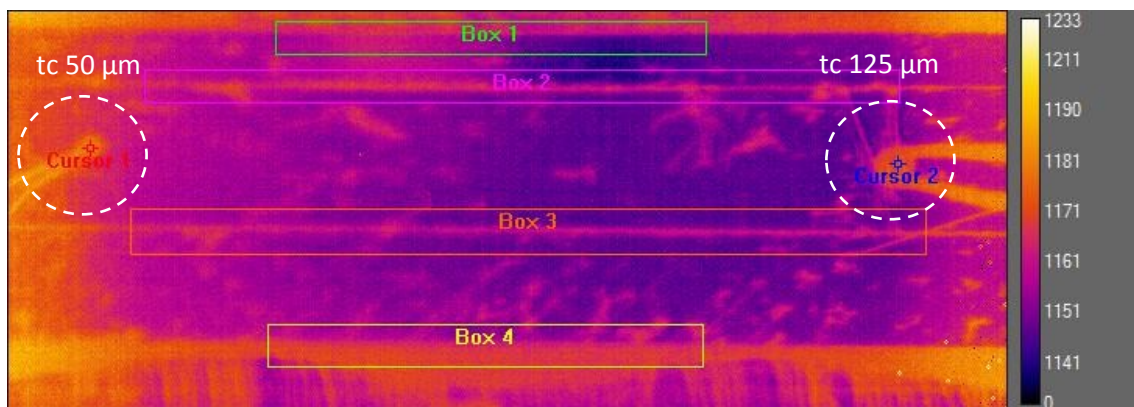


Figure 6.26 – Zones de mesure des températures de contact pour l'assemblage AM-DP-Usibor®.

La figure 6.27 présente l'évolution au cours du temps des différentes températures mesurées par la thermographie IR et par contact. Sur les deux mesures par thermocouple, seule celle avec le plus petit des deux (tc 50  $\mu$ m) est présentée ; l'inertie du thermocouple tc 125  $\mu$ m étant trop importante par rapport aux évolutions de température dans les tôles. La superposition du thermogrammes tc 50  $\mu$ m sur celui obtenu avec le curseur 1 (figure 6.26) a été possible en ajustant l'émissivité à 0,3 pour la mesure IR. Le thermocouple tc 50  $\mu$ m étant assez éloigné du passage du courant, la température enregistrée ne dépasse pas 250 °C, température incluse dans la gamme de mesure de la caméra. Les deux autres thermogrammes représentent la température enregistrée par deux thermocouples au niveau des électrodes à 5 mm de l'interface de contact E/T. Ces dernières étant refroidies, la température ne dépasse pas 350 °C. Enfin, le dernier tracé représente l'évolution de la tension mesurée entre les électrodes : chronologiquement, la fin du chauffage correspond approximativement à la température maximale mesurée sur les tôles.

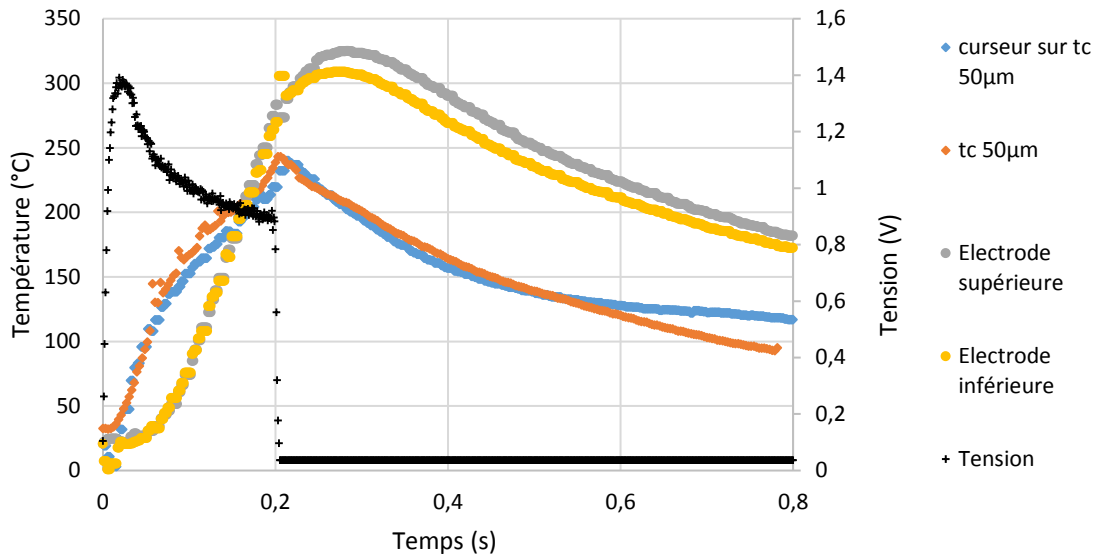


Figure 6.27 – Mesures de température par thermocouples et par caméra IR.

Les évolutions des températures aux quatre interfaces sont très différentes (figure 6.28) avec des cinétiques allant de 1,18 °C/ms pour l'interface  $E_1/T_1$  à plus de 14 °C/ms pour l'interface  $E_2/T_3$  (tableau 6.3). La fréquence d'acquisition de la caméra IR (1 image/4,45 ms) apparaît aussi un peu trop limitée, compte tenu des cinétiques thermiques extrêmes aux interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_3/T_2$ . De plus, les gammes de température sont limitées et la mesure est saturée au-delà de 600 °C (plateau sur la figure 6.28). Les mesures de température montrent aussi que les interfaces 1 et 2 chauffent très peu par rapport aux interfaces 3 et 4.

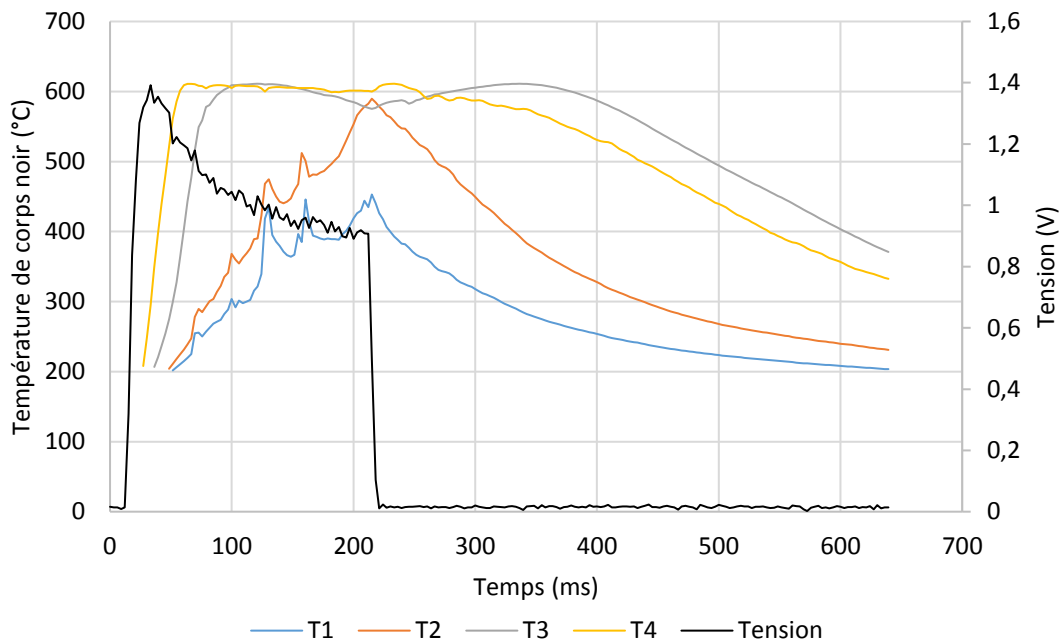


Figure 6.28 – Températures de corps noir équivalentes (temps d'intégration court) et tension en fonction du temps.

Vitesse d'échauffement (°C/ms)	
E1/T1	1,18
T1/T2	1,75
T2/T3	10,57
E2/T3	14,82

Tableau 6.3 – Vitesses d'échauffement aux interfaces.

Enfin, un décalage entre la tension et la détection d'un échauffement est visible dès le début du soudage (figure 6.29) et est estimé à 9,09 ms.

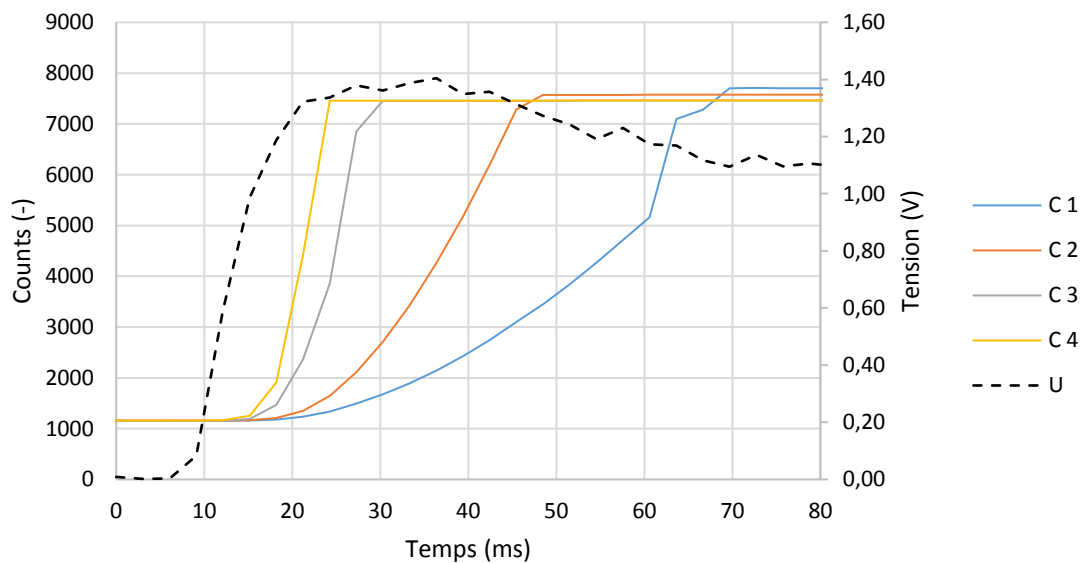


Figure 6.29 – « Counts » (temps d'intégration long) et tension en fonction du temps.

À  $t = 21$  ms, les pics de température sont bien localisés au niveau des deux interfaces avec la tôle  $T_3$  (figure 6.30). L'incertitude représentée est issue de la méthode d'étalonnage. Les échauffements plus importants et plus précoces observés aux interfaces 3 et 4 semblent bien associés aux propriétés du revêtement Alusi® de la tôle d'Usibor®. Les mesures de résistance de contact détaillées au chapitre 7 permettront d'interpréter ces différences d'échauffement observées par caméra IR entre les interfaces zinguées (1 et 2) et aluminisées (3 et 4). Ces phénomènes thermiques aux interfaces 3 et 4 sont précurseurs de l'initiation et de la formation du noyau au sein de la tôle  $T_3$ .

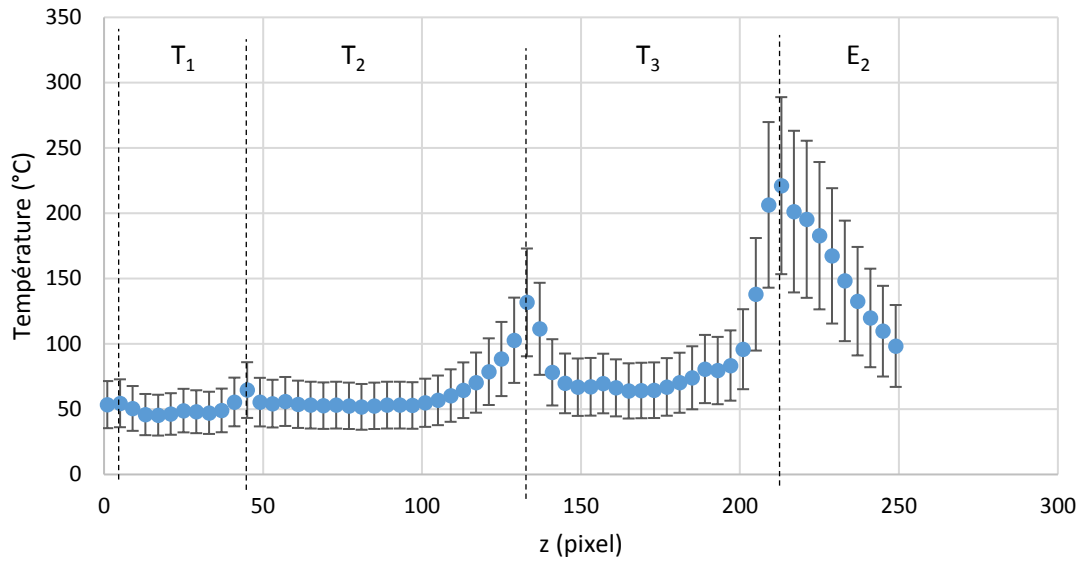


Figure 6.30 – Profil de température de corps noir sur l'axe de symétrie à 21 ms.

## Conclusion

Les essais de soudage pour évaluer la soudabilité opératoire de l'assemblage très dissymétrique choisi comme référence ont révélé les difficultés à assembler la tôle très mince aux deux tôles plus épaisses. La pénétration du noyau dans la tôle mince est faible : de l'ordre de  $(100 \pm 46) \mu\text{m}$  avec un créneau de courant à 9 kA. La pénétration est très sujette à la dispersion causée par la variabilité des conditions de contact. Les points interrompus montrent que le noyau se crée très tôt dans la tôle d'Usibor® 1500P et que son épaisseur croît pendant 200 ms puis se stabilise avec l'indentation des électrodes. Enfin, la thermographie infrarouge a permis de montrer que dans le cas de l'assemblage dissymétrique (AM-DP-Usibor®), les échauffements initiaux se produisent au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor®. Cela provoque une dissymétrie thermique très tôt lors du soudage et qui est maintenue jusqu'à l'apparition du noyau dans la tôle d'Usibor® loin de la tôle mince. Nous allons voir en détail au chapitre 7 que l'intensification des phénomènes thermiques aux interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_2/T_3$  sont imputables aux propriétés du revêtement Alusi®.

# Chapitre 7

## La caractérisation des interfaces

Ce chapitre est consacré à la caractérisation des interfaces qui jouent un rôle majeur sur l'échauffement au sein d'un assemblage soudé par résistance comme nous avons pu l'observer dans le chapitre 6. Dans un premier temps, nous allons mesurer les aires de contact initiales à l'issue de la phase d'accostage. Ces aires de contact apparentes vont conditionner la génération de chaleur par effet Joule et les pertes thermiques par conduction vers les électrodes thermostatées dans les premiers instants du soudage en pilotant la pression de contact et la densité de courant. En cours de soudage, avec l'indentation des électrodes à face active convexe dans les tôles, ces aires de contact augmentent fortement comme le montrent les mesures réalisées. Dans un second temps, les évolutions des résistances de contact électriques ( $R_{CE}$ ) mesurées en fonction de la pression et de la température pour les quatre interfaces sont comparées entre elles. Ensuite, nous analyserons les évolutions des résistances de contact thermique ( $R_{CT}$ ) relatives aux différentes interfaces, qui ont été mesurées en fonction de la pression à basse température. Enfin, avec les valeurs des  $R_{CE}$  et des aires de contact initiales, il est possible d'estimer et de comparer les densités de flux générées au niveau des différentes interfaces dans les premiers instants du soudage.

I.	<a href="#">Les aires de contact apparentes</a> .....	- 125 -
I.1	<a href="#">Définition des aires de contact</a> .....	- 125 -
I.2	<a href="#">Mesures des aires de contact apparentes à l'accostage</a> .....	- 125 -
I.3	<a href="#">Évolution des aires de contact apparentes lors du soudage</a> .....	- 128 -
I.3.1	<a href="#">Mesure des diamètres d'empreintes par analyse d'image</a> .....	- 129 -
I.3.2	<a href="#">Mesure des diamètres d'empreintes par profilométrie optique</a> .....	- 131 -
II.	<a href="#">Les résistances de contact électriques</a> .....	- 134 -
II.1	<a href="#">Mesures de <math>R_{CE}(p_C, T_C)</math> sur le dispositif de mesure <i>ex situ</i></a> .....	- 135 -
II.1.1	<a href="#">Mesures de <math>R_{CE}(p_C)</math></a> .....	- 135 -
II.1.2	<a href="#">Mesures de <math>R_{CE}(T_C)</math></a> .....	- 138 -
II.2	<a href="#">Mesure des résistances de contact électriques <i>in situ</i></a> .....	- 144 -
II.2.1	<a href="#">Mesure des résistances statiques</a> .....	- 144 -
II.2.2	<a href="#">Détermination des résistances de contact <i>in situ</i> à l'issue de l'accostage</a> .....	- 145 -
III.	<a href="#">Les résistances de contact thermiques</a> .....	- 146 -
III.1	<a href="#">Les mesures de <math>R_{CT}(p)</math></a> .....	- 147 -
III.2	<a href="#">Comparaison avec la littérature</a> .....	- 147 -
III.3	<a href="#">Analyse des valeurs de <math>R_{CT}</math></a> .....	- 148 -
IV.	<a href="#">Bilan des densités de puissance aux interfaces</a> .....	- 149 -
	<a href="#">Conclusion</a> .....	- 152 -





## I. Les aires de contact apparentes

### I.1 Définition des aires de contact

Au niveau des interfaces E/T ou T/T, l'aire de contact peut être définie à deux échelles :

À l'échelle macroscopique, il s'agit de l'aire apparente de contact  $A_{CA}$ , qui est souvent associée à l'aire de contact mécanique  $A_{CM}$ . À sa limite, les deux surfaces s'écartent suffisamment pour que l'effort normal de contact entre les deux surfaces s'annule. Les aires de contact apparentes mécanique, électrique et thermique qui transmettent respectivement l'effort, le courant électrique et le flux de chaleur peuvent être supposées identiques. Elles jouent un rôle prépondérant sur les mécanismes d'échauffement au sein de l'assemblage lors du soudage par point [34]. En effet, l'aire apparente de contact conditionne la densité de courant  $J$  et la pression de contact  $p_c$ , lesquelles définissent les densités de puissance générées aux interfaces et au sein des tôles. Comme nous le montrerons dans cette étude et en accord avec la littérature [31], avec les faces actives convexes des électrodes, les aires de contact apparentes sont minimales à l'issue de la phase d'accostage et s'accroissent brutalement avec l'indentation des électrodes dans les tôles. Cette variation des surfaces apparentes de contact permet l'auto-régulation du processus d'échauffement dans l'assemblage de tôle en convergeant vers un équilibre thermique entre les pertes par conduction vers les électrodes thermostatées et les gains par effet Joule au sein des tôles.

À l'échelle microscopique, en raison des imperfections inévitables des surfaces en contact (chapitre 4), l'aire de contact réelle  $A_{CR}$  peut être beaucoup plus faible que l'aire apparente. L'aire réelle dépend du nombre de points de contact entre aspérités et des aires de contact unitaires au niveau des micro-contacts. Entre les zones de contact subsistent des porosités remplies d'air, gaz diélectrique et isolant thermique, qui s'opposent au passage du courant électrique et du flux de chaleur et qui contraignent les lignes de courant et de flux de chaleur à converger vers les zones de contact. C'est le mécanisme de micro-constriction responsable en grande partie de la résistance de contact appréhendée dans différents modèles de résistances de contact électrique ([71], [94]) et thermique [60]. Sous l'effet de la charge et de la température, les aspérités sont amenées à se déformer, provoquant l'accroissement du nombre de points de contact et des aires de contact, facteurs agissant dans le sens de l'augmentation du taux de contact  $\sigma_c$  (équation 7.1).

$$\sigma_c = \frac{A_{CR}}{A_{CA}} \quad (7.1)$$

Les résistances de contact électrique ( $R_{CE}$ ) et thermique ( $R_{CT}$ ) au niveau d'une interface, siège d'une génération de chaleur par effet Joule, agissent en synergie sur la température locale ([55], [56]). Comme nous le verrons dans cette étude, les pics d'échauffement observés par caméra IR (Chapitre 6) peuvent être mis en regard des valeurs élevées de  $R_{CE}$  mesurées au niveau de certaines interfaces qui peuvent produire dans les premiers instants du soudage de très fortes densités de puissance. Des travaux plus complets ont été réalisés sur le contact rugueux ([60], [95], [96]) et sur la modélisation du contact électro-thermo-mécanique ([97], [98]).

### I.2 Mesures des aires de contact apparentes à l'accostage

Dans un assemblage de trois tôles, il y a quatre interfaces : deux interfaces électrode/tôle (E/T) et deux interfaces tôle/tôle (T/T). Nous les noterons dans l'ordre de notre assemblage suivant la figure 7.1.

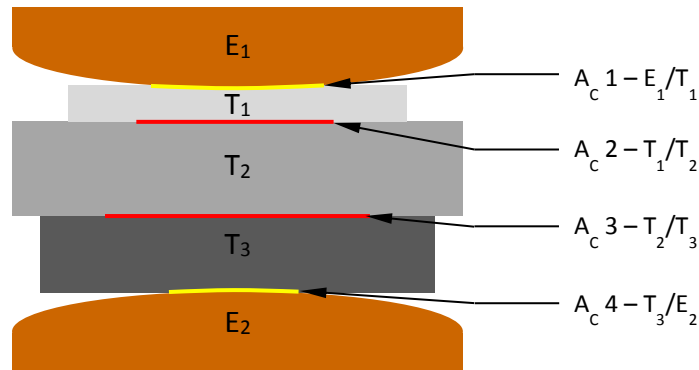


Figure 7.1 – Schéma de l'assemblage dissymétrique et des aires de contact.

Les aires de contact apparent initiales  $A_{Ci}$  sont mesurées sur le dispositif instrumenté lors de l'accostage avec du papier presso-sensible Prescale®. Ce dernier comporte une pellicule de microbilles de couleur qui se brisent sous l'effet de la pression et colorent le papier. Plusieurs gammes de papier sont disponibles en fonction de la pression. Notre objectif étant de mesurer la surface de contact apparente, nous avons choisi des gammes sous-dimensionnées pour augmenter la sensibilité et avoir plus de précision. Nous avons utilisé la gamme MS pour les contacts T/T et la gamme HS pour les contacts E/T.

Les mesures ont été réalisées pour plusieurs efforts dans la gamme 1 500 N – 4 500 N avec des électrodes neuves. Pour tenir compte de l'incertitude liée à la dispersion, chaque mesure est répétée cinq fois. La figure 7.2 présente les coupons de papier utilisés.

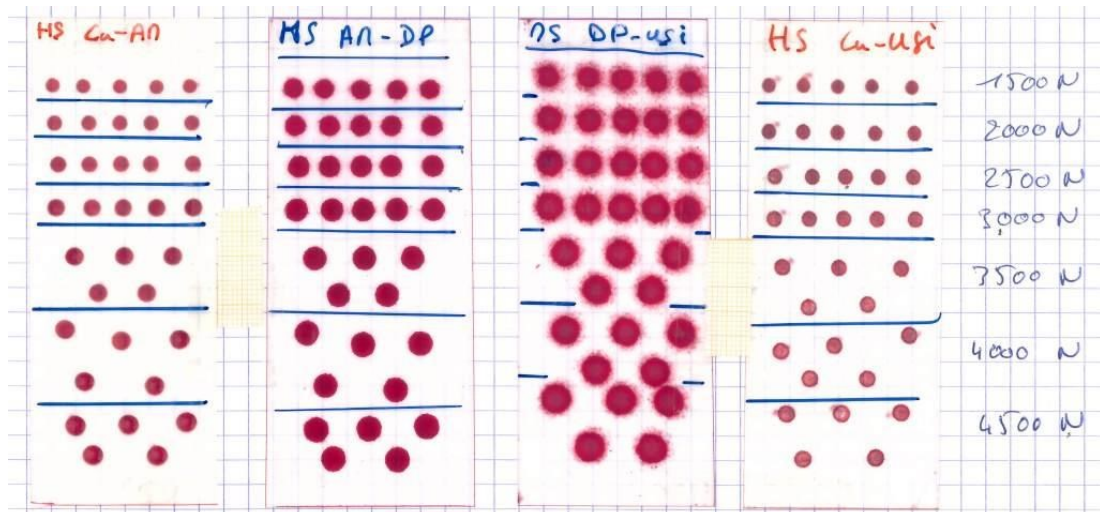


Figure 7.2 – Numérisation des coupons de papier Prescale® utilisés.

Les aires sont mesurées à l'aide du logiciel de traitement d'image *ImageJ*. Les coupons sont numérisés avec du papier millimétré qui sert d'échelle. Le logiciel définit une correspondance pixel/millimètre à partir d'une échelle et mesure des longueurs ou des surfaces.

Au niveau des interfaces E/T, le type de contact sphère-plan garantit une limite nette entre la zone de contact mécanique, où l'effort normal entre les deux surfaces est non nul, et la zone de

séparation des deux surfaces. En revanche, au niveau des interfaces T/T, le type de contact plan-plan ne favorise pas une discontinuité franche entre les zones de contact et de séparation. Le papier Prescale® ayant une épaisseur de 100 µm du fait des rugosités des surfaces en vis-à-vis, tant que l'écartement entre les surfaces n'excède pas 100 µm les aspérités des surfaces peuvent comprimer et faire éclater des microbilles de couleur. Dans ce cas, la mesure est prise autour de la zone densément colorée (figure 7.3). L'aire mesurée avec ce papier est donc surestimée au niveau des interfaces T/T. Pour ce qui est de la mesure sur *ImageJ*, l'incertitude due au positionnement de l'échelle et du cercle de mesure est inférieure à 0,2 mm<sup>2</sup>.

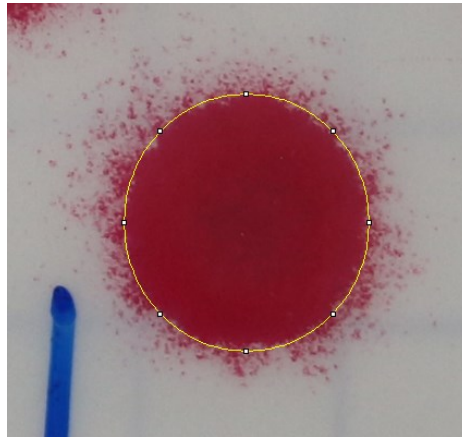


Figure 7.3 – Empreinte sur le papier Prescale® de l'aire de contact DP600-Usibor®.

Nous constatons que les aires de contact apparentes aux interfaces T/T sont nettement supérieures à celles aux interfaces E/T (figure 7.4). Ceci est lié à la géométrie des surfaces en contact. Le passage d'un contact type sphère/plan à un contact type plan/plan se traduit par un élargissement de la zone de transmission de l'effort de compression. Les valeurs  $A_{Ci3}$  sont plus élevées à l'interface  $T_2/T_3$  entre les deux tôles de plus haute résistance mécanique. Les aires de contact semblent évoluer linéairement avec l'effort. Il est intéressant de voir qu'à faible effort (1 500 N), les valeurs de  $A_{Ci1}$  et  $A_{Ci4}$  sont proches, et qu'avec l'augmentation de l'effort,  $A_{Ci1}$  augmente plus rapidement. Cela peut s'expliquer par la différence entre les limites d'élasticité à température ambiante entre l'AM54 (180 MPa) et l'Usibor® 1500 (1 100 MPa) comparativement aux pressions de contact exercées qui varient entre 216 MPa et 314 MPa au niveau de l'interface  $E_1/T_1$ .

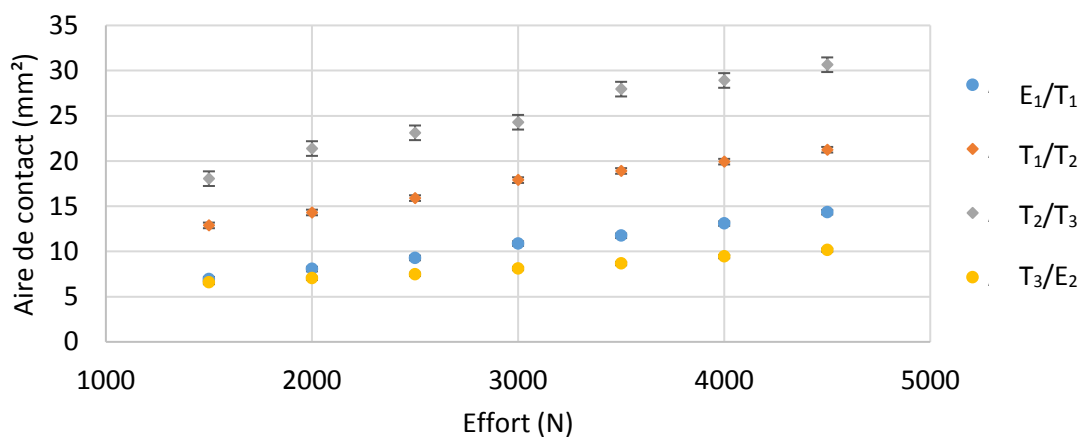


Figure 7.4 – Évolution des aires apparentes de contact  $A_{Ci}$  en fonction de l'effort.

En supposant que les aires apparentes de contact sont des disques, il est possible de calculer les rayons de contact à l'accostage  $r_{Ci}$  (tableau 7.1) à partir des valeurs expérimentales des aires de contact  $A_{Ci}$ . On constate que les valeurs initiales des rayons de contact sont relativement faibles comparativement au rayon de la face active des électrodes (6,5 mm). On constate une différence marquée des rayons de contact au niveau des deux interfaces E/T (figure 7.5). Le rayon  $r_{Ci4}$  à l'interface  $E_2/T_3$  est sensiblement plus petit (environ 15 %) que celui à  $r_{Ci1}$  au niveau de l'interface  $E_1/T_1$ . Ce même constat peut être effectué au niveau des deux interfaces T/T avec un rayon de contact inférieur pour le contact  $T_1/T_2$ . À ce stade, on peut d'ores et déjà supposer que ces différences marquées de rayon de contact dans la phase d'accostage vont provoquer des différences importantes de densité de courant au passage des différentes interfaces.

F (N)	$r_{Ci1}$ (mm) E <sub>1</sub> /T <sub>1</sub>	$r_{Ci2}$ (mm) T <sub>1</sub> /T <sub>2</sub>	$r_{Ci3}$ (mm) T <sub>2</sub> /T <sub>3</sub>	$r_{Ci4}$ (mm) T <sub>3</sub> /E <sub>2</sub>
1 500	1,49	2,03	2,40	1,45
2 000	1,60	2,13	2,61	1,50
2 500	1,72	2,25	2,71	1,54
3 000	1,86	2,39	2,78	1,61
3 500	1,93	2,45	2,98	1,66
4 000	2,04	2,52	3,03	1,73
4 500	2,14	2,60	3,12	1,80

Tableau 7.1 – Valeurs expérimentales des rayons de contact à l'accostage.

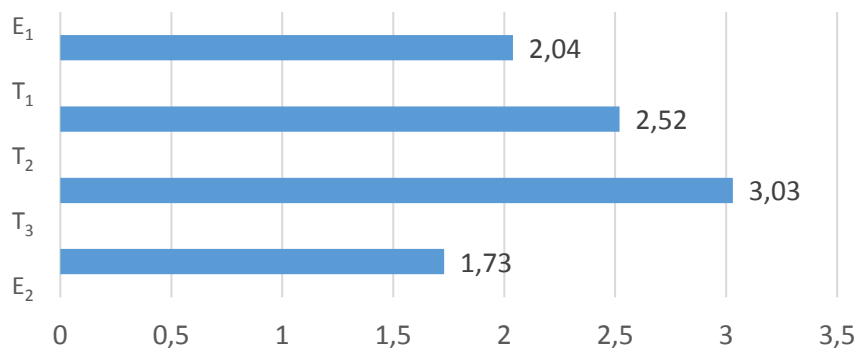


Figure 7.5 – Comparaison des rayons de contact initiaux pour 4 kN.

### 1.3 Évolution des aires de contact apparentes lors du soudage

Avec l'augmentation de la température au sein des tôles et à l'extrémité des électrodes, la résistance mécanique des matériaux (alliage de cuivre, revêtements, aciers) diminue. L'effort appliqué sur les électrodes étant maintenu, celles-ci s'indentent dans les tôles et leur face active se déforme plastiquement [8], provoquant l'évolution des aires de contact apparentes au cours du soudage. Cette évolution entraîne une modification importante des flux thermiques et donc de la formation du noyau dans l'assemblage au cours du temps. Le suivi de l'évolution des aires de contact au cours du soudage sert notamment de donnée d'entrée dans le modèle ET à rayon variable (chapitre 4).

Le confinement rend très difficile la mesure directe des évolutions des  $A_{CM}$  au cours du soudage. C'est pourquoi, à l'instar de Raoulson [5], nous utilisons la technique des points interrompus pour déterminer les valeurs des  $A_{CM}$  à différents instants à partir des mesures d'empreintes des électrodes dans les tôles. Cette approche basée sur un état de déformation résiduelle (post-soudage) ne permet pas de prendre en considération la contribution des déformations élastiques.

Pour les contacts E/T, l'augmentation des aires de contact électrique et thermique est due principalement à l'indentation des électrodes dans les tôles. Comme l'a signalé Raoulson dans le cas de tôles galvanisées, le revêtement fondu éjecté en périphérie de la zone de contact mécanique peut potentiellement augmenter l'aire de passage du courant et de transfert thermique avec l'électrode, bien qu'il soit difficile de l'attester [5]. Pour les contacts T/T, l'analyse est similaire : le revêtement fondu est chassé dans le fond d'entaille, zone de séparation entre les tôles au-delà de l'aire apparente de contact mécanique  $A_{CM}$ . Ceci pourrait permettre le passage du flux de chaleur et du courant électrique au-delà de  $A_{CM}$ , et donc rendre les aires apparentes de contact électrique  $A_{CE}$  et thermique  $A_{CT}$  plus importantes qu' $A_{CM}$ . Le déplacement du revêtement à la périphérie d' $A_{CM}$  étant difficilement modélisable, les modèles numériques qui déterminent l'évolution des aires apparentes de contact assimilent celles d' $A_{CE}$  et d' $A_{CT}$  à celle de  $A_{CM}$ .

Les mesures d'aires de contact apparentes au niveau des interfaces E/T ont été réalisées sur les points interrompus présentés au chapitre 6. Elles sont issues des empreintes laissées par les électrodes sur les tôles. Deux mesures ont été effectuées : une mesure par analyse d'image et une mesure de profil effectuées avec un profilomètre optique. Ces dernières permettent d'évaluer la profondeur de l'indentation.

### 1.3.1 Mesure des diamètres d'empreintes par analyse d'image

Les rayons des aires de contact E/T sont d'abord mesurés avec le logiciel *ImageJ* à partir de photographies des empreintes de points soudés (figure 7.6). On admet que la géométrie de l'empreinte est de révolution. On distingue sur les photographies deux zones : une zone centrale et une couronne périphérique que l'on délimite avec un cercle intérieur (jaune) et un cercle extérieur (rouge).

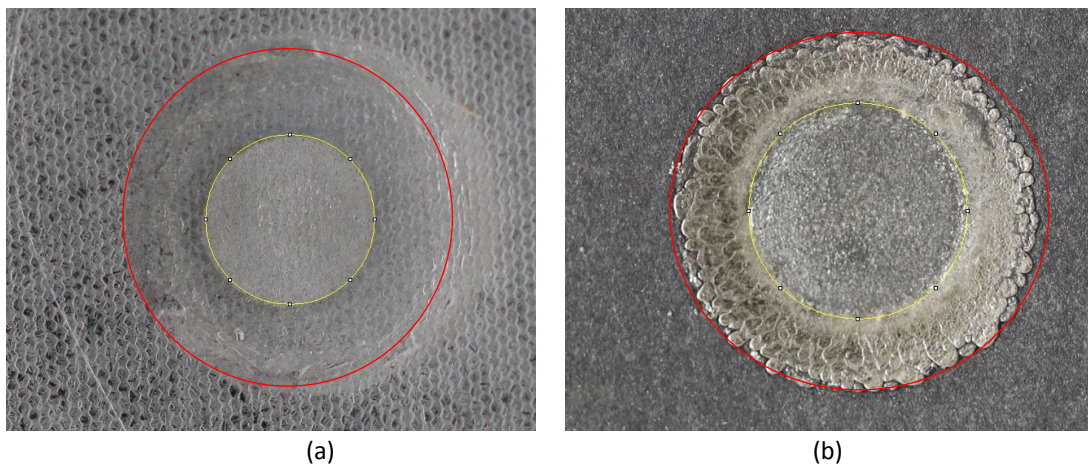


Figure 7.6 – Limites des empreintes laissées par les électrodes dans les tôles : (a) tôle AM54 avec le revêtement de zinc et (b) tôle Usibor® avec le revêtement Alusi® (8,5 kA, 300 ms, 4 kN).

Dans le cas des empreintes au niveau de la tôle d'Usibor®, la couronne périphérique correspond à du revêtement d'Alusi® fondu (Figure 7.6 b). En revanche, le revêtement Alusi® n'est pas fondu au niveau de la zone centrale. Ceci est très probablement imputable à la densité de courant plus élevée en périphérie de la zone de contact en géométrie cylindrique. D'après le modèle ellipsoïdal de Holm [70], la distribution de la densité de courant  $J(r)$  sur l'aire de contact circulaire de rayon  $a$  est décrite par la relation (7.2) [61].

$$J(r) = \frac{I}{2\pi a} \frac{1}{\sqrt{a^2 - r^2}} \quad (7.2)$$

Pour le contact  $E_2/T_3$ , on suppose que le bord extérieur de la couronne d'Alusi® fondu (cercle rouge) correspond au bord extérieur de la zone de contact apparent.

Dans le cas du contact  $E_1/T_1$ , l'aspect est similaire avec une zone centrale et une couronne périphérique avec du revêtement zingué fondu. Ces observations sont en adéquation avec celles effectuées par Raoelison sur des empreintes dans des tôles galvanisées avec une couronne de zinc nettement visible sur les empreintes correspondant aux points interrompus aux temps courts. Aux temps plus long, la température de fusion du zinc est atteinte sur l'intégralité de la zone de contact [5]. Pour le contact  $E_1/T_1$ , on suppose aussi que le bord extérieur de la couronne de zinc fondu (cercle rouge) correspond au bord extérieur de la zone de contact apparent.

On se sert des rayons des cercles pour suivre l'évolution des aires apparentes de contact E/T. Les évolutions des rayons sont très différentes suivant que l'on considère le cercle intérieur ou le cercle extérieur (figure 7.7).

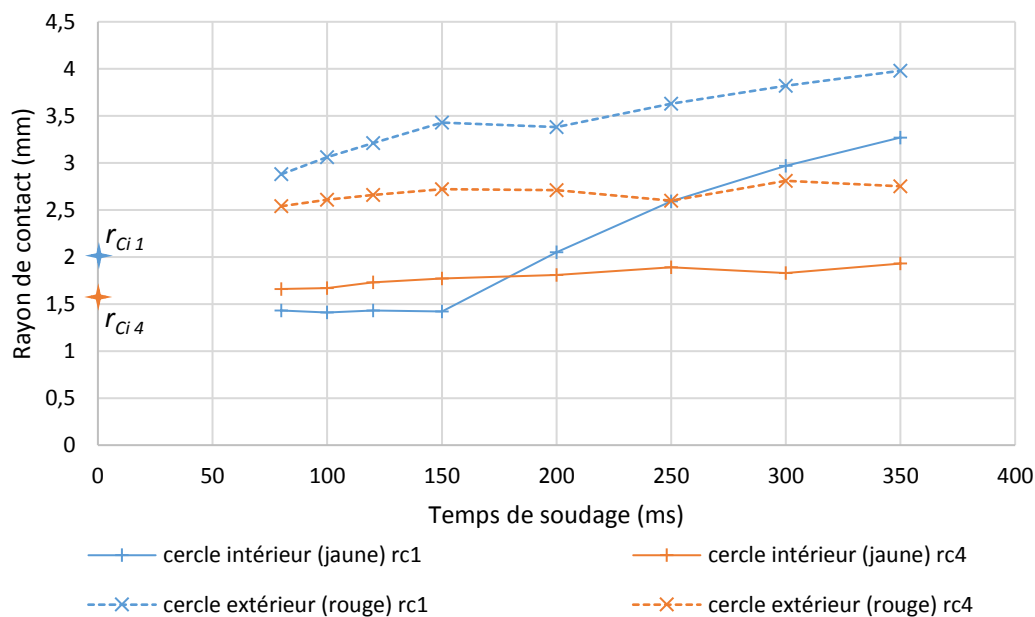


Figure 7.7 – Rayons de contact E/T initiaux et leur évolution en fonction du temps de soudage.

Pour l'interface  $E_1/T_1$ , le rayon du cercle intérieur reste stable jusqu'à 150 ms puis augmente rapidement alors que le rayon du cercle extérieur augmente lui quasi continuellement. Ces évolutions concordent avec les observations du chapitre 6. C'est lorsque la ZF atteint la tôle fine, vers 200 ms, que celle-ci se déforme sous l'effet de la pression.

Pour l'interface  $T_3/E_2$ , les rayons des cercles intérieur et extérieur n'évoluent presque pas entre 80 ms et 350 ms. Par rapport au rayon de contact initial, on remarque aussi que le rayon du cercle intérieur n'évolue pas entre 0 et 80 ms alors que le rayon du cercle extérieur est multiplié par 1,25. Cette augmentation rapide avant 80 ms suivie d'une stabilité n'était pas attendue. Pour confirmer et élucider ces premiers résultats, les rayons des aires de contact apparentes sont mesurés par profilométrie optique.

### 1.3.2 Mesure des diamètres d'empreintes par profilométrie optique

Les mesures des profils des empreintes laissées par les électrodes dans les tôles ont été réalisées avec un profilomètre optique Altisurf 500 et une sonde CM300. On constate que les empreintes ont une forme spécifique de cuvette à fond relativement plat, bien visible sur les profils (figure 7.8). Compte tenu de la faible profondeur des empreintes, on assimile sa surface à un disque équivalent dont le périmètre coïncide avec le bord de l'empreinte. La mesure du diamètre du disque équivalent s'effectue à partir du point de décollement entre les tangentes au bord de la zone de contact et le profil de l'empreinte.

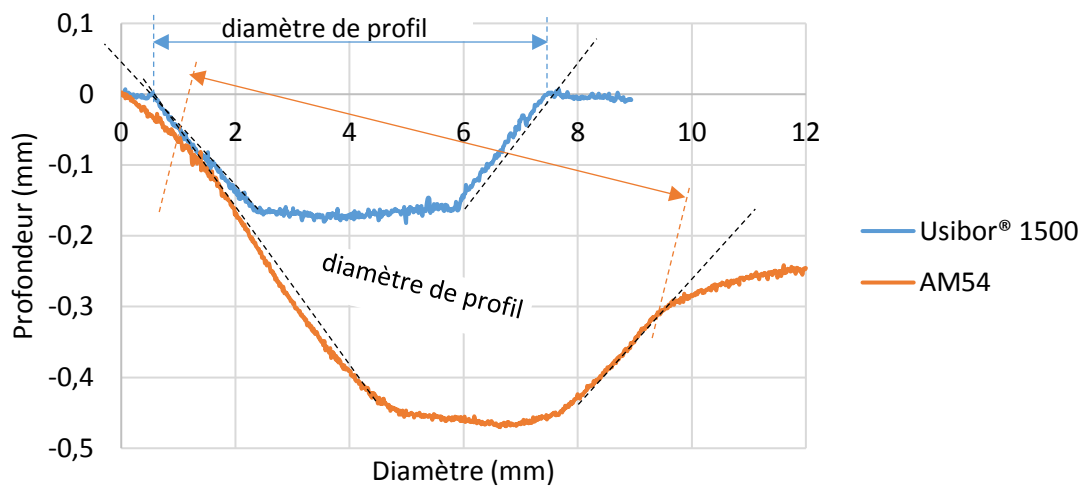


Figure 7.8 – Profils d'empreintes dans les tôles d'AM54 et d'Usibor® 1500 à 200 ms de soudage.

En suivant cette méthode, on s'aperçoit que les empreintes dans l'AM54 présentent à la périphérie de la zone de contact une discontinuité du profil moins nette que dans l'Usibor® (figure 7.9). De plus, on observe clairement une inclinaison des profils due à la non-planéité des tôles soudées. En effet, le dispositif de bridage de l'assemblage lors du soudage étant limité à un côté, la tôle mince se décolle du côté opposé. Ces deux phénomènes contribuent aux incertitudes sur la mesure du diamètre de contact et expliquent que l'erreur de mesure sur les profils des empreintes côté AM54 soit plus importante que du côté des empreintes côté Usibor® (respectivement 0,5 mm et 0,1 mm).



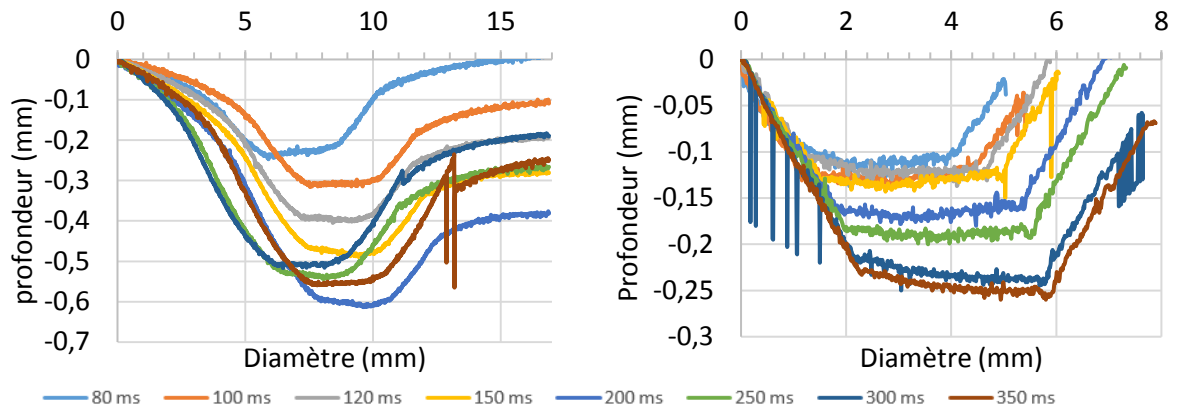


Figure 7.9 – Profils des empreintes sur les contacts  $E_1/T_1$  (gauche) et  $T_3/E_2$  (droite).

Les profondeurs des empreintes dans la tôle d'AM54 et dans l'Usibor<sup>®</sup> mesurées à partir des profils (figure 7.9) sont très proches (figure 7.10). Les limites d'élasticité des tôles d'Usibor<sup>®</sup> et d'AM54 sont très différentes à température ambiante. En revanche, la surchauffe de la tôle d'Usibor<sup>®</sup> dès le début du soudage entraîne son austénitisation rapide, qui se traduit par une baisse abrupte de la limite d'élasticité, dont la valeur rejoint le niveau de celle de la tôle d'AM54 plus froide. Ainsi, l'indentation est semblable des deux côtés de l'assemblage. Notons tout de même que l'indentation dans la tôle mince est principalement due à un enfoncement dans le DP600 avec la présence du noyau, l'épaisseur de la tôle mince ne diminuant que de 40  $\mu\text{m}$  (chapitre 6).

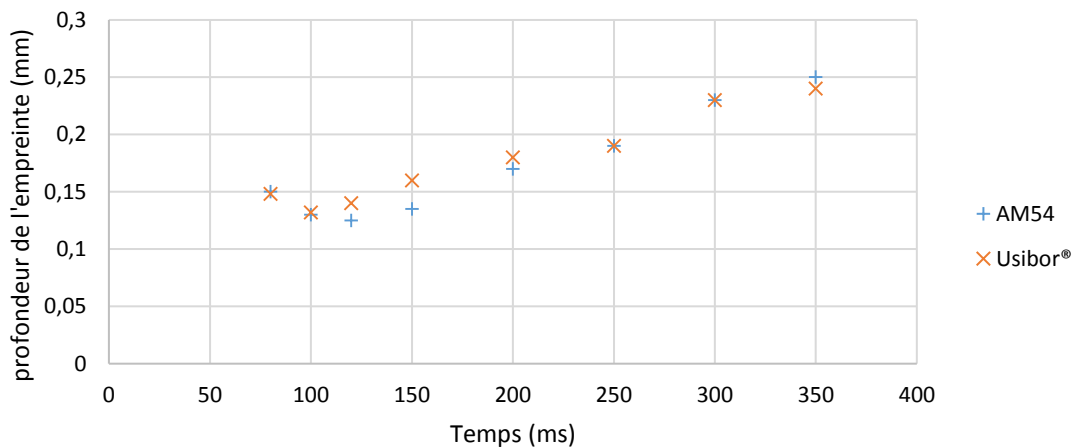


Figure 7.10 – Évolution de la profondeur des empreintes.

Sur le contact  $E_1/T_1$ , les valeurs du diamètre de contact obtenues à partir des profils sont très proches de celles déduites par analyse d'image sur le cercle extérieur jusqu'à 250 ms (figure 7.11). Cela concorde avec les observations de Raelison sur le déplacement du zinc fondu à la périphérie du contact. Au-delà de 250 ms, les diamètres intérieur et extérieur de l'anneau de zinc fondu continuent de croître alors que le diamètre des profils reste stable. Après 300 ms, le diamètre extérieur de l'anneau de zinc fondu est significativement plus élevé que le diamètre issu du profil, lequel coïncide avec le diamètre intérieur. En fait, à partir de 200 ms le diamètre de la zone de contact apparent, indiqué par la mesure au profilomètre, est stabilisé et le zinc en fusion est progressivement chassé de la zone de contact.

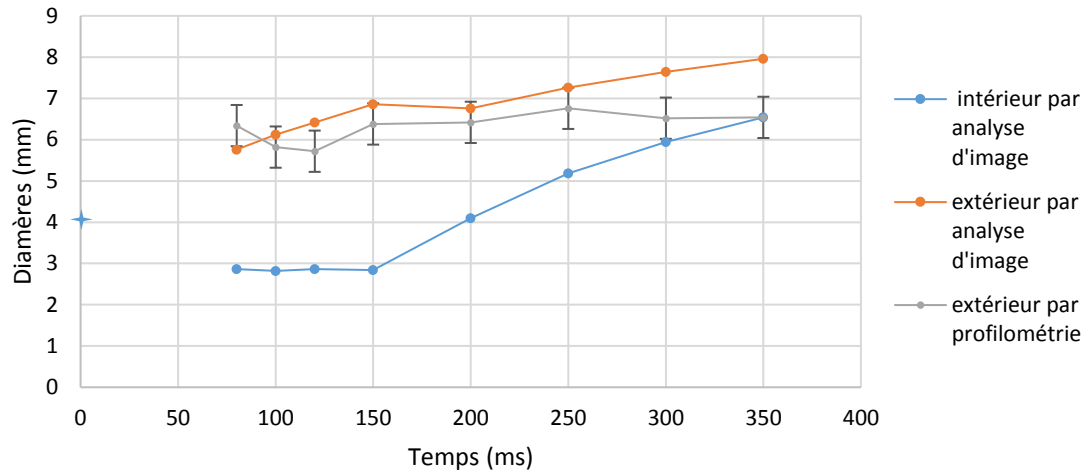


Figure 7.11 – Évolution des diamètres de contact entre l'électrode et l'AM54 mesurés analyse d'image et profilométrie à partir de 80 ms et valeur initiale mesurée avec le papier Prescale®.

À l'interface  $T_3/E_2$ , le diamètre mesuré à partir des profils croît nettement plus que les diamètres mesurés par analyse d'image. Rappelons qu'avec la technique par analyse d'image, le périmètre de la zone de contact apparent est assimilé au périmètre extérieur de la couronne d'Alusi® fondu. Jusqu'à 100 ms, les valeurs du diamètre du cercle extérieur par analyse d'image et du diamètre issus des profils sont confondues : le périmètre extérieur de la couronne d'Alusi® fondu coïncide avec le bord de la zone de contact. Ce n'est plus le cas ensuite : après 150 ms, lorsque le diamètre de contact mesuré à partir des profils augmente, la densité de courant chute et devient probablement insuffisante pour fondre le revêtement Alusi® ; si bien que l'anneau d'Alusi® qui se forme dans les premiers instants du soudage conserve sa position initiale. Enfin, le diamètre de la partie plate des profils au fond de l'empreinte n'évolue pas (figure 7.9) et correspond parfaitement avec le diamètre intérieur de l'anneau d'Alusi® fondu (figure 7.13).

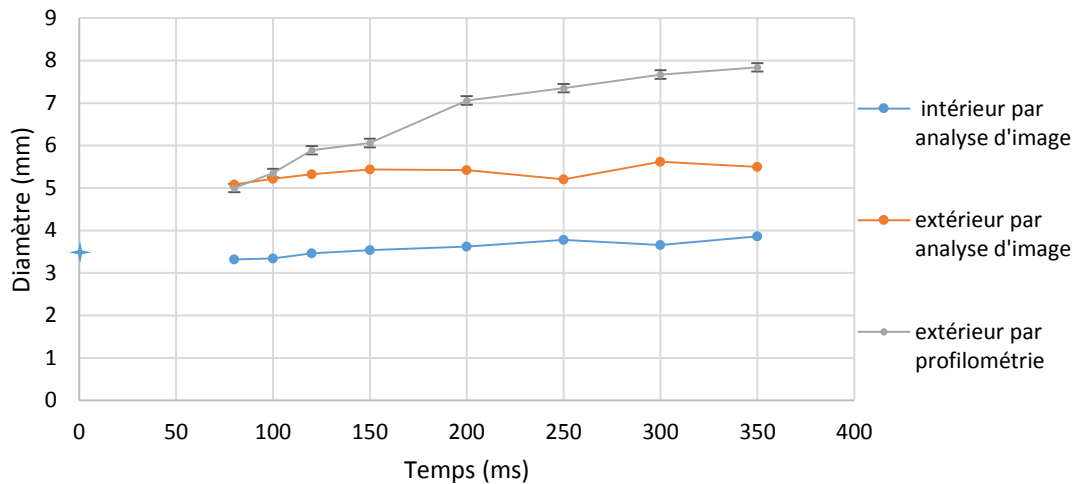


Figure 7.12 – Évolution des diamètres de contact entre l'électrode et l'Usibor® mesurés analyse d'image et profilométrie à partir de 80 ms et valeur initiale mesurée avec le papier Prescale®.

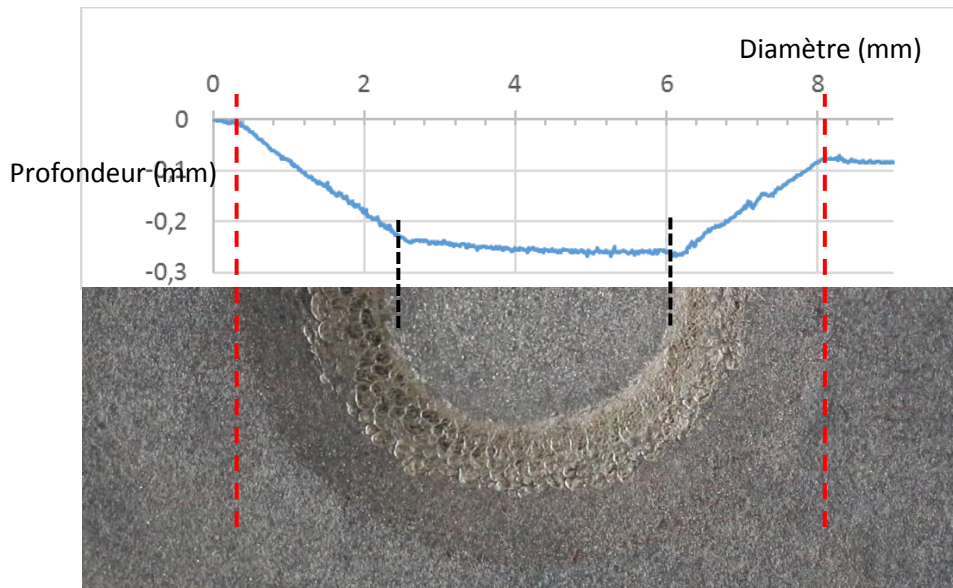


Figure 7.13 – Confrontation entre le profil et l'image d'une empreinte à 350 ms.

Il ressort de ces résultats que c'est la profilométrie qui est la technique de mesure la plus précise pour évaluer l'évolution des diamètres des aires de contact apparent aux interfaces E/T à partir des empreintes sur les points interrompus.

L'aire de contact à l'interface  $E_2/T_3$  plus faible au départ rattrape les valeurs de l'aire de contact  $E_1/T_1$  à partir de 200 ms (7 mm de diamètre) (figures 7.11 et 7.12). Le point chaud, principalement localisé du côté de la tôle d'Usibor®, abaisse suffisamment la résistance mécanique de cette dernière pour permettre une plus forte indentation après 200 ms. Ainsi, après 250 ms de soudage, les aires de contact E/T deviennent proches.

Ce sont les mesures des diamètres de contact issues des profils, en plus des valeurs initiales obtenues avec le papier Prescale®, qui sont utilisées comme données dans les modèles présentés au chapitre 4 pour les simulations numériques (chapitre 8).

## II. Les résistances de contact électriques

Les mesures des résistances de contact électriques au cours du soudage sont complexes à cause :

- du confinement et de la dimension microscopique des zones interfaciales ;
- des dynamiques thermiques rapides associées aux densités de puissance très fortes générées au sein de l'interface ;
- des gradients de température importants ;
- et de la non-uniformité de la pression de contacts.

Dans cette partie, nous présentons les mesures de résistances de contact électriques  $R_{CE}$  réalisées sur le dispositif présenté dans le chapitre 5. La résistance de contact électrique caractérise globalement l'accroissement de résistance au niveau de la zone interfaciale imputable, d'une part aux résistances électriques des revêtements, et d'autre part à la résistance de contact entre les

revêtements (contact T/T) ou entre le revêtement et la face active de l'électrode (contact E/T). La  $R_{CE}$  pilote la densité de puissance dégagée par effet Joule aux interfaces.

## II.1 Mesures de $R_{CE}(p_c, T_c)$ sur le dispositif de mesure *ex situ*

### II.1.1 Mesures de $R_{CE}(p_c)$

Dans notre assemblage très dissymétrique, nous pouvons distinguer deux groupes de contact : les contacts zingués ne comprenant que des revêtements à base de zinc (contacts 1 et 2) ; les contacts aluminisés de part et d'autre de la tôle d'Usibor® 1500 (contacts 3 et 4) (figure 7.14).

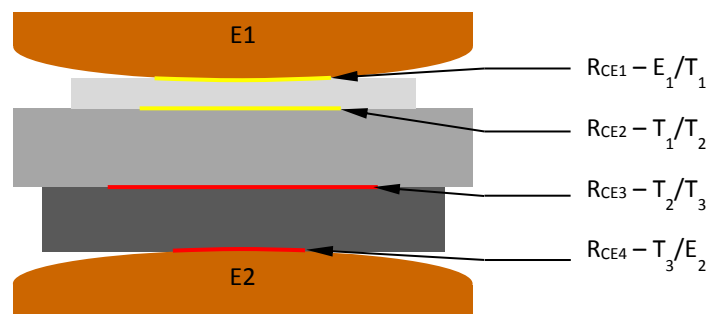


Figure 7.14 – schéma de l'assemblage dissymétrique et des types de contact.

Pour chaque contact, au moins trois mesures ont été réalisées à 100 et 200 MPa.

#### II.1.1.1 Contacts zingués

La figure 7.15 présente les mesures de  $R_{CE1}$  et  $R_{CE2}$  en fonction de la pression. Nous pouvons observer une dispersion dans les mesures que nous pouvons expliquer par les deux points suivants :

- La présence d'oxyde de zinc en surface du revêtement suivant les échantillons : ces oxydes augmentent significativement la  $R_{CE}$  en réduisant les aires de passage du courant électrique au niveau des contacts entre aspérités ou en constituant une couche résistive ;
- L'erreur sur l'aire de contact apparente due à la difficulté de positionnement des empilements.

Les évolutions présentées restent néanmoins cohérentes avec les mesures de Babu et al. [94] qui ont aussi mesuré une décroissance plus rapide à faible pression puis plus lente après 20 MPa.

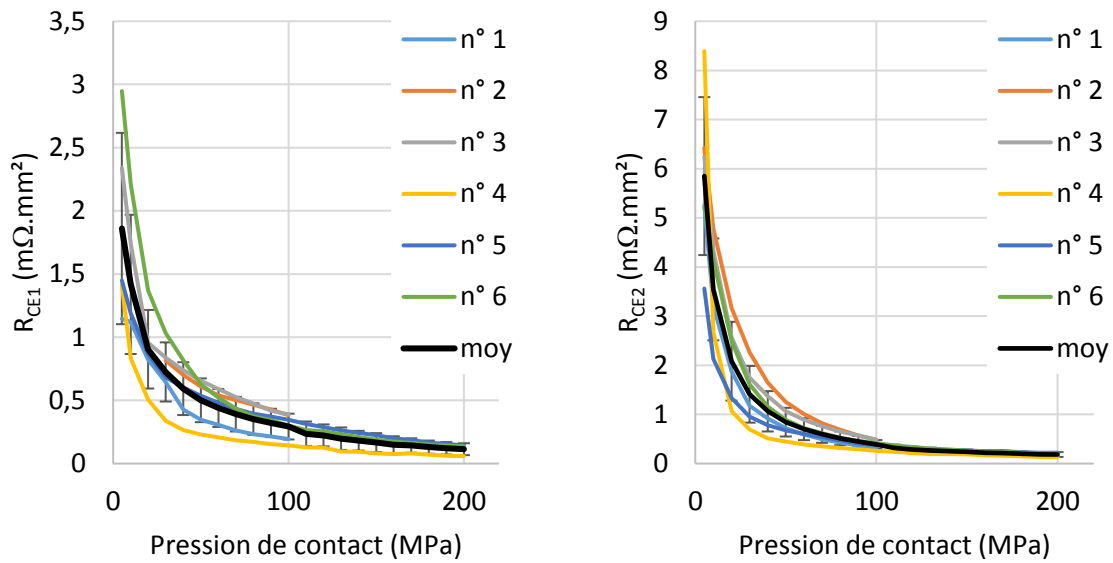


Figure 7.15 – Mesures de  $R_{CE}$  en fonction de la pression à température ambiante pour les interfaces 1 (gauche) et 2 (droite).

#### II.1.1.2 Contacts aluminisés

La figure 7.16 présente les mesures de  $R_{CE}$  en fonction de la pression pour les contacts aluminisés (3 et 4). Nous pouvons directement remarquer la différence d'échelle avec une décade d'écart entre les contacts zingués et les contacts aluminisés. La mesure de  $R_{CE3}$  implique une tôle de DP revêtue de zinc potentiellement oxydée, ce qui peut expliquer une dispersion légèrement plus importante par rapport à la  $R_{CE4}$ .

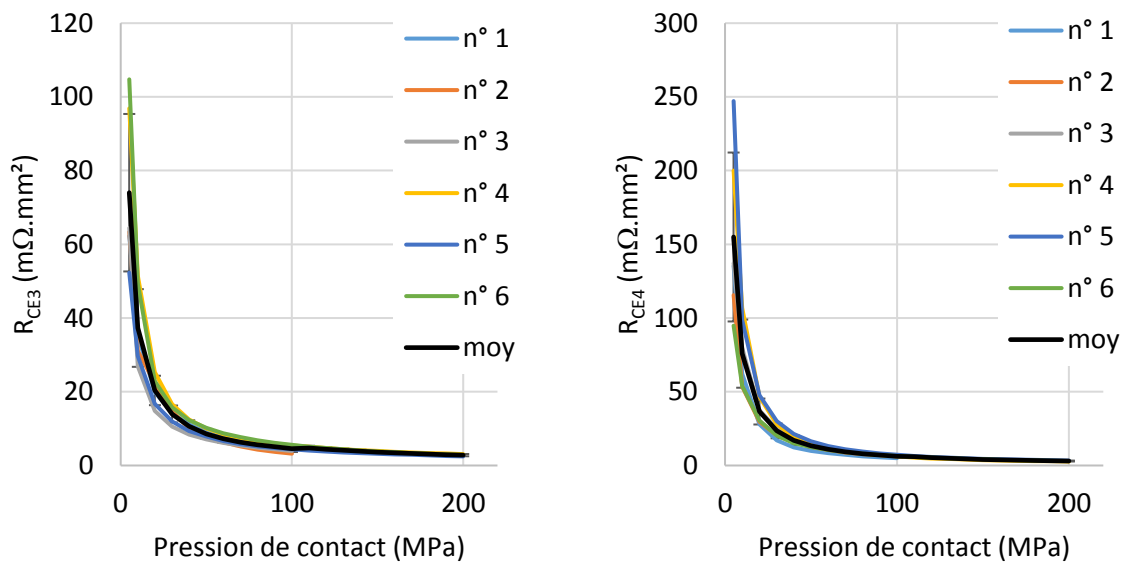


Figure 7.16 – Mesures de  $R_{CE}$  en fonction de la pression à température ambiante pour les interfaces 3 (gauche) et 4 (droite).

### II.1.1.3 Analyse

Pour chaque interface, l'évolution des valeurs moyennes des  $R_{CE}$  en fonction de la pression est tracée (figure 7.17). L'allure des courbes est semblable et, à température ambiante, c'est l'augmentation du taux de contact avec la pression qui explique l'évolution décroissante de la  $R_{CE}$ . L'augmentation de la densité de points de contact et l'accroissement des aires des micro-contacts par déformation élasto-plastique des aspérités sont les deux mécanismes qui contribuent à l'augmentation du taux de contact. Nous observons :

- une forte décroissance avec la pression jusqu'à 50 MPa qui pourrait être due majoritairement à l'augmentation du nombre de points de contact ;
- une décroissance plus faible au-delà de 50 MPa due à l'augmentation des aires de contact ponctuelles par déformation plastique des aspérités fortement écrouies.

Les incertitudes sur les mesures découlent majoritairement de la dispersion associée au caractère aléatoire des profils rugueux des surfaces qui décroît avec la pression. La valeur de l'incertitude de mesure est beaucoup plus faible : de l'ordre de  $10^{-2} \text{ m}\Omega.\text{mm}^2$ .

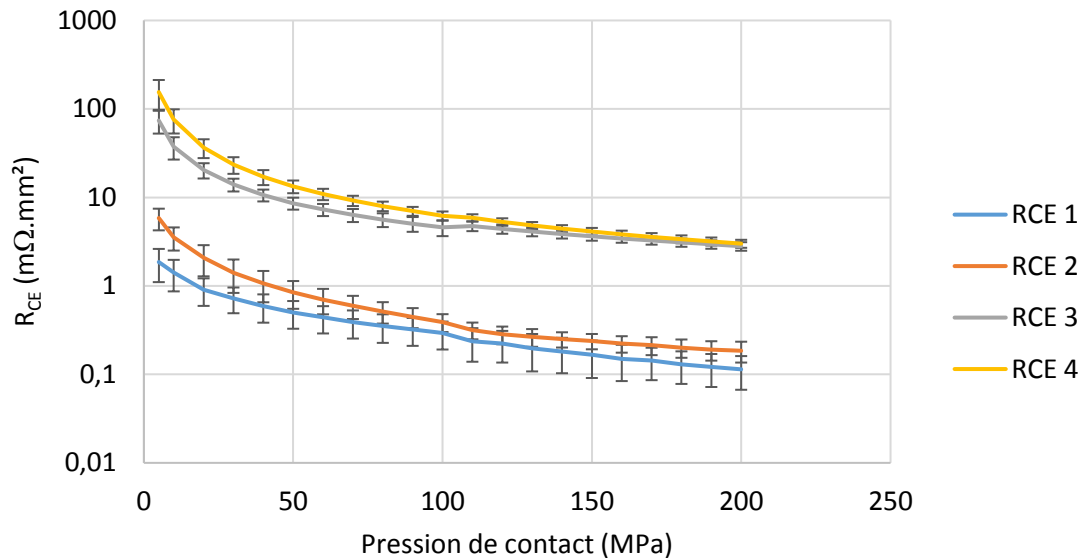


Figure 7.17 – Mesures des  $R_{CE}$  en fonction de la pression à température ambiante.

Les mesures ont permis de définir pour chaque contact une loi de  $R_{CE}(p_C)$  de la forme :

$$R_{CE}(p) = R_0 p^{-n} \quad (7.3)$$

Les coefficients pour chaque contact sont présentés dans le tableau 7.2.

	$R_{CE\ 1}$ ( $\text{m}\Omega.\text{mm}^2$ )	$R_{CE\ 2}$ ( $\text{m}\Omega.\text{mm}^2$ )	$R_{CE\ 3}$ ( $\text{m}\Omega.\text{mm}^2$ )	$R_{CE\ 4}$ ( $\text{m}\Omega.\text{mm}^2$ )
$R_0$	9,41	37,03	272,8	890,2
$n$	0,791	0,996	0,869	1,073

Tableau 7.2 – Coefficients des fonctions  $R_{CE}(p_C)$ .

## II.1.2 Mesures de $R_{CE}(T_C)$

### II.1.2.1 Contacts zingués

Comme pour les mesures de  $R_{CE}(p_C)$ , plusieurs mesures de  $R_{CE}(T_C)$  ont été réalisées. Nous présentons ici les mesures de  $R_{CE1}(T)$  et  $R_{CE2}(T)$  (figures 7.18 et 7.19). Les mesures ont été réalisées en chauffage de la température de l'ambiance jusqu'à une température maximale de 450 °C puis en refroidissement jusqu'à 150 °C. Les évolutions entre le chauffage **c** et le refroidissement **r** sont différentes, en raison des modifications irréversibles de la micro-géométrie au niveau de la zone interfaciale par déformation plastique des aspérités en contact ou par la fusion du revêtement et son expulsion partielle.

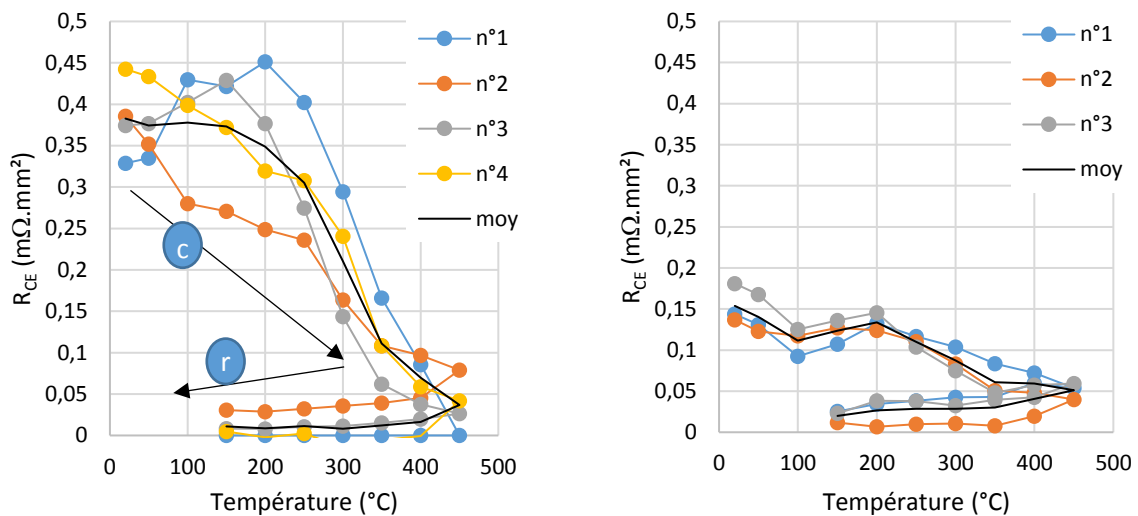


Figure 7.18 – Mesures de  $R_{CE1}$  en fonction de la température à 100 MPa (gauche) et 200 MPa (droite).

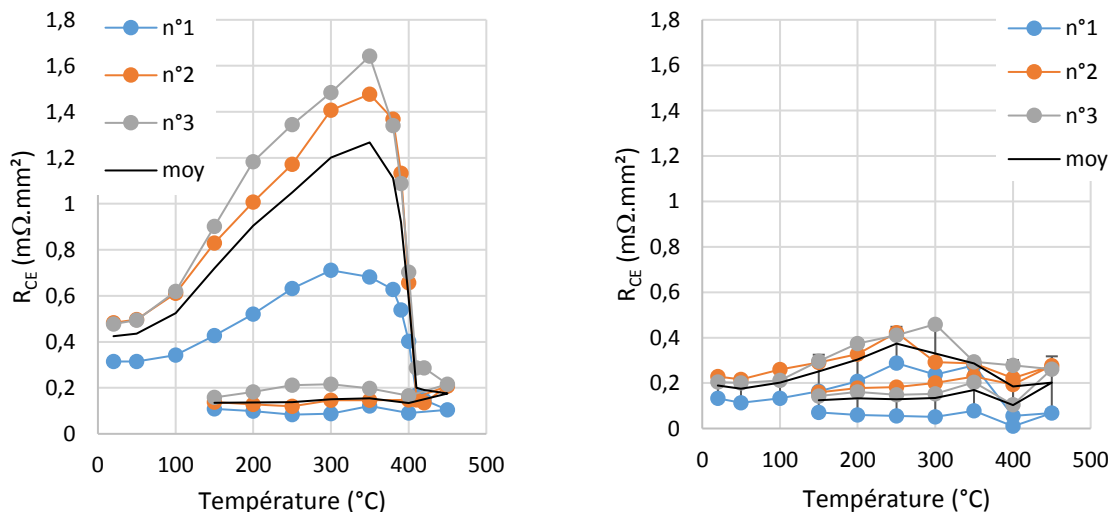


Figure 7.19 – Mesures de  $R_{CE2}$  en fonction de la température à 100 MPa (gauche) et 200 MPa (droite).

Sur les évolutions  $R_{CE1}(T)$  et  $R_{CE2}(T)$ , une forte dispersion des mesures est à nouveau observée pour ces contacts zingués, surtout à basse pression. En revanche, les allures des évolutions sont nettement différentes au niveau des deux contacts : les courbes  $R_{CE1}(T)$  sont plutôt monotones décroissantes avec la température, alors que les courbes  $R_{CE2}(T)$  présente d'abord une phase croissante jusqu'à 350 °C suivie d'une décroissance brusque jusqu'à 400 °C.

La figure 7.20 présente une courbe type des mesures de  $R_{CE1}(T)$  et  $R_{CE2}(T)$  à 100 et 200 MPa avec des mesures issues de la littérature pour des contacts équivalents. Les allures des courbes  $R_{CE1}(T)$  et  $R_{CE2}(T)$  sont tout à fait semblables à celles de Carré *et al.* [86]. En revanche, les niveaux de  $R_{CE}$  sont différents. Cet écart peut s'expliquer par des différences de rugosité au niveau des tôles utilisées. La présence d'oxyde en surface peut être aussi très influente sur les mesures de  $R_{CE}$  [8]. L'utilisation d'une huile de coupe différente peut potentiellement affecter la formation d'oxyde en surface.

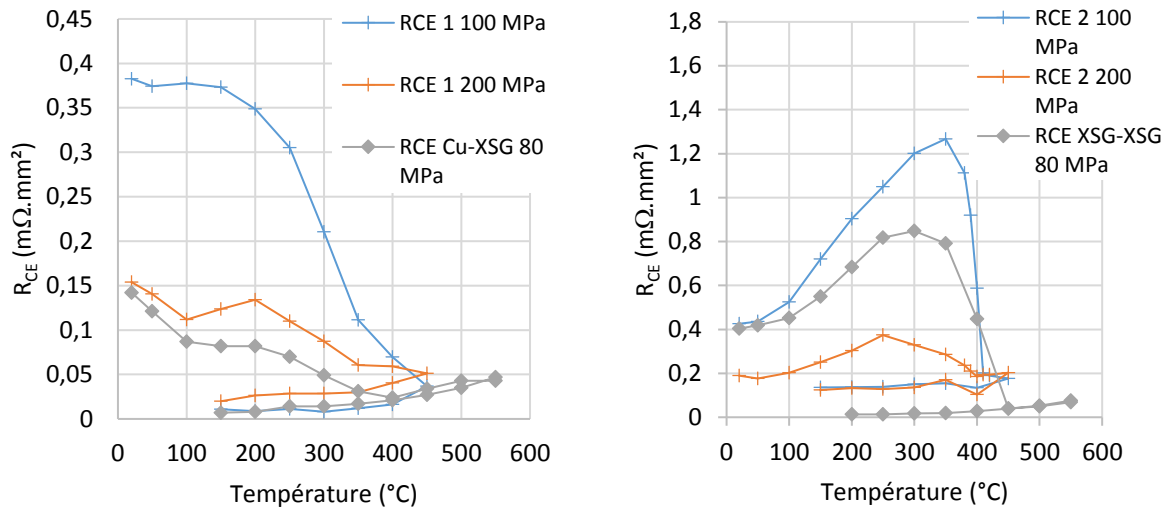


Figure 7.20 – Comparaison de  $R_{CE1}$  (gauche) et  $R_{CE2}$  (droite) en fonction de la température aux résultats expérimentaux de Carré *et al.* [86].

Pour le contact  $E_1/T_1$ , la  $R_{CE1}$  décroît jusqu'à une valeur minimale à l'approche de 420 °C, température de fusion du zinc. Pour le contact  $T_1/T_2$ , l'augmentation de la  $R_{CE}$  avec la température peut en partie s'expliquer par l'augmentation de la résistivité du revêtement avec la température [3], [5]. À partir de 350 °C, la  $R_{CE}$  diminue et vers 400 °C elle chute brutalement. Ces évolutions s'expliquent par la diminution de la résistance mécanique du revêtement zingué à l'approche de sa température de fusion. Les aspérités se déforment sous l'effet de la pression, augmentant ainsi le taux de contact. Une partie du revêtement à l'état liquide est chassée en partie en périphérie du contact, tandis que le reste mouille les surfaces en contact et remplit les espaces interstitiels garantissant un contact quasiment parfait. Nous pouvons constater que la résistance de contact résiduelle, très faible, a tendance à augmenter avec la température et à décroître au refroidissement. C'est le comportement typique d'une couche très fine de matière métallique dont la conductivité électrique diminue classiquement quand la température augmente.

Enfin, il est intéressant de remarquer que pour les campagnes à 100 et 200 MPa les évolutions linéaires de la mesure au refroidissement sont relativement proches, ce qui montre la reproductibilité des mesures (figure 7.20).

### II.1.2.2 Contact DP-Usibor®

Le contact entre les tôles de DP600 et d'Usibor® est spécial, car il comporte deux revêtements très différents en contact imparfait : le revêtement zingué du côté du DP600 et l'Alusi® du côté de l'Usibor®. Une plus forte dispersion des mesures est observable entre les campagnes à 100 MPa (figure 7.21).



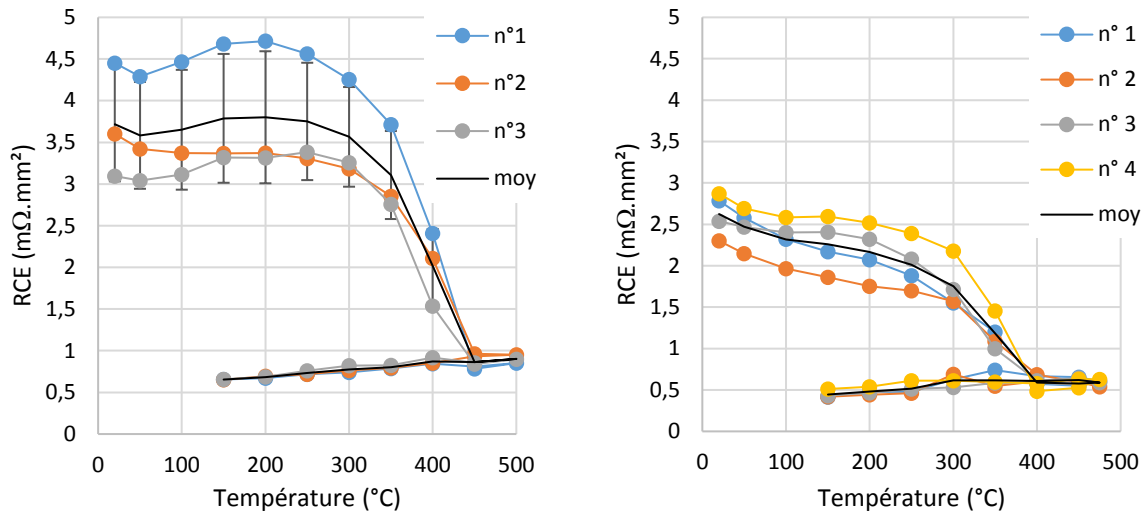


Figure 7.21 – Mesures de  $R_{CE3}$  en fonction de la température à 100 MPa (gauche) et 200 MPa (droite).

L'allure de l'évolution de la  $R_{CE3}$  avec la température à 100 MPa se rapproche de celle de la  $R_{CE2}$  alors que l'évolution à 200 MPa se rapproche de la  $R_{CE1}$ . Les niveaux de résistance sont cependant dix fois supérieurs. Cette évolution de  $R_{CE}$  résulte là aussi des effets antagonistes de la conductivité électrique des revêtements qui diminuent avec la température et du taux de contact qui augmente. À partir de 300 °C environ, le revêtement de zinc devient malléable et à 420 °C il fond, d'où l'effondrement de la  $R_{CE3}$ . Après 450 °C, la mesure augmente linéairement comme pour la  $R_{CE2}$ , mais le niveau de résistance mesuré est bien plus important (0,7 mΩ.mm<sup>2</sup> contre 0,1 mΩ.mm<sup>2</sup> pour la  $R_{CE2}$ ). Le revêtement Alusi® est composé d'intermétallique et fond à 1 000 °C. Ainsi, si l'on suppose que le zinc fondu remplit les rugosités en surface du revêtement et que le contact devient quasiment parfait, la mesure de  $R_{CE3}$  après 420 °C intègre principalement la résistance électrique du revêtement Alusi®. Comme pour  $R_{CE2}$ , la bonne superposition des mesures au refroidissement confirme la reproductibilité des mesures. Selon cette hypothèse, nous avons pu déterminer l'évolution de la résistivité du revêtement Alusi® avec la température à partir de l'évolution de  $R_{CE3}$  au refroidissement.

Le graphique de la figure 7.22 en échelle logarithmique montre le niveau très élevé de la résistivité de l'Alusi® comparativement à celles des aciers et du zinc. La résistivité du zinc provient de la littérature [50].

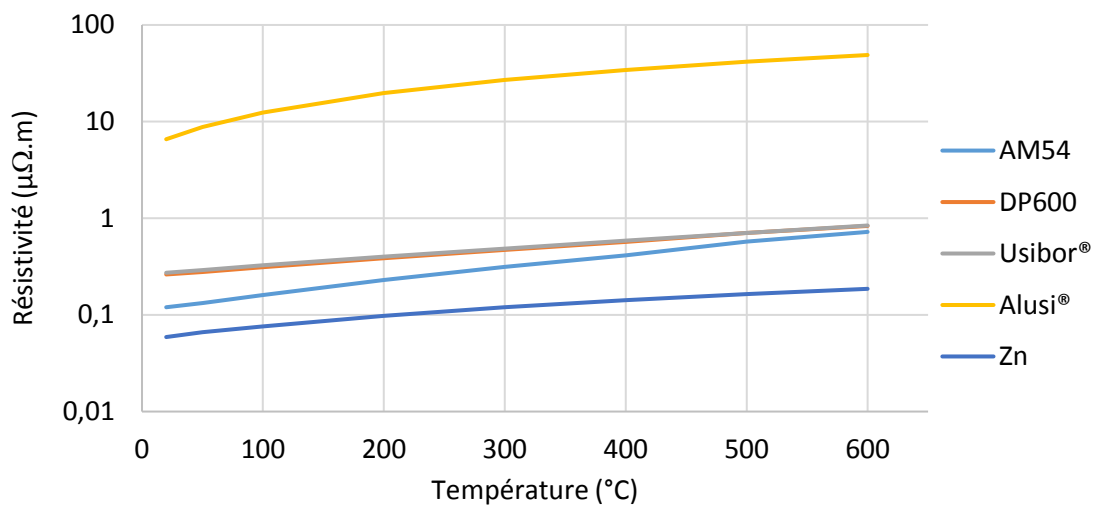


Figure 7.22 – Résistivités des aciers et des revêtements en fonction de la température.

### II.1.2.3 Contact Usibor®-CuCrZr

Le dernier contact de notre assemblage est celui entre la tôle d'Usibor® et l'électrode en CuCrZr. Les mesures présentées dans la figure 7.23 présentent une allure qui se rapproche de celle de la  $R_{CE1}$  entre la tôle fine et l'électrode, mais avec un niveau dix fois supérieur à température ambiante.

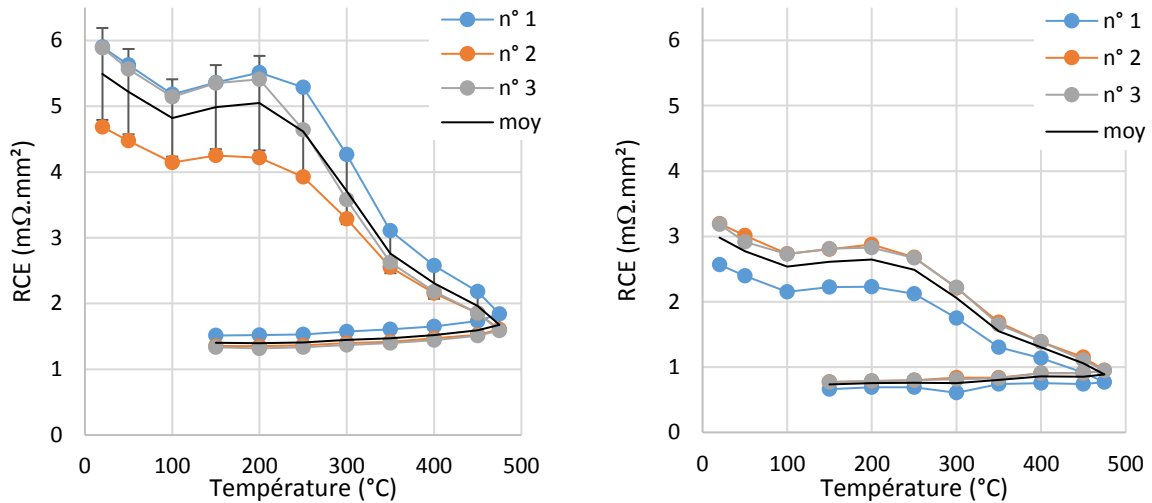


Figure 7.23 – Mesures de  $R_{CE4}$  en fonction de la température à 100 MPa (gauche) et 200 MPa (droite).

L'augmentation de la résistivité du revêtement Alusi® tend à faire croître  $R_{CE4}$ , alors que l'augmentation du taux de contact tend à la diminuer.  $R_{CE}$  diminue plus rapidement entre 250  $^{\circ}C$  et 500  $^{\circ}C$ , mais les limites du dispositif ne permettent pas d'atteindre la fusion du revêtement Alusi®. Nous pouvons aussi remarquer que, contrairement aux trois autres contacts,  $R_{CE4}$  au refroidissement n'est pas la même pour 100 MPa et 200 MPa. Pour cette interface, le contact entre le revêtement et la surface de l'électrode semble rester imparfait, car le revêtement est resté à l'état solide (figure 7.13). L'état de surface est donc dépendant de la pression et de la température maximale atteinte. On constate aussi que les mesures au refroidissement à 200 MPa de  $R_{CE4}$  et  $R_{CE3}$  sont égales (figure 7.24). Ainsi, à 200 MPa et au-delà de 450  $^{\circ}C$ , le contact entre le revêtement Alusi® et le CuCrZr devient vraisemblablement aussi parfait qu'un contact avec une tôle zinguée.

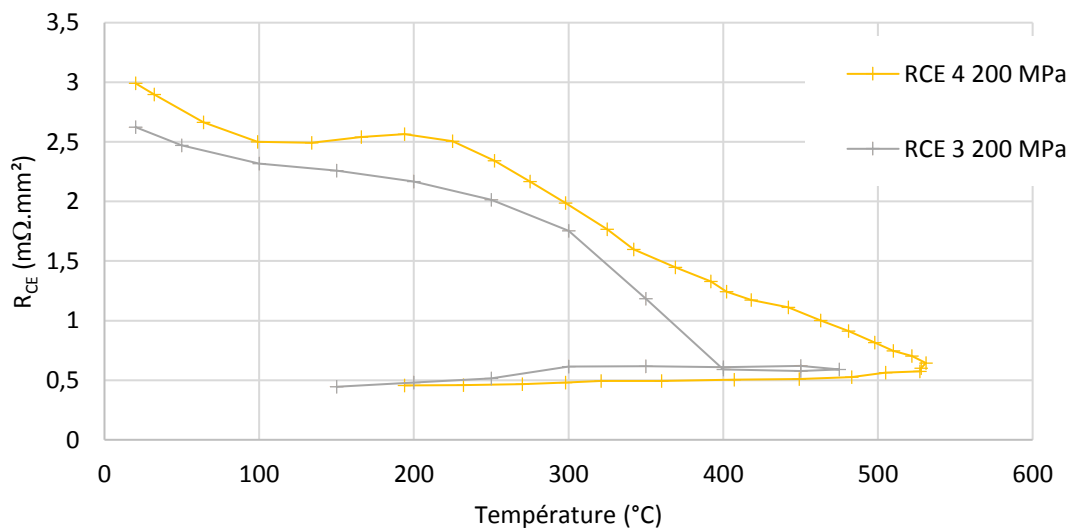


Figure 7.24 – Comparaison des mesures de  $R_{CE3}$  et  $R_{CE4}$  en fonction de la température à 200 MPa.

Les aspérités de la surface du revêtement Alusi® dont la dureté est très élevée (chapitre 2) doivent s'indenter dans la surface du CuCrZr, qui est très marquée après les tests. En effet, la rugosité du CuCrZr est multipliée par dix alors que la rugosité de l'Usibor® ne diminue que faiblement (tableau 7.3 et figure 7.25).

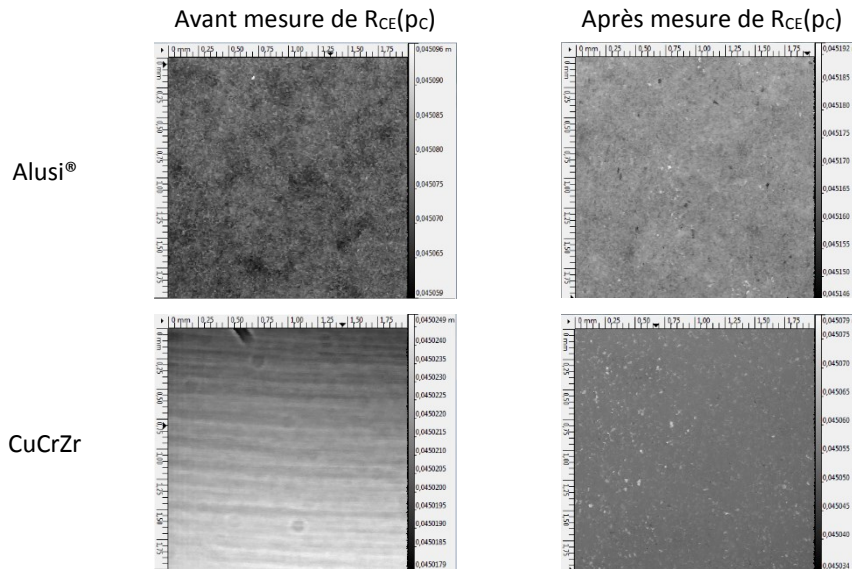


Tableau 7.3 – États de surface des pastilles servant à la mesure de  $R_{CE4}(p)$  à température ambiante et à 200 MPa. Mesure au profilomètre laser.

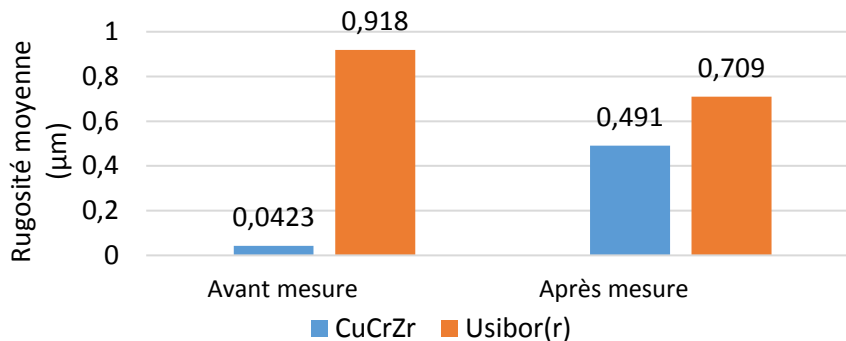


Figure 7.25 – Mesures des rugosités des pastilles de CuCrZr et d'Usibor® avant et après mesure de  $R_{CE4}(p)$  à température ambiante et à 200 MPa. Mesure au rugosimètre laser.

#### II.1.2.4 Analyse des résultats

Les observations par caméra infrarouge présentées précédemment ont révélé que les interfaces 3 et 4 s'échauffent beaucoup plus que les interfaces 1 et 2. Ces observations correspondent bien à la hiérarchisation mise en évidence entre les mesures de  $R_{CE}$  présentées ici. Il y a un facteur 20 entre  $R_{CE1}$  et  $R_{CE4}$  à température ambiante à 100 MPa (Figure 7.26) et un facteur 26 à 200 MPa.

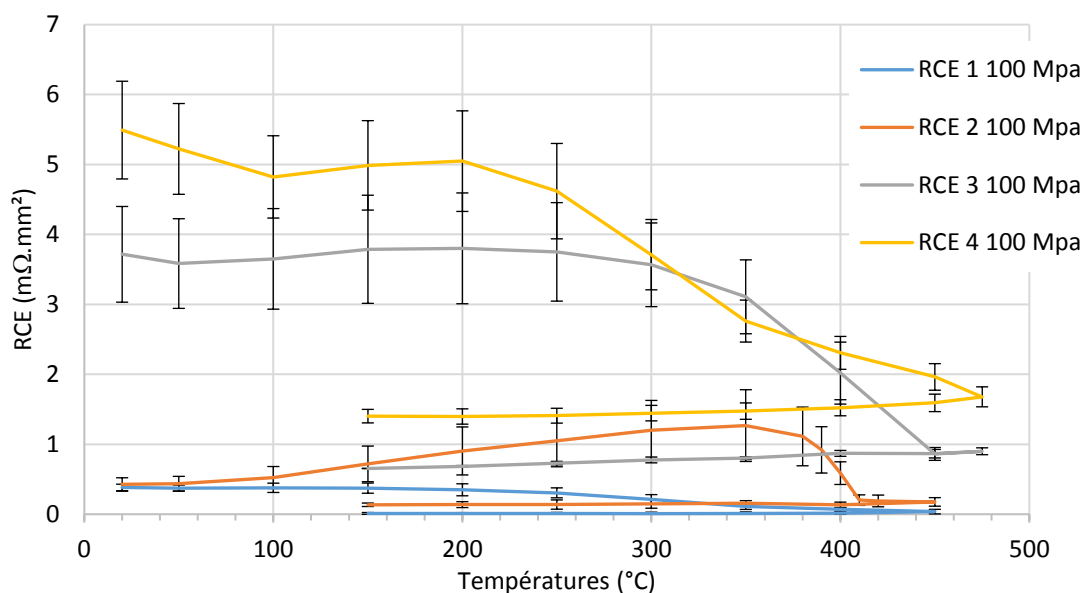


Figure 7.26 – Comparaison des évolutions des  $R_{CE}$  en fonction de la température à 100 MPa.

Nous pouvons aussi comparer les évolutions des  $R_{CE}$  à 200 MPa à celles des résistances électriques des tôles ( $R_{tôles}$ ) en fonction de la température.

D'abord du côté de la tôle mince (figure 7.27) : à 25 °C, la résistance de la tôle de DP600 est plus de cinq fois supérieure à la résistance de la tôle d'AM54 et est près de deux fois plus élevée que la résistance de contact entre l'AM54 et le DP600. De ce côté de l'assemblage, c'est donc la tôle de DP600 qui présente le plus grand potentiel d'échauffement. Au-delà de 400 °C, ce sont les résistances des tôles qui sont plus importantes que les résistances de contact.

Figure 7.27 – Comparaison entre les  $R_{CE1}(T)$  et  $R_{CE2}(T)$  à 200 MPa et les résistances des tôles AM54 et DP600 en fonction de la température.

Ensuite du côté de la tôle d'Usibor® (figure 7.28), la répartition des résistances est complètement différente, puisque ce sont les résistances de contact qui sont huit fois plus élevées que les résistances des tôles à température ambiante. La résistance des tôles et celle du revêtement Alusi® deviennent plus importantes à partir de 500 °C. De ce côté de l'assemblage, ce sont donc les résistances de contact qui représentent le plus grand potentiel d'échauffement.

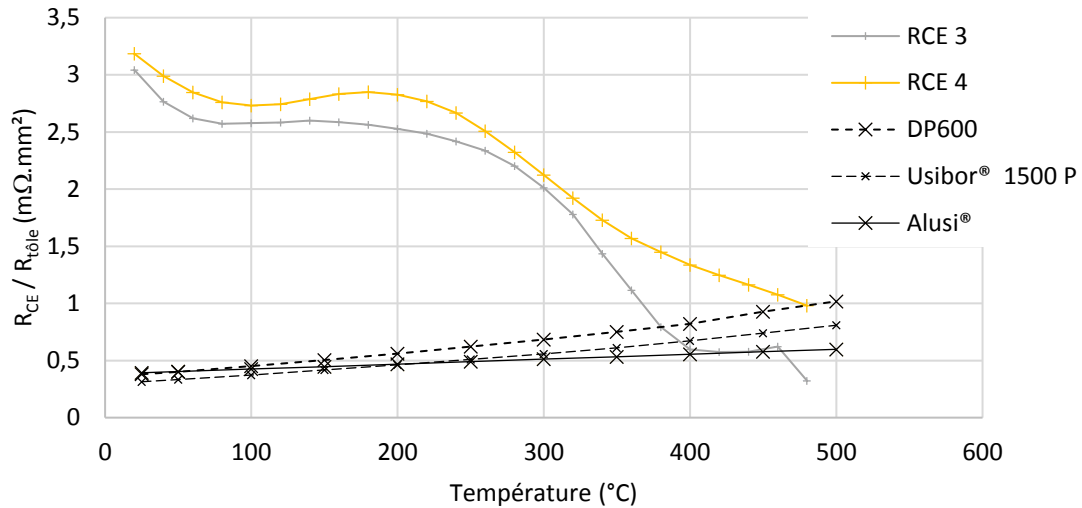


Figure 7.28 – Comparaison entre les  $R_{CE3}(T)$  et  $R_{CE4}(T)$  à 200 MPa, les résistances des tôles DP600 et Usibor® 1500 et la résistance du revêtement Alusi® en fonction de la température.

La hiérarchisation entre les mesures de  $R_{CE}$  *ex situ* aux différentes interfaces explique les observations par thermographie montrant que les échauffements dans les premiers instants du soudage sont localisés aux interfaces  $T_2/T_3$  et  $T_3/E_2$  de part et d'autre de la tôle d'Usibor®.

## II.2 Mesure des résistances de contact électriques *in situ*

### II.2.1 Mesure des résistances statiques

La résistance statique, notée  $R_{stat}$ , correspond à la résistance électrique totale de l'assemblage à l'étape d'accostage. Elle est mesurée grâce au montage quatre fils fixé sur les électrodes : deux fils servent à apporter un courant de 8 A à travers l'assemblage et deux autres fils servent à mesurer la chute de tension aux bornes des deux électrodes. Une fois l'effort d'accostage appliqué, la mesure de tension entre les électrodes permet de calculer la valeur de la résistance statique. Dans cette partie de l'étude, nous avons comparé les trois assemblages présentés dans le chapitre 6 en augmentant progressivement la dissymétrie en termes de nuance d'acier, d'épaisseur, et de revêtement :

- DP600 GI 1,47 mm / DP600 GI 1,47 mm / DP600 GI 1,47 mm noté DP-DP-DP ;
- AM54 GI 0,57 mm / DP600 GI 1,47 mm / DP600 GI 1,47 mm noté AM-DP-DP ;
- AM54 GI 0,57 mm / DP600 GI 1,47 mm / Usibor® 1500 P Alusi® 1,20 mm noté AM-DP-Usibor®.

On constate que l'écart entre les résistances statiques entre les deux premières configurations est relativement faible. Les deux premiers assemblages sont constitués de tôles galvanisées et diffèrent de par la nature d'une des tôles (Figure 7.29). Dans la configuration d'assemblage n°2, la plus faible conductivité électrique de l'AM54 et l'épaisseur plus faible de cette tôle conduisent à des valeurs de résistances statiques un peu plus faibles. En revanche, les résistances statiques de l'assemblage AM/DP/Usibor® sont nettement plus élevées que celles de l'assemblage n°2, alors que la résistance électrique de la tôle d'Usibor® est plus faible que celle de la tôle de DP600 (chapitre 5). Cet écart ne peut donc s'expliquer que par la différence de nature de revêtements.

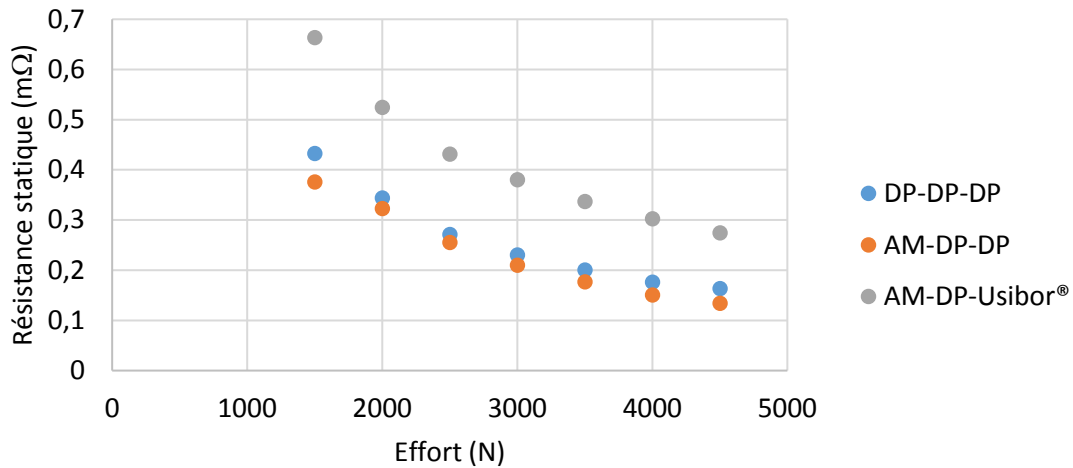


Figure 7.29 – Mesures des résistances statiques en fonction de l'effort.

## II.2.2 Détermination des résistances de contact *in situ* à l'issue de l'accostage

La résistance statique correspond à la résistance du tube de courant entre les deux équipotentielles au niveau des points de mesure dans les électrodes. Elle comprend principalement la somme des résistances de contact électriques aux quatre interfaces et des résistances des trois tôles (7.4).

$$R_{statique} = \sum R_{CE} + \sum \frac{\rho_{tôle} \cdot ep_{tôle}}{A_c} \quad (7.4)$$

La section apparente de passage du courant à travers la tôle  $A_c$  peut être approximée par la moyenne des aires de contact apparentes de part et d'autre de la tôle considérée. La faible résistance des tôles par rapport aux  $R_{CE}$  est alors mise en évidence par la figure 7.30, dont les valeurs à 4 000 N sont reportées dans le tableau 7.4.

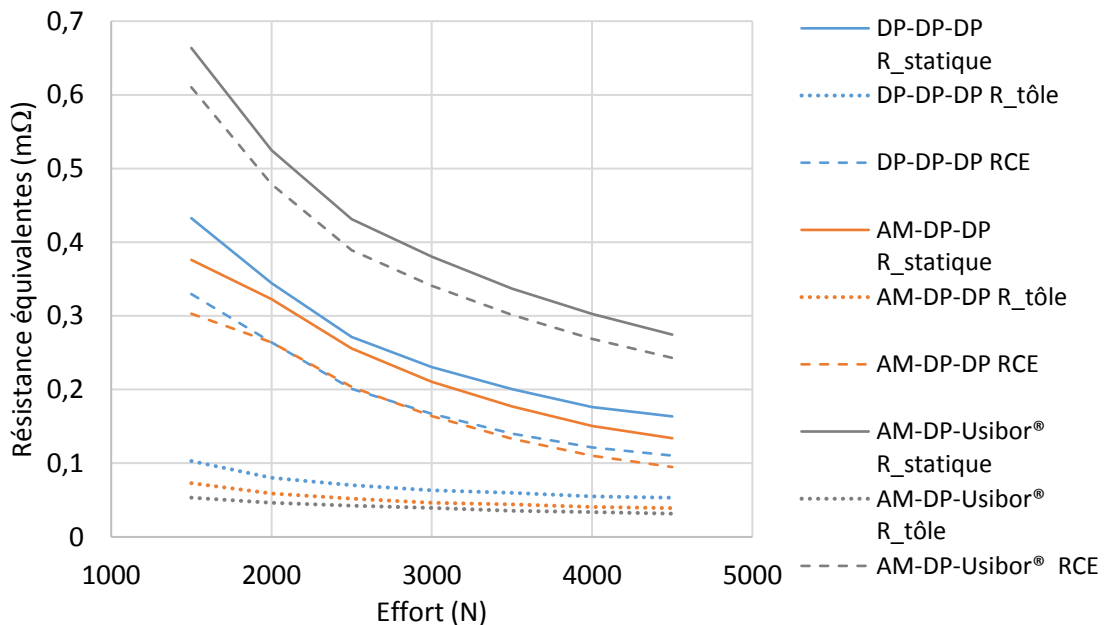


Figure 7.30 – Différentes résistances pour trois assemblages en fonction de l'effort appliqué.

À 4000 N, les  $R_{CE}$  représentent la majeure partie de la valeur des résistances statiques de 69 % pour l'assemblage DP-DP-DP à 89 % pour l'assemblage AM-DP-Usibor® (tableau 7.4).

	DP-DP-DP	AM-DP-DP	AM-DP-Usibor®
$R_{statique} (m\Omega)$	0,176 4	0,150 8	0,302 6
$R_{t\hat{o}le} (m\Omega)$	0,0549	0,040 6	0,033 7
$R_{CE} (m\Omega)$	0,121 5	0,110 2	0,268 9
$R_{CE}/R_{statique}$	68,9 %	73,1 %	88,9 %

Tableau 7.4 – Valeurs de  $R_{statique}$ ,  $R_{t\hat{o}le}$ ,  $R_{CE}$  et part de  $R_{CE}/R_{statique}$  pour les trois assemblages à 4 000 N.

La somme des résistances de contact initiales déduites de la mesure *in situ* des résistances statiques est comparée à la somme des résistances de contact mesurées sur le dispositif *ex situ* (figure 7.31) pour l'assemblage très dissymétrique en fonction de la pression à température ambiante. Nous constatons un excellent accord entre les deux évolutions en fonction de l'effort, notamment autour de 4 000 N, qui est la pression de soudage utilisée. Ces résultats permettent de valider la mesure *ex situ* des résistances de contact électriques à température ambiante.

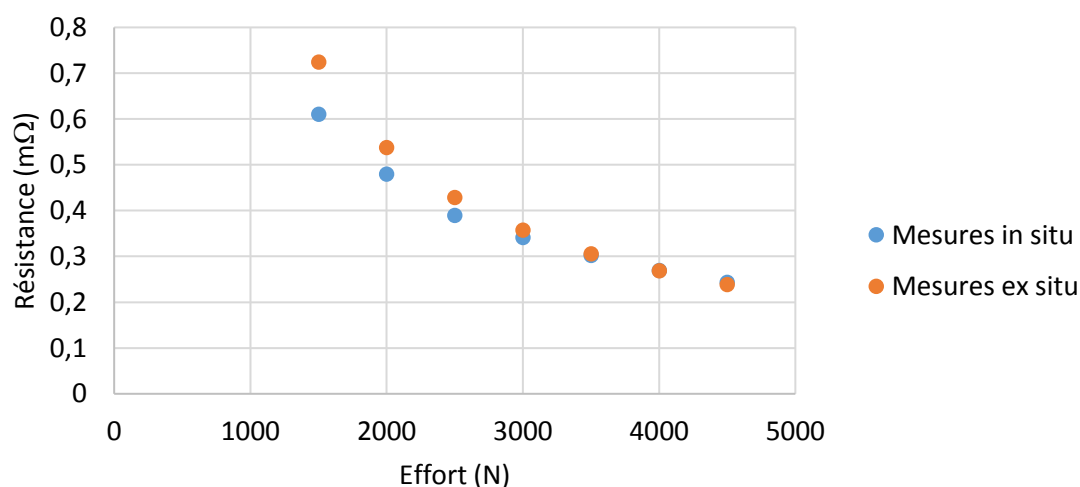


Figure 7.31 – Comparaison des évolutions de la somme des résistances de contact initiales aux différentes interfaces mesurées *in situ* et sur le dispositif *ex situ*.

### III. Les résistances de contact thermiques

La résistance de contact thermique reste, comme la résistance de contact électrique, très difficilement mesurable au cours du soudage, que ce soit par approche expérimentale directe ou par méthodes inverses. C'est pourquoi le dispositif présenté dans le chapitre 5 est aussi utilisé pour les mesures de  $R_{CT}$ . Étant donné le grand nombre d'essais nécessaires, nous avons dû nous limiter dans le cadre de cette étude à la mesure des  $R_{CT}$  pour les quatre contacts en fonction de la pression à basse température (80 °C). Les numéros des interfaces sont les mêmes que ceux définis à la figure 7.14 pour les  $R_{CE}$ .

### III.1 Les mesures de $R_{CT}(p)$

Comme pour les  $R_{CE}$ , les  $R_{CT}$  varient fortement avec la pression de contact lors de la première mise en charge (figure 7.32). Nous pouvons là aussi remarquer une différence importante de niveau entre les  $R_{CT}$  des interfaces avec présence de revêtement Alusi® ( $R_{CT3}$  et  $R_{CT4}$ ) et sans ce revêtement ( $R_{CT1}$  et  $R_{CT2}$ ). Au contact des électrodes, les  $R_{CT}$  sont 30 fois plus élevées du côté de la tôle emboutie à chaud que du côté de la tôle galvanisée à 100 MPa.

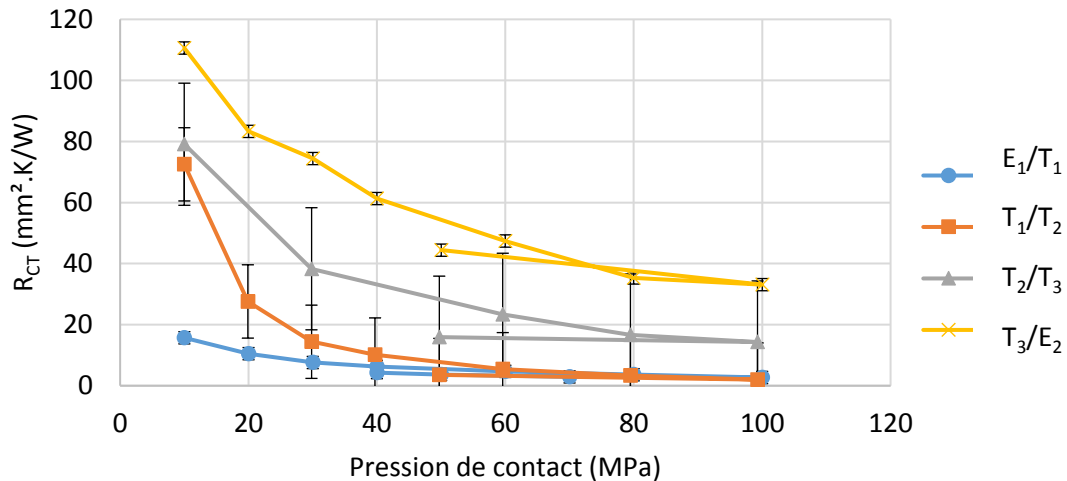


Figure 7.32 – Mesures de  $R_{CT}$  sur le dispositif ex situ en fonction de la pression à 80 °C.

Pour les mesures de  $R_{CT}$  E/T ( $R_{CT1}$  et  $R_{CT4}$ ), l'aire de contact thermique est définie par la surface des pastilles cylindriques de 8 mm de diamètre, l'incertitude sur l'aire est donc très faible. Pour les mesures de  $R_{CT}$  T/T, les pastilles carrées de 8 mm de côté sont plus difficiles à bien aligner, ce qui conduit à une erreur de mesure plus importante. De ce fait, les barres d'erreur sont plus grandes sur  $R_{CT2}$  et  $R_{CT3}$  (figure 7.32).

### III.2 Comparaison avec la littérature

Raoelison a caractérisé la  $R_{CT}$  d'un contact entre une pastille de cuivre et un acier doux galvanisé (XSG) et les  $R_{CT}$  de contact entre deux tôles d'acier galvanisées XSG et entre deux tôles d'acier galvanisées DP600 en fonction de la température à 80 MPa [5]. On constate que la valeur de la  $R_{CT1}$  à 80 MPa est très proche de celle de Raoelison (figure 7.33).

La mesure de la  $R_{CT2}$ , qui inclut une tôle d'acier doux et une tôle de DP600, est plus proche de la valeur de la  $R_{CT}$  entre deux aciers doux (figure 7.34). Avec une seule mesure, il est difficile de conclure sur l'effet du substrat sur la  $R_{CT}$ , mais l'ordre de grandeur de notre mesure *ex situ* apparaît en accord avec la littérature.



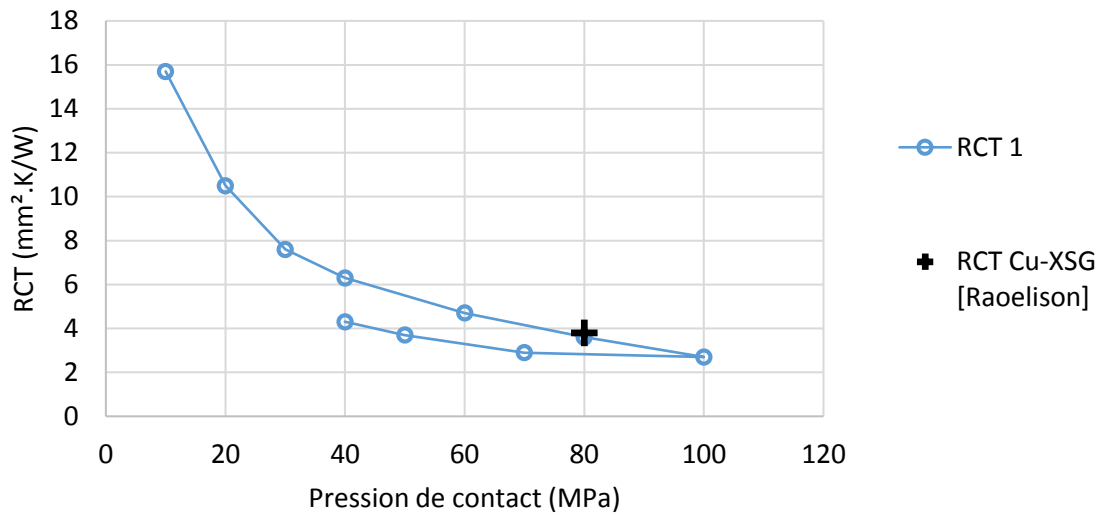


Figure 7.33 – Comparaison de la  $R_{CT1}$  avec la littérature.

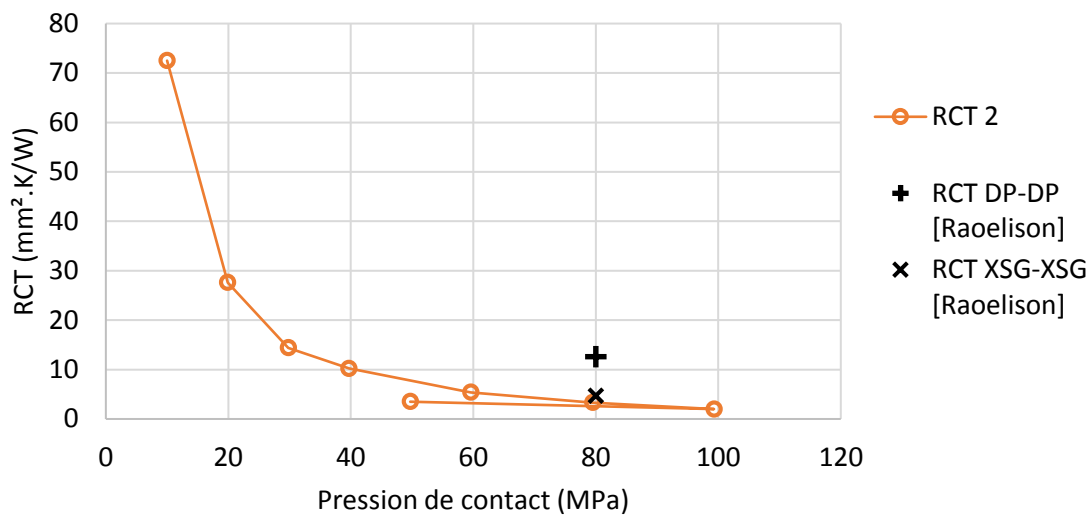


Figure 7.34 – Comparaison de la  $R_{CT2}$  avec la littérature.

### III.3 Analyse des valeurs de $R_{CT}$

Ces premières valeurs de  $R_{CT}$  à température ambiante montrent que c'est encore aux interfaces avec la tôle d'Usibor® que les  $R_{CT}$  sont nettement les plus élevées. Comme dans le cas de la  $R_{CE}$ , la  $R_{CT}$  est la somme de la résistance thermique des revêtements et de la résistance thermique de contact entre les revêtements (contacts T/T) ou entre le revêtement et la surface de l'électrode (contacts E/T). On peut expliquer les fortes valeurs des  $R_{CT3}$  et  $R_{CT4}$  par la contribution de l'Alusi®, du fait de ses propriétés spécifiques au niveau de la résistance thermique du revêtement et au niveau de la résistance thermique de contact. Dans les premiers instants, les  $R_{CT3}$  et  $R_{CT4}$  vont donc s'opposer d'abord activement à la diffusion du flux généré dans les  $R_{CE3}$  et  $R_{CE4}$ , ce qui va induire une montée très rapide de la température au niveau de ces interfaces. Puis au cours du soudage, du fait de la bonne tenue en température du revêtement Alusi®, la  $R_{CT4}$  doit probablement continuer à jouer un rôle efficace de barrière thermique au flux généré au sein des tôles  $T_3$  et  $T_2$  qui transite vers l'électrode  $E_2$ , contribuant ainsi à la surchauffe et à l'apparition du noyau au sein de  $T_3$ . Du fait de la fusion rapide de l'interface Usibor®/DP600, la résistance de contact thermique ne joue un rôle que dans les tout

premiers instants du soudage. Par ailleurs, la très faible résistance thermique de contact de l'interface AM54/électrode ( $R_{CT1}$ ) indique un transfert thermique efficace entre la tôle mince et l'électrode, ce qui réduit ou retarde fortement la possibilité de fondre la tôle mince, comme observé au chapitre 6.

#### IV. Bilan des densités de puissance aux interfaces

La densité de puissance générée par effet Joule au niveau de chaque interface (équation 7.5) dépend fortement des aires de contact apparentes. En effet, l'aire de contact apparente détermine la densité de courant et la pression de contact dont dépend la  $R_{CE}$ . La résistance de contact électrique et la densité de courant évoluent de manière antagoniste avec l'évolution de l'aire de contact et agissent donc en opposition sur l'évolution de la densité de puissance générée.

Supposons que la densité de courant et la résistance de contact électrique sont uniformes au niveau des interfaces, la puissance surfacique dégagée par effet Joule au niveau des interfaces peut se calculer avec l'équation (7.10) dérivée des équations (7.5) à (7.9) :

$$P_S = R_{CE} \cdot J^2 \quad (7.5)$$

$$R_{CE} = R_0 \cdot p^{-n} \quad (7.6)$$

$$p = \frac{F}{A_{CI}} \quad (7.7)$$

$$R_{CE} = R_0 \cdot F^{-n} \cdot A_{CI}^n \quad (7.8)$$

$$J^2 = \frac{I^2}{A_{CI}^2} \quad (7.9)$$

$$P_S = R_0 \cdot F^{-n} \cdot A_{CI}^{n-2} \cdot I^2 \quad (7.10)$$

Les rayons de contact utilisés dans les calculs sont ceux mesurés avec des électrodes neuves et pour un effort de 4 000 N (tableau 7.1), et la densité de courant est calculée pour une intensité de 100 A correspondant à la valeur du courant après une milliseconde de soudage en mode manuel.

Les rayons de contact et les aires de contact apparentes au niveau des deux interfaces E/T (figure 7.35) étant plus faibles que ceux au niveau des interfaces T/T (tableau 7.5), la pression de contact (figure 7.36) et la densité de courant (figure 7.38) sont plus importantes aux contacts E/T. Parmi les  $R_{CE}$  calculées à température ambiante avec l'équation 7.6 en fonction de la pression de contact (figure 7.37), c'est la  $R_{CE}$  à l'interface  $T_2/T_3$  qui prévaut. En revanche, avec la combinaison des effets de  $R_{CE}$  et de  $J$  au niveau de la densité de puissance, c'est au niveau de l'interface  $E_2/T_3$  que la densité de puissance initiale (figure 7.39) est très élevée (152 W.mm<sup>-2</sup> contre 45 W.mm<sup>-2</sup> au niveau de

l'interface  $T_2/T_3$ ). Les densités de puissance au niveau des deux autres interfaces avec les tôles zinguées sont de l'ordre de  $5 \text{ W.mm}^{-2}$ , donc nettement plus faibles. Cette analyse simplifiée révèle la dissymétrie du chauffage initial qui se localise plus du côté de la tôle d'Usibor à l'opposé de la tôle mince d'AM54 et qui corrobore bien les observations par caméra IR dans les premiers instants.

Contact	$r_c$ (mm)	$A_c$ ( $\text{mm}^2$ )	$p_c$ (MPa)	$R_0$	$n$	$R_{CE}$ ( $\text{m}\Omega.\text{mm}^2$ )	$J$ ( $\text{A.mm}^{-2}$ )	$P_s$ ( $\text{W.mm}^{-2}$ )
1	2,04	13,07	306	9,41	0,791	0,102	7,65	5,97
2	2,52	19,95	200,5	37,03	0,996	0,189	5,01	4,74
3	3,03	28,84	138,7	272,8	0,869	3,753	3,47	45,2
4	1,73	9,40	425,4	890,2	1,073	1,345	10,64	152

Tableau 7.5 – Grandeurs pour chaque interface.

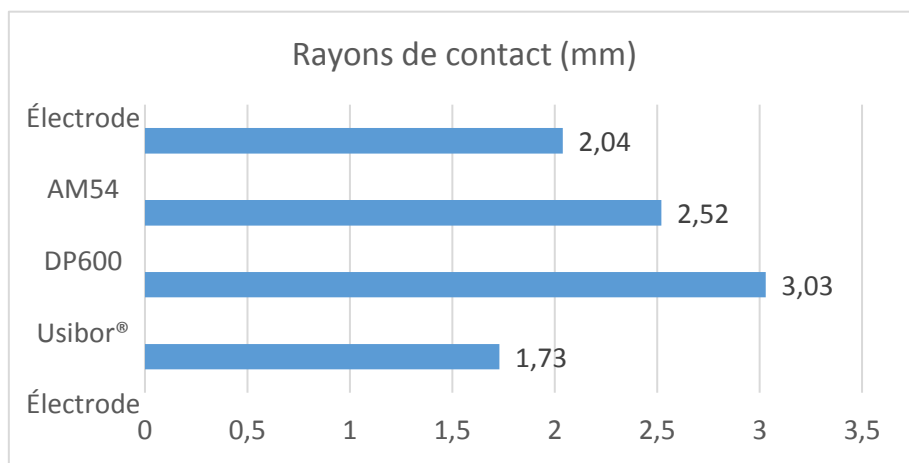


Figure 7.35 – Rayons de contact mesurés à l'accostage à chaque interface.

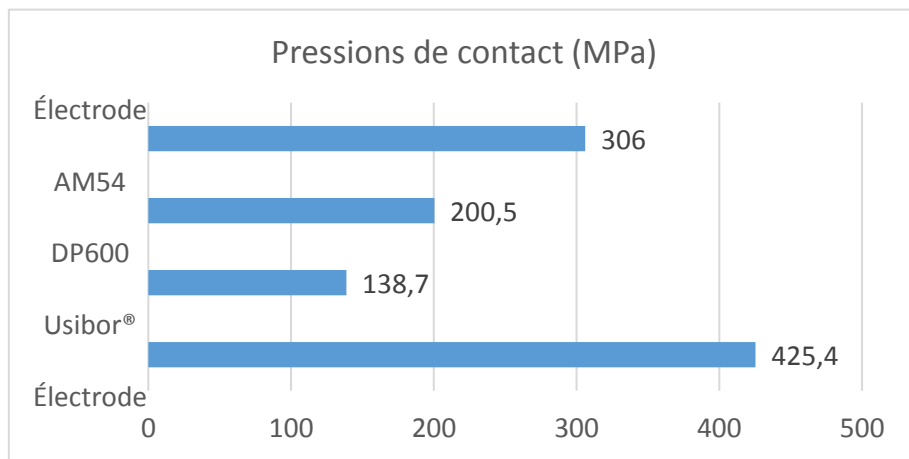


Figure 7.36 – Pressions de contact calculées à chaque interface.

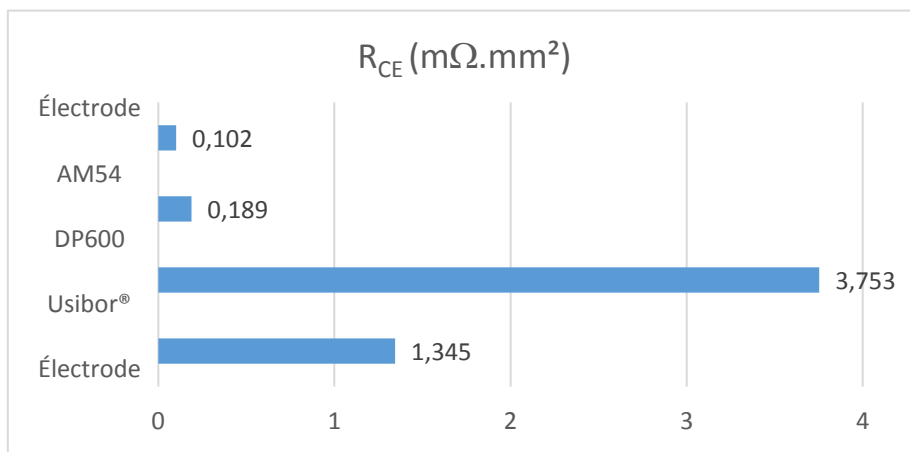


Figure 7.37 – R<sub>CE</sub> à l'accostage à chaque interface.

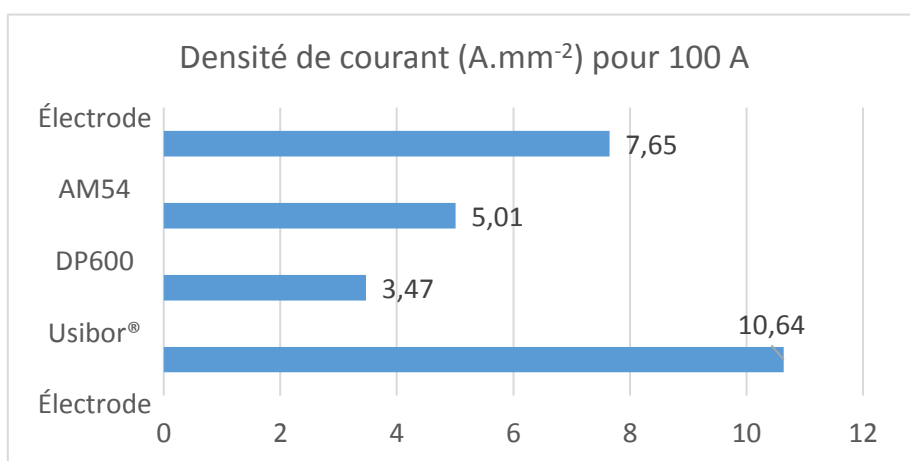


Figure 7.38 – Densité de courant à t = 1 ms à chaque interface.

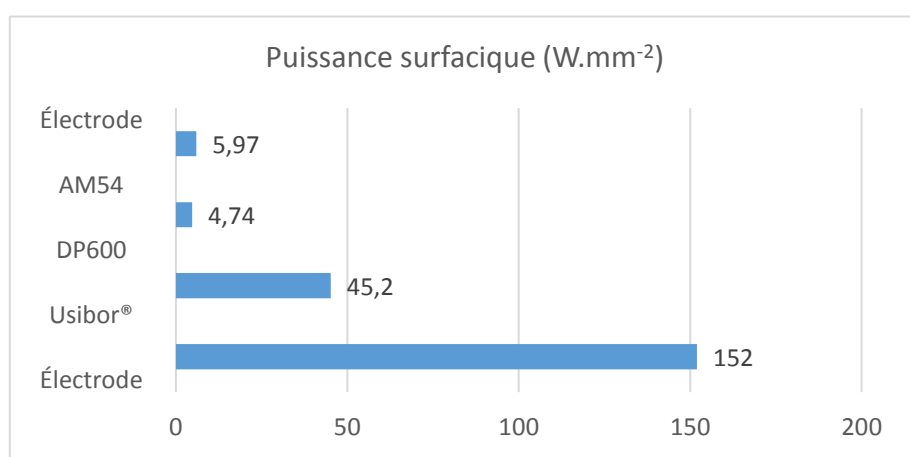


Figure 7.39 – Densité de puissance à t = 1 ms à chaque interface.

## Conclusion

Les mesures et les calculs présentés dans ce chapitre permettent d'expliquer les observations des essais de soudage présentés dans le chapitre 6. D'abord, les aires de contact qui pilotent la densité de courant et la pression de contact ont été mesurées à l'accostage et au cours du soudage à partir de points interrompus. À l'accostage, le rayon de contact le plus faible se situe entre l'électrode et l'Usibor®. Au cours du soudage, les aires de contact E/T augmentent avec l'indentation des électrodes dans les tôles en même temps que l'élargissement du noyau observé sur les points interrompus (chapitre 6). Les mesures de  $R_{CE}$  réalisées *in situ* ou sur un dispositif *ex situ* ont fourni des valeurs très élevées dans le cas des contacts aluminisés, imputables aux propriétés du revêtement Alusi®. Le calcul de la densité de puissance initiale au niveau des interfaces montre que c'est au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor que la génération est la plus forte. Même constatation pour les valeurs des  $R_{CT}$  mesurées. Les  $R_{CT}$  au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor vont donc pouvoir s'opposer efficacement aux flux générés et contribuer à la localisation du point chaud et à l'apparition du noyau au sein de la tôle d'Usibor®, loin de la tôle mince.

À l'inverse, du côté de la tôle d'AM54, les  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  sont très faibles à cause du revêtement galvanisé. En outre, la conductivité électrique de la tôle d'AM54 est plus élevée. La puissance générée par effet Joule du côté de la tôle mince est donc plus faible et, de surcroît, le bon contact thermique avec l'électrode va favoriser son sous-refroidissement et ainsi s'opposer à la pénétration du noyau dans cette dernière.

L'ensemble de ces résultats permet bien d'expliquer les observations obtenues par thermographie (chapitre 6) :

- initiation de la zone fondue très rapide côté acier embouti à chaud ;
- pénétration de la zone fondue dans la tôle mince tardive et faible.

Dans le chapitre 8, les grandeurs interfaciales qui ont été mesurées sont implémentées dans un modèle numérique simplifié permettant d'évaluer les paramètres les plus influents sur la formation du noyau dans l'assemblage étudié.

# Chapitre 8

## Simulations numériques

Ce chapitre 8 est consacré à l'analyse des résultats des simulations numériques réalisées avec le modèle électro-thermique (ET) présenté au chapitre 4 intégrant les propriétés interfaciales mesurées au chapitre 7.

Le modèle ET est décliné en trois variantes : une version à rayons de contact initiaux ( $ET_{r_{ci}}$ ), une version à rayons de contact variables ( $ET_{r_{cv}}$ ) et une version à rayons de contact constants ( $ET_{r_{cc}}$ ). L'objectif est, d'une part de valider les grandeurs interfaciales caractérisées au chapitre 7, et d'autre part de proposer un modèle simplifié pour aider à la recherche de solutions permettant d'améliorer la soudabilité opératoire (chapitre 9). Avec les valeurs initiales des rayons de contact mesurées à l'issue de l'accostage, le modèle  $ET_{r_{ci}}$  permettra de confronter les températures aux interfaces calculées avec les deux modèles de contact macroscopique et mésoscopique (chapitre 4) à celles mesurées par caméra IR (chapitre 6). Dans ce cas, les calculs sont limités aux premiers instants du soudage avant l'indentation et s'intéressent plus particulièrement aux phénomènes aux interfaces. Le modèle  $ET_{r_{cv}}$  inclut les évolutions temporelles des rayons de contact mesurées à partir des points interrompus. Il est possible de comparer les cinétiques de formation et de développement du noyau calculée et mesurée, notamment en termes de pénétration du noyau dans la tôle mince. Ce modèle  $ET_{r_{cv}}$  est mis en œuvre avec le modèle de contact macroscopique et est utilisé pour améliorer la compréhension des mécanismes de formation et de développement du noyau. Enfin, les résultats obtenus avec un modèle  $ET_{r_{cc}}$ , censé représenter une configuration de soudage avec des électrodes à face active plate, sont comparés aux résultats du modèle  $ET_{r_{cv}}$ . C'est cette version simplifiée du modèle qui sera utilisée pour l'étude de sensibilité numérique visant à donner des tendances pour la recherche de solutions (chapitre 9).

<a href="#">I. Simulation numérique des phénomènes électrothermiques initiaux aux interfaces</a> .....	155 -
<a href="#">I.1 Le modèle de contact macroscopique</a> .....	155 -
<a href="#">I.1.1 Mise en données</a> .....	155 -
<a href="#">I.1.2 Résultats</a> .....	157 -
<a href="#">I.2 Le modèle de contact mésoscopique</a> .....	160 -
<a href="#">I.2.1 Mise en données</a> .....	160 -
<a href="#">I.2.2 Résultats</a> .....	160 -
<a href="#">I.3 Comparaison des modèles macroscopique et mésoscopique</a> .....	162 -
<a href="#">I.4 Comparaison des résultats numériques aux observations par caméra IR</a> .....	165 -
<a href="#">I.4.1 Profils sur l'axe</a> .....	165 -
<a href="#">I.4.2 Distribution radiale de température au niveau des interfaces</a> .....	166 -
<a href="#">I.4.3 Cinétiques de température aux contacts sur l'axe de symétrie</a> .....	168 -
<a href="#">I.5 Conclusion sur les modèles de résistance de contact</a> .....	169 -

<u>II.</u>	<u>Modèle électrothermique avec des rayons de contact variables</u>	- 170 -
<u>II.1</u>	<u>Mise en données</u>	- 170 -
<u>II.1.1</u>	<u>Rayons de contact</u>	- 170 -
<u>II.1.2</u>	<u>Résistances de contact</u>	- 170 -
<u>II.1.3</u>	<u>Intensité</u>	- 171 -
<u>II.2</u>	<u>Résultats</u>	- 171 -
<u>III.</u>	<u>Modèle simplifié électrothermique avec rayons de contact constants</u>	- 179 -
<u>III.1</u>	<u>Mise en données</u>	- 179 -
<u>III.1.1</u>	<u>Rayons de contact</u>	- 179 -
<u>III.1.2</u>	<u>Résistances de contact</u>	- 179 -
<u>III.1.3</u>	<u>Intensité</u>	- 179 -
<u>III.2</u>	<u>Résultats du calcul</u>	- 179 -
	<u>Conclusion</u>	- 185 -

## I. Simulation numérique des phénomènes électrothermiques initiaux aux interfaces

Dans cette partie, on compare les deux modèles de contact macroscopique et mésoscopique détaillés au chapitre 4 et mis ici en œuvre dans le modèle électrothermique à rayons de contact initiaux ( $ETr_{ci}$ ). L'objectif étant de simuler les phénomènes électrothermiques lors des premiers instants du soudage, les rayons de contact considérés étant égaux à ceux mesurés avec le papier Prescale® à l'issue de la phase d'accostage (chapitre 7). Les valeurs des rayons de contact ( $r_c$ ) sont présentées dans le tableau 8.1 avec les pressions initiales correspondantes avec 4 kN d'effort ainsi que la  $R_{CE}$  à température ambiante calculée grâce aux lois de  $R_{CE}(p_c)$  établies dans le chapitre 7. Le courant est imposé à partir d'une mesure expérimentale d'un créneau de courant qui atteint 8 kA en 12 ms. Les résultats obtenus avec les deux modèles de contact sont d'abord comparés entre eux puis confrontés aux mesures de température réalisées au niveau des interfaces par thermographie infrarouge. Il s'agit d'évaluer la qualité des modèles de contact, ainsi que la pertinence des évolutions des résistances de contact ( $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$ ) caractérisées au chapitre 7 et implémentées dans ces modèles de contact.

	$r_c$ (mm)	$A_{ci}$ (mm <sup>2</sup> )	$p_{ci}$ (MPa)	$R_0$	$n$	$R_{CE}$ (mOhm.mm <sup>2</sup> )
<i>électrode/AM54</i>	2,04	13,07	306	9,41	0,791	0,102
<i>AM54/DP600</i>	2,52	19,9	200	37,03	0,996	0,189
<i>DP600/Usibor® 1500</i>	3,03	28,84	139	272,8	0,869	3,753
<i>Usibor® 1500/électrode</i>	1,73	9,40	425	890,2	1,073	1,345

Tableau 8.1 – Rayons de contact, pression de contact et  $R_{CE}$  à chaque interface pour le modèle  $ETr_{ci}$ .

### I.1 Le modèle de contact macroscopique

#### I.1.1 Mise en données

Le modèle de contact macroscopique présenté en détail au chapitre 4 introduit trois paramètres de contact :  $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$  et le coefficient de partage  $\alpha$ , fixé à 0,5 (chapitre 4). Les lois d'évolution des résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  en fonction de la température considérées dans le modèle dérivent des résultats expérimentaux obtenus lors des campagnes de caractérisations interfaciales (chapitre 7). Avec l'effort de soudage ( $F = 4$  kN) et les valeurs initiales des rayons de contact, les pressions de contact initiales ( $p_{ci}$ ) aux interfaces 1 à 4 varient entre 139 MPa et 425 MPa (tableau 8.1).

On suppose, à l'instar de Srikunwong [51], que les évolutions des  $R_{CE}$  en fonction de la pression et de la température caractérisées et présentées en détail au chapitre 7 suivent une loi à variables séparables (8.1) :

$$R_{CE}(p_c, T_c) = f(T_c) \cdot g(p_c) \quad (8.1)$$

Les mesures en fonction de la pression, réalisées à température ambiante (chapitre 7), ont permis de définir une loi  $g(p_c)$  sous la forme d'une fonction puissance (8.2) :



$$g(p_c) = R_0 \cdot p_c^{-n} \quad (8.2)$$

avec  $n$  proche de 1 (tableau 8.1).

On suppose que l'on peut déduire les évolutions des  $R_{CE}$  aux différentes valeurs de pression de contact initiales  $p_{ci}$  à partir des évolutions de  $R_{CE}$  mesurée à la pression de référence ( $p_{ref}$ ) de 200 MPa (8.3) (figure 8.1).

$$R_{CE}(p_{ci}, T_c) = R_{CE}(p_{ref}, T_c) \cdot \frac{p_{ref}}{p_{ci}} \quad (8.3)$$

Les évolutions des  $R_{CT}$  aux interfaces 1 et 2 sont issues de la littérature [5]. Ces évolutions en fonction de la température ont été établies à la pression de référence de 80 MPa. Les lois d'évolution des  $R_{CT}$  avec la pression lors de la première mise en charge étant similaires à celles observées pour les  $R_{CE}$  (chapitre 7) [99], on applique une relation similaire pour déduire les évolutions des valeurs des  $R_{CT}$  aux pressions de contact initiales (8.4).

$$R_{CT}(p_{ci}, T_c) = R_{CT}(p_{ref}, T_c) \cdot \frac{p_{ref}}{p_{ci}} \quad (8.4)$$

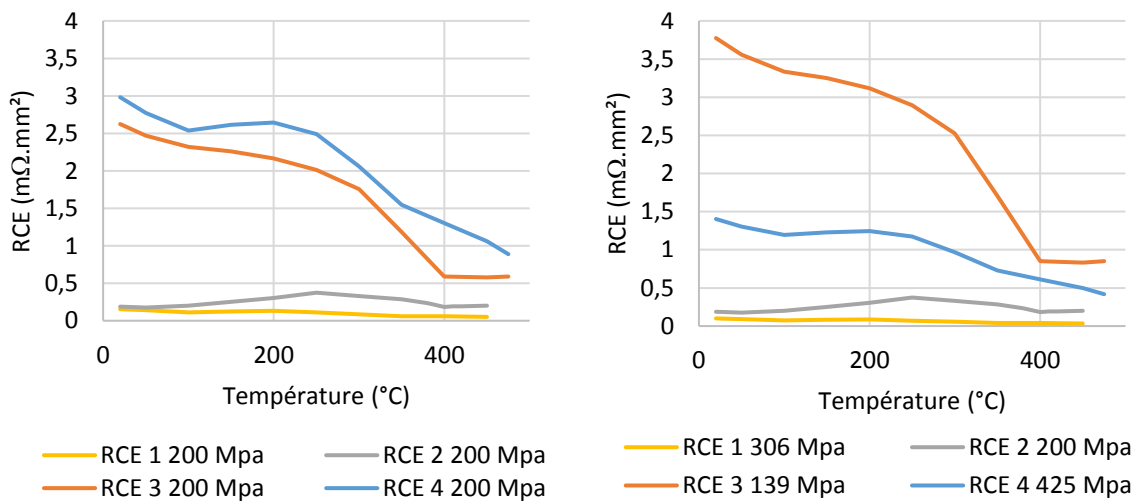


Figure 8.1 –  $R_{CE}(T_c)$  à 200 MPa (gauche) et  $p_{ci}$  (droite).

Les évolutions des  $R_{CT}$  avec la température aux interfaces 3 et 4 n'ont pas pu être mesurées dans le temps imparti à cette étude. Seules des évolutions avec la pression, à température ambiante, ont pu être établies. Les évolutions des  $R_{CE}$  aux interfaces 3 et 4 ont révélé la contribution importante de la résistance électrique du revêtement Alusi® à la valeur de la  $R_{CE}$  (chapitre 7). On suppose donc qu'il en est de même pour les  $R_{CT}$  dont la valeur est assimilée par défaut à la résistance thermique de la couche d'Alusi® (8.5). La conductivité thermique de l'Alusi® est calculée en utilisant la loi de Wiedemann-Franz à partir de la conductivité électrique de l'Alusi® déduite des évolutions de  $R_{CE}$  (chapitre 7) (8.6).

$$R_{CT}(p_{ci}, T_c) = \frac{e p_{Alusi}}{\lambda_{Alusi}} \quad (8.5)$$

$$\lambda_{Alusi} = \sigma_{Alusi} \cdot L \cdot T \quad (8.6)$$

avec la valeur théorique de la constante de Lorenz  $L = 2,40 \cdot 10^{-8} (V^2 \cdot K^{-2})$  et la température  $T$  en (K).

### 1.1.2 Résultats

En raison des fortes densités de courant dues aux aires de contact réduites, l'isotherme de début de fusion du revêtement Alusi® (1 000 °C) apparaît à l'interface  $T_3/E_2$  à 11 ms après le début du soudage et la fusion de la tôle d'Usibor® (1 484 °C), après 14 ms. Le calcul est donc limité à 12 ms (figure 8.2) pour mieux distinguer la zone de début de fusion de l'Alusi®. En pratique, la fusion de la tôle ne se produit pas si près de l'interface avec l'électrode. Les mesures du rayon de contact  $r_{c4}$  (chapitre 7) montrent que sa valeur passe rapidement de 1,73 mm (après l'accostage) à 2,54 mm à 80 ms. Cette augmentation d'aire de contact permet de réguler la température à l'interface en faisant baisser la densité de courant et en augmentant le flux thermique vers l'électrode.

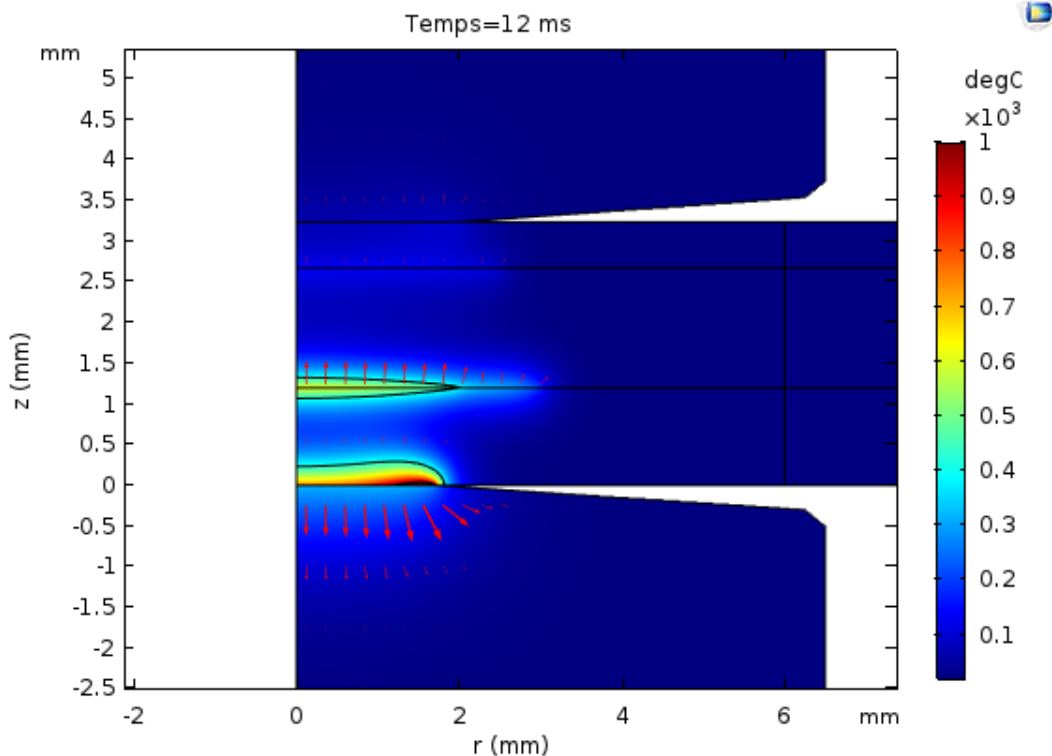


Figure 8.2 – Répartition de la température à 12 ms de soudage.

Les résultats révèlent la complexité du champ de température local au niveau des interfaces imputables à la distribution radiale de la densité de courant.

Par exemple, à 11 ms au niveau de l'interface  $E_2/T_3$ , la distribution radiale de la densité de courant conduit à un pic de densité de puissance généré par effet Joule ( $Qj$ ) en périphérie du rayon de contact (figure 8.3). La température dans la tôle d'Usibor® au-dessus de l'interface atteint alors à cet endroit la température de fusion du revêtement Alusi® (figure 8.4). La température de contact, quant à elle, passe par un maximum (640 °C) à 1,55 mm de l'axe de symétrie (figure 8.3). Cette température, bien inférieure à 1 000 °C, est calculée comme la moyenne des températures de part-et d'autre de l'interface. À cette température de contact (640 °C), la  $R_{CE4}$  et la  $R_{CT4}$  sont toujours actives, et la densité

de puissance produite par effet Joule à l'interface reste importante au niveau de la périphérie du contact. Or comme on a pu le voir précédemment (chapitre 7), l'évolution de la  $R_{CE4}$  avec la température est associée au comportement du revêtement Alusi<sup>®</sup> de la tôle d'Usibor<sup>®</sup>. Ainsi, définir la température de contact à partir de la température moyenne des deux surfaces en contact ne paraît pas pertinent.

La position du point chaud est tout de même cohérente avec les observations à partir des empreintes des électrodes dans la tôle d'Usibor<sup>®</sup> (chapitre 7), qui ont montré que l'anneau d'Alusi<sup>®</sup> fondu se positionne à 1,66 mm de l'axe de symétrie.

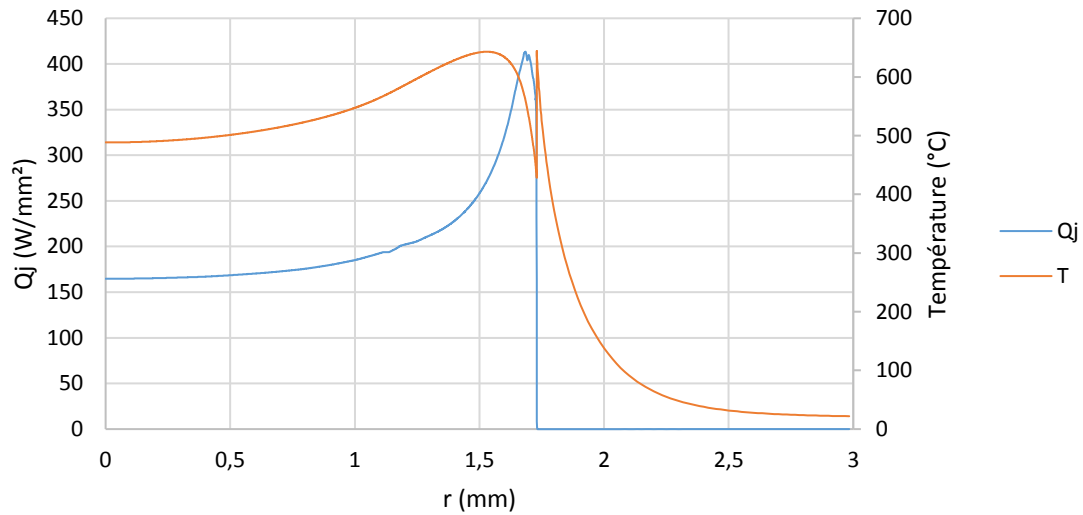


Figure 8.3 – Distribution de la température de contact et de la densité de puissance sur l'interface 4 à 11 ms.

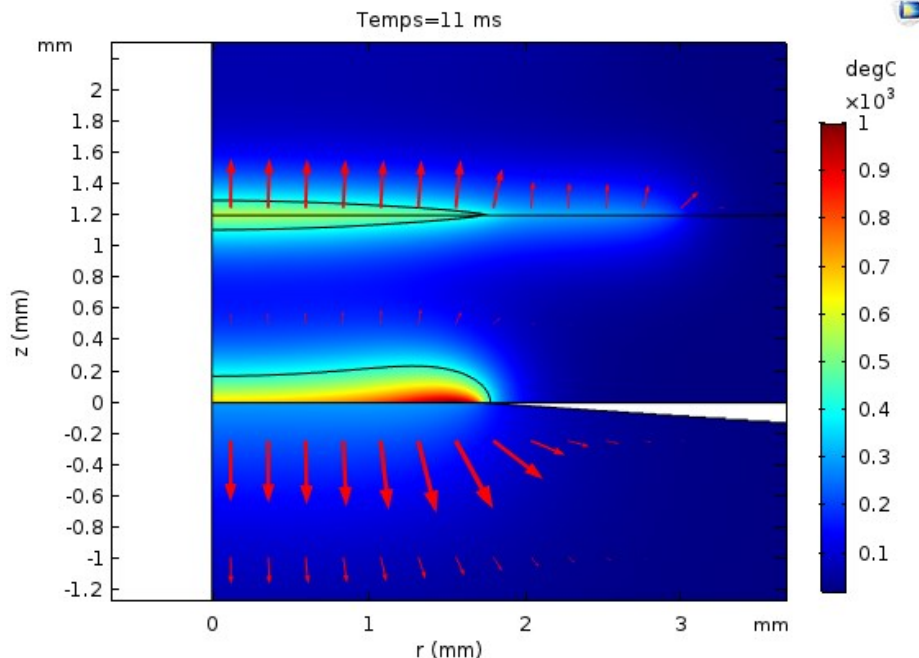


Figure 8.4 – Températures à 11 ms aux interfaces 3 et 4.

Dans le cas du contact thermique pur entre deux milieux, la relation (8.7) est classiquement utilisée pour définir la température de contact  $T_c$  [64]. Si le milieu  $B$  est le plus conducteur, alors  $T_c$  se rapproche plus de sa température de surface  $\theta_B$ .

$$\frac{\theta_A - T_c}{T_c - \theta_B} = \frac{\lambda_B}{\lambda_A} \quad (8.7)$$

Avec cette définition, la température de contact aurait été plus proche de celle côté électrode, donc encore plus basse. En conséquence, les  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  auraient été maintenues plus longtemps et auraient contribué, par leurs effets conjugués, à augmenter encore plus la surchauffe locale. En conclusion, dans le cas du contact électrothermique le pic de température se produisant du côté du milieu le plus résistif (chapitre 4), ici le revêtement Alusi®, il semblerait plus pertinent d'identifier la température de contact à la température de surface du côté de la tôle d'Usibor®.

Le profil de température le long de l'axe de symétrie à différents temps révèle bien les pics principaux de température aux interfaces  $T_2/T_3$  et  $E_2/T_3$  (figure 8.5). Ce profil fait aussi bien ressortir les discontinuités de la température aux contacts E/T, qui résultent de l'action des  $R_{CT}$  sur les flux diffusant de l'empilement de tôles vers les électrodes. C'est au niveau de l'interface  $E_2/T_3$  que le saut de température aux bornes de la  $R_{CT4}$  est le plus prononcé ( $\approx 350$  °C à 10 ms).

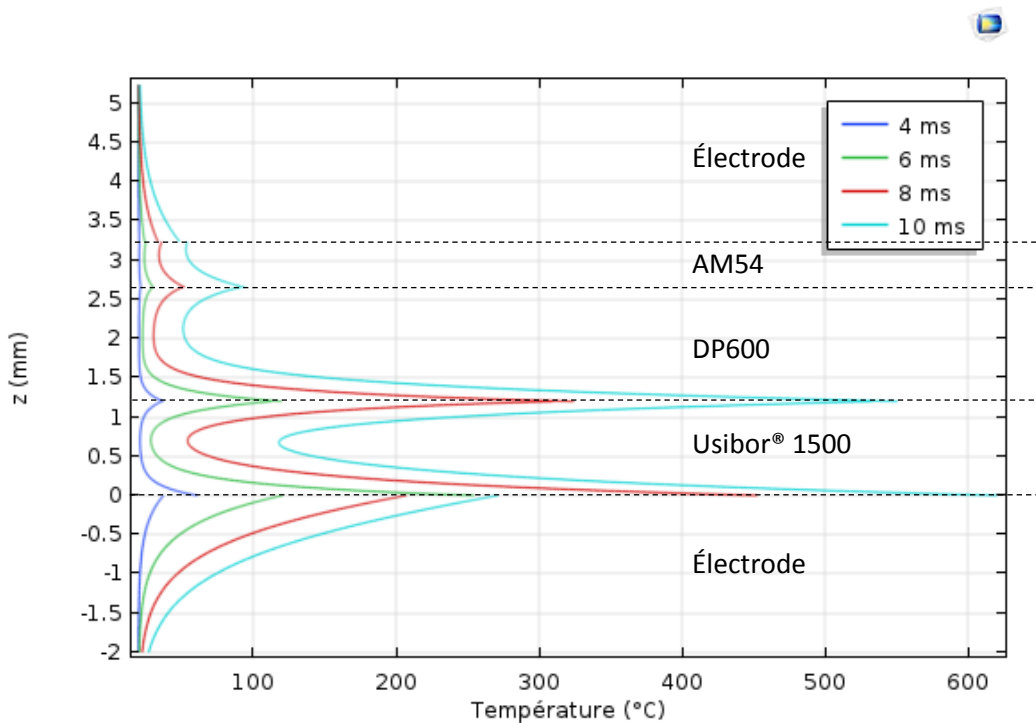


Figure 8.5 – Profils de température sur l'axe de symétrie.

Les évolutions des températures de contact ( $T_c$ ) sur l'axe de symétrie, calculées à partir de la moyenne des températures des surfaces en contact, apparaissent très différentes entre les contacts avec les tôles zinguées (1 et 2) et les contacts avec la tôle d'Usibor® aluminisée (3 et 4) (figure 8.6). Avec les résistances de contact plus importantes de part et d'autre de la tôle d'Usibor®, les températures  $T_c$  3 et  $T_c$  4 évoluent très rapidement lors de la montée du courant  $I$ .

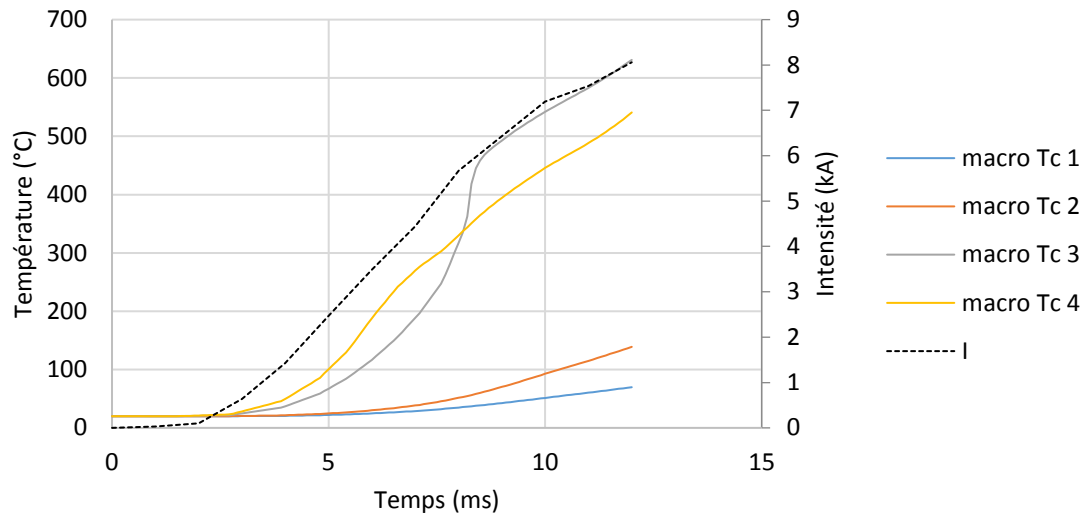


Figure 8.6 – Températures de contact sur l’axe de symétrie avec le modèle mésoscopique et intensité du courant.

## 1.2 Le modèle de contact mésoscopique

### 1.2.1 Mise en données

Dans le modèle de contact mésoscopique présenté en détail au chapitre 4, les résistances interfaciales sont représentées par des couches de contact dont les conductivités électrique et thermique équivalentes sont calculées à partir des relations 4.16 et des lois d’évolution des résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  considérées précédemment dans le modèle macro. Les épaisseurs des couches de contact introduites au niveau des interfaces 1 à 4 sont prises *a priori* égales à l’épaisseur des revêtements, soit respectivement 10  $\mu\text{m}$ , 20  $\mu\text{m}$ , 40  $\mu\text{m}$  et 30  $\mu\text{m}$ . Les évolutions des conductivités thermique et électrique équivalentes des couches de contact 1 à 4 sont comparées à celles des tôles en annexe.

### 1.2.2 Résultats

Avec le modèle mésoscopique, après 11 ms de soudage, la température à l’extrémité de la couche de contact  $T_3/E_2$  a dépassé la température de fusion du revêtement Alusi® (figure 8.7). L’isotherme à 1 000 °C apparaît dès 8,6 ms. Par rapport à la répartition de la température issue de la modélisation macroscopique (figure 8.4), les températures élevées sont plus localisées au niveau des interfaces dans l’épaisseur des couches de contact.

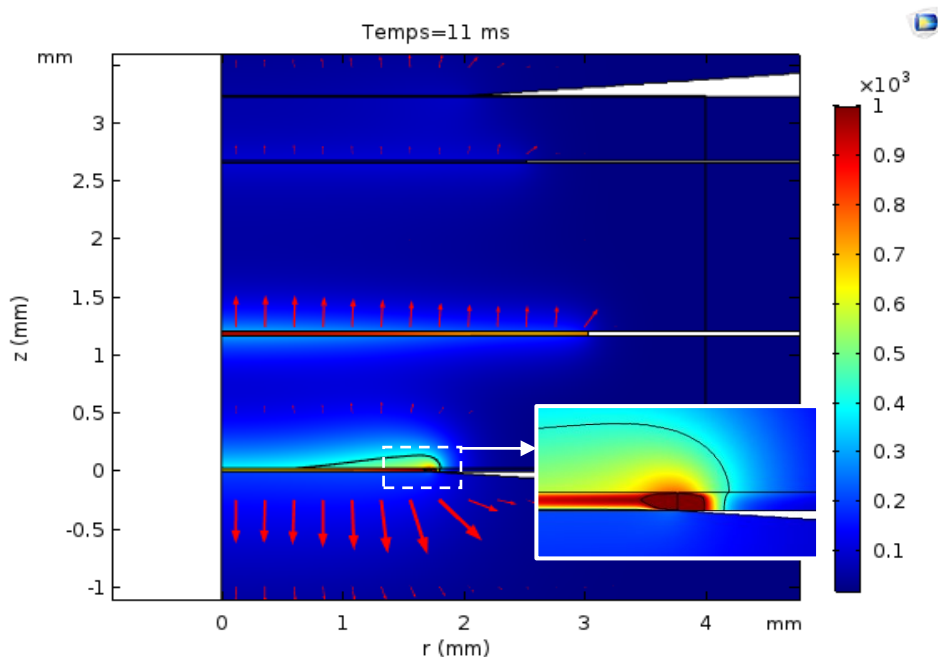


Figure 8.7 – Répartition de la température à 11 ms pour le modèle mésoscopique.

Le modèle mésoscopique permet de mieux traduire le rôle de barrière thermique de l'interface qui s'oppose à la diffusion du flux généré en son sein vers les milieux adjacents (chapitre 4). Rappelons dans notre cas que la résistance thermique de la couche de contact, équivalente à la  $R_{CT}$ , intègre celle des revêtements (chapitre 7). À l'interface 4 ( $T_3/E_2$ ), la température de fusion du revêtement Alusi® est atteinte à 8,6 ms contre 11 ms avec le modèle macroscopique (figure 8.8). Comme dans le cas du modèle macroscopique et en cohérence avec les observations à partir des empreintes, on note que la température à l'interface 4 est hétérogène radialement et présente un pic qui atteint la température de fusion de l'Alusi® à 1,72 mm de l'axe de symétrie (figure 8.8).

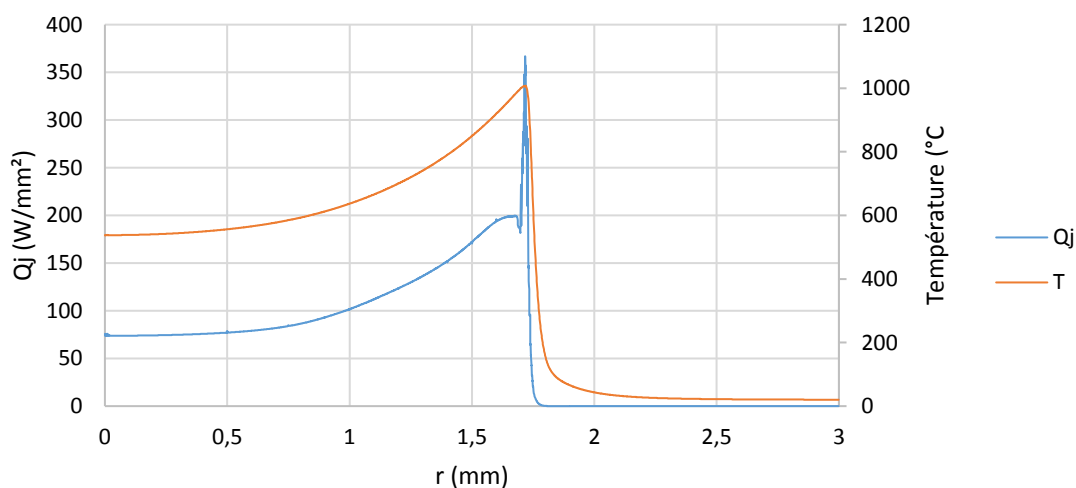


Figure 8.8 – Température de contact et densité de puissance sur l'interface Usibor® 1500 / électrode à 8,6 ms avec le modèle mésoscopique.

Les profils de température sur l'axe de symétrie révèlent l'effet des résistances thermiques des couches de contact avec des pics de température intenses notamment aux interfaces  $T_2/T_3$  et  $E_2/T_3$  comme pour le modèle macroscopique (figure 8.9).

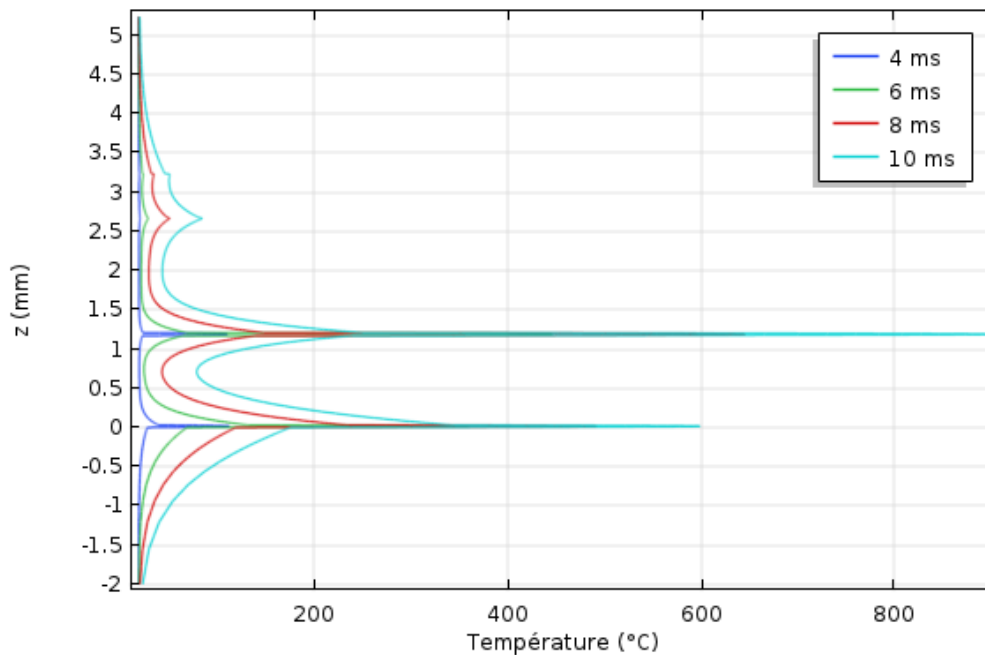


Figure 8.9 – Profils de température sur l’axe de symétrie pour le modèle mésoscopique.

Comme dans le cas du modèle macroscopique (figure 8.6), les températures pics dans les couches de contact sur l’axe de symétrie aux interfaces 3 et 4 évoluent plus rapidement lors de la rampe de montée du courant et atteignent des valeurs nettement plus élevées (figure 8.10). Jusqu’à 5 ms les températures  $T_c 3$  et  $T_c 4$  sont identiques, puis la température de contact  $T_c 3$  devient plus importante. Le refroidissement par contact imparfait ( $R_{CT 4}$ ) avec l’électrode  $E_2$  et  $R_{CE 3}$  presque trois fois plus importante qu’avec  $R_{CE 4}$ , compte tenu des différences de pression de contact, peuvent expliquer les écarts entre  $T_c 4$  et  $T_c 3$ .

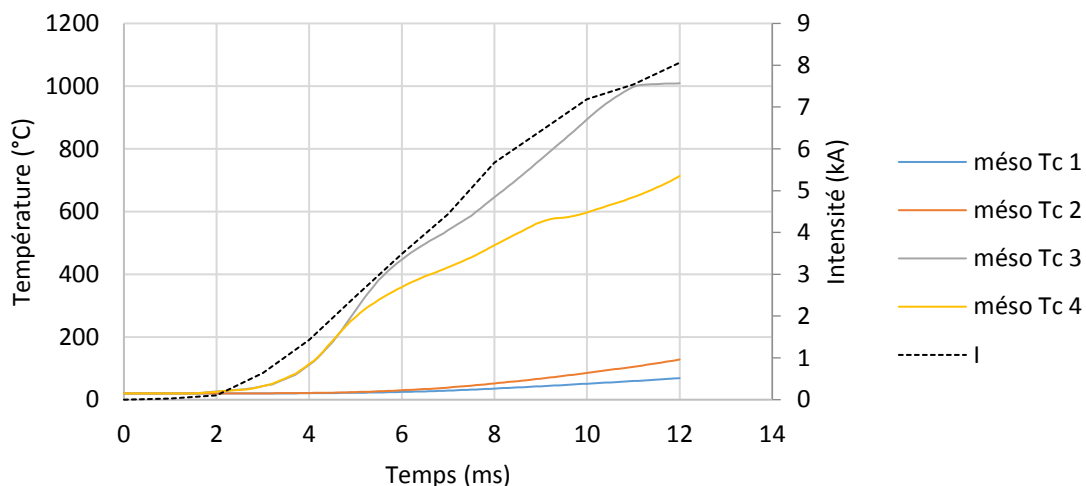


Figure 8.10 – Températures de contact sur l’axe de symétrie avec le modèle mésoscopique et intensité du courant.

### I.3 Comparaison des modèles macroscopique et mésoscopique.

On constate une différence sensible sur les profils de température sur l'axe de symétrie entre les deux modèles de contact. Notamment à l'interface  $E_2/T_3$  à 6 ms (figure 8.11) où le pic de température au sein de la couche de contact avec le modèle mésoscopique n'est pas reproduit avec le modèle macroscopique.

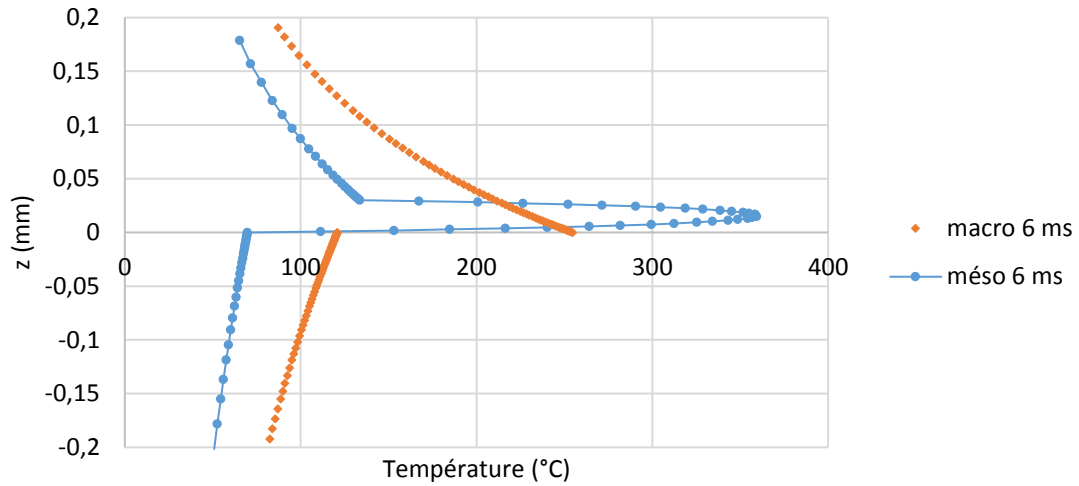


Figure 8.11 – Profil de température sur l'axe de symétrie à l'interface  $T_3/E_2$  à 6 ms pour les modèles macroscopique et mésoscopique.

Avec les deux modèles de contact, les échauffements calculés aux interfaces 1 et 2 sont proches (figure 8.12). En revanche, au niveau des interfaces 3 et 4 avec le modèle mésoscopique, les cinétiques thermiques sont plus rapides et les températures atteintes plus élevées (figure 8.13). Il en découle un écart significatif d'environ une décade entre les vitesses d'échauffement moyennes au niveau des interfaces zinguées et aluminées (tableau 8.2).

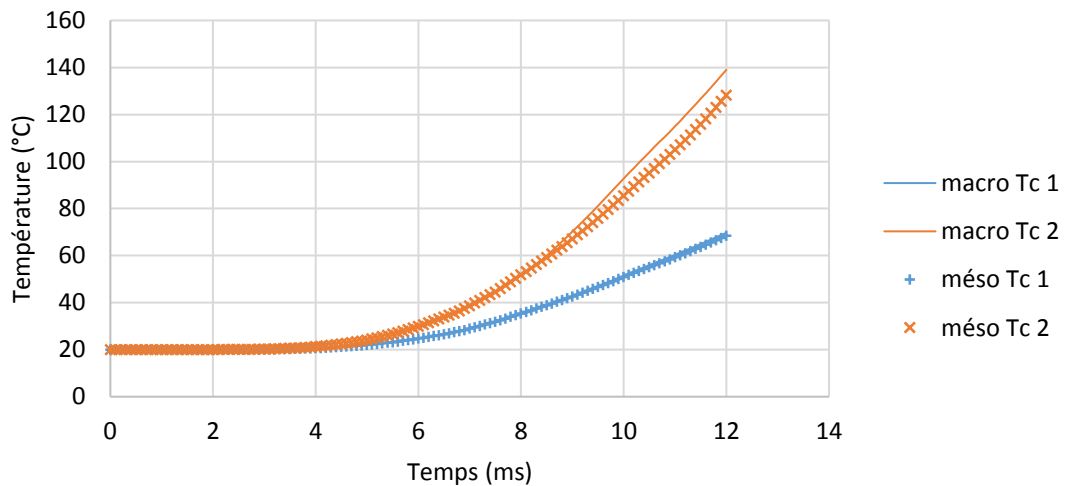


Figure 8.12 – Températures de contact sur l'axe de symétrie au niveau des interfaces 1 et 2 avec les modèles macroscopique et mésoscopique.



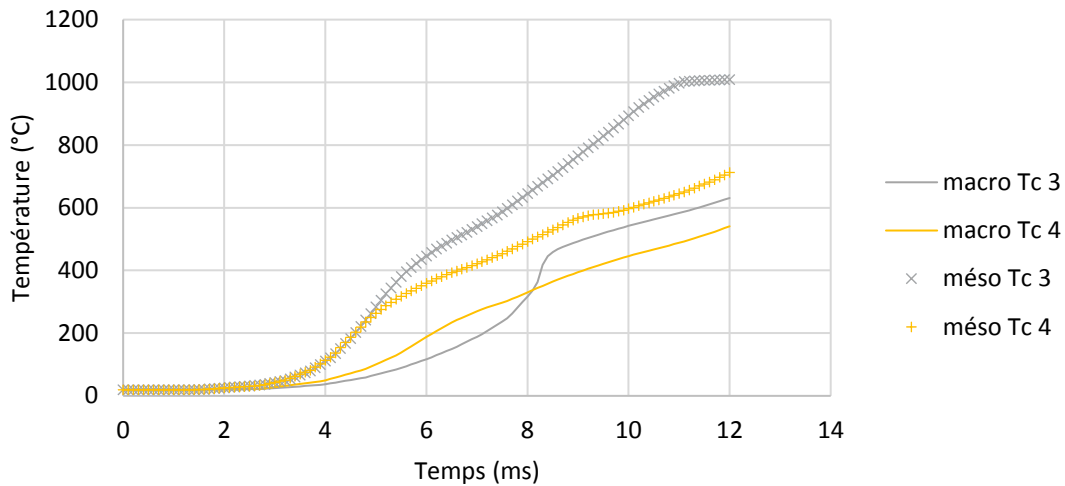


Figure 8.13 – Températures de contact sur l’axe de symétrie au niveau des interfaces 3 et 4 avec les modèles macroscopique et mésoscopique.

Interface	Modèle macroscopique	Modèle mésoscopique
électrode/AM54	7,1	6,9
AM54/DP600	17,1	15,2
DP600/Usibor® 1500	83,0	124,6
Usibor® 1500/électrode	62,9	72,9

Tableau 8.2 – Vitesses d’échauffement moyenne aux quatre interfaces. Valeurs en °C/ms.

Au plan électrique, on constate que les évolutions de la tension aux bornes des électrodes calculées avec les modèles mésoscopique et macroscopique sont équivalentes jusqu’à 5 ms puis divergent ensuite (figure 8.14). La rupture à 5 ms dans l’évolution de la tension avec le modèle mésoscopique ne s’observe qu’à 8 ms avec le modèle macroscopique. L’intensité étant croissante jusqu’à 12 ms, c’est probablement l’effondrement des  $R_{CE}$  (modèle macroscopique) et des résistances électriques équivalentes des couches de contact (modèle mésoscopique) qui provoque ces ruptures. Cependant, sans que l’on puisse donner d’explication satisfaisante, l’évolution obtenue avec le modèle macroscopique s’accorde le mieux avec l’évolution expérimentale (figure 8.14).

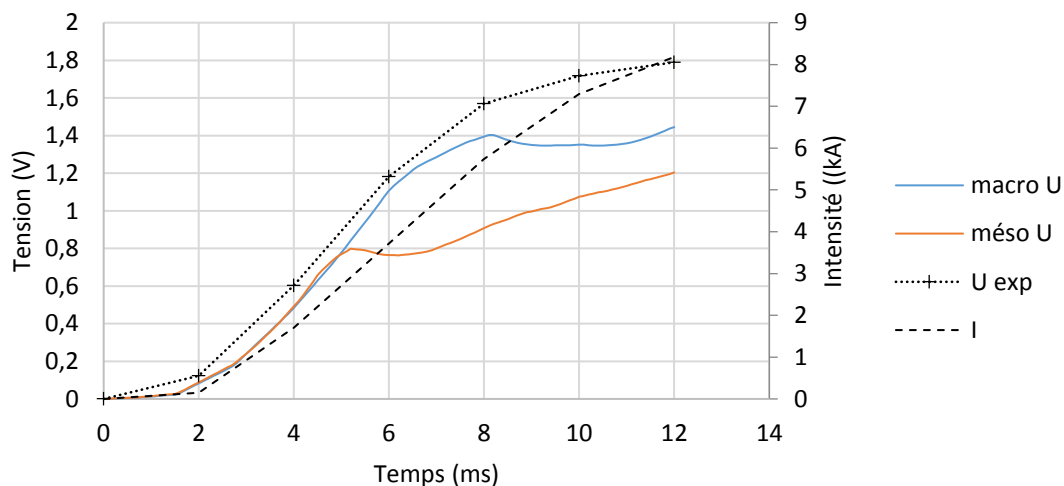


Figure 8.14 – Tensions entre les électrodes pour les deux modèles, mesure expérimentale de la tension entre les électrodes et intensité.

#### I.4 Comparaison des résultats numériques aux observations par thermographie IR

À partir du thermogramme d'un demi-point à 9,09 ms, sont extraits les profils de température sur les lignes « *line 1* » et « *line 2* » et les températures au niveau des pixels aux interfaces 1 à 4 (« *cursor 1* » à « *cursor 4* ») (figure 8.15).

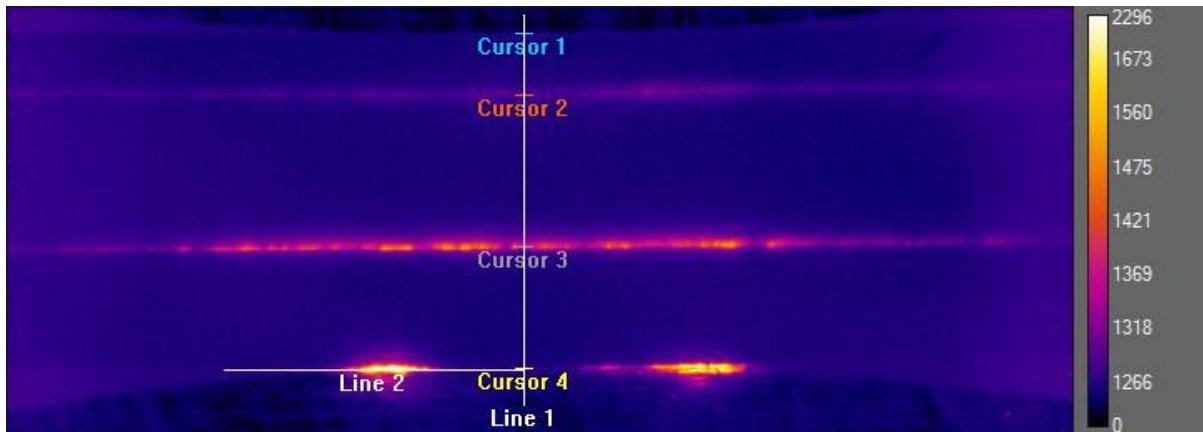


Figure 8.15 – Thermogramme à 9,09ms avec les quatre curseurs et les deux lignes pour la comparaison des températures mesurées au niveau des interfaces avec les températures calculées avec les modèles de contact.

##### I.4.1 Profils sur l'axe

La figure 8.16 présente les températures expérimentales (échelle verticale de gauche) déduites des niveaux de flux (échelle verticale de droite) et celles obtenues numériquement. La comparaison entre les résultats est plus aisée à l'aide des niveaux de flux, les températures expérimentales étant sous-évaluées du fait de l'étalonnage inapproprié. On montre cependant que les tendances révélées par le modèle de contact mésoscopique avec un pic plus fort au niveau de l'interface  $T_2/T_3$  coïncident avec les observations par caméra IR. Le modèle de contact macroscopique prédit à l'inverse une température de contact plus élevée à l'interface  $T_3/E_2$ .

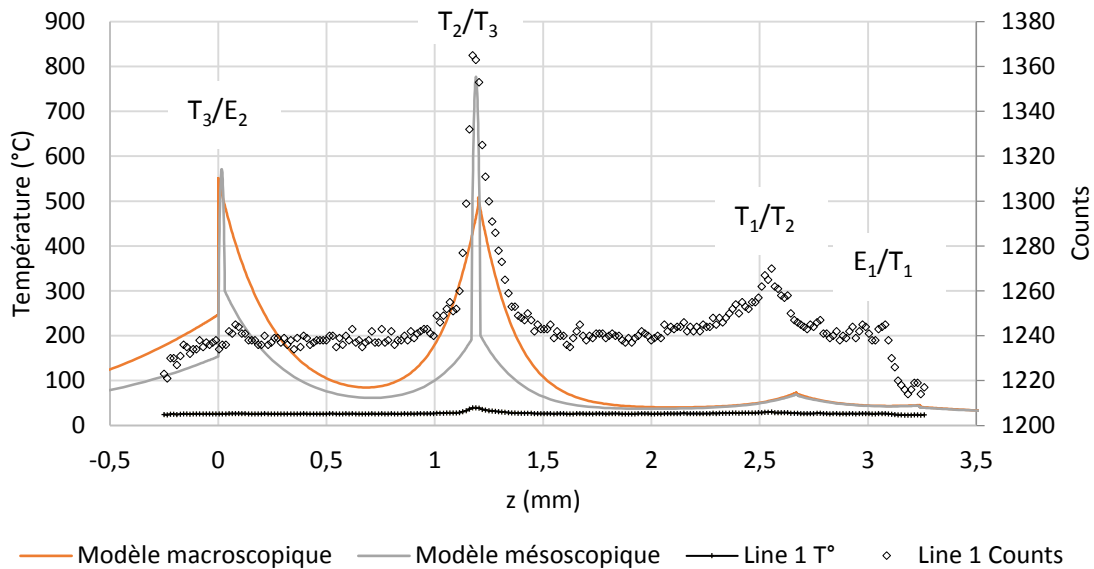


Figure 8.16 – Profils des températures expérimentales corps noir (thermographie IR à 9,09 ms) et numériques (modèles macroscopique et mésoscopique à 9 ms) sur l'axe de symétrie.

Cette différence entre observations et calculs peut avoir des origines diverses aux plans théorique et expérimental.

Au plan théorique, pour déterminer les grandeurs interfaciales dans les modèles de contact, nous avons supposé que les pressions de contact au début du soudage étaient uniformes sur les aires de contact apparentes et étaient déterminées par le rapport entre l'effort de soudage et l'aire de contact apparente à la fin de l'accostage. Dans le cas d'un contact sphère-plan entre une bille élastique (CuCrZr) et un massif élastoplastique (acier), Antacula [95] montre que la distribution de pression n'est pas uniforme sur l'aire de contact apparente et maximale au centre, comme le prédit la théorie de Hertz pour les contacts entre surfaces lisses dans le domaine élastique[95]. En conséquence, les valeurs des résistances de contact pourraient ne pas être uniformes et plus faibles vers le centre du contact.

Au plan expérimental, la résolution spatiale de la caméra (15  $\mu\text{m}/\text{pixel}$ ) donne une information moyenne sur la zone interfaciale, qui est insuffisante pour remonter avec précision aux gradients de température dans les zones adjacentes aux contacts. Il reste aussi les incertitudes liées à l'étalonnage de la caméra avec l'objectif G1 sur la gamme 20 °C – 600 °C et à l'évolution de l'émissivité des surfaces pour pouvoir exploiter correctement les mesures de flux radiatifs et en déduire des températures pertinentes.

#### 1.4.2 Distribution radiale de température au niveau des interfaces

Les cartographies thermiques numériques à 9 ms obtenues avec les modèles macroscopique et mésoscopique confirment bien l'hétérogénéité des températures sur les aires de contact observables sur le thermogramme à 9,09 ms (figure 8.17), notamment au niveau de l'interface  $T_3/E_2$ .

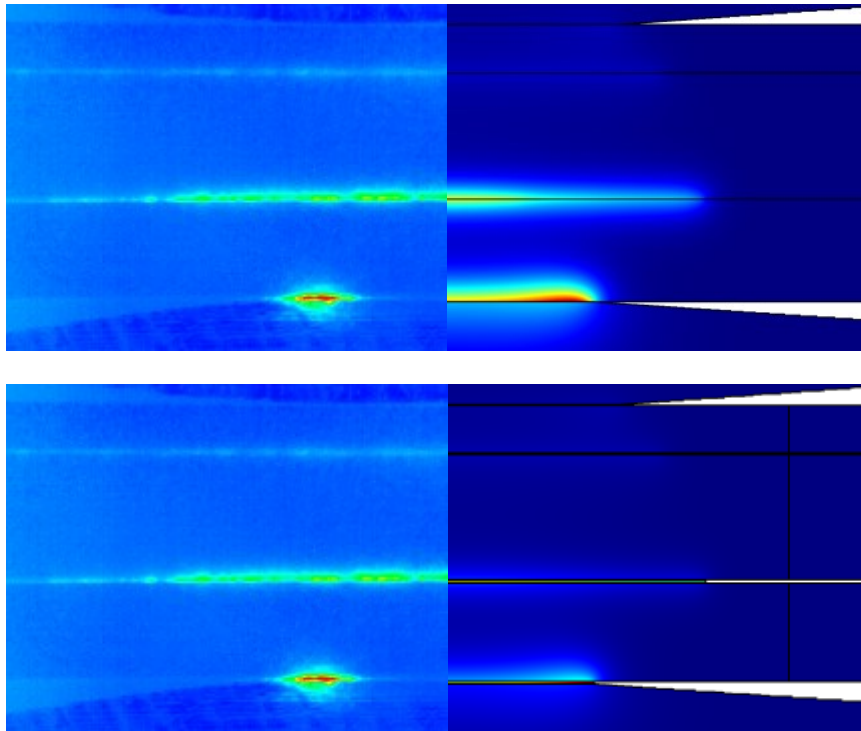


Figure 8.17 – Thermogramme à 9,09 ms (à gauche), cartographie de la simulation macroscopique à 9 ms (en haut à droite) et de la simulation mésoscopique à 9 ms (en bas à droite).

La confrontation des cartographies de température expérimentales et numériques laisse penser que le modèle de contact macroscopique permet de mieux représenter les échauffements. Les échelles de couleur sont toutefois incomparables. La température de contact est plus chaude avec le modèle mésoscopique, mais la  $R_{CT}$  confine le pic de température dans l'interface.

Au niveau de l'interface 4 ( $T_3/E_2$ ), les profils de température calculés avec les modèles macroscopique et mésoscopique s'accordent bien avec le profil de température CN (« line 2 » figure 8.15) et montrent que le pic de température se situe toujours sur la périphérie du contact (figure 8.18).

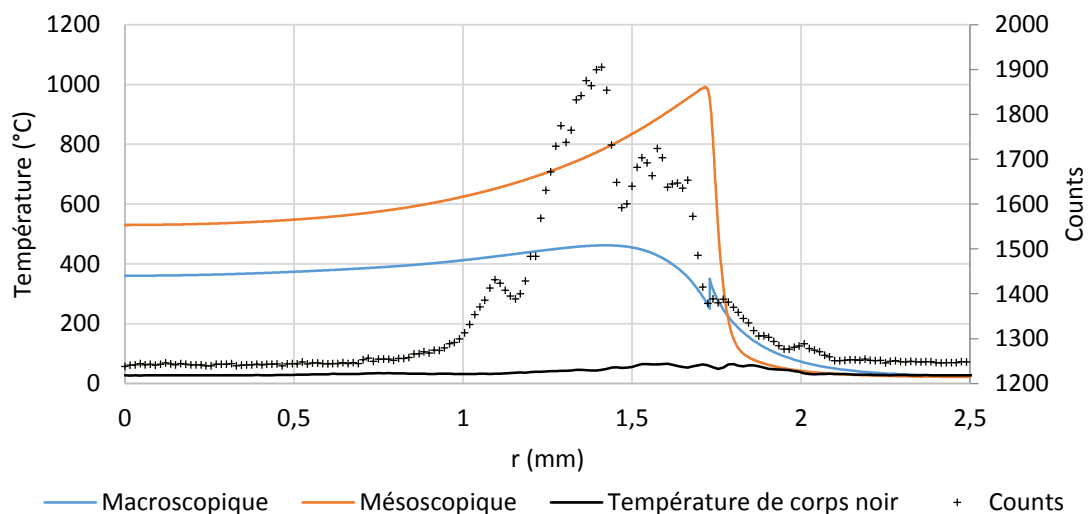


Figure 8.18 – Profils sur l'interface 4 des températures issues des simulations à 8,5 ms et de la température corps noir à 9,09 ms.

On peut noter qu'avec le modèle mésoscopique, le pic de température est plus décalé à l'extrémité de la couche de contact, ceci très probablement en raison de la condition adiabatique appliquée sur le côté de la couche. Enfin, le pic de température est aussi plus intense et atteint 1 000 °C (figure 8.16), valeur proche de la température de fusion du revêtement Alusi®.

Enfin, les températures de contact numériques (mésoscopique et macroscopique) semblent trop élevées à l'approche de l'axe de symétrie ( $r = 0$ , figure 8.18) comparativement aux observations expérimentales. Comme nous l'avons déjà fait remarquer (§1.3.1), en supposant dans les modèles la pression de contact uniforme sur l'aire de contact, on surestime probablement les résistances de contact qui induisent des échauffements théoriques plus grands que ceux observés proches de l'axe.

### 1.4.3 Cinétiques de température aux contacts sur l'axe de symétrie

Les températures de corps noir déduites des mesures expérimentales de flux radiatif avec l'étalonnage à basse température (chapitre 3) et une émissivité de 1 au niveau des interfaces  $E_1/T_1$  et  $T_1/T_2$  (« *Cursor 1* » et « *Cursor 2* ») sont très proches des simulations (figure 8.19). En revanche, aux interfaces  $T_2/T_3$  et  $T_3/E_2$  (« *Cursor 3* » et « *Cursor 4* »), les températures calculées sont bien plus importantes que celles obtenues par thermographie. Les causes de ces écarts sont multiples et peuvent se trouver tant dans les hypothèses simplificatrices des modèles que dans les hypothèses sur l'émissivité pour traduire les flux radiatifs en température. Les résistances de contact sur l'axe de symétrie sont très probablement surestimées dans le modèle.

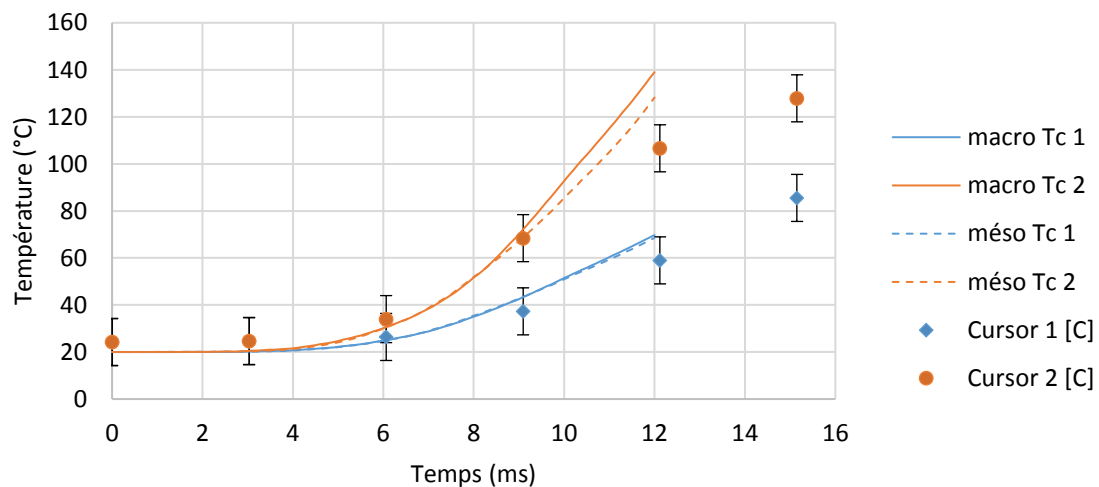


Figure 8.19 – Températures de corps noir et calculée avec les modèles macroscopiques et mésoscopique sur l'axe de symétrie au niveau des interfaces 1 et 2.

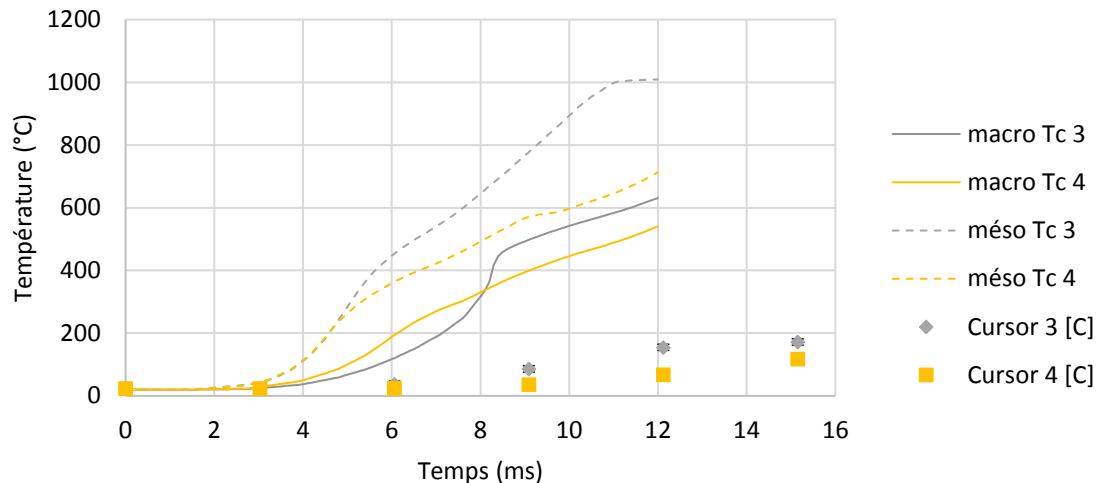


Figure 8.20 – Températures de corps noir et calculée avec les modèles macroscopiques et mésoscopique sur l'axe de symétrie au niveau des interfaces 3 et 4.

## 1.5 Conclusion sur les modèles de résistance de contact

Les simulations numériques avec les deux modèles de contact, macroscopique et mésoscopique, révèlent l'hétérogénéité des températures sur les aires de contact associée à la distribution de la densité de courant non-uniforme. Cependant, les températures calculées vers le centre des aires de contact semblent trop importantes comparativement aux mesures réalisées par caméra IR. L'hypothèse de pression de contact uniforme à l'issue de l'accostage, retenue dans les modèles pour évaluer les valeurs des résistances de contact, pourrait expliquer cette surchauffe locale. Les pics de température au sein des interfaces, prédits avec le modèle mésoscopique, semblent mieux s'accorder avec les observations par caméra IR avec cependant une tendance à surestimer la température dans les couches de contact aux interfaces avec la tôle d'Usibor®.

Les résultats numériques montrent que le choix du modèle de contact électrothermique influence significativement les valeurs des températures calculées au niveau du contact. Compte tenu des incertitudes encore trop élevées sur les mesures aux interfaces réalisées par caméra IR, il n'est pas possible d'utiliser ces informations pour valider complètement le modèle électrothermique avec les données interfaciales ( $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$ ) expérimentales implémentées dans les modèles de contact. En outre, on ne disposait pas dans cette étude des évolutions complètes des  $R_{CT}(p,T)$  aux interfaces avec la tôle d'Usibor® 1500. Cependant, les tendances données par le modèle de contact mésoscopique paraissent mieux s'accorder avec les premières observations par caméra IR. Le modèle macroscopique est trop réducteur pour rendre compte correctement des phénomènes aux interfaces avec des surfaces en contact revêtues. Notamment, la définition de la température de contact pose problème avec ce modèle de contact. Il présente cependant l'avantage d'être plus simple à implémenter et moins coûteux en temps de calcul.

On propose dans la suite de définir un modèle électrothermique avec des rayons de contact variables permettant de simuler l'intégralité de l'opération de soudage afin de pouvoir se confronter aux différents résultats expérimentaux en termes d'évolution de tension et de cinétique de formation et de développement du noyau. Les calculs seront conduits avec le modèle de contact macroscopique et les objectifs seront de compléter la validation des données interfaciales ( $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$ ) et de donner un éclairage supplémentaire sur le rôle des phénomènes aux interfaces sur la formation et le développement du noyau.

## II. Modèle électrothermique avec des rayons de contact variables

Pour simuler numériquement le soudage avec des électrodes à faces actives convexes, le couplage du modèle ET avec une analyse métallurgie-mécanique permettant d'actualiser la géométrie et de calculer les évolutions des rayons de contact lors de l'indentation des électrodes dans les tôles est *a priori* indispensable. Cependant, un modèle complet électro-thermo-métallurgique et mécanique (ETMM) nécessite beaucoup plus de données expérimentales et sa mise en œuvre est très coûteuse en temps de calcul. Une alternative est proposée ici en implémentant dans le modèle ET les évolutions expérimentales temporelles des rayons de contact mesurées à partir des empreintes ( $r_{c\ E/T}$ ) et des coupes macrographiques ( $r_{c\ T/T}$ ). Certes, ce modèle ET à rayons de contact variables ( $ETr_{cv}$ ) n'est pas prédictif, contrairement au modèle ETMM, mais il va permettre de simuler complètement un cas de soudage et de confronter les résultats numériques et expérimentaux en termes d'évolution de tension et de cinétique de développement du noyau. C'est le moyen choisi pour valider les évolutions des résistances de contact ( $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$ ) implémentées dans le modèle et pour mieux comprendre la contribution des phénomènes aux interfaces sur la formation et le développement du noyau.

### II.1 Mise en données

#### II.1.1 Rayons de contact

Pour cette variante du modèle, les évolutions temporelles des rayons de contact sont approximées à partir des données expérimentales (figure 8.21). Les évolutions des quatre rayons de contact sont définies de manière discontinue, sur des plages de temps, par pas de 20 ms jusqu'à 100 ms puis par pas de 50 ms jusqu'à 350 ms.

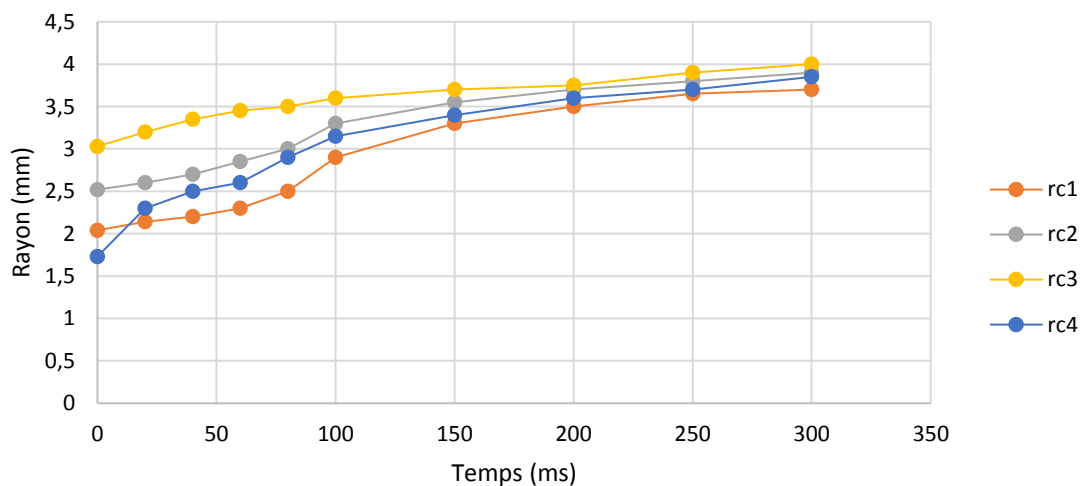


Figure 8.21 – Évolutions expérimentales des rayons de contact en fonction du temps servant de base à la définition des évolutions des rayons de contact dans le modèle ET à rayons de contact variables.

#### II.1.2 Résistances de contact

Dans ce modèle  $ETr_{cv}$  les évolutions des résistances de contact  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  sont calculées avec les mêmes relations (8.3 et 8.4) utilisées précédemment dans le cas du modèle  $ETr_{ci}$ . À chaque étape, avec l'augmentation des rayons, les aires de contact apparentes s'accroissent d'une couronne

supplémentaire. La pression de contact diminue donc au fur et à mesure sur les aires de contact apparentes. Pour rendre compte des évolutions irréversibles de la  $R_{CE}$  et de la  $R_{CT}$  avec la pression (chapitre 7), il faudrait remplacer dans les relations (8.3 et 8.4) la valeur de la pression de contact  $p_c$  par la valeur maximale  $p_{cmax-i}$  vue par la portion d'aire de contact formée à l'étape  $i$ . En première approche, l'irréversibilité de l'évolution de pression n'a pas été considérée dans le modèle ETr<sub>cv</sub>. Donc, c'est la pression de contact  $p_c$  qui est retenue pour calculer les résistances de contact à la place de  $p_{cmax}$ .

Suite aux observations faites au paragraphe précédent sur les modèles à rayons de contact initiaux, un facteur réducteur a dû être appliqué aux  $R_{CT}$  3 et 4 (respectivement 0,5 et 0,3) pour éviter les surchauffes aux interfaces  $T_2/T_3$  et  $E_2/T_3$ .

### II.1.3 Intensité

L'évolution temporelle du courant de soudage programmé correspond à celle du courant expérimental avec une montée en 10 ms à la valeur plateau fixée à 9,5 kA pendant 320 ms. Le calcul commence par 10 ms de temps mort pour lisser le profil de courant dans les premières millisecondes avec une interpolation cubique. En effet, une interpolation linéaire et une rupture franche sur le profil de courant rendent le calcul plus long à converger.

## II.2 Résultats

Quelques différences apparaissent entre la tension aux bornes des électrodes calculée avec le modèle ETr<sub>cv</sub> et la tension mesurée lors de l'essai de soudage (figure 8.22). Notamment vers 20 ms, au tout début du soudage, le pic de tension mesuré apparaît sous-estimé par le calcul. Ensuite, les tensions numérique et expérimentale sont très proches jusqu'à 80 ms et divergent ensuite jusqu'à la fin du temps de soudage. Ces écarts peuvent être probablement imputés aux incertitudes sur les grandeurs interfaciales implémentées dans le modèle. Concernant les rayons de contact, l'absence de mesure avant 80 ms (chapitre 7, figures 7.7 à 7.12) contraint à une interpolation trop approximative entre les valeurs initiales à l'issue de l'accostage et les valeurs mesurées à 80 ms. Le repérage de la position du fond d'entaille pour la mesure des rayons de contact aux interfaces T/T à partir des coupes macrographiques après 80 ms est affecté aussi d'une incertitude importante.

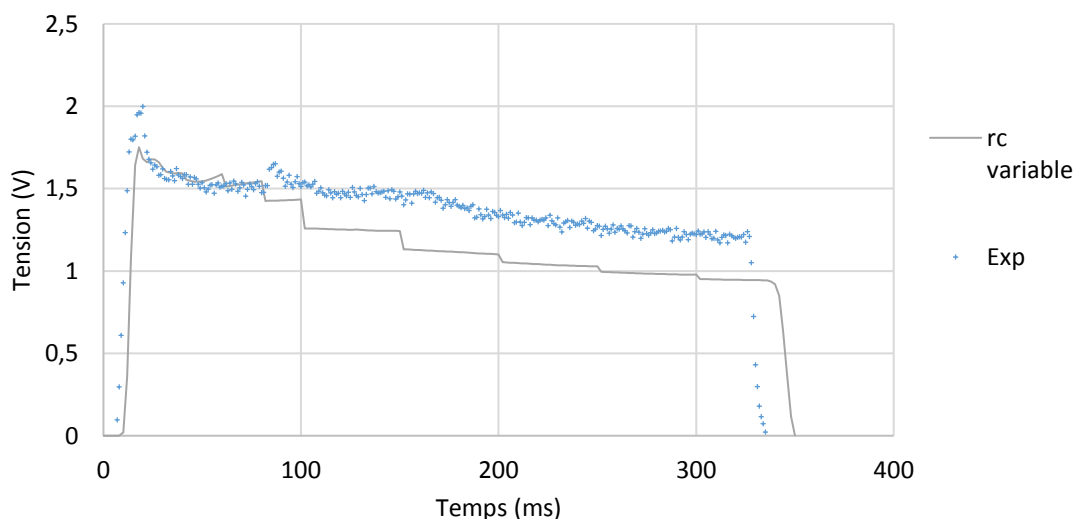
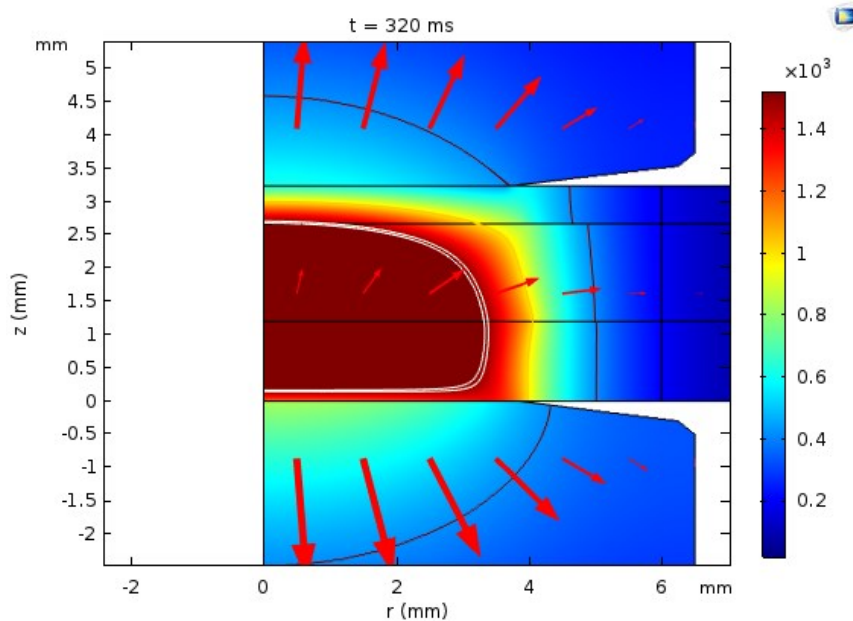


Figure 8.22 – Mesure expérimentale et évolution numérique de la tension entre les électrodes.



Les ruptures observées sur la courbe de la tension simulée sont dues aux changements de rayon de contact (figure 8.22).

Compte tenu des écarts entre les températures de fusion des différentes nuances d'acier des trois tôles de l'assemblage, nous choisissons de matérialiser la limite de la ZF par deux isothermes : une valeur inférieure correspondant à la température de fusion de l'Usibor® 1500 (1 484 °C) et une valeur supérieure correspondant à la température de fusion de l'AM54 (1 525 °C) (figure 8.23).



La limite de la ZF à 320 ms concorde très bien avec la limite extérieure du noyau solidifiée avec une structure dendritique (figure 8.24). Le modèle reproduit bien la courbure sur la partie haute de la zone fondue. Sur la partie basse du côté de la tôle d'Usibor®, la ZF simulée apparaît un peu plus plate. Cet aplatissement est potentiellement dû à la déconsidération de l'enfoncement des électrodes dans les tôles lors de l'indentation. De plus, rappelons que la reproductibilité des points expérimentaux n'est pas parfaite et donc que la dispersion sur la taille de la ZF inclut la limite calculée.

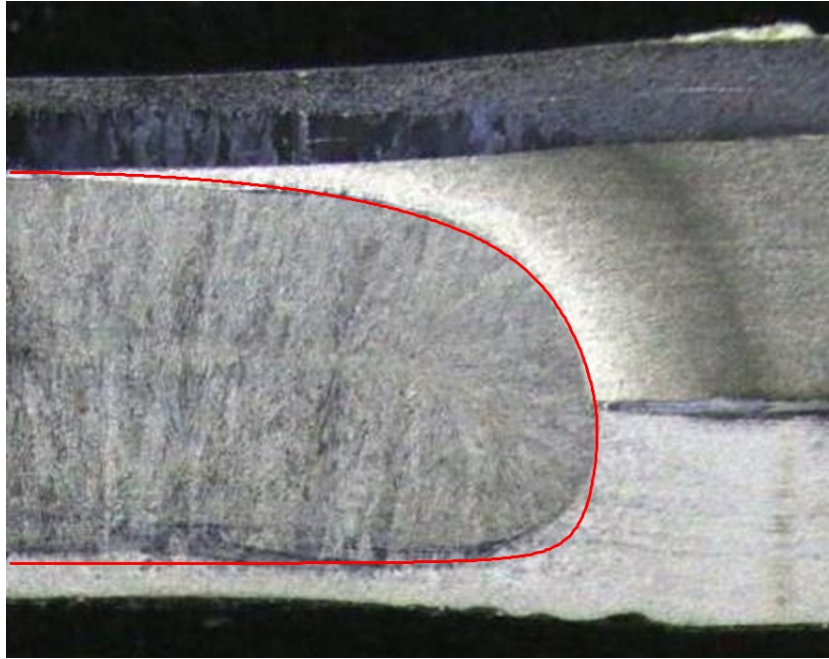
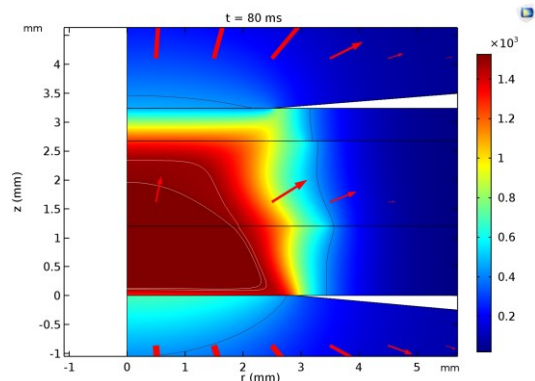


Figure 8.24 – Coupe macrographique d'un point soudé (9 kA, 320 ms, 4 kN) et limite de ZF calculée.

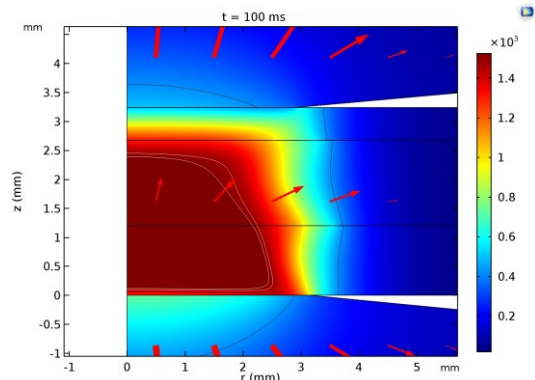
La comparaison aux mêmes instants entre les macrographies issues des points interrompus et les isovaleurs de température avec le modèle  $ETr_{cv}$  montre une bonne correspondance globale entre les cinétiques de formation et de développement du noyau numérique et expérimentale (figure 8.25).



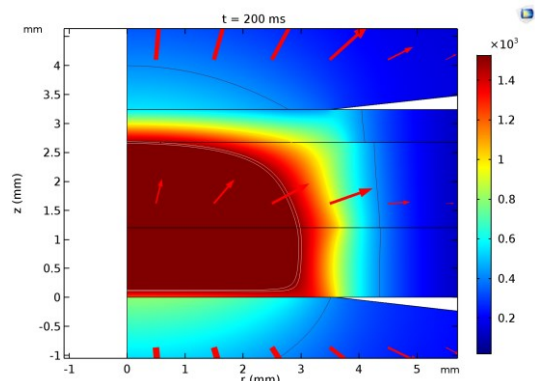
80 ms



100 ms



200 ms



300 ms

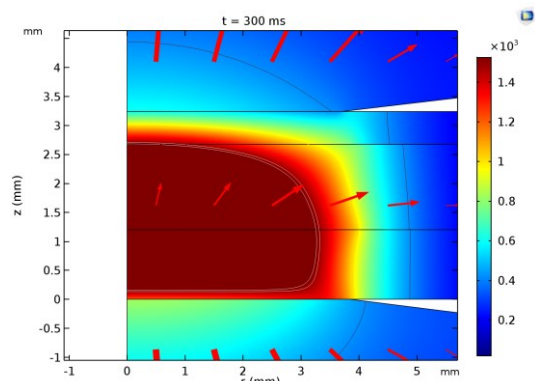


Figure 8.25 - Coupes macrographiques de points interrompus et cartographie numérique de température.

Concernant les dimensions du noyau, nous observons une bonne adéquation entre résultats numériques et expérimentaux, surtout au niveau de l'interface 3 entre le DP600 et l'Usibor® 1500 (figure 8.26).

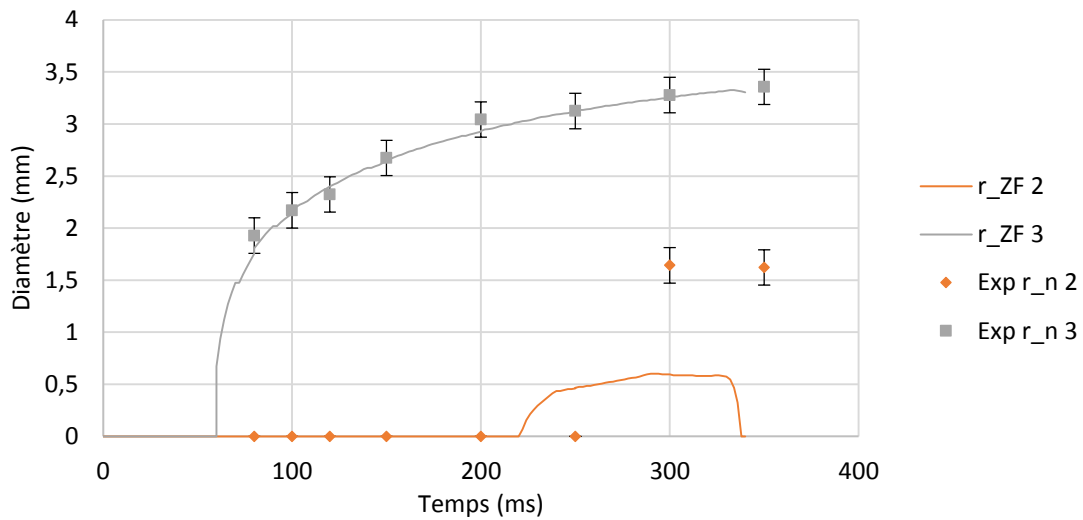


Figure 8.26 – Évolutions expérimentales et numériques des diamètres du noyau aux interfaces 2 et 3.

Le diamètre à l'interface 2 entre les tôles d'AM54 et de DP600 est directement lié à la pénétration du noyau dans la tôle mince qui est plus faible numériquement que celle observée expérimentalement (figure 8.27). Cet écart peut être en partie imputé à la modélisation simplifiée de l'indentation dans laquelle l'enfoncement des électrodes dans les tôles est négligé et où la surface de contact apparente est assimilée à un disque de rayon variable. Nous avons vu précédemment qu'avec l'indentation dans les tôles d'AM54 et d'Usibor® (chapitre 7 figure 7.10), l'épaisseur de l'empilement est réduite de 350  $\mu\text{m}$  à 200 ms et de 450  $\mu\text{m}$  à la fin du temps de soudage (chapitre 6, figure 6.18). Cette hypothèse simplificatrice peut aussi avoir un impact sur le calcul de l'épaisseur de la zone fondue qui est un peu surestimé (figure 8.27).

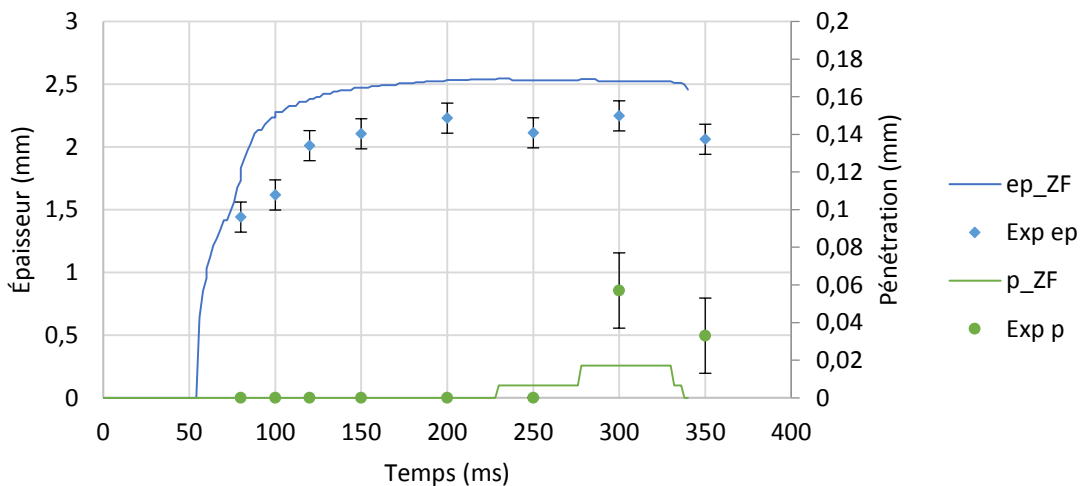


Figure 8.27 – Évolutions expérimentale et numérique de l'épaisseur du noyau et de la pénétration dans la tôle mince.

L'évolution de la section transversale de la ZF (numérique) apparaît en très bon accord avec celle du noyau, mesurée à partir des coupes macrographiques (figure 8.28). Cela qui montre l'aptitude du modèle  $\text{ETr}_{\text{cv}}$  à restituer une évolution globale du noyau en bonne adéquation avec l'observation.

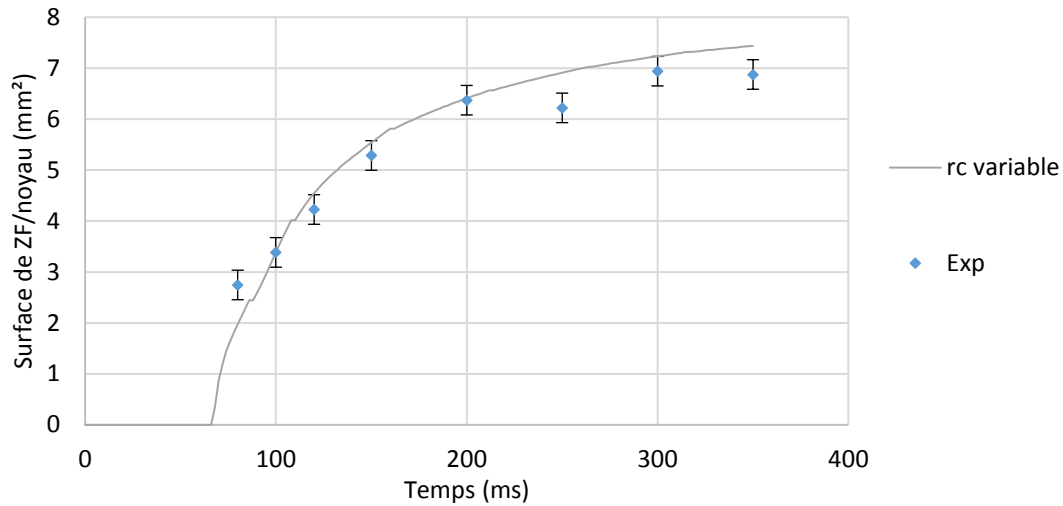


Figure 8.28 – Surface de ZF (numérique) et demi-surface du noyau (expérimentale).

Ces résultats numériques en bonne adéquation avec les mesures nous autorisent à utiliser le modèle pour étudier plus en détail la cinétique de développement du noyau et à compléter les observations, notamment dans les premiers instants avant 80 ms. Le modèle montre que la ZF s'initie très tôt dans l'Usibor®, entre 30 et 50 ms, sous les effets combinés des fortes valeurs des  $R_{CE}/R_{CT}$  aux interfaces 3 et 4 actives dès 10 ms (figure 8.29). Ensuite, le noyau progresse très rapidement en épaisseur dans le DP600, et, dès 240 ms, l'épaisseur de la ZF est stabilisée. Enfin le diamètre continue de croître avec l'indentation des électrodes dans les tôles.

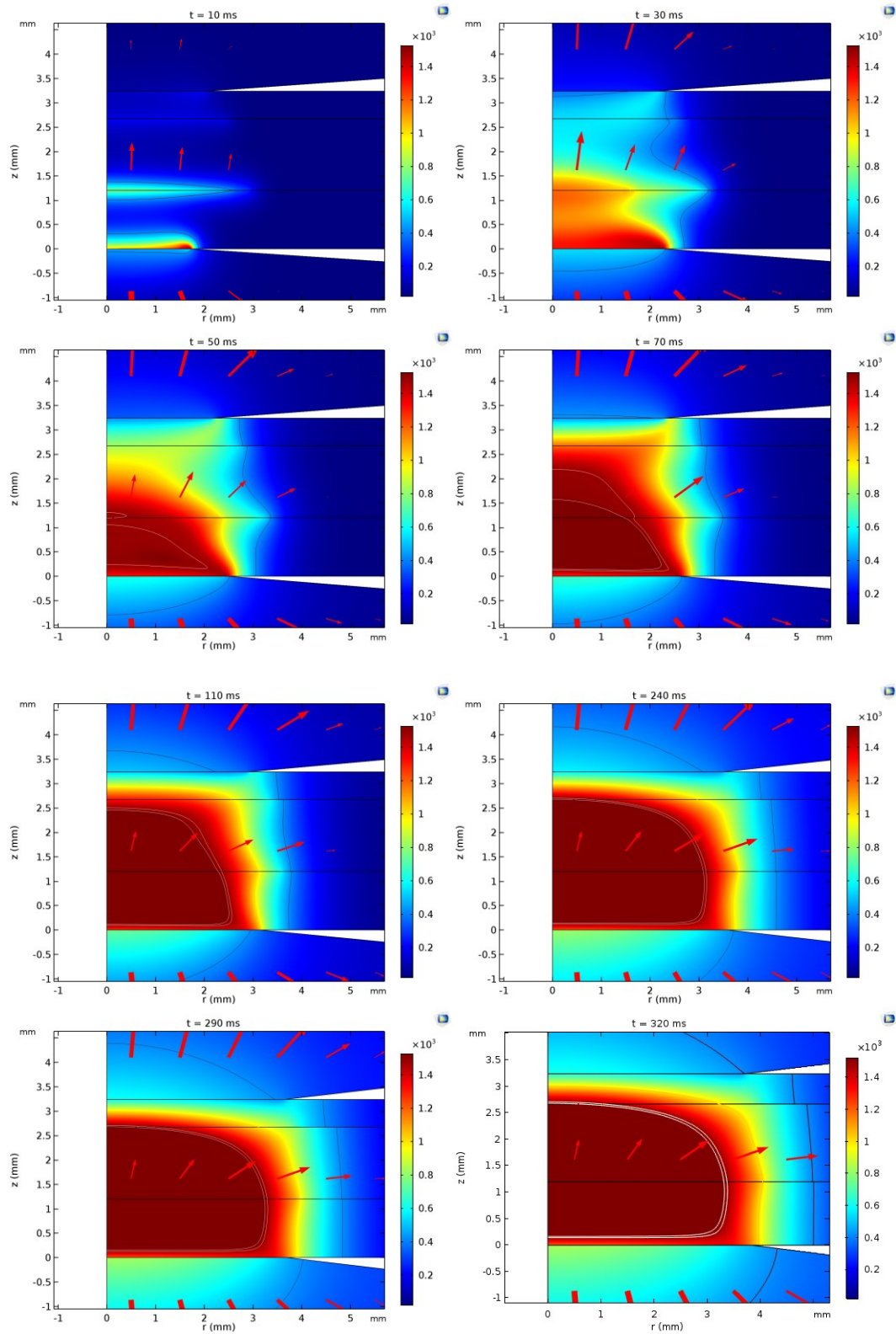


Figure 8.29 – Isovaleurs des températures à différents instants avec le modèle  $ETr_{cv}$ .

Les évolutions des températures aux interfaces  $T_2/T_3$  (côté Usibor®) et  $T_3/E_2$  (côté tôle) sur l'axe de symétrie se distinguent nettement des températures aux interfaces  $T_1/T_2$  (côté DP600) et  $E_1/T_1$  (côté tôle) (figure 8.30), conformément aux observations expérimentales (chapitre 6) et aux résultats numériques avec le modèle à rayons de contact initiaux (chapitre 8, section I). Les températures augmentent plus rapidement au niveau des interfaces  $T_2/T_3$  et  $T_3/E_2$  à cause des effets combinés des  $R_{CE}/R_{CT}$  plus élevées avec le revêtement Alusi®. Dès 100 ms, la température au niveau de l'interface  $T_3/E_2$ , prise égale à celle de la surface du côté de la tôle, se stabilise entre 930 °C et 1 000 °C sous l'effet du refroidissement de l'électrode conjointement avec la diminution des résistances de contact. La température de surface de l'électrode  $E_2$  ne dépasse pas 850 °C. Le palier de température à 1 500 °C sur la température à l'interface  $T_2/T_3$  correspond au changement d'état dans la tôle d'Usibor®. Ensuite, la température dans le bain fondu continue d'augmenter jusqu'à environ 2 600 °C à 320 ms puis décroît légèrement ensuite jusqu'au temps final. La température de contact au niveau de l'interface  $E_1/T_1$  augmente lentement par rapport aux autres interfaces jusqu'à atteindre seulement 637 °C ; le saut de température à l'interface est très faible en raison de valeurs de  $R_{CT}$  beaucoup moins élevées qu'au niveau de l'interface  $E_2/T_3$ . On note des petits pics de température sur les cinétiques thermiques aux interfaces 3 et 4 (figure 8.30), qui correspondent très certainement aux accroissements artificiels des résistances de contact avec la diminution de la pression de contact lors des incréments du rayon de contact.

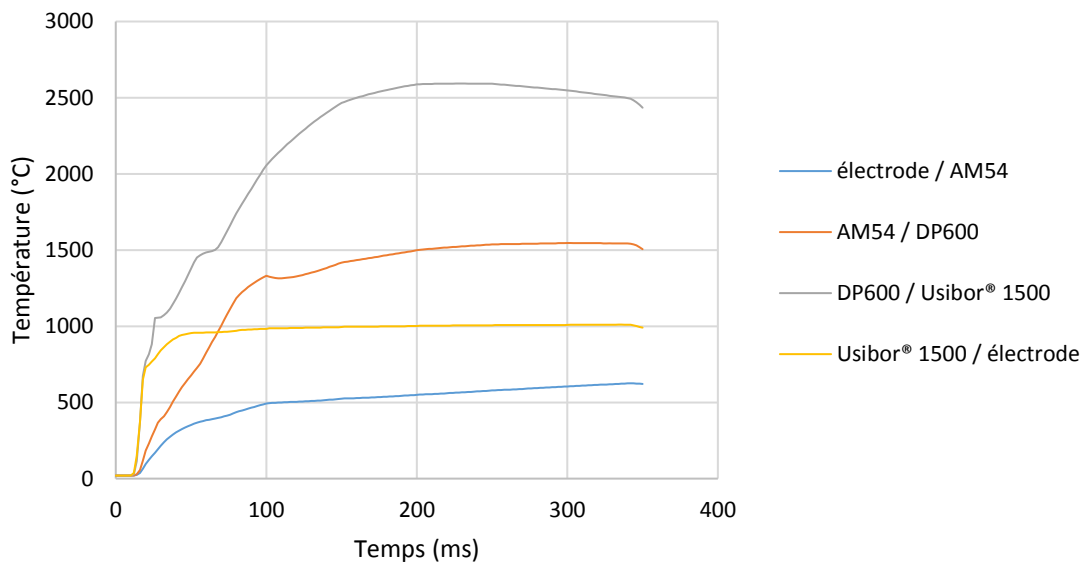


Figure 8.30 – Températures aux interfaces sur l'axe de symétrie.

### III. Modèle simplifié électrothermique avec rayons de contact constants

#### III.1 Mise en données

Nous proposons enfin de mettre au point un modèle électrothermique simplifié avec des rayons de contact constants ( $ETr_{cc}$ ) permettant de simuler la phase de soudage. L'objectif est de disposer d'un outil numérique simple pour l'étude de sensibilité sur les paramètres opératoires et la recherche rapide de solutions d'amélioration de la soudabilité. Ce modèle est similaire au modèle électrothermique avec les rayons de contact initiaux.

##### III.1.1 Rayons de contact

Cette configuration de modèle avec rayons de contact fixes est supposée représenter une configuration de soudage avec des électrodes à face active plate. Les valeurs des rayons de contact E/T aux interfaces 1 et 4 sont fixées à 3,0 mm et 3,1 mm respectivement, tandis que les valeurs des rayons de contact T/T aux interfaces 2 et 3 sont fixées à 3,2 mm et 3,5 mm respectivement. Ce choix découle des valeurs des rayons de contact mesurées à 100 ms (figure 8.21).

##### III.1.2 Résistances de contact

Dans ce modèle  $ETr_{cc}$  c'est la représentation macroscopique qui est retenue, et les évolutions des résistances de contact sont calculées avec les mêmes relations (8.3 et 8.4) utilisées précédemment dans le cas du modèle  $ETr_{ci}$ . Les résistances de contact initiales sont calculées avec les pressions de contact constantes découlant du choix des valeurs des rayons de contact.

##### III.1.3 Intensité

L'intensité du courant est programmée sous la forme d'un créneau avec une rampe de montée en 10 ms jusqu'au plateau à 8,2 kA pendant 320 ms. La rampe commence après 10 ms de temps mort pour lisser l'interpolation de la courbe de courant. L'intensité utilisée dans le modèle est ajustée par rapport à l'intensité expérimentale pour limiter la surchauffe due à la non prise en compte de l'indentation.

#### III.2 Résultats du calcul

On constate que la forme de la zone fondue à la fin du temps de soudage est moins allongée et moins arrondie que celle obtenue avec le modèle de contact avec les rayons de contact variables (figures 8.31 et 8.32). Ceci est logique puisque les rayons de contact E/T dans le modèle  $ETr_{cv}$  atteignent 4 mm, ce qui conduit naturellement à un accroissement supérieur du diamètre du noyau.



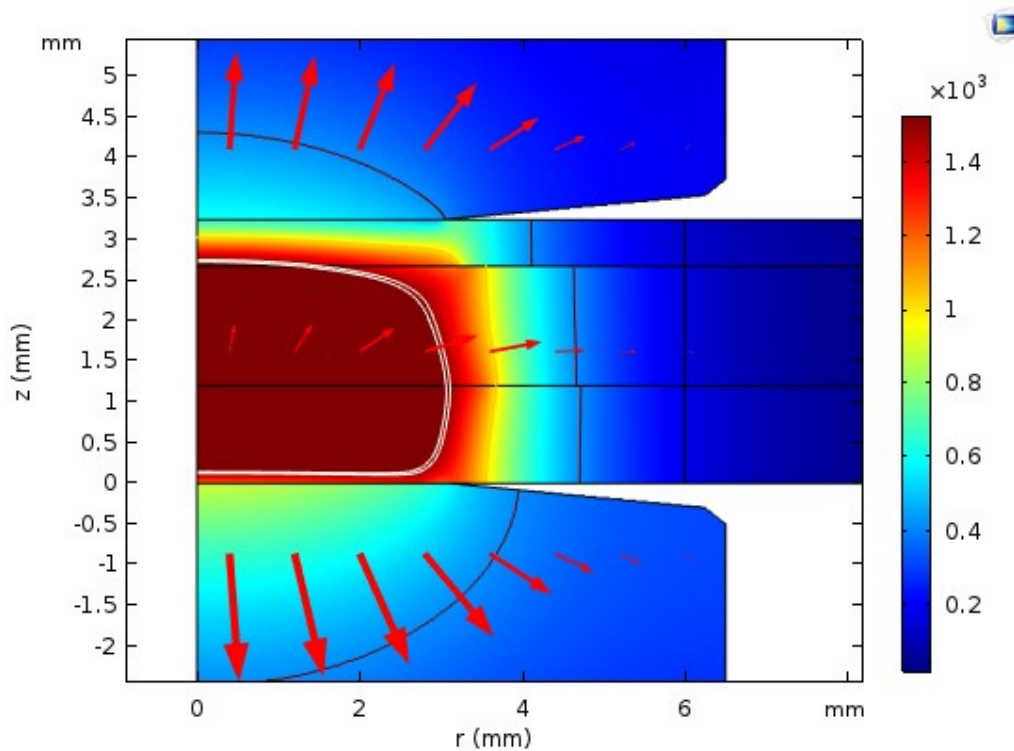


Figure 8.31 – Répartition de la température avec le modèle  $ETr_{cc}$  à 320 ms de soudage.

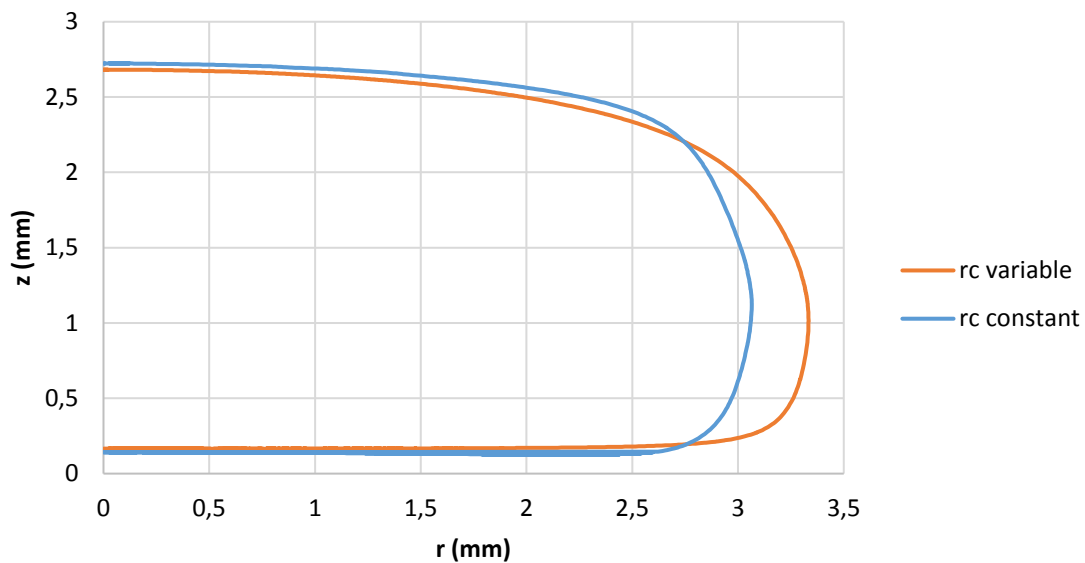


Figure 8.32 – Isothermes à 1525 °C à 320 ms de soudage pour les deux modèles  $ETr_{cc}$  et  $ETr_{cv}$ .

La cinétique numérique de développement du noyau (figure 8.33) révèle des tendances assez semblables à celles observées expérimentalement à partir des coupes micrographiques sur les points interrompus (chapitre 6). Le noyau apparaît au sein de la tôle 3 et progresse rapidement vers la tôle 1.

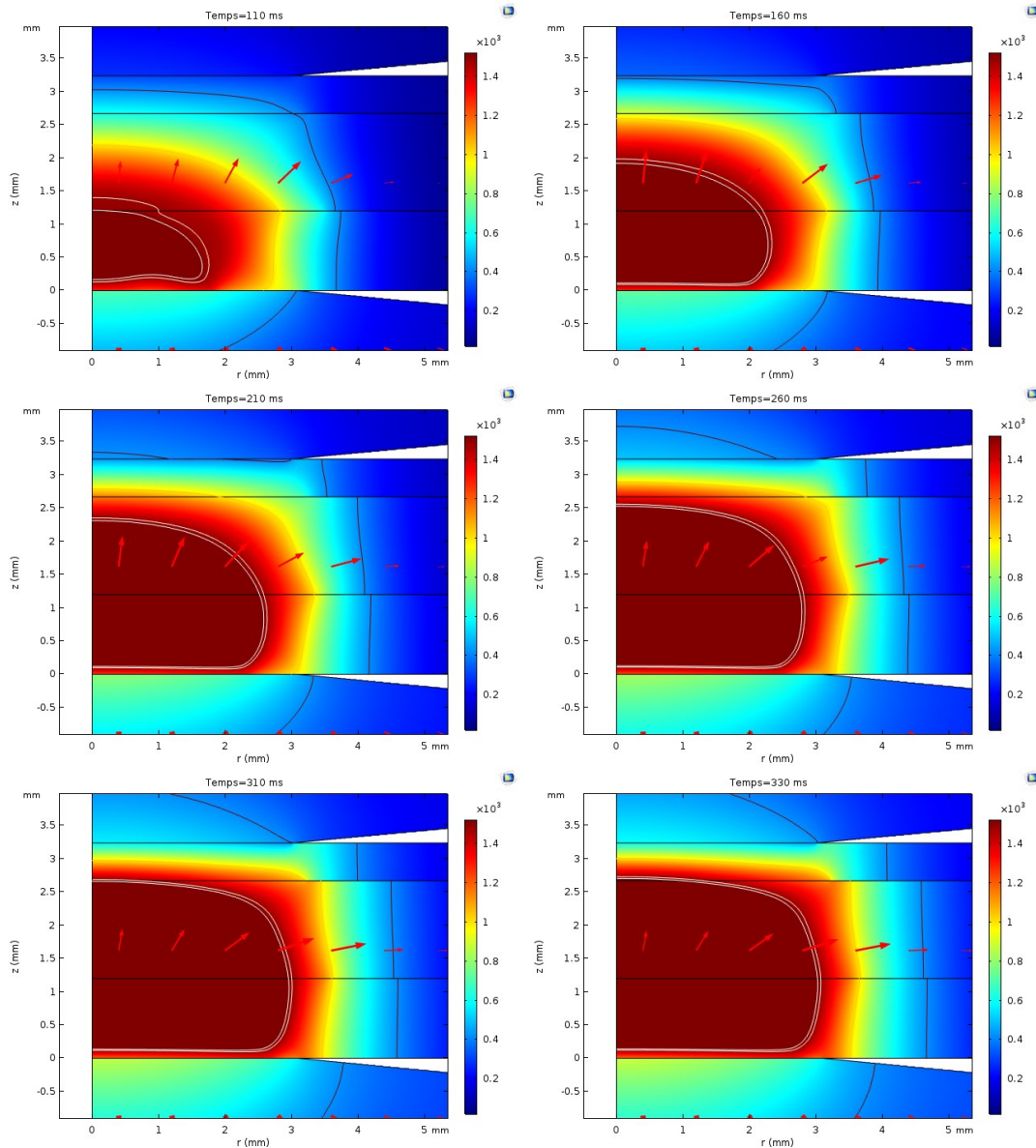


Figure 8.33 – Évolution de la température au cours de la simulation à 100, 150, 200, 250, 300 et 320 ms soudage.

Cependant, avec les rayons de contact constants fixés à des valeurs élevées, le noyau se forme logiquement plus tardivement que dans l'expérience (figure 8.34) mais la croissance est plus rapide, et vers 200 ms les dimensions numériques et expérimentales du noyau se rejoignent. Après, l'épaisseur de la ZF numérique est surévaluée et le rayon au niveau de l'interface 3 ( $T_2/T_3$ ) sous-évalué. Le rayon à l'interface 2 ( $T_1/T_2$ ) n'intervient qu'après 250 ms numériquement comme expérimentalement.

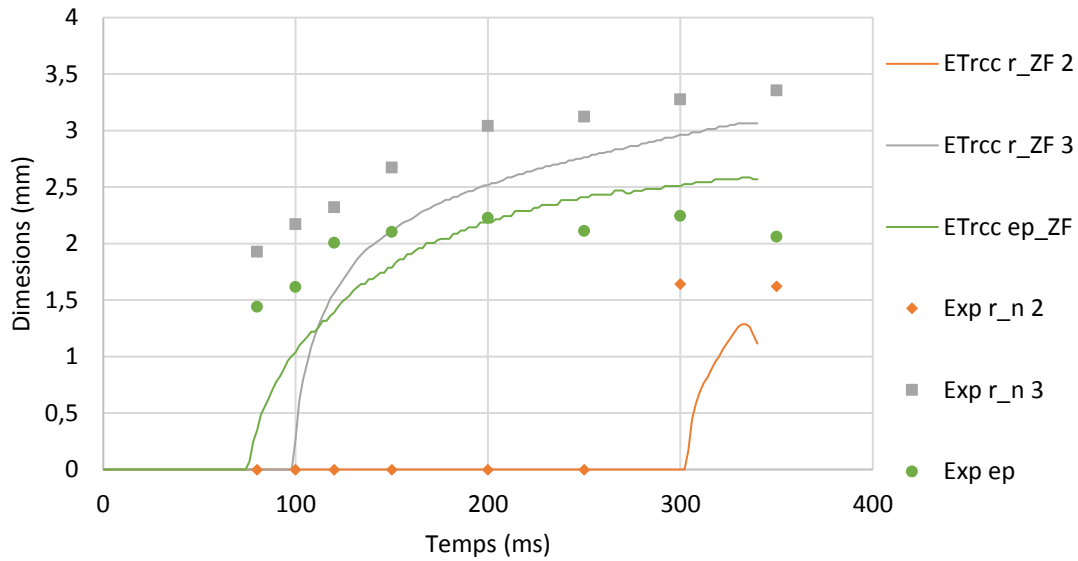


Figure 8.34 – Évolution des dimensions (épaisseur, diamètre) de la ZF numérique et du noyau expérimental au cours du temps.

Comme dans le cas du modèle à rayons de contacts variables, les températures sur l'axe de symétrie aux interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_3/T_2$  augmentent beaucoup plus rapidement qu'aux interfaces  $E_1/T_1$  et  $T_1/T_2$  (figure 8.35). De même, on observe aussi la saturation à 1 000 °C pour la température à l'interface  $E_2/T_3$  côté tôle. La température du côté de l'électrode ne dépasse pas 832 °C à cette interface. Avec les densités de puissance plus élevées générées aux interfaces dans les premiers instants avec le modèle  $ETr_{cv}$ , les cinétiques thermiques aux interfaces sont logiquement plus importantes qu'avec le modèle  $ETr_{cc}$ .

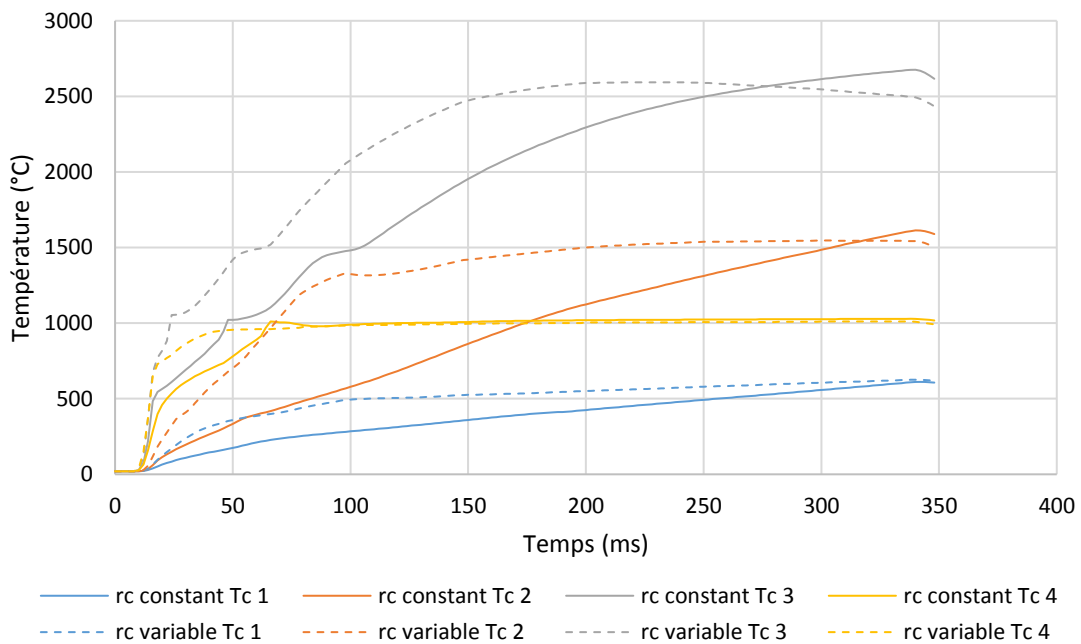


Figure 8.35 – Températures aux interfaces sur l'axe de symétrie pour les modèles  $ETr_{cc}$  et  $ETr_{cv}$ .

Les évolutions des températures de contact sont couplées à celles des résistances de contact électriques (figure 8.36). C'est plus particulièrement visible au niveau des interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_2/T_3$  avec une cinétique thermique rapide au début jusqu'à 20 ms qui coïncide avec des valeurs de  $R_{CE}$  très élevées suivi d'un régime thermique plus lent qui débute avec l'effondrement de la  $R_{CE}$ . La chute de  $R_{CE3}$  est plus radicale avec la fusion du zinc à l'interface  $T_2/T_3$ , qui annule quasiment la contribution de la résistance de contact dans la  $R_{CE3}$ . Il ne subsiste alors principalement que la contribution de la résistance du revêtement Alusi®. À l'interface  $T_2/T_3$ , l'évolution de la  $R_{CE}$  présente une seconde chute brutale à l'approche de la température de fusion de l'Alusi® dès 100 ms, à laquelle ne semble pas sensible la température de contact. Les densités de puissance produites dans les éléments des tôles adjacentes au contact  $T_2/T_3$  prévalent alors sur la densité de puissance générée dans la  $R_{CE3}$ . À l'interface  $E_2/T_3$ , la  $R_{CE}$  reste active tout au long du soudage, ce qui semble en accord avec les observations faites sur les empreintes laissées par l'électrode dans la tôle d'Usibor®, où le revêtement Alusi® apparaît toujours présent en fin de cycle de soudage. Les baisses simultanées de la  $R_{CE}$  et de la  $R_{CT}$  à l'interface  $E_2/T_3$  se traduisent par une dernière rupture sur la cinétique thermique au contact avec une saturation de la température (figure 8.36). À l'interface  $T_1/T_2$ , on note une inflexion sur l'évolution de la température de contact lorsque la  $R_{CE2}$  s'effondre vers 60 ms à l'approche de la température de fusion du zinc (420 °C), tandis que l'effet de la  $R_{CE1}$  perdure jusqu'à 200 ms (figure 8.36).

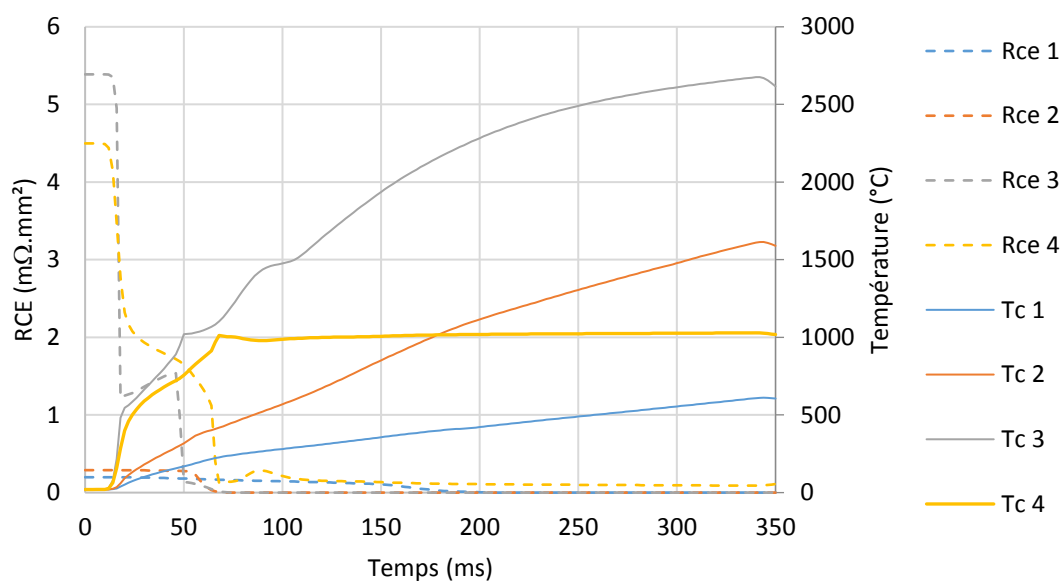


Figure 8.36 – Résistances de contact électrique et températures aux interfaces sur l'axe de symétrie.

Au niveau de l'évolution de la tension, le pic observé expérimentalement et retrouvé avec le modèle  $ETr_{cv}$ , est logiquement moins prononcé avec le modèle  $ETr_{cc}$  (figure 8.37). Les écarts constatables entre les évolutions de tension calculées avec les modèles  $ETr_{cv}$  et  $ETr_{cc}$  sont liés aux différentes hypothèses sur les évolutions des aires apparentes de contact, qui conditionnent l'évolution de la zone surchauffée très résistive (figure 8.34). Avec le modèle  $ETr_{cv}$ , la zone surchauffée apparaît plus tôt et son diamètre s'agrandit avec les évolutions des rayons de contact. Ceci conduit à un pic de tension plus prononcé au début du soudage et à une baisse de la tension ensuite jusqu'à la fin du soudage.

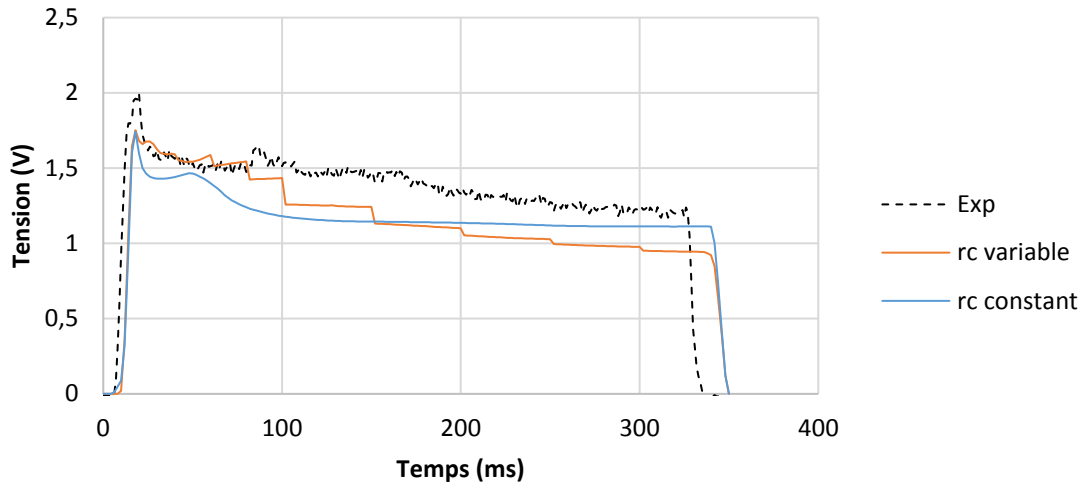


Figure 8.37 – Tension entre les électrodes : comparaison entre les modèles et une mesure expérimentale.

Les profils de température sur l'axe de symétrie (figure 8.38) permettent de bien montrer : l'initiation des échauffements principalement aux contacts  $T_2/T_3$  et  $E_2/T_3$  de 15 ms à 60 ms ; l'homogénéisation des températures de 80 ms à 100 ms ; le positionnement initial de la ZF dans  $T_3$  et la migration du point chaud dans  $T_2$ . Le point chaud est cependant proche de l'interface  $T_2/T_3$  et reste donc bien décalé par rapport à l'interface  $T_2/T_1$ . On constate que le saut de température aux bornes de la  $R_{CT4}$  est nettement plus important que celui aux bornes de la  $R_{CT1}$ . La différence d'une décade entre les  $R_{CT}$  et des flux thermiques beaucoup plus importants du côté de l'électrode 2 justifient cet écart entre les sauts de température aux interfaces E/T.

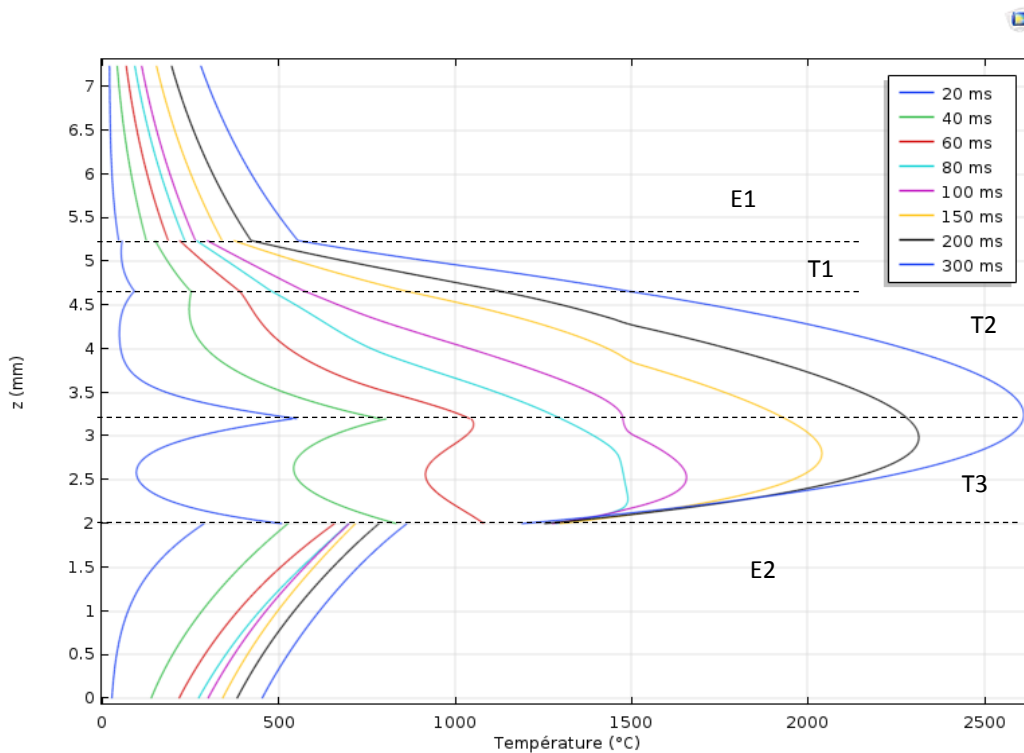


Figure 8.38 – Profils de température sur l'axe de symétrie pour le modèle  $ETr_{cc}$ .

La différence entre les évolutions des surfaces de noyau issues des deux modèles montre bien l'effet essentiel des évolutions des surfaces apparentes de contact sur la formation et le développement du noyau (figure 8.39).

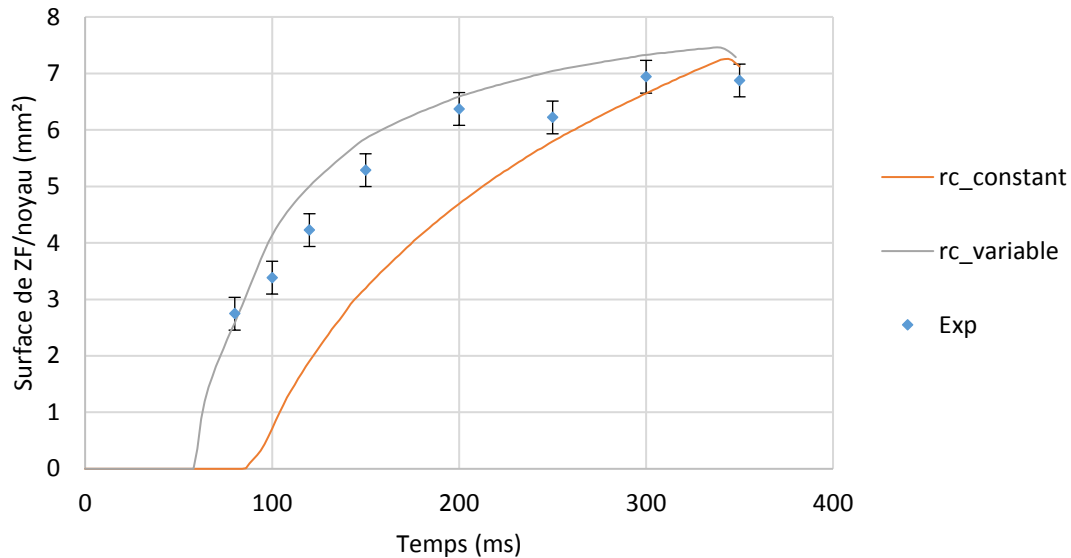


Figure 8.39 – Surface de ZF (numérique) et demi-surface du noyau (expérimental).

Le modèle électrothermique à rayons de contact constants correspond à une configuration de soudage avec des électrodes à face active plate. Il ne peut pas prétendre rendre compte du développement du noyau dans les conditions de soudage avec des électrodes à face actives convexes. Cependant, on constate que les tendances qu'il donne sont en assez bon accord avec l'expérience. Sa simplicité de mise en œuvre et la rapidité des calculs (une vingtaine de minutes sur une station de calcul avec 64 Go de RAM) en font un outil efficace et utilisable en première approche. D'ailleurs, il sera utilisé au chapitre 9 dans le cadre de la recherche de solution sur les produits pour réaliser une étude de sensibilité numérique. Il s'agira notamment d'étudier la sensibilité de la pénétration du noyau dans la tôle mince respectivement aux résistances de contact et aux propriétés physiques de la tôle mince.

## Conclusion

Dans ce chapitre, les différents modèles numériques ont permis de mieux comprendre le rôle essentiel que jouent les phénomènes interfaciaux sur la formation et le développement du noyau au sein de l'assemblage étudié. Le choix s'est porté vers la mise au point d'un modèle simple où seuls les phénomènes couplés électrothermique sont pris en considération.

Avec le modèle à rayons de contact constants pris égaux aux valeurs initiales mesurées à l'issue de l'accostage, deux modèles de contact ont pu être comparés dans les premiers instants du soudage : le modèle macroscopique avec des résistances de contact introduisant des discontinuités des champs de potentiel et de température et le modèle mésoscopique avec des couches de contact résistantes. Avec ces deux modèles de contact, les échauffements sont rapides et intenses surtout au niveau des

interfaces de part et d'autre de la tôle d'Usibor®. C'est en raison de la distribution radiale de densité de courant non-uniforme que les profils de température calculés sur les aires de contact présentent un pic en périphérie du contact en cohérence avec les observations par caméra infrarouge. Les résultats avec le modèle de contact mésoscopique apparaissent en meilleur accord avec les observations par caméra infrarouge. Le modèle de contact macroscopique avec les résistances de contact s'avère trop réducteur pour modéliser correctement les phénomènes entre surfaces revêtues ; de plus la définition de la température de contact pose problème. Les surchauffes excessives obtenues aux interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_2/T_3$  avec les modèles, proches de l'axe notamment, peuvent résulter du manque d'information sur les évolutions des résistances de contact thermiques aux interfaces aluminées et de l'hypothèse de la pression de contact uniforme sur les aires apparentes de contact.

Ensuite, avec le modèle électrothermique à rayons de contacts variables qui bénéficie de l'ensemble des données interfaciales, l'évolution de tension, les échauffements et la cinétique de formation du noyau calculés apparaissent en bon accord avec les observations. Les différences peuvent provenir principalement de l'approximation de l'évolution des rayons de contact au début du soudage, de la non considération de la dépendance des résistances de contact avec la pression et du choix du modèle de contact. De surcroît, la diminution de l'épaisseur de l'assemblage lors de l'indentation est aussi ignorée. Les résultats numériques obtenus avec ce modèle montrent bien la corrélation entre les variations de rayons de contact et la cinétique de formation et de développement du noyau.

Enfin, des simulations numériques ont été menées avec un modèle électrothermique représentatif de conditions de soudage avec des électrodes à face active plate et dans lequel les rayons de contact ont été fixés arbitrairement. Le modèle de contact macroscopique, moins coûteux en temps de calcul, a été retenu pour ces simulations. Dans ces conditions, la cinétique numérique de formation du noyau est logiquement retardée par rapport à la cinétique expérimentale observée lors d'essais de soudage avec des électrodes à face active convexe. Cependant, l'adaptation des paramètres opératoires permet d'obtenir à la fin du temps de soudage une taille de noyau cohérente avec celle issue du modèle à rayons de contacts variables. Ce modèle simplifié rapide en temps de calcul ( $\approx 20$  minutes) sera utilisé pour la recherche de solution produit à travers une étude de sensibilité numérique au chapitre 9.

Les deux derniers chapitres sont consacrés à l'amélioration de la soudabilité opératoire de l'assemblage dissymétrique étudié en recherchant des solutions visant à améliorer l'accroche de la tôle mince par une plus grande pénétration du noyau. Deux approches sont envisagées : des changements sur les produits d'une part et des modifications sur le procédé d'autre part.

## Partie 4

Recherche de solutions visant  
à améliorer la soudabilité de la  
tôle très mince.





# Chapitre 9

## Recherche de solutions produit

Les études expérimentales et numériques présentées précédemment ont permis de mettre en évidence l'influence importante des phénomènes aux interfaces sur la formation du noyau. À l'échelle macroscopique, la variation des surfaces de contact pilote la densité de courant et les pressions de contact. À l'échelle microscopique, les interfaces assurent une double fonction : une fonction de barrière électrique au courant de soudage ; une fonction de barrière thermique d'abord au flux généré au sein de l'interface puis à celui de conduction diffusant des tôles vers les électrodes.

Dans ce chapitre, nous allons utiliser le modèle numérique à rayons de contact constants développé sur Comsol Multiphysics® pour étudier plus précisément au niveau de chaque interface l'influence des grandeurs interfaciales  $R_{CE}$  et  $R_{CT}$  sur la pénétration de la zone fondue dans la tôle mince. La nature de la tôle mince et de son revêtement font aussi partie des paramètres explorés dans cette étude de sensibilité numérique, laquelle constitue une première étape dans la recherche de solution basées sur les propriétés thermophysiques des produits à souder. Les observables considérés ici sont la pénétration ( $p$ ) du noyau dans la tôle mince et son diamètre ( $d_1$ ) au niveau de l'interface T1/T2. Ces dimensions sont déterminées à partir de l'isotherme 1 525 °C qui correspond à la température de fusion de l'acier AM54  $((T_{liq}+T_{sol})/2)$  (figure 9.1).

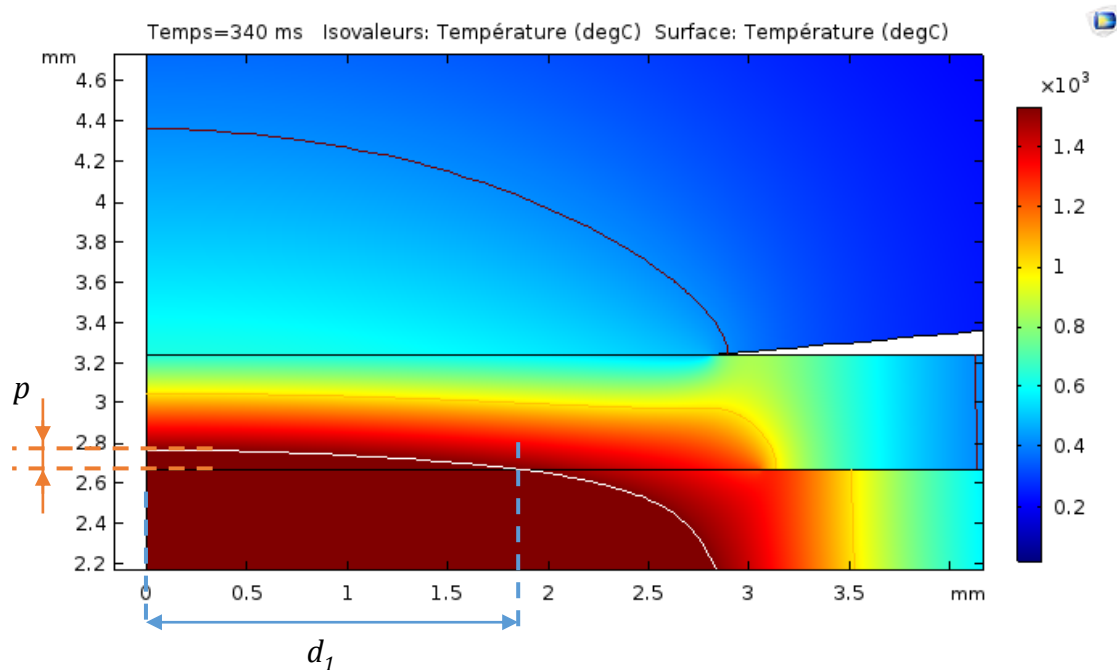


Figure 9.1 – Mesures des dimensions de la ZF dans la tôle fine.

<u>I.</u>	<u>Sensibilité aux résistances de contact</u> .....	- 191 -
<u>I.1</u>	<u>Mise en donnée</u> .....	- 191 -
<u>I.2</u>	<u>Résultats</u> .....	- 191 -
<u>II.</u>	<u>Sensibilité à la nature de la tôle mince</u> .....	- 193 -
<u>II.1</u>	<u>Mise en donnée</u> .....	- 193 -
<u>II.2</u>	<u>Résultats</u> .....	- 193 -
<u>Conclusion</u>	.....	- 196 -

# I. Sensibilité aux résistances de contact

## I.1 Mise en donnée

Les huit paramètres de contact électriques ( $R_{CE\ 1}, R_{CE\ 2}, R_{CE\ 3}, R_{CE\ 4}$ ), et thermiques ( $R_{CT\ 1}, R_{CT\ 2}, R_{CT\ 3}, R_{CT\ 4}$ ) sont testés individuellement. Chaque résistance de contact est testée à six niveaux en plus du niveau de référence par le biais d'un facteur multiplicatif  $k$  prenant les valeurs suivantes : 1/10, 1/5, 1/2, 1, 2, 5 et 10. Lorsqu'une résistance de contact varie, les autres restent au niveau de référence ( $k = 1$ ). Il n'a pas été envisagé ici, dans une première approche, de réaliser un plan d'expérience complet qui aurait nécessité de prendre en compte un grand nombre de combinaisons ou bien d'être plus sélectif sur le nombre de paramètres à tester et sur le nombre de niveaux. En revanche, les résultats ne permettront pas de révéler les interactions entre les paramètres.

## I.2 Résultats

Les diagrammes des figures 9.2 et 9.3 présentent pour chaque paramètre et chaque facteur multiplicatif la pénétration  $p$  de la zone fondue dans la tôle mince et le diamètre  $d_1$  à l'interface entre la tôle mince et le DP600.

À partir des valeurs des coefficients de sensibilité ( $S_{R_{CE_i}}^p, S_{R_{CE_i}}^{d_1}, S_{R_{CT_i}}^p, S_{R_{CT_i}}^{d_1}$ ), il est possible d'obtenir les effets des facteurs d'influence sur les deux observables ( $p, d_1$ ). Ces coefficients de sensibilité correspondent respectivement aux dérivées des fonctions  $p(R_{CE_i}), d_1(R_{CE_i}), p(R_{CT_i}), d_1(R_{CT_i})$  (9.1a, 9.1b, 9.1c, 9.1d). Ils peuvent être adimensionnés pour être comparés.

$$S_{R_{CE_i}}^p = \frac{\partial p}{\partial R_{CE_i}} \tag{9.1a}$$

$$S_{R_{CE_i}}^{d_1} = \frac{\partial d_1}{\partial R_{CE_i}} \tag{9.1b}$$

$$S_{R_{CT_i}}^p = \frac{\partial p}{\partial R_{CT_i}} \tag{9.1c}$$

$$S_{R_{CT_i}}^{d_1} = \frac{\partial d_1}{\partial R_{CT_i}} \tag{9.1d}$$

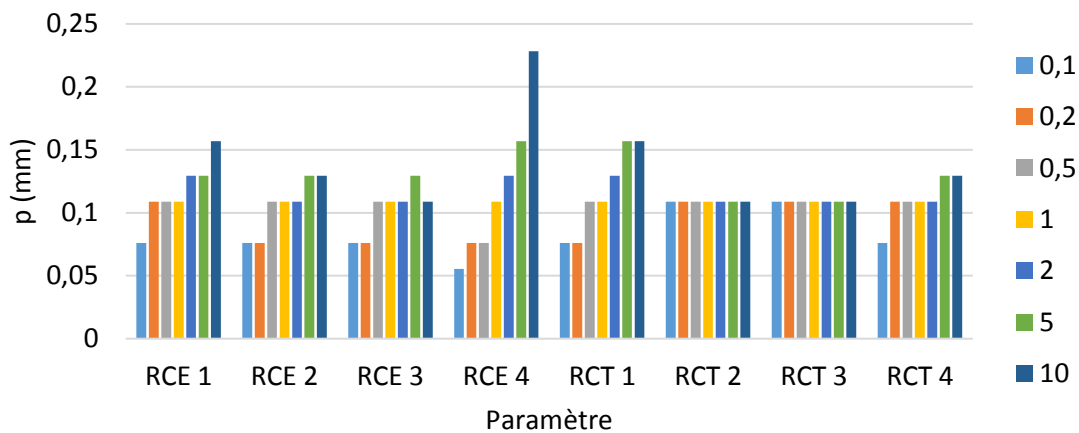


Figure 9.2 – Diagramme des effets pour la pénétration de la ZF dans la tôle mince en fonction des résistances de contact et pour différents coefficients multiplicatifs.

Il apparaît ici que les propriétés les plus influentes sont les résistances de contact thermiques et électriques associées à la tôle mince, mais aussi les résistances de contact électriques associées à la tôle épaisse située à l'opposée dans l'assemblage. Si l'influence des propriétés de surface associées à la tôle mince était assez prévisible, l'effet de  $R_{CE4}$  était moins attendu.

L'augmentation de  $R_{CE1}$  et de  $R_{CT1}$  favorise la pénétration du noyau dans  $T_1$  en limitant le pompage thermique vers l'électrode supérieure. Ces deux grandeurs agissent en synergie sur l'effet de barrière thermique en remontant le potentiel thermique à l'interface  $E_1/T_1$  et le niveau de la résistance thermique, respectivement. L'effet positif n'est obtenu que pour des variations fortes des résistances de contact. Une variation d'un facteur 2 de ces valeurs n'entraîne pas une évolution notable de la pénétration de la ZF dans la tôle mince, l'évolution de la valeur de pénétration calculée étant alors de l'ordre de grandeur de la dispersion expérimentale constatée sur cette grandeur.

L'augmentation de la résistance de contact électrique à l'interface Usibor®/électrode ( $R_{CE4}$ ) peut améliorer la pénétration du noyau dans la tôle mince. En revanche, la surchauffe occasionnée à cette interface peut aussi provoquer un développement excessif de la zone fondue au sein de  $T_3$  avec des risques d'expulsion inacceptables à l'interface  $T_2/T_3$ .

Enfin, on constate que les propriétés relatives aux interfaces avec la tôle centrale n'ont qu'une très faible influence sur le résultat final.

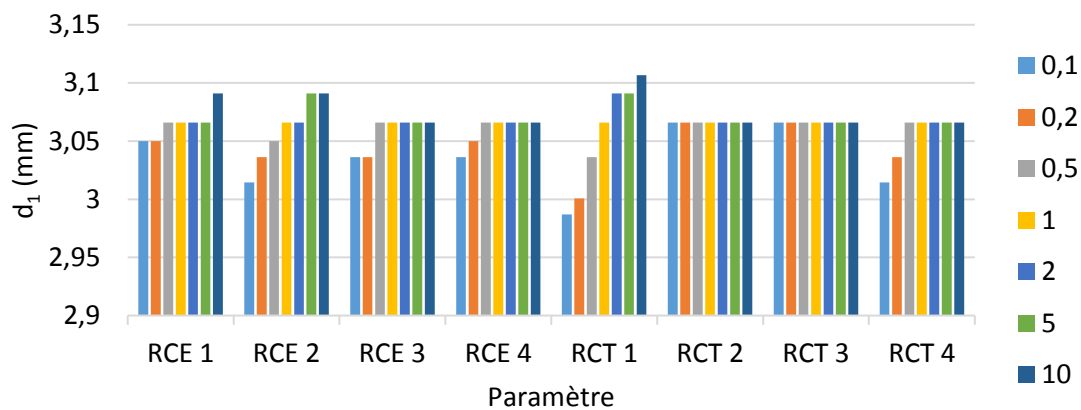


Figure 9.3 – Diagramme des effets pour le diamètre de la ZF à l'interface  $T_1/T_2$  en fonction des résistances de contact et pour différents coefficients multiplicatifs.

L'influence des résistances de contact sur le diamètre de la zone fondue à l'interface entre la tôle mince et le DP600 n'est pas autant marquée que la pénétration. Même avec un facteur 10 sur la  $R_{CT1}$ , le gain de diamètre n'est que de  $40 \mu\text{m}$  ; c'est moins que la dispersion mesurée sur des points expérimentaux au chapitre 6. Si les tendances montrent que la  $R_{CT1}$  est le paramètre le plus influent, il faut cependant un facteur supérieur à 10 pour que l'amélioration soit importante.

Cette étude numérique révèle, en première approche, que parmi les paramètres de contact, la  $R_{CT1}$  entre l'électrode et la tôle mince prévaut sur les autres facteurs d'influence. Ce résultat rejoint le constat fait par Yu [45], lequel propose pour augmenter cette résistance d'insérer une feuille entre l'électrode et la tôle fine.

## II. Sensibilité à la nature de la tôle mince

### II.1 Mise en donnée

Dans le modèle à rayons de contact fixes, nous avons envisagé au niveau de la tôle mince quatre configurations : deux nuances d'acier (AM04 et Usibor® 1500P) et deux types de revêtements (Zn et Alusi®) (tableau 9.1). Les facteurs d'influence testés sont donc les conductivités ( $\lambda$ ,  $\sigma$ ) correspondant aux deux nuances d'acier et les résistances de contact ( $R_{CE}$ ,  $R_{CT}$ ) correspondant aux deux types de revêtements.

	Revêtement Zn	Revêtement Alusi®
T1 en AM04 <sup>8</sup>	N° 1	N° 2
T1 en Usibor® 1500P	N° 3	N° 4

Tableau 9.1 – Quatre configurations pour l'étude de la nature de la tôle mince et de son revêtement.

### II.2 Résultats

Pour les quatre configurations du tableau 9.1, les figures 9.4 et 9.5, présentent respectivement l'évolution de la pénétration et du diamètre  $d_1$  en fonction du temps. Les résultats se regroupent par paire (1, 3) et (2, 4), selon le type de revêtement et non pas selon la nature de la tôle. Dans les configurations 2 et 4 avec les résistances de contact associées au revêtement Alusi®, le noyau atteint l'interface  $T_1/T_2$  plus tôt, dès 100 ms, alors qu'il faut attendre 200 ms avec les deux autres configurations associées au revêtement zingué. En outre, la pénétration dans la tôle fine est aussi bien plus importante dans les configurations 2 et 4 (figures 9.4 et 9.5).

L'incidence de la nature de la tôle est plus marquée avec le revêtement GI le moins résistif (1, 3). La configuration 3, pour laquelle la tôle mince a les propriétés de l'Usibor®, présente une zone fondue légèrement plus grande que dans la configuration de base avec l'AM04 (configuration 1). Ce sont les plus faibles conductivités électrique et thermique dans le cas de l'Usibor® qui expliquent cette différence.

---

<sup>8</sup> Les aciers AM04 et AM54 ont le même substrat. L'AM04 est nue alors que l'AM54 est galvanisée.

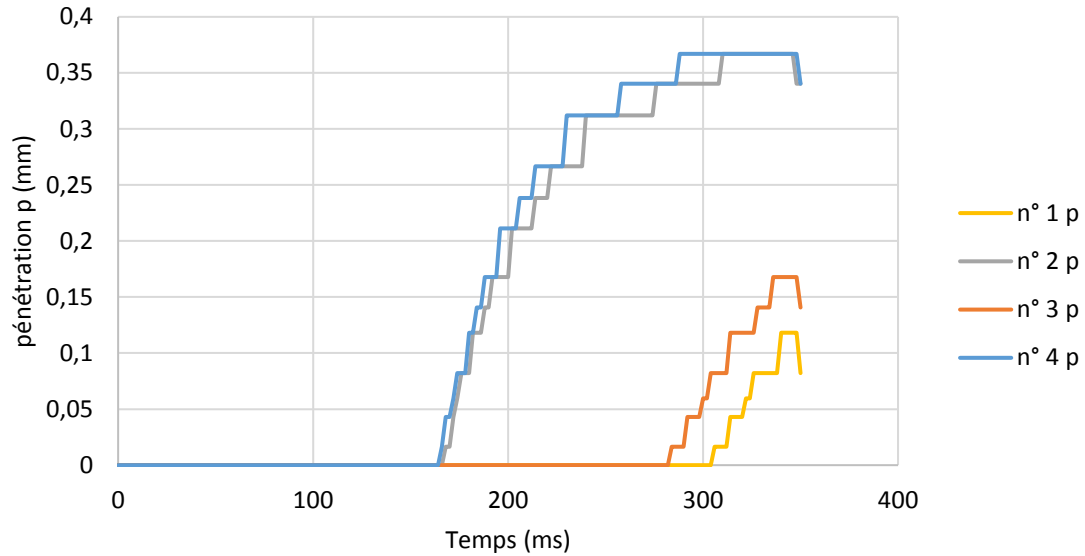


Figure 9.4 – Évolution de la pénétration  $p$  dans la tôle mince en fonction du temps dans les quatre configurations.

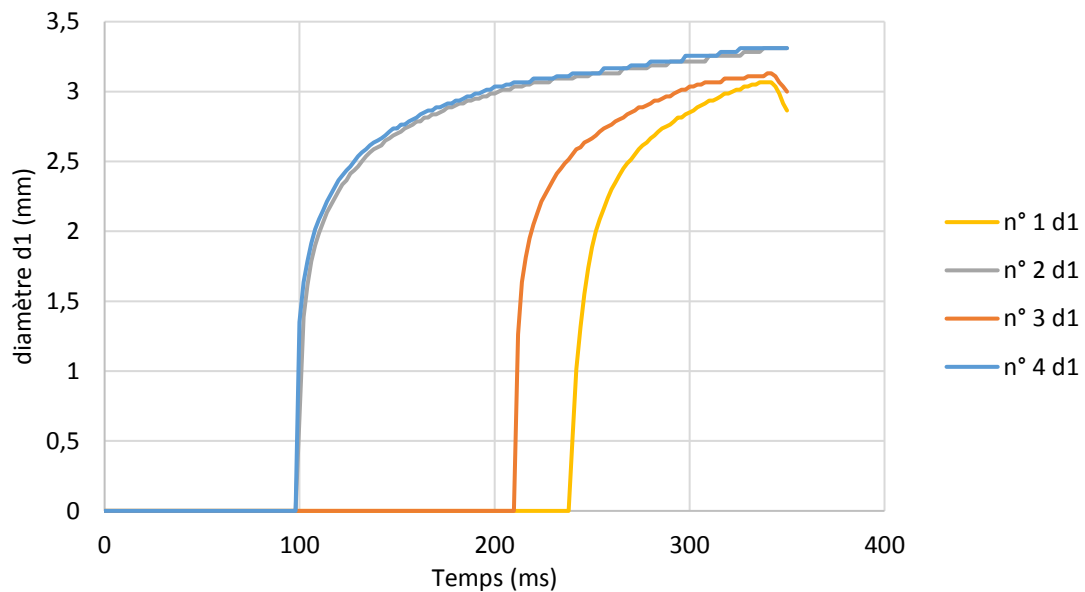


Figure 9.5 – Évolution du diamètre  $d_1$  de la ZF dans la tôle mince en fonction du temps dans les quatre configurations.

Les cartographies de température à 320 ms (figure 9.6) illustrent bien aussi le grossissement plus important du noyau dans les configurations 2 et 4 avec le revêtement Alusi®. Pour augmenter la pénétration dans la tôle mince, la solution la plus efficace serait donc de la recouvrir d'un revêtement ayant des propriétés équivalentes à celle d'un revêtement aluminisé embouti à chaud. Les propriétés du substrat (résistivité, température de fusion) ont finalement un impact beaucoup plus faible.

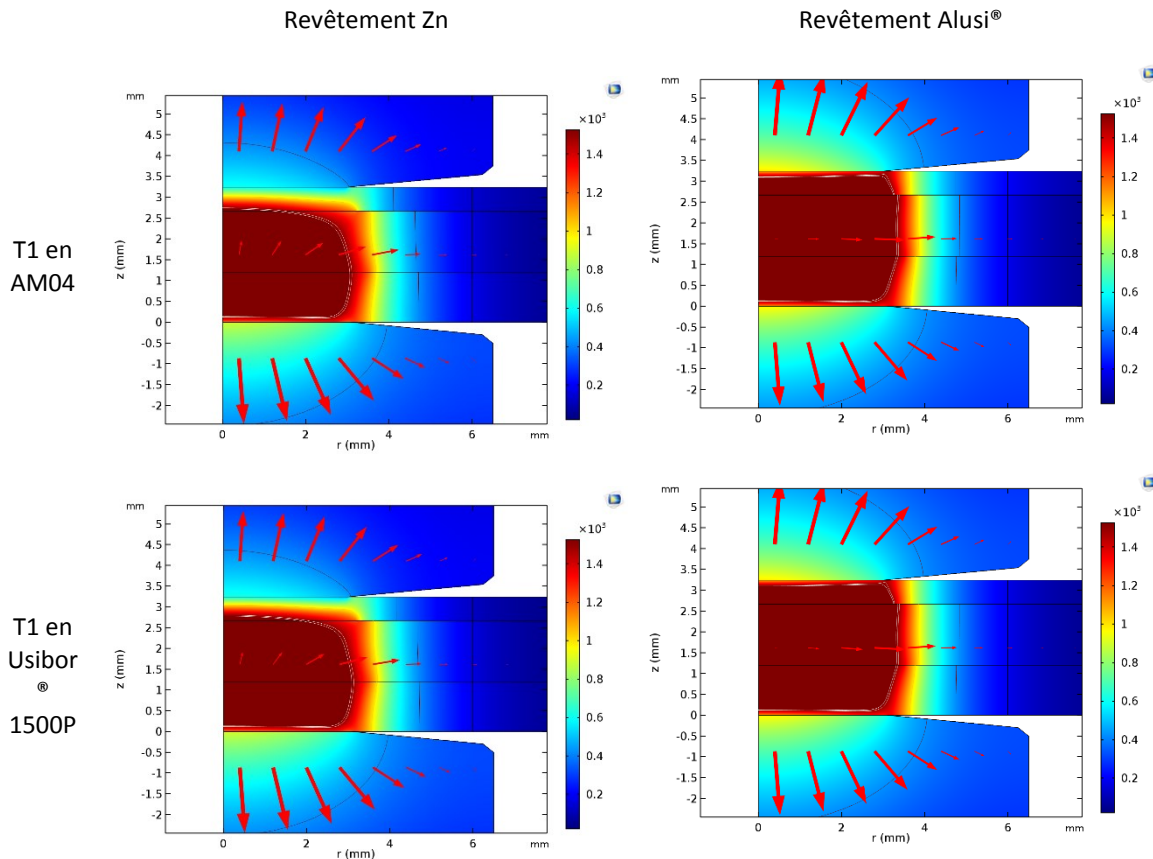


Figure 9.6 – cartographie des températures à 320 ms dans les quatre configurations.

Rappelons que le modèle utilisé pour cette simulation correspond à des conditions de soudage avec des électrodes à face active aplatie qui permettent de supposer que les aires de contact restent constantes. Dans les conditions de soudage avec des électrodes à face active rayonnée, l'évolution du rayon de contact  $E_1/T_1$  lors de l'indentation de l'électrode supérieure dans la tôle mince serait modifiée avec le changement de nuance de la tôle mince. Avec les propriétés mécaniques de l'Usibor®, l'aire de contact apparente  $E_1/T_1$  devrait être plus faible. Avec une densité de courant et une pression de contact au niveau de la tôle mince plus élevée, la formation du noyau pourrait être différente de celle constatée dans l'hypothèse avec rayons de contact constants. On peut néanmoins supposer que les tendances observées avec le modèle à rayons de contact constants sont transposables à la configuration de soudage avec des rayons de contact variables. En effet, le renforcement des résistances de contact avec le revêtement Alusi® aura les mêmes conséquences dans les deux configurations. Avec des électrodes à face active rayonnée, la densification plus importante du courant avec la nuance Usibor devrait favoriser le grossissement du noyau du côté de la tôle mince, et cela de manière plus prononcée avec le revêtement Alusi® relativement à la densité de puissance générée par effet Joule à l'interface.



## Conclusion

Nous avons utilisé ici le modèle numérique défini précédemment comme un outil prédictif pour dégager des tendances et permettre d'orienter la recherche de solutions produit. Un modèle électrothermique à rayons de contact constants a été utilisé. L'étude de sensibilité sur les résistances de contact a mis en lumière l'importance de la  $R_{CT1}$  à l'interface entre l'électrode et la tôle mince. Cette barrière thermique serait le paramètre de contact le plus influent sur la pénétration de la zone fondue dans la tôle mince. Il apparaît donc que la réduction du pompage thermique par l'électrode soit le moyen le plus efficace pour favoriser la pénétration de la ZF dans la tôle mince. Des coefficients de sensibilité élevés ont aussi été trouvés avec les résistances de contact électrique  $R_{CE1}$  et  $R_{CE2}$  de part et d'autre de la tôle mince. Ce résultat a été confirmé en envisageant dans l'assemblage une tôle mince avec revêtement Alusi®. Dans ce cas, et quelle que soit la nature de la tôle (AM54 ou Usibor® 1500P), la pénétration du noyau dans la tôle mince est bien augmentée. L'influence numérique forte de la résistance de contact électrode/tôle  $R_{CE4}$  à l'opposé est importante, mais ne paraît pas physiquement réaliste car l'excès de chaleur généré de ce côté de l'assemblage impliquerait des phénomènes d'expulsion qui ne sont pas pris en compte dans le modèle.

La simulation numérique permet donc de faire émerger des pistes pour améliorer la soudabilité de la tôle mince. Cependant, si la solution avec une tôle mince revêtue Alusi® paraît satisfaisante au niveau de la simulation numérique, elle pourrait être difficilement mise en œuvre au niveau industriel en raison du surcoût engendré. Le revêtement Alusi® embouti à chaud d'une part est plus cher, et d'autre part le passage au four des pièces de peau, souvent grandes, nécessite l'adaptation des lignes de fabrication. D'autres solutions sont donc à explorer, notamment sur le procédé.

# Chapitre 10

## Recherche de solutions *process*

Ce dernier chapitre est consacré à l'expérimentation de quelques solutions originales visant à améliorer la pénétration du noyau dans la tôle mince. Ces solutions ciblent les paramètres et les conditions opératoires du procédé susceptibles d'influer sur la formation et le développement du noyau.

Les essais de soudage réalisés lors de l'établissement des latitudes de soudabilité ont montré que dans le cas de notre assemblage complexe des variations simples de niveau des paramètres de soudage ne suffisent pas à améliorer l'accrochage de la tôle mince. L'exploration de solutions dans lesquelles les paramètres opératoires  $I$  et  $F$  suivent pendant le temps de soudage des évolutions temporelles originales peut être envisagée. Dans le temps imparti à cette étude, nos investigations se sont limitées à la recherche de profil  $I(t)$  pouvant améliorer la pénétration du noyau dans la tôle mince.

Les rayons de courbure des faces actives des électrodes influent directement sur l'évolution des aires de contact, lesquelles déterminent les évolutions de la densité de courant et de la pression de contact. Des tests de soudage avec des géométries d'électrode différentes, en termes de diamètre et de rayon de courbure de face active, sont évalués. Ces différents essais sont mis en œuvre sur une soudeuse ARO et sur la GYSPOT dans les configurations de soudage en point complet et en demi-point sur la GYSPOT.

<a href="#">I.</a>	<a href="#">Influence du profil du courant</a> .....	- 199 -
<a href="#">I.1</a>	<a href="#">Effet du profil du courant sur la formation et le développement du noyau</a> .....	- 199 -
<a href="#">I.2</a>	<a href="#">Effet du profil de courant sur les échauffements initiaux</a> .....	- 203 -
<a href="#">II.</a>	<a href="#">Influence de la géométrie des électrodes</a> .....	- 206 -
<a href="#">II.1</a>	<a href="#">Effet de la géométrie des électrodes sur la latitude de soudabilité</a> .....	- 206 -
<a href="#">II.2</a>	<a href="#">Effet du rayon de courbure sur la pénétration du noyau dans la tôle mince</a> .....	- 208 -
	<a href="#">Conclusion</a> .....	- 213 -



## I. Influence du profil du courant

Nous avons montré que les phénomènes interfaciaux étaient influents lors des premiers instants du soudage. Les grandeurs interfaciales dépendent de la température locale, qui, elle-même, dépend de la valeur de la densité de courant. Donc, l'évolution du courant de soudage dans les premiers instants va influencer fortement sur l'évolution des résistances de contact. Or, c'est l'énergie dégagée aux interfaces lors des premiers instants qui sert de précurseur pour dynamiser l'échauffement au sein des tôles. Lors de la phase de soudage, le courant présente, dans les premiers instants, une phase transitoire plus ou moins rapide selon les machines de soudage. Deux profils de courant vont être investigués dans la suite : un profil créneau et un profil rampe.

### I.1 Effet du profil du courant sur la formation et le développement du noyau

Les essais de référence, qui ont servi au chapitre 6 pour analyser la formation et le développement du noyau, ont été réalisés sur la soudeuse GYSPOT avec un courant de soudage en créneau consistant en une montée très rapide en 10 ms jusqu'au plateau (9 kA). Avec cette montée rapide du courant, les échauffements aux interfaces  $E_2/T_3$  et  $T_2/T_3$  sont abrupts, la diffusion thermique n'a pas le temps de se faire, et le point chaud donnant naissance au noyau se positionne au milieu de la tôle en Usibor® 1500 entre ces deux interfaces. Un second profil de courant avec une montée plus progressive en rampe de l'ordre de 100 A/ms est testé dans cette partie (figure 10.1). L'objectif est de mieux maîtriser les échauffements interfaciaux pour permettre à la diffusion d'opérer afin d'avoir un échauffement au sein des tôles plus homogène.

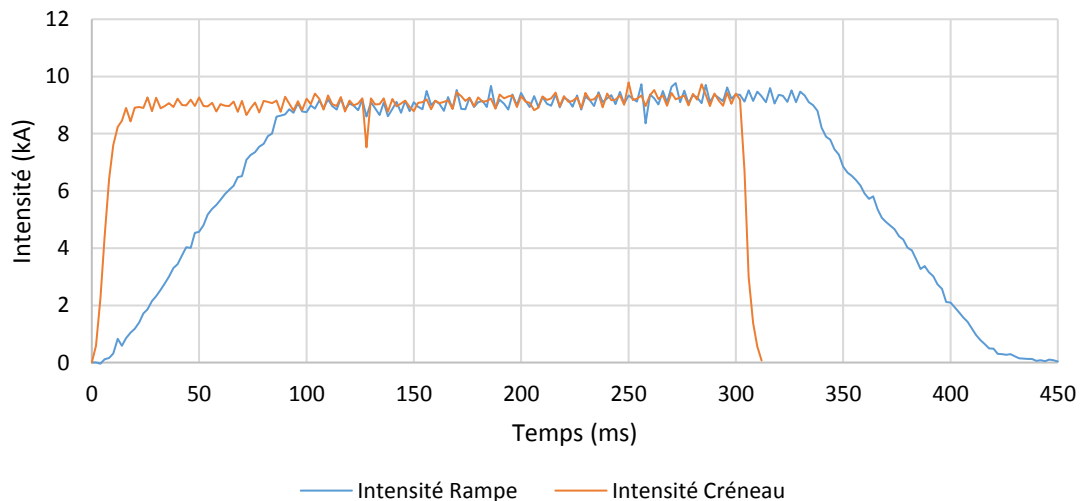


Figure 10.1 – Profils de courant ( $I = 9 \text{ kA}$ ,  $t = 300 \text{ ms}$ ).

Les évolutions de tension mesurées durant les essais de soudage avec les deux profils de courant sont très différentes (figure 10.2). Avec le courant en créneau, l'évolution de la tension peut se décomposer en trois phases principales :

1. une montée rapide à la valeur pic, synchronisée avec la montée en courant, suivie d'une chute abrupte qui peut résulter d'un effondrement des  $R_{CE}$  ;

2. une phase de légère augmentation jusqu'à 80 ms qui peut résulter de l'accroissement de la résistivité électrique des tôles de l'empilement avec l'échauffement ;
3. une phase de décroissance après 80 ms jusqu'à 300 ms, consécutive à la chute de la résistance électrique de l'empilement avec l'accroissement des aires de contact lors de l'indentation des électrodes suivie d'une chute à la coupure du courant.

Avec la rampe de courant, l'évolution peut se décomposer en deux phases principales :

1. une phase de croissance en deux temps : une première partie rapide jusqu'à 50 ms synchronisée avec la montée en courant ; une seconde partie plus lente jusqu'à 140 ms pouvant résulter de la chute des  $R_{CE}$  et de l'échauffement des zones adjacentes aux interfaces ;
2. une phase de décroissance en deux temps : d'abord une chute lente jusqu'à 330 ms consécutive aux effets antagonistes de l'augmentation de la résistivité des tôles avec la température et de l'indentation qui prévaut ; suivie d'une chute plus rapide dans la phase de décroissance du courant.

Ces différences nettes sur l'évolution de la tension témoignent des changements qui s'opèrent au niveau des interfaces lorsque le courant monte progressivement et non de manière brusque à sa valeur plateau.

Des points interrompus ont été réalisés avec cette rampe de courant (figure 10.3). L'intensité maximale a été fixée à 9 kA et l'effort à 4 kN, comme pour les points interrompus réalisés avec le courant créneau et présentés en détails au chapitre 6.

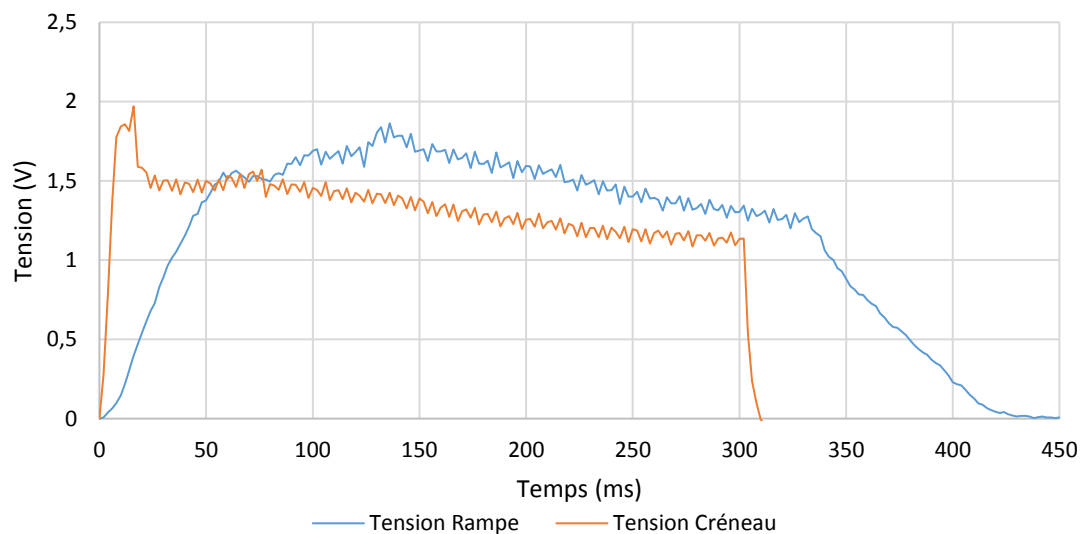


Figure 10.2 – Tensions aux bornes des électrodes pour les deux profils de courant (9 kA, 300 ms, 4 kN).

L'examen comparatif des coupes macrographiques des points obtenus avec les deux profils de courant met en évidence des similitudes, mais aussi certaines différences. Le noyau apparaît toujours principalement dans la tôle d'Usibor® à 80 ms, mais son développement est différent et le diamètre final est plus important avec la rampe de courant (figures 10.4 et 10.5). Le diamètre du noyau à l'interface DP600/Usibor® ( $T_2/T_3$ ) est plus faible au début du soudage lors de l'utilisation d'une rampe de courant, mais croît plus rapidement après 80 ms et atteint au final un diamètre plus élevé. Les courbes se croisent après 200 ms de soudage, soit à peu près au milieu du temps de cycle.

De même, le mode de soudage avec rampe de courant permet un développement final plus important dans l'épaisseur de l'assemblage (figure 10.5). Au niveau de l'interface AM54/DP600, le diamètre final atteint est également plus large avec la rampe de courant. La pénétration dans la tôle fine est légèrement supérieure en fin de cycle, bien que la fusion de la tôle fine intervienne plus tardivement.

Ces résultats suggèrent qu'avec le courant en créneau, l'augmentation plus rapide des températures de contact induit une extinction plus rapide des résistances de contact. Il y a donc moins d'énergie dégagée au bénéfice de la formation du noyau que dans le cas de la rampe. Ces observations présentent des similitudes avec les résultats de Raoelison [5], qui a montré que l'augmentation plus rapide de la température de contact n'est pas bénéfique pour la taille du noyau. Cette mise en évidence n'a pas été faite avec des profils de courants différents mais en comparant les modèles macroscopique et mésoscopique. La température dans les couches de contact avec le modèle mésoscopique montant plus vite à la température d'extinction des résistances de contact, l'énergie dégagée au niveau des interfaces est moindre, et en conséquence la taille finale du noyau est significativement plus faible.

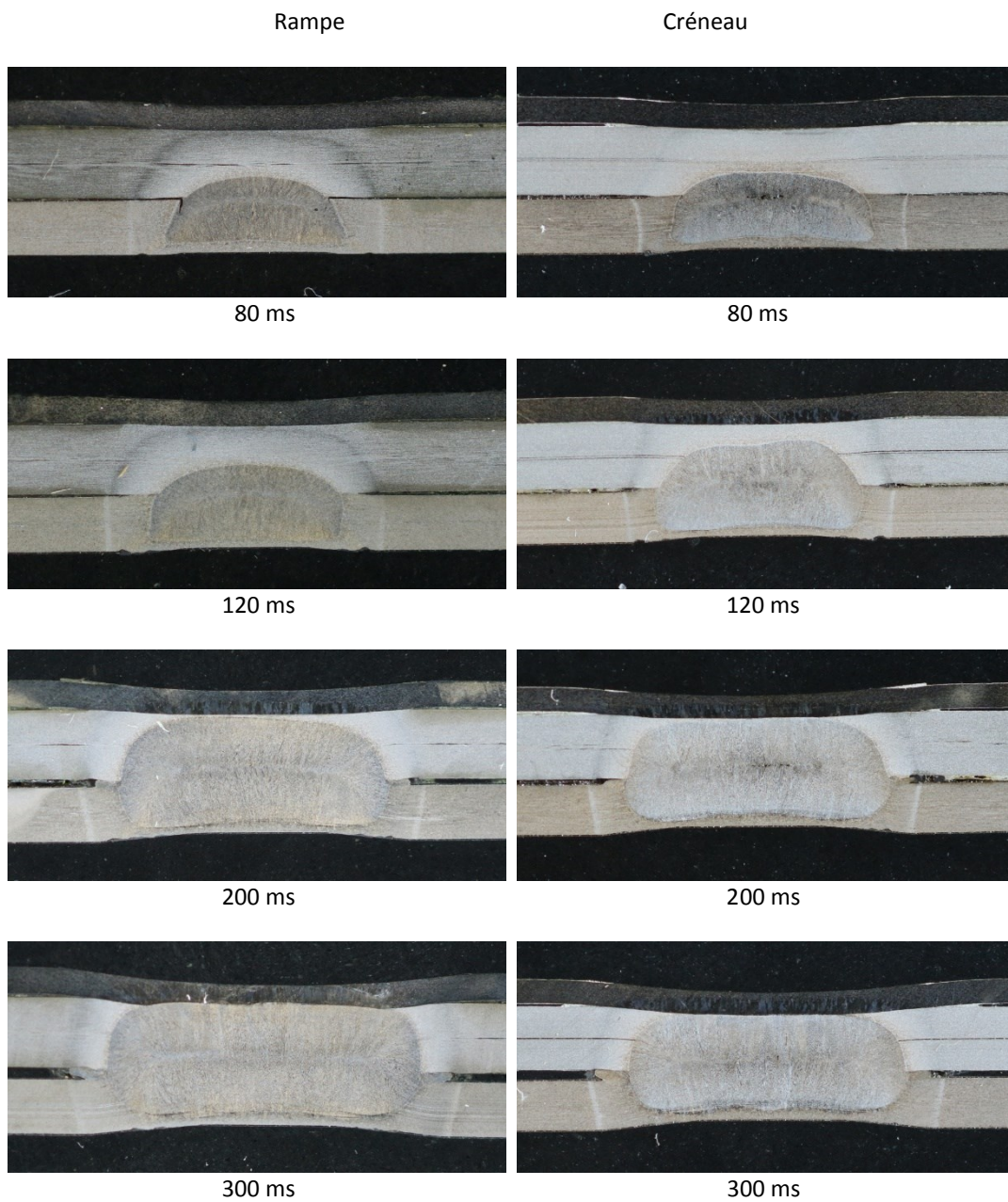


Figure 10.3 – Coupes macrographiques des points interrompus avec un courant en rampe (gauche) et en créneau (droite) (9 kA, 4 kN).

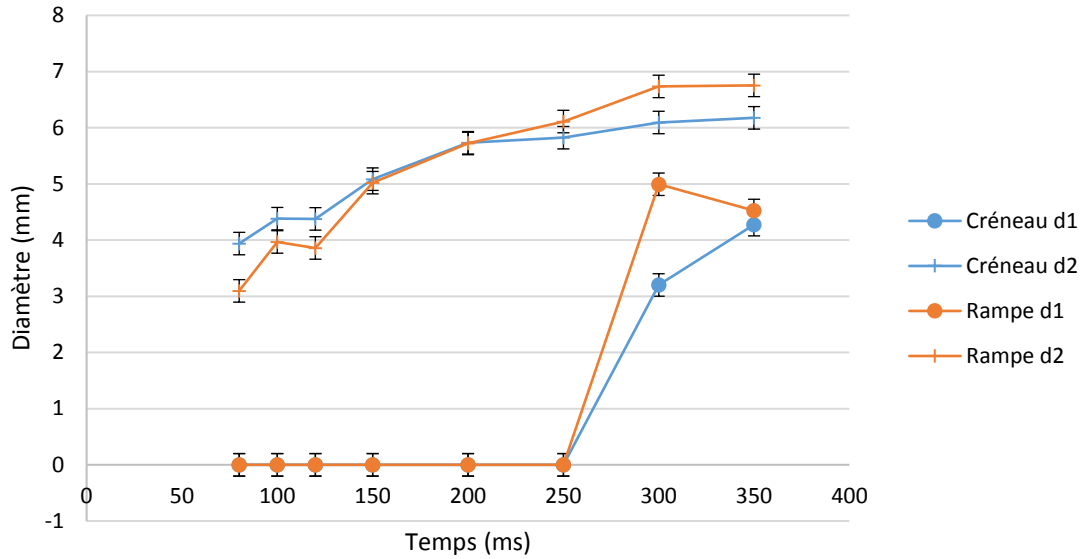


Figure 10.4 - Diamètres de la ZF sur les points interrompus avec les deux profils de courant.

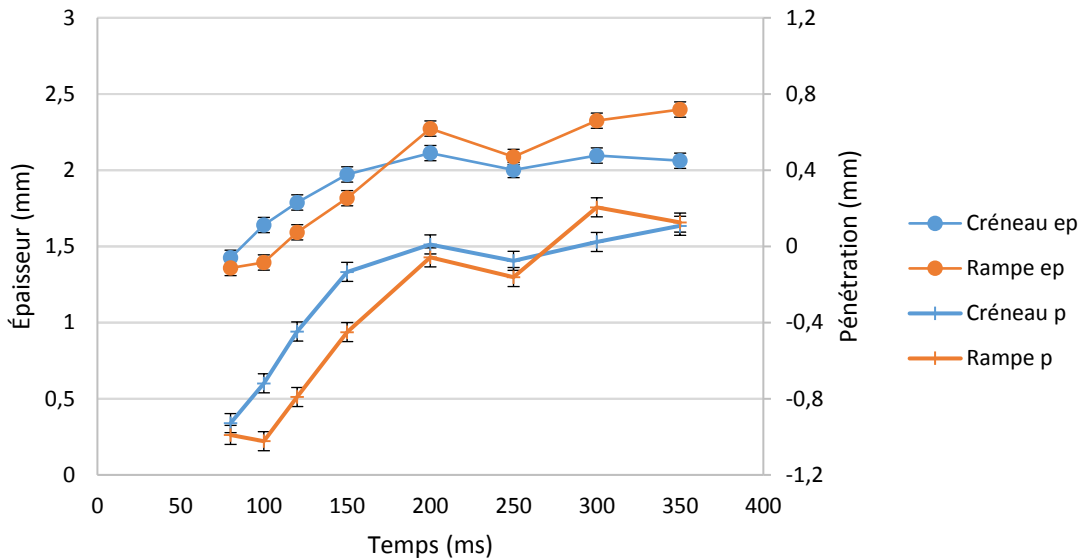


Figure 10.5 - Épaisseur de ZF et pénétration dans la tôle mince sur les points interrompus avec les deux profils de courant.

## 1.2 Effet du profil de courant sur les échauffements initiaux

Pour mieux comprendre les résultats précédents, des observations par caméra IR ont été réalisées pendant des essais de soudage en configuration demi-point effectués sur la GYSPOT avec les deux profils de courant (créneau et rampe) adaptés (figure 10.6).

Les images IR mettent en évidence l'effet des profils de courant sur les échauffements lors des premiers instants du soudage avant la formation du noyau (figures 10.7). L'échelle de température, fixée entre 0 et 650 °C, est identique pour les deux profils de courant. La température est calculée à partir d'un fichier d'étalonnage inadapté (chapitre 3) et pour une émissivité de 1. Bien que les températures de corps noir indiquées pour les deux profils de courants soient fausses en valeur absolue, elles peuvent être comparées.



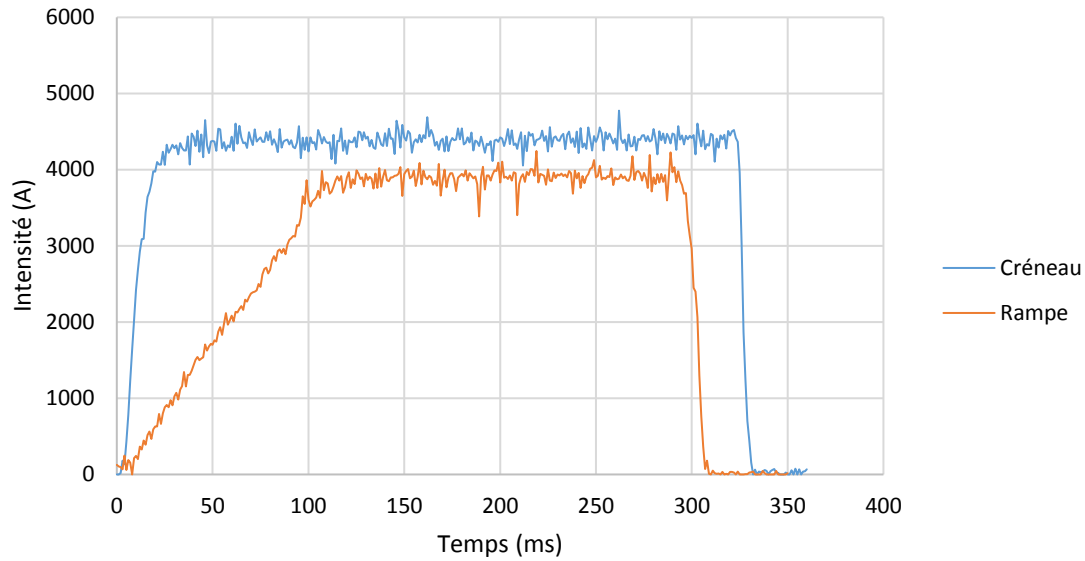


Figure 10.6 – Profils de courant utilisés en demi-point.

C'est avec le courant en créneau que les échauffements aux interfaces apparaissent plus tôt. On note que sur le thermogramme à 59,09 ms avec le courant en rampe l'interface  $T_1/T_2$  est aussi émettrice que l'interface  $T_2/T_3$ , ce qui nous permet de penser que les températures sont équivalentes sur ces deux zones. Ce n'est pas le cas avec le courant en créneau. Lorsque la montée du courant est plus progressive, les phénomènes aux interfaces sont moins exacerbés et les échauffements initiaux sont plus diffus dans l'épaisseur des tôles. Le point chaud apparaît toujours dans la tôle d'Usibor® à l'extrémité du contact électrode/tôle.

Un profil de courant avec une montée plus lente ne modifie pas la localisation de l'apparition du point chaud. En revanche, il permet de réduire les pics de température aux interfaces et de prolonger les effets des résistances de contact, si bien que la croissance du noyau est augmentée et au final la pénétration dans la tôle mince est améliorée.

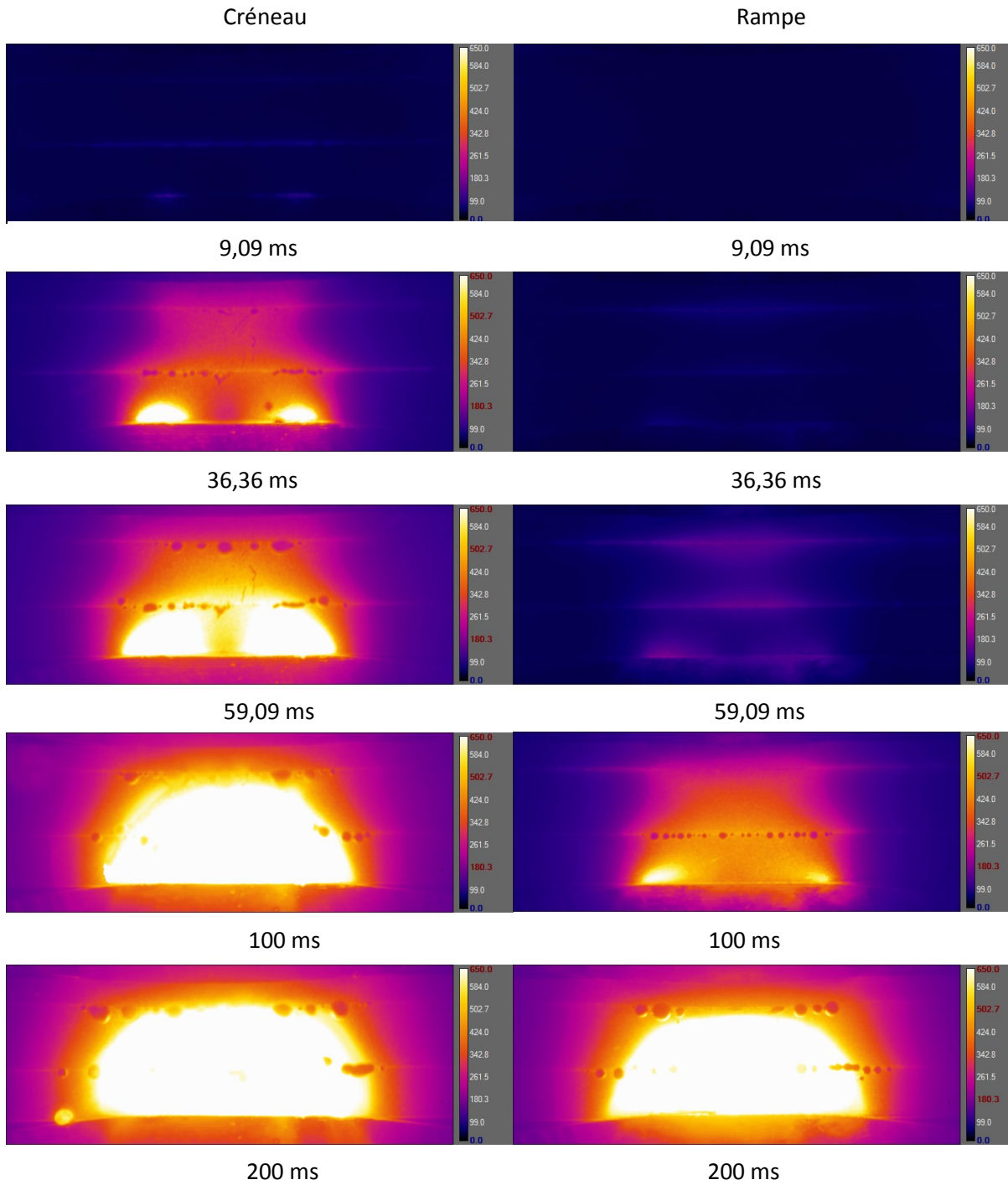


Figure 10.7 – Thermogrammes à différents temps pour les deux profils de courant.

## II. Influence de la géométrie des électrodes

### II.1 Effet de la géométrie des électrodes sur la latitude de soudabilité

Une soudeuse piédestal ARO au centre de recherche d'ArcelorMittal a été utilisée avec différents types d'électrode. C'est une soudeuse MFDC avec un contrôle électrique de l'effort sur laquelle nous pouvons installer des électrodes de 16 mm ou 20 mm de diamètre.

La norme ISO 18278-2 [92] donne des préconisations sur le diamètre de face active des électrodes, sur l'effort, sur le temps de soudage ainsi que sur le profil de courant à utiliser en fonction d'une épaisseur de référence  $ep_{ref}$  définie pour chaque assemblage. Dans le cas d'un assemblage de deux tôles, c'est la tôle la plus mince qui sert de référence. Dans le cas d'un empilement de trois tôles, c'est l'épaisseur de la tôle la plus mince parmi les deux tôles les plus épaisses qui est prise comme référence. Il y a alors deux choix d'électrode possibles :

- si  $ep_{ref} \leq 1,64$ , des électrodes avec un diamètre de face active de 6 mm sont conseillées ;
- si  $ep_{ref} \geq 1,65$ , la face active des électrodes doit être plus importante : 8 mm de diamètre.

Dans le cas de l'assemblage dissymétrique étudié, la tôle de référence est la tôle d'Usibor® 1500P et a une épaisseur de 1,2 mm.

Si la norme préconise des électrodes de face active de 6 mm, nous avons choisi de tester des électrodes (définies dans l'ISO 5821 [13]) de type G0-16-20-40-6 (diamètre face active de 6 mm avec un rayon de courbure de 40 mm, abrégé G16/6) et des électrodes G0-20-22-50-8 (abrégé G20/8), modèles plus utilisés au centre de recherche de d'ArcelorMittal à Montataire. L'effort recommandé est de 4 kN et le temps de soudage est 320 ms.

Avec la soudeuse ARO, la montée de l'intensité n'est pas brusque, il faut environ 75 ms pour atteindre le courant maximal (figure 10.8). On retrouve un temps de montée relativement long, proche de la rampe expérimentée sur la soudeuse GYSPOT, mais avec des vitesses de montée importantes dans les premiers instants.

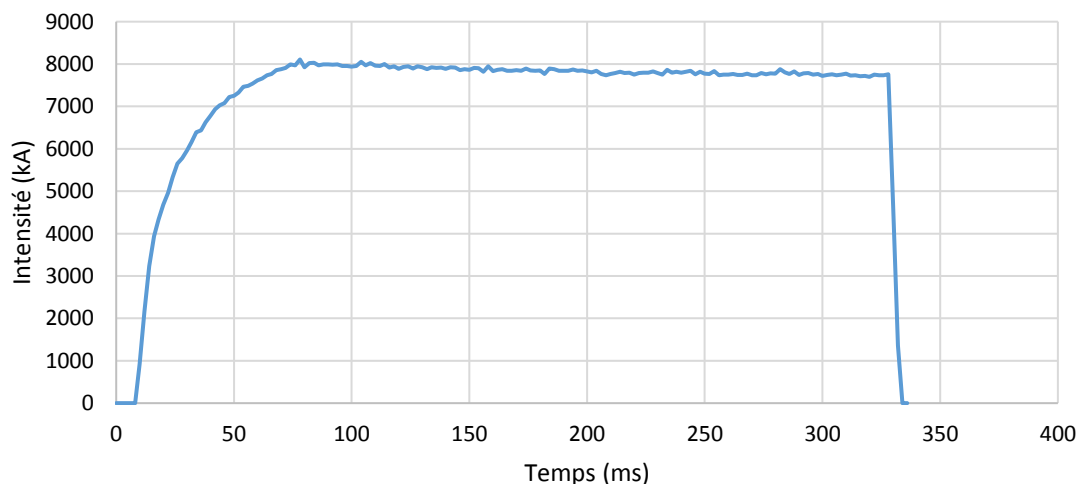


Figure 10.8 – Profil de courant délivré par la soudeuse ARO pour 8 kA et 320 ms.

Avec les électrodes G16/6, le domaine de soudabilité se situe entre 8,1 kA et 8,8 kA (figure 10.9). Au-delà de 8,8 kA, l'expulsion entre les deux tôles épaisses se produit. Les diamètres de boutons varient entre 3,5 mm et 5,3 mm à l'interface  $T_1/T_2$  (db1) et entre 5,75 mm et 7,7 mm à l'interface  $T_2/T_3$

(db2). Ce domaine de 700 A est trop faible pour des conditions industrielles où un minimum de 1 kA est requis.

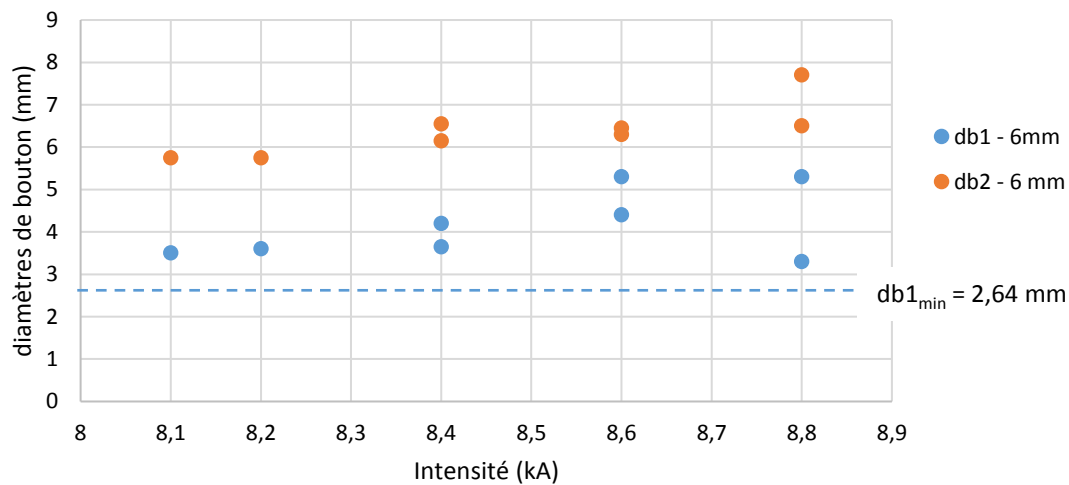


Figure 10.9 – Diamètres de bouton en fonction de l'intensité avec des électrodes de 6 mm de diamètre de face active.

Avec les électrodes plus larges G20/8, une latitude de soudabilité de 2,3 kA a été trouvée entre 9,5 kA et 11,8 kA (figure 10.10). Pour l'établissement de ce domaine, les mesures de bouton ont été réalisées uniquement pour l'interface T<sub>1</sub>/T<sub>2</sub> (db1). Le domaine est multiplié par trois et les diamètres des noyaux sont plus importants. C'est le rayon de courbure de la face active des électrodes qui détermine les valeurs initiales et l'évolution des aires apparentes de contact, et qui pilote la génération de chaleur avec la densité de courant et les pertes thermiques (chapitre 8). Avec un rayon de courbure plus petit, la valeur du courant en bas de domaine est abaissée (tableau 10.1).

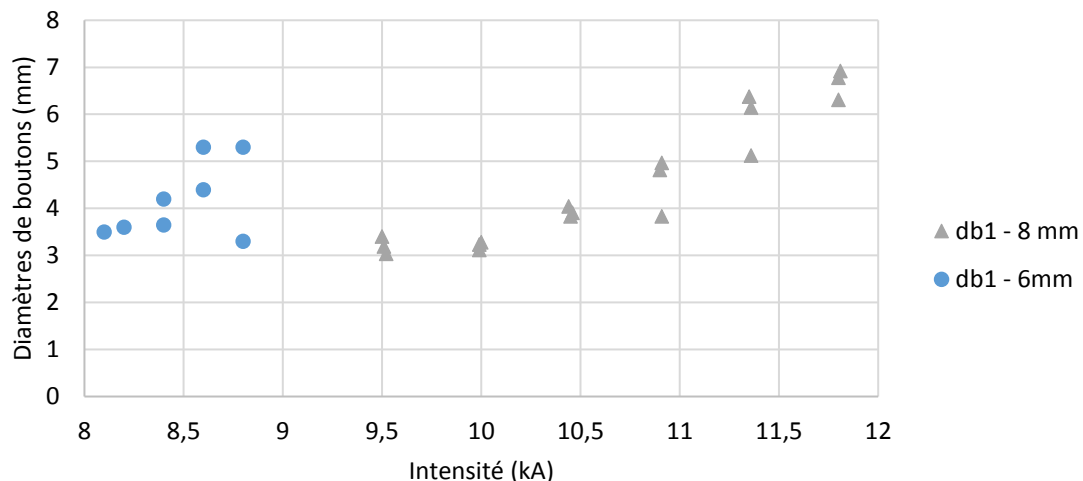


Figure 10.10 – Diamètres de bouton avec des électrodes de 6 mm et de 8 mm de diamètre.

Avec les électrodes G16/6, les valeurs des diamètres des boutons en haut de domaine dépassent le diamètre de la face active. Les mesures des rayons de contact à partir des empreintes et des macrographies sur des points interrompus ont montré que les valeurs des rayons de contact E/T et T/T sont proches. Le noyau ne peut donc plus être contenu aux interfaces T/T lorsque le rayon de

contact E/T arrive aux limites du rayon de la face active de l'électrode lors de l'indentation. Avec les électrodes G20/8, la valeur du courant en bas de domaine est rehaussée (9,5 kA contre 8 kA pour les électrodes G16/6) avec le rayon de courbure plus élevé (50 mm contre 40 mm). L'expulsion est bien retardée avec des éjections constatées pour des courants plus forts (> 12 kA) grâce au diamètre de la face active supérieur (8 mm contre 6 mm) garantissant une latitude de soudabilité importante.

Avec les électrodes utilisées sur la GYSPOT de type A0 avec un rayon de courbure de 32 mm, la valeur du courant en bas de domaine est abaissée à 8,5 kA (tableau 10.1). Pour des raisons techniques, le haut de domaine n'a pas pu être atteint (chapitre 6). Avec ces électrodes de 12 mm de diamètre de face active, le haut de domaine de la latitude de soudabilité est supérieur ou égal à la valeur maximale du courant accessible à la machine GYSPOT (9,5 kA), (tableau 10.1).

Type d'électrode	Diamètre total (mm)	Diamètre de la FA (mm)	rayon de courbure de la FA (mm)	$I_{min}$ (kA)	$I_{max}$ (kA)
A0	13	12	32	8,5	≥ 9,5
G0	16	6	40	8,1	8,8
G0	20	8	50	9,5	11,8

Tableau 10.1 – Dimensions des électrodes et domaine de soudabilité.

Le faible nombre d'électrodes testées avec des configurations de géométries de faces actives différentes n'est pas suffisant pour conclure définitivement sur l'effet du rayon de courbure sur la latitude de soudabilité. Nous avons cependant observé l'influence du rayon de courbure et donc de l'aire de contact sur les dimensions du noyau.

## II.2 Effet du rayon de courbure sur la pénétration du noyau dans la tôle mince

Une étude de dispersion sur dix points a été réalisée sur la soudeuse ARO avec des électrodes G20/8 neuves et des électrodes ayant déjà servi (quatre-vingts points préalables sur l'assemblage dissymétrique). Les quatre-vingts points ont suffi pour modifier le profil de la face active des électrodes (figure 10.11). Les paramètres de soudage, temps (470 ms) et effort (4 kN), sont pris identiques à ceux considérés lors de l'étude de dispersion sur GYSPOT. Les valeurs du courant (9,8 kA et 10,4 kA) sont situées plutôt en bas du domaine de soudabilité (tableau 10.1).

Les dimensions de la zone fondue observée par coupe macrographique à la suite des essais de dispersion sur la machine ARO sont comparées à celles obtenues sur la GYSPOT (tableau 10.2).

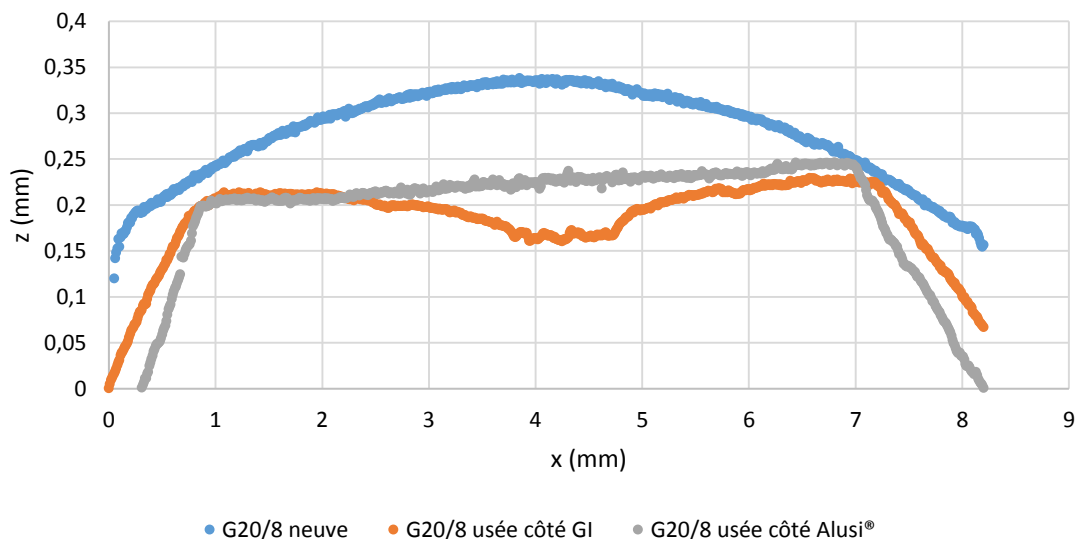


Figure 10.11 – Profils de face active d'électrodes neuves et usagées.

Concernant les essais sur GYSPOT, c'est le courant en rampe avec une intensité en bas de domaine qui a été utilisé (chapitre 6).

Soudeuse	Électrodes	Intensité (kA)	Diamètre du noyau (mm)	Épaisseur du noyau (mm)	Pénétration (mm)
GYSPOT	A0-13-18-32 neuves	8,5	6,77 ± 0,18	2,34 ± 0,12	0,14 ± 0,05
ARO	G0-20-22-50-8 neuves	10,4	8,29 ± 0,23	2,39 ± 0,1 2	0,21 ± 0,09
ARO	G0-20-22-50-8 utilisées	9,8	8,25 ± 0,21	2,50 ± 0,11	0,29 ± 0,06

Tableau 10.2 – Dimensions moyennes du noyau sur dix points sur la soudeuse ARO ou vingt points sur la soudeuse GYSPOT.

Les conditions de soudage sur ARO avec un profil de montée en courant plus progressif et les électrodes avec des faces actives à plus grand rayon de courbure produisent des noyaux de taille supérieure en diamètre et épaisseur à ceux constatés sur la GYSPOT (tableau 10.2). La pénétration dans la tôle mince est aussi nettement améliorée. À partir de coupes macrographiques de points interrompus, on montre qu'avec les électrodes G20/8 neuves, les diamètres aux interfaces T/T et la pénétration dans la tôle mince sont supérieurs, dès 100 ms, aux valeurs obtenues avec des électrodes A0 (figures 10.12 et 10.13).

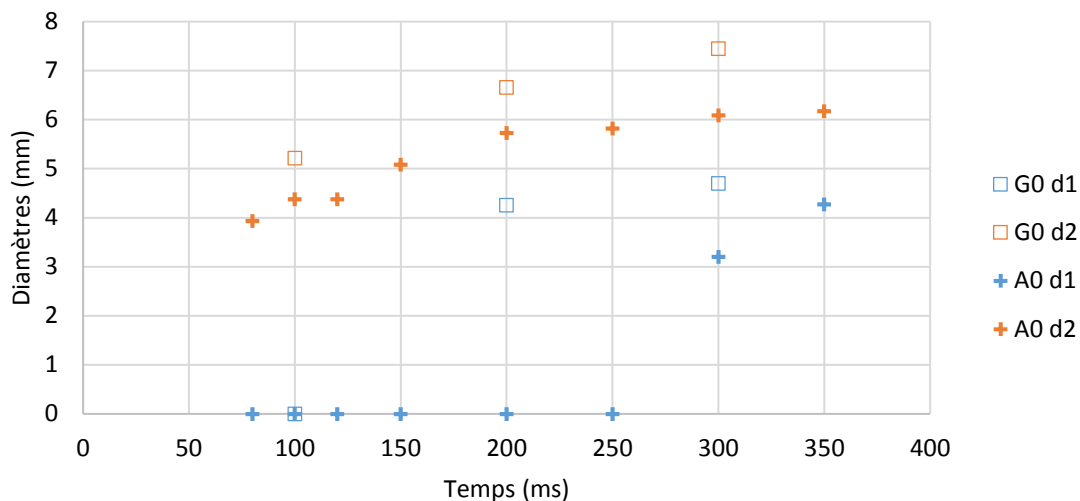


Figure 10.12 – Diamètre du noyau aux interfaces T/T avec des électrodes G20/8 et des électrodes A0.

Avec les électrodes G20/8, le diamètre de la zone fondue à l'interface entre les tôles d'AM54 et de DP600 est important dès 200 ms de soudage (figure 10.12). L'épaisseur du noyau et la pénétration dans la tôle mince sont toujours plus importants avec les électrodes G20/8 avec un rayon de courbure plus grand et donc une aire de contact plus grande.

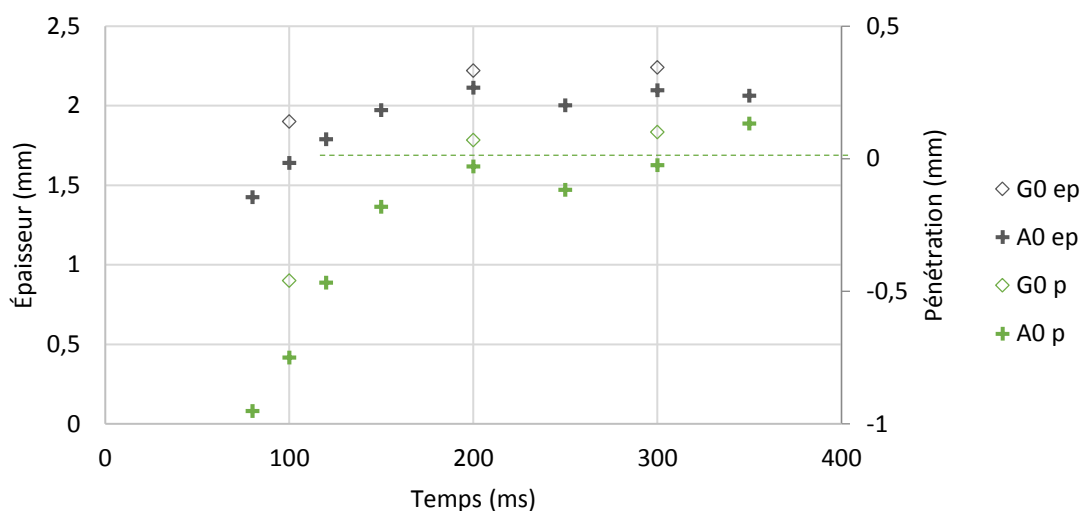


Figure 10.13 – Épaisseur et pénétration du noyau avec des électrodes G20/8 et des électrodes A0.

Ces résultats suggèrent qu'avec de plus grands rayons de courbure les aires de contact initiales sont plus larges, favorisant un échauffement plus modéré au niveau des interfaces lors de la montée en courant. Ensuite, sur le plateau d'intensité, la variation des rayons de contact devant être plus progressive, la densité de courant devrait chuter moins vite, ce qui permet de maintenir un échauffement plus efficace au sein des tôles favorisant une croissance du noyau et une pénétration supérieure (figure 10.13, tableau 10.2).

Avec les électrodes usées dont le profil de face active est plat du côté de la tôle d'Usibor® et creusé du côté de la tôle mince, le noyau présente un renflement au centre (figure 10.14) qui a été pris en compte dans l'évaluation de la pénétration et permet d'atteindre des valeurs légèrement supérieures à celles obtenues avec les électrodes neuves (tableau 10.2).



Figure 10.14 – Coupe macrographique d'un point réalisé avec les électrodes G0-20-22-50-8 usées.

Les mécanismes de dégradation des électrodes lors du soudage affectent le profil de la face active (figure 10.11), mais aussi l'état de surface des électrodes (figure 10.15). Le dépôt de revêtement sur les électrodes peut entraîner une forte augmentation des résistances de contact [8]. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 9, les résistances de contact aux interfaces E/T, et notamment à l'interface entre l'électrode et la tôle mince, sont très influentes sur la taille du noyau. Nous ne pouvons donc pas certifier à ce stade que c'est seulement le profil des électrodes usées qui conduit à une meilleure pénétration dans la tôle mince. Pour évaluer la contribution du dépôt sur les électrodes usées, il faudrait réaliser des essais complémentaires avec des électrodes neuves avec des profils de face active similaires.

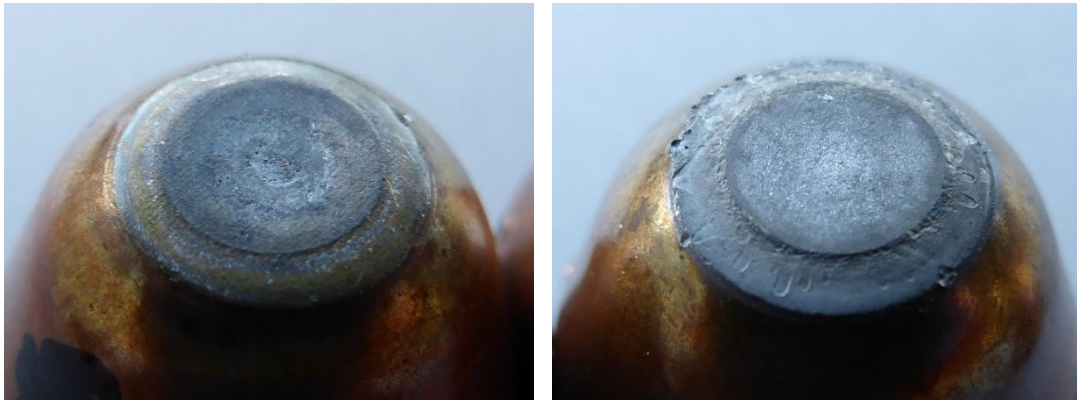


Figure 10.15 – Électrodes G20/8 usées, côté AM54 (gauche) et côté Usibor® (droite).

Le profil légèrement concave de la face active observé sur les électrodes G20/8 usées du côté de la tôle zinguée peut aussi avoir contribué à l'amélioration de la pénétration. Pour le vérifier, il serait possible de réaliser des essais de soudage avec des électrodes usinées à face active concave se limitant à un contact annulaire (figure 10.16).



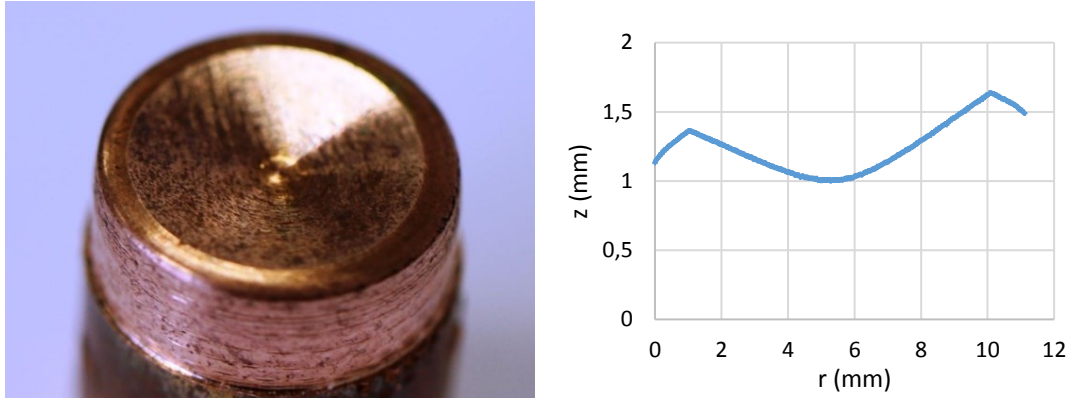


Figure 10.16 – Électrode pour contact annulaire (gauche) et profil de la face active (droite).

À l’instar de Kim *et al.* [44] qui se servent de ce type d’électrode du côté des tôles épaisses pour retarder les phénomènes d’expulsion, leur utilisation du côté de la tôle mince devrait permettre de limiter les déperditions thermiques vers l’électrode supérieure. Ainsi, le noyau devrait progresser davantage dans la tôle mince. Cette configuration de soudage avec une électrode plate côté Usibor et une électrode concave du côté AM54 a été simulée avec le modèle ETr<sub>cc</sub> (figure 10.17), mais aucune vérification expérimentale n’a encore été réalisée pour l’instant.

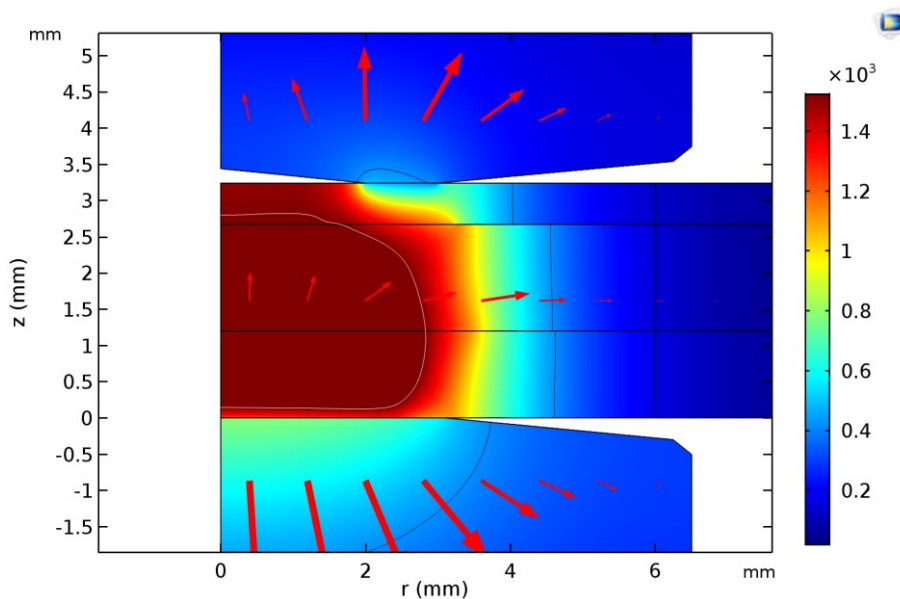


Figure 10.17 – Simulation du soudage avec des électrodes dissymétriques (7,8 kA, 320 ms, 4 kN).

On constate que dans cette configuration de soudage avec des électrodes dissymétriques la pénétration est bien améliorée du côté de la tôle mince avec l’utilisation d’une électrode concave du côté de celle-ci. En effet, ce profil concave avec le contact annulaire a un double effet : de renforcement de la barrière thermique entre tôle mince et électrode supérieure ; et d’augmentation de la densité de courant au niveau des tôles T<sub>1</sub> et T<sub>2</sub>. Ceci a pour conséquence une plus grande surchauffe de l’assemblage dans la partie supérieure et l’amélioration de la pénétration du noyau dans la tôle mince.

## Conclusion

Les premières investigations sur la recherche de solutions *process* montrent que la courbure de la face active des électrodes et le profil du courant de soudage sont deux paramètres dont l'optimisation peut permettre d'améliorer la soudabilité de l'assemblage dissymétrique étudié et, notamment, la pénétration du noyau dans la tôle mince.

Deux profils de courant, un en forme de créneau avec montée rapide et un en forme de rampe avec montée progressive, ont été testés. Avec les deux profils de courant, le noyau apparaît toujours dans la tôle d'Usibor® et la dissymétrie de l'assemblage reste donc toujours aussi importante. En revanche, la croissance du noyau est plus forte avec le profil de courant en rampe, et la taille du noyau est plus faible au début du soudage mais plus forte à la fin conduisant à une meilleure pénétration dans la tôle mince. Avec le profil en créneau, les résistances de contact sont plus rapidement neutralisées, notamment celles aux interfaces avec un revêtement de zinc. De là, moins d'énergie est dégagée au bénéfice de la formation du noyau, l'énergie thermique dégagée aux interfaces servant de précurseur à l'échauffement au sein des tôles.

Une corrélation a pu aussi être établie entre le rayon de courbure de la face active de l'électrode et la taille du noyau. Les tests ont été pratiqués sur la soudeuse GYSPOT avec des électrodes de diamètre 12 mm et de rayon de courbure 32 mm ; et sur la soudeuse ARO avec des électrodes neuves de diamètre 8 mm et de rayon de courbure 50 mm, et des électrodes semblables usagées avec un profil de face active plat. Les résultats indiquent que la taille du noyau est plus importante et la pénétration dans la tôle mince est améliorée avec des rayons de courbure plus élevés. En revanche, le changement à l'identique des rayons de courbure des faces actives des deux électrodes ne modifie pas la dissymétrie de l'empilement, le noyau s'initiant toujours dans la tôle d'Usibor®. Avec des électrodes usagées, la pénétration plus importante observée peut être due à la modification des profils des électrodes (plat du côté Usibor®, concave du côté AM54) et à l'augmentation des résistances de contact avec le dépôt observé sur celles-ci. Des mesures complémentaires s'avèrent nécessaires.

Pour recentrer le noyau initial dans l'empilement, on peut envisager de compenser la dissymétrie de l'assemblage en introduisant une dissymétrie contraire au niveau des électrodes : soit avec des électrodes dissymétriques avec des profils de face active différent (convexe/convexe avec des rayons de courbure différents [43] ou concave/convexe [44]), soit en intercalant au niveau du contact  $E_1/T_1$  un feuillard résistif à l'instar de Yu [45], ou soit en modifiant l'état de surface des électrodes.

Enfin, la solution proposée par Ikeda *et al.* [27], qui consiste à appliquer dans un premier temps court un fort courant et un faible effort pour « brûler » les interfaces puis dans un second temps plus long un courant plus faible et un effort plus important, n'a pas été expérimentée ici. Cette solution qui vise à éliminer les résistances de contact à l'issue du premier pulse peut paraître intéressante pour re-symétriser l'assemblage. Cependant, dans notre cas, l'application d'un fort courant et d'un faible effort lors du premier pulse risquerait de causer une expulsion précoce de la zone fondue à l'interface entre les deux tôles épaisses.



# Conclusions et perspectives

Cette étude réalisée en partenariat avec ArcelorMittal porte sur la soudabilité par résistance de tôles d'acier pour l'industrie automobile. C'est un assemblage très dissymétrique constitué d'une tôle très mince d'épaisseur inférieure à 0,6 mm combinée à deux tôles épaisses, dont une tôle avec un revêtement à base d'aluminium pour emboutissage à chaud qui fait l'objet de cette étude. L'enjeu est de pouvoir garantir une tenue satisfaisante avec des tôles plus fines permettant d'alléger la structure des véhicules. L'objectif principal est de comprendre le développement de la soudure dans cette configuration complexe, d'analyser la nature de la liaison de la tôle mince dans l'assemblage et d'identifier les paramètres pouvant influencer sur son accroche. Pour y répondre, une approche principalement expérimentale a été suivie et étayée par une analyse numérique simplifiée. Enfin, des solutions technologiques pour améliorer la soudabilité opératoire de cet assemblage ont été proposées.

Les conclusions et les résultats remarquables de cette étude peuvent se décliner comme suit :

## Conclusions sur les aspects expérimentaux

### Formation et développement du noyau

Un dispositif de soudage instrumenté a été conçu à partir d'une soudeuse à courant continu. Il permet de souder des tôles dans des conditions standard avec des électrodes entières en pleine tôle et dans des conditions d'observation avec des électrodes usinées sur le bord des tôles, tout en mesurant les paramètres opératoires lors du soudage (intensité, tension, effort). Une caméra infrarouge installée à l'aplomb des électrodes permet d'observer en configuration demi-point la scène thermique lors du soudage. Cette scène thermique est supposée représentative de celle qui se produit dans un plan de coupe diamétral dans un point complet jusqu'à l'apparition du noyau. Le dispositif devait permettre la mesure des températures des contacts, la résolution spatio-temporelle de la caméra et la méconnaissance des propriétés radiatives de la zone observée ne permettant pas actuellement de donner des mesures précises de l'évolution de ces températures.

L'assemblage de référence comprend trois tôles avec des nuances (AM54 / DP600 / Usibor® 1500), des épaisseurs (0,57 mm / 1,47 mm / 1,2 mm) et des revêtements différents (Zn/Zn/Alusi®). Les points interrompus montrent que le noyau se crée très tôt dans la tôle d'Usibor® et que son épaisseur croît pendant 200 ms puis se stabilise avec l'indentation des électrodes. La pénétration du noyau dans la tôle mince est faible, de l'ordre de  $(100 \pm 46) \mu\text{m}$ . De plus, elle est très sujette à la dispersion causée par la variabilité des conditions de contact. Enfin, la thermographie infrarouge a permis de montrer que, dans le cas de l'assemblage dissymétrique, les échauffements initiaux se produisent au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor®. Cela provoque une dissymétrie thermique très tôt lors du soudage, maintenue jusqu'à l'apparition du noyau dans la tôle d'Usibor® loin de la tôle mince.

## Caractérisation des conditions interfaciales

Une attention particulière a été portée à la caractérisation des conditions interfaciales, à l'échelle macroscopique avec l'évolution des aires apparentes de contact et à l'échelle microscopique avec l'évolution des résistances de contact.

Les aires de contact, qui pilotent la densité de courant et la pression de contact, ont été mesurées à l'accostage et au cours du soudage à partir de points interrompus. À l'accostage, le rayon de contact le plus faible se situe entre l'électrode et l'Usibor®. Au cours du soudage, les aires de contact électrode/tôle (E/T) augmentent avec l'indentation des électrodes dans les tôles et induisent l'élargissement du noyau observé sur les points interrompus. La cinétique d'indentation présente deux régimes : rapide d'abord lorsque la densité de courant est élevée et plus lent ensuite. La croissance du noyau en épaisseur et en diamètre est contrôlée et régulée par l'évolution des aires apparentes de contact E/T. Ceci explique la limitation de la croissance du noyau en épaisseur, qui vient pénétrer faiblement la tôle mince.

Une approche expérimentale a été choisie pour la détermination des résistances de contact. Les mesures des résistances de contact électriques ( $R_{CE}$ ) ont été faites principalement sur un dispositif dédié en fonction de la pression et de la température. Les mesures de résistance de contact thermique ( $R_{CT}$ ) ont été réalisées sur le même dispositif en fonction de la pression à basse température (80 °C). En complément des mesures *in situ* de la  $R_{CE}$  réalisées à l'issue de la phase d'accostage concordent avec les mesures *ex situ*. Les mesures de  $R_{CE}$  ont fourni des valeurs 25 fois plus élevées sur les contacts aluminés par rapport aux contacts zingués. Cette différence est imputable aux propriétés du revêtement Alusi®. La  $R_{CE}$  à l'interface entre le DP600 zingué et l'Usibor® a permis de calculer la résistivité électrique du revêtement Alusi® grâce à la fusion de revêtement en zinc à l'interface, qui conduit à un contact parfait. Le revêtement Alusi® s'avère bien plus résistif que les aciers, au point que 30 µm de revêtement Alusi® a une résistance du même ordre de grandeur qu'une tôle de 1,2 mm d'acier à très haute résistance. Le calcul de la densité de puissance initiale au niveau des interfaces montre que c'est au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor® que la génération est la plus forte, ce qui est cohérent avec les observations par caméra IR. Les valeurs des  $R_{CT}$  mesurées sont aussi plus fortes au niveau des interfaces avec la tôle aluminée. La forte  $R_{CT}$  entre l'électrode et l'Usibor® contribue notamment à la formation du point chaud du côté des tôles épaisses. Les mesures réalisées sont utilisées dans le modèle numérique développé avec le logiciel COMSOL Multiphysics®.

## Conclusions sur les aspects numériques et le rôle des interfaces

Un modèle numérique simplifié a été développé pour simuler l'évolution de la température dans l'assemblage dissymétrique étudié en condition de soudage. L'objectif est de mieux comprendre les mécanismes agissant sur la formation et le développement du noyau et de faire émerger les paramètres les plus influents sur la pénétration du noyau dans la tôle mince. En outre, il s'agit aussi d'utiliser le modèle pour contribuer à la recherche des solutions sur le procédé ou sur le produit (substrat, revêtements). Vu le grand nombre de calculs à mener et du fait que la priorité dans la thèse a été donnée à l'approche expérimentale, le modèle se limite aux aspects électrique et thermique couplés en portant là aussi une attention particulière à la modélisation des conditions interfaciales. Le modèle a été décliné en trois variantes différenciées par les rayons de contact.

Dans la première variante, les rayons de contact sont fixes, égaux aux rayons de contact initiaux mesurés à l'issue de l'accostage. Ce modèle a pour but de comparer les échauffements dans les premiers instants du soudage avec deux modèles de contact : le modèle macroscopique avec des résistances de contact et le modèle mésoscopique avec des couches de contact résistantes. Les échauffements calculés avec les deux modèles de contact sont très rapides et intenses, principalement au niveau des interfaces de part et d'autre de la tôle d'Usibor®. En outre, en raison de la distribution radiale de densité de courant non-uniforme, les profils de température théoriques sur les aires de contact présentent un pic en périphérie cohérent avec les observations par caméra IR et avec la couronne d'Alusi® fondu visible sur les empreintes de l'électrode dans la tôle d'Usibor®. Les résultats avec le modèle de contact mésoscopique apparaissent en meilleur accord avec les observations par caméra infrarouge. Le modèle de contact macroscopique avec les résistances de contact s'avère trop réducteur pour modéliser correctement les échauffements entre surfaces revêtues et la définition de la température de contact pose problème. Cependant, le modèle macroscopique est plus facile à utiliser et nécessite moins de ressource de calcul ; c'est pourquoi il sera utilisé dans les deux autres variantes du modèle. Ce modèle électrothermique initial est limité aux dix premières millisecondes du soudage pendant lesquelles nous pouvons supposer que l'évolution des aires de contact est nulle.

La seconde variante du modèle électrothermique utilise des rayons de contact variables pour simuler l'évolution des aires de contact au cours du soudage. Cette évolution du contact est programmée à partir des résultats expérimentaux. L'évolution de la tension, des échauffements et la cinétique de formation du noyau calculés apparaissent en bon accord avec les observations. On retrouve bien l'initiation du noyau dans la tôle d'Usibor® puis une progression rapide vers la tôle mince et enfin un élargissement avec l'augmentation des rayons de contact. Ce modèle n'est pas prédictif, puisqu'il nécessite de connaître les rayons de contact à différents temps. Il permet néanmoins de suivre le développement du noyau et de confirmer les mesures de résistance de contact réalisées *ex situ*. Parmi les hypothèses simplificatrices qui peuvent être améliorées, nous pouvons citer la prise en compte de la diminution de l'épaisseur de l'assemblage entre les électrodes avec l'indentation et la dépendance des résistances de contact avec la pression de contact maximale.

Dans la troisième variante, les rayons de contact sont fixés à des valeurs élevées, représentatives de conditions de soudage avec des électrodes à face active plate. Dans ces conditions, la cinétique numérique de formation du noyau est logiquement retardée par rapport à la cinétique expérimentale observée lors d'essais de soudage avec des électrodes à face active convexe. Cependant, l'adaptation des paramètres opératoires permet d'obtenir à la fin du temps de soudage une taille de noyau cohérente avec celle issue du modèle avec les rayons de contact variables. Ce modèle simplifié avec des rayons de contact constants, rapide en temps de calcul ( $\approx 20$  minutes), a servi ici d'outil prédictif pour dégager des tendances et pour permettre d'orienter la recherche de solutions sur les produits.

## Conclusions sur la recherche de solutions

L'étude de sensibilité numérique sur les résistances de contact a mis en lumière l'importance de la résistance de contact thermique à l'interface entre l'électrode et la tôle mince. Cette barrière thermique serait le paramètre de contact le plus influent sur la pénétration de la zone fondue dans la tôle mince. Ce résultat est cohérent avec les travaux de Yu [45] qui a intercalé au niveau du contact électrode/tôle mince un feuillard résistif, afin d'améliorer la pénétration du noyau dans cette dernière. Des coefficients de sensibilité élevés ont aussi été trouvés avec les résistances de contact électrique

de part et d'autre de la tôle mince. Ce résultat a été confirmé en envisageant dans l'assemblage une tôle mince avec un revêtement Alusi®. Dans ce cas, et quelle que soit la nature de la tôle (acier doux ou Usibor®), la pénétration du noyau dans la tôle mince est bien augmentée. Cependant, si la solution avec une tôle mince revêtue Alusi® paraît théoriquement satisfaisante, elle pourrait être difficilement mise en œuvre au niveau industriel en raison du surcoût engendré. Le revêtement Alusi® tel que nous l'avons caractérisé nécessite un traitement thermique au four, difficilement applicable sur des pièces de peau, souvent grandes.

Les premières investigations concernant la recherche de solution sur le procédé montrent que la courbure de la face active des électrodes et le profil du courant de soudage sont deux paramètres dont l'optimisation peut améliorer la pénétration du noyau dans la tôle mince. Ces changements de profil de courant ou de courbure de face active des deux électrodes identiques ne compensent pas la dissymétrie de l'empilement, le noyau s'initiant toujours dans la tôle d'Usibor®. En revanche, la croissance du noyau est plus forte avec un profil de courant dont la vitesse de montée jusqu'à l'intensité de soudage est la plus faible. Dans ce cas, les résistances de contact sont moins sollicitées et leur extinction est retardée. L'énergie générée par effet Joule aux interfaces est donc plus importante et ce gain se répercute sur la taille du noyau. Pour la face active des électrodes, un rayon de courbure plus grand est plus favorable au développement du noyau. L'hypothèse émise est qu'avec de plus grands rayons de courbure les aires de contact initiales sont plus larges favorisant un échauffement plus modéré au niveau des interfaces lors de la montée en courant. Ensuite, lorsque l'intensité de soudage est atteinte, la variation des rayons de contact serait plus progressive. La densité de courant chute moins vite, ce qui permettrait de maintenir un échauffement plus efficace au sein des tôles favorisant une croissance du noyau et une pénétration supérieure.

## Perspectives

Différentes perspectives peuvent être avancées au plan scientifique pour approfondir la compréhension des mécanismes de formation et de développement du noyau dans le cas des assemblages intégrant une tôle très mince, et au plan technologique pour mettre au point des solutions sur les produits ou sur le procédé visant à optimiser la pénétration du noyau dans cette tôle très mince.

Au plan scientifique d'abord, les résultats numériques et les premiers résultats expérimentaux ont montré les dynamiques très rapides et les gradients très élevés au niveau des interfaces, qui nécessiteraient d'augmenter significativement les résolutions spatio-temporelles afin d'améliorer la qualité des mesures de température de contact réalisées par caméra infrarouge. À partir de notre caméra FLIR X6580sc avec son objectif microscopique, on peut gagner en résolution spatiale et passer de 15  $\mu\text{m}/\text{pixel}$  à 8  $\mu\text{m}/\text{pixel}$  en adaptant une bague entre l'objectif et le détecteur. Il est aussi possible d'augmenter la fréquence d'acquisition en fenêtrant et passer de 350 Hz en pleine fenêtre (640 x 512 pixels) à 1907 Hz en fenêtre réduite (640 x 64 pixels). Cependant les déplacements de la scène thermique lors des mécanismes de dilatation thermique et d'indentation ne permettraient pas d'envisager des fenêtres plus étroites. Par ailleurs, une meilleure exploitation des mesures de flux réalisées avec l'objectif microscopique nécessiterait un étalonnage de la caméra avec cet objectif sur la gamme de température étendue 20 °C – 600 °C d'une part, et un travail important de caractérisation des émissivités des surfaces des tôles et des revêtements d'autre part. Le travail de caractérisation des résistances de contact au niveau de la tôle d'Usibor® revêtue Alusi® doit être complété avec notamment les évolutions des résistances de contact thermique en fonction de la température pour différentes pressions. Il serait aussi intéressant de prolonger les mesures de résistances de contact électriques jusqu'à dépasser la température de fusion de l'Alusi® (1 000 °C). Pour cela, le système de chauffage du dispositif de caractérisation par conduction thermique pourrait être remplacé par un four à lampe placé autour des échantillons. Enfin, il serait intéressant de profiter de cette base de données expérimentales originales pour mettre au point un modèle numérique complet intégrant l'ensemble des couplages entre les différents phénomènes (électrique, thermique, métallurgique, mécanique). Ce modèle permettrait notamment de mieux comprendre le rôle complexe du rayon de courbure des faces actives électrodes sur la formation et le développement du noyau et pourrait être utilisé après validation comme outil prédictif pour rechercher des solutions.

Au plan plus technologique, différentes pistes de recherche de solution visant à améliorer la soudabilité opératoire de l'assemblage étudié peuvent être explorées. Dans un premier temps, une étude plus approfondie de l'effet des rayons de courbure peut être réalisée. On peut notamment envisager des essais comparatifs en bas et en haut de domaine de soudage pour plusieurs types d'électrodes. Des mesures des évolutions des rayons de contact à partir de points interrompus permettraient de mieux interpréter l'effet du rayon de courbure. En parallèle, des essais dans la configuration demi-point avec une observation par caméra IR des premiers instants du soudage contribueraient à éclairer sur la différence entre les échauffements initiaux selon les types d'électrode. Nous avons montré qu'un profil de courant progressif est plus favorable au développement du noyau qu'un créneau standard. D'autres profils de courant peuvent être expérimentés.

Pour recentrer le noyau initial dans l'empilement et améliorer la pénétration dans la tôle mince, on peut envisager de compenser la dissymétrie de l'assemblage en introduisant une dissymétrie contraire au niveau des électrodes, soit avec des électrodes dissymétriques avec des profils de face active différent, soit en intercalant au niveau du contact  $E_1/T_1$  un feuillard résistif, soit en modifiant l'état de surface des électrodes. Ces solutions vont avoir pour effet soit d'augmenter la densité de



courant au niveau de la tôle mince, soit de limiter les pertes thermiques vers l'électrode en contact la tôle mince, soit les deux à la fois avec pour conséquences attendues l'initiation du noyau plus vers le centre de l'empilement et une meilleure pénétration de la zone fondue dans la tôle mince.

# Références bibliographiques

- [1] Ford, “2015 Ford Mustang”, EuroCarBody 2014.
- [2] Y. Cho et S. Rhee, “Experimental study of nugget formation in resistance spot welding”, *Weld. J.*, vol. 82, no. 8, pp. 195–201, 2003.
- [3] G. Sibilia, “Modélisation du soudage par point : Influence des conditions interfaciales sur le procédé”, Thèse de Doctorat de l’École Polytechniques de l’Université de Nantes, 2003.
- [4] C. V. Nielsen, K. S. Friis, W. Zhang et N. Bay, “Three-Sheet Spot Welding of Advanced High-Strength Steels”, *Weld. Res.*, vol. 90, February, p. 32s–40s, 2011.
- [5] R. N. Raelison, “Étude et modélisation des conditions interfaciales dans le procédé de soudage par résistance par point de tôles d’acier revêtues”, Thèse de Doctorat de l’Université Bretagne Sud, 2010.
- [6] R. Blondeau, *Procédés et applications industrielles du soudage*, Lavoisier, 2001.
- [7] K. Weman, *Welding Processes Handbook*, Woodhead Publishing Limited, 2003.
- [8] E. Gauthier, “Etude expérimentale et numérique de la dégradation cyclique des électrodes en CuCr1Zr lors du soudage par résistance par point”, Thèse de Doctorat de l’Université Bretagne Sud, 2014.
- [9] T. Dupuy, “La dégradation des électrodes lors du soudage par points de tôles d’acier zinguées”, Thèse de Doctorat de l’École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.
- [10] S. C. A. Alfaro, J. E. Vargas, M. A. Wolff, et L. O. Vilarinho, “Comparison between AC and MF-DC resistance spot welding by using high speed filming”, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, vol. 24, no. 1, pp. 333–339, 2007.
- [11] W. Li et D. Cerjanec, “A comparative study of AC and MFDC resistance spot welding”, *Proceeding of IMECE04*, 2004.
- [12] H. R. M. Costa, J. S. Dias, R. A. A. Aguiar, R. A. A. Lima, et D. M. Lopes, “Effect of process parameters on lifetime of copper electrodes used in spot welding of IF steel sheets”, *Weld. Equip. Technol.*, vol. 27, 2016.
- [13] AFNOR, “NF EN ISO 5821.” 2010.
- [14] Ó. Martín, V. Ahedo, J. I. Santos, P. De Tiedra, et J. M. Galán, “Quality assessment of resistance spot welding joints of AISI 304 stainless steel based on elastic nets”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 676, pp. 173–181, 2016.
- [15] S. Lee, J. Nam, W. Hwang, J. Kim, et B. Lee, “A study on integrity assessment of the resistance spot weld by infrared thermography”, *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 1748–1753, 2011.
- [16] R. A. Wyant, “Measurement and Effect of Contact Resistance in Spot Welding”, *Electr. Eng.*, vol. 65, pp. 26–33, 1946.

- [17] W. F. Savage, E. F. Nippes, et F. A. Wassell, "Dynamic Contact Resistance of Series Spot Welds", *Weld. Reseach Suppl.*, vol. 7, pp. 43–50, 1978.
- [18] J. Kaars, P. Mayr, et K. Koppe, "Generalized dynamic transition resistance in spot welding of aluminized 22MnB5", *Mater. Des.*, vol. 106, pp. 139–145, 2016.
- [19] Y. Cho et S. Rhee, "New technology for measuring dynamic resistance and estimating strength in resistance spot welding", *Meas. Sci. Technol.*, vol. 11, pp. 1173–1178, 2000.
- [20] P. Rogeon, P. Carré, L. Mary, B. Bouygues, et J. Barré, "Méthode de soudage avec détermination des paramètres de soudage par le calcul d'une impédance cible, et mise en œuvre du procédé", *Brevet n°14/50655*, 2014.
- [21] H. Wang, Y. Zhang, et G. Chen, "Resistance spot welding processing monitoring based on electrode displacement curve using moving range chart", *Meas. J. Int. Meas. Confed.*, vol. 42, no. 7, pp. 1032–1038, 2009.
- [22] P. Zhang, H. Zhang, J. Chen, et Y. Ma, "Quality monitoring of resistance spot welding based on electrodes displacement characteristics analysis", *Front. Mech. Eng. China*, vol. 2, no. 3, pp. 330–335, 2007.
- [23] H. Zhang, F. Wang, T. Xi, J. Zhao, L. Wang, et W. Gao, "A novel quality evaluation method for resistance spot welding based on the electrode displacement signal and the Chernoff faces technique", *Mech. Syst. Signal Process.*, vol. 62, pp. 431–443, 2015.
- [24] W. R. Upthegrove et J. F. Key, "A high speed photographic analysis of spot welding galvanized steel", *Weld. Res.*, May, pp. 233–244, 1972.
- [25] C. T. Lane, C. D. Sorensen, G. B. Hunter, S. A. Gedeon, et T. W. Eagar, "Cinematography of Resistance Spot Welding of Galvanized Steel Sheet", *Weld. Res.*, September, pp. 260–265, 1987.
- [26] Y. Li, Z. Luo, Y. Bai, et S. S. Ao, "Investigation of induced magnetic force on liquid nugget during resistance spot welding", *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 18, no. 4, pp. 329–336, 2013.
- [27] R. Ikeda, Y. Okita, M. Ono, K. Yasuda, et T. Terasaki, "Development of advanced resistance spot welding process using control of electrode force and welding current during welding", *Weld. Int.*, vol. 28, no. 1, 2014.
- [28] N. Harlin, T. B. Jones, et J. D. Parker, "Weld growth mechanisms during resistance spot welding of two and three thickness lap joint", *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 7, no. 1, pp. 35–41, 2002.
- [29] U. Füssel, V. Wesling, A. Voigt, et E. C. Klages, "Visualisierung der Temperaturentwicklung in der Schweißzone einschließlich der Schweißelektroden über den gesamten zeitlichen Verlauf eines Punktschweißprozesses", *Schweiss. und Schneid.*, vol. 64, pp. 634–642, 2012.
- [30] K. Tahar-Chaouch, "Etude numérique du soudage par points d'assemblages dissymétriques-Influence des conditions interfaciales", *Thèse de Doctorat de l'Université Bretagne Sud*, 2012.
- [31] R. N. Raelison, A. Fuentes, C. Pouvreau, P. Rogeon, P. Carré, et F. Dechalotte, "Modeling and numerical simulation of the resistance spot welding of zinc coated steel sheets using rounded tip electrode: Analysis of required conditions", *Appl. Math. Model.*, vol. 38, no. 9–10, pp. 2505–2521, 2014.
- [32] ArcelorMittal, "Extrait du catalogue produits", 2017.

- [33] P. Rogeon, P. Carré, J. Costa, G. Sibilia, et G. Saindrenan, "Characterization of electrical contact conditions in spot welding assemblies", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 195, no. 1–3, pp. 117–124, 2008.
- [34] R. N. Raelison, A. Fuentes, P. Rogeon, P. Carré, T. Loulou, D. Carron, et F. Dechalotte, "Contact conditions on nugget development during resistance spot welding of Zn coated steel sheets using rounded tip electrodes", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 8, pp. 1663–1669, 2012.
- [35] D. C. Saha, C. W. Ji, et Y. D. Park, "Coating behaviour and nugget formation during resistance welding of hot forming steels", *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 20, no. 8, pp. 708–720, 2015.
- [36] O. L. Ighodaro, E. Biro, et Y. N. Zhou, "Comparative effects of Al-Si and galvanized coatings on the properties of resistance spot welded hot stamping steel joints", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 236, pp. 64–72, 2016.
- [37] S. T. Wei, R. D. Liu, D. Lv, L. Lin, R. J. Xu, J. Y. Guo, K. Q. Wang, et X. F. Lu, "Weldability and mechanical properties of similar and dissimilar resistance spot welds of three-layer advanced high strength steels", *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 20, no. 1, pp. 20–26, 2015.
- [38] R. Koganti, T. Coon, A. Joaquin, A. Wexler, A. Elliott, S. Lalam, et R. Bhatnagar, "Resistance Spot Weldability of Three Metal Stack Dual Phase 600 Hot-dipped Galvanized Steel", *SAE World Congress & Exhibition*, 2007.
- [39] N. Ma et H. Murakawa, "Numerical and experimental study on nugget formation in resistance spot welding for three pieces of high strength steel sheets", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 14, pp. 2045–2052, 2010.
- [40] J. Shen, Y. Zhang, X. Lai, et P. C. Wang, "Modeling of resistance spot welding of multiple stacks of steel sheets", *Mater. Des.*, vol. 32, no. 2, pp. 550–560, 2011.
- [41] K. Tahar-Chaouch et P. Rogeon, "Development of weld nugget in dissymmetric assemblies", *21ème Congrès Français de Mécanique*, pp. 1–6, 2013.
- [42] K. Tahar-chaouch, P. Rogeon, R. Raelison, P. Carré, T. Loulou, et F. Dechalotte, "Etude numérique de la soudabilité des assemblages dissymétriques lors du soudage par point", *18ème Congrès de la Société Française de Thermique*, 2010.
- [43] N. Huda et Y. Park, "Weldability Evaluation and Nugget Formation Mechanism in Three Sheets Spot Welding of High Strength Steels", *Weld. Res.*, June, pp. 680–684, 2012.
- [44] D. Kim, J. Yu, et S. Rhee, "Effect of a conically shaped hollow electrode on Advanced High Strength Steel in three-sheet Resistance Spot Welding", *Int. J. Precis. Eng. Manuf.*, vol. 17, no. 3, pp. 331–336, 2016.
- [45] J. Yu, "Effect of cover sheet on dissimilar three-steel sheets resistance spot welding", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 89, no. 1-4, pp. 483-491, 2016.
- [46] Amada Miyachi, "The Effects of Polarity on the Resistance Welding Process", *Note interne Amada Miyachi*, vol. 3, no. 2. pp. 1–2, 2015.
- [47] S. Ramasamy, J. Gould, et D. Workman, "Design-of-experiments study to examine the effect of polarity on stud welding", *Weld. Journal-New York-*, February, pp. 19–26, 2002.

- [48] S. Fukumoto, I. Lum, E. Biro, D. R. Boomer, et Y. Zhou, "Effects of Electrode Degradation on Electrode Life in Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy 5182", *Weld. J.*, November, pp. 307–312, 2003.
- [49] Y. B. Li, Z. Q. Lin, S. J. Hu, et G. L. Chen, "Numerical analysis of magnetic fluid dynamics behaviors during resistance spot welding", *J. Appl. Phys.*, vol. 101, no. 5, 2007.
- [50] E. Thieblemont, "Modélisation du soudage par résistance par point", Thèse de Doctorat de l'Institut National Polytechniques de Lorraine, 1991.
- [51] C. Srikunwong, "Modélisation du procédé de soudage par points", Thèse de Doctorat de l'École des Mines de Paris, 2005.
- [52] D. Dickinson, C.-L. Tsai, et O. Jammal, "Modeling of Resistance Spot Weld Nugget Growth - Applications for the Automotive Industry", in *SAE Technical Paper*, 1990.
- [53] E. Feulvarch, V. Robin, et J. M. Bergheau, "Resistance spot welding simulation: A general finite element formulation of electrothermal contact conditions", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 153–154, no. 1–3, pp. 436–441, 2004.
- [54] V. Robin, A. Sanchez, T. Dupuy, J. Soigneux, et J. M. Bergheau, "Numerical simulation of spot welding with special attention to contact conditions", *Math. Model. Weld. Phenomena* 6, no. 1, p. 997, 2002.
- [55] P. Rogeon, R. N. Raelison, P. Carré, et F. Dechalotte, "A Microscopic Approach to Determine Electrothermal Contact Conditions During Resistance Spot Welding Process", *J. Heat Transfer*, vol. 131, February, pp. 022101-1 – 022101-11, 2009.
- [56] G. Le Meur, B. Bourouga, et J. P. Bardon, "Microscopic analysis of interfacial electrothermal phenomena - Definition of a heat generation factor", *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 49, no. 1–2, pp. 387–401, 2006.
- [57] N. Ma et H. Murakawa, "Numerical and Experimental Study on Nugget Formation in Resistance Spot Welding for High Strength Steel Sheets in Automobile Bodies", *Trans. JWRI*, vol. 38, no. 2, pp. 19–24, 2009.
- [58] X. Wan, Y. Wang, et P. Zhang, "Modelling the effect of welding current on resistance spot welding of DP600 steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 11, pp. 2723–2729, 2014.
- [59] C. V. Nielsen, W. Zhang, L. M. Alves, N. Bay, et P. A. F. Martins, "Modeling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes Applications in Metal Forming and Resistance Welding", Springer, 2014.
- [60] B. Noailles, "Etude expérimentale et numérique de la structure d'un contact plan métal-saphir sous charge : Application à la modélisation des résistances thermiques de contact", Thèse de Doctorat de l'École centrale de Nantes, 2014.
- [61] P. Duvivier, "Étude expérimentale et modélisation du contact électrique et mécanique quasi statique entre surfaces rugueuses d'or : application aux micro-relais mems", Thèse de Doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, 2012.
- [62] L. Féchant, *Le contact électrique : l'appareillage de connexion*, Hermès, 1995.

- [63] G. Le Meur, "Étude de la condition de liaison thermique à une interface de contact solide-solide siège d'une dissipation par effet Joule : Application au soudage par point," Thèse de Doctorat de l'École Polytechniques de l'Université de Nantes, 2002.
- [64] A. Bouvier, "Mesure des températures par des méthodes thermoélectriques intrinsèques et semi-intrinsèques, application à l'analyse thermique d'une opération de micro-soudure", Thèse de Doctorat de l'Université de Nantes, 1986.
- [65] J. P. Bardon, "Introduction to thermal contact resistance study," Rev. Générale Therm., vol. 125, no. 429, p. 446, 1972.
- [66] N. Laraqi, "Thermal impedance and transient temperature due to a spot of heat on a half-space", Int. J. Therm. Sci., vol. 49, no. 3, pp. 529–533, 2010.
- [67] T. Loulou et J. P. Bardon, "Premiers instants du refroidissement d'une goutte métallique après son impact sur une paroi", Rev. Générale Therm., 1997.
- [68] P. Rogeon, P. Carre, J. Costa, G. Sibilia, et G. Saindrenan, "Characterization of electrical contact conditions in spot welding assemblies", J. Mater. Process. Technol., vol. 195, no. 1–3, pp. 117–124, 2008.
- [69] A. Fuentes, P. Rogeon, P. Carré, T. Loulou, et A. Moran, "Modélisation du contact électrothermique - Conséquences sur la température de contact", 19<sup>ème</sup> Congrès de la Société Française de Thermique, 2011.
- [70] R. Holm, Electric Contacts, Springer, 1967.
- [71] J. A. Greenwood, "Constriction resistance and the real area of contact", Br. J. Appl. Physic, vol. 17, 1966.
- [72] R. L. Jackson, S. H. Bhavnani, et T. P. Ferguson, "A Multiscale Model of Thermal Contact Resistance Between Rough Surfaces", J. Heat Transfer, vol. 130, no. 8, pp. 81301–81308, 2008.
- [73] M. Nakamura, I. Minowa, et M. Kanno, "Computer simulation for the conductance of a contact interface", IEEE Trans. Components, Hybrids, Manuf. Technol., vol. 11, no. 3, pp. 324–327, 1988.
- [74] B. Bourouga, V. Goizet, et J. Bardon, "Predictive model of dynamic thermal contact resistance adapted to the workpiece-die interface during hot forging process", Int. J. Heat Mass Transf. vol. 46, pp. 565–576, 2003.
- [75] N. Laraqi et A. Bairi, "Theory of thermal resistance between solids with randomly sized and located contacts", Int. J. Heat Mass Transf., vol. 45, no. 20, pp. 4175–4180, 2002.
- [76] B. B. Mikic, "Thermal contact conductance; theoretical considerations", Int. J. Heat Mass Transf., vol. 17, no. 2, pp. 205–214, 1974.
- [77] M. G. Cooper, B. B. Mikic, et M. M. Yovanovich, "Thermal contact conductance", Int. J. Heat Mass Transf., vol. 12, no. 3, pp. 279–300, 1969.
- [78] K. Negus et M. Yovanovich, "Correlation of the Gap Conductance Integral for Conforming Rough Surfaces", J. Thermophys. heat Transf., no. July, pp. 44–46, 1988.
- [79] A. Majumdar et B. Bhushan, "Fractal model of elastic-plastic contact between rough surfaces", ASME J. Tribol, vol. 113, no. 1, pp. 1–11, 1991.

- [80] M. Galler, W. Ernst, R. Vallant, et N. Enzinger, “New Method for Measuring the Electrical Contact Resistance During”, *Math. Mod. Weld Phenomena*, 2009.
- [81] J. Kaars, P. Mayr, et K. Koppe, “Dynamic apparent transition resistance data in spot welding of aluminiezd 22MnB5”, *Data Br.*, vol. 8, pp. 1184–1189, 2016.
- [82] T. Loulou et J. P. Bardon, “Estimation of Thermal Contact Conductance During Resistance Spot Welding”, *Exp. Heat Transf.*, vol. 14, no. 4, pp. 251–264, 2001.
- [83] G. Le Meur, B. Bourouga, et T. Dupuy, “Measurement of contact parameters at electrode/sheet interface during resistance spot welding process”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 8, pp. 415–422, 2003.
- [84] N. Laraqi, “Contact temperature and flux partition coefficient of heat generated by dry friction between two solids. New approach to flux generation”, *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 35, no. 11, pp. 3131–3139, 1992.
- [85] J. L. Battaglia et A. Kusiak, “Estimation of heat fluxes during high-speed drilling”, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 26, no. 7–8, pp. 750–758, 2005.
- [86] P. Carré, P. Rogeon, R. Raelison, et S. Barbazanges, “Caractérisation des conditions de contact électro-thermique lors du soudage par résistance par point des tôles revêtues”, 15<sup>ème</sup> Congrès de la Société Française de Thermique, pp. 1153-1158, 2007.
- [87] C. Pradille, F. Bay, et K. Mocellin, “An Experimental Study to Determine Electrical Contact Resistance”, 2010 Proc. 56th IEEE Holm Conf. Electr. Contacts, pp. 1–5, 2010.
- [88] M. Rosochowska, K. Chodnikiewicz, et R. Balendra, “A new method of measuring thermal contact conductance”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 145, no. 2, pp. 207–214, 2004.
- [89] M. Vogler et S. Sheppard, “Electrical Contact Resistance under High Loads et Elevated Temperatures”, *Weld. J.*, June, p. 231s–238s, 1993.
- [90] Q. Song, W. Zhang, et N. Bay, “An Experimental Study Determines the Electrical Contact Resistance in Resistance Welding”, *Weld. J.*, vol. 84, no. 5, pp. 73–76, 2005.
- [91] P. Carré, P. Rogeon, E. Dupe, G. Deruet, et G. Sibilia, “Détermination des paramètres interfaciaux pour la modélisation du soudage par point de tôles d’acier revêtues,” in *JITH*, vol. 2, pp. 287-290, 2005.
- [92] AFNOR, “ISO 18278-2.” 2016.
- [93] K. Zhou, T. Shi, et L. Cai, “Online measuring the electrical resistivity of molten nugget of stainless steel in resistance spot welding”, *J. Manuf. Process.*, vol. 28, pp. 109–115, 2017.
- [94] S. S. Babu, M. L. Santella, Z. Feng, B. W. Riemer, et J. W. Cohron, “Empirical model of effects of pressure et temperature on electrical contact resistance of metals”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 6, no. 3, pp. 126-132, 2001.
- [95] E. Antacula, “Contribution à l’étude des contacts élasto-plastiques – effet d’un chargement normal et tangentiel”, Thèse de Doctorat de l’Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.
- [96] F. Pennec, “Modélisation du contact métal-métal : application aux micro-commutateur MEMS RF”, Thèse de Doctorat de l’Université de Toulouse, 2009.

- [97] A. Monnier, B. Froidurot, C. Jarrige, P. Testé, et R. Meyer, "A mechanical, electrical, thermal coupled-field simulation of a sphere-plane electrical contact", IEEE Trans. Components Packag. Technol., vol. 30, no. 4, pp. 787–795, 2007.
- [98] C. Wilson, G. McIntosh, et R. S. Timsit, "Effect of a-spot temperature on the temperature of external surfaces in an electrical connection", Proc. 59th IEEE Holm Conf. Electr. Contacts, 2013.
- [99] J. P. Bardon, B. Cassagne, B. Fourcher, et C. Saint-Blanquet, "Bilan des principales recherches sur les résistances thermiques de contact", Note interne Université de Nantes, 1971.





# Annexe

## Propriétés thermophysiques des matériaux

Dans cette annexe, nous présentons les propriétés thermophysiques des matériaux utilisés dans le modèle électrothermique. Ces données sont issues de la base de données d'ArcelorMittal, de mesures réalisées à l'IRDL ou de la littérature.

### 1. Données issues de la base de données d'ArcelorMittal

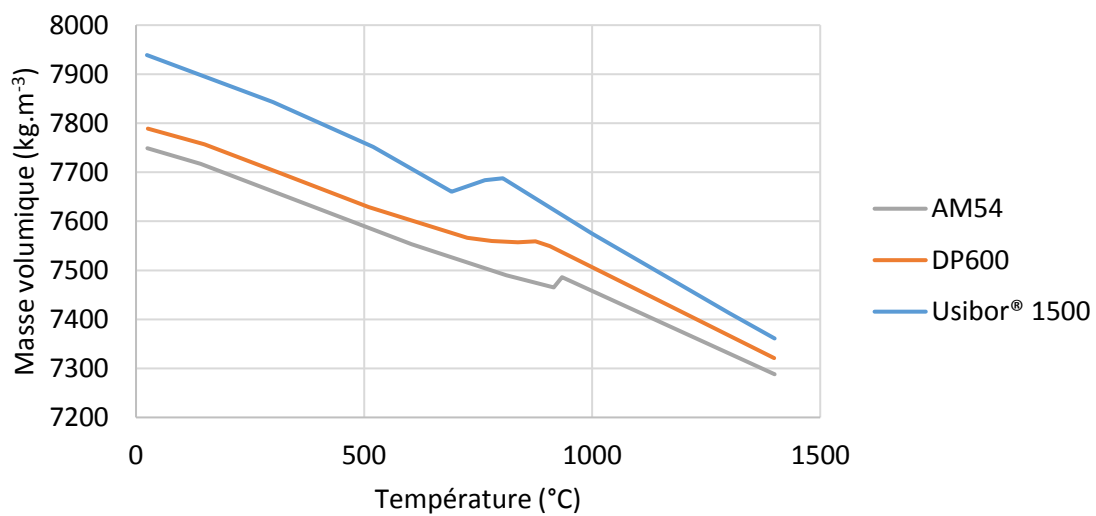


Figure A.1 – Masse volumique des aciers.

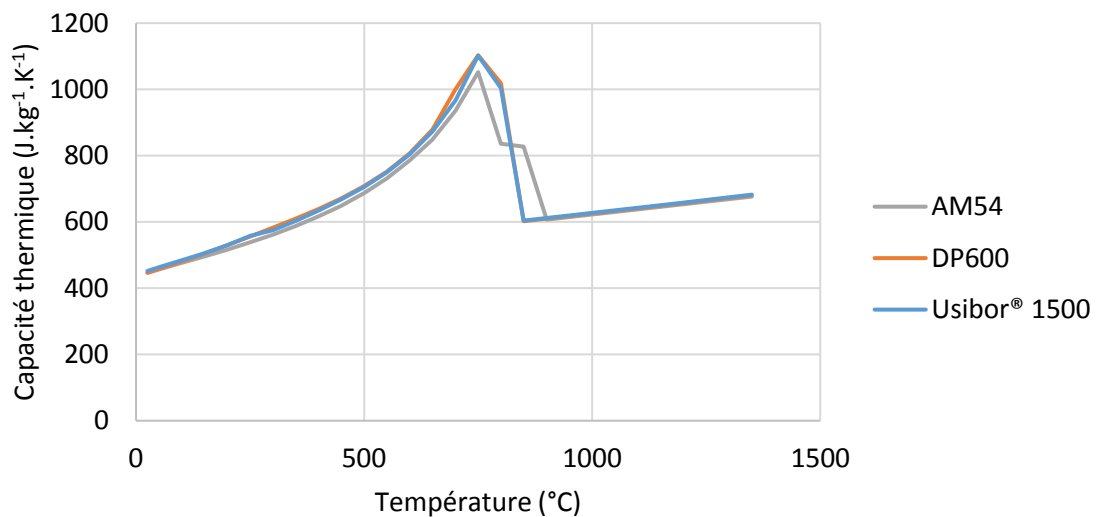


Figure A.2 – Capacité calorifique massique des aciers.

Les conductivités thermiques (figure A.3) sont calculées à partir de la composition chimique des aciers à l'aide d'un modèle développé par ArcelorMittal.

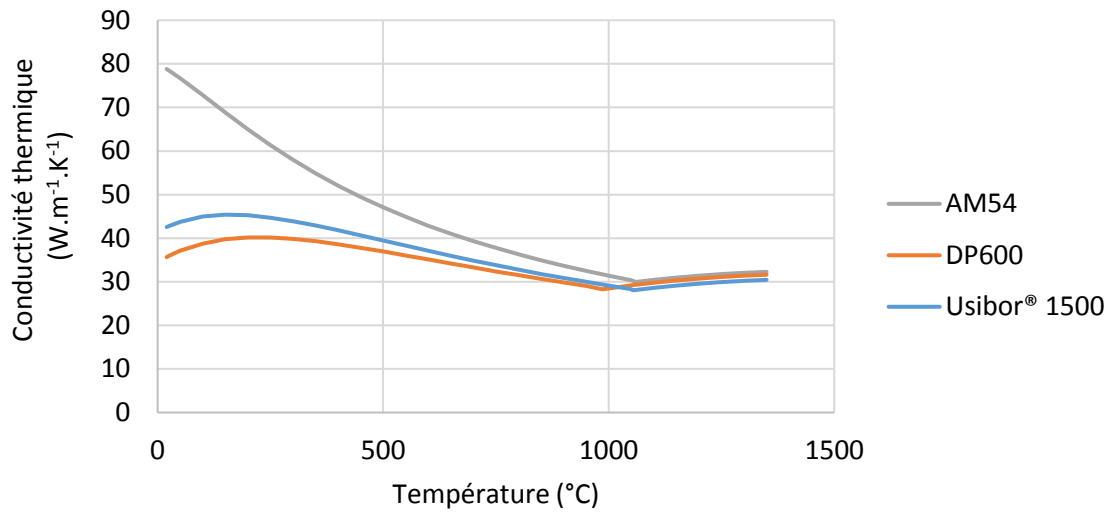


Figure A.3 – Conductivité thermique des aciers.

## 2. Résistivité électrique des aciers : mesures réalisées à l'IRDL

La résistivité électrique des aciers a été mesurée à l'IRDL à l'aide du dispositif présenté par Gauthier [1]. Les mesures sont comparées aux modèles présentés par Sibilja [2].

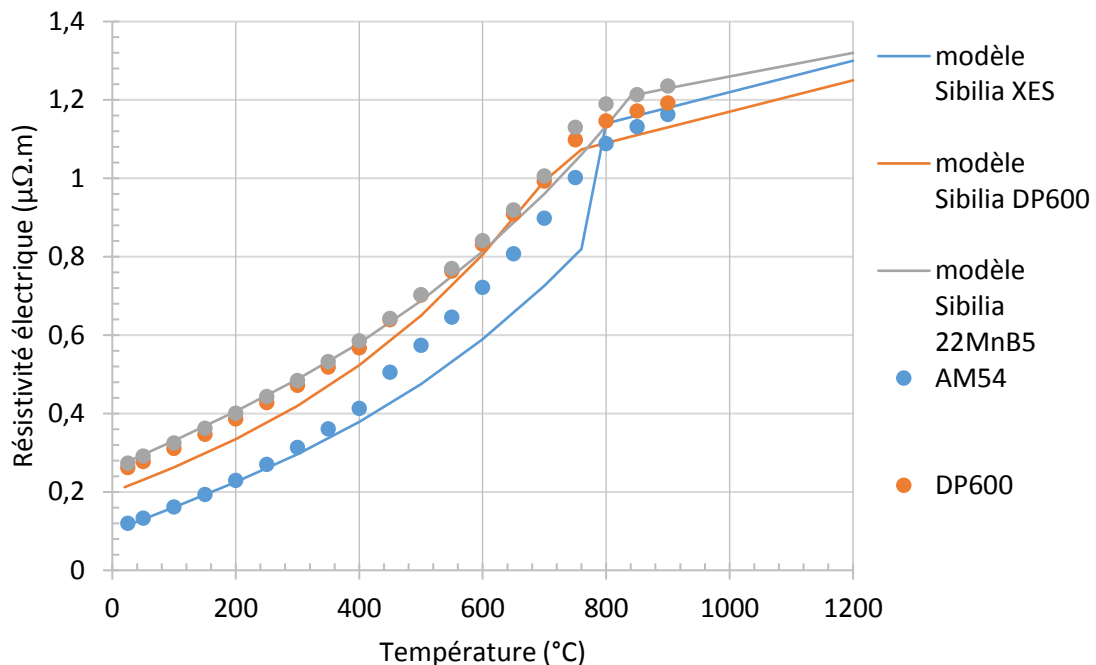


Figure A.4 – Résistivité électrique des aciers : mesures et données de la littérature.

### 3. Données du CuCrZr dans l'état trempé-écroui-revenu

Les données sont issues de Gauthier [1].

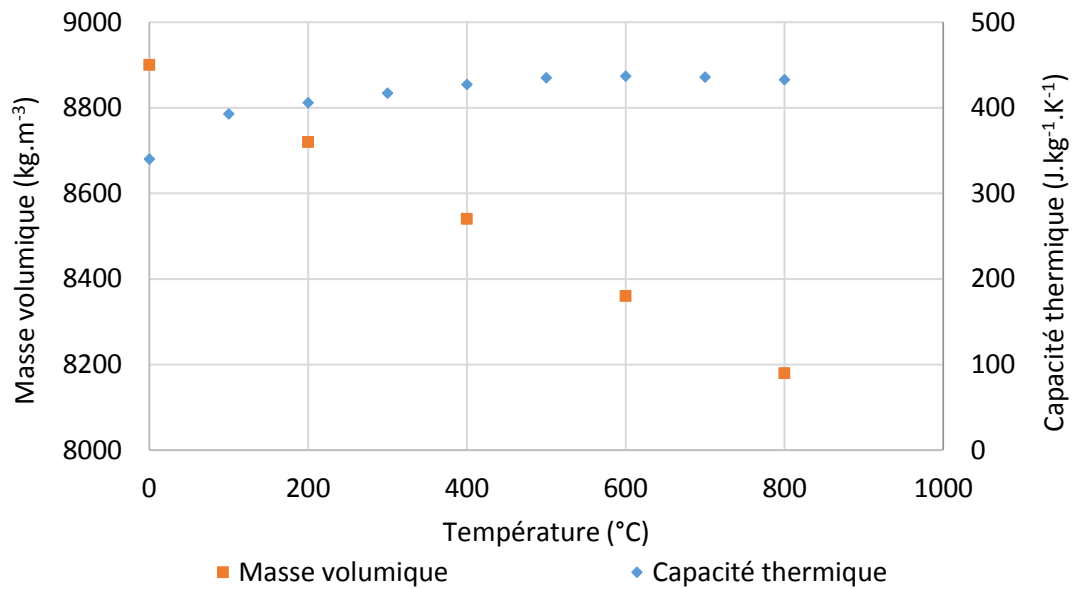


Figure A.5 – Masse volumique et capacité thermique du CuCrZr [1].

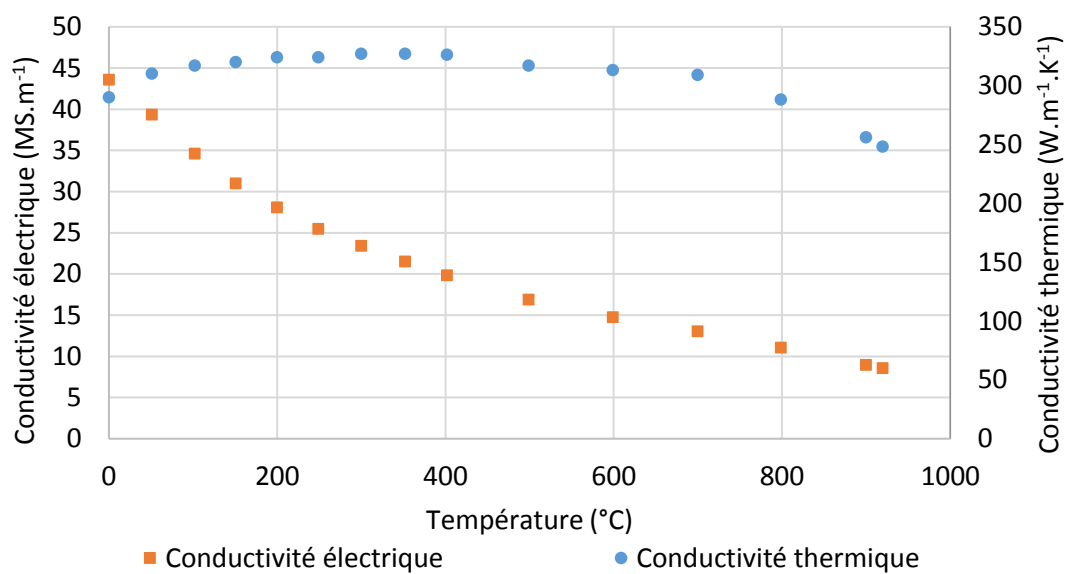


Figure A.6 – Conductivités thermique et électrique du CuCrZr [1]

#### 4. Comparaison des conductivités électriques et thermiques des aciers et des couches de contact équivalentes

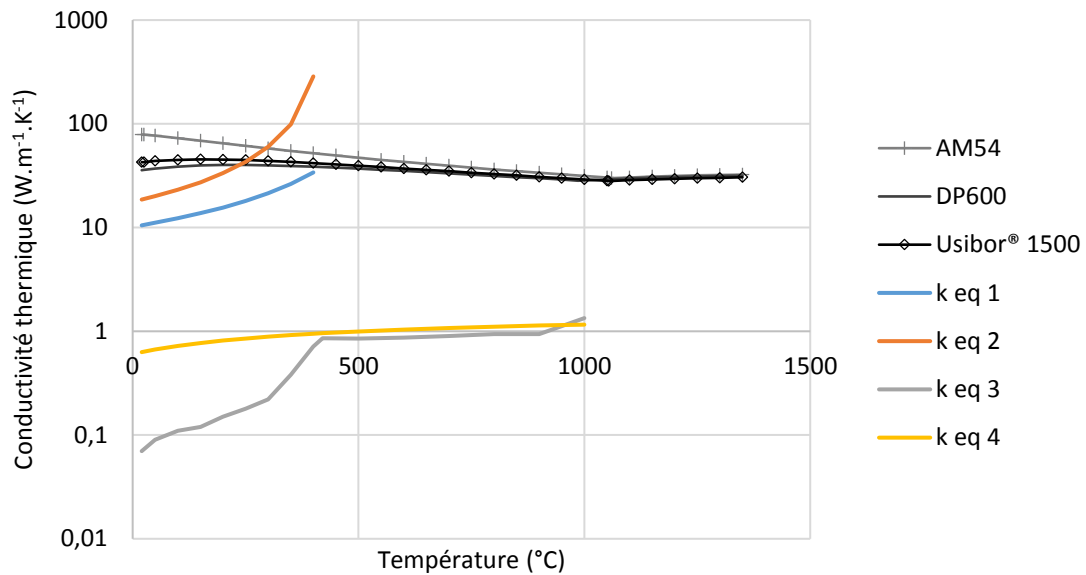


Figure A.7 – Conductivités thermiques des aciers et des couches de contact équivalentes.

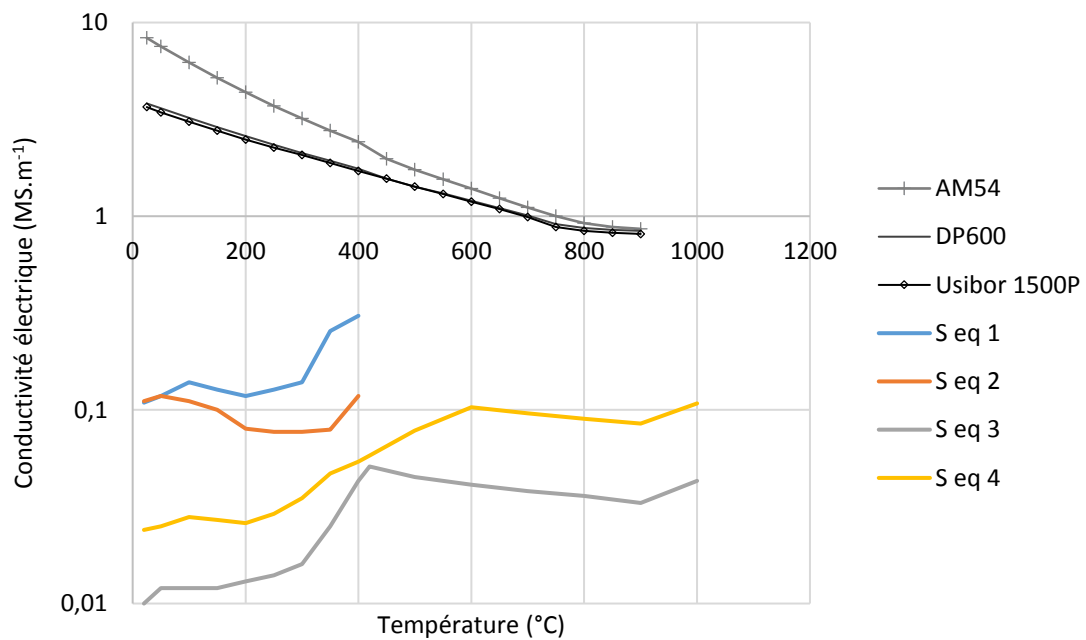


Figure A.8 – Conductivités électriques des aciers et des couches de contact équivalentes.



## ***Soudage par résistance des tôles fines revêtues : formation du noyau dans un assemblage de trois tôles***

Dans l'industrie automobile, les exigences en matière d'émissions polluantes conduisent à alléger les véhicules, notamment en réduisant l'épaisseur des tôles. Ce travail en partenariat avec ArcelorMittal porte sur le soudage par résistance par point de tôles fines d'acier. L'objectif est d'identifier les phénomènes qui induisent les difficultés de soudabilité opératoire rencontrées avec une combinaison dissymétrique de trois tôles revêtues, incluant une tôle très mince galvanisée de moins de 0,6 mm, une tôle de DP600, et une tôle en Usibor® emboutie à chaud. Des observations par caméra infrarouge montrent que les échauffements initiaux se produisent principalement au niveau des interfaces avec la tôle d'Usibor®1500, et que le noyau se forme du côté de cette tôle, loin de la tôle mince. Les valeurs très élevées des résistances de contact électrique et thermique, mesurées aux interfaces avec la tôle d'Usibor®, sont imputables au revêtement Alusi® et sont à l'origine des forts échauffements initiaux observés à ces interfaces. Un modèle numérique, limité aux aspects électrothermiques et développé sur COMSOL Multiphysics®, a permis de montrer que la zone fondue s'initie très rapidement dans la tôle d'Usibor® 1500 sous l'effet des fortes résistances de contact adjacentes, et que son développement en épaisseur et diamètre est piloté par les évolutions des rayons de contact électrode-tôle. Les résistances de contact entre électrode et tôle mince, le profil du courant de soudage, et les rayons de courbure des faces actives des électrodes, sont les paramètres prépondérants à optimiser pour améliorer la pénétration du noyau dans la tôle mince.

**Mots-clés** : soudage par résistance par point, thermographie infrarouge, résistances de contact, simulation numérique.

## ***Resistance spot welding of thin coated steel sheets: nugget development in a three-steel sheet assembly***

In the automotive industry, the requirements for polluting emissions leads to lighter vehicles, especially in decreasing the steel sheet thickness. This work in partnership with ArcelorMittal focuses on resistance spot welding of steel sheets. The aim is to identify the phenomena that induce operating weldability difficulties encountered with an asymmetrical stack of three coated steel sheets, including a very thin galvanized sheet of less than 0.6 mm, a sheet of DP600, and a hot stamped Usibor® sheet. Infrared camera observations show that the initial heating takes place at the interfaces with the Usibor®1500 sheet, and that the nugget appears inside this sheet, away from the thin sheet. The very high values of the electrical and thermal contact resistances, measured at the interfaces with the Usibor®1500 sheet, are due to the Alusi® coating and are at the origin of the strong initial heating at these interfaces. A numerical model, limited to the electro-thermal aspects and developed with COMSOL Multiphysics®, shows that the nugget is initiated very quickly in Usibor®1500 sheet under the effect of adjacent contact resistances, and that its development is driven by the evolutions of the electrode-sheet contact areas. The contact resistances between the electrode and the thin sheet, the welding current evolution, and the curvature radius of electrode tips are the most efficient parameters to be optimized to improve the penetration of the nugget in the thin sheet.

**Keywords**: resistance spot welding, infrared thermography, contact resistance, numerical simulation.